

Исследование влияния локальных пластических деформаций на замедленное разрушение металла зоны термического влияния высокопрочной низколегированной стали 14ХГН2МДАФБ

Л. И. Миходуй^а, В. Г. Гордонный^а, С. Б. Касаткин^а, В. Д. Позняков^а,
А. А. Сергиенко^а, П. А. Стрижак^а, В. Е. Данильченко^б, В. И. Бондарь^б

^а Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина

^б Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Киев, Украина

С применением рентгеноструктурного анализа исследованы локальные пластические деформации, развивающиеся на начальных стадиях замедленного разрушения зоны термического влияния высокопрочной низколегированной стали 14ХГН2МДАФБ с $\sigma_{0,2} \geq 700$ МПа. Установлено, что с повышением времени выдержки под длительной нагрузкой происходит увеличение значений локальной пластической деформации. Максимальная локальная пластическая деформация при этом возникает вблизи вершины усталостной трещины. На кинетику развития локальных пластических деформаций влияет скорость охлаждения $W_{6/5}$ образцов при термоциклировании.

Ключевые слова: высокопрочные низколегированные стали, начальные стадии замедленного разрушения, зоны термического влияния, рентгеноструктурный анализ, уширение рентгеновских линий, тарировочный график, рентгеновский луч, имитационные образцы, локальная пластическая деформация.

Одной из основных проблем при сварке высокопрочных низколегированных сталей является предотвращение замедленного разрушения сварных соединений. Согласно приведенным в литературных источниках данным замедленное разрушение сварных соединений (по терминологии, применяемой в сварочной литературе) обычно рассматривается как процесс образования холодных трещин [1, 2]. Трещины инициируются с течением времени в соединениях под действием локальных деформаций и напряжений и развиваются при нагреве и охлаждении свариваемых сталей [3]. Некоторые исследователи [1–3] отмечают, что при сварке высокопрочных сталей в соединениях возникают локальные пластические деформации, которые способствуют не только развитию процесса замедленного разрушения, но и могут оказывать влияние на хрупкое разрушение сварных соединений. В частности, в работе [4] показано, что локальные пластические деформации, возникающие в металле зоны термического влияния (ЗТВ) высокопрочных низколегированных сталей на начальной стадии замедленного разрушения под действием длительного внешнего нагружения, на 20% снижают сопротивляемость этого участка сварного соединения хрупким разрушениям в интервале температур $-20 \dots -60^\circ\text{C}$.

Известны лишь отдельные разрозненные данные о величине локальных пластических деформаций в сварных соединениях высокопрочных низколегированных сталей. Поэтому цель работы заключалась в получении инфор-

мации о величине и уровне локальных пластических деформаций в металле ЗТВ сварных соединений высокопрочных низколегированных сталей.

Учитывая, что в реальных сварных соединениях определение локальных пластических деформаций в ЗТВ затруднено из-за ее малых размеров, исследования выполняли на образцах-имитаторах, где воспроизводились реальные циклы нагрева и охлаждения при сварке [3, 5]. Образцы из стали 14ХГН2МДАФБ размером $10 \times 20 \times 90$ мм ($\sigma_{0,2} \geq 700$ МПа) (рис. 1) со специально нанесенным надрезом наводороживали электролитическим способом, после чего нагревали проходящим электрическим током по заданным термическим циклам сварки. Затем в них выращивали усталостные трещины и проводили испытания путем длительного статического нагружения. В результате нагрева электрическим током в образцах под надрезом образовывалась ЗТВ, в которой происходил быстрый и кратковременный нагрев металла до 1350°C , а затем – естественное охлаждение.

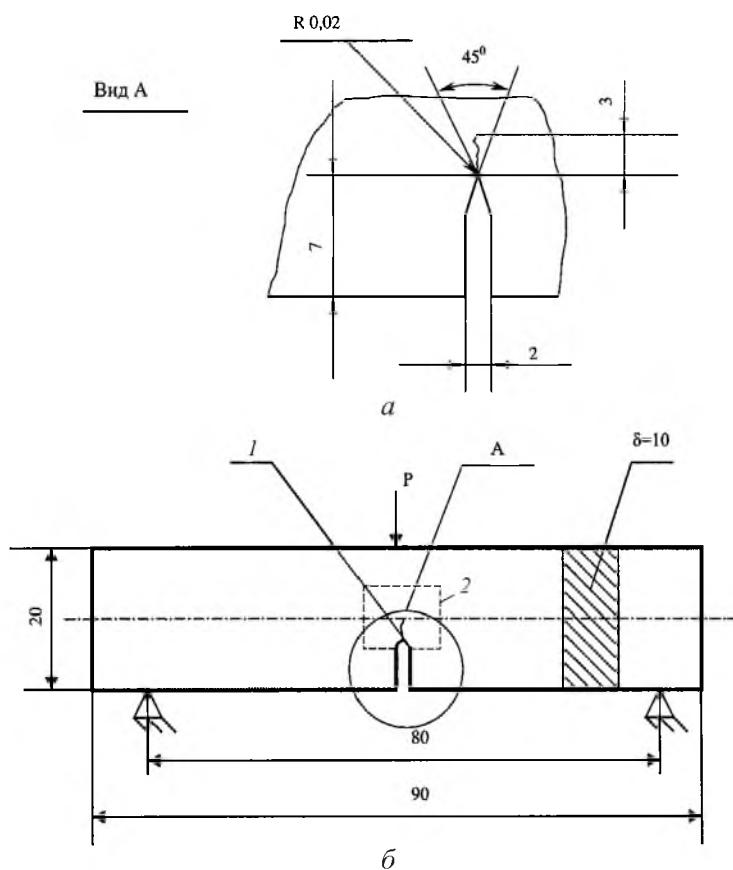


Рис. 1. Образец для испытаний: 1 – усталостная трещина; 2 – образец для рентгеновских исследований.

Процесс окисления при нагреве проходящим током имел место только на поверхности образцов в тонком приповерхностном слое. Под этим слоем формируется структура, идентичная структуре металла ЗТВ реального сварного соединения, что подтверждается металлографическими исследованиями.

ями. Принятая авторами методика позволяет в достаточно широких пределах оценивать влияние основных факторов: напряженно-деформированное состояние, содержание диффузионного водорода и состояние структуры металла, которые оказывают решающее влияние на образование холодных трещин в металле ЗТВ при сварке. При проведении исследований оставались постоянными и содержание диффузионного водорода в образцах ($[H]_{\text{диф}} = 5 \text{ мл/100 г}$) и величина длительной нагрузки, соответствующая достижению $K_3 = 67 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, где K_3 – коэффициент интенсивности напряжений при длительном постоянном нагружении, под воздействием которого в образцах-имитаторах возникает замедленное разрушение [4, 5]. Структурное состояние регулировали путем изменения скорости охлаждения металла ЗТВ: $W_{6/5} = 2...5^\circ\text{C/с}$. Изменяли также время выдержки образцов под длительной нагрузкой, $\tau = 0,25...0,4\tau_{\text{кр}}$, где $\tau_{\text{кр}}$ – время выдержки под длительной нагрузкой, при которой образец полностью разрушается (разделяется на две части).

Для исследования развития локальных пластических деформаций в образцах-имитаторах ЗТВ сварных соединений применялся метод рентгеноструктурного анализа, что позволило оценивать интенсивность локальных пластических деформаций по уширению рентгеновских линий.

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре ДРОН-3 в излучении железного анода с применением марганцевого фильтра для отсекания K_β -линий. Для сканирования рентгеновским пучком поверхности образца выбирали такие условия рентгенографирования, чтобы ограничить рентгеновский пучок на поверхности образца до следующих размеров: $0,8 \times 8 \text{ мм}$ для линий $/200/\alpha$ с брэгговским углом $42,5^\circ$ и $0,6 \times 8 \text{ мм}$ для линий $/211/\alpha$ с брэгговским углом 56° .

Сканирование узким рентгеновским пучком боковой поверхности образцов проводили с шагом 1 мм на расстоянии 6-7 мм от вершины надреза в направлении развития трещины (рис. 2).

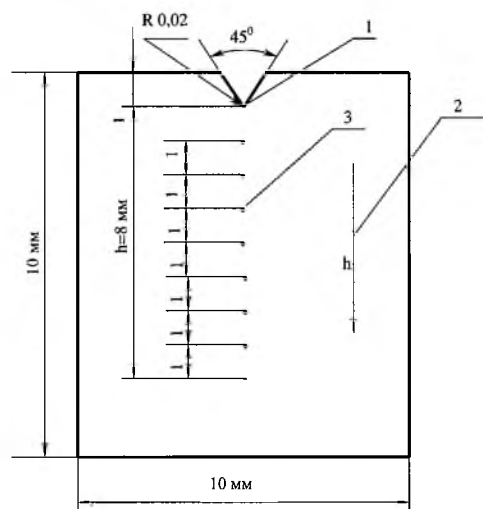


Рис. 2. Схема зоны сканирования образца рентгеновским лучом: 1 – вершина надреза; 2 – направление сканирования; 3 – зоны, в которые наводили рентгеновский луч.

Чтобы по значениям уширения рентгеновских линий B определить локальную пластическую деформацию ε (в %), был построен тарировочный график. Для этого использовали образцы прямоугольного сечения размером $370 \times 20 \times 10$ мм из той же стали, что и образцы-имитаторы ЗТВ сварных соединений. Образцы для тарировки, как и образцы-имитаторы, подвергали термоциклированию проходящим током при скоростях охлаждения $W_{6/5} = 2$ и $5^\circ\text{C}/\text{с}$. Затем их обрабатывали таким образом, чтобы наиболее узкая часть совпадала с зоной максимальной твердости металла (рис. 3,а), и подвергали статическому нагружению до различных значений напряжений растяжения: от 10% пластической деформации до разрушающей нагрузки. При этом в шейке образцов происходили пластические деформации, которые измеряли с помощью нанесенных на расстоянии $l_0 = 5$ мм друг от друга на поверхность образцов рисок (рис. 3,а). После растяжения с использованием инструментального микроскопа измеряли увеличивающееся расстояние l между рисками. Значения относительной пластической деформации ε (в %) определяли по формуле

$$\varepsilon = \frac{l - l_0}{l_0} \cdot 100\%.$$

Затем из пластически деформированных участков вырезали образцы размером $10 \times 10 \times 10$ мм для определения уширения рентгеновских линий B по вышеописанной методике в зависимости от величины пластической деформации. По значениям относительной пластической деформации и уширения рентгеновских линий B на рис. 3,б построен тарировочный график зависимости $\varepsilon - B$. Измерив значения уширения рентгеновских линий в пластически деформированной зоне, по графику можно определить относительную пластическую деформацию ε для образцов-имитаторов из стали 14ХГН2МДАФБ, термоциклированных при скоростях охлаждения $W_{6/5} = 2...5^\circ\text{C}/\text{с}$. С применением этого же графика были определены экспериментальные данные по влиянию длительного нагружения образцов-имитаторов на развитие в них пластической деформации, предшествующей разрушению.

Физическое уширение B рентгеновских линий $/211/\alpha$, обусловленное возникшими в процессе локальной пластической деформации дефектами кристаллического строения, определяли как разницу между полушириной линий, измеренных на участках деформированного образца вблизи вершины трещины и вне зоны термического влияния. В термоциклированных, но не подвергнутых пластическому деформированию образцах, величина B во всей ЗТВ была постоянной (0,012 рад). Вблизи вершины надреза в образцах, подвергнутых термоциклированию и пластическому деформированию, она изменялась в пределах 0,015...0,021 рад.

Поскольку согласно применяемой нами методике образцы подвергали термоциклированию и пластическому деформированию не одновременно, а отдельно на разных этапах их подготовки, сопоставление величины B в описанных случаях свидетельствует о возможности отдельного определения вклада термоциклирования и пластического деформирования в физи-

ческое уширение рентгеновских линий. В работе приведены значения B как разница между значениями, определенными при термоциклировании с пластическим деформированием образцов и без. Таким образом, полученные уширения рентгеновских линий возникли только в результате пластического деформирования образцов под действием длительного нагружения.

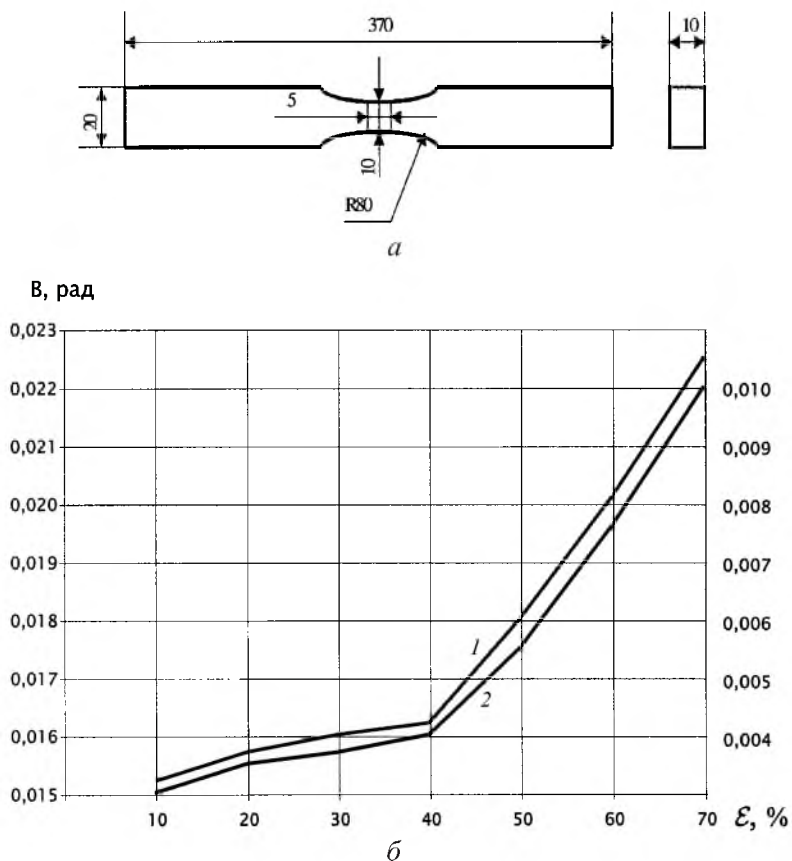


Рис. 3. Тарировочные образец – *a* и график зависимости $\epsilon - B$ для образцов, термоциклированных при скоростях охлаждения $W_{6/5} = 2$ °C/c (кривая 1) и $W_{6/5} = 5$ °C/c (кривая 2) – *б*.

С использованием отмеченных методологических подходов оценивалось влияние на процесс формирования сварных соединений некоторых факторов, которые могут иметь место: продолжительность выдержки (τ) под длительной нагрузкой и скорость охлаждения металла ЗТВ ($W_{6/5}$, °C/c).

При испытании первой серии образцов оставалась постоянной скорость охлаждения металла ЗТВ ($W_{6/5} = 5$ °C/c), а длительность нагружения образцов изменялась в интервале $\tau = (0,25 \dots 0,35)\tau_{кр}$. Увеличение времени выдержки под нагрузкой привело к росту локальных пластических деформаций ϵ в вершине усталостной трещины от 50 до 57%, при этом рентгеновские линии уширялись от 0,006 до 0,0072 рад (рис. 4).

Как свидетельствуют специальные металлографические исследования [4], увеличение времени выдержки под нагрузкой не привело к появлению в металле ЗТВ трещин замедленного разрушения.

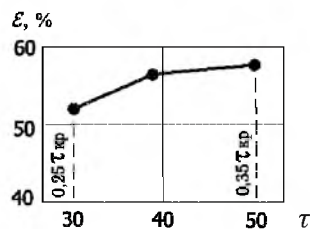


Рис. 4. Зависимость локальной пластической деформации ε в вершине усталостной трещины от времени τ выдержки под нагрузкой, соответствующей $K_3 = 67 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$.

Как правило, пластические деформации в металле ЗТВ вблизи вершины усталостной трещины развивались весьма неравномерно. Наибольшая их величина отмечалась при $\tau = 0,25\tau_{кр}$ на расстоянии 1 мм от вершины усталостной трещины и составляла 52%, что соответствует уширению рентгеновских линий $B = 0,0063 \text{ рад}$. По мере увеличения расстояния от вершины усталостной трещины до 5 мм уровень пластических деформаций снижался до 46% ($B = 0,005 \text{ рад}$). При $\tau = 0,35\tau_{кр}$ наибольшее значение локальной пластической деформации наблюдалось в вершине усталостной трещины и составляло 57% ($B = 0,0072 \text{ рад}$). По мере удаления от вершины усталостной трещины значения локальной пластической деформации, как и в предыдущем случае, уменьшались и на расстоянии 5 мм от вершины усталостной трещины достигали 46% ($B = 0,005 \text{ рад}$) (рис. 5).

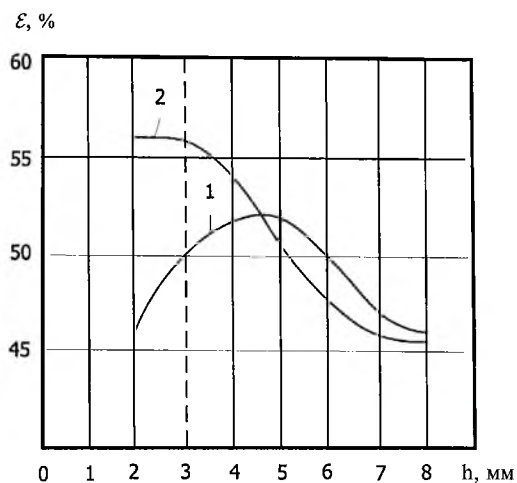


Рис. 5. Изменение локальной пластической деформации ε в образцах, термоциклированных при $W_{6/5} = 5 \text{ }^\circ\text{C/s}$ и выдержанных под нагрузкой в течение времени $\tau = 0,25\tau_{кр}$ (кривая 1) и $\tau = 0,35\tau_{кр}$ (кривая 2). (Здесь и на рис. 6: штриховые линии соответствуют положению вершины усталостной трещины.)

Дальнейшее увеличение длительности пребывания образцов под нагрузкой от $0,35\tau_{кр}$ до $0,4\tau_{кр}$ приводит к инициированию их замедленного разрушения. Цепочки трещин общей протяженностью 1,5...2,0 мм зарождались в окрестности вершины усталостной трещины и распространялись в глубь образца [6]. Следует отметить, что эта закономерность сохраняется и при более медленной скорости охлаждения металла ЗТВ образцов-имита-

торов ($W_{6/5} = 2 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$). В этом случае по сравнению с образцами, охлажденными со скоростью $W_{6/5} = 5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$, критическое время до разрушения образцов $\tau_{\text{кр}}$ несколько сократилось, что обусловлено особенностью формирования вторичной структуры соединений металла ЗТВ при таких скоростях охлаждения. Однако при обеих скоростях охлаждения сохранялась общая закономерность: трещины замедленного разрушения зарождались при длительности выдержки $\tau \geq 0,4\tau_{\text{кр}}$ [6]. В процессе дополнительных исследований определены величины локальной пластической деформации вблизи вершины усталостной трещины в металле, имитирующем ЗТВ сварного соединения при наличии трещин замедленного разрушения. В образцах, термоциклированных при скоростях охлаждения $W_{6/5} = 2$ и $5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$, уширение рентгеновских линий B в вершинах остановившихся трещин замедленного разрушения составляло $0,0092$ рад ($\varepsilon = 64\%$) и $0,0078$ рад ($\varepsilon = 58\%$) соответственно (рис. 6). По мере удаления от вершины холодной трещины локальные пластические деформации вблизи вершины усталостной трещины уменьшаются и на расстоянии 2-3 мм от вершины остановившихся трещин достигают значений $\varepsilon = 56$ и 52% соответственно для образцов, термоциклированных при $W_{6/5} = 2$ и $5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ (рис. 6). Такая разница в величинах локальных пластических деформаций, по-видимому, объясняется тем, что при $W_{6/5} = 2 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ формируется бейнитная структура, которая более пластична по сравнению с мартенситно-бейнитной, формирующейся при $W_{6/5} = 5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ [3]. Поэтому при одинаковом времени выдержки под нагрузкой в образцах, термоциклированных при $W_{6/5} = 2 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$, пластическая деформация развивается более интенсивно ($\varepsilon = 64\%$), чем в образцах, термоциклированных при $W_{6/5} = 5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ ($\varepsilon = 58\%$). В то же время полученные данные свидетельствуют о наличии больших пластических деформаций в зоне образовавшихся трещин. Экспериментальные данные подтверждают ранее [5] опубликованные положения о том, что возникающие в ЗТВ сварных соединений высокопрочных низколегированных сталей под воздействием термомодеформационного цикла сварки локальные пластические деформации способствуют образованию трещин замедленного разрушения. Они могут также снижать сопротивляемость сварных соединений высокопрочных низколегированных сталей хрупкому разрушению.

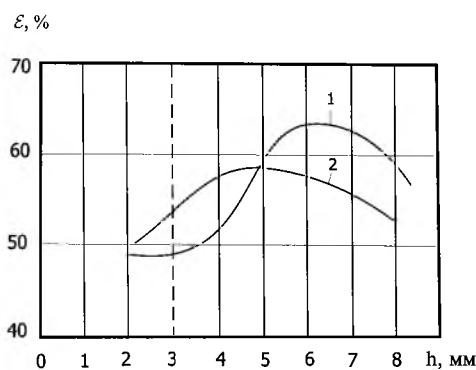


Рис. 6. Изменение локальной пластической деформации ε в образцах, выдержанных под нагрузкой в течение времени $\tau = 0,4\tau_{\text{кр}}$ и термоциклированных при скоростях охлаждения $W_{6/5} = 2 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ (1) и $W_{6/5} = 5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ (2).

Для повышения сопротивляемости сварных соединений высокопрочных низколегированных сталей этим видам разрушения условия сварки необходимо выбирать таким образом, чтобы в металле ЗТВ обеспечивать минимальный уровень локальных пластических деформаций.

Резюме

За допомогою рентгеноструктурного аналізу досліджено локальні пластичні деформації, що розвиваються на початкових стадіях сповільненого руйнування зони термічного впливу високоміцної низколегованої сталі 14ХН2МДАФБ із $\sigma_{0,2} \geq 700$ МПа. Установлено, що зі збільшенням часу витримки під тривалим навантаженням підвищуються значення локальної пластичної деформації. Максимальна локальна пластична деформація при цьому виникає поблизу вістря втомної тріщини. На кінетику розвитку локальних пластичних деформацій впливає також швидкість охолодження $W_{6/5}$ зразків при термоцилюванні.

1. *Otegui J. L., Frontini G., Heiland M., and De Vedia L. A.* Influence of restraint on root region plastic strain and fracture toughness of multipass F.C.A. welds // *Welding and Metal Fabric.* – 1986. – **54**, No. 3. – P. 98 – 103.
2. *Земзин В. Н., Чижик А. А., Ланин А. А.* Условия образования трещин при сварке и термической обработке // *Автомат. сварка.* – 1984. – № 2. – С. 1 – 4.
3. *Макаров Э. Л.* Холодные трещины при сварке легированных сталей. – М.: Машиностроение, 1981. – 248 с.
4. *Касаткин С. Б., Гордонный В. Г., Миходуй Л. И.* Влияние начальных стадий замедленного разрушения на хладостойкость металлов ЗТВ сварных соединений стали 14Х2ГМР // *Автомат. сварка.* – 1997. – № 3. – С. 46 – 48.
5. *Касаткин С. Б., Миходуй Л. И., Гордонный В. Г.* Методические подходы к комплексному исследованию замедленного и хрупкого разрушения сварных соединений высокопрочных низколегированных сталей // Там же. – 1996. – № 2. – С. 58 – 60.
6. *Gordonnyi V. G., Mikhodui L. I., and Kasatkin S. B.* New integrated approach to the study of delayed and brittle fracture of HAZ of 14H2GMR type high-strength steel // *Int. Conf. "Welding Science and Technology"*. – Japan, 1996. – P. 302 – 305.

Поступила 18. 10. 2002