

УДК 669.046:533.9

ДЕФОРМАЦИЯ ЛЮДЕРСА В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ*

Данилов В.И.^{1,2}, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник, профессор кафедры
сварочного производства (dvi@spms.tsc.ru)

Смирнов А.Н.³, д.т.н., профессор кафедры «Технология машиностроения» (galvas.kem@gmail.com)

Горбатенко В.В.¹, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник (gvv@spms.tsc.ru)

Орлова Д.В.^{1,4}, к.ф.-м.н., младший научный сотрудник, доцент кафедры
общей физики (dvo@ispms.tsc.ru)

Данилова Л.В.^{1,5}, младший научный сотрудник, магистрант (lidaakvo@rambler.ru)

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

(634055, Россия, Томск, пр. Академический, 2/4)

² Юргинский технологический институт – филиал Томского политехнического университета

(652057, Россия, Кемеровская обл., Юрга, ул. Ленинградская, 26)

³ Кузбасский государственный технический университет им Т.Ф. Горбачева

(650000, Россия, Кемерово, ул. Весенняя, 28)

⁴ Национальный исследовательский Томский политехнический университет

(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

⁵ Национальный исследовательский Томский государственный университет

(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 36)

Аннотация. Рассматривается процесс упругопластического перехода в сварных образцах из малоуглеродистой стали. Используются два способа ручной дуговой сварки плавящимся электродом: традиционный стационарной дугой и импульсная сварка с контролируемым тепловложением. Показано, что по получаемым структурным характеристикам и механическим свойствам оба способа идентичны. В обоих случаях наблюдается растянутый упругопластический переход путем зарождения и распространения полос Чернова–Людерса. Однако в зависимости от способа сварки он реализуется по разным сценариям. При использовании традиционной сварки стационарной дугой в нагружаемом образце зародыш полосы Чернова–Людерса формируется в наплавленном металле сначала в виде диффузных областей локализации деформации, которые заполняют шов и переводят его в пластически деформированное состояние. Подвижные фронты полосы окончательно оформляются в зонах термического влияния и переходят в основной металл. Скорости фронтов и их морфология идентичны характеристикам фронтов в однородных объектах из аналогичной стали. В случае применения импульсной дуговой сварки зарождение полос Чернова–Людерса происходит на удалении от сварного шва у захватов нагружающего устройства. До зон термического влияния морфология и скорости фронтов соответствуют данным для основного металла. На границе сплавления фронт останавливается и формирует зародыш новой полосы, который прорастает в металл шва. Эта новая полоса сначала переводит в деформированное состояние наплавленный металл, а затем создает подвижный фронт в противоположной зоне термического влияния. Скорости фронтов в наплавленном и основном металлах отличаются на порядок. Сварной шов детерминирует процесс зарождения полос Чернова–Людерса. Предложено объяснение разных сценариев упругопластического перехода в зависимости от способа сварки. При использовании традиционного способа сварки стационарной дугой в зонах термического влияния локальные действующие напряжения значительно выше, чем в основном металле, поэтому здесь как релаксационный процесс происходит зарождение полосы. В случае использования импульсной дуговой сварки эти напряжения выше в основном металле, где и происходит зарождение полос Чернова–Людерса. Полученные результаты могут быть использованы для обоснования параметров испытания теплоэнергетического оборудования.

Ключевые слова: малоуглеродистые низколегированные стали, импульсная сварка, сварные швы, упругопластический переход, полосы Чернова–Людерса, теплоэнергетическое оборудование, испытание повышенным давлением.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-128-134

В настоящее время одной из важнейших проблем теплоэнергетического комплекса (ТЭК) России является обеспечение эксплуатационной надежности длительно работающего котельного оборудования и трубопроводов. Широко практикуется продление сверх расчетно-

* Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук России на 2013 – 2020 гг. и частично поддержана грантом РФФИ № 17-08-00751 а.

При выполнении экспериментальных исследований использовали научное оборудование Центра коллективного пользования «Нанотех» при ИФПМ СО РАН.

го срока их эксплуатации. Решения о продлении срока эксплуатации этих узлов и агрегатов принимаются путем проведения технического диагностирования и экспертизы промышленной безопасности. Главной задачей технического диагностирования считается проведение неразрушающих испытаний сварных соединений как наиболее повреждаемых элементов.

Для изготовления большого числа металлоконструкций потенциально опасного оборудования ТЭК применяют малоуглеродистые качественные или экономно ле-

гированные конструкционные стали. В монтажных или ремонтных условиях используется преимущественно ручная дуговая сварка. С целью снижения влияния человеческого фактора на качество сварки и увеличения производительности труда в современных условиях на лидирующие позиции выходит ручная дуговая сварка плавящимся электродом с контролируемым тепловложением [1, 2].

Первоначальную оценку качества ремонтных или монтажных работ на предприятиях ТЭК выполняют путем проведения испытания оборудования повышенным давлением. Хотя требования к таким испытаниям определены нормативными документами Ростехнадзора [3, 4], систематизированное научное обоснование регламента практически отсутствует. Недостаточно информации о физических процессах, протекающих в основном металле и в сварных соединениях при выполнении испытаний внутренним давлением. Не оценено влияние амплитуды давления на структурно-фазовое состояние и поля внутренних напряжений в сварных соединениях и, как следствие, на дальнейшую безаварийную эксплуатацию испытанного оборудования. Из естественных требований параметры испытаний не должны выходить за рамки упругопластического перехода в сварных элементах оборудования. В то же время известно, что упругопластический переход в рассматриваемых сталях реализуется путем распространения полос Чернова–Людерса (ПЧЛ) [5–8]. Развитое пластическое течение начинается, когда все рабочее пространство объекта оказывается заметными фронтами ПЧЛ. К этому моменту накапливается необратимая деформация, которая не должна быть превышена при неразрушающих испытаниях. Поэтому детальные исследования процессов движения фронтов ПЧЛ и структурно-фазовых изменений, сопровождающих это явление, обеспечивают важную информацию для разработки нормативных документов по технической диагностике металла теплоэнергетического оборудования. Они позволят определить рамки допустимых при испытаниях напряжений и деформаций.

Для достижения цели настоящей работы исследования проводили на широко используемой на предприятиях ТЭК низколегированной конструкционной стали марки 09Г2С [9]. Стыковые без разделки сварные соединения из этой стали были выполнены электродами ЦУ-5. Использовали ручную дуговую сварку стационарной дугой и сварку модулированным током при режимах, автоматически настраиваемых в зависимости от условий [10]. Образцы для механических испытаний типа «двойная лопатка» с размерами рабочей части $2 \times 6 \times 40$ мм изготавливали из сваренных пластин размерами $250 \times 250 \times 5$ мм. Необходимую толщину достигали путем фрезерования и механической шлифовки с двух сторон. Шов располагался перпендикулярно оси растяжения в середине рабочей части. Каждым способом сварки было изготовлено по шесть образцов. Одну

сторону образца подвергали глубокому травлению в 12 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты. Эта операция необходима, так как использованная в работе методика визуализации фронтов ПЧЛ требует, чтобы рабочая поверхность образца была диффузно отражающей. На противоположной стороне образца для анализа микроструктуры выполняли металлографический шлиф по общепринятой методике [11], включающей механическую шлифовку, полировку и избирательное травление в 4 %-ном спиртовом растворе HNO_3 . Микроструктурные исследования до и после нагружения проводили на оптическом микроскопе Neophot-21 с цифровой технической видеокамерой UCMOS03100KPA.

Механические испытания на одноосное растяжение проводили на машине Walter+Bai AG LFM-125 (Швейцария) при скорости перемещения подвижного захвата 0,2 мм/мин, что обеспечивало скорость деформирования $8,3 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$. Диаграмму деформации записывали в цифровом виде. В процессе растяжения методом цифровой статистической спекл-фотографии проводили «in situ» регистрацию очагов локализации деформации [12]. В рассматриваемом случае такие очаги представляют собой подвижные границы (фронты) ПЧЛ, которые выглядят как контрастные темные полосы, наложенные на спекл-изображения деформируемых образцов.

Металлографический анализ показал, что структура наплавленного металла швов и зон термического влияния после сварки представляет собой макроскопические области структурно-фазовых неоднородностей, зеренное строение которых от способа сварки на уровне оптической микроскопии не зависит и соответствует традиционно выделяемым в материаловедении сварки зонам [13]. Наплавленный металл представлен столбчатыми дендритами, характерными для литого состояния (рис. 1, а). Пластины видманштеттова феррита достигают в длину 1 мм, а в ширину – 20 мкм. Межпластиночное пространство занято более мелкими дендритами. Другие фазы и структурные составляющие кроме феррита не обнаруживаются, что соответствует составу стержня электрода. Ширина зоны наплавленного металла составляет примерно 5 мм. Структурные изменения от наплавленного металла к зоне термического влияния и затем к основному металлу происходят плавно без резких градиентов. Вся зона термического влияния представлена полиэдрическими зернами феррита. Перлитные включения практически отсутствуют, что, по-видимому, произошло из-за диффузии углерода в обезуглероженный металл шва. Вблизи линии сплавления произошла полная перекристаллизация и, как следствие, рост ферритного зерна до среднего размера 18 ± 8 мкм (рис. 1, б). В этой области зерна неравноосные. Область рекристаллизации явно не выделяется. Общая ширина зоны термического влияния невелика и не превышает 1,5 мм. Структура основного металла феррито-перлитная (рис. 1, в). Объемная доля перлита

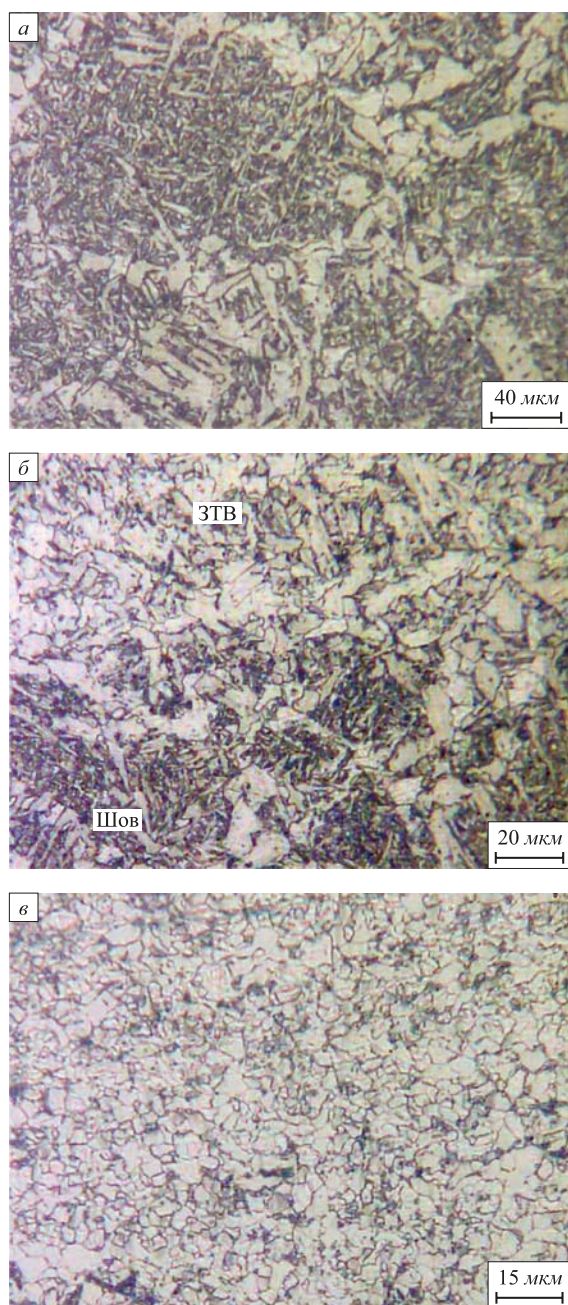


Рис. 1. Микроструктура характерных областей образцов со сварными швами:

a – наплавленный металл шва; *б* – зона термического влияния вблизи линии сплавления; *в* – основной металл

Fig. 1. Microstructure of the typical areas of samples with welded seams:

a – weld metal; *б* – heat-affected zone near the fusion line; *в* – base metal

на уровне 10 – 12 %, что соответствует химическому составу стали 09Г2С. Зерна феррита полиэдрические с хорошо оформленными, чистыми границами, их средний размер составляет 7 ± 5 мкм.

Типичные деформационные кривые для каждого способа сварки представлены на рис. 2. Анализ по методике, представленной в работах [14, 15], показал, что кривые являются многостадийными и содержат поми-

мо очевидной площадки текучести стадии линейного упрочнения, параболического упрочнения Тейлора и предразрушения. Площадка текучести не является гладкой, обнаруживаются флуктуации деформирующего напряжения и незначительное упрочнение. Зуб текучести ярко не выражен. Перед зубом выделяется короткий участок микропластичности. Он начинается на пределе пропорциональности, которому соответствует относительная деформация $\varepsilon_{\text{пл}} = 0,006$. Перед началом стадий упрочнения всегда наблюдается спад напряжения, который назван «обратным зубом». Согласно автоволновым представлениям [16] каждой стадии кривой упрочнения соответствует свой тип автоволны локализованной деформации. Анализ стадийности и определение типа автоволны полезны при разработке режимов обработки материалов давлением [17]. Для диагностики состояния сварных соединений потенциально опасного оборудования на различных стадиях жизненного цикла важно знать поведение металла во время упруго-пластического перехода, то есть до стадий упрочнения.

Этот переход в однородных образцах исследуемой стали состоит из стадии микропластичности, стадии зуба и площадки текучести, поэтому занимает значительный промежуток времени [12, 18]. На стадии микропластичности, а также на восходящей и падающей ветвях зуба текучести происходит прорастание через поперечное сечение объекта зародыша полосы Чернова–Людерса. Затем сформировавшаяся полоса расширяется и переводит материал образца из упруго-напряженного в пластически деформированное состояние. В результате этих процессов накапливается до 3,5 % деформации. Ранее установлено, что в однородных образцах процесс зарождения стохастический и в плоских образцах обычно зарождаются две ПЧЛ вблизи захватов нагружающего устройства [12].

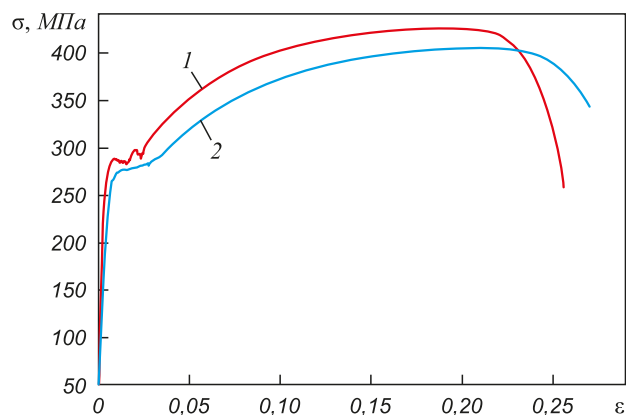


Рис. 2. Типичные деформационные кривые образцов со сварными швами:

1 – сварка выполнена модулированным током с контролируемым тепловложением; 2 – сварка выполнена стационарной дугой

Fig. 2. Typical stress-strain curves of samples with welded seams:
1 – welding is performed by pulsed arc with a controlled heat input;
2 – welding is performed with a stationary arc

Наличие сварного шва детерминировало процесс зарождения ПЧЛ. Наблюдали два сценария упруго-пластического перехода в таких образцах. Первый реализовывался в соединениях, сваренных стационарной дугой (рис. 2, кривая 2). Площадка текучести у таких образцов гладкая. Установлено, что в этом случае зарождается одна полоса в зоне наплавленного металла (рис. 3). Вначале в металле шва образуется большое количество мезоскопических диффузных деформационных очагов. Морфология зарождения очень сложная и не поддается количественному описанию из-за ограниченности быстродействия метода цифровой статистической спекл-фотографии. В течение 3 – 8 с эти очаги образуют в наплавленном металле зародыш ПЧЛ, который расширяется вплоть до границ сплавления без четко выраженных фронтов. Фронты окончательно формируются в зонах термического влияния к пятидесяти пятой секунде (рис. 3). В дальнейшем их движение

происходит обычным образом, как в однородных образцах [12]. Скорости движения фронтов не отличаются от скоростей в образцах без сварных швов и составляют 100 – 150 мкм/с.

Процесс окончательного формирования фронтов ПЧЛ в зонах термического влияния представляется естественным. Так, авторы работ [10, 19] исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии напряженно деформированное и структурное состояние сварного соединения в исходном состоянии и после деформирования до 2 %, то есть после прохождения ПЧЛ. Установлено, что при сварке стационарной дугой внутренние напряжения максимальны в зоне термического влияния и достигают 450 МПа, а после прохождения ПЧЛ уменьшаются почти вдвое до 280 МПа. Таким образом, зарождение ПЧЛ в зонах термического влияния в рассматриваемом случае является релаксационным процессом, который обычно реализуется путем образования и перераспределения деформационных дефектов дислокационного типа на микроскопическом уровне [20].

В образцах, сваренных модулированным током (рис. 2, кривая 1), на площадке текучести часто наблюдаются флуктуации деформирующего напряжения. В этом случае зарождение ПЧЛ происходит в зоне, удаленной от сварного шва. Этот факт, по-видимому, обусловлен тем, что, как утверждают авторы работ [10, 19], при сварке с регулируемым тепловложением уровень внутренних напряжений в зонах термического влияния в исходном состоянии ниже, чем в основном металле. Рис. 4 иллюстрирует процесс зарождения и распространения ПЧЛ. Видно, что полоса зародилась у захвата испытательной машины. Один из ее фронтов быстро уходит с рабочей части образца и останавливается, а второй продолжает двигаться со скоростью, которая в этот момент скачком увеличивается в два раза, что хорошо видно на хронограмме (рис. 5, участки 1 и 2). Существенных отличий в кинетике и морфологии движущегося фронта от образцов без шва не обнаруживается до тех пор, пока фронт не достигает зоны термического влияния сварного соединения. На границе сплавления фронт останавливается и становится источником новой полосы, которая «прорастает» в безуглероженный наплавленный металл (рис. 4) ($\Delta t = 269 \div 270$ с). На площадке текучести при этом наблюдается резкий спад деформирующего напряжения. Весь процесс «прорастания» занимает всего примерно 3 с, то есть происходит со скоростью больше 2 мм/с. Это в два раза быстрее, чем при зарождении полосы в образце без сварного шва. Вновь образовавшаяся полоса сначала распространяется только в наплавленном металле шва, то есть имеет один движущийся фронт (рис. 4) ($\Delta t = 272 \div 276$ с). Противоположный фронт хорошо оформлен, но неподвижен до тех пор, пока не будет пройден весь наплавленный металл. Скорость подвижного фронта здесь составляет примерно 0,5 мм/с, что значительно выше скорости распростра-

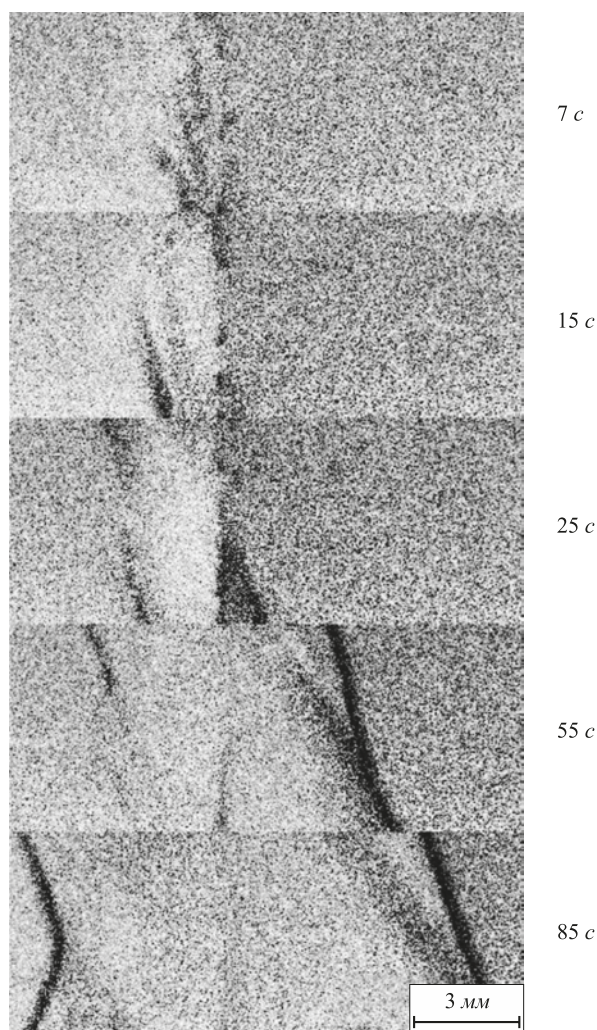


Рис. 3. Зарождение и расширение ПЧЛ в сварном соединении, выполненном стационарной дугой (отсчет времени от момента зарождения полосы)

Fig. 3. The nucleation and propagation of LB in a welded joint, which was made by a stationary arc (time count from the origin of the band)

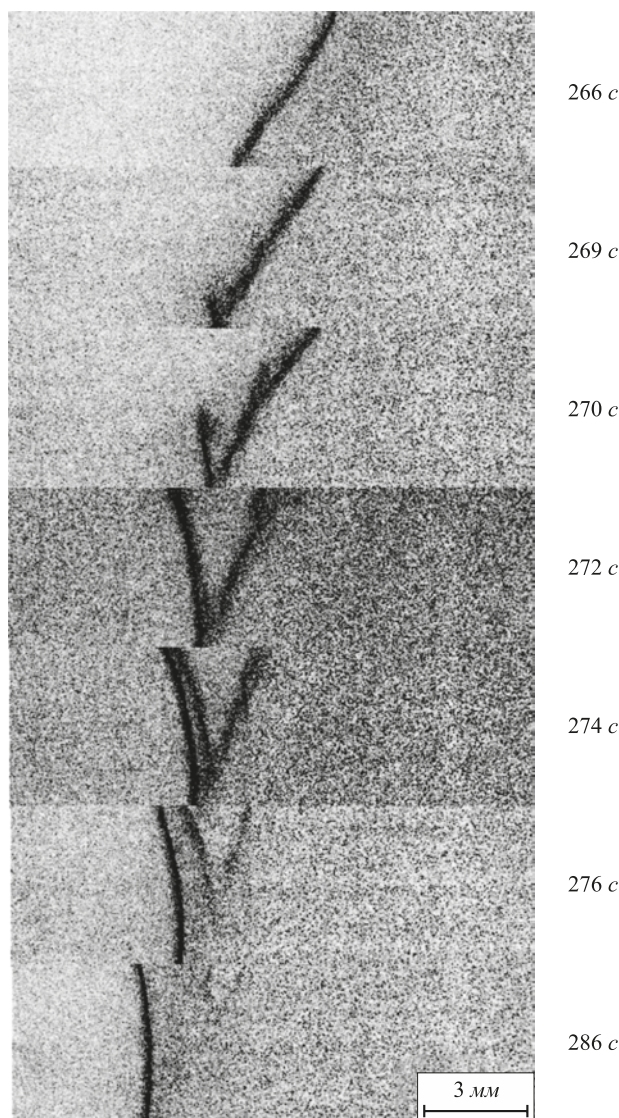


Рис. 4. Прохождение ПЧЛ через сварной шов (отсчет времени от момента зарождения полосы; сварка модулированным током)

Fig. 4. Propagation of LB through the weld (time count from the origin of the band; pulsed arc welding)

нения фронтов ПЧЛ в однородном материале. При этом участок 3 хронограммы (рис. 5) отражает усредненную скорость обоих процессов: и зарождения, и движения фронта ПЧЛ в наплавленном металле. На рис. 4 видно, что, пройдя наплавленный металл, подвижный (правый) фронт исчезает, а неподвижный (левый) начинает двигаться с постоянной скоростью примерно 100 мкм/с, характерной для однородного образца. Это выражается в уменьшении наклона соответствующего участка хронограммы (рис. 5, участок 4). К рассматриваемому моменту времени напряжение в образце возрастает до среднего уровня на площадке текучести (рис. 2, кривая 1). Настоящий факт согласуется с данными работ [10, 19], где отмечено, что в сварных соединениях, выполненных модулированным током дуги, после прохождения ПЧЛ уровень внутренних напряжений в зоне термического влияния возрастает с 340 до 380 МПа, достигая напряжения течения в основном металле. Следовательно, сварной шов как область с сильной структурно-фазовой неоднородностью приводит к тому, что зарождение ПЧЛ опять происходит на ее границе, то есть в зоне термического влияния. При этом и кинетика, и морфология фронтов ПЧЛ внутри наплавленного металла шва и в основном металле существенно разные, например, скорость движения фронтов может отличаться почти на порядок. Кроме того фронт ПЧЛ, останавливаясь на границах зон с различным структурно-фазовым состоянием, сам становится источником зарождения новой ПЧЛ или даже нескольких полос.

Выводы. В сварных соединениях, выполненных стационарной дугой, упругопластический переход реализуется путем зарождения полосы Чернова–Людерса в металле шва с последующим формированием подвижных фронтов в зонах термического влияния. Это обусловлено тем, что локальные внутренние напряжения в зонах термического влияния находятся на уровне предела прочности материала, поэтому зарождение полос Чернова–Людерса в них является релаксационным

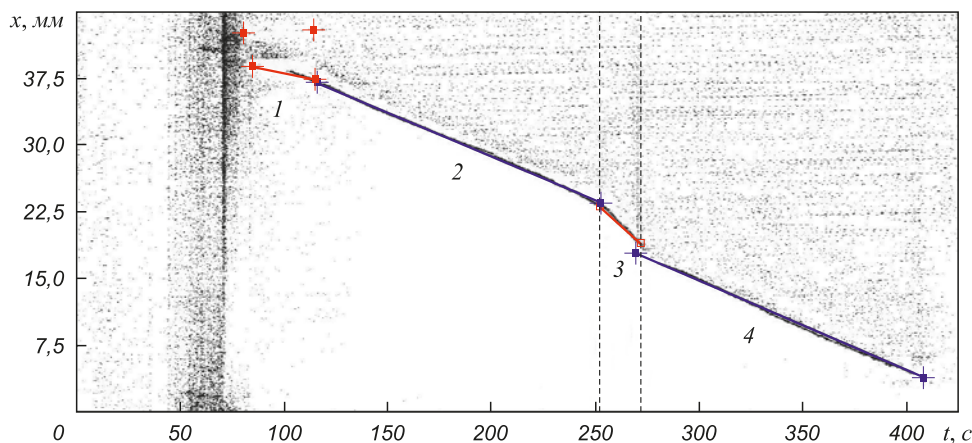


Рис. 5. Хронограмма движения фронтов ПЧЛ в образце со сварным швом (сварка модулированным током)

Fig. 5. Chronogram of the motion of the LB fronts in a sample with a welded seam (pulsed arc welding)

процессом. В сварных соединениях, выполненных сваркой модулированным током, подвижные фронты полос Чернова–Людера останавливаются в зонах термического влияния и становятся источниками новых полос, которые сначала захватывают металл шва, а затем переходят в основной металл. Причина такого поведения в том, что здесь локальные внутренние напряжения ниже уровня предела текучести материала и зарождение полос Чернова–Людера происходит в основном металле. Дальнейшее движение фронтов становится возможным лишь тогда, когда уровень напряжений в зоне термического влияния достигает среднего значения на площадке текучести. При использовании обоих видов сварки упругопластический переход происходит в интервале деформаций 0,6 – 3,0 %. Критические процессы зарождения подвижных фронтов полос Чернова–Людера локализируются в зонах термического влияния сварных швов. На основании полученных данных можно дать рекомендации выполнять испытания теплотехнического оборудования при повышенном давлении при напряжениях, создающих деформацию не более 3 %, так как именно при таких давлениях реализуется упругопластический переход в потенциально опасных участках сварных соединений (граница сплавления и зона термического влияния), в результате которого может инициироваться рост скрытых трещеноподобных дефектов, но не будет происходить их зарождения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гладков Э.А., Кузнецов П.С., Бродягин В.Н., Копотева Е.Н., Шолохов М.А., Алешин Н.П. Импульсные технологии управления каплепереносом при MIG/MAG сварке // Сварка и диагностика. 2014. № 3. С. 43 – 47.
2. Князьков В.Л., Князьков А.Ф. Повышение эффективности ручной дуговой сварки трубопроводов. – Кемерово: изд. КузГТУ, 2008. – 104 с.
3. Rezinskikh V.F., Zlepko V.F. Shtromberg Yu.Yu. The main requirements for the control of metal heat power equipment // Thermal Engineering. 1999. Vol. 46. No. 5. P. 8 – 20.
4. Клюев В.В. Деградация диагностики безопасности. – М.: Издательский дом «Спектр», 2012. – 128 с.
5. Cottrell A.H. Dislocations and plastic flow in crystals. – Oxford: Oxford University Press, 1953. – 260 p.
6. Mazière M., Luisb C., Marais A., Foresta S., Gaspérini M. Experimental and numerical analysis of the Lüders phenomenon in simple shear // International Journal of Solids and Structures. 2017. Vol. 106-107. P. 305 – 314.
7. Plekhov O.A., Naimark O.B., Saintier N., Palin-Luc T. Elastic-plastic transition in iron: Structural and thermodynamic features // Technical Physics. 2009. Vol. 54. No. 8. P. 1141 – 1146.
8. Beardsmore D.W., Quinta da Fonseca J., Romero J., English C.A., Ortner S.R., Sharples J., Sherry A.H., Wilkes M.A. Study of Lüders phenomena in reactor pressure vessel steels // Materials Science and Engineering. 2013. A588. P. 151 – 166.
9. Стали и сплавы. Марочник: Справочное издание / В.Г. Сорокин, М.А. Геврасьев, В.С. Палеев, И.В. Геврасьева, С.Я. Палева; науч. ред. В.Г. Сорокин, М.А. Геврасьев. – М.: «Интернет Информинг», 2001. – 608 с.
10. Смирнов А.Н., Козлов Э.В., Ожиганов Е.А., Абабков Н.В., Князьков В.Л. Влияние степени деформации сварных соединений углеродистых сталей на структурно-фазовое состояние и поля внутренних напряжений // Сварка и диагностика. 2016. № 3. С. 25 – 28.
11. Гадалов В.Н., Захаров И.С., Крюков В.А., Батурин Л.В. Металлография с атласами микроструктур металлов, сплавов, покрытий и сварных соединений. – Курск: изд. Курского государственного технического университета, 2004. – 479 с.
12. Gorbatenko V.V., Danilov V.I., Zuev L.B. Plastic Flow Instability: Chernov–Lüders Bands and the Portevin–Le Chatelier Effect // Technical Physics. 2017. Vol. 62. No. 3. P. 395 – 400.
13. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. – М.: Машиностроение, 1989. – 336 с.
14. Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. – Киев: Наукова думка, 1989. – 256 с.
15. Freudenthal A.M., Geiringer H. The Mathematical Theory of Inelastic Continuum. – In book: Elasticity and Plasticity. Encyclopedia of Physics. Vol. 3. – Berlin: Springer, 1958. P. 229 – 443.
16. Zuev L.B. Autowave mechanics of plastic flow of solids // Phys. of Wave Phenom. 2012. Vol. 20. P. 166 – 173.
17. Ploskov N.A., Danilov V.I., Zuev L.B., Zavodchikov A.S., Bolotina I.O., Orlova D.V. Evolution of strain localization autowaves in a zirconium alloy and evaluation of plasticity margin in a rolling area // Journal of applied mechanics and technical physics. 2012. Vol. 53. No. 4. P. 611 – 615.
18. Murav'ev T.V., Zuev L.B. Acoustic emission during the development of a Lüders band in a low-carbon steel // Technical Physics. 2008. Vol. 53. No. 8. P. 1094 – 1098.
19. Popova N., Nikonenko E., Koneva N., Kozlov E., Smirnov A., Ozhiganov E., Structure and phase composition on deformed heat-affected zone on the weld ST3. – In book: AIP Conference Proceedings, 13 Ser. "Prospects of Fundamental Sciences Development, PFSD-2016: Proceedings of XIII International Conference of Students and Young Scientists". 2016. P. 030006.
20. Popova N.A., Nikonenko E.N., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Budovskikh E.A., Raikov S.N., Kapralov E.V., Vashuk E.S. Structure and properties of wear-resistant weld deposit formed on martensitic steel using the electric-arc method // Advanced Materials Research. 2014. Vol. 1013. P. 194 – 199.

Поступила 29 мая 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. Vol. 61. No. 2, pp. 128–134.

LUDERS DEFORMATION IN WELD SEAMS

V.I. Danilov^{1,2}, A.N. Smirnov³, V.V. Gorbatenko¹, D.V. Orlova^{1,4}, L.V. Danilova^{1,5}

¹ Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia

² Yurga Technological Institute of National Research Tomsk Polytechnic University, Yurga, Russia

³ Kuzbass State Technical University named after T.F. Gorbachev, Kemerovo, Russia

⁴ National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

⁵ National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia

Abstract. The article considers the process of elastic-plastic transition in welded samples from low-carbon steel. Two methods of manual arc

welding with a consumable electrode are used: traditional fixed arc and pulse welding with controlled heat input. It is shown that both methods are identical with respect to the obtained structural characteristics and mechanical properties. In both cases, a stretched elastic-plastic transition is observed by the nucleation and propagation of the Luders bands. However, depending on the welding method, it is realized in different scenarios. When using traditional welding with a stationary arc in a loaded sample, the Luders band nucleus is formed in the weld metal first in the form of diffuse deformation localization regions that fill the seam and transfer it to a plastically deformed state. Movable fronts of the band are finally formed in the heat-affected zones and pass into the base metal. The velocities of fronts and their morphology are identical to those of fronts in similar objects of similar steel. In the case of pulsed arc welding, the nucleation of the Luders bands occurs at a distance from the weld seam at the clamps of the loading device. Up to the heat-affected zones, the morphology and the velocity of the fronts correspond to the data for the parent metal. At the fusion boundary, the front stops and forms the nucleus of a new band that sprouts into the weld metal. This new band first transforms the weld metal into a deformed state, and then creates a movable front in the opposite heat-affected zone. The velocities of the fronts in the deposited and base metals differ by an order of magnitude. The welded seam determines the process of nucleation of the Luders band. The explanation of different scenarios of elastic-plastic transition is offered depending on the welding method. When using the traditional method of welding with a stationary arc in heat affected zones, the local long-range stresses are much higher than in the base metal, so here, as a relaxation process, the band originates. In the case of pulsed arc welding, these stresses are higher in the base metal, where the Luders bands originate. The obtained data can be used to justify the parameters of the heat-and-power equipment test.

Keywords: mild steels, low-alloyed steels, pulse welding, welded seams, elastic-plastic transition, Luders bands, heat power equipment, pressure test..

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-128-134

REFERENCES

- Gladkov E.A., Kuznetsov P.S., Brodyagin V.N., Kopoteva E.N., Sholokhov M.A., Aleshin N.P. Pulse control technologies for drop-let transfer during MIG / MAG welding. *Svarka i diagnostika*. 2014, no. 3, pp. 43–47. (In Russ.).
- Knyaz'kov V.L., Knyaz'kov A.F. *Povyshenie effektivnosti ruchnoi dugovoi svarki truboprovodov* [Improving the efficiency of manual arc welding of pipelines]. Kemerovo: izd. KuzGTU, 2008, 104 p. (In Russ.).
- Rezinskikh V.F., Zlepko V.F. Shtromberg Yu.Yu. The main requirements for the control of metal heat power equipment. *Thermal Engineering*. 1999, vol. 46, no. 5, pp. 8–20.
- Klyuev V.V. *Degradatsiya diagnostiki bezopasnosti* [Degradation of safety diagnostics]. Moscow: ID "Spektr", 2012, 128 p. (In Russ.).
- Cottrell A.H. *Dislocations and plastic flow in crystals*. Oxford: Oxford University Press, 1953, 260 p.
- Mazière M., Luisb C., Maraisa A., Foresta S., Gaspérini M. Experimental and numerical analysis of the Lüders phenomenon in simple shear. *International Journal of Solids and Structures*. 2017, vol. 106–107, pp. 305–314.
- Plekhov O.A., Naimark O.B., Saintier N., Palin-Luc T. Elastic-plastic transition in iron: Structural and thermodynamic features. *Technical Physics*. 2009, vol. 54, no. 8, pp. 1141–1146.
- Beardmore D.W., Quinta da Fonseca J., Romero J., English C.A., Ortner S.R., Sharples J., Sherry A.H., Wilkes M.A. Study of Luders phenomena in reactor pressure vessel steels. *Materials Science and Engineering*. 2013, A588, pp. 151–166.
- Sorokin V.G., Gevras'ev M.A., Paleev V.S., Gevras'eva I.V., Paleva S.Ya. *Stali i splavy. Marochnik: Spravochnoe izdanie* [Steels and alloys. Grade guide: Reference book]. Sorokin V.G., Gevras'ev M.A. eds. Moscow: Internet Inzhiniring, 2001, 608 p. (In Russ.).
- Smirnov A.N., Kozlov E.V., Ozhiganov E.A., Ababkov N.V., Knyaz'kov V.L. Influence of deformation degree of welded joints of carbon steels on structural-phase state and fields of internal stresses. *Svarka i diagnostika*. 2016, no. 3, pp. 25–28. (In Russ.).
- Gadalov V.N., Zakharov I.S., Kryukov V.A., Baturin L.V. *Metallografiya s atlasami mikrostruktur metallov, splavov, pokrytii i svarnykh soedinenii* [Metallography with atlases of microstructures of metals, alloys, coatings and welded joints]. Kursk: izd. Kurskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta, 2004, 479 p. (In Russ.).
- Gorbatenko V.V., Danilov V.I., Zuev L.B. Plastic flow instability: Chernov–Lüders bands and the Portevin–Le Chatelier effect. *Technical Physics*. 2017, vol. 62, no. 3, pp. 395–400.
- Livshits L.S., Khakimov A.N. *Metallovedenie svarki i termicheskaya obrabotka svarnykh soedinenii* [Metal science of welding and heat treatment of welded joints]. Moscow: Mashinostroenie, 1989, 336 p. (In Russ.).
- Trefilov V.I., Moiseev V.F., Pechkovskii E.P. *Deformatsionnoe uprochnenie i razrushenie polikristallicheskih metallov* [Strain hardening and fracture of polycrystalline metals]. Kiev: Naukova dumka, 1989, 256 p. (In Russ.).
- Freudental A.M., Geiringer H. The mathematical theory of inelastic continuum. Elasticity and plasticity. *Encyclopedia of Physics*. Vol. 3. Berlin: Springer, 1958, pp. 229–443.
- Zuev L.B. Autowave mechanics of plastic flow of solids. *Phys. of Wave Phenom.* 2012, vol. 20, pp. 166–173.
- Ploskov N.A., Danilov V.I., Zuev L.B., Zavodchikov A.S., Bolotina I.O., Orlova D.V. Evolution of strain localization autowaves in a zirconium alloy and evaluation of plasticity margin in a rolling area. *Journal of applied mechanics and technical physics*. 2012, vol. 53, no. 4, pp. 611–615.
- Murav'ev T.V., Zuev L.B. Acoustic emission during the development of a Lüders band in a low-carbon steel. *Technical Physics*. 2008, vol. 53, no. 8, pp. 1094–1098.
- Popova N., Nikonenko E., Koneva N., Kozlov E., Smirnov A., Ozhiganov E., Structure and phase composition on deformed heat-affected zone on the weld ST3. In: *AIP Conference Proceedings, 13 Ser. "Prospects of Fundamental Sciences Development, PFSD-2016: Proceedings of XIII International Conference of Students and Young Scientists"*. 2016, pp. 030006.
- Popova N.A., Nikonenko E.N., Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Budovskikh E.A., Raikov S.N., Kapralov E.V., Vashuk E.S. Structure and properties of wear-resistant weld deposit formed on martensitic steel using the electric-arc method. *Advanced Materials Research*. 2014, vol. 1013, pp. 194–199.

Acknowledgements. The work was performed within the framework of the Program of fundamental scientific research of the Russian State Academies of Sciences for 2013 – 2020 and was partially supported by RFBR grant No. 17-08-00751 a.

Scientific equipment of the "Nanotech" Common Use Center at the Institute of Theoretical and Applied Mechanics of the SB RAS was used for experimental studies.

Information about the authors:

V.I. Danilov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Chief Researcher, Professor of the Chair of Welding Production (dvi@ispms.tsc.ru)

A.N. Smirnov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Engineering Technology" (galvas.kem@gmail.com)

V.V. Gorbatenko, Cand. Sci. (Phys.-math.), Senior Researcher (gvv@ispms.tsc.ru)

D.V. Orlova, Cand. Sci. (Phys.-math.), Junior Researcher, Assist. Professor of the Chair of General Physics (dvo@ispms.tsc.ru)

L.V. Danilova, Junior Researcher, MA Student (lidaakvo@rambler.ru)

Received May 29, 2017