

## Макроскопические пространственно-временные закономерности развития локализованной пластической деформации при растяжении Fe-Cr-Ni сплавов\*

С.А. Баранникова<sup>1</sup>, П.В. Исхакова<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (Томск, Россия)

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет (Томск, Россия)

## Macroscopic Spatio-Temporal Patterns of Localized Plastic Flow Development under Tension of Fe-Cr-Ni Alloys

S.A. Barannikova<sup>1</sup>, P.V. Iskhakova<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS (Tomsk, Russia)

<sup>2</sup>National Research Tomsk State University (Tomsk, Russia)

Рассмотрены закономерности макроскопической неоднородности и локализации пластического течения при одноосном растяжении образцов Fe-Cr-Ni поликристаллов, в которых за счет понижения температуры испытаний можно изменить стадийность деформационных кривых. Диаграммы растяжения образцов охватывали области упругих, пластических деформаций и разрушения. Для экспериментального исследования пластической деформации использована методика точного восстановления полей векторов смещений и вычисления компонент тензора пластической дисторсии с помощью спекл-фотографии. При обобщении результатов исследований деформационного поведения сплавов было установлено, что для температур испытаний +65, +24, -60 °C пластическое течение является локализованным на всех стадиях процесса, а формы локализации полностью определяются зависимостью коэффициента деформационного упрочнения от деформации на исследуемой стадии процесса. Проведен анализ пространственных распределений локальных сдвигов и локальных поворотов. Наблюдающиеся пространственно-периодические структуры могут быть интерпретированы как автоволновые процессы и описаны в рамках представлений о самоорганизации процесса пластического течения.

**Ключевые слова:** прочность, пластическая деформация, разрушение, локализация деформации, нержавеющие стали.

DOI: 10.14258/izvasu(2023)1-02

### Введение

Исследования природы прочности и пластичности металлических и неметаллических материалов представляют собой важнейшую задачу как в теоретическом [1–7], так и в практическом [8, 9] планах. К числу наиболее успешных попыток макроскопического описания нелинейного пластического течения следует отнести градиентную теорию пластичности, предложенную

This study examines the patterns of macroscopic inhomogeneity and localization of plastic flow in Fe-Cr-Ni polycrystals subjected to uniaxial tension. By varying the test temperature, the deformation curves can be altered, allowing us to explore the behavior of the material under different conditions. The stress-strain diagrams obtained from the samples reveal the areas of elastic deformation, plastic flow, and fracture. To experimentally study plastic flow, we used speckle photography to accurately reconstruct the displacement vector fields and calculate the components of the plastic distortion tensor. The results showed that plastic flow is localized at all stages of the process for test temperatures of +65, +24, and -60 °C. The forms of localization are entirely determined by the dependence of the strain hardening coefficient on the deformation during the relevant stage of the process. An analysis of the spatial distributions of local shifts and local rotations was conducted. We observed spatially periodic structures that can be interpreted as autowave processes and explained in terms of the concept of self-organization of the plastic flow process.

**Key words:** strength, plastic deformation, fracture, deformation localization, stainless steels.

и развитую в работах [10–12]. Эта теория, удачно учитывающая многомасштабность деформируемой среды путем физически обоснованного введения внутренних масштабов разного порядка и происхождения, позволила добиться удовлетворительного количественного согласия с результатами экспериментальных исследований различных стадий деформационного упрочнения материалов. Изложенный в [13] взгляд на проблему

\* Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 22-29-01608).

описания пластической деформации твердых тел ставит во главу угла такого анализа макроскопические — автоволновые — закономерности развития локализованной пластической деформации. В рамках предложенного подхода локализация пластичности рассматривается как неотъемлемый признак пластического течения, возникающий в результате упорядочения деформационной (дефектной) структуры среды. Крупномасштабная пространственно-временная картина локализации — паттерн локализованного пластического течения — рождается в ходе обретения деформируемой системой определенной степени порядка [14]. При этом деформируемая среда рассматривается как открытая система, эволюция которой контролируется как собственной структурой, так и притоком энергии от нагружающего устройства [15]. В рамках такого подхода теория пластичности приобретает возможности использовать понятия и аппарат синергетики и обеспечивает существенный прогресс в развитии физической теории пластической деформации. Настоящая работа посвящена исследованию неоднородности и локализации пластического течения при одноосном растяжении образцов Fe-Cr-Ni поликристаллов, в которых за счет понижения температуры испытаний реализуется мартенситное превращение [16].

#### Материал и методика исследования

Исследование локализации пластического течения было изучено на поликристаллическом ГЦК сплаве Fe-18 масс.% Cr -10 масс.% Ni с размером зерна ~12,5 мкм. Плоские образцы с размерами рабочей части 50×10×1 мм растягивались на испытательной машине со скоростью  $3,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  при температурах +65, +24, -60 °С. Температура испытания варьировалась скоростью продвки рабочей камеры, где находился образец,

парами азота из сосуда Дьюара и контролировалась хромель-алюмелевой термопарой, спай которой контактировал с образцом. Использование двухэкспозиционной спекл-фотографии и телевизионных методов регистрации и анализа спекл-структуры изображений деформируемых объектов очень перспективно при исследованиях особенностей пластической деформации [13, 15], в особенности на макроскопическом масштабном уровне. В пользу этого мнения свидетельствует большое количество работ, в которых эта или подобная техника применялась для решения таких проблем [6, 16–19]. Для получения количественной информации о развитии пластического течения определенное методом спекл-фотографии поле смещений дифференцируется по координатам  $x$  (направление деформирования) и  $y$  в разные моменты времени  $t$ . Эта процедура в итоге определяет пространственное распределение и временную эволюцию всех компонент тензора пластической дисторсии [15].

#### Результаты и их обсуждение

Деформационная кривая Fe-Cr-Ni сплава при температуре испытаний  $T = -60 \text{ °C}$  имела площадку текучести протяженностью ~0,05. Далее наблюдался линейный участок с постоянным по мере роста общей деформации коэффициентом деформационного упрочнения.

Как можно видеть, распределения сдвиговой  $\varepsilon_{xy}$  и ротационной  $\omega_z$  компонент тензора пластической дисторсии на площадке текучести (рис. 1а) и на участке с упрочнением (рис. 1б) различны. На площадке текучести какой-либо пространственной периодичности не наблюдается. Отличительной особенностью является наличие локализованной зоны поворота, максимум которой перемещается от неподвижного захвата разрывной машины к подвижному.

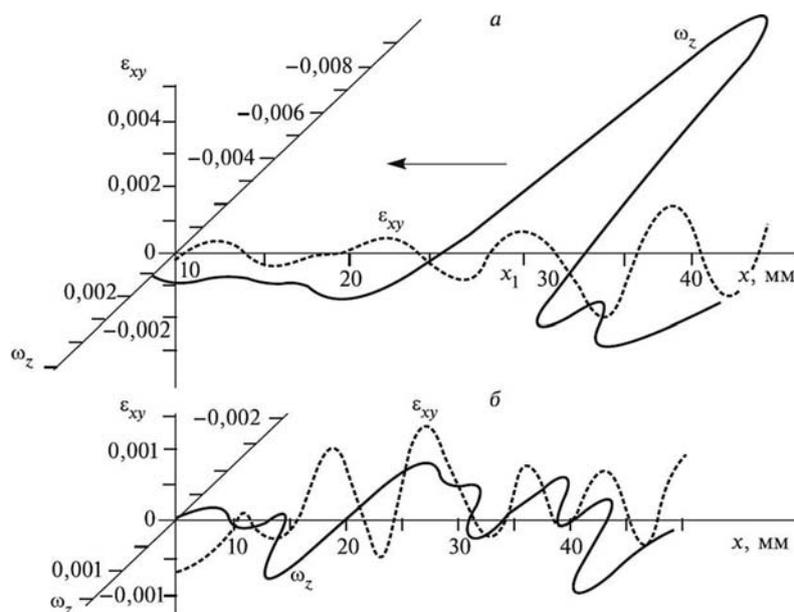


Рис. 1. Пространственные распределения локальных сдвигов  $\varepsilon_{xy}$  и локальных поворотов  $\omega_z$  в образце Fe-Cr-Ni сплава при температуре испытаний  $T = -60 \text{ °C}$ ; а —  $\varepsilon_{tot} = 0,02$ ; б —  $\varepsilon_{tot} = 0,1$

На рисунке 1а он зафиксирован при  $x_1=29$  мм. Положение максимума удалось уверенно связать с фронтом полосы Чернова — Людерса, обычно сопровождающем начальные стадии деформации низкоуглеродистых сталей. Моменты достижения фронтом полосы Чернова — Людерса конца образца соответствуют окончанию площадки текучести. В нашем эксперименте это соответствует исчезновению максимума  $\omega_z$  и возникновению группы близких по амплитудам случайно расположенных сдвигов и поворотов. После небольшого переходного участка продолжительностью  $\sim 0,001$  к стадии квазилинейного упрочнения распределение сдвиговой и поворотной компонент приобретает достаточно четко выражен-

ную периодичность (рис. 1б). Пространственный период  $\lambda = 4,2$  мм далее сохраняется, по крайней мере, до общей деформации 0,2.

Диаграмма растяжения Fe-Cr-Ni сплава при температуре испытаний  $T=+24$  °С имеет протяженный линейный участок без характерной для предыдущего случая особенности типа «площадка текучести». Относительное удлинение до разрыва достигает 0,45. Разрушению предшествует образование шейки. Сразу после условного предела текучести ( $\epsilon_{tot} \geq 0,002$ ) пространственные распределения сдвиговой и поворотной компонент тензора дисторсии приобретают периодический характер (рис. 2а, б).

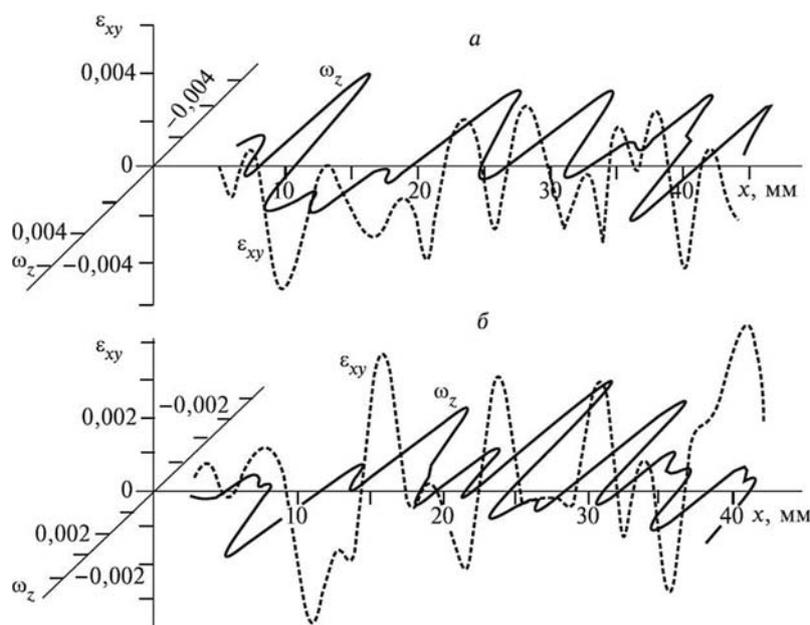


Рис. 2. Пространственные распределения локальных сдвигов  $\epsilon_{xy}$  и локальных поворотов  $\omega_z$  в образце Fe-Cr-Ni сплава при температуре испытаний  $T=+24$  °С; а —  $\epsilon_{tot}=0,05$ ; б —  $\epsilon_{tot}=0,024$

Хотя непосредственно по этим распределениям оценить величину пространственного периода достаточно сложно, последний может быть уверенно определен при использовании спектрального анализа данных зависимостей. Оказалось, что статистический вес пространственной гармоники  $\lambda = 5,3$  мм максимален, поэтому эту величину можно считать пространственным периодом локализации пластической деформации, причем в исследованном интервале деформаций величина пространственного периода значимо не меняется. Обнаружено закономерное перемещение максимумов компонент  $\epsilon_{xy}$  и  $\omega_z$  по пространству образца на стадии линейного деформационного упрочнения.

При образовании шейки в пространственных распределениях компонент тензора дисторсии появляются стабильные максимумы, амплитуда которых в 3...5 раз превышает средний уровень. Их по-

явление зафиксировано за 0,02...0,03 до разрушения. Установлено, что разрыв образца всегда происходит в зоне таких максимумов, которые отчетливо выделяются на распределении локальных сдвигов и поворотов, как можно видеть на рисунке 3.

Важно, что такие стабильные максимумы появились до начала формирования шейки в традиционном смысле, когда условные напряжения в образце еще росли. Естественно предположить, что появление стабильных одиночных максимумов распределений компонент тензора дисторсии является свидетельством крупномасштабной локализации деформации, при которой пространственно-временная периодичность распределений разрушается.

Сходный характер эволюции полей деформации наблюдался при активном одноосном растяжении плоских образцов в образце Fe-Cr-Ni сплава при тем-

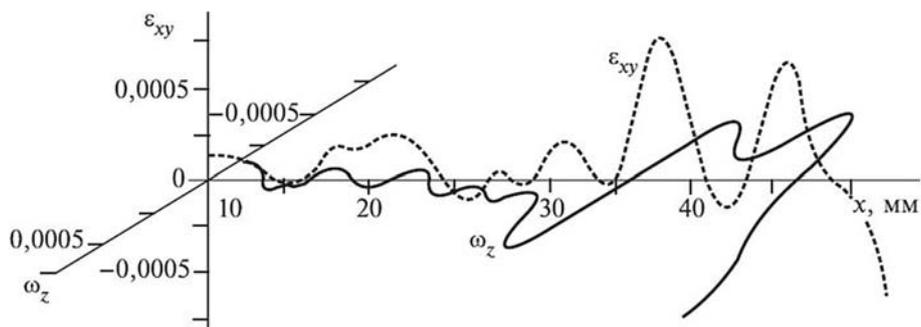


Рис. 3. Стационарные высокоамплитудные максимумы  $\varepsilon_{xy}$  и  $\omega_z$  в месте формирования шейки разрушения образца Fe-Cr-Ni сплава при температуре испытаний  $T=+24\text{ }^{\circ}\text{C}$

пературе испытаний  $T=+65\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Диаграмма нагружения такого сплава имеет стадию линейного упрочнения и участок нелинейной зависимости  $\sigma(\varepsilon)$ . Вязкое разрушение сопровождалось образованием шейки. Характер полей деформаций на стадиях линейного и параболического упрочнения представлял собой

пространственно-периодические распределения локальных сдвигов и поворотов (рис. 4) с одинаковыми пространственными периодами  $\lambda=4,5\pm 0,5\text{ мм}$ , но если на линейной стадии максимумы  $\varepsilon_{xy}$  и  $\omega_z$  синхронно перемещались с постоянной скоростью, то на параболической они были неподвижны.

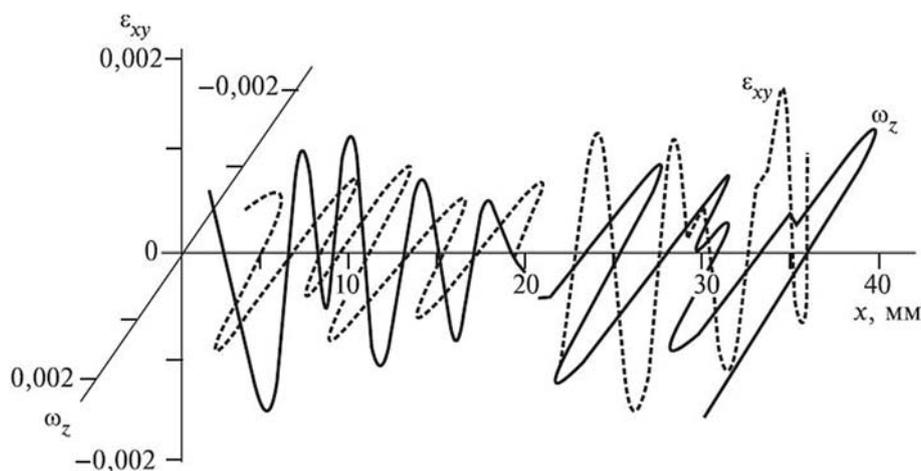


Рис. 4. Пространственные распределения локальных сдвигов  $\varepsilon_{xy}$  и локальных поворотов  $\omega_z$  в образце Fe-Cr-Ni сплава при температуре испытаний  $T=+65\text{ }^{\circ}$

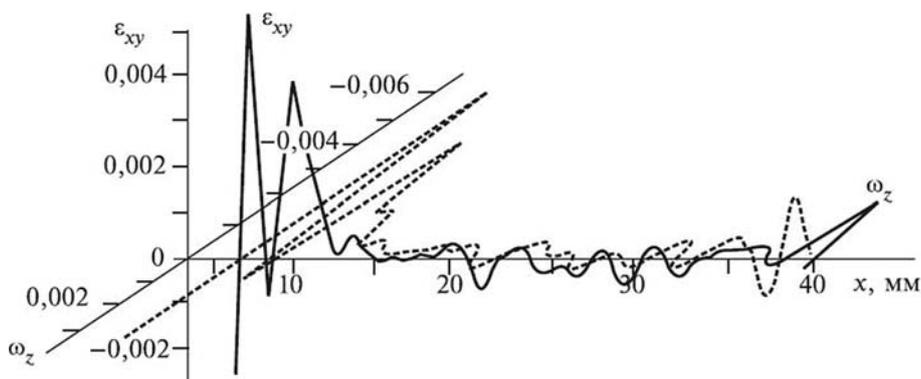


Рис. 5. Стационарные высокоамплитудные максимумы  $\varepsilon_{xy}$  и  $\omega_z$  в месте формирования будущего разрушения образца Fe-Cr-Ni сплава при температуре испытаний  $T=+65\text{ }^{\circ}\text{C}$

Как и при деформировании сплава при комнатной температуре, по мере приближения к разрушению периодические распределения локальных деформаций распались (рис. 5). Важно, что нарушение пространственной периодичности произошло задолго до начала образования шейки разрушения. Высокоамплитудные максимумы с координатой  $X \approx 10$  мм зафиксированы при  $\varepsilon_{tot} > 0,28$ , а спад деформирующих напряжений обнаружен только при  $\varepsilon_{tot} = 0,32$ .

### Заключение

Установлено, что для трех исследованных температур при растяжении образцов Fe-Cr-Ni сплава незави-

симо от микромеханизмов реализации пластического течения (дислокационное скольжение / мартенситное превращение), начиная с предела текучести, наблюдается макроскопическая неоднородность деформации. При этом распределения макроскопических зон локализации пластической деформации имеют периодический характер с близкими для всех температур характерными длинами. Тип распределений локальных деформаций может существенно измениться при переходе от одной стадии кривой упрочнения к другой безотносительно к прочим характеристикам изучаемого объекта.

## Библиографический список

1. Asaro R.J., Lubarda V.A. *Mechanics of Solids and materials*. Cambridge: University Press, 2006.
2. Maugin G. Sixty years of configurationally mechanics (1950–2010) // *Mech. Res. Comm.* 2013. Vol. 50. № 1.
3. Asharia A., Beaudoin A., Miller R. New perspectives in plasticity theory: dislocation nucleation, waves, and partial continuity of plastic strain rate // *Math. Mech. Solids*. 2008. Vol. 13. № 2.
4. McDonald R.J., Efstathiou C., Kurath P. The wave-like plastic deformation of single crystal copper // *J. Engng. Mater. Technol.* 2009. Vol. 131. № 3.
5. Fressengeas C., Beaudoin A., Entemeyer D., Lebedkina T., Lebyodkin M., Taupin V. Dislocation transport and intermittency in the plasticity of crystalline solids // *Phys. Rev. B*. 2009. Vol. 79. DOI: 10.1103/PhysRevB.79.014108.
6. Третьякова Т.В., Вильдеман В.Э. *Пространственно-временная неоднородность процессов неупругого деформирования металлов*. М., 2016.
7. Hähner P. Theory of solitary plastic waves // *Appl. Phys. A*. 1994. Vol. 58. № 1.
8. Белл Дж.Ф. *Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел*. М., 1984.
9. Махутов Н.А. *Конструкционная прочность, ресурс и техногенная безопасность: в 2 т*. Новосибирск, 2005.
10. Aifantis E.C. Gradient material mechanics: Perspectives and Prospects // *Acta Mech.* 2014. Vol. 225. № 6.
11. Abu Al-Rub R. A physically based gradient plasticity theory / R. Abu Al-Rub, G. Z. Voyiadjis // *Int. J. Plasticity*. 2006. Vol. 2. № 3.
12. Borg U. Strain gradient crystal plasticity effects on flow localization // *Int. J. Plasticity*. 2007. Vol. 23. № 12.
13. Zuev L.B., Barannikova S.A., Maslova O.A. The features of localized plasticity autowaves in solids // *Materials Research*. 2019. Vol. 22. № 4. DOI: 10.1590/1980-5373-мр-2018-0694.
14. Наймарк О.Б. Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // *Физич. мезомех.* 2003. Т. 6. № 4.
15. Зуев Л.Б., Хон Ю.А. Пластическое течение как процесс формирования пространственно-временных структур // *Физич. мезомех.* 2021. Т. 24. № 6.
16. Talonen J., Nenonen P., Pape G. and Hänninen H. Effect of strain rate on the strain-induced  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -martensite transformation and mechanical properties of austenitic stainless steels // *Met. Mat. Trans. A*. 2005. Vol. 36.
17. Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Pavlichev K.V. Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analysis // *Measure Sci. Technol.* 2010. Vol. 21. DOI:10.1088/0957-0233/21/5/054014.
18. Danilov V.I., Barannikova S.A., Zuev L.B. Localized Strain Autowaves at the Initial Stage of Plastic Flow in Single Crystals // *Technical Physics*. 2003. Vol. 48. № 11.
19. Barannikova S.A., Lunev A.G., Nadezhkin M.V., Zuev L.B. Effect of hydrogen on plastic strain localization of construction steels // *Advanced Materials Research*. 2014. Vol. 880. DOI:10.4028/www.scientific.net/AMR.880.42.