

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 53.091:53.091:539.374

ТЕПЛОВОЙ ПРИЗНАК СМЕНЫ СТАДИЙ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ В АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

© 2019 г. А. Г. Лунёв^а, *, М. В. Надежкин^а

^аИнститут физики прочности и материаловедения СО РАН, пр. Академический, 2/4, Томск, 634055 Россия
*e-mail: agl@ispms.ru

Поступила в редакцию 19.11.2018 г.

После доработки 19.02.2019 г.

Принята к публикации 11.03.2019 г.

Методом инфракрасной термографии проведены исследования изменения температуры аустенитной нержавеющей стали в процессе деформации растяжением. Обнаружено, что на переходном участке между линейными стадиями деформационного упрочнения прекращается возрастание температуры образца. Данное явление может быть связано с изменением энтропии деформируемой среды в результате перестройки упорядоченных автоволновых структур. В области истинной деформации больше 0.4 наблюдается явление прерывистой текучести (эффект Портевена–Ле Шателье), сопровождающееся движением одиночных фронтов локализованной деформации. Наблюдаемые фронты являются источниками тепла, а значение температуры в произвольной точке образца определяется ее положением относительно фронта деформации.

Ключевые слова: пластическая деформация, измерение температуры, стадии деформационного упрочнения, инфракрасная термография, цифровая корреляция спеклов, фронт локализованной деформации

DOI: 10.1134/S0015323019080114

ВВЕДЕНИЕ

Метод инфракрасной термографии в настоящее время активно используется как в неразрушающем контроле, так и при исследовании пластического течения материалов [1–4]. Интенсивное рассеяние энергии за счет эволюции дефектной структуры позволяет использовать методы термографии при анализе пластического течения материалов для получения информации о зарождении и распространении фронтов локализованной деформации. Данный метод в сочетании с цифровой спекл-фотографией [5], позволяет получать информацию о перемещении зон локализованного пластического течения исследуемого материала в режиме реального времени деформации образца.

В физическом эксперименте метод термографии нашел широкое применение. Проведены исследования локализации пластической деформации, проявляющейся в виде полос Людерса (Lüders) [6] и Портевена–Ле Шателье (Portevin–Le Chatelier) [7]. Приводится сопоставление полученных методами термографии и корреляции цифровых изображений [8] результатов измерения перемещения полос. В работах [9, 10] выполнены исследования изменения температуры

образцов в процессе испытаний и получены характеристики источников тепла в областях локализованной деформации. Эксперименты по измерению температуры в области формирования шейки при растяжении пластических образцов представлены в работах [11, 12].

Значительный интерес вызывают результаты исследований, показывающие, что локализация пластической деформации проявляется в деформируемых твердых телах с начала пластического течения и до разрушения [13–15]. При этом явление локализации имеет автоволновой характер, присущий самоорганизующимся системам, и обладает специфическими признаками на каждой стадии пластического течения, определяемой зависимостью коэффициента деформационного упрочнения от деформации образца [15, 16]. Очевидно, смена вида автоволны при переходе от одной стадии упрочнения к другой должна сопровождаться изменением энтропии системы [17] и, вероятно, отражаться на ходе зависимости температуры образца от деформации. Целью представленной работы является выявление признака смены стадий деформационного упрочнения на температурной зависимости в аустенитной стали 08X18H10T.

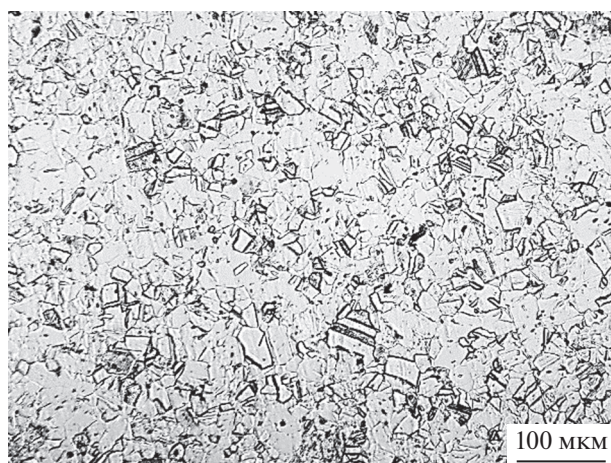


Рис. 1. Исходная микроструктура стали 08X18N10T.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Образцы для испытаний были изготовлены из листов стали 08X18N10T (в мас. % Cr – 18, Ni – 10, Ti – 0.8, Fe – остальное) в форме двусторонней лопатки с размером рабочей части $50 \times 10 \times 2$ мм. Средний размер зерна исходного материала составлял 21 ± 6 мкм. Микроструктура стали представлена однородными зернами легированного аустенита с небольшим количеством карбидов Ti. Зерна преимущественно с прямолинейными границами и “двойниками” – парами параллельных линий, рассекающих зерна (рис. 1).

Образцы перед испытанием подвергали закалке от температуры 1050°C в воду и последующему отжигу при 650°C в течение 3 ч. Образцы нагружали одноосным растяжением с постоянной скоростью движения подвижного захвата 0.5 мм/мин на универсальной испытательной машине LFM-125. Одновременно с нагружением осуществляли регистрацию полей векторов смещений и температуры методами цифровой спекл-фотографии и инфракрасной термографии на двух противоположных широких гранях образца. Термографическую съемку осуществляли с помощью универсального тепловизора Flir SC7000 с частотой съемки 5 Гц и пространственным разрешением 15 мкм. Съемку цифровых спекл-картин осуществляли с помощью установки ALMEC-tv (ИФПМ СО РАН). Обработку спекл-картин выполняли методом корреляции цифровых изображений. Температура окружающей среды составляла 23°C и не изменялась в течение эксперимента.

Совмещение двух методов наблюдения за движением фронтов локализованной пластичности позволило визуализировать процесс и определить кинетические параметры пластического течения материала. На рис. 2 приведены совмещенные картины положения фронта, полученные двумя методами при общей деформации образца равной

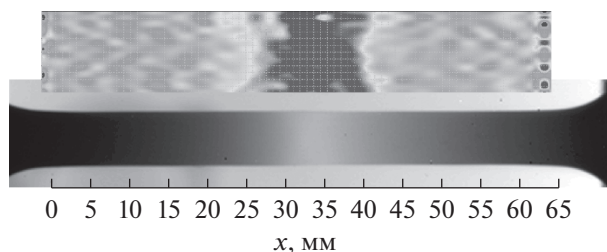


Рис. 2. Совмещение картин расположения фронта локализации пластической деформации полученными двумя независимыми методами цифровой спекл-фотографии (верхнее изображение) и термографии (нижнее изображение).

78% . По этим картинам определяется положение фронта в рабочей области образца на расстоянии 34 мм от неподвижного захвата испытательной машины.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Анализ формы деформационных кривых исследованных образцов проводился в истинных координатах $S(e)$, где $S = \sigma(1 + \epsilon)$, $e = \ln(1 + \epsilon)$, ϵ и σ – деформация и напряжение, записываемые испытательной машиной. Стадийность кривых определялась по показателю деформационного упрочнения n в уравнении Лудвика [18] $S(e) = S_0 + Ke^n$, где S_0 – истинный предел текучести, K – коэффициент деформационного упрочнения. В результате анализа было установлено наличие двух линейных стадий деформационного упрочнения (на рис. 3 показаны штрихом, I – первая стадия, II – вторая стадия) с коэффициентами 1.5 и 2.1 ГПа, соответственно (табл. 1).

Совмещение на одном графике кривой деформационного упрочнения с зависимостью температуры от деформации в центре образца позволили установить признак перехода от одной линейной стадии ко второй при деформации образца $e \approx 0.28$. Переход характеризуется немонотонным изменением температуры образца вблизи указанной деформации. Завершение первой линейной стадии сопровождается прекращением роста температуры образца. Начало второй стадии приводит к быстрому возрастанию температуры (рис. 3). Кроме того, на зависимости $T(e)$ в диапазоне истинной деформации 0.4 – 0.6 были зарегистрированы

Таблица 1. Параметры линейных стадий деформационного упрочнения

| Стадия | e | K , МПа | n |
|--------|-----------|-----------|-----|
| 1 | 0.05–0.25 | 1.5 | 1.0 |
| 2 | 0.32–0.58 | 2.1 | 1.0 |

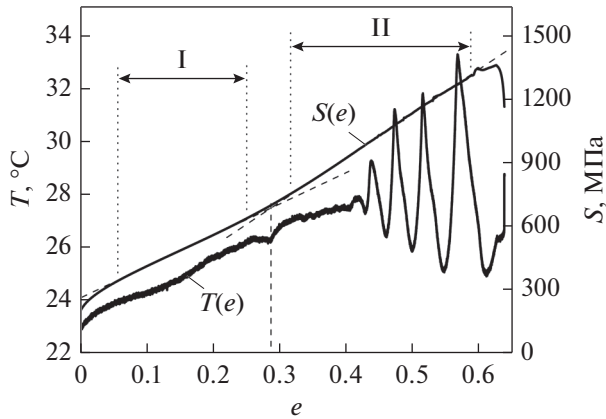


Рис. 3. Зависимости температуры и напряжений от деформации в образце стали 08X18H10T, деформируемом растяжением.

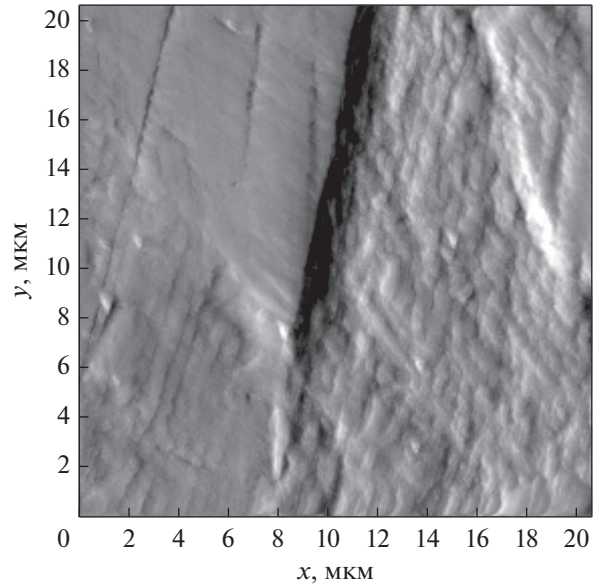


Рис. 4. Структура реечного мартенсита и аустенитного зерна, полученная атомно-силовой микроскопией.

стрированы колебания, связанные с эффектом Портевена–Ле Шателье, сопровождающимся движением единичных фронтов локализованной деформации. Фронт является локальной областью диссипации энергии деформации в тепло. В связи с чем максимум зависимости $T(e)$, регистрируемой в одной постоянной точке в центре образца, соответствует положению фронта деформации в точке измерения температуры. Минимум значения температуры наблюдается при максимальном отдалении фронта от точки измерения.

Увеличение коэффициента деформационного упрочнения на второй линейной стадии относительно первой, очевидно, связано с изменением вида деформационного упрочнения. Преимущественно дислокационное скопление и двойникование сменяется преимущественно двойникованием и деформационными мартенситными превращениями. Данное заключение подтверждается прямыми и косвенными (по магнитной проницаемости) измерениями объема мартенситной фазы, выполненными, например в работах [19], и анализом микроструктуры аустенитных зерен и их границ. Анализ структуры, полученной на атомно-силовом микроскопе после деформации образца до разрыва, показал, что мартенсит деформации представляет собой реечный мартенсит (рис. 4), образование которого сопровождается эффектом наблюдаемой в эксперименте прерывистой деформации (эффектом Портевена–Ле Шателье).

Основной интерес в данной статье сосредоточен на области перехода между двумя линейными стадиями деформационного упрочнения в диапазоне 0.25–0.32 истинной деформации (рис. 3). В данном диапазоне не обнаруживаются области неоднородной деформации методом корреляции спекл-изображений. Однако использованная в работе [16] методика двухэкспозиционной фотографии спекл-изображений на высокоразрешаю-

щие голографические пластинки, позволила авторам обнаружить и исследовать паттерны неоднородной деформации. Согласно разработанной ими классификации, на линейной стадии деформационного упрочнения наблюдается автоволна деформации, представляющая собой движущиеся с постоянной скоростью и расположенные эквидистантно области локализованной деформации. В этом случае сохраняется условие однородности распределения температуры в пределах погрешности измерения. Предполагается, что переход от одной линейной стадии упрочнения к другой должен сопровождаться нарушением автоволновой структуры – разупорядочением [16]. Исходя из данных условий, с позиции термодинамики, особенность изменения температуры в переходной области может быть объяснена следующим образом. При отсутствии внешнего теплового воздействия (нагрева) скорость изменения приращения теплоты во времени является следствием изменения энтропии [20] и может быть записана как

$$\frac{dQ}{dt} = T \left(\frac{dS_e}{dt} + \frac{dS_i}{dt} \right), \quad (1)$$

где T – температура исследуемого объекта (образца), dS_e – поток энтропии, обусловленный обменом с окружающей средой, dS_i – производство энтропии в деформируемой среде (образце). Приращение dS_i связано со структурными изменениями, происходящими в результате пластической деформации образца [21]. Для необратимых процессов всегда соблюдается условие $dS_i > 0$ [20]. В условиях открытой системы dS_e определяет теп-



Рис. 5. Схема изменения энтропии и тепловыделения образца в зависимости от стадии деформационного упрочнения.

лообмен между образцом и окружающей средой (в нашем случае обмен веществом с окружающей средой отсутствует), при этом отрицательное значение dS_e соответствует передаче тепла от образца в окружающую среду. Таким образом, постоянство температуры образца на переходном участке должно соответствовать $dS_e \approx 0$, а последующий рост температуры удовлетворять условию $dS_e < 0$.

Изменение энтропии может быть объяснено в рамках наблюдаемых в работе [16] автоволновых структур. Устойчивые диссипативные структуры и автоволны в открытых системах, с точки зрения неравновесной термодинамики [22] – есть неравновесные стационарные состояния, для которых должно выполняться условие нулевого приращения полной энтропии, т.е. $dS_i = -dS_e$. Поскольку пластическая деформация процесс необратимый, то соблюдается условие $dS_i > 0$. Соответственно, для выполнения приведенных двух условий на линейных стадиях деформационного упрочнения необходимо, чтобы dS_e имело отрицательное значение, что определяет теплоотдачу в окружающую среду. Поясняющая схема изменения энтропии в процессе деформирования приведена на рис. 5.

С другой стороны, макроскопическое распределение деформации на переходном участке между линейными стадиями упрочнения близко к равновесному – зоны локализации не наблюдаются [15]. В этом случае выполняется условие нулевого приращения внешней энтропии $dS_e \approx 0$ и отсутствия приращения выделяемого образцом тепла.

Представленный анализ изменения энтропии позволяет предполагать, что немонотонное изменение температуры вызвано изменением приращения энтропии вследствие перестройки автоволновых структур макроскопического распределения деформации через разупорядочение, т.е. перехода от локализованной деформации к однородной.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Посредством точного измерения температуры образца нержавеющей стали было обнаружено, что переход от одной линейной стадии деформационного упрочнения к другой сопровождается немонотонным изменением температуры. Данное изменение, с позиции неравновесной термодинамики, обусловлено изменением приращения энтропии деформируемой системы. Изменение приращения энтропии, по-видимому, связано с перестроением автоволновой структуры локализованной деформации, наблюдаемой в работах Зуева и др. [15–17]. Наличие упорядоченных диссипативных (автоволновых) структур должно приводить к росту компоненты энтропии, ответственной за теплообмен с окружающей средой. В тоже время перестройка автоволновой структуры через однородное распределение приводит к нулевому изменению данной компоненты и отсутствию выделения тепла.

Немонотонное (колебательное) изменение температуры в области истинной деформации больше 0.4 связано с движением одиночных фронтов локализованной деформации, которые

являются источниками тепла. Движение фронтов деформации является следствием эффекта Портевена–Ле Шателье. При измерении температуры в одной постоянной точке образца положение фронта деформации относительно этой точки определяет значение температуры в ней. При этом максимальная температура наблюдается в момент совпадения положения фронта деформации с положением точки измерения.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы, направление III.23.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Rodríguez-Martínez J.A., Pesci R., Rusinek A.* Experimental study on the martensitic transformation in AISI 304 steel sheets subjected to tension under wide ranges of strain rate at room temperature // *Mater. Sci. Eng. A.* 2011. V. 528. № 18. P. 5974–5982.
2. *Plekhov O.A.* Experimental Study of Thermodynamics of Plastic Deformation by Infrared Thermography // *Tech. Phys.* 2011. V. 56. № 2. P. 301–304.
3. *Chrysochoos A.* Infrared thermography applied to the analysis of material behavior: a brief overview // *Quant. InfraRed Thermogr. J.* 2012. V. 9. № 2. P. 193–208.
4. *Bagavathiappan S., Lahiri B.B., Saravanan T., Philip John, Jayakumar T.* Infrared thermography for condition monitoring – A review // *INFRARED Phys. Technol.* 2013. V. 60. P. 35–55.
5. *Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Pavlichev K.V.* Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analyses // *Meas. Sci. Technol.* 2010. V. 21. № 5. P. 054014.
6. *Louche H., Chrysochoos A.* Thermal and dissipative effects accompanying Lüders band propagation // *Mater. Sci. Eng. A.* 2001. V. 307. № 1. P. 15–22.
7. *Ranc N., Wagner D.* Some aspects of Portevin–Le Chatelier plastic instabilities investigated by infrared pyrometry // *Mater. Sci. Eng. A.* 2005. V. 394. № 1. P. 87–95.
8. *Wang X.G., Wang L., Huang M.X.* Kinematic and thermal characteristics of Lüders and Portevin–Le Chatelier bands in a medium Mn transformation-induced plasticity steel // *Acta Mater.* 2017. V. 124. P. 17–29.
9. *Plekhov O.A., Saintier N., Naimark O.* Experimental study of energy accumulation and dissipation in iron in an elastic-plastic transition // *Tech. Phys.* 2007. V. 52. № 9. P. 1236–1238.
10. *Sokovikov M.A., Bilalov D.A., Chudinov V.V., Uvarov S.V., Plekhov O.A., Terekhina A.I., Naimark O.B.* Nonequilibrium transitions in ensembles of defects attributed to dynamic localization of plastic deformation // *Tech. Phys. Lett.* 2014. V. 40. № 12. P. 1075–1077.
11. *Sharkeev Yu.P., Vavilov V.P., Belyavskaya O.A., Skripnyak V.A., Nesteruk D.A., Kozulin A.A., Kim V.M.* Analyzing Deformation and Damage of VT1-0 Titanium in Different Structural States by Using Infrared Thermography // *J. Nondestruct. Eval.* 2016. V. 35. № 3. P. 42.
12. *Chrysochoos A., Watrisse B., Muracciole J. M., El Kaim Y.* Fields of stored energy associated with localized necking of steel // *J. Mech. Mater. Struct.* 2009. V. 4. № 2. P. 245–262.
13. *Zuev L.B.* Autowave processes of the localization of plastic flow in active media subjected to deformation // *Phys. Met. Metallogr.* 2017. V. 118. № 8. P. 810–819.
14. *Orlova D.V., Lunev A.G., Danilova L.V., Zuev L.B.* Macroscopic criteria for the deformation and fracture of iron based alloys // *Frat. ED INTEGRITA Strutt.* 2017. № 42. P. 293–302.
15. *Zuev L.B., Barannikova S.A.* Experimental study of plastic flow macro-scale localization process: Pattern, propagation rate, dispersion // *Int. J. Mech. Sci.* 2014. V. 88. P. 1–7.
16. *Zuev L.B., Barannikova S.A.* Autowaves of localized plastic flow, velocity of propagation, dispersion, and entropy // *Phys. Met. Metallogr.* 2011. V. 112. № 2. P. 109.
17. *Zuev L.B.* Entropy of localized plastic strain waves // *Tech. Phys. Lett.* 2005. V. 31. № 2. P. 89–90.
18. *Хоникомб П.* Пластическая деформация металлов. М.: Мир, 1972. 406 с.
19. *Murr L.E., Staudhammer K.P., Hecker S.S.* Effects of Strain State and Strain Rate on Deformation-Induced Transformation in 304 Stainless Steel: Part II. Microstructural Study // *Metal. Trans. A.* 1982. V. 13. № 4. P. 627–635.
20. *Николис Г., Пригожин И.* Самоорганизация в неравновесных системах. От диссипативных структур к упорядоченности через флуктуации. М.: Мир, 1979. 512 с.
21. *Berdichevsky V.L.* Entropy of microstructure // *J. Mech. Phys. Solids.* 2008. V. 56. № 3. P. 742–771.
22. *Nicolis G., Prigogine I.* Self-organization in nonequilibrium systems: from dissipative structures to order through fluctuations. New York: John Wiley and Sons Ltd, 1977. 491 p.