



Научный обзор

DOI: 10.15593/perm.mech/2022.3.11

УДК 539.3; 620.171.2

ИССЛЕДОВАНИЕ КАРТ ДЕФОРМАЦИОННЫХ СТРУКТУР ПРИ РАСТЯЖЕНИИ МЕТАЛЛОВ

С.А. Баранникова, П.В. Исхакова

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

О СТАТЬЕ

Получена: 20 сентября 2022 г.

Одобрена: 10 октября 2022 г.

Принята к публикации:

01 ноября 2022 г.

Ключевые слова:

прочность, пластическая деформация, разрушение, локализация, стали.

АННОТАЦИЯ

Рассматриваются закономерности макроскопической неоднородности пластического течения при одноосном растяжении плоских образцов Fe–Cr–Ni толщиной 2 мм. Их ось растяжения была ориентирована вдоль направления прокатки. Средний размер зерна составлял $12,5 \pm 3$ мкм. Кривые пластического течения сплава имели продолжительные стадии линейного деформационного упрочнения во всем исследованном температурном интервале испытаний $180 \text{ K} < T < 320 \text{ K}$. Для экспериментального исследования пластической деформации использована методика точного восстановления полей векторов смещений и вычисления компонент тензора пластической дилатации с помощью спекл-фотографии с приростами общей деформации между экспозициями 0,001. Поле векторов смещений в целом по образцу в процессе нагружения неоднородно как по направлениям векторов смещений, так и по значениям, в некоторых областях вектора смещений немонотонно изменяют направления относительно оси растяжения. Установлено, что в интервале температур испытаний $180 \text{ K} < T < 320 \text{ K}$ пластическое течение является локализованным на всех стадиях процесса. Появление фазы α' -мартенсита в процессе деформирования исследуемого сплава приводит к изменению механических характеристик, коэффициента деформационного упрочнения и параметров локализации деформации. Проведен анализ карт деформационных структур в виде пространственных распределений компонент тензора пластической дилатации: локальных удлинений, сужений, сдвигов и поворотов. Установлен нелинейный характер изменения коэффициента поперечной деформации от уровня действующих напряжений. Общий вид и параметры эволюции компонент тензора пластической дилатации указывают на связь данного процесса с самоорганизацией дефектной подсистемы в деформируемой среде.

© ПНИПУ

© Баранникова Светлана Александровна – д.ф.-м.н., в.н.с., e-mail: bsa@ispms.tsc.ru,

ИД: 0000-0001-5010-9969

Исхакова Полина Валентиновна – м.н.с., e-mail: iskhakova.polina@gmail.com,

ИД: 0000-0001-8256-283X

Svetlana A. Barannikova – Doctor of Physics and Mathematics Sciences, Leading,

e-mail: bsa@ispms.tsc.ru, ИД: 0000-0001-5010-9969

Polina V. Iskhakova – Junior researcher, e-mail: iskhakova.polina@gmail.com, ИД: 0000-0001-8256-283X



Эта статья доступна в соответствии с условиями лицензии Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

This work is licensed under a Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

STUDY OF DEFORMATION STRUCTURES MAPS IN METALS UNDER TENSION

S.A. Barannikova, P.V. Iskhakova

¹Institute of Strength Physics and Materials Science, SB RAS, Tomsk, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 20 September 2022

Approved: 10 October 2022

Accepted for publication:

01 November 2022

Keywords:

strength, plastic deformation, failure, localization, steels.

ABSTRACT

The paper considers the regularities of macroscopic inhomogeneity of plastic flow during uniaxial tension of flat samples of Fe–Cr–Ni 2 mm thick. Their tension axis was oriented along the rolling direction. The average grain size was $12.5 \pm 3 \mu\text{m}$. The plastic flow curves of the alloy had long stages of linear strain hardening over the entire test temperature range $180 \text{ K} < T < 297 \text{ K}$. For the experimental study of plastic deformation, we used the method of accurately reconstructing the fields of displacement vectors and calculating the components of the plastic distortion tensor using speckle photography with increments of the total strain between exposures 0.001. The field of displacement vectors as a whole over the sample during loading is inhomogeneous both in the directions of the displacement vectors and in values; in some areas, the displacement vectors nonmonotonically change directions relative to the tension axis. It has been established that in the test temperature range $180 \text{ K} < T < 297 \text{ K}$, plastic flow is localized at all stages of the process. The appearance of the α' -martensite phase during the deformation of the alloy under study leads to a change in the mechanical characteristics, the work hardening coefficient, and the deformation localization parameters. The maps of deformation structures are analyzed in the form of spatial distributions of the components of the plastic distortion tensor: local elongations, narrowings, shifts and rotations. The non-linear nature of the change in the coefficient of transverse deformation from the level of acting stresses is established. The general form and quantitative parameters of the evolution of the components of the plastic distortion tensor indicate the connection of this process with the self-organization of a defective subsystem in a deformable medium.

© PNRPU

Введение

В линейной теории упругости предполагается, что коэффициент поперечной деформации (коэффициент Пуассона $0 < \nu < 0,5$) характеризует приращение объема тела при одноосной деформации и не зависит от неупругих свойств твердых тел [1; 2]. Тем не менее имеются данные о взаимосвязи между коэффициентом Пуассона и величиной пластической деформации металлов при растяжении [3]. Природа коэффициента Пуассона обсуждается в [4–8]. В процессе нагружения в поликристаллических материалах происходит сложный процесс эволюции микроструктуры, связанный с процессом накопления микроповреждений – вакансий, дислокаций, микропор, микротрещин и др. [9]. Кроме процесса накопления микроповреждений в сталях, например, в сталях аустенитного класса, широко используемых в машиностроении, при нагружении и пластическом деформировании могут происходить интенсивные фазовые превращения, которые приводят к существенным изменениям механических свойств материала. Основные фазовые превращения в сталях аустенитного класса заключаются в формировании из фазы аустенита мартенситных фаз [10; 11]. Характерной и важной особенностью мартенсита является его высокое сопротивление пластической деформации [12; 13]. Отличие модулей упругости выделившейся фазы мартенсита от модулей матрицы материала приводит к изменению упругих и акустических характеристик всего сплава. Исследование циклического нагружения нержавеющей стали AISI 304 [14] выявило

связь плотности энергии пластического деформирования стали с коэффициентом Пуассона. Установлено, что выделение фазы мартенсита в процессе нагружения приводит к существенному увеличению плотности энергии пластического деформирования мягкой фазы (аустенита) и изменению коэффициента Пуассона всего материала. Очевидно, что изменение коэффициента поперечной деформации определяется деформациями материала, происходящими одновременно во взаимно-перпендикулярных направлениях, и отражает своеобразную зависимость ν от интенсивности развития процессов неупругости в деформируемом теле.

К числу наиболее успешных попыток макроскопического описания нелинейного пластического течения следует отнести градиентную теорию пластичности, предложенную и развитую в работах [15; 16]. 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 [17–19] взгляд на проблему описания пластической деформации твердых тел ставит во главу угла такого анализа макроскопические – автоволновые – закономерности развития локализованной пластической деформации. В наших предыдущих исследованиях показано, что понижение температуры испытаний изменяет тип деформационной кривой при одноосном растяжении аустенитных нержавеющих сталей и параметры автоволн локализованной

пластичности [20; 21]. Настоящая работа посвящена исследованию эволюции локальных компонент тензора пластической дисторсии и коэффициента поперечной деформации при одноосном растяжении образцов Fe–Cr–Ni поликристаллов в широком температурном интервале.

1. Материал и методика исследования

Исследование полей локальных деформаций было изучено на поликристаллическом ГЦК сплаве Fe-18 мас. % Cr-10 мас. % Ni с размером зерна ~12,5 мкм. Плоские образцы с размерами рабочей части 50×10×1 мм растягивались на испытательной машине со скоростью $3.3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ в интервале температур испытаний $180 \text{ K} < T < 320 \text{ K}$. Температура испытания варьировалась скоростью продувки рабочей камеры, где находился образец, парами азота из сосуда Дьюара и контролировалась хромель-алюмелевой термопарой, спай которой контактировал с образцом. Одновременно с механическими испытаниями проводили магнитофазовый анализ образцов (определение объёмной доли феррита) с помощью ферритометра [21]. Понижение температуры испытаний приводит к снижению величины критической деформации, по достижению которой происходит зарождение и резкое увеличение скорости мартенситного превращения [10; 11]. Кинетика мартенситного превращения на основе теории пластической деформации предложена в [13]. Влияние температуры на кривые течения сводится к тому, что с ее ростом пределы текучести и прочности падают, а пластичность растет (рис. 1, кривая 1).

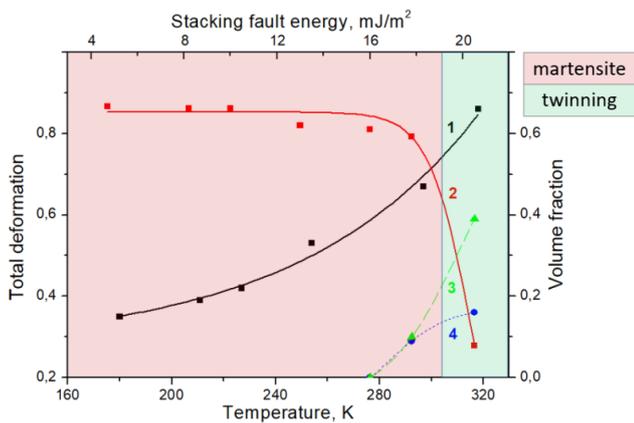


Рис. 1. Карта деформационных структур в растянутых до разрыва образцах Fe–Cr–Ni: изменение относительного удлинения до разрыва (1), объёмной доли α' -фазы (2), двойников (3) и ϵ -фазы (4) для разных значений энергии дефекта упаковки в исследуемом температурном интервале

Fig. 1. Map of deformation structures in Fe–Cr–Ni samples deformed to failure: variations of relative elongation to rupture (1), of volume fraction α' -phase (2), twins (3) and ϵ -phase (4) and for different values of stacking fault energy in studied temperature range

Следует отметить, что в исследованном диапазоне температур большую роль в изменении пластичности материала играет энергия дефекта упаковки (ЭДУ) материала [11]. При анализе данных относительного удлинения до разрыва (рис. 1) использованы данные работы [28], в которой значения ЭДУ рассчитывали в широком интервале температур методом термодинамического моделирования в сплаве, аналогичном по своему составу, исследованному нами. На основании выявленных закономерностей изменения механических свойств [20; 21] и параметров мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha'$ ($\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$) превращения (рис. 1, кривая 2) и деформационных структур (рис. 1, кривые 3 и 4) [29] в аустенитных сталях с низкой ЭДУ можно утверждать, что изменение пластичности в исследуемом температурном интервале связано с мартенситным превращением при деформации. Поскольку вероятность образования наведенного деформацией α' -мартенсита увеличивается с ростом расщепления дислокации, роль ЭДУ в формировании низкотемпературных пластических свойств аустенитных метастабильных сталей становится всё более существенной с понижением температуры.

Использование двухэкспозиционной спекл-фотографии, телевизионных методов регистрации и анализа спекл-структуры изображений деформируемых объектов весьма перспективно при исследованиях особенностей пластической деформации материалов [17–19], в особенности на макроскопическом масштабном уровне. В пользу этого мнения свидетельствует большое количество работ [22–24], в которых эта или подобная техника применялись для решения таких проблем [25–27]. При реализации метода спекл-фотографии растягиваемый образец освещали когерентным пучком полупроводникового лазера с длиной волны 635 нм и мощностью 15 Вт. Суть метода заключается в возможности определения с высокой точностью полей смещений путем отслеживания изменений на поверхности исследуемого материала и последующего сравнения спеклограмм, зафиксированных в процессе одноосного растяжения. Поле векторов смещений, отвечающее приростам общей деформации между экспозициями 0,001, имеет следующие особенности:

- поле смещений в целом по образцу неоднородно как по направлениям векторов смещений, так и по значениям;
- в некоторых областях поля вектора смещений немонотонно изменяют направления относительно оси растяжения. Иногда это связано с переходом межзеренных границ; в других случаях такая корреляция отсутствует.

Более детальный анализ полей смещений можно провести, рассматривая распределения по образцу продольной u и поперечной v компонент вектора перемещения (рис. 2).

На зависимостях $u(x)$ для рабочей части образца отчетливо выделяются области, которые практически не удлиняются $u = \text{const}$. Им соответствуют постоянство компоненты v и почти линейное ее изменение с ростом x

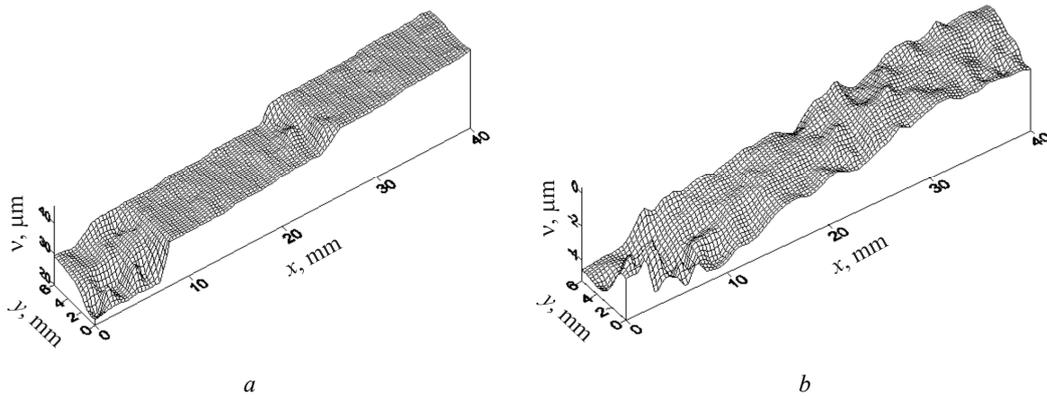


Рис. 2. Пространственные распределения продольной u (a) и поперечной v (b) компонент вектора смещений в образце Fe–Cr–Ni для температуре испытаний $T = 211$ К и общей деформации $\epsilon_{tot} = 0,02$

Fig. 2. Spatial distributions of longitudinal u (a) and transverse v (b) components of the displacement vector in the Fe–Cr–Ni sample for test temperature $T = 211$ K and total deformation $\epsilon_{tot} = 0.02$

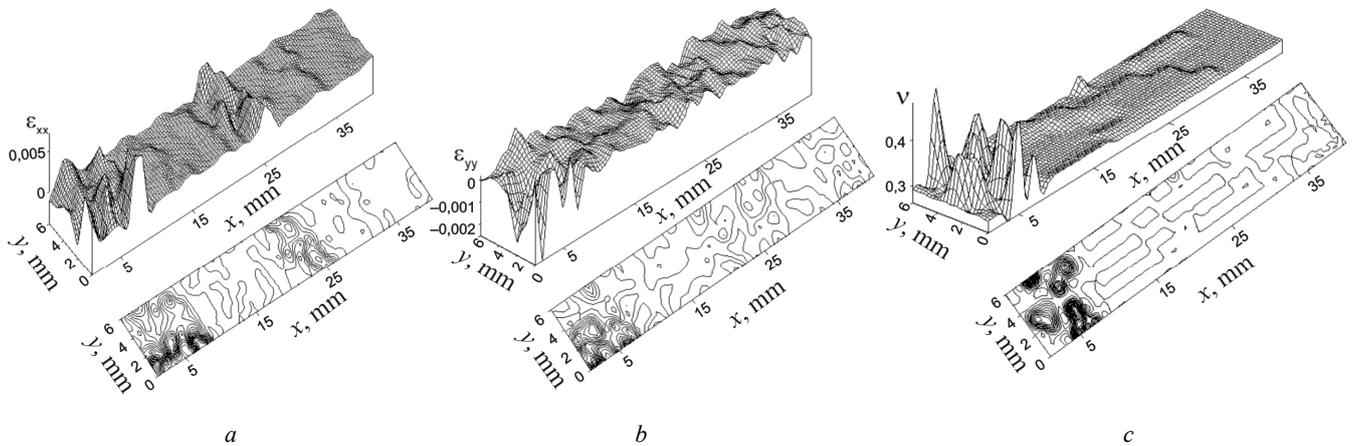


Рис. 3. Карты пространственных распределений и изолиний локальных удлинений ϵ_{xx} (a), локальных сужений ϵ_{yy} (b), коэффициента поперечной деформации ν (c) в образце Fe–Cr–Ni для температуре испытаний $T = 211$ К и общей деформации $\epsilon_{tot} = 0,02$

Fig. 3. Maps of spatial distributions and isolines of local elongations ϵ_{xx} (a), local narrowings ϵ_{yy} (b), transverse strain coefficient ν (c) in the Fe–Cr–Ni sample for test temperature $T = 211$ K and total deformation $\epsilon_{tot} = 0.02$

в различных точках образца. Показанные на рис. 2 распределения u - и v -компонент вектора смещения далее анализировали для различных уровней общей деформации. Из распределений u -компонент вектора смещения для осевой линии образца для различных уровней общей деформации следует, что положение зон с $u = \text{const}$ периодически меняется. Участки интенсивно растущего удлинения чередуются с неудлиняющимися зонами. Чередование их во времени в процессе деформирования дает возможность предположить существование периодического процесса, определяющего характер пластического течения на макроскопическом уровне. Для получения количественной информации о развитии пластического течения определенное методом спекл-фотографии поле смещений дифференцируется по координатам x (направление растяжения образца) и y в разные моменты времени t . Эта процедура в итоге определяет пространственное распределение и эволюцию всех компонент тензора пластической дисторсии

(продольной ϵ_{xx} , поперечной ϵ_{yy} , сдвиговой ϵ_{xy} и ротационной ω_z) во времени [17–19]. Точность определения компонент тензора пластической дисторсии составляла 10^{-5} . Используя данные о распределениях компонент тензора пластической дисторсии при одноосном растяжении образцов Fe–Cr–Ni поликристаллов, рассчитывали коэффициент поперечной деформации ν как отношение компоненты поперечной деформации ϵ_{yy} к продольной деформации ϵ_{xx} в разные моменты времени нагружения: $\nu = -\epsilon_{yy}/\epsilon_{xx}$. На рис. 3 представлен пример карт пространственных распределений и соответствующих изолиний для локальных удлинений (a), локальных сужений (b), коэффициента поперечной деформации (c) на начальном участке кривой пластического течения при температуре испытаний $T = 211$ К и общей деформации растяжения $\epsilon_{tot} = 0,02$.

Видно, что поле деформаций в целом по образцу в процессе нагружения неоднородно и локализовано

в зонах макроскопического масштаба. По данным рис. 3 рассчитаны средние значения соответствующих величин: $\varepsilon_{xx} = 4,764 \cdot 10^{-4} \pm 7,1846 \cdot 10^{-5}$; $\varepsilon_{yy} = -1,541 \cdot 10^{-4} \pm 2,5698 \cdot 10^{-5}$; $\nu = 0,325 \pm 0,024$. Обработку полученных данных проводили с использованием стандартных методов статистического анализа.

2. Результаты и их обсуждение

Деформационные кривые в исследуемом интервале температур имеют сложный многостадийный вид и представлены нами ранее в [21]. Физически более содержательной является такая механическая характеристика, как коэффициент деформационного упрочнения $\theta = d\sigma/d\varepsilon$ [9]. Температурно-силовая зависимость этой величины $\theta(\sigma, T)$ показана на рис. 4, а. Для дальнейшего анализа исходные индикаторные кривые течения, записанные в координатах «напряжение σ – деформация ε », перестраивались в зависимости «произведение напряжений на коэффициент деформационного упрочнения $(\sigma - \sigma_0) \cdot \theta$ – напряжение $(\sigma - \sigma_0)$ », где σ_0 – предел текучести, которые аппроксимируются с высоким коэффициентом корреляции полиномом 3-й степени для каждой температуры испытаний (рис. 4, б).

Диаграмма растяжения Fe–Cr–Ni-сплава при температуре испытаний $T = 211$ К имела площадку текучести протяженностью общей деформации $\varepsilon_{tot} \sim 0,1$. Далее наблюдался линейный участок с постоянным по мере роста общей деформации коэффициентом деформационного упрочнения. Вдоль оси растяжения распределения сдвиговой ε_{xy} и ротационной ω_z компонент тензора пластической дисторсии на площадке текучести и на участке с упрочнением различны. На площадке текучести какой-либо пространственной периодичности не наблюдается, отличительной особенностью является

наличие локализованной зоны поворота и сдвига, максимум которой перемещается от неподвижного захвата разрывной машины к подвижному. 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 эксперименте это соответствует исчезновению максимума ω_z и возникновению группы близких по амплитудам случайно расположенных сдвигов и поворотов. На стадии линейного деформационного упрочнения распределение сдвиговой и поворотной компонент приобретает достаточно четко выраженную периодичность. Пространственный период $\lambda = 4,2 \pm 0,5$ мм далее сохраняется, по крайней мере до общей деформации $\varepsilon_{tot} = 0,3$.

Диаграмма растяжения Fe–Cr–Ni-сплава при температуре испытаний $T = 300$ К имеет протяженный линейный участок без характерной для предыдущего случая особенности типа «площадка текучести». Относительное удлинение до разрыва достигает 0,55. Разрушению предшествует образование шейки. Сразу после условного предела текучести ($\varepsilon_{tot} \geq 0,002$) пространственные распределения сдвиговой и поворотной компонент тензора дисторсии приобретают периодический характер. По этим распределениям при использовании спектрального анализа данных была определена величина пространственного периода $\lambda = 5,3 \pm 0,5$ мм, причем до достижения предела прочности величина пространственного периода значимо не меняется. Обнаружено закономерное перемещение максимумов компонент ε_{xy} и ω_z по пространству образца на стадии линейного деформационного упрочнения. При образовании шейки в пространственных распределениях

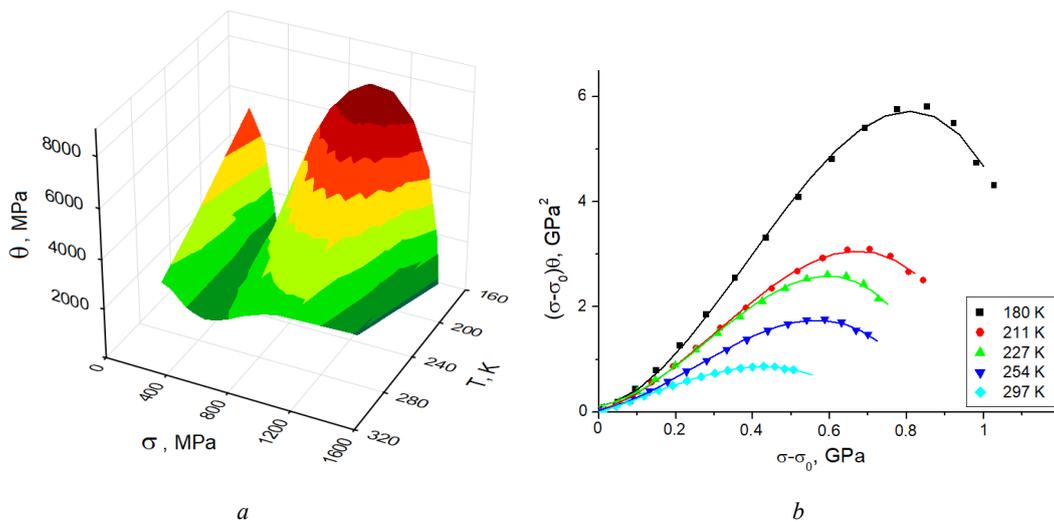


Рис. 4. Зависимость: а – коэффициента деформационного упрочнения от уровня приложенных напряжений и температуры испытаний $\theta(\sigma, T)$; б – величин $(\sigma - \sigma_0) \cdot \theta$ от $(\sigma - \sigma_0)$

Fig. 4. Dependence: а – of the work hardening coefficient on the level of applied stresses and test temperature $\theta(\sigma, T)$; б – of values $(\sigma - \sigma_0) \cdot \theta$ on $(\sigma - \sigma_0)$

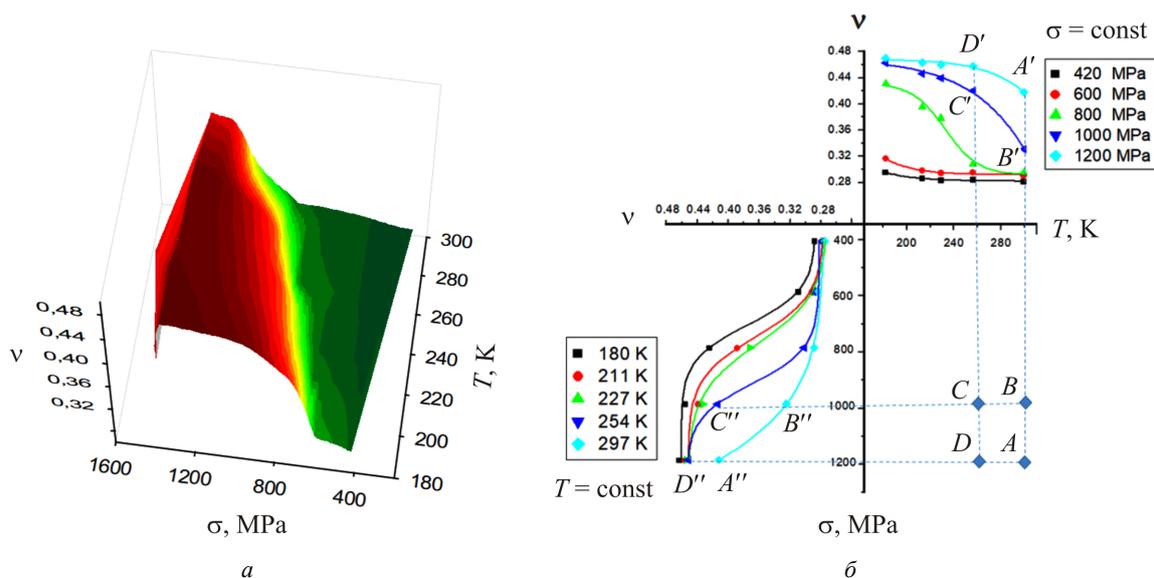


Рис. 5. (а) Представление коэффициента поперечной деформации в виде поверхности $v = f(T, \sigma)$; (б) проекции поверхности на координатные плоскости: (v, T) – зависимости при постоянном напряжении; (v, σ) – зависимости при постоянной температуре; (σ, T) – экспериментальные условия

Fig. 5. (a) Representation of the transverse strain coefficient in the form of a surface $v = f(T, \sigma)$; (b) projections of the surface onto the coordinate planes: (v, T) – dependences at a constant stress; (v, σ) – dependences at constant temperature; (σ, T) – experimental conditions

компонент тензора дисторсии появляются стабильные максимумы, амплитуда которых в 3...5 раз превышает средний уровень. Их появление 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. Важно, что такие стабильные максимумы появлялись 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 Fe–Cr–Ni-сплава при температуре испытаний $T = 254$ К. Диаграмма нагружения такого сплава имеет также протяженную стадию линейного упрочнения. Вязкое разрушение сопровождалось образованием шейки. Характер полей деформаций на стадии линейного деформационного упрочнения представлял собой пространственно-периодические распределения локальных сдвигов и поворотов с одинаковыми пространственными периодами $\lambda = 4,5 \pm 0,5$ мм, причем, максимумы ϵ_{xy} и ω_z синхронно перемещались с постоянной скоростью. Как и при деформировании сплава при комнатной температуре, по мере приближения к разрушению периодические распределения локальных деформаций распались. Важно, что нарушение пространственной периодичности произошло задолго до

начала образования шейки разрушения. Высокоамплитудные максимумы вблизи неподвижного захвата зафиксированы при $\epsilon_{tot} > 0,38$, а спад деформирующих напряжений обнаружен только при $\epsilon_{tot} = 0,42$.

Анализ распределений локальных удлинений ϵ_{xx} в исследуемом сплаве при разных температурах подробно представлен в [20; 21]. Следует отметить, что распределения продольной ϵ_{xx} и поперечной ϵ_{yy} компонент тензора пластической дисторсии на площадке текучести и на участке с упрочнением также различны и синхронны с максимумами распределений сдвиговой ϵ_{xy} и ротационной ω_z компонент. На стадии линейного деформационного упрочнения распределения компонент локальных удлинений ϵ_{xx} и локальных сужений ϵ_{yy} приобретают также четко выраженную периодичность. Отношение численных значений компонент поперечной деформации ϵ_{yy} к продольному удлинению ϵ_{xx} на разных стадиях пластического течения позволило рассчитать величину коэффициента поперечной деформации v , как описано выше. Анализ распределений локальных деформаций показал, что при растяжении образцов Fe–Cr–Ni-сплава при комнатной температуре значение коэффициента поперечной деформации v за пределом упругой деформации увеличивалось от начального значения $v \approx 0,29$ до $v \approx 0,42$ на пределе прочности. В условиях развития шейки коэффициент v уменьшался до значения $v \approx 0,38$. Чтобы сделать наглядной зависимость коэффициента поперечной деформации от уровня приложенных напряжений и температуры, имеет смысл построить трёхмерный график с координатными осями: $x = T$, $y = \sigma$, $z = v$ (рис. 5, а).

Линии пересечения этой поверхности с плоскостями $y = \text{const}$ и $x = \text{const}$ соответствуют зависимости коэффициента поперечной деформации от температуры и напряжения. Область изменения условий в эксперименте (σ и T) можно изобразить на плоскости $z = \text{const}$ (точки A, B, C, D на рис. 5, b). Проецирование сечений на координатные плоскости, а затем поворот этих плоскостей вокруг осей x и y (рис. 5, b) является удобным способом построения физической корреляции кривых $\nu(T)$ и $\sigma(\nu)$. Например, точки D' и A' для уровня напряжений 1200 МПа и точки C' и B' для уровня напряжений $\sigma = 1000$ МПа на плоскости $\nu(T)$ переходят на плоскости $\sigma(\nu)$ в точки D'' и C'' для температуры 254 К и точки A'' и B'' для температуры $T = 297$ К. Следует отметить, что на рис. 5, b , ось напряжений ограничена значением, равным пределу прочности.

На рис. 5, a , поверхность (ν, T, σ) не является плоской, и зависимость изменения коэффициента поперечной деформации от уровня приложенных напряжений и температуры $\nu(\sigma, T)$ имеет немонотонный характер и позволяет выделить стадии локализованной пластичности, коррелирующие с коэффициентом деформационного упрочнения (рис. 4, a). Наличие четырёх стадий изменения коэффициента деформационного упрочнения с ростом общей деформации метастабильных аустенитных сталей связано как с различной скоростью α' -мартенситного превращения, так и плотностью дислокаций в кластерах мартенситной фазы и аустенитной матрице [11]. На зависимости $\nu(\sigma)$ (см. рис. 5) первая стадия, соответствующая начальным участкам пластического течения, характеризуется практически постоянным значением коэффициента ν . На второй стадии наблюдается значительный рост коэффициента ν с ростом напряжений σ , и это соответствует максимальной скорости роста α' -мартенситного превращения. На третьей стадии зависимости $\nu(\sigma)$ коэффициент поперечной деформации достигает максимального значения и выходит на насыщение, как и объёмная доля мартенситной α' -фазы [21]. Далее при образовании и развитии макроскопической шейки, соответствующей четвертой стадии, коэффициент ν снижается за пределом прочности (см. рис. 5, a). Понижение температуры испытаний приводит к количественным изменениям в характере поведения зависимости $\nu(\sigma)$ (см. рис. 4), и это связано с интенсивностью роста объёмной доли α' -мартенситной фазы, что отражается на изменении коэффициента деформационного упрочнения и упругих характеристик и увеличении коэффициента поперечной деформации всего материала.

Таким образом, характер изменения зависимости $\nu(\sigma)$ (см. рис. 5) может свидетельствовать, что в деформируемом образце от предела текучести вплоть до стадии образования шейки более интенсивно изменяются поперечные размеры локальной области пластической деформации, связанные, в первую очередь, с влиянием касательных компонент напряжений. За пределом

прочности замедляются изменения поперечных размеров образца и более интенсивно увеличиваются продольные размеры локальной области, связанные с нормальными напряжениями. Образец под нагрузкой может рассматриваться как открытая система, эволюция которой контролируется как внутренним состоянием, так и притоком энергии извне (от нагружающего устройства). Этот подход придает теории пластичности право и возможности применять понятия и аппарат синергетики (теории неравновесных систем) [30], справедливость которого подтверждается тем, что области локализованной деформации при пластическом течении самоорганизуются на поверхности образца в специфический *паттерн*, морфология которого несет количественную информацию о кинетике пространственно-временной эволюции деформационных процессов [31]. Контроль изменения компонент тензора пластической дилатации с использованием метода спекл-фотографии позволяет оценивать коэффициент поперечной деформации в процессе растяжения. Учитывая, что локализация деформации является важным критерием разрушения материала, и корреляционную связь напряжений при квазистатическом нагружении с коэффициентом поперечной деформации, представляется перспективным использование коэффициента ν , определяемого с высокой точностью оптическим методом, для определения степени дегградации материала.

Заключение

Установлено, что при растяжении образцов Fe–Cr–Ni-сплава в интервале температур испытаний $180 \text{ K} < T < 320 \text{ K}$ независимо от микромеханизмов пластического течения (дислокационное скольжение / мартенситное превращение), начиная с предела текучести и до разрушения, наблюдается макроскопическая неоднородность деформации, фиксируемая методом двухэкспозиционной спекл-фотографии. При этом карты распределений компонент тензора пластической дилатации в виде макроскопических зон локализованной пластичности 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. Перечисленные в настоящей статье факты свидетельствуют о сложном и немонотонном влиянии пластической деформации на коэффициент поперечной деформации. Показано, что зависимость коэффициента поперечной деформации от уровня приложенных напряжений имеет сигмоидальный характер и коррелирует с изменением коэффициента деформационного упрочнения в результате наведенного деформацией γ - α' -фазового превращения в исследуемом сплаве.

Библиографический список

1. Koster W. and Franz H. Poisson's Ratio for Metals and Alloys // *Metal. Rev.* – 1961. – Vol. 6, no. 21. – P. 1–56.
2. Asaro R.J., Lubarda V.A. *Mechanics of Solid Materials.* – Cambridge: Cambridge University Press, 2006. – 860 p.
3. Черкасов И.И. О связи коэффициента Пуассона с пластическими свойствами материала // *ЖТФ.* – 1952. – № 11. – С. 1834–1837.
4. Lakes R.S. Foam Structures with a Negative Poisson's Ratio // *Science.* – 1987. – Vol. 35. – P. 1038–1040.
5. Poissons Ratio and Modern Material / G.N. Greaves, A.L. Greer, R.S. Lakes, T. Rouxel // *Nat. Mater.* – 2011. – Vol. 10. – P. 823–837.
6. Sanditov D.S. The origin of the Poisson ratio of amorphous organic polymers and inorganic glasses // *Pol. Sci. – Ser. A.* – 2016. – Vol. 58 (5). – P. 710–725.
7. Сандитов Д.С. Природа коэффициента Пуассона аморфных полимеров и стёкол и его связь со структурно-чувствительными свойствами // *УФН.* – 2020. – Т. 190. – С. 355–370.
8. Greaves G.N. Poisson's ratio over two centuries: challenging hypotheses // *Notes Rec. R. Soc.* – 2013. – Vol. 67. – P. 37–58.
9. Pelleg J. *Mechanical Properties of Materials.* – Dordrecht: Springer, 2013. – 634 p.
10. Effect of cryogenic deformation on microstructure and mechanical properties of 304 austenitic stainless steel / P. Mallick, N.K. Tewary, S.K. Ghosh, P.P. Chattopadhyay // *Mater. Charact.* – 2017. – Vol. 133. – P. 77–86.
11. Effect of strain rate on the strain induced gamma – alpha'-martensite transformation and mechanical properties of austenitic stainless steels / J. Talonen, P. Nenonen, G. Pape, H. Hanninen // *Metall. Mater. Trans. A.* – 2005. – Vol. 36, no. 2. – P. 421–32.
12. Shin H.C., Ha T.K., Chang Y.W. Kinetics of deformation induced martensitic transformation in a 304 stainless steel // *Scripta Mater.* – 2001. – Vol. 45, no. 7. – P. 823–829.
13. Olson G.B., Cohen M. Kinetics of strain-induced martensitic nucleation // *Metall. Mater. Trans. A.* – 1975. – Vol. 6, no. 4. – P. 791–795.
14. On low-cycle fatigue of austenitic steel. Part I: Changes of Poisson's ratio and elastic anisotropy / V.V. Mishakin, A.V. Gonchar, K.V. Kurashkin, V.A. Klyushnikov, M. Kachanov // *Int. J. Eng. Sci.* – 2021. – Vol. 168. – P. 103567: 1–9.
15. Aifantis E.C. *Gradient Material Mechanics: Perspectives and Prospects* // *Acta Mech.* – 2014. – Vol. 225. – P. 999–1012.
16. Borg U. Strain gradient crystal plasticity effects on flow localization // *Int. J. Plast.* – 2007. – Vol. 23. – P. 1400–1416.
17. Зуев Л.Б., Баранникова С.А. Автоволновая механика пластичности металлов // *Вестник ПНИПУ. Механика.* – 2019. – № 1. – С. 49–63.
18. Zuev L.B. and Barannikova S.A. Autowave physics of material plasticity // *Crystals.* – 2019. – Vol. 9, no. 458. – P. 1–30.
19. Zuev L.B. and Barannikova S.A. Quasi-particle approach to the autowave physics of metal plasticity // *Metals.* – 2020. – Vol. 10. – P. 1–15.
20. Температурная зависимость автоволновых характеристик локализованной пластичности / Л.Б. Зуев, С.А. Баранникова, С.В. Колосов, А.М. Никонова // *ФТТ.* – 2021. – Т. 63, № 1. – С. 48–54.
21. Баранникова С.А., Никонова А.М., Колосов С.В. Деформационное поведение аустенитной нержавеющей стали в интервале температур $143\text{ K} < T < 420\text{ K}$ // *Вестник ПНИПУ. Механика.* – 2021. – № 1. – С. 22–30.
22. Vildeman V.E., Lomakin E.V. and Tretiakova T.V. Yield delay and space-time inhomogeneity of plastic deformation of carbon steel // *Mechan. Solids.* – 2015. – V. 50. – No. 4. – P. 412–420.
23. Nähler P. Theory of solitary plastic waves // *Appl. Phys.* – 1994. – Vol. A58. – No. 1. – pp. 41–58.
24. Упругопластический переход в железе: структурные и термодинамические особенности / О.А. Плехов, О.Б. Наймарк, N. Saintier, T. Palin-Luc // *ЖТФ.* – 2009. – Т. 7, № 8. – С. 56–61.
25. Tretiyakova T., Wildemann V. Study of spatial-time inhomogeneity of inelastic deformation and failure in bodies with concentrators by using the digital image correlation and infrared analysis // *Proc. Str. Integ.* – 2017. – Vol. 5. – P. 318–324.
26. Kinematics of formation and cessation of type B deformation bands during the Portevin-Le Chatelier effect in an AlMg alloy / M.A. Lebyodkin, D.A. Zhemchuzhnikova, T.A. Lebedkina, E.C. Aifantis // *Res. Phys.* 2019. – Vol. 12. – P. 867–869.
27. Intermittent plasticity associated with the spatio-temporal dynamics of deformation bands during creep tests in an Al-Mg polycrystal / A.A. Shibkov, M.F. Gasanov, M.A. Zheltov, A.E. Zolotov, V.I. Ivolgin // *Int. J. Plast.* 2016. – Vol. 8. – P. 37–55.
28. Thermodynamic modeling of the stacking fault energy of austenitic steels / S. Curtze, V.-T. Kuokkala, A. Oikari, J. Talonen, H. Hanninen // *Acta Mater.* – 2011. – Vol. 59. – P. 1068–1076.
29. Twinning and martensite in a 304 austenitic stainless steel / Y.F. Shen, X.X. Li, X. Sun, Y.D. Wang, L. Zuo // *Mat. Sci. Eng. A.* – 2012. – Vol. 552. – P. 514–522.
30. Haken H. *Information and Self-Organization.* – Berlin: Springer, 2006. – 258 p.
31. Зуев Л.Б., Хон Ю.А. Пластическое течение как процесс формирования пространственно-временных структур // *Физич. мезомех.* – 2021. – Т. 24, № 6. – С. 5–14.

References

1. Koster W., Franz H. Poisson's Ratio for Metals and Alloys. *Metallurgical Review*, 1961, vol. 6, no. 21, pp. 1–56.
2. Asaro R.J., Lubarda V.A. *Mechanics of Solid Materials.* Cambridge: Cambridge University Press, 2006, 860 p.
3. Cherkasov I.I. On the relation between Poisson's ratio and plastic properties of the material, *Technical Physics*, 1952, vol. 22, no. 11, pp. 1834–1837.
4. Lakes R.S. Foam Structures with a Negative Poisson's Ratio, *Science*, 1987, vol. 35, pp. 1038–1040.
5. Greaves G.N., Greer A.L., Lakes R.S., Rouxel T. Poissons Ratio and Modern Material, *Nature Materials*, 2011, vol. 10, pp. 823–837.
6. Sanditov D.S. The origin of the Poisson ratio of amorphous organic polymers and inorganic glasses, *Polymer Science – Series A*, 2016, vol. 58 (5), pp. 710–725.
7. Sanditov D.S. Nature of poisson's ratio of amorphous polymers and glasses and its relation to structure-sensitive properties, *Physics-Uspekhi*, 2020, vol. 63 (4), pp. 327–341.
8. Greaves G.N. Poisson's ratio over two centuries: challenging hypotheses, *Notes and Records of the Royal Society of London*, 2013, vol. 67, pp. 37–58.
9. Pelleg J. *Mechanical Properties of Materials.* Dordrecht: Springer, 2013, 634 p.

10. Mallick P., Tewary N.K., Ghosh S.K., Chattopadhyay P.P. Effect of cryogenic deformation on microstructure and mechanical properties of 304 austenitic stainless steel, *Materials Characterization*, 2017, vol. 133, pp. 77–86.
11. Talonen J., Nenonen P., Pape G., Hanninen H. Effect of strain rate on the strain induced $\gamma - \alpha'$ martensite transformation and mechanical properties of austenitic stainless steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, vol. 36, no. 2, pp. 421–32.
12. Shin H.C., Ha T.K., Chang Y.W. Kinetics of deformation induced martensitic transformation in a 304 stainless steel. *Scripta Materialia*, 2001, vol. 45, no. 7, pp. 823–829.
13. Olson G.B., Cohen M. Kinetics of strain-induced martensitic nucleation. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1975, vol. 6, No. 4, pp. 791–795.
14. Mishakin V.V., Gonchar A.V., Kurashkin K.V., Klyushnikov V.A., Kachanov M. On low-cycle fatigue of austenitic steel. Part I: Changes of Poisson's ratio and elastic anisotropy, *International Journal of Engineering Science*, 2021, vol. 168, art. no. 103567, pp. 1–9.
15. Aifantis E.C. Gradient Material Mechanics: Perspectives and Prospects, *Acta Mechanica*, 2014, vol. 225, pp. 999–1012.
16. Borg U. Strain gradient crystal plasticity effects on flow localization, *International Journal of Plasticity*, 2007, vol. 23, pp. 1400–1416.
17. Zuev L.B., Barannikova S.A. Avtovolnovaya mehanika plastichnosti metallov [Autowave mechanics of metal plasticity]. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2019, no.1, pp. 49–63.
18. Zuev L.B., Barannikova S.A. Autowave Physics of Material Plasticity. *Crystals*, 2019, vol. 9, no. 9, pp. 458–488.
19. Zuev L.B., Barannikova S.A. Quasi-particle approach to the autowave physics of metal plasticity, *Metals*, 2020, vol. 10, pp. 1–15.
20. Zuev L.B., Barannikova S.A., Kolosov S.V. and Nikonova A.V. Temperature dependence of autowave characteristics of localized plasticity. *Physics of the Solid State*, 2021, vol. 63, no. 1, pp. 47–53.
21. Barannikova S.A., Nikonova A.M., Kolosov S.V. Studying Deformation Behaviors in Austenitic Stainless Steels within a Temperature Range of $143\text{ K} < T < 420\text{ K}$, *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2021, no. 1, pp. 22–30.
22. Vildeman V.E., Lomakin E.V. and Tretiakova T.V. Yield delay and space-time inhomogeneity of plastic deformation of carbon steel. *Mechanics of Solids*, 2015, vol. 50, no. 4, pp. 412–420.
23. Hähner P. Theory of solitary plastic waves. *Applied Physics*, 1994, vol. A58, no. 1, pp. 41–58.
24. Plechov O.A., Naimark O.B., Saintier N., Palin-Luc T. Elastic-plastic transition in iron: structure and thermodynamic features. *Technical Physics*, 2009, vol. 7, no. 8, pp. 56–61.
25. Tret'yakova T., Wildemann V. Study of spatial-time inhomogeneity of inelastic deformation and failure in bodies with concentrators by using the digital image correlation and infrared analysis. *Procedia Structural Integrity*, 2017, vol. 5, pp. 318–324.
26. Lebyodkin M.A., Zhemchuzhnikova D.A., Lebedkina T.A., Aifantis E.C. Kinematics of formation and cessation of type B deformation bands during the Portevin-Le Chatelier effect in an Al-Mg alloy, *Results in Physics*, 2019, vol. 12, pp. 867–869.
27. Shibkov A.A., Gasanov M.F., Zheltov M.A., Zolotov A.E., Ivolgin V.I. Intermittent plasticity associated with the spatio-temporal dynamics of deformation bands during creep tests in an Al-Mg polycrystal. *International Journal of Plasticity*, 2016, vol. 8, pp. 37–55.
28. Curtze S., Kuokkala V.-T., Oikari A., Talonen J., Hänninen H. Thermodynamic modeling of the stacking fault energy of austenitic steels, *Acta Materialia*, 2011, vol. 59, pp. 1068–1076.
29. Shen Y.F., Li X.X., Sun X., Wang Y.D., Zuo L. Twinning and martensite in a 304 austenitic stainless steel, *Materials Science and Engineering A*, 2012, vol. 552, pp. 514–522.
30. Haken H. Information and Self-Organization. Berlin: Springer, 2006, 258 p.
31. Zuev L.B., Khon Y.A. Plastic Flow as Spatiotemporal Structure Formation. Part I. Qualitative and Quantitative Patterns, *Physical Mesomechanics*, 2022, vol. 25 (2), pp. 103–110.

Финансирование. Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда № 22-29-01608.

Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Financing. This work was supported by the Russian Science Foundation, grant no. 22-29-01608.

Conflict of interest. The authors declare no conflict of interest.