

УДК 669.046:533.9

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ЛЮДЕРСА В МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ*

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

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

Зуев Л.Б.^{1,3}, д.ф.-м.н., профессор, заведующий лабораторией физики прочности,
профессор кафедры проектирования и прочности (lbz@ispms.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.^{1,3}, 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 Национальный исследовательский Томский государственный университет
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 36)

⁴ Национальный исследовательский Томский политехнический университет
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

Аннотация. Исследованы особенности развития макроскопической неоднородности деформации в виде полос Чернова–Людерса на упругопластическом переходе в малоуглеродистой стали. Установлены основные закономерности зарождения и развития полос. Особое внимание уделено кинетике подвижных границ (фронтов) полос, определены характерные скорости. Показано, что темп формирования зародыша полосы Чернова–Людерса более чем на порядок выше темпа ее расширения. Рассмотрены ситуации, при которых в объекте одновременно развивается более одной полосы и поэтому наблюдается несколько движущихся фронтов. Установлено, что во всех случаях скорости движения фронтов полос Чернова–Людерса взаимно согласованы так, что в любой момент времени обобщенная скорость расширения недеформированной зоны является постоянной величиной. Проанализировано влияние скорости деформирования на кинетику фронтов полос Чернова–Людерса. Как обобщенная скорость расширения деформированной зоны, так и скорости индивидуальных фронтов возрастают с ростом скорости нагружения. Установлен нелинейный (степенной) характер этой зависимости. Фронты полос Чернова–Людерса имеют сложную структуру. Разные участки фронта могут двигаться с неодинаковыми скоростями, так что линия фронта локально искривляется и расщепляется. Перед фронтом в недеформированной части образца возможно зарождение предвестников, конфигурация которых напоминает зародыш полосы Чернова–Людерса. При встрече фронты смежных полос аннигилируют. Аннигиляция фронтов является комплексным процессом, который также характеризуется формированием предвестников и вторичных диффузных полос Чернова–Людерса. Эти факты демонстрируют, что упрощенное представление о полосе Чернова–Людерса как о деформированной области в нагружаемом образце, а о фронте полосы как о границе между деформированной и недеформированной зонами должно быть пересмотрено. Микроскопическая теория деформации Людерса основана на лавинном росте плотности подвижных дислокаций вследствие отрыва от центров закрепления и последующего размножения, который реализуется одновременно на верхнем пределе текучести в пределах кристаллита (зерна). В то же время для формирования подвижного макроскопического деформационного фронта необходимо, чтобы без упрочнения пластическая деформация передавалась соседним зернам, то есть нужна зернограницная аккомодация. Полученные результаты дают основание полагать, что такой зоной аккомодации, по-видимому, является фронт полосы Чернова–Людерса, а потому он имеет сложное строение.

Ключевые слова: малоуглеродистая сталь, упругопластический переход, неустойчивость пластического течения, полосы Чернова–Людерса.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-831-838

Многие материалы в деталях и конструкциях эксплуатируются при напряжениях ниже предела текучести, но в области микропластической деформации.

* Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук России на 2013 – 2020 гг.

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

Величина микропластической деформации определяет верхний предел рабочих напряжений при заданной размерной стабильности деталей машин и конструкций, а также такие характеристики конструкционных материалов, как релаксация напряжений, механический гистерезис, циклостойкость. Таким образом, основываясь на результатах исследований природы микропластической деформации, можно выбрать оптимальные режимы термомеханической обработки материалов и

назначить оптимальные эксплуатационные условия для машин, механизмов и конструкций. Поэтому по мере роста требований к надежности, длительной прочности и сопротивлению усталости машин и конструкций все большее значение придается исследованиям физической природы упругопластического перехода, самой микропластичности и предела текучести.

Наиболее полно достижения и проблемы в этой области научных исследований отражены в монографии Дж. Пеллега «Механические свойства металлов» [1]. В разделах, посвященных упругопластическому переходу, физической природе верхнего и нижнего пределов текучести, полосам Чернова–Людерса (ПЧЛ), автор в основном использует оригинальные данные, полученные в середине прошлого столетия. Во многом это связано с тем, что до сих пор используется традиционный арсенал экспериментальных методов: механические испытания различных типов, исследования неупругости преимущественно методами внутреннего трения и механического гистерезиса, изучение ползучести и релаксации напряжений [2, 3]. Структурные исследования в большинстве своем относятся к микроскопическому уровню и выполнены методами электронной микроскопии. Результаты изучения зарождения и кинетики полос Чернова–Людерса, полученные методом оптической микроскопии, носят иллюстративный характер и практически не позволяют получать количественные данные.

В то же время актуальная проблема упругопластического перехода является многогранной и ставит целый ряд еще нерешенных вопросов. Не случайно в настоящее время для изучения упругопластического перехода на мезо- и макроуровне пытаются использовать новейшие цифровые методики, которые позволяют не только представить феноменологию явления, но и получить количественные характеристики [4 – 7].

Согласно существующей со времен Коттрелла, Конрада, Джонстона и Гилмана [8 – 10] модели на стадии микропластичности деформация реализуется в отдельных микрообъемах, в поликристаллах – это отдельные независимые друг от друга зерна. Затем появляются группы зерен, где пластическая деформация скоррелирована. Такие области представляют собой зародыши ПЧЛ, которые должны «прорасти» через все поперечное сечение образца, прежде чем начнется макроскопическая пластическая деформация [11]. Однако вопросы (какие причины вызывают образование групп зерен, в которых микропластическая деформация развивается кооперативно; каким образом зародыш ПЧЛ «прорастает» через поперечное сечение деформируемого объекта; можно ли считать началом однородной пластической деформации момент оформления полосы; что происходит на фронте распространяющейся ПЧЛ; чем определяется скорость и ориентация фронта полосы) в рамках названной модели не рассматриваются. Этим вопросам и посвящена настоящая работа.

В качестве материала для исследований выбрана качественная малоуглеродистая сталь марки 08пс. Плоские образцы типа «собачья косточка» отфрезерованы из горячекатаного листа, размеры рабочей части 50×10×3 мм. Рабочую часть подвергали шлифованию и глубокому травлению в 12 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты. Эта операция необходима, так как методика визуализации фронтов ПЧЛ требует, чтобы рабочая поверхность образца была диффузно отражающей. На последнем этапе подготовки образцы отжигали при температуре 1173 К в вакууме. После отжига соотношение феррита и перлита в структуре образцов составляло 9:1. Средний размер ферритного зерна составлял примерно 20 мкм.

Подготовленные образцы подвергали одноосному растяжению на испытательной машине WALTER+BAI AG серии LFM-125 при комнатной температуре. Скорость перемещения подвижного захвата машины варьировали в интервале от 0,0125 до 0,4 мм/мин. В таких условиях диаграмма нагружения исследуемой стали обнаруживает площадку текучести протяженностью до 3 % по деформации (рис. 1). Зуб текучести может быть ярко выражен ($\Delta\sigma \approx 10$ МПа, рис. 1, кривая 1), может проявляться слабо ($\Delta\sigma \approx 3$ МПа, рис. 1, кривая 3), а может вообще отсутствовать (рис. 1, кривая 2). Независимо от этого во всех случаях на площадке текучести происходит распространение ПЧЛ.

Визуализацию и анализ зон локализации пластической деформации проводили с использованием метода статистической спекл-фотографии, описанного в работе [12]. Этот метод разработан на базе традиционной двухэкспозиционной спекл-фотографии с записью изображений на фотоматериале [13]. Исследуемый объект освещали когерентным светом полупроводникового лазера длиной волны 635 нм и мощностью 15 мВт. Для регистрации изображений деформируемого образца применяли цифровую камеру PixeLink PL-B781

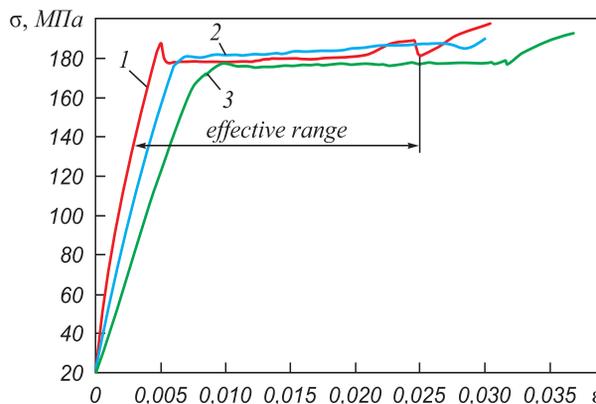


Рис. 1. Типичные деформационные кривые образцов малоуглеродистой стали при скорости подвижного захвата машины $V_{mach} = 0,2$ мм/мин

Fig. 1. The typical curves of the mild steel specimens; the speed of mobile grip $V_{mach} = 0.2$ mm/min

(6 MPix). Спекл-изображения объекта, регистрируемые с частотой 10 кадров/с, оцифровывали и запоминали их последовательность. При этом для точки оцифрованного изображения формировали выборку из ряда отсчетов, содержащую зависимость уровня освещенности от времени, затем для каждой выборки проводили вычисления дисперсии и математического ожидания, соотношение которых в свою очередь использовали для отображения зон локализации деформации. Используя такую методику, удается практически *in situ* регистрировать области, в которых при заданном приросте общего удлинения образца локализуется деформация материала. На приведенных в настоящей работе изображениях такие области имеют вид узких темных линий. Так как согласно данным работ [1, 7, 11] в исследуемом материале всегда реализуется стадия микропластичности, регистрацию зон локализации пластической деформации начинали после достижения предела пропорциональности (отметка на рис. 1).

В теории, предложенной Коттреллом [8, 14], верхний предел текучести в железоуглеродистых сплавах рассматривается как напряжение, необходимое для открепления дислокаций от атмосфер примесей внедрения (в первую очередь углерода). В дальнейшем эти дислокации движутся свободно, и потому деформирующие напряжения сначала падают, а затем остаются постоянными до тех пор, пока все пространство образца не будет продеформировано расширяющейся полосой локализованной деформации – ПЧЛ. Однако, как показывает эксперимент, зарождение ПЧЛ происходит сразу после достижения предела пропорциональности при напряжениях значительно ниже верхнего предела текучести [15, 16]. Если деформационная кривая образца имеет острый зуб текучести (рис. 1, кривая 1), то зарождение полосы начинается с формирования клина деформированного материала в средней части образца, который, расширяясь, распространяется к противоположному краю образца (рис. 2). Скорость движения фронта

полосы на этом этапе составляла $(0,4 \div 1,2) \cdot 10^{-3}$ м/с. Прорастание полосы в виде клина происходит как на восходящей, так и на ниспадающей ветвях зуба текучести. Нижнему пределу текучести соответствует момент, когда зародыш полосы пересекает все сечение образца. Так заканчивается формирование ПЧЛ и начинается расширение; фронты полосы перемещаются в противоположные стороны относительно друг друга (рис. 3). Скорости движения у обоих фронтов одинаковые и составляют $(0,07 \div 0,08) \cdot 10^{-3}$ м/с. Наклон фронтов к оси растяжения меняется в пределах от 60° в момент формирования до 90° перед остановкой. Следовательно, от одного зародыша всегда формируется пара фронтов ПЧЛ, которые затем перемещаются в противоположные стороны. Описываемое многими исследователями перемещение одиночного деформационного фронта на самом деле соответствует зарождению ПЧЛ на границе рабочей части образца. Существующее мнение, что в плоских образцах ПЧЛ всегда зарождаются на захватах, не совсем верно. Вообще, процесс зарождения стохастический, место зарождения заранее указать невозможно, хотя действительно полосы преимущественно зарождаются вблизи одного из захватов машины (рис. 1, кривая 3). Тогда фронты находятся в разных условиях, и хотя вначале они движутся с одинаковой скоростью, один выходит на галтель, где напряжения меньше, замедляется и вовсе останавливается. Второй движется по рабочей части, где сечение неизменно, напряжения соответствуют площадке текучести. Его скорость увеличивается по мере того, как скорость первого падает. К моменту остановки первого фронта она возрастает в два раза до $0,15 \cdot 10^{-3}$ м/с.

Бывают случаи, когда полосы зарождаются у обоих концов рабочей части образца (рис. 4, а). На диаграмме при этом зуб текучести отсутствует (рис. 1, кривая 2). Как видно на хронограмме (рис. 4, в), все фронты обеих полос движутся со взаимно связанными скоростями. Если какой-либо фронт останавливается, то скорость другого (или других) возрастает.

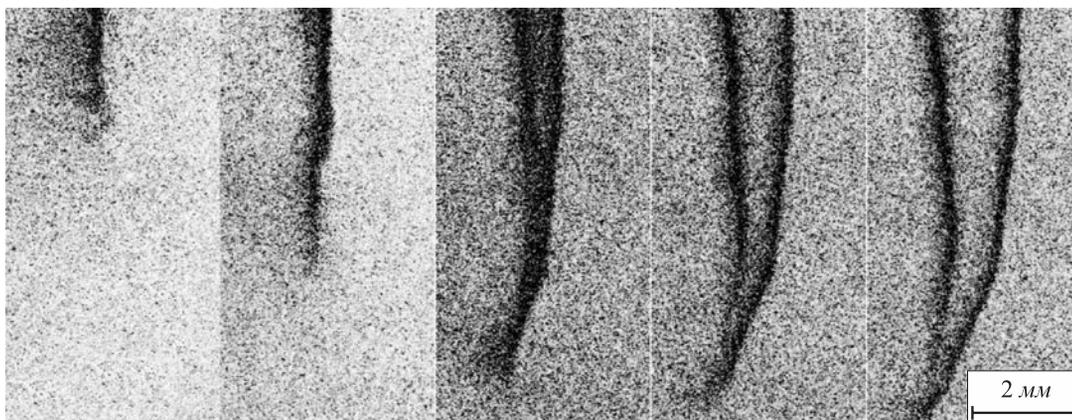


Рис. 2. Формирование зародыша полосы Чернова–Людера (промежутки времени между изображениями 3 с)

Fig. 2. The nucleation of Chernov-Lüders band; the intervals between images are 3 s

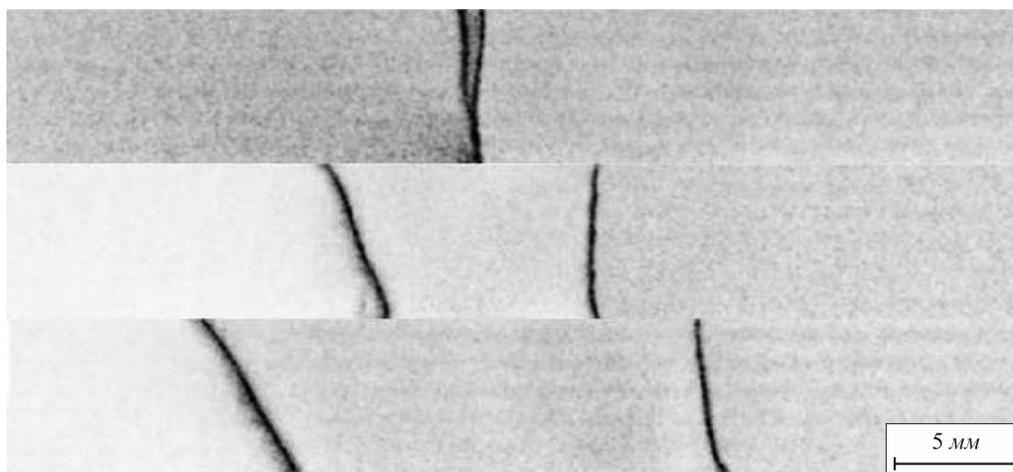


Рис. 3. Расширение полосы Чернова–Людерса от единственного зародыша (промежутки времени между изображениями 60 с)

Fig. 3. The propagation of Chernov-Lüders band from sole nucleus; the intervals between images are 60 s

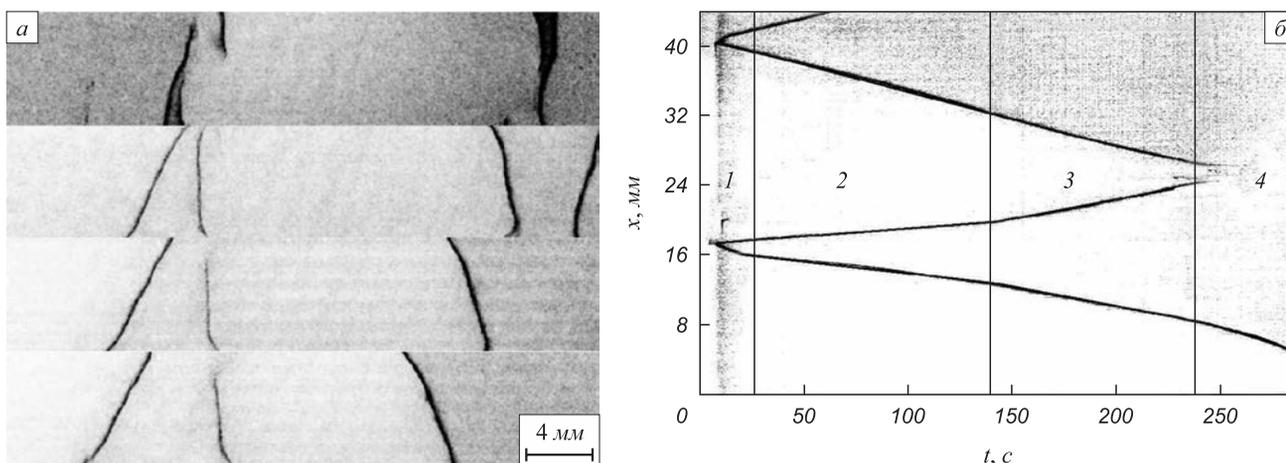


Рис. 4. Движение фронтов при множественном зарождении полос Людерса:

a – последовательные изображения (промежутки времени между изображениями 40 с); *б* – хронограмма, скорость любого фронта отображается наклоном соответствующего участка хронограммы; 1 – формирование четырех фронтов; 2 – движение четырех фронтов с одинаковыми скоростями; 3 – движение трех фронтов; 4 – аннигиляция двух фронтов и увеличение скорости оставшегося

Fig. 4. The fronts motion under multiple nucleation of Chernov-Lüders bands:

a – consecutive images, the intervals between images are 40 s; *б* – chronogram, the velocity of each front is the inclination of respective chronogram stage; 1 – formation of 4 fronts; 2 – motion of 4 fronts with equal velocities; 3 – motion of three fronts; 4 – two fronts annihilation and velocity increase of residual front

Анализ кинетики фронтов для всевозможных сочетаний числа полос и их границ позволил установить следующее соотношение

$$\sum_{i=1}^N |V_f^{(i)}| = \tilde{V}_f = \text{const}, \quad (1)$$

где $|V_f^{(i)}|$ – модуль скорости движения *i*-ого фронта ПЧЛ; *N* – число одновременно движущихся фронтов.

При избранной скорости нагружения $V_{mach} = 0,2$ мм/мин значение \tilde{V}_f составляет $0,16 \cdot 10^{-3}$ мм/с. Соотношение (1) обеспечивает постоянство скорости роста площади пластически деформированной зоны в образце на площадке текучести, которая должна быть связана со скоростью

нагружения. Связь между величинами \tilde{V}_f и V_{mach} можно получить из очевидного равенства времени абсолютного удлинения образца δL на площадке текучести и времени заметания рабочей части образца *L* фронтами полос

$$\frac{L + \delta L}{\tilde{V}_f} = \frac{\delta L}{V_{mach}}. \quad (2)$$

С учетом, что $\delta L \ll L$, из выражения (2) следует

$$\tilde{V}_f \approx \frac{L}{\delta L} V_{mach} \approx \frac{V_{mach}}{\epsilon_{pl}}, \quad (3)$$

где $\epsilon_{pl} = \delta L/L$ – длина площадки текучести в единицах деформации.

Обычно $10^{-2} \leq \varepsilon_{pl} \leq 3 \cdot 10^{-2}$, так что $\tilde{V}_f = (10 \div 30) V_{mach}$. Это хорошо согласуется с данными работ [5, 7].

Из соотношения (3) следует, что обобщенная скорость \tilde{V}_f фронтов ПЧЛ определяется скоростью нагружения V_{mach} , однако конкретный вид зависимости не очевиден. Для установления зависимости были проведены эксперименты со ступенчатым изменением скорости V_{mach} .

Испытания начинали при скорости деформирования 0,4 мм/мин, на площадке текучести достигали абсолютного удлинения 0,2 мм и уменьшали скорость деформирования в два раза до 0,2 мм/мин. Затем при этой скорости деформирования вновь обеспечивали удлинение 0,2 мм и опять снижали скорость удлинения в два раза. Циклы повторяли шесть раз, достигая в последнем скорости нагружения 0,0125 мм/мин (на хронограмме отмечены цифрами 1 – 6). Отметим, что при уменьшении скорости деформирования происходило понижение уровня деформирующего напряжения. В этом эксперименте сформировалось две полосы у обоих захватов нагружающего устройства, поэтому наблюдали два встречно движущихся фронта, хронограмма которых (рис. 5) показывает, что скорости обеих полос синхронно снижались. В других экспериментах скорость деформирования ступенчато увеличивали. Тогда происходило повышение уровня деформирующего напряжения и возрастание скорости движения фронтов ПЧЛ.

На рис. 6 представлены зависимости модулей скоростей фронтов ПЧЛ от скорости деформирования для пяти нагружаемых образцов. Видно, что они нелинейные и могут быть интерполированы степенной функцией вида

$$\tilde{V}_f = K V_{mach}^n,$$

где K – коэффициент.

Полученное уравнение применимо как для обобщенной скорости расширения деформированной области \tilde{V}_f , так и для скоростей индивидуальных фронтов

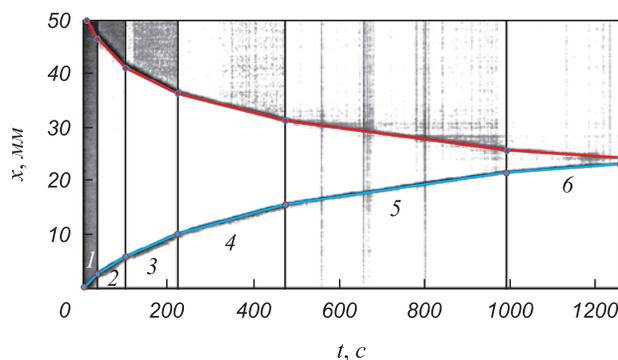


Рис. 5. Хронограмма фронтов ПЧЛ при деформации с переменной скоростью подвижного захвата

Fig. 5. Chronogram of Chernov-Lüders bands fronts under deformation with a variable velocity of mobile grip

тов $|V_f^{(i)}|$. Показатель степени n в разных экспериментах менялся в пределах от 0,731 до 0,961. Это происходит, потому что коэффициент K , согласно данным работы [17], определяется уровнем напряжений на площадке текучести, то есть сам коэффициент нелинейно зависит от скорости нагружения V_{mach} . Тем не менее среднее значение $\langle n \rangle = 0,867 \pm 0,095$ хорошо согласуется с данными работы [5]. По-видимому, это обусловлено тем, что при описании кинетики фронтов ПЧЛ следует использовать не среднее значение напряжения, а его локальное значение в той области, где в данный момент находится фронт. Этот факт, в частности, позволяет объяснить вариации скоростей фронтов ПЧЛ, когда их несколько (например, рис. 4), перераспределением локальных внутренних напряжений.

Важными представляются результаты исследования строения фронта распространяющейся полосы (рис. 7). Перемещающийся фронт 1 может расщепляться, перед ним могут появляться предвестники, которые способны объединиться в еще один фронт 2 на расстоянии 1,5 – 2,0 мм. Затем оба фронта синхронно перемещаются в одном направлении. При этом, естественно, задний фронт 1 проходит по уже продеформированной области образца.

Подобная ситуация реализуется и при встрече фронтов от двух ПЧЛ, которые, согласно современным представлениям [18, 19], должны аннигилировать (рис. 8, фронты 2 и 3). Этот процесс заключается в разбиении зоны между фронтами полос на фрагменты путем образования вторичных диффузных полос, которые и переводят в деформированное состояние объем между первичными полосами. При этом первичные фронты продолжают движение тоже по уже продеформирован-

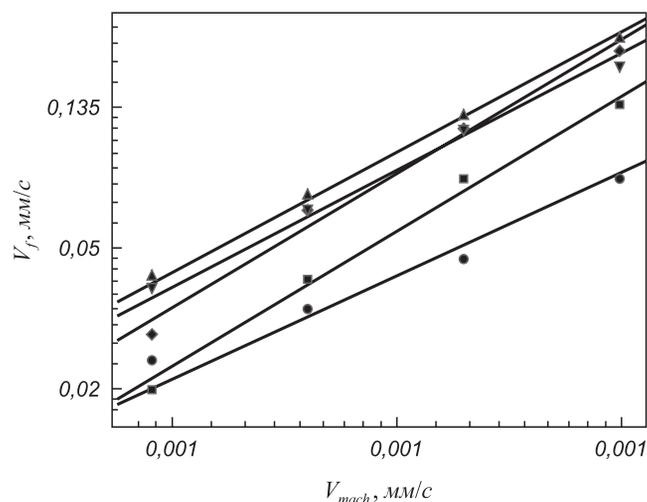


Рис. 6. Зависимости скоростей фронтов ПЧЛ V_f от скорости нагружения V_{mach} (точки соответствуют экспериментальным данным, линии – регрессионным кривым)

Fig. 6. Dependences of Chernov-Lüders bands fronts velocities (V_f) on the loading rates (V_{mach}); the points correspond to the experimental data, while the lines – to the regression curves

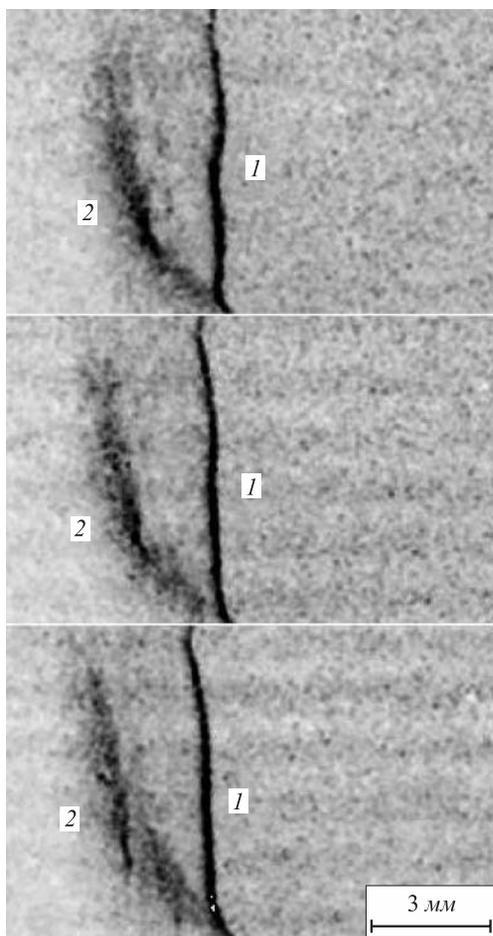


Рис. 7. Фронт ПЧЛ (1) с предвестниками (2) (промежутки времени между изображениями 5 с)

Fig. 7. Chernov-Lüders bands front (1) with forerunners (2); the intervals between images are 5 s

ной зоне образца. Процесс сопровождается сильными флуктуациями действующего напряжения на площадке текучести, о чем упоминалось ранее.

На основании представленных результатов можно утверждать, что зародыш ПЧЛ прорастает через поперечное сечение образца в виде клина, а затем происходит перемещение деформационных фронтов ПЧЛ, поэтому дислокационную модель зуба текучести следует уточнить.

Фронты ПЧЛ имеют сложную структуру. Разные участки фронта могут двигаться с неодинаковыми скоростями, так что линия фронта локально искривляется и расщепляется. Перед фронтом в недеформированной части образца возможно зарождение предвестников, конфигурация которых напоминает зародыш ПЧЛ. Предвестники, расширяясь, формируют новый фронт на расстоянии 1,5 – 2,0 мм от исходного, после чего оба фронта согласованно перемещаются в одном направлении, причем задний фронт в этом случае проходит по уже пластически деформированной зоне образца. Эти факты демонстрируют, что упрощенное представление о ПЧЛ как о деформированной области в нагружаемом

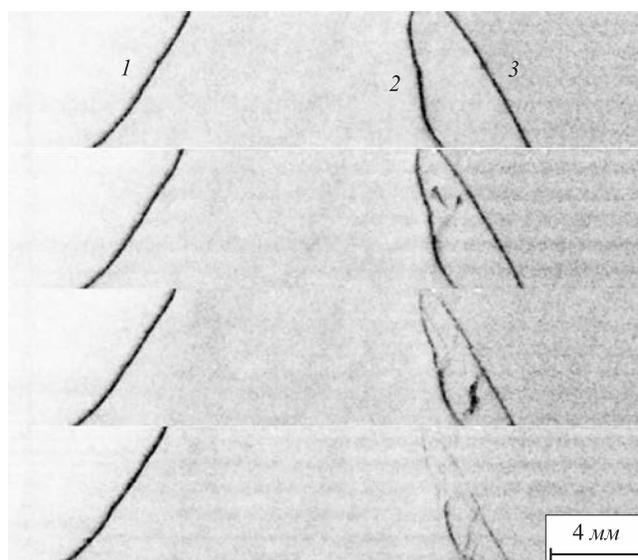


Рис. 8. Аннигиляция подвижных фронтов смежных ПЧЛ (промежутки времени между изображениями 10 с)

Fig. 8. The mobile fronts annihilation of adjacent Chernov-Lüders bands; the intervals between images are 10 s

образце, а о фронте ПЧЛ как о границе деформированной и недеформированной зон должно быть пересмотрено. Микроскопическая теория деформации в полосе Чернова–Людерса, предложенная Коттреллом [8, 20], тоже должна быть уточнена. Лавинный рост подвижных дислокаций вследствие отрыва от центров закрепления и последующего размножения реализуется одномоментно на верхнем пределе текучести в пределах кристаллита (зерна). Однако для формирования подвижного макроскопического деформационного фронта необходимо, чтобы без упрочнения пластическая деформация передавалась соседним зернам, для чего необходима зернограничная аккомодация. Фронт ПЧЛ, по-видимому, и является зоной такой аккомодации, а потому должен иметь сложное строение.

Выводы. Зарождение ПЧЛ происходит на участке микропластичности деформационной кривой задолго до достижения верхнего предела текучести. Зубу текучести соответствует процесс «прорастания» зародыша ПЧЛ через поперечное сечение образца, а площадке текучести – перемещение деформационных фронтов ПЧЛ. Скорость «прорастания» зародыша примерно в пять раз выше скорости расширения ПЧЛ, которая, в свою очередь, превышает скорость перемещения подвижного захвата машины примерно в 50 раз. Независимо от числа сформировавшихся полос скорость расширения деформированной зоны образца остается постоянной на всей площадке текучести. Она меняется в зависимости от скорости нагружения по степенному закону с показателем меньше единицы. Аннигиляция фронтов смежных ПЧЛ является комплексным процессом, который характеризуется формированием предвестников и вторичных диффузных ПЧЛ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Pelleg J. *Mechanical properties of materials*. – Heidelberg, New York, London: Springer, 2013. – 633 p.
2. Физическое материаловедение / Под ред. Р. Кана и П. Хаазена; в 3 т. Т. 3. – М.: Металлургия, 1987. – 640 с.
3. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
4. Chrysochoos A., Louche H. An infrared image processing to analyses the calorific effects accompanying strain localization // *International Journal of Engineering Science*. 2000. Vol. 38. No. 16. P. 1759 – 1788.
5. Sun H.B., Yoshida F., Ohmori M., Ma X. Effect of strain rate on Lüders band propagating velocity and Lüders strain for annealed mild steel under uniaxial tension // *Materials Letters*. 2003. Vol. 57. No. 29. P. 4535 – 4539.
6. Avril S., Pierron F., Sutton M. A., Yan J. Identification of elasto-visco-plastic parameters and characterization of Lüders behavior using digital image correlation and the virtual fields method // *Mechanics of Materials*. 2008. Vol. 40. No. 9. P. 729 – 742.
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. Коттрелл А.Х. Дислокации и пластическое течение в кристаллах. – М.: Металлургиздат, 1958. – 267 с.
9. Conrad H. Effect of stress on the Lüders band velocity in low carbon steels // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1963. Vol. 11. P. 437 – 440.
10. Johnston W.G., Gilman J.J. Dislocation velocities, dislocation densities, and plastic flow in lithium fluoride crystals // *J. Appl. Phys.* 1959. Vol. 30. P. 129 – 134.
11. Дударев Е.Ф. Микропластическая деформация и предел текучести поликристаллов. – Томск: изд. ТГУ, 1988. – 256 с.
12. Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Pavlichev K.V. Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analyses // *Measur. Sci. Technol.* 2010. Vol. 21. No. 5. P. 054014 – 054019.
13. Jones R., Wykes, C. *Holographic and Speckle Interferometry*. – Cambridge, London, New York: Cambridge Univ. Press, 1983. – 328 p.
14. Cottrell A.H., Bilby B.A. Dislocation theory of yielding and strain ageing in iron // *Proceedings of Physics Society*. 1949. Vol. A62. P. 49 – 62.
15. Gorbatenko V.V., Danilov V.I., Zuev L.B. Elastoplastic transition in material with sharp yield point // *AIP Conf. Proc.* 2015. Vol. 1683. P. 020058.
16. 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.
17. Hahn G.T. A model for yielding with special reference to the yield-point phenomena of iron and related bcc metals // *Acta Metall.* 1962. Vol. 10. P. 727 – 738.
18. Žerovnik A., Pepel V., Prebil I., Kunc R. The yield-point phenomenon and cyclic plasticity of the uniaxially loaded specimens // *Materials and Design*. 2016. Vol. 92. P. 971 – 977.
19. 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 Lüders phenomena in reactor pressure vessel steels // *Materials Science & Engineering*. 2013. Vol. A588. P. 151 – 166.
20. Armstrong R.W., Zerilli F.J. Dislocation mechanisms aspects of plastic instability and shear banding // *Mech. Mater.* 1994. Vol. 17. No. 1. P. 319 – 327.

Поступила 13 апреля 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. VOL. 60. NO. 10, pp. 831–838.

INVESTIGATION OF LÜDERS DEFORMATION IN THE MILD STEEL

V.I. Danilov^{1,2}, V.V. Gorbatenko¹, L.B. Zuev^{1,3}, D.V. Orlova^{1,4}, L.V. Danilova^{1,3}¹ Institute of Strength Physics and Material Science SB RAS, Tomsk, Russia² Yurga Technological Institute of National Research Tomsk Polytechnic University, Yurga, Kemerovo Region, Russia³ National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia⁴ National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

Abstract. The features of macroscopic strain inhomogeneity in the form of Chernov–Lüders bands development on elastic-plastic transition were investigated in the mild steel. The main regularities of nucleation and propagation of the bands are established. Particular attention was paid to the kinetics of moving boundaries (fronts) of bands, characteristic velocities were determined. It is shown that the rate of formation of nucleus of the Chernov–Lüders band is more than an order of magnitude higher than the rate of its expansion. Situations are considered when more than one band develops simultaneously in the object and therefore several moving fronts are observed. It is established that in all cases the velocities of fronts of the Chernov–Lüders bands are mutually consistent so that at any instant the generalized rate of expansion of the deformed zone is a constant value. The effect of the deformation rate on the kinetics of the Chernov–Lüders fronts was analyzed. Both the generalized rate of expansion of the deformed zone and the speed of individual fronts increase with the increase of the loading rate. A nonlinear (power-law) character of this dependence is established. The fronts of the bands have a complex structure. Different parts of the front can move with unequal velocities, so that the front line is locally curved and split. Ahead of the front, in the undeformed part of the sample, the forerunners may appear, the configuration of which

resembles the Chernov–Lüders bands nuclei. When encountering the fronts of adjacent bands are annihilated. Annihilation of the fronts is a complex process, which is also characterized by the formation of a precursor and secondary diffusion Chernov–Lüders bands. These facts demonstrate that a simplified view of the Chernov–Lüders band as a deformed region in a loaded sample, and the front of the band as a boundary between deformed and undeformed zones, should be revised. The microscopic theory of Lüders deformation is based on the avalanche growth of the density of mobile dislocations due to breaking from an obstacles and subsequent multiplication, which is realized simultaneously at the upper yield point within the crystallite (grain). At the same time, to form a mobile macroscopic deformation front it is necessary that plastic deformation should be transferred to neighboring grains without hardening, that is, grain-boundary accommodation is needed. The results obtained in the paper suggest that such a zone of accommodation is apparently the Chernov–Lüders band front, and, therefore, it has a complex structure.

Keywords: mild steel, elastic-plastic transition, instability of plastic flow, Chernov–Lüders bands.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-10-831-838

REFERENCES

1. Pelleg J. *Mechanical properties of materials*. Heidelberg, New York, London: Springer, 2013, 633 p.
2. *Physical metallurgy*. Vol. 3. Cahn R.W., Haasen P. eds. Amsterdam: North-Holland Pub. Company, 1983, 630 p.
3. Honeycombe R.W.K. *The plastic deformation of metals*. New York: Edw. Arnold Publ., 1968, 402 p.
4. Chrysochoos A., Louche H. An infrared image processing to analyses the calorific effects accompanying strain localization. *In-*

- ternational Journal of Engineering Science*. 2000, vol. 38, no. 16, pp. 1759–1788.
5. Sun H.B., Yoshida F., Ohmori M., Ma X. Effect of strain rate on Lüders band propagating velocity and Lüders strain for annealed mild steel under uniaxial tension. *Materials Letters*. 2003, vol. 57, no. 29, pp. 4535–4539.
 6. Avril S., Pierron F., Sutton b M. A., Yan J. Identification of elasto-visco-plastic parameters and characterization of Lüders behavior using digital image correlation and the virtual fields method. *Mechanics of Materials*. 2008, vol. 40, no. 9, pp. 729–742.
 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, pp. 1141–1146.
 8. Cottrell A.H. *Dislocation and plastic flow in crystals*. Oxford: Clarendon press, 1953. (Russ.ed.: Cottrell A.H. *Dislokatsii i plastiches-koe techenie v kristallakh*. Moscow: Metallurgizdat, 1958, 267 p.).
 9. Conrad H. Effect of stress on the Lüders band velocity in low carbon steels. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1963, vol. 11, pp. 437–440.
 10. Johnston W.G., Gilman J.J. Dislocation velocities, dislocation densities, and plastic flow in lithium fluoride crystals. *J. Appl. Phys.* 1959, vol. 30, pp. 129–134.
 11. Dudarev E.F. *Mikroplasticheskaya deformatsiya i predel tekuchesti polikristallov* [Microplastic deformation and yield stress of polycrystals]. Tomsk: izd. TGU, 1988, 256 p. (In Russ.).
 12. Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Pavlichev K.V. Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analyses. *Measur. Sci. Technol.* 2010, vol. 21, no. 5, pp. 054014–054019.
 13. Jones R., Wykes C. *Holographic and Speckle Interferometry*. Cambridge, London, New York: Cambridge Univ. Press, 1983, 328 p.
 14. Cottrell A.H., Bilby B.A. Dislocation theory of yielding and strain ageing in iron. *Proceedings of Physics Society*. 1949, vol. A62, pp. 49–62.
 15. Gorbatenko V.V., Danilov V.I., Zuev L.B. Elastoplastic transition in material with sharp yield point. *AIP Conf. Proc.* 2015, vol. 1683, pp. 020058.
 16. 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.
 17. Hahn G.T. A model for yielding with special reference to the yield-point phenomena of iron and related bcc metals. *Acta Metall.* 1962, vol. 10, pp. 727–738.
 18. Žerovnik A., Pepel V., Prebil I., Kunc R. The yield-point phenomenon and cyclic plasticity of the uniaxially loaded specimens. *Materials and Design*. 2016, vol. 92, pp. 971–977.
 19. 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 & Engineering*. 2013, vol. A588, pp. 151–166.
 20. Armstrong R.W., Zerilli F.J. Dislocation mechanisms aspects of plastic instability and shear banding. *Mech. Mater.* 1994, vol. 17, no. 1, pp. 319–327.
- Acknowledgements.** The work was carried out within the framework of the Program of Fundamental Scientific Research of the Russian State Academies of Sciences for 2013 – 2020. During the implementation of experimental studies the scientific equipment of the Nanotech Collective Use Center was used at the ISPMS SB RAS.
- 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)
- V.V. Gorbatenko**, Cand. Sci. (Phys.-math.), Senior Researcher (gvv@ispms.tsc.ru)
- L.B. Zuev**, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Laboratory of Physics of Strength and Plasticity, Professor of the Chair “Theory of Strength and Designing” (lbz@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 April 13, 2017