

УДК 669.539.382.2

СКОРОСТЬ УЛЬТРАЗВУКА В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, ДЕФОРМИРУЕМОЙ НА НИЖНЕМ ПРЕДЕЛЕ ТЕКУЧЕСТИ

Б. С. Семухин, Л. Б. Зувев, К. И. Бушмелева

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634021 Томск

Проанализировано изменение тонкой структуры при деформации малоуглеродистой стали на нижнем пределе текучести. Установлен характер взаимосвязи стадийности пластического течения низкоуглеродистой стали и скорости распространения ультразвука в ней. Показано, что скорость ультразвука является параметром для получения дополнительных данных о развитии пластического течения. Изучены структурные изменения, вызывающие изменение скорости распространения ультразвука при деформации, соответствующей площадке текучести.

1. Постановка задачи. В последнее время ведутся интенсивные исследования неоднородности пластического течения и локализации деформации. Известным примером такого неоднородного течения является распространение полосы Чернова — Людерса при нагружении материала с ярко выраженным пределом текучести. В этом случае в нагружаемом объекте имеется подвижная узкая граница, разделяющая две зоны с различным состоянием материала. Движение полосы Чернова — Людерса вызывает увеличение объема пластически деформированной области при постоянном напряжении; на диаграмме растяжения этому увеличению объема соответствует площадка текучести. В [1] распространение полосы Чернова — Людерса интерпретируется как развитие одного из типов диссипативных структур в деформируемом материале, так называемой *автоволны переключения* [2]. Поскольку генерация автоволн возможна только в активной среде, меняющей свойства при деформации [2], большой интерес представляют данные об изменении характеристик материала по мере развития полосы Чернова — Людерса на площадке текучести. Выяснению указанных обстоятельств посвящена настоящая работа.

2. Материал и методики исследования. Исследования проводились на плоских образцах низкоуглеродистой стали 09Г2С (0,09 % углерода, 2 % марганца, 1 % кремния) с размером рабочей части 50 × 10 мм, вырезанных из горячекатаного листа толщиной 3 мм. Для снятия внутренних напряжений образцы предварительно отжигались в вакууме при 950 °С в течение 2 ч. Средний размер зерна после такой обработки составлял примерно 13 мкм. Образцы растягивались на испытательной машине Instron-1185 со скоростью $3,3 \cdot 10^{-3}$ мм/с ($d\varepsilon/dt = 6,6 \cdot 10^{-5}$ с⁻¹). В этих условиях на кривой течения наблюдались зуб и площадка текучести.

Характер локализации деформации исследовался с использованием методики двухэкспозиционной спеклинтерферометрии. Разработанный для этих целей в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН автоматизированный лазерный измерительный комплекс АЛМЕС позволяет получить поле векторов смещений, рассчитать компоненты тензора пластической дисторсии и построить их распределения по всей поверхности образца на любой стадии деформации.

Дополнительная информация о поведении деформируемого материала на стадии площадки текучести получалась на основе одновременной регистрации малых изменений скорости распространения ультразвука (СУ), измеряемой с помощью прибора ИСП-12 [3] ме-

тодом автоциркуляции импульсов релеевских волн с несущей частотой 2 МГц и записи диаграммы деформации. Измерительная головка прибора с двумя пьезопреобразователями укреплялась на тыльной стороне растягиваемого образца, что позволяло одновременно с записью диаграммы деформации записывать поле векторов смещения и данные о величине СУ.

Характеристики деформационной микроструктуры (размер блоков в зонах по обе стороны фронта полосы Чернова — Людерса) определялись рентгенографическим методом на дифрактометре ДРОН-3 в монохроматизированном Fe-излучении. Поведение структурных элементов материала изучалось непосредственно в процессе нагружения на площадке текучести методом рентгеновской топографии. Для этих целей съемка проводилась на аппарате УРС-002 в полихроматическом излучении трубки с медным анодом.

3. Результаты экспериментов. При пластическом течении поликристаллического материала возникают упорядоченные распределения компонент тензора дисторсии. Неоднородность пластического течения может проявиться в виде одиночных перемещающихся фронтов или их групп [4, 5], так что материал расслаивается на зоны активного деформирования и зоны, не участвующие в процессе. На площадке текучести, когда коэффициент деформационного упрочнения $\theta = d\sigma/d\varepsilon = 0$, вдоль образца движется одиночный фронт пластической деформации (фронт полосы Чернова — Людерса). Наблюдаемая в этом случае характерная ступенеобразная зависимость продольной составляющей вектора смещения $u = r \cos \alpha$ (α — угол между осью растяжения и вектором смещения \mathbf{r}) от координаты x представлена на рис. 1. Очаг локализации в большинстве случаев зарождался вблизи захвата испытательной машины, а затем его фронт постепенно перемещался вдоль образца при напряжении, равном нижнему пределу текучести. Именно на фронте полосы Чернова — Людерса реализуются акты дислокационного скольжения при растяжении поликристаллов [6], в то время как в остальной части образца деформационные явления отсутствуют.

На рис. 2 представлена картина локальных удлинений $\varepsilon_{xx} = du/dx$ для этого случая. Очевидно, что образец удлиняется только в зоне, где наблюдаются максимумы этой величины. Положению максимума локальных удлинений ε_{xx} соответствуют также максимумы сдвиговой ε_{xy} и поворотной ω_z компонент тензора пластической дисторсии $\beta = \nabla \mathbf{r}$. Рост общих деформаций приводит к тому, что пластически деформированная область расширяется, а очаг активной деформации автомодельно движется вдоль образца со скоростью $V_a \approx 10^{-4}$ м/с, что в данном случае на полтора порядка выше скорости движения подвижного захвата нагружающего устройства. Момент достижения фронтом полосы Чернова — Людерса подвижного захвата точно фиксируется по картине, аналогичной

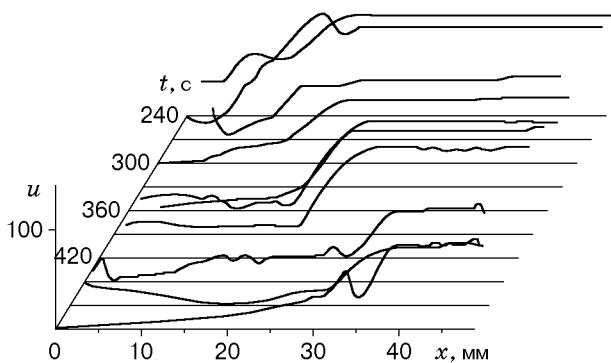


Рис. 1

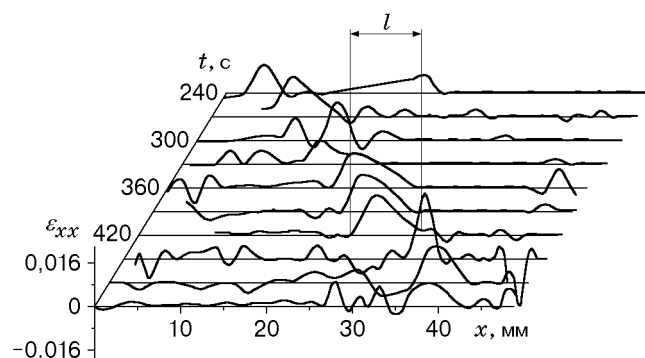


Рис. 2

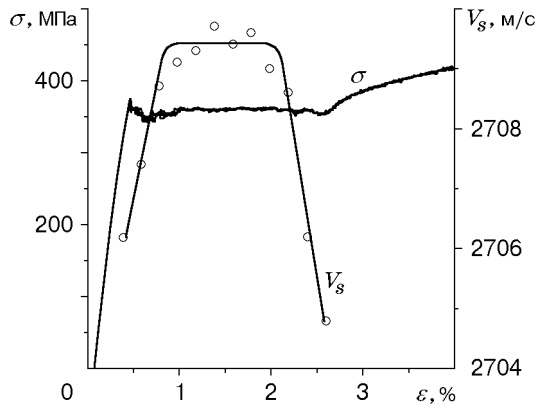


Рис. 3

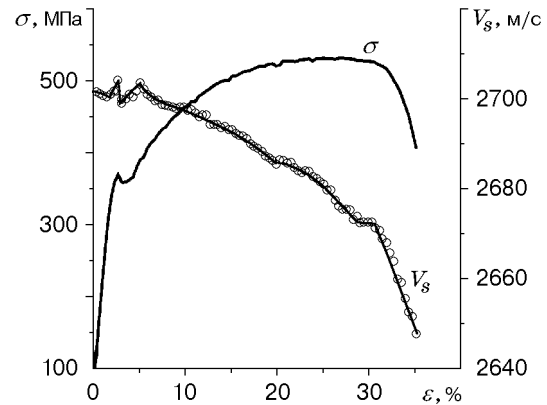


Рис. 4

приведенной на рис. 2, и соответствует окончанию площадки текучести и началу параболической ($\sigma \sim \varepsilon^{1/2}$) стадии деформационного упрочнения стали. Таким образом, из рис. 1 и 2 следует, что на площадке текучести вся деформация локализована на фронте полосы Чернова — Людерса.

При измерении СУ на этой стадии пластического течения установлено, что зависимость $V_s(\varepsilon)$ при $\sigma = \text{const}$ имеет трапециевидный характер (рис. 3; точки — экспериментальные данные). Непосредственно после зуба текучести при достижении нижнего предела текучести СУ увеличивается, затем остается постоянной, а при переходе от площадки текучести к параболическому закону деформационного упрочнения вновь уменьшается (рис. 4).

4. Обсуждение результатов. Описанную выше зависимость V_s от деформации при напряжении, равном нижнему пределу текучести, можно объяснить следующим образом. Поскольку по мере движения фронта полосы доля деформированного материала части образца, расположенной между преобразователями измерительного прибора, увеличивается, из формы зависимости $V_s(\varepsilon)$ следует, что изменения СУ вызваны процессами, происходящими на фронте полосы, т. е. собственно дислокационными сдвигами [6]. При этом общее увеличение объема деформированного материала существенной роли не играет. Плавное возрастание СУ в начале площадки текучести и почти симметричный спад в ее конце имеют следующее объяснение. При ширине очага деформации $l \approx 10$ мм (см. рис. 2) эта зона движется мимо одного из преобразователей ультразвука в течение $t \approx l/V_a \approx 10^2$ с. При этом приращение деформации на площадке текучести составляет $\delta\varepsilon \approx (d\varepsilon/dt)t \approx 6 \cdot 10^{-3}$ (примерно 0,6 %) (см. рис. 3). Длительность выхода активной зоны из рабочего пространства измерителя СУ по окончании деформации на площадке текучести также составляет примерно 10^2 с. Наконец, движение активной зоны между преобразователями отвечает почти постоянному значению СУ. Это означает, что, измеряя скорость распространения ультразвука, можно получать информацию о кинетике движения очагов деформации в ходе пластического течения. Это подтверждается тем, что на рис. 3 правая ветвь зависимости $V_s(\varepsilon)$ круче левой. Как показывают экспериментальные данные, это связано с тем, что ширина зоны локализации деформации на площадке текучести по мере приближения к ее концу становится уже.

Согласно [3] СУ возрастает при уменьшении внутренних напряжений в материалах и уменьшается при их увеличении. Это явление связано с возникновением двойного акустического преломления в напряженных объемах [7] и генерацией дефектов кристаллической решетки [8], приводящей к появлению дефекта упругих модулей. Участки зависимости $V_s(\varepsilon)$ с разным знаком производной $dV_s/d\varepsilon$ соответствуют, очевидно, увеличению

и уменьшению внутренних напряжений в деформируемом поликристалле, поскольку деформационные процессы на фронте полосы Чернова — Людерса не зависят от положения этого фронта [6]. При этом увеличение СУ соответствует снижению, а уменьшение — возрастанию уровня напряжений. Последнее в случае поликристаллического материала может быть объяснено тем, что при малых степенях деформации происходит релаксация напряжений за счет локальных поворотов отдельных объемов материала [9]. Такие повороты зафиксированы ранее методом рентгеновской топографии в процессе деформации поликристаллического алюминия [10]. Это предположение подтверждают изменения структурного состояния материалов при пластическом деформировании. Методом рентгеновской дифрактометрии установлены изменения тонкой структуры материала на площадке текучести. Измерения проводились перед фронтом полосы Чернова — Людерса (пластически недеформированный объем) и за ним (деформированная часть образца). Установлено, что смещений линий решетки α -Fe, а также их уширения не наблюдается. Более того, отношение интегральных интенсивностей линий 110 и 200 остается неизменным до и после прохождения полосы Чернова — Людерса. Отсюда следует, что вклад искажений второго рода в физическое уширение линий на этой стадии отсутствует.

С помощью съемки расфокусированных дифракционных линий по методу Уоррена [11] определялся размер структурных элементов (блоков). В этом случае счетчик сканировал расфокусированную дифракционную линию, и на дифрактограмме наблюдались рефлексы с большим количеством субрефлексов. Были проанализированы дифракционные линии 220 до и после прохождения полосы Чернова — Людерса. На линиях α_1 и α_2 рентгенограммы наблюдалось множество субрефлексов, по угловому положению которых по методу Уоррена определялся средний размер блоков. Установлено, что до прохождения полосы Чернова — Людерса характерные размеры блоков составляют $20 \div 120$ нм при среднем размере около 70 нм. В той части образца, где уже прошел фронт деформации, размеры блоков увеличиваются почти вдвое: средний размер составляет примерно 120 нм, а максимальный — 250 нм. Таким образом, при прохождении фронта полосы Чернова — Людерса происходит заметное увеличение размеров блоков, а их распределение по образцу становится более регулярным.

Рентгено топографическая съемка по методу Шульца [12] одного и того же участка образца в процессе деформации позволила объяснить механизм разворота блоков. В начальный момент, т. е. до прохождения полосы Чернова — Людерса, высвечивались блоки с большим углом разориентации, и на фотопленке наблюдалось две линии. В самой полосе блоки смещались в новое положение, и линии сливались в одну. После прохождения полосой Чернова — Людерса зоны наблюдения происходил дополнительный поворот, и прежняя линия разбивалась на новые. Этот трехстадийный процесс завершался заметным уменьшением угла разориентации блоков с $11'6''$ в начальный момент до $6'5''$ после прохождения полосы Чернова — Людерса.

Заключение. Таким образом, пластическая деформация на стадии текучести вызывает существенные уменьшение угла разориентации субструктурных элементов и увеличение их размера. Это приводит к уменьшению дефектности материала и деформационному упрочнению при дальнейшем его деформировании. Таким образом, явления, протекающие при напряжении, равном нижнему пределу текучести, меняют состояние деформируемой среды и делают возможным переход пластического течения от микроскопического масштабного уровня, где основную роль играет движение дислокаций на фронте полосы Чернова — Людерса, к стадии деформационного упрочнения, на которой возникает система очагов деформации мезомасштабного уровня [13, 14], образующих стационарную диссипативную структуру (систему неподвижных очагов деформации) [2], характерную для параболической стадии деформационного упрочнения. Развитие процесса пластиче-

ской деформации на этой стадии сопровождается уменьшением СУ, близким по характеру к описанному в [9]. Его причиной, видимо, является накопление дефектов типа дислокаций и их ансамблей по мере увеличения общей деформации [6].

ЛИТЕРАТУРА

1. **Зуев Л. Б.** О формировании автоволн пластичности при деформации // *Металлофизика и новейшие технологии*. 1994. Т. 16, № 10. С. 31–36.
2. **Лоскутов А. Ю., Михайлов А. С.** Введение в синергетику. М.: Наука, 1990.
3. **Муравьев В. В., Зуев Л. Б., Комаров К. Л.** Скорость звука и структура сталей и сплавов. Новосибирск: Наука. Сиб. издат. фирма, 1996.
4. **Зуев Л. Б., Данилов В. И., Карташова Н. В.** Пространственно-временная самоорганизация пластической деформации ГЦК монокристаллов // *Письма в ЖЭТФ*. 1994. Т. 60, № 7. С. 538–540.
5. **Зуев Л. Б., Данилов В. И.** О природе крупномасштабных корреляций при пластическом течении // *Физика твердого тела*. 1997. Т. 39, № 8. С. 1399–1403.
6. **Трефилов В. И., Моисеев В. Ф., Печковский Э. П.** Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. Киев: Наук. думка, 1987.
7. **Tokuoka T., Iwashimizu Yu.** Acoustical birefringence of ultrasonic waves in deformed isotropic elastic materials // *Intern. J. Solids Structures*. 1968. V. 4, N 3. P. 383–389.
8. **Лебедев А. Б., Кустов С. Б., Кардашев Б. К.** О внутреннем трении и дефекте модуля Юнга в процессе деформирования кристаллов // *Физика твердого тела*. 1992. Т. 34, № 9. С. 2915–2921.
9. **Зуев Л. Б., Семухин Б. С., Бушмелева К. И.** Скорость распространения ультразвука и стадийность пластического течения поликристаллов Al // *Письма в ЖТФ*. 1996. Т. 22, № 14. С. 76–79.
10. **Зуев Л. Б., Полетика Т. М., Семухин Б. С.** Развороты макрообъемов материала при пластической деформации // *Кристаллография*. 1995. Т. 40, № 6. С. 1071–1073.
11. **Уоррен Б. И.** Рентгенографическое изучение деформированных металлов // *Успехи физики металлов*. М.: Металлургиздат, 1963. Т. 5. С. 172–237.
12. **Гинье А.** Рентгенография кристаллов. М.: Физматгиз, 1961.
13. **Zuev L. B., Danilov V. I.** Plastic deformation modelled as a self-excited wave process at the meso- and macro-level // *Theor. Appl. Fracture Mech*. 1998. V. 30, N 1. P. 175–184.
14. **Zuev L. B., Danilov V. I.** A self-excited wave model of plastic deformation in solids // *Philos. Mag. A*. 1999. V. 79, N 1. P. 43–57.

Поступила в редакцию 17/V 1999 г.