

## РАЗВИТИЕ ПОЛОС ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ

*Докт. физ.-мат. наук, проф. ВАСИЛЕВИЧ Ю. В.,  
канд. техн. наук, доц. МОЙСЕЙЧИК Е. А., асп. ЯЗНЕВИЧ А. М.*

*Белорусский национальный технический университет*

Зарождение и развитие разрушения конструкционных материалов представляет собой сложное явление, включающее как физико-химические процессы в напряженно-деформированном объеме материала [1–3], так и их сочетание с последующими механическими процессами [4–7]. Для феноменологических подходов моделирования стадий деформирования, зарождения и развития повреждаемости материала характерен высокий уровень схематизации стадий разрушения и кинетики зарождения-развития макротрещин. Поэтому большой научный и практический интерес сохраняется к изучению и моделированию предельного состояния и кинетики зарождения и развития трещины в зоне локализации деформации в пластических металлических материалах. Зоны локализации на поверхности таких материалов проявляются конкретными фигурами деформации. Подобные фигуры для мягкой стали впервые описаны В. Людерсом (1860), возникновение их при различных операциях обработки сталей на Обуховском заводе систематизировал и обнаружил Д. К. Чернов (1885), а детально исследовал их в своей книге (1896) Л. Гартман [8]. Полосы Людерса характерны для поликристаллического железа, а также других ОЦК-металлов (молибден, ниобий, тантал и др. [9]). Зарождение полосы Людерса при растяжении происходит при напряжении верхнего предела текучести, а ее развитие осуществляется при напряжении нижнего предела текучести [10]. Наличие концентраторов напряжений для начала образования полосы Людерса обуславливает более низкие средние напряжения. Возникновение новых полос обычно не влияет на напряжение течения после его падения до уровня нижнего предела текучести. На диаграммах «напряжение–деформация» стадии образования полос Людерса соответствует пло-

щадка текучести. При этом размеры площадки текучести зависят от температуры испытуемого образца и скорости деформирования [11, 12]. При растяжении образца с гладкой бездефектной поверхностью полоса Людерса может зародиться у галтели или захватов испытательной машины и распространиться через весь образец к его другому концу. Расположение полос определяется касательными напряжениями на октаэдрической площадке [5]. Последовательное развитие полос деформации по длине рабочей зоны образца одним из первых получил J. DudleyJevons [8] (рис. 1). Это развитие происходит при напряжениях, соответствующих пределу текучести (рис. 1а – деформация рабочей зоны на 1 %; рис. 1б – на 2 %). После прохождения полосы Людерса по всему образцу на кривой «напряжение–деформация» появляется участок деформационного упрочнения. На рис. 1в видно, что полосы деформации не исчезают и при деформировании образца за площадкой текучести.

Моделирование зарождения и развития деформационных процессов с развитием полос Людерса современными компьютерными методами основывается на традиционных подходах континуальной механики на макро- и мезоуровнях [13] и с введением ряда дополнительных допущений для других уровней. Так, при трехмерном моделировании в [14] при формировании условий упругопластического перехода использовали приемы теории автоматов. При этом предполагалось, что в опасной точке материал из упругого состояния в пластическое переходит при превышении величиной интенсивности напряжений соответствующего критического значения и одновременном достижении величиной накопленной деформации предельного значения. В пластическом состоянии поведение материала моделировалось уравне-

ниями Прандтля – Рейсса для упругопластической среды [13]. В работе используется теория термовязкопластичности для моделирования образования полос адиабатического сдвига при высокой скорости деформирования.

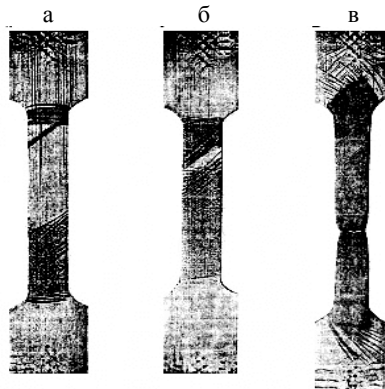


Рис. 1. Развитие полос деформации по длине рабочей зоны растянутого образца

Современная техника позволяет изучать полосы сдвига в элементах конструкций, отдельных кристаллах зерен деформируемого материала, выявлять дислокационную природу процесса деформирования и разрушения [15]. Механика зарождения и развития полос сдвига в кристаллах во многом напоминает подобные процессы в объемах различных сплавов [16]. Компьютерные технологии позволяют воспроизвести кинетику процесса зарождения и движения фронта пластичности вдоль рабочей зоны образца [17].

С образованием и развитием полос Людерса связываются тепловые процессы в деформируемом металле [6, 7, 18, 19]. Экспериментальные исследования деформационного теплообразования часто проводят на стандартных или небольших размеров образцах, а расчетный анализ выполняют в предположении существенных упрощений процесса деформирования материала. Это делает актуальными экспериментальные исследования процессов зарождения и развития полос деформации на различных стадиях деформирования конструкционной стали с использованием современных методов

компьютерной термографии, что и является целью настоящей работы.

**Образцы, оборудование, методика эксперимента.** Полосы скольжения можно выявить экспериментально, например при компьютерном термографировании растянутых образцов. Для эксперимента использовали цилиндрические образцы, выточенные из арматурных стержней.

Образцы структурно неоднородны в поперечном направлении, что подтверждают измерения микротвердости прибором Micromet-II с нагрузкой на призму 100 г в соответствии с требованиями ГОСТ 9450–76. Исследования макроструктуры поперечных и продольных сечений арматурных стержней, из которых изготовлены образцы, показали, что в сечениях в процессе металлургической обработки формируется слоистый структурный (градиентный) состав. Приповерхностный слой состоит из продуктов отпуска мартенсита, промежуточные слои – из отпущенного бейнита и феррита; средний слой содержит вырожденный перлит и феррит с вкраплениями видманштеттового феррита при больших диаметрах стержней. При этом следует иметь в виду, что структурная неоднородность присуща и другим видам проката [8, 11, 20]. Образцы загружались статическим усилием до разрушения на испытательной машине Р-100 с записью диаграммы «нагрузка–удлинение». Испытание проводилось по методике ГОСТ 1497–84. Перед испытаниями на образцы наносили метки кернером и фиксировали начальные размеры образцов с помощью измерительной линейки и штангенциркуля.

В процессе нагружения записывалась машинная диаграмма «нагрузка–удлинение» и с помощью компьютерного термографа «ИРТИС-2000» процесс деформирования каждого образца отображался в термофильме. После разрушения измеряли характерные размеры зоны излома и фотографировали изломы и элементы образца. Общий вид экспериментальных образцов до нагружения и после разрушения показан на рис. 2а, б.

Таблица 1

Характеристики арматурных стержней

№ п/п	Класс арматуры, марка стали	Ø, мм	Химический состав, %										Механические свойства			
			C*	Si*	Mn*	P**	S**	Cr*	Ni*	Cu*	As*	N <sub>2</sub> **	σ <sub>т</sub> , Н/мм <sup>2</sup>	σ <sub>в</sub> , Н/мм <sup>2</sup>	A5, %	Угол изг., град
1	Ат500С	25	8	9	58	9	16	3	0	21	1	9	550,0	660,0	20,5	90
2	А-Ш, 35ГС	32	34	51	112	27	16	4	4	4	–	–	430,0	690,0	27,0	90

**Примечания.** 1. \* – увеличенное в 100 раз; \*\* – увеличенное в 1000 раз. 2. Позиция 1: прокат арматурный и термомеханически упрочненный по ТУ РБ 04778771.001–97 производства РУП «БМЗ»; позиция 2: сталь горячекатаная для армирования по ГОСТ 5781–82 производства ОАО «Челябинский МК».

Таблица 2

Изменения микротвердости и временного сопротивления слоев арматурных стержней

Диаметр стержня, мм	Интервалы изменения микротвердости по Виккерсу и временного сопротивления слоев стержней (слои отсчитываются от поверхности к сердцевине)									
	1-й слой		2-й слой		3-й слой		4-й слой		5-й слой	
	HV	$\sigma_b$ , МПа	HV	$\sigma_b$ , МПа	HV	$\sigma_b$ , МПа	HV	$\sigma_b$ , МПа	HV	$\sigma_b$ , МПа
25	185–215	630–730	150–215	510–730	135–190	460–650	140–160	480–540	130–160	440–540
32	190–245	650–830	190–240	650–810	175–225	590–760	170–200	580–680	160–190	540–650

а



б



Рис. 2. Образцы из арматуры Ø32 мм

**Результаты эксперимента и их обсуждение.** Внимательное рассмотрение фигур деформации позволяет выявить их характерные особенности. Так, полосы скольжения всегда зарождаются у свободной поверхности. Их траектории прямолинейны, если на поверхности зарождения полосы отсутствует нагрузка; при наличии нагрузки – полосы криволинейные.

Ширина полос изменяется вдоль ее траектории и на отдельных участках принимает клинообразную форму. Ширина полосы большая на тех участках, где должно быть большим относительное удлинение материала при деформировании. Предельная ширина полосы скольжения определяется характерным размером дефекта, ответственного за ее образование. Угол наклона полосы к направлению действия силы при свободном деформировании близок к 45°, при стеснении деформационного процесса величина угла может возрасти или уменьшиться. Схема траекторий полос скольжения в элементе определяется расположением очагов их образования (дефектов). Начальная анизотропия материала и процессы старения приводят к изменению этого угла. Полосы скольжения разделяют материал на блоки: в полосах скольжения материал находится в пластически активированном состоянии; вне полос скольжения материал работает в упругой стадии. Неупругая стадия деформирования материала представляет собой процесс возникновения очагов скольжения и их волноподобного развития в следящем за изменением внешних (граничных) перемещений режиме.

Низкоуглеродистые строительные стали при климатических условиях эксплуатации представляют собой сложный конгломерат [2, 3, 21, 22] из взаимодействующих зерен размером не более долей миллиметра, имеющих различный химический состав и физико-механические свойства. Наиболее прочные и жесткие из этих зерен (цементит) содержат предельное количество химически связанного и свободного углерода; зерна, состоящие из железной матрицы, имеют минимальное содержание углерода (феррит) и обладают наименьшей прочностью и высокой пластичностью. Часть зерен стали состоит из цементита, другая – из феррита; значительное количество зерен имеет слоеный состав с перемежающимися прослойками феррита и цементита (перлит). Присутствуют в стали и зерна с иным составом, с физико-химических позиций сталь представляет собой твердый раствор различных элементов в железе [22]. С изменением термодинамических параметров (давление, температура, объем и др.) химический состав и свойства зерен и их границ изменяются. В основном такие изменения (реакции) протекают в пластически активированных объемах материала, т. е. при развитии деформационных полос [21, 22]. На развитие этого процесса накладывают ограничения: 1) величина граничного перемещения элемента; 2) соотношение скоростей граничного перемещения с фазовой и групповой скоростью волны скольжения; 3) способность пластически активированного материала к упрочнению. Полосы скольжения в зернах материала расположены вдоль определенного направления (полосы

сдвига) [23]. Полосы сдвига в зернах возникают в местах взаимного давления зерен. Сдвиги могут образовываться во всем зерне или его части, а полосы сдвига разделяются между собой упруго деформированными цепочками зерен. Ширина полос деформации растет с увеличением нагрузки. Полосы сдвига являются источником теплообразования [6, 7, 18, 19]. При этом температура поверхности полосы сдвига растет плавно до стадии зарождения трещины у дефекта материала. На стадии образования свободных поверхностей при росте трещины температура

поверхности увеличивается в несколько раз, достигая 60 °С и более в стадии долома.

На рис. 3 показаны отдельные кадры термофильма деформирования образца № 1 с изображением теплового поля поверхности образца и графиков изменения температуры поверхности вдоль осевой линии. На кадрах 61, 62 хорошо просматриваются полосы деформации, расположенные под углом 45° к оси образца. Для кадра 61 приведен график изменения температуры поверхности в окрестности поверхности излома.

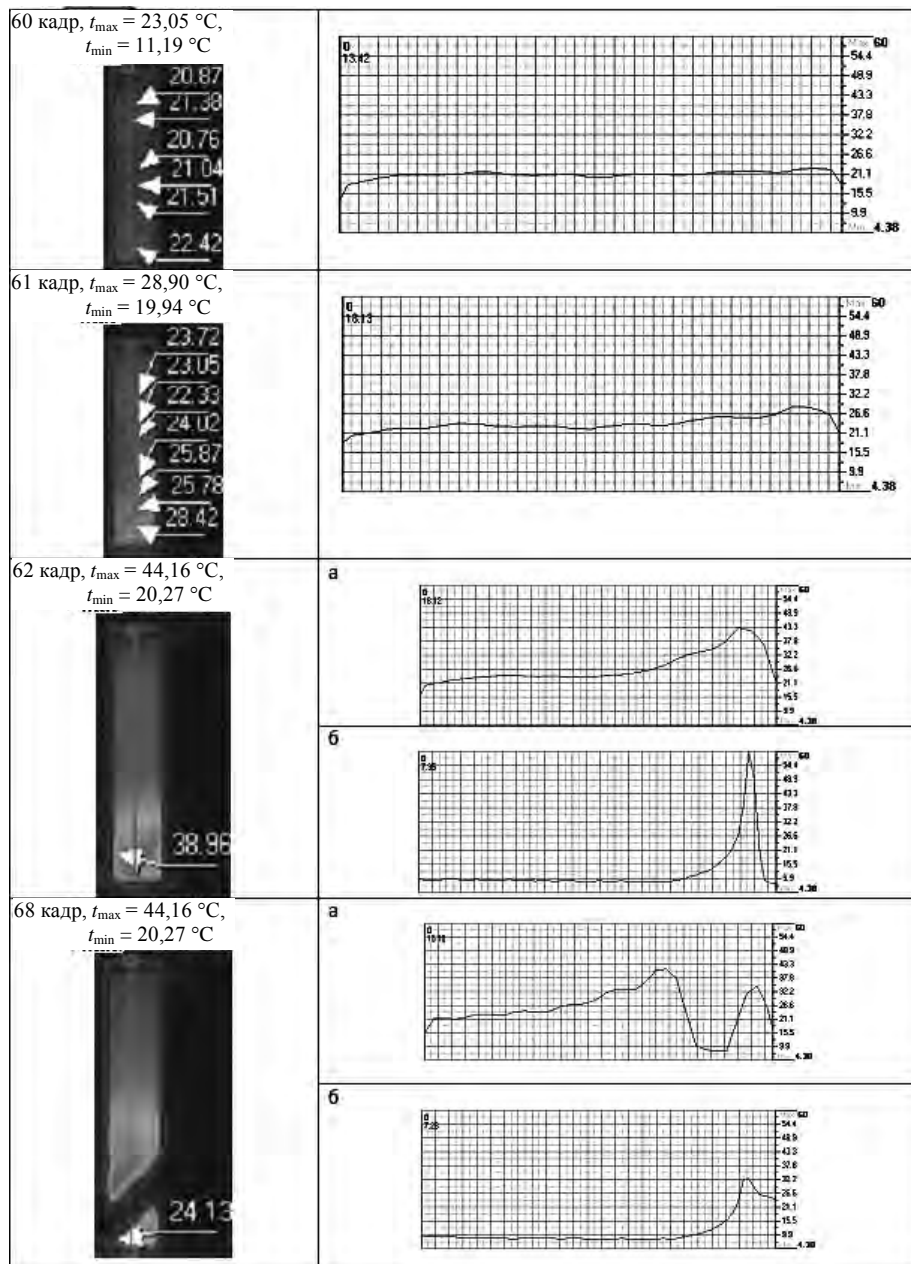


Рис. 3. Кадры 60–62, 68 термофильма деформирования образца № 1 с изображением теплового поля его поверхности и графиков изменения температуры поверхности вдоль осевой линии

Сопоставление хода изменения температуры поверхности с подъемом до 60 °С с диаграммой «усилие–удлинение» этого и других образцов (рис. 4, 5) показывает, что резкий рост температуры происходит после достижения напряжениями временного сопротивления. Волнообразное изменение температуры поверхности после разрушения (при остывании образца) видно на изображении и графиках для кадра 68.

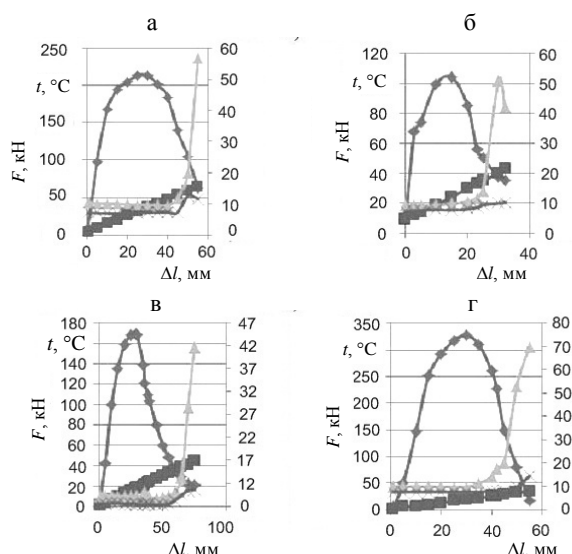


Рис. 4. Изменение наибольшей и наименьшей температур поверхности рабочей зоны образцов № 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) при деформировании:  $\blacklozenge$  – диаграммы растяжения образцов;  $\blacksquare$  – кадры термофильма их деформирования;  $\blacktriangle$  – температура поверхности образцов  $t_{\max}$ , °С;  $\times$  – то же  $t_{\min}$ , °С

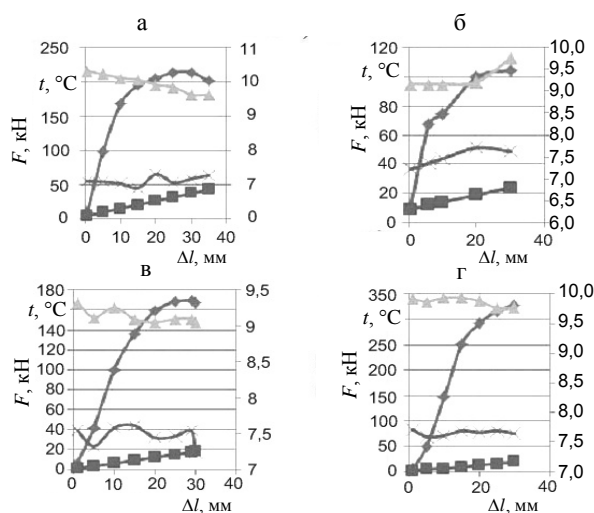


Рис. 5. Изменение наибольшей и наименьшей температур поверхности рабочей зоны образцов № 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г) при деформировании по возрастающей ветви диаграммы:  $\blacklozenge$  – диаграммы растяжения образцов;  $\blacksquare$  – кадры термофильма их деформирования;  $\blacktriangle$  – температура поверхности образцов  $t_{\max}$ , °С;  $\times$  – то же  $t_{\min}$ , °С

Из рис. 4, 5 следует, что температура поверхности образцов изменяется волнообразно. Средняя температура поверхности образца может характеризовать лишь его равновесное состояние. Процессы зарождения и развития разрушения характеризует изменение температуры в полосах деформации.

## ВЫВОДЫ

1. Полосы сдвига являются источником деформационного теплообразования. Температура поверхности полосы сдвига растет плавно до стадии зарождения трещины у дефекта материала. При образовании свободных поверхностей в материале температура поверхности увеличивается, достигая 60 °С и более в стадии долома.
2. Резкий рост температуры поверхности происходит после достижения напряжениями растяжения временного сопротивления. Изменение температуры поверхности после разрушения (при остывании образца) происходит волнообразно. Средняя температура поверхности образца может характеризовать лишь его равновесное состояние. Процессы зарождения и развития разрушения материала характеризуют изменение температуры в полосах деформации.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Бокштейн, Б. С. Диффузия атомов и ионов в твердых телах / Б. С. Бокштейн, А. Б. Ярославцев. – М.: МИСИС, 2005. – 362 с.
2. Гаврилюк, В. Г. Распределение углерода в стали / В. Г. Гаврилюк. – Киев: Наук. думка, 1987. – 208 с.
3. Панин, В. Е. Структурные уровни деформации твердых тел / В. Е. Панин, В. А. Лихачев, Ю. В. Гриняев. – Новосибирск: Наука, 1985. – 229 с.
4. Черемской, П. Г. Поры в твердом теле / П. Г. Черемской, В. В. Слезов, В. И. Бетехтин. – М.: Энергоатомиздат, 1990. – 376 с.
5. Макклинток, Ф. Деформация и разрушение материалов / Ф. Макклинток, А. Аргон. – М.: Мир, 1970. – 444 с.
6. Кришталл, М. М. Неустойчивость и мезоскопическая неоднородность пластической деформации: аналитический обзор. – Ч. 1: Феноменология зуба текучести и прерывистой текучести / М. М. Кришталл // Физическая мезомеханика. – 2004. – Т. 7, № 5. – С. 5–29.
7. Кришталл, М. М. Неустойчивость и мезоскопическая неоднородность пластической деформации: аналитический обзор. – Ч. 2: Теоретические представления о механизмах неустойчивости пластической деформации /