



# ВЛИЯНИЕ ДИФфуЗИОННОГО ВОДОРОДА НА СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬ ЗАМЕДЛЕННОМУ РАЗРУШЕНИЮ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

А. А. ГАЙВОРОНСКИЙ

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

В работе исследовано влияние диффузионного водорода в наплавленном металле на изменение сопротивляемости и характер замедленного разрушения металла ЗТВ сварных соединений высокопрочной колесной стали марки 2, содержание углерода в которой составляет 0,58 мас. %. С применением метода «карандашной» пробы определено содержание диффузионного водорода в наплавленном металле при сварке в среде углекислого газа порошковой проволокой ПП-АН180МН, количество которого может изменяться в пределах от 0,3 до 2,2 см<sup>3</sup>/100 г. При испытаниях по методу Имплант оценено влияние диффузионного водорода на изменение показателей критических напряжений при замедленном разрушении соединений колесной стали. Методами растровой электронной микроскопии изучено влияние диффузионного водорода на характер разрушения металла ЗТВ, определены характерные зоны изломов и параметры структурных составляющих. Установлено, что при содержании диффузионного водорода в наплавленном металле на уровне 0,3 см<sup>3</sup>/100 г сопротивляемость замедленному разрушению соединений наибольшая и в зависимости от структурного состояния металла участка перегрева ЗТВ критические напряжения разрушения составляют 0,35...0,45 $\sigma_{0,2}$ . Разрушение происходит преимущественно хрупко по границам и телу зерен, доля вязкой структурной составляющей не более 20 %. При увеличении содержания диффузионного водорода металл ЗТВ охрупчивается и сопротивляемость замедленному разрушению снижается. Наиболее резкое падение показателей критических напряжений до величины 0,1 $\sigma_{0,2}$  характерно для металла ЗТВ с мартенситно-бейнитной структурой, количество мартенсита в которой составляет 70 %. Библиогр. 13, табл. 2, рис. 6.

*Ключевые слова:* дуговая сварка, диффузионный водород, колесная сталь, замедленное разрушение, ЗТВ, структура

Образование холодных трещин в сварных соединениях высокопрочных сталей, как известно, происходит по механизму замедленного разрушения. При этом необходимо наличие закаленной структуры (мартенсит, бейнит) металла с высоким уровнем внутренних напряжений и диффузионно-подвижного водорода, который, скапливаясь в несплошностях структуры, повышает уровень локальных напряжений. Диффузионный водород, тем самым, дополнительно охрупчивает структуру и инициирует образование микротрещин в металле. В последующем под действием остаточных напряжений, которые формируются в соединении при сварке, микротрещины развиваются в макротрещины [1–5]. При этом большое влияние оказывают геометрические концентраторы в соединениях, такие как подрезы, несплавления, непровары в корне, которые являются местами локализации остаточных напряжений, где наиболее вероятно образование холодных трещин [6].

Очевидно, что водород является одним из главных факторов при образовании холодных трещин в сварных соединениях высокопрочных сталей. Влияние водорода на процесс замедленного разрушения металла объясняет дислокационная модель, которая подробно представлена в работах

[5, 7, 8]. Согласно данной модели атомарный водород, который находится в сварном соединении, скапливается в развивающихся дислокациях и снижает пластические свойства металла, энергию зарождения и развития трещин при его разрушении под действием внешних нагрузжений. Также установлено, что влияние водорода усиливается с повышением прочности металла.

Насыщение расплавленного металла шва атомарным водородом, изменение его растворимости в металле в зависимости от температуры описаны в работе [1]. Так, растворимость водорода в  $\gamma$ -железе составляет примерно 8,2 см<sup>3</sup>/100 г при температуре 1200 °С, а в  $\alpha$ -железе при 500 °С этот показатель составляет всего 0,6 см<sup>3</sup>/100 г. Поэтому, когда при охлаждении соединений в металле шва протекают структурные  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, растворимость водорода резко снижается и он диффундирует в окружающую среду, включая близлежащий участок металла ЗТВ. Экспериментально определить количественное содержание диффузионного водорода в металле ЗТВ невозможно. В связи с этим большинство исследователей для сравнительной оценки влияния водорода на сопротивляемость образованию холодных трещин сварных соединений высокопрочных сталей рассматривают содержание диффузионно-



го водорода в наплавленном металле. Для этого чаще всего используют метод «карандашной» пробы и хроматографический метод [1–3, 9]. Например, с применением метода «карандашной» пробы установлено, что в зависимости от влажности сварочных материалов содержание диффузионного водорода в наплавленном металле при сварке проволоками сплошного сечения в среде защитных газов может достигать  $3,0 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ , при ручной дуговой сварке  $12,0 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ , а при сварке под флюсом  $8,0 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  [1, 2].

Оценить содержание водорода в металле ЗТВ с некоторой степенью приближения возможно с применением расчетных методов, учитывающих кинетику структурных превращений в сварном соединении. В работе [10] было установлено, что при исходном содержании диффузионного водорода в металле шва на уровне  $10 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  локальное количество атомарного (диффузионного) и молекулярного (остаточного) водорода в металле ЗТВ соединений высокопрочной низколегированной стали при охлаждении по заданному термическому циклу до температуры  $60 \text{ }^\circ\text{C}$  (погонная энергия сварки  $9,1 \text{ кДж/см}$ ) может быть в пределах соответственно  $1,09...1,59$  и  $0,38...1,68 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ . При этом его концентрационные изменения в указанных пределах зависят от структурного состояния металла. Так, при формировании мартенситно-бейнитной структуры содержание диффузионного и остаточного водорода в металле ЗТВ составляет соответственно  $1,30$  и  $0,79 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ , а при бейнитно-ферритной —  $1,49$  и  $1,68 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ . Как видно, расчетные локальные концентрации водорода в металле ЗТВ соединений отличаются незначительно при фиксированном его содержании в металле шва и постоянной погонной энергии сварки. При этом содержание диффузионного водорода в металле ЗТВ примерно в 7 раз ниже от исходного в металле шва. Однако даже при таком низком и примерно одинаковом его количестве в металле ЗТВ, структура и пластические свойства которого отличаются в зависимости от условий протекания ТДЦС, сопротивляемость замедленному разрушению соединений высокопрочных низколегированных сталей различна.

В случае дуговой сварки высокопрочных колесных сталей, содержание углерода в которых превышает  $0,50 \%$ , в металле ЗТВ формируются закалочные структуры с повышенной плотностью дислокаций. В результате этого прочностные свойства металла увеличиваются, а пластические снижаются [11–13]. Можно ожидать, что в этом случае даже незначительные локальные концентрации водорода будут приводить к более существенным изменениям свойств металла ЗТВ, чем при сварке высокопрочных низколегированных сталей. Однако поскольку исследования свариваемости высокопрочных сталей с содержанием уг-

лерода более  $0,50 \%$  начали проводиться сравнительно недавно, экспериментальных данных о влиянии водорода на сопротивляемость замедленному разрушению сварных соединений такого типа сталей нет.

Целью настоящей работы было исследование влияния содержания диффузионно-подвижного водорода в наплавленном металле на изменение сопротивляемости и характер замедленного разрушения металла ЗТВ сварных соединений высокопрочной колесной стали под действием статического нагружения. В качестве материала для исследований использовали высокопрочную колесную сталь марки 2 (ГОСТ 10791) следующего состава, мас. %:  $0,58 \text{ C}$ ;  $0,44 \text{ Si}$ ;  $0,77 \text{ Mn}$ ;  $0,10 \text{ Ni}$ ;  $0,05 \text{ Cr}$ ;  $0,012 \text{ S}$ ;  $0,011 \text{ P}$ .

Количественную оценку сопротивляемости замедленному разрушению металла ЗТВ выполняли с применением метода Имплант [2, 3]. В отличие от традиционного метода образцы-вставки из исследуемой стали диаметром  $6 \text{ мм}$  изготавливали без надреза [13]. В качестве технологических пластин использовали высокопрочную низколегированную сталь толщиной  $20 \text{ мм}$ . Образцы после сварки и их естественного охлаждения до температуры  $50 \text{ }^\circ\text{C}$  нагружали постоянно действующей нагрузкой. При проведении сравнительных испытаний применяли механизированный способ сварки в среде углекислого газа опытной порошковой проволокой ПП-АН180МН (легирование металла шва системы 10ХНГСФТ) диаметром  $2 \text{ мм}$  на режимах: сварочный ток  $I_{\text{св}} = 220...250 \text{ А}$ , напряжение на дуге  $U_{\text{д}} = 26 \text{ В}$ . Погонная энергия при скорости сварки  $v_{\text{св}} = 16,7 \text{ м/ч}$  составляла  $Q_{\text{св}} = 8,9 \text{ кДж/см}$ , а при  $v_{\text{св}} = 11 \text{ м/ч}$  —  $13,6 \text{ кДж/см}$ . Сварку образцов Имплант выполняли без предварительного подогрева ( $T_{\text{пп}} = 20 \text{ }^\circ\text{C}$ ). При этом скорость охлаждения металла ЗТВ в интервале температур  $600...500 \text{ }^\circ\text{C}$  ( $w_{6/5}$ ) составляла соответственно  $25...30$  и  $12...14 \text{ }^\circ\text{C/с}$ , а время охлаждения от  $800$  до  $100 \text{ }^\circ\text{C}$  ( $\tau_{8/1}$ ) соответственно  $170$  и  $260 \text{ с}$ .

Очевидно, что в зависимости от погонной энергии сварки и скорости охлаждения соединений будет изменяться структура металла в участке перегрева ЗТВ. Специально проведенные металлографические исследования показали, что структура колесной стали марки 2 в состоянии поставки представлена перлитно-ферритной смесью (рис. 1, а), размер зерна  $D_3 = 20...75 \text{ мкм}$  и микротвердость  $HV0,1 = 1990...2450 \text{ МПа}$ . По границам зерен располагаются ферритные оторочки размером  $h_{\text{от}} = 5...10 \text{ мкм}$ . В условиях сварки, когда скорость охлаждения составляет  $w_{6/5} = 25...30 \text{ }^\circ\text{C/с}$ , в участке перегрева металла ЗТВ формируется смешанная мартенситно-бейнитная структура (рис. 1, б), количество мартенсита в которой  $70 \%$ , а микротвердость структурных составляющих  $HV0,1 =$

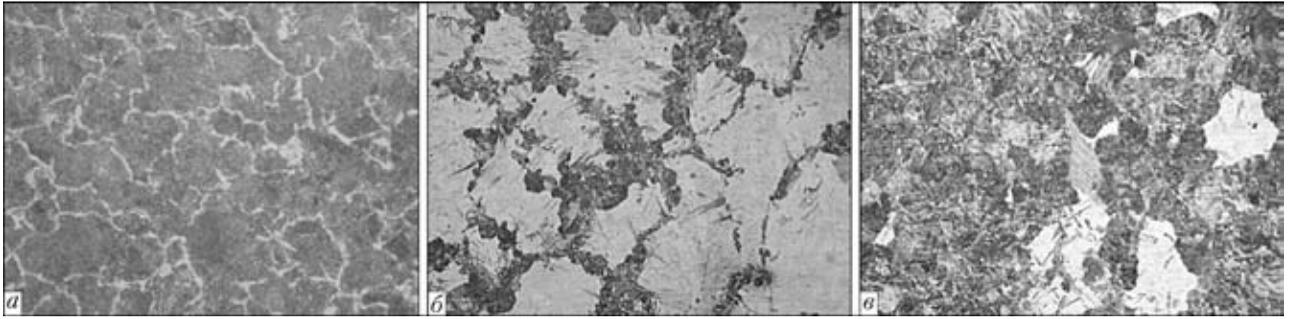


Рис. 1. Микроструктура ( $\times 500$ , уменьшено в 2 раза) металла ЗТВ колесной стали марки 2: а — основной металл; б —  $w_{6/5} = 25...30$ ; в —  $12...14$  °C/c

4340...6990 МПа. При скорости охлаждения  $w_{6/5} = 12...14$  °C/c в участке перегрева металла ЗТВ также формируется мартенситно-бейнитная структура (рис. 1, в), но при преобладающей доле бейнита (80 %) с микротвердостью структурных составляющих  $HV_{0,1} = 3340...3680$  МПа. Размер зерна в участке перегрева металла ЗТВ составляет  $D_3 = 63...94$  мкм (балл 4, 5 по ГОСТ 5639).

При проведении испытаний по методу Имплант содержание водорода в наплавленном металле регулировали путем изменения температуры прокалики порошковой проволоки и времени ее вылеживания на воздухе перед сваркой. Для определения количества диффузионного водорода  $[H]_{диф}$  в наплавленном металле применяли метод «карандашной» пробы с использованием в качестве запирающей жидкости смеси глицерина и дистиллированной воды. Содержание  $[H]_{диф}$  в наплавленном металле в зависимости от условий подготовки порошковой проволоки ПП-АН180МН перед сваркой: прокалка при температуре 230 °C, 2,5 ч — 0,3 см<sup>3</sup>/100 г; прокалка при температуре 230 °C, 1 ч — 0,5; прокалка при температуре 230 °C, 1 ч, вылеживание на воздухе 7 сут — 1,0; прокалка при температуре 230 °C, 1 ч, вылеживание на воздухе 14 сут — 1,3; прокалка при температуре 200 °C, 2,5 ч — 1,5; прокалка при температуре 150 °C, 2,5 ч — 1,8; без прокалики — 2,2.

Из приведенных данных следует, что при сварке порошковой проволокой в среде углекислого газа соединений высокопрочных углеродистых сталей можно добиться пониженного содержания диффузионного водорода в металле шва, которое составляет 0,3 см<sup>3</sup>/100 г при условии предварительной прокалики проволоки при температуре 230 °C в течение 2,5 ч. Эта величина  $[H]_{диф}$  в несколько раз ниже, чем при сварке под флюсом проволоками сплошного сечения. При сварке порошковой проволокой, время прокалики которой составляло 1 ч, и вылеживании ее в течение 14 сут на воздухе (влажность до 75 %), количество  $[H]_{диф}$  в металле шва увеличивается до 1,3 см<sup>3</sup>/100 г. При снижении температуры прокалики от 230 до 150 °C и при сварке проволокой, не подвергающейся термической обработке, содержание диффузионного

водорода в наплавленном металле наибольшее и составляет 1,8...2,2 см<sup>3</sup>/100 г.

На рис. 2 представлены данные об изменении сопротивляемости замедленному разрушению металла ЗТВ соединений колесной стали марки 2 в зависимости от погонной энергии сварки и содержания диффузионного водорода в наплавленном металле, изменяющегося от 0,3 до 0,5 см<sup>3</sup>/100 г. Как видно из приведенного материала, при минимальных значениях  $[H]_{диф}$  критические напряжения  $\sigma_{кр}$ , при которых образцы Имплант не разрушаются, наибольшие. При сварке на погонной энергии  $Q_{св} = 8,9$  кДж/см ( $w_{6/5} = 25...30$  °C/c) они составляют  $\sigma_{кр} = 250$  МПа, а при  $Q_{св} = 13,6$  кДж/см ( $w_{6/5} = 12...14$  °C/c) критические напряжения повышаются до 320 МПа.

На изменение показателей сопротивляемости замедленному разрушению  $\sigma_{кр}$  при постоянной величине  $[H]_{диф} = 0,3$  см<sup>3</sup>/100 г оказывает влияние структурное состояние металла в участке перегрева ЗТВ. Как было показано выше, при сварке колесной стали на режимах, когда погонная энергия составляет 13,6 кДж/см в участке перегрева

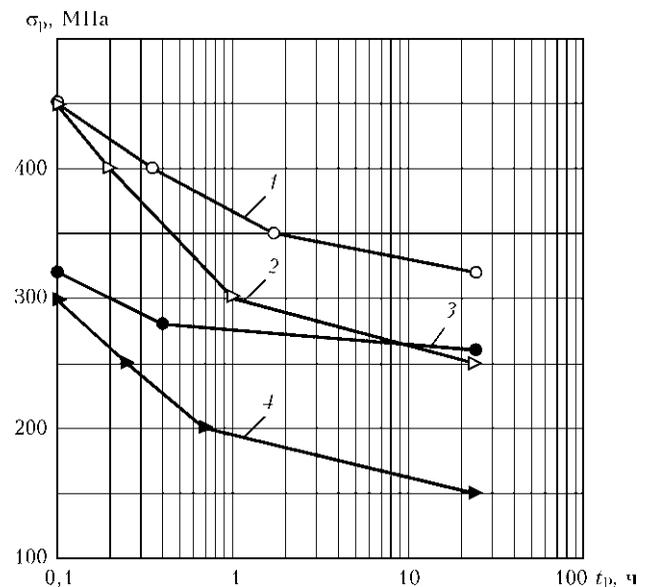


Рис. 2. Влияние диффузионного водорода на сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ колесной стали марки 2: 1, 2 —  $[H]_{диф} = 0,3$ ; 3, 4 — 0,5 см<sup>3</sup>/100 г; 1, 3 —  $Q_{св} = 13,6$ ; 2, 4 — 8,9 кДж/см

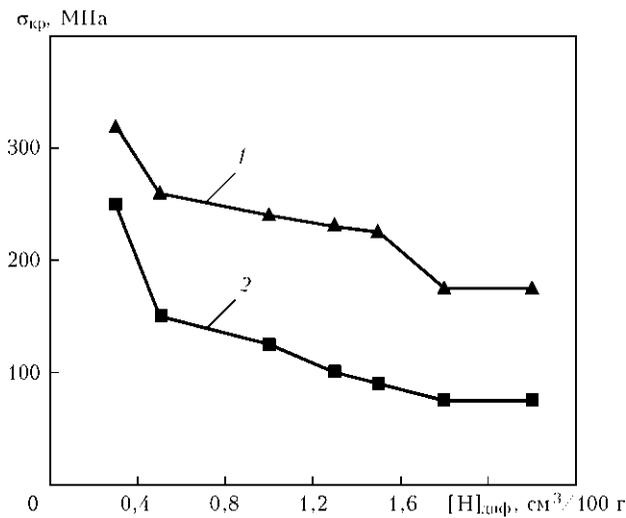


Рис. 3. Влияние содержания диффузионного водорода в наплавленном металле на критические напряжения разрушения металла ЗТВ соединений колесной стали марки 2 при сварке проволокой ПП-АН180МН: 1 —  $Q_{св} = 13,6$ ; 2 —  $8,9$  кДж/см

металла ЗТВ формируется мартенситно-бейнитная структура меньшей твердости. Количество мартенсита в структуре не превышает 20 %. Металл становится более пластичным, лучше сопротивляется зарождению и развитию микротрещин и критические напряжения разрушения повышаются на 30 %.

Следует также отметить, что при погонной энергии сварки 13,6 кДж/см металл ЗТВ пребывает более длительное время при охлаждении в температурном интервале 800...100 °С ( $\tau_{8/1}$  выше в 1,5 раза), чем при 8,9 кДж/см. Это также может способствовать повышению сопротивляемости замедленному разрушению за счет развития процессов диффузии водорода в металле ЗТВ.

При повышении содержания диффузионного водорода в наплавленном металле до 0,5 см<sup>3</sup>/100 г сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ колесной стали снижается. Более интенсивно это происходит в случае сварки при  $Q_{св} = 8,9$  кДж/см ( $w_{6/5} = 25...30$  °С/с), когда в

структуре металла ЗТВ образуется 70 % мартенсита. Критические напряжения разрушения снижаются с 250 до 150 МПа (на 40 %). При сварке на более высокой погонной энергии (13,6 кДж/см) и формировании в участке перегрева металла ЗТВ преимущественно бейнитной структуры  $\sigma_{кр}$  понижаются на 20 % до уровня 260 МПа.

Как видно, незначительное повышение диффузионного водорода в наплавленном металле привело к существенному снижению показателей сопротивляемости замедленному разрушению металла ЗТВ. Как показано в работе [13], при сварке соединений колесной стали, содержание углерода в которой составляет 0,58 %, в участке перегрева металла ЗТВ формируется структура, плотность дислокаций в которой может достигать значений  $\rho = 5...8 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>. Поэтому сравнительно небольшое превышение содержания атомарного водорода, который скапливается в дислокациях с таким уровнем плотности в металле повышенной прочности, приводит к резкому охрупчиванию металла ЗТВ. Об этом свидетельствуют сравнительные испытания образцов Имплант, погонная энергия сварки которых составляла 8,9 кДж/см при величине нагрузки 300 МПа (рис. 1) — время разрушения металла ЗТВ при содержании  $[H]_{диф}$  в металле шва 0,3 и 0,5 см<sup>3</sup>/100 г соответственно составляет 60 и 6 мин.

Обобщенные результаты исследований влияния содержания диффузионного водорода в наплавленном металле на показатели сопротивляемости замедленному разрушению металла ЗТВ соединений колесной стали марки 2 (0,58 % С) представлены на рис. 3. Как видно, последующее увеличение содержания  $[H]_{диф}$  в шве до 1,0...1,5 см<sup>3</sup>/100 г приводит к снижению сопротивляемости металла ЗТВ замедленному разрушению, но эти изменения протекают плавно. Так, при повышении диффузионного водорода в наплавленном металле на 1,0 см<sup>3</sup>/100 г (от 0,5 до 1,5 см<sup>3</sup>/100 г) показатели  $\sigma_{кр}$  для металла ЗТВ соединений колесной стали, выполненных на режимах с  $Q_{св} = 13,6$  кДж/см,

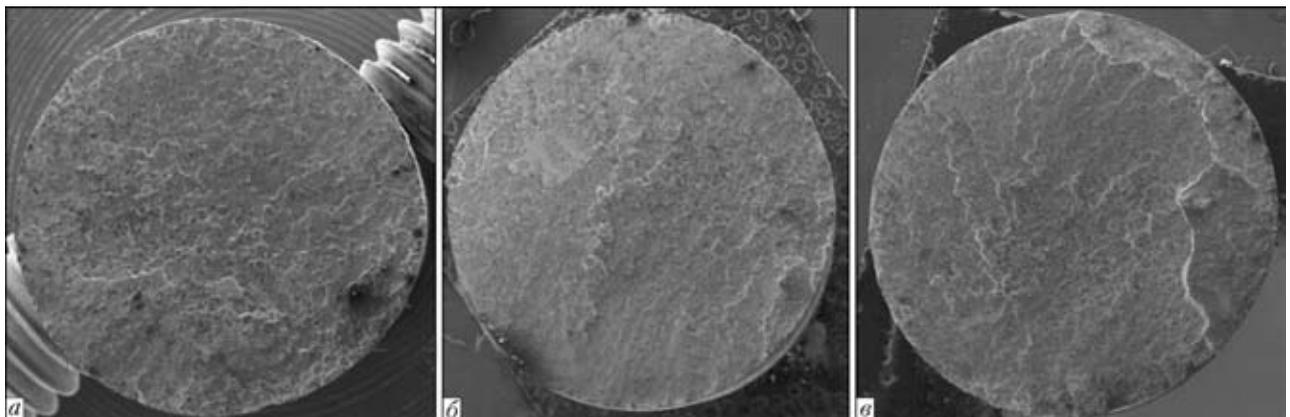


Рис. 4. Изломы образцов Имплант колесной стали марки 2 при сварке проволокой ПП-АН180МН на погонной энергии 13,6 кДж/см (×25): а —  $[H]_{диф} = 0,3$ ; б — 0,5; в — 2,2 см<sup>3</sup>/100 г



снижаются еще примерно на 12 % (с 260 до 220 МПа), а при сварке с  $Q_{св} = 8,9$  кДж/см — на 24 % (со 150 до 90 МПа). При этом также проявляется влияние структурного фактора. Охрупчивание более закаленного металла ЗТВ при увеличении диффузионного водорода происходит в большей степени.

При увеличении  $[H]_{диф}$  до  $1,8$  см<sup>3</sup>/100 г сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ соединений колесной стали, сварку которых выполняли на погонной энергии  $8,9$  кДж/см, снижается на 6 % до значений  $\sigma_{кр} = 75$  МПа. Это граничное значение критических напряжений при данных условиях сварки, которое составляет примерно 0,1 предела текучести металла ЗТВ ( $\sigma_{0,2}$  около 715 МПа [12]), и при дальнейшем повышении содержания диффузионного водорода в наплавленном металле до  $2,2$  см<sup>3</sup>/100 г этот показатель не изменяется. Суммарное снижение критических напряжений разрушения металла ЗТВ соединений колесной стали при  $Q_{св} = 8,9$  кДж/см при увеличении содержания  $[H]_{диф}$  в наплавленном металле от  $0,3$  до  $2,2$  см<sup>3</sup>/100 г составило 70 %.

Несколько иначе изменяется показатель  $\sigma_{кр}$  для металла ЗТВ соединений, сварку которых выполняли на погонной энергии  $13,6$  кДж/см, при увеличении  $[H]_{диф}$  с  $1,5$  до  $1,8$  см<sup>3</sup>/100 г. Как видно из рис. 3, снижение критических напряжений разрушения составляет 14 % (с 220 до 175 МПа). Это, по-видимому, связано с тем, что при данных условиях сварки, когда в участке перегрева металла ЗТВ соединений колесной стали формируется преимущественно бейнитная структура, происходит ее перенасыщение атомарным водородом и пластические свойства металла снижаются более резко. При дальнейшем повышении содержания диффузионного водорода в наплавленном металле до  $2,2$  см<sup>3</sup>/100 г этот показатель также не изменяется. Суммарное снижение критических напряжений разрушения металла ЗТВ соединений колесной стали при увеличении содержания  $[H]_{диф}$  от  $0,3$  до  $2,2$  см<sup>3</sup>/100 г для данных условий сварки ( $Q_{св} = 13,6$  кДж/см) составило 45 %.

Изломы образцов Имплант колесной стали, сварку которых выполняли при  $Q_{св} = 13,6$  кДж/см с различным содержанием диффузионного водорода в наплавленном металле, исследовали методами растровой электронной микроскопии\*.

Использовали сканирующий электронный микроскоп СЭМ-515 фирмы «Philips»,

Таблица 1. Параметры испытаний образцов Имплант колесной стали для исследований поверхности разрушения ( $Q_{св} = 13,6$  кДж/см)

$[H]_{диф}$ , см <sup>3</sup> /100 г	$\sigma_{кр}$ , МПа	$\sigma_p$ , МПа	$t_p$ , ч
0,3	320	350	1,5
0,5	260	320	0,1
1,5	220	250	4,5
2,2	175	200	4,5

оснащенный энергодисперсионным спектрометром системы «LINK». Параметры нагрузений при испытании образцов Имплант колесной стали, которые были выбраны для исследований поверхности разрушения, приведены в табл. 1.

Изломы образцов Имплант колесной стали марки 2 представлены на рис. 4. Установлено, что разрушение происходит в основном хрупко. На поверхности изломов наблюдаются характерные участки разрушения, которые можно условно разделить на локальные участки зарождения мик-

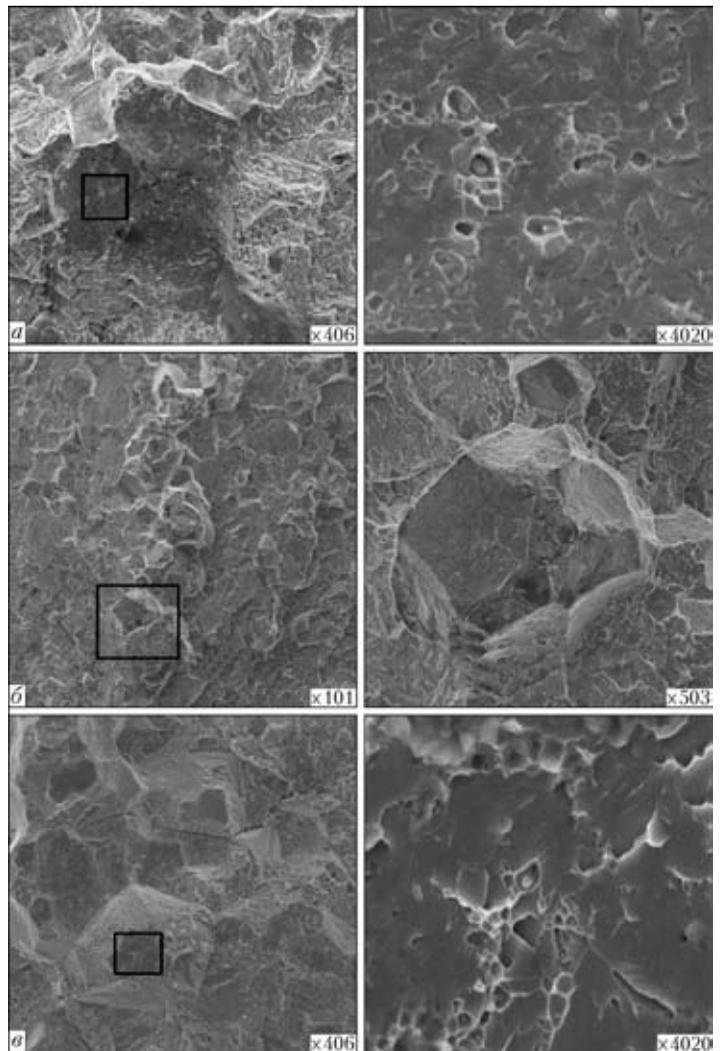


Рис. 5. Фрагменты поверхности разрушения металла ЗТВ на участке зарождения и замедленного развития микротрещин: а —  $[H]_{диф} = 0,3$ ; б —  $0,5$ ; в —  $2,2$  см<sup>3</sup>/100 г

\* Исследования были выполнены Л. И. Маркашовой, Е. Н. Бердниковой, Т. А. Алексеенко.



Таблица 2. Структура излома при замедленном разрушении металла ЗТВ колесной стали марки 2

[Н] <sub>диф</sub> , см <sup>3</sup> /100 г	Зона I				Зона II					
	Хрупкий межзеренный		Хрупкий внутризеренный		Хрупкий межзеренный		Хрупкий внутризеренный		Вязкий	
	V <sub>д</sub> , %	D <sub>ф</sub> , мкм	V <sub>д</sub> , %	D <sub>ф</sub> , мкм	V <sub>д</sub> , %	D <sub>ф</sub> , мкм	V <sub>д</sub> , %	D <sub>ф</sub> , мкм	V <sub>д</sub> , %	D <sub>ф</sub> , мкм
0,3	20	30/100	80	50/100	20	60/100	60	40/60	20	0,5/2
0,5	40	50/120	60	50/100	15	50/120	80	40/60	5	0,5/2
1,5	60	50/120	40	50/100	40	50/100	60	50/80	—	—
2,2	80	50/100	20	50/80	40	50/100	60	40/80	—	—

ротрещин и их замедленного развития (зона I), участки ускоренного развития микротрещин до макроуровня (зона II) и участки долома (зона III). Распределение зон носит локальный характер, зарождение и развитие трещин происходит одновременно в нескольких местах, участки разрушения чередуются. Исследования на микроуровне показали, что в зависимости от содержания диффузионного водорода в наплавленном металле и

уровня нагружения микрорельеф поверхности разрушения металла ЗТВ разный. Обобщенные результаты исследований представлены на рис. 5, 6 и табл. 2.

Установлено, что зарождение микротрещин в металле ЗТВ соединений колесной стали протекает хрупко по границам зерен. В зоне I изломов, при всех вариантах сварки, наблюдаются локальные участки хрупкого межзеренного разрушения, которые являются местами зарождения микротрещин (рис. 5, а–в). В дальнейшем, под действием напряжений микротрещины развиваются как по границам, так и телу зерен — излом в данной зоне характеризуется как межзеренный и внутризеренный скол. Размер фасеток скола D<sub>ф</sub> составляет примерно 30...100 мкм. В зависимости от содержания диффузионного водорода в наплавленном металле изменяется соотношение этих видов излома. С увеличением содержания [Н]<sub>диф</sub> от 0,3 до 2,2 см<sup>3</sup>/100 г объемная доля V<sub>д</sub> межзеренного скола повышается с 20 до 80 %, а доля внутризеренного скола соответственно уменьшается (табл. 3). В этой зоне выявлены также вторичные трещины, длина которых составляет до 250 мкм при [Н]<sub>диф</sub> = 2,2 см<sup>3</sup>/100 г.

При достижении своего критического размера начинается ускоренное развитие микротрещин в макротрещины. При этом, наряду с межзеренным и внутризеренным сколом, по границам некоторых зерен наблюдаются локальные участки вязкого разрушения с размером фасеток D<sub>ф</sub> около 0,5...2 мкм (рис. 6, а). При содержании [Н]<sub>диф</sub> = 0,3 см<sup>3</sup>/100 г объемная доля вязкого разрушения составляет до 20 %, при 0,5 см<sup>3</sup>/100 г — 5 %, а при последующем увеличении содержания диффузионного водорода в наплавленном металле ускоренное развитие трещин протекает исключительно хрупко (рис. 6, б).

На участке долома характер разрушения и размер структурных элементов отличается от других зон излома. Это преимущественно внутризеренное квазихрупкое разрушение с

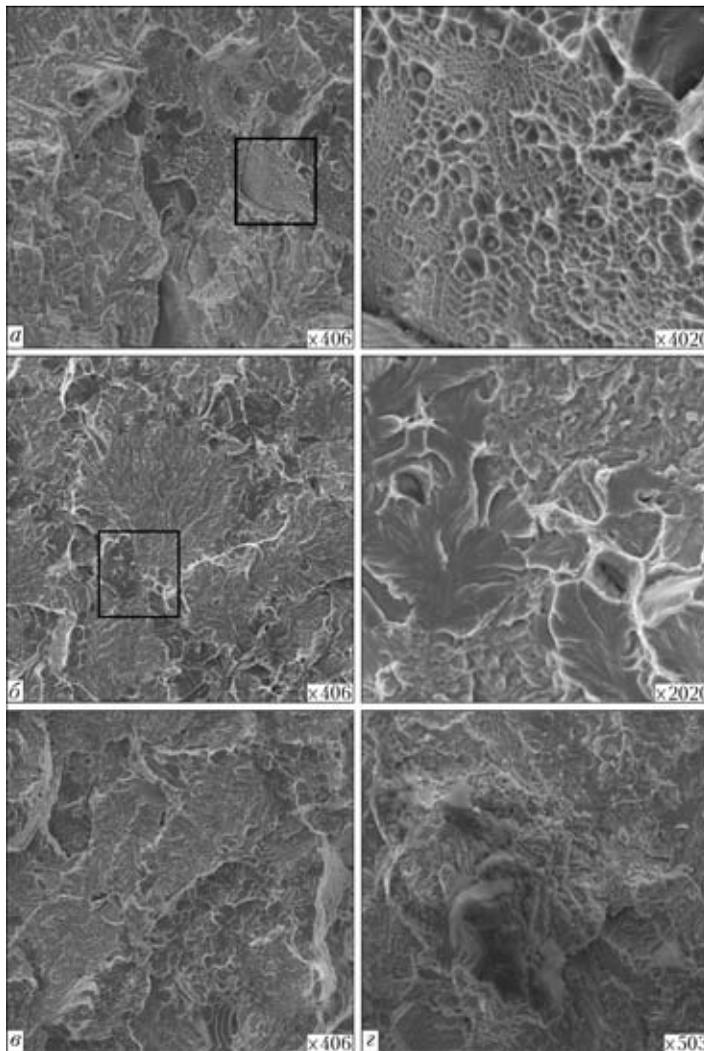


Рис. 6. Фрагменты поверхности разрушения металла ЗТВ на участках ускоренного развития микротрещин (а, б) и долома (в, г): а, в — [Н]<sub>диф</sub> = 0,3; б, г — 2,2 см<sup>3</sup>/100 г



размером фасеток  $D_{\phi}$  примерно 10...20 мкм и при увеличении  $[H]_{\text{диф}}$  характер излома практически не меняется (рис. 6, в, з).

Таким образом, проведенные исследования позволили установить, что:

– при сварке порошковой проволокой типа ПП-АН180МН возможно обеспечить пониженное содержание диффузионного водорода в наплавленном металле ( $[H]_{\text{диф}} = 0,3 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ , метод «карандашной» пробы), что значительно ниже, чем при сварке проволоками сплошного сечения в среде защитных газов и под слоем флюса. При такой величине  $[H]_{\text{диф}}$  сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ соединений высокопрочной колесной стали, содержание углерода в которой 0,58 %, наибольшая. Критические напряжения разрушения, в зависимости от структурного состояния металла участка перегрева ЗТВ, составляют примерно  $0,35...0,45\sigma_{0,2}$ . Разрушение происходит преимущественно хрупко по границам и телу зерен, доля вязкой структурной составляющей не более 20 %;

– при увеличении диффузионного водорода в наплавленном металле на  $0,2 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  (с  $0,3$  до  $0,5 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ ) металл ЗТВ охрупчивается и сопротивляемость замедленному разрушению сварных соединений резко снижается. Степень этого влияния определяется структурным состоянием металла участка перегрева ЗТВ. При формировании мартенситно-бейнитной структуры повышенной прочности и низкой пластичности (70 % мартенсита,  $w_{6/5} = 25...30 \text{ }^\circ\text{C/с}$ ) критические напряжения разрушения снижаются на 40 %, когда образуется преимущественно бейнитная структура (80 % бейнита,  $w_{6/5} = 12...14 \text{ }^\circ\text{C/с}$ ) — на 20 %. При этом доля вязкой структурной составляющей в изломе не превышает 5 %;

– при повышении содержания диффузионного водорода в наплавленном металле до  $1,8...2,2 \text{ см}^3/100 \text{ г}$  происходит дальнейшее охрупчивание металла ЗТВ и критические напряжения разрушения снижаются до своих

минимальных значений  $0,1...0,25\sigma_{0,2}$ . Разрушение происходит исключительно хрупко по границам и телу зерен, доля хрупкого межзеренного скола в зоне зарождения и замедленного развития микротрещин увеличивается с 20 до 80 %.

1. Козлов Р. А. Водород при сварке корпусных сталей. — Л.: Судостроение, 1969. — 175 с.
2. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
3. Гривняк И. Свариваемость сталей. — М.: Машиностроение, 1984. — 216 с.
4. Касаткин О. Г. Особенности водородного охрупчивания высокопрочных сталей при сварке // Автомат. сварка. — 1994. — № 1. — С. 3–7.
5. Походня И. К., Швачко И. В. Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях конструкционных сталей // Там же. — 1997. — № 5. — С. 3–12.
6. Махненко В. И. Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. — Киев: Наук. думка, 2006. — 618 с.
7. Швачко И. В., Игнатенко А. В. Модель транспортировки водорода дислокациями // Автомат. сварка. — 2007. — № 2. — С. 27–30.
8. Дислокационная модель водородной локализации пластичности металлов с ОЦК решеткой / А. В. Игнатенко, И. К. Походня, А. П. Пальцевич, В. С. Синюк // Там же. — 2012. — № 3. — С. 22–27.
9. Походня И. К., Пальцевич А. П. Хроматографический метод определения количества диффузионного водорода в сварных соединениях // Там же. — 1980. — № 1. — С. 37–39.
10. Махненко В. И., Королева Т. В., Лавринцев И. Г. Влияние микроструктурных изменений на перераспределение водорода при сварке плавлением конструкционных сталей // Там же. — 2002. — № 2. — С. 7–13.
11. Исследование тепловых процессов и структурообразования при двухдуговой наплавке колес вагонов на основе компьютерного моделирования / С. Н. Киселев, Н. Н. Воронин, Г. Д. Кузьмина и др. // Свароч. пр-во. — 2000. — № 3. — С. 3–8.
12. Влияние термомодеформационного цикла наплавки на структуру и свойства железнодорожных колес повышенной прочности при их восстановлении / А. А. Гайворонский, В. Д. Позняков, В. А. Саржевский и др. // Автомат. сварка. — 2010. — № 5. — С. 22–26.
13. Влияние состава наплавленного металла на структуру и механические свойства восстановленных железнодорожных колес / А. А. Гайворонский, В. Д. Позняков, Л. И. Маркашова и др. // Там же. — 2012. — № 8. — С. 18–24.

Поступила в редакцию 06.03.2013

## Уважаемые читатели!

Во втором квартале 2013 г. выйдет в свет монография «Детерминированный хаос в нелинейных цепях с электрической дугой» (Сидорец В. Н., Пентегов И. В. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2013. — 288 с. Мягкий переплет, формат 70×100/16).

В монографии изложены результаты исследования фундаментальных свойств электрической дуги как нелинейного элемента электрических цепей. Описаны выявленные закономерности и механизмы возникновения детерминированного хаоса в этих цепях и сценарии его развития. Особое внимание уделено оригинальным математическим методам исследования нелинейных динамических систем.

Заказы на монографию просьба направлять в редакцию журнала «Автоматическая сварка»