



ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ ЗАМЕДЛЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЗАКАЛИВАЮЩИХСЯ СТАЛЕЙ

В. Ю. СКУЛЬСКИЙ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены факторы, определяющие скорость развития замедленного разрушения при водородном охрупчивании сварных соединений мартенситной стали при температурах выше и ниже выявленного минимума трещиностойкости (80...100 °С) и соединений бейнитной стали. В дополнение к известным представлениям показано, что кинетика замедленного разрушения может определяться характером распределения в объеме металла микропластических деформаций, развитие которых зависит от термически активируемых микроструктурных изменений, и быстротой создания локальной критической плотности дислокаций и водорода. В общем случае зависимость длительности разрушения от температуры описывается С-подобными кривыми.

Ключевые слова: дуговая сварка, закаливающиеся стали, сварные соединения, закалка, мартенсит, низкотемпературный распад, бейнит, локальная деформация, замедленное разрушение, холодные трещины

Образование холодных трещин [1, 2] в сварных соединениях закаливающих сталей происходит при температурах, обеспечивающих достаточные для развития разрушения активацию движения дислокаций и диффузионную подвижность водорода в сочетании с энергичным взаимодействием водорода с ловушками — дислокациями и микрополями повышенных упругих напряжений (микронапряжений) [3–6]. Начальная температура возможного появления трещин на ветви охлаждения различными исследователями оценивается в довольно широких пределах — приблизительно от 300 °С и до температуры окружающей среды [7–10]. Однако более точное определение температуры, ниже которой возникает риск замедленного разрушения, имеет важное прикладное значение. С целью уточнения температурного интервала проявления склонности к образованию холодных трещин в работе [11] показано, что у сварных соединений мартенситных сталей опасность трещинообразования возникает при температуре ниже 140...120 °С. В интервале примерно 80...100 °С такие соединения имеют самую низкую трещиностойкость, что определяется минимальной длительностью развития разрушения. При более низких и более высоких температурах период разрушения увеличивается. Там же показано, что у соединений стали с бейнитно-мартенситным превращением, характеризующейся меньшей степенью закалки и большей стойкостью против образования холодных трещин, температурный интервал трещинообразования ограничен верхней пороговой температурой примерно 80 °С. Для расширения представлений о факторах, влияющих на образование холодных трещин,

требуется выяснение возможных причин изменения кинетики замедленного разрушения в зависимости от температуры металла соединений.

Целью настоящей работы является анализ некоторых физико-металлургических явлений, оказывающих влияние на склонность сварных соединений закаливающих сталей к замедленному разрушению в зависимости от температуры, при которой они находятся на стадии охлаждения после фазовой перекристаллизации.

В работе использованы результаты испытаний по методу Implant, выполненные при поддержании постоянной температуры сварных соединений в интервале примерно от 160 °С до комнатной. Для этого испытательная установка была оснащена системой автоматического контроля температуры и нагрева, которая включалась по достижению соединением заданной температуры на ветви охлаждения после окончания сварки [11]. Эксперименты проводили с применением ручной дуговой сварки покрытыми электродами. Для нагружения сварных соединений использовали рычажную систему со сменными грузами. В процессе испытания образца нагрузка оставалась неизменной. С помощью датчиков регистрировали перемещения λ в сварном соединении [12], что позволило оценить скорость ползучести $\dot{\epsilon}$ ($\dot{\epsilon} = \Delta\lambda/\Delta t$, где $\Delta\lambda$, Δt — соответственно приращение перемещений и соответствующий период времени) [13] на установившейся стадии развития замедленного разрушения (рис. 1). Для оценки энергии активации рассматриваемых в работе процессов использовали результаты измерения скорости изучаемого процесса при разных температурах (при замедленном разрушении — скорость ползучести) и подход, основанный на соотношении, связывающем скорость процесса с энергией активации и температурой [14, 15]:

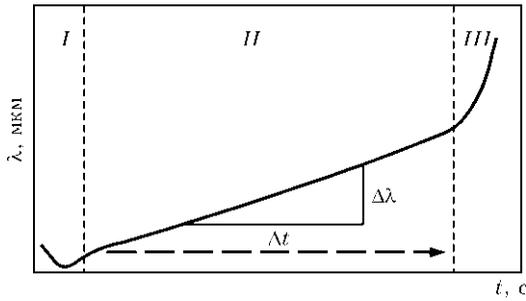


Рис. 1. Схема развития ползучести при замедленном разрушении: I — начальная стадия нарастания перемещений; II — стадия устойчивой ползучести; III — разрушение; штриховая линия — отсутствие деформации и разрушения

$$\dot{\epsilon} = A \exp \frac{-E}{RT}$$

где E — энергия активации, кДж/моль; R — универсальная газовая постоянная; T — абсолютная температура, К; A — константа.

Для дилатометрических исследований особенностей низкотемпературного отпуска мартенсита использовали образцы из сталей с мартенситным превращением, закаленных в воде после печного нагрева до 1200 °С.

Результаты испытаний соединений сталей, закаливающихся с образованием мартенситной структуры, приведены на рис. 2, 3. В опытах использовали электроды, обеспечивающие мартенситную структуру наплавленного металла: для сварки образцов из сталей 10X9MФБ, 25X2HMФА — FOX C9MV (Boehler, Австрия), 38XH3MФА — экспериментальные с легированием, близким к стали. Выявленная зависимость технологической прочности от температуры, по-видимому, связана с особенностями развития термоактивационных процессов, влияющих на структурные изменения и процесс трещинообразования.

Согласно существующим представлениям замедленное разрушение является следствием постепенного развития межатомных разрывов в зонах с повышенной плотностью дефектов кристаллического строения и микронапряжений под влиянием водорода [16–18]. Началу разрушения пред-

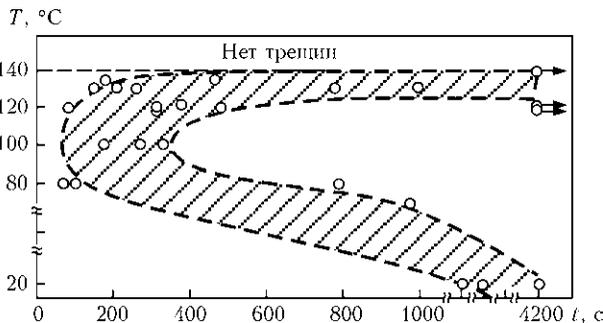


Рис. 2. Характер изменения времени замедленного разрушения сварных соединений мартенситной стали 10X9MФБ в зависимости от температуры (испытания при нагружающем напряжении $\sigma = 430$ МПа)

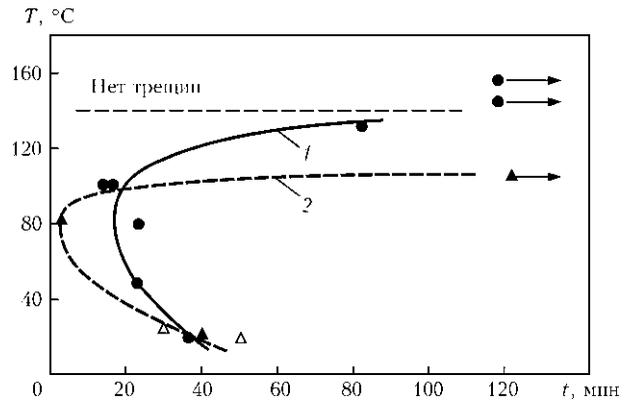


Рис. 3. Термокинетические кривые замедленного разрушения сварных соединений: 1 — сталь 25X2HMФА, $\sigma = 400$ МПа; 2 — 38XH3MФА, $\sigma = 170$ МПа

существует стадия накопления ионизированного водорода в зоне предразрушения до концентрации, достаточной для формирования микроразрыва. Основной вклад в достижение критического состояния металла и инициирование его разрушения вносят дислокации, транспортирующие или связывающие водород в зоне их скопления у препятствий, обычно — у границ зерен. В связи с этим локальная микропластическая деформация, как результат страгивания и перемещения дислокаций в наиболее податливых микроучастках под влиянием напряжений, рассматривается как начальная (и необходимая) стадия замедленного разрушения [3, 19, 20]. Развитие разрушения, представляющее собой последовательное чередование актов зарождения и роста микротрещин, также сопровождается постепенно нарастающей деформацией под действием приложенной нагрузки. Именно эта деформация — ползучесть, вызванная возникновением и подрастанием внутренних дефектов, фиксируется в процессе испытания (рис. 1).

Таким образом, локальность начальной микропластической деформации является основным фактором развития разрушения. В свою очередь, распределение микродеформаций в больших объемах препятствует возникновению локального критического состояния, достаточного для зарождения очагов разрушения и его последующего распространения [13]. Поэтому неоднородность микроструктуры, наличие и характер распределения податливых для деформирования микроучастков в объеме жесткой матрицы могут оказывать существенное влияние на снижение сопротивления замедленному разрушению, что также подтверждают данные работы [19].

Механические и технологические свойства мартенситного металла зависят от степени отпуска (или распада) исходного закаленного твердого раствора. Причем заметное снижение твердости и, следовательно, улучшение пластичности происходят даже при выдержке закаленного металла



в интервале относительно низких температур — примерно от 100 до 200 °С [20]. Подобные структурные изменения должны влиять на склонность к образованию холодных трещин (например, известное явление «самоотпуска» мартенсита в низкотемпературном интервале после фазовой перестройки является фактором повышения трещиностойкости).

Низкотемпературные изменения в мартенсите имеют следующие особенности. Мартенсит как напряженная и метастабильная структура характеризуется повышенной склонностью к распаду. Процесс распада идет в направлении достижения «упруготермического равновесия» в кристаллической системе в результате перераспределения избыточного углерода в междоузлиях и его выхода в зоны скопления дефектов [21–25]. При комнатной температуре, ввиду малой диффузионной подвижности углерода, заметных изменений в свойствах мартенсита не происходит. Однако с повышением температуры термическая активация диффузии углерода (при 100 и 200 °С коэффициент диффузии углерода по сравнению с комнатной температурой возрастает соответственно на 3 и на 6 порядков [26]) приводит к первой стадии отпуска закаленного мартенсита со значительным уменьшением объема металла. В нелегированных углеродистых сталях распад мартенсита на первой стадии отпуска активизируется при 70...80 °С и заканчивается при 170...200 °С, в интервале 100...150°С процесс идет наиболее интенсивно [21–23]. На этой стадии углерод выходит из твердого раствора с образованием пластинчатого метастабильного ϵ -карбида типа M_2C , что сопровождается уменьшением тетрагональности решетки [21]. В результате металл частично разупрочняется и приобретает большую пластичность, чем в исходном закаленном состоянии.

Распад мартенсита в объеме металла развивается постепенно. Начальная миграция углерода к микродефектам, зарождение и рост карбида в этой зоне происходят за счет рядом расположенного углерода, затем процесс распространяется в большем количестве элементарных микрообъемов. В результате формируются участки твердого раствора с пониженной и с исходной высокой концентрацией углерода [21, 23]. Кинетика процесса определяется подвижностью углерода, зависящей от температуры. Так, по данным работы [20], длительность полураспада мартенсита в высокоуглеродистой стали при комнатной температуре составляет 36 лет, при 80 °С — 7 ч 50 мин, при 100 — 50 мин, при 120 — 8 мин, при 140 — 2,3 мин, при 160 — 45 с. Согласно расчету, энергия активации мартенситного распада в диапазоне рассмотренных температур составляет 108 кДж/моль.

Таким образом, в процессе распада мартенсита формируется неоднородная структура, состоящая

из исходной жесткой мартенситной матрицы и микроучастков возле границ с меньшей степенью искажения кристаллической решетки и меньшим сопротивлением пластическому сдвигу. Отсюда следует, что степень развития распада определяет характер распределения в объеме металла микропластических сдвиговых деформаций под влиянием внешней нагрузки либо усадочных напряжений.

Как видно из представленных экспериментальных данных (рис. 2, 3), интервал температур от начала проявления склонности к трещинообразованию до снижения трещиностойкости до минимума (от 140 до 100...80 °С) совпадает с интервалом первой стадии распада мартенсита. Вполне вероятно, что существует связь между трещиностойкостью сварных соединений легированных сталей и изменениями в строении и прочности мартенсита, возникающими в процессе его низкотемпературного распада.

Экспериментально установлено, что у исследуемых сталей с низким содержанием углерода (10Х9МФБ, 40Х9МФБ, 25Х2НМФА, 38ХНЗМФА) отпускные явления, сопровождающиеся уменьшением объема, так же, как и в высокоуглеродистой стали, начинают активизироваться при температурах около 80° С (рис. 4). Полученные результаты подтверждают возможность влияния распада мартенсита в интервале выше 80°С на технологическую прочность сварных соединений этих сталей.

Температура по-разному влияет на проявление водородного фактора. При высокой температуре ионы водорода легко диффундируют по междоузлиям α -решетки — совершают «перескоки» с низкой энергией активации, составляющей, по разным оценкам, примерно от 7 до 12,5...14,7 кДж/моль [3, 26–28], при этом водородная хрупкость не возникает. При температуре ниже 200 °С усиливается взаимодействие водорода с дислокациями и границами зерен [3, 26, 27]. В этих условиях преобладающей становится диффузия при преодо-

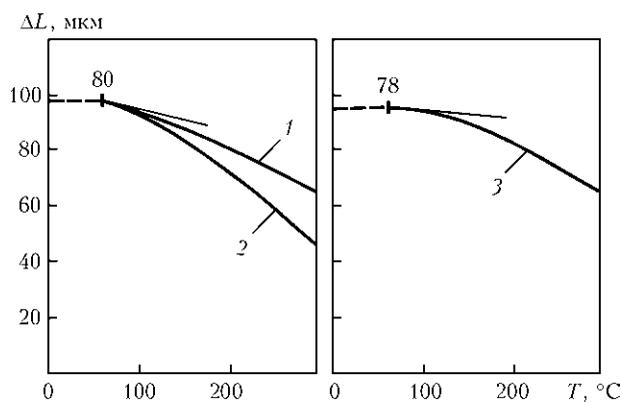


Рис. 4. Дилатометрические кривые отпуска мартенситных сталей с 9 % Сг: 1 — 10Х9МФБ; 2 — 40Х9МФБ; 3 — 25Х2НМФА



лении водородом энергетических барьеров (в зоне связывающих его ловушек) с энергией активации примерно 25...41 кДж/моль [26–28]. Поскольку охрупчивание вызывается водородом, связанным с дислокациями, развитие замедленного разрушения должно наблюдаться при температурах ниже 200 °С. Причем, как следует из данных работ [27, 28], достаточно энергичный захват водорода дислокации происходит при температуре ниже 120 °С.

Для уточнения возможного механизма влияния температуры на изменение склонности к трещинообразованию дополнительно проведен расчет энергии активации ползучести сварных образцов, фиксируемой в процессе испытания на замедленное разрушение. Поскольку при испытании нескольких образцов в одних и тех же условиях часто наблюдался разброс в значениях длительности разрушения и скорости ползучести, расчеты давали усредненные приблизительные значения E . Сопоставив полученные значения E с близкими значениями энергии активации известных процессов, можно выявить тот термически активируемый внутренний процесс в металле, который контролирует развитие экспериментально изучаемого явления [13, 15].

В связи с тем, что кривые изменения длительности и скорости (рис. 5) разрушения с изменением температуры для сварных соединений мартенситной стали имеют перегиб при 80...100 °С, что соответствует минимуму трещиностойкости, было выполнено раздельное определение энергии активации ползучести в температурных интервалах выше и ниже области перегиба: выше 80...100 (высокотемпературная) и ниже 80 °С (низкотемпературная область). Соответствующие скорости рассчитывались по кривым ползучести (см. рис. 1), получаемым экспериментально.

При испытании соединений мартенситной стали типа 10Х9МФБ в высокотемпературном интервале (от 100 до 120...140 °С) зафиксировали два типа ползучести: ползучесть, не сопровождающуюся разрушением, для которой характерна весьма малая скорость (порядка 10^{-4} ... 10^{-3} мкм/с) и постепенное возрастание скорости с повышением температуры; среднее значение абсолютной энергии активации E составляло примерно 85...87 кДж/моль (при разбеге значений от 54 до 150 кДж/моль); ползучесть при замедленном разрушении с $E \approx 22$...40 кДж/моль, скорость которой (порядка 10^{-2} ... 10^{-3} мкм/с) снижалась при возрастании температуры. Первый вид ползучести (с $E \approx 85$...87 кДж/моль) можно связать с частичным разупрочнением и облегчением деформирования металла вследствие развития первой стадии распада мартенсита ($E = 108$ кДж/моль), которая, в свою очередь, контролируется диффузией углерода (для диффузии углерода в α -железе при пониженных температурах $E = 84$, при тем-

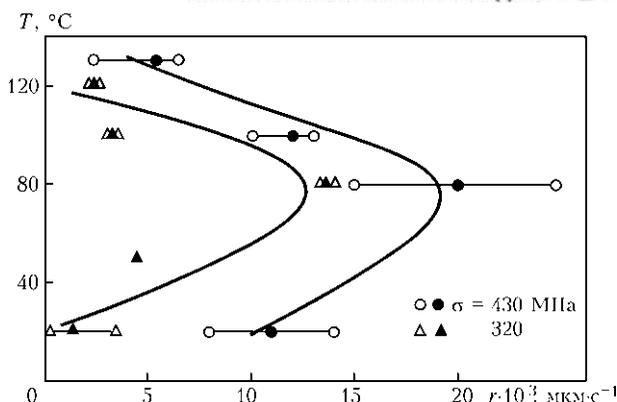


Рис. 5. Связь между температурой и скоростью ползучести при замедленном разрушении сварных соединений стали 10Х9МФБ: светлые и темные значки — соответственно крайние (минимум, максимум) и средние значения нагружения

пературах до 500 °С — 105 кДж/моль [26]). Второй вид ползучести (с $E \approx 22$...40 кДж/моль) контролируется декогезивным действием водорода, поступающего в зону разрушения при взаимодействии с дислокациями ($E \approx 25$...41 кДж/моль) [26–28].

В низкотемпературной области развивался только один вид ползучести, связанный с замедленным разрушением. Расчетное значение энергии активации ($E \approx 9$...33 кДж/моль), как и в предыдущем случае, сопоставимо с энергией активации перемещения водорода при взаимодействии с дислокациями. Это согласуется с определяющей ролью водорода в развитии трещинообразования. Заметных изменений в мартенситах в низкотемпературном интервале не происходит. Поэтому можно предположить, что высокая жесткость металла и снижение подвижности дислокаций при пониженных температурах ведут к сдерживанию микропластической деформации, требуемой для зарождения и роста трещины, а также замедлению накопления диффузионного водорода в зоне предразрушения. Видимо, поэтому, со снижением температуры происходит увеличение периода замедленного разрушения сварных соединений мартенситных сталей.

Полученные результаты позволяют сделать следующие предположения относительно факторов, определяющих изменение кинетики замедленного разрушения сварных соединений мартенситных сталей в зависимости от температуры.

В интервале склонности к образованию холодных трещин (ниже 140...130 °С) основным деструктивным фактором является водород, взаимодействующий с ловушками (дислокациями). При температуре выше 80...100 °С дополнительное влияние на характер развития замедленного разрушения оказывает термически активируемый процесс, подобный первой стадии отпуска мартенсита. На этой стадии, как показано выше, распад мартенсита развивается постепенно в резуль-

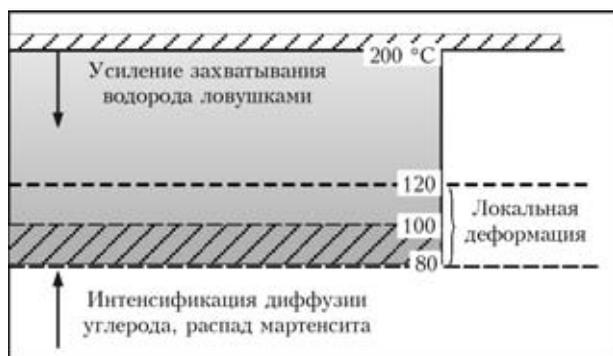


Рис. 6. Связь между температурой и факторами, регулирующими развитие замедленного разрушения в сварных соединениях мартенситных сталей (заштрихованная зона — температурная область минимальной трещиностойкости)

тате перемещения углерода из кристаллической решетки к близлежащим дефектам кристаллического строения и к границам [29]. Частично потерявшие углерод участки мартенсита разупрочняются и становятся более податливыми для микропластической деформации, чем окружающий твердый раствор с исходным содержанием углерода. При температурах вблизи начала активации распада (80...100 °C) диффузионное перемещение углерода идет относительно медленно. Можно предположить, что постепенно развивающийся при этом распад и, как следствие, — неоднородное разупрочнение мартенсита, создают условия для прохождения локальных микропластических деформаций в зоне границ зерен и быстрого образования трещин при водородном охрупчивании. Кроме того, для начальной стадии распада характерно развитие неоднородного распределения углерода (формирование скоплений в виде зон Гинье–Престона) и зарождение в кристаллических дефектах субмикроскопических карбидов [29]. Скопления углерода и выделяющиеся фазы создают микрообласти с локальными повышенными напряжениями (эффект дисперсионного твердения) [29]. Микроструктурная неоднородность и твердение матрицы также могут способ-

ствовать прохождению локальных микросдвиговых процессов в менее прочных зернограницных микроучастках и развитию межзеренного разрушения [30]. С развитием подобных явлений, по-видимому, может быть связан минимум трещиностойкости в интервале 80...100 °C (рис. 6). При более высокой температуре термическая активация диффузии углерода способствует быстрому распространению распада мартенсита. Вероятно, что в этих условиях увеличение размеров участков частично отпущенного мартенсита, податливых для деформации, приводит к распределению пластических деформаций в больших объемах. В результате снижается вероятность быстрого локального скопления дислокаций и водорода до критического уровня и сдерживается развитие замедленного разрушения. Логично предположить, что отсутствие склонности к трещинообразованию при температурах выше 140 °C является следствием быстрого объемного распада мартенсита, слабой связи водорода с дислокациями, а также частичного выхода диффузионного водорода из сварного соединения. При пониженных температурах (ниже 80 °C) развивается только замедленное разрушение, вызванное водородом. По мере снижения температуры длительность разрушения в этом интервале увеличивается, что может быть связано с ослаблением термической активации подвижности дислокаций и перемещения водорода в жестком мартенсите.

У соединений бейнитной стали (рис. 7, сварка электродами ТМЛ-3У) минимум трещиностойкости смещен в область комнатной температуры (при более низких температурах опыты не проводили). С повышением температуры испытаний трещиностойкость возрастает. По-видимому, в этом случае изменения в трещиностойкости могут определяться следующими факторами. Обычно в условиях охлаждения при ручной дуговой сварке соединения приобретают не чисто бейнитную, а мартенситно-бейнитную структуру с преобладающей долей мартенсита. Для такого металла характерна неоднородность степени закалки различных фаз, вызванная неоднородным распределением углерода на стадии промежуточного превращения. В результате в исходной структуре, наряду с прочными и труднодеформируемыми участками, присутствуют микроучастки с меньшей прочностью и большей податливостью для сдвиговой деформации. В процессе испытаний при повышенных температурах в таком металле возможен распад мартенситной составляющей (по аналогии с первой стадией распада мартенсита). Это способствует общему повышению пластичности и возрастанию стойкости против замедленного разрушения. Так, например, при испытании при температуре 70...80 °C с помощью датчиков микроперемещений было зафиксировано укорочение

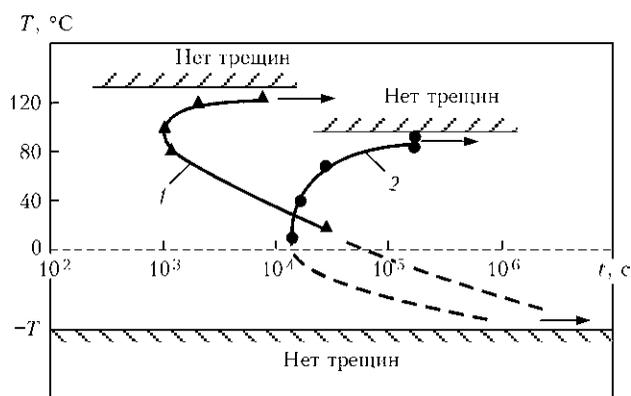


Рис. 7. Обобщенные термокинетические кривые замедленного разрушения сварных соединений мартенситной 10X9МФБ (1) и бейнитной 10ГН2МФА (2) сталей при $\sigma = 320$ МПа



образца, что могло быть следствием распада структуры закалки. Развивающееся при этом объемное разупрочнение, по-видимому, являлось фактором повышения трещиностойкости. При пониженных температурах структурные изменения (в масштабах времени проводимых испытаний) не происходят. Сохраняющиеся высокая жесткость и структурная неоднородность мартенситно-бейнитного металла, а также некоторое ослабление термической активации подвижности дислокаций могли создавать условия для развития локальных деформаций в менее прочных микроучастках. Видимо, в силу этих причин сокращалось время развития замедленного разрушения со снижением температуры. В этой серии опытов энергия активации разрушения в результате водородного охрупчивания составляла около 22 кДж/моль.

С понижением температуры в отрицательной области сдерживаются как перемещение дислокаций, так и диффузия водорода, и при определенной температуре $-T$ замедленное разрушение становится невозможным [15, 28, 31, 32]. Так, например, А. М. Макарой показано, что трещинообразование останавливается при $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ [32], согласно данным работы [28] водородная хрупкость в стали Fe-5Cr исключалась при температуре ниже $-60\dots-100\text{ }^{\circ}\text{C}$. С учетом полученных экспериментальных данных и отмеченного влияния отрицательных температур на водородную хрупкость обобщенная температурная зависимость трещиностойкости в координатах температура — время замедленного разрушения приобретает вид С-подобных кривых (см. рис. 7).

Из полученных результатов следует, что при регулировании тепловых режимов сварки следует учитывать термокинетические особенности трещинообразования. Например, в случае мартенситных сталей целесообразно обеспечивать снижение скорости охлаждения соединения в интервале высокой стойкости против замедленного разрушения (не ниже $140\text{ }^{\circ}\text{C}$). Следствием применения такой меры является частичное (и достаточно быстрое) объемное разупрочнение мартенсита, а также выход из соединения диффузионного водорода. Скорость охлаждения сварного соединения не должна превышать скорость развития распада мартенситного твердого раствора. В случае быстрого спада температуры металл соединения может оказаться в состоянии начала формирования структурной неоднородности (при температурах, близких к $100\dots 80\text{ }^{\circ}\text{C}$), для которого существует риск быстрого развития трещинообразования. Целесообразной мерой повышения трещиностойкости является низкотемпературный отдых после окончания сварки [33], который также следует проводить в интервале высокой стойкости против образования трещин.

Таким образом, показано, что в интервале температур проведенных испытаний сварных соединений закаливающихся сталей (от $140\text{ }^{\circ}\text{C}$ до комнатных) образование трещин было связано с деструктивным (охрупчивающим) действием водорода. Сделано предположение, что определяющее влияние на изменение кинетики трещинообразования оказывает характер распределения микропластических деформаций, инициирующих развитие замедленного разрушения. С возрастанием степени локализации микросдвиговых процессов в жестком закаленном металле должна возрастать вероятность быстрого возникновения критического состояния (критической плотности дислокаций и концентрации водорода), требуемого для зарождения и распространения трещины. Показано, что изменение трещиностойкости под влиянием температуры может быть сопряжено с характером развития низкотемпературного распада мартенсита, определяющего степень жесткости металла и особенности формирования разупрочненных (податливых для деформации) микрзон. Установлено, что в исследованных низкоуглеродистых легированных сталях распад мартенсита, подобный известному низкотемпературному распаду мартенсита в углеродистых сталях, развивается при температурах выше $80\text{ }^{\circ}\text{C}$. Микроструктурная неоднородность, возникающая в соединении мартенситных сталей при температурах в области начала активизации распада ($80\dots 100\text{ }^{\circ}\text{C}$), может быть причиной развития локальных микросдвиговых деформаций в зоне границ зерен, что приводит к быстрому развитию замедленного разрушения и определяет минимум трещиностойкости. Выявленное сдерживание разрушения при более высоких температурах может быть связано с быстрым распространением разупрочнения, распределением микродеформаций в больших объемах, а также со снижением энергии связи водорода с дислокациями и с частичным выходом водорода из зоны разрушения. В интервале ниже $80\text{ }^{\circ}\text{C}$ трещинообразование в соединениях мартенситных сталей со снижением температуры также замедляется. Это может являться следствием возрастания сопротивления жесткой мартенситной матрицы развитию микропластической деформации, ослабления диффузионной подвижности водорода и результирующего замедления формирования микрзон с критической плотностью дислокаций и водорода. В отличие от мартенситного металла сварные соединения бейнитных сталей при сварке приобретают неоднородную мартенситно-бейнитную структуру. Для такого металла, как известно, характерна неоднородность по механическим свойствам, связанных с наличием различных микроструктурных составляющих. Уменьшение периода замедленного разрушения соединений бейнит-



- ной стали при снижении температуры ниже 80...70 °С, вероятно, связано с возрастанием степени локализации микродвиговых деформаций в менее прочных микроучастках и, как следствие, — быстрым зарождением и ростом трещин. Можно также полагать, что высокая стойкость сварных соединений бейнитных сталей против образования холодных трещин при температурах 70...80 °С и выше обусловлена повышением пластичности металла в результате низкотемпературного распада структуры закалки и частичным выходом из соединения диффузионного водорода. Рассмотренные закономерности изменения трещиностойкости сварных соединений легированных низкоуглеродистых сталей целесообразно учитывать при выборе рациональных тепловых режимов (температур предварительного подогрева, режимов изотермической выдержки после сварки) при сварке сталей с близкими системами легирования.
1. Шоршоров М. Х., Чернышова Т. А., Красовский А. И. Испытания металлов на свариваемость. — М.: Металлургия, 1972. — 240 с.
 2. Гривняк И. Свариваемость сталей. — М.: Машиностроение, 1984. — 216 с.
 3. Карпенко Г. В., Крипякевич Р. И. Влияние водорода на свойства стали. — М.: Металлургия, 1962. — 200 с.
 4. Макаров Э. Л. Природа разрушения при образовании «холодных» трещин в высокопрочных закаливающихся сталях при сварке // Прогрессивная технология конструкционных материалов: Тр. МВТУ им. Н. Э. Баумана. — 1977. — № 248, вып. III. — С. 85–105.
 5. Саррак В. И., Филиппов Г. А. Влияние примесей на хрупкость стали после закалки // Физ.-хим. мех. материалов. — 1981. — № 2. — С. 96–101.
 6. Колачев Б. А. Водородная хрупкость металлов. — М.: Металлургия, 1985. — 216 с.
 7. Макара А. М., Мосендз Н. А. Сварка высокопрочных сталей. — Киев: Техніка, 1971. — 140 с.
 8. Suzuki H. Cold cracking and its prevention in steel welding. — S. I. — [1978]. — 10 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-1074–78).
 9. Підгаєцький В. В. Пори, включення і тріщини в зварних швах. — К.: Техніка, 1970. — 418 с.
 10. Terasaki T., Hall G. T., Parteger R. I. Cooling time and prediction equation for estimating hydrogen diffusion in CTS test welds // Trans. Jap. Weld. Soc. — 1991. — 22, № 1. — P. 53–56.
 11. Скульский В. Ю. Термокинетические особенности образования холодных трещин в сварных соединениях закаливающихся теплоустойчивых сталей // Автомат. сварка. — 2009. — № 3. — С. 14–18.
 12. Касаткин Б. С., Бреднев В. И., Волков В. В. Методика определения деформаций при замедленном разрушении // Там же. — 1981. — № 11. — С. 1–7, 11.
 13. Бреднев В. И., Касаткин Б. С. Удельная работа образования очагов холодных трещин при сварке низколегированных высокопрочных сталей // Там же. — 1988. — № 11. — С. 3–8, 11.
 14. Гарофало Ф. Законы ползучести и длительной прочности. — М.: Металлургия, 1968. — 304 с.
 15. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. — М.: Мир, 1972. — 408 с.
 16. Касаткин О. Г. Особенности водородного охрупчивания высокопрочных сталей при сварке // Автомат. сварка. — 1994. — № 1. — С. 3–7.
 17. Влияние водорода на склонность к образованию трещин в ЗТВ с концентратором напряжений / Б. С. Касаткин, О. Д. Смиян, В. Е. Михайлов и др. // Там же. — 1986. — № 11. — С. 20–23.
 18. Металлургия дуговой сварки. Взаимодействие металла с газами / И. К. Походня, И. Р. Явдошин, А. П. Пальцевич и др. — Киев: Наук. думка, 2004. — 445 с.
 19. Hydrogen embrittlement and heat-affected zone cracking in low-carbon alloy steels with acicular microstructures / T. Boniszewski, F. Watkinson, R. G. Baker, H. F. Tremlett // British Welding J. — 1965. — 12, № 1. — P. 20–42.
 20. Kikuta Y., Araki T. Microscopic redistribution behaviors of hydrogen and fracture morphology of HAZ cold cracking in high strength steel. — S. I. — [1980]. — 11 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. II-927–80).
 21. Гуляев А. П. Металловедение. — М.: Металлургия, 1978. — 647 с.
 22. Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И. Превращение в железе и стали. — М.: Наука, 1977. — 238 с.
 23. Лысак Л. И., Николин Б. И. Физические основы термической обработки стали. — Киев: Техніка, 1975. — 304 с.
 24. Kehoe M., Kelly P. M. The role of carbon in the strength of ferrug materials // Scripta Metallurgica. — 1970. — 4, № 6. — P. 473–467.
 25. Новиков В. М. Теория термической обработки металлов. — М.: Металлургия, 1986. — 480 с.
 26. Фаст Дж. Д. Взаимодействие металлов с газами. Кинетика и механизм реакций. — М.: Металлургия, 1975. — Т. 2. — 325 с.
 27. Choo W. Y., Lee Young Jai. Thermal analysis of trapped hydrogen in pure iron // Metal. Trans. A. — 1982. — 13, № 1. — P. 135–140.
 28. Мороз Л. С., Чечулин Б. Б. Водородная хрупкость металлов. — М.: Металлургия, 1967. — 256 с.
 29. Гудремон Э. Специальные стали. — М.: Металлургиздат, 1951. — Т. 1. — 952 с.
 30. Земзин В. Н., Шрон Р. З. Термическая обработка и свойства сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1978. — 367 с.
 31. Макклиток Ф., Аргон А. Деформация и разрушение материалов. — М.: Мир, 1970. — 444 с.
 32. Макара А. М. Исследование природы холодных трещин при сварке закаливающихся сталей // Автомат. сварка. — 1960. — № 2. — С. 9–33.
 33. Козлов Р. А. Сварка теплоустойчивых сталей. — Л.: Машиностроение, 1986. — 161 с.

The paper deals with the factors determining the rate of delayed fracture development at hydrogen embrittlement of martensite steel welded joints at temperatures above and below the found crack resistance minimum (80...100 °C) and of bainite steel joints. In addition to the known concepts, it is shown that the kinetics of delayed fracture can be determined by the nature of distribution of microplastic deformations in the metal volume, the development of which depends on thermally-activated microstructural changes, and rate of creation of the local critical density of dislocations and hydrogen. In the general case the dependence of fracture duration on temperature is described by C-shaped curves.

Поступила в редакцию 13.02.2009