

Оригинальная статья

УДК 669:539.381.296

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-3(45)-72-80

**ИССЛЕДОВАНИЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В РЕЖИМЕ
ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕДНО-НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА**

© 2023 г. С. А. Баранникова, М. В. Надежкин, С. В. Колосов,
М. В. Перовская, П. В. Исакова

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (Россия, 634050, Томск, пр. Академический, 2/4)

Аннотация. Исследована стадийность и кинетика развития очагов локализованной пластической деформации в поликристаллическом медно-никелевом сплаве МНМц40-1,5 в температурном интервале 173 – 297 К. В настоящее время медно-никелевые сплавы используются в различных отраслях промышленности в силу того, что обладают высокими антикоррозионными свойствами и имеют хорошую пластичность. Ранее локализация пластического течения при примесном упрочнении материалов с применением основных положений автоволновых моделей пластичности практически не исследовалась. Известно, что локализация пластического течения нередко является причиной разрушения материалов в ходе технологических процессов, связанных с большими пластическими деформациями. Для выявления характера эволюции автоволн локализованной пластичности в образцах методом двухэкспозиционной спекл-фотографии исследовали пространственно-временные распределения локальных деформаций непосредственно в процессе растяжения через каждые 0,2 % общей деформации. Диаграммы растяжения в исследуемом температурном интервале относятся к диаграммам параболического типа. Показано, что температурные зависимости механических свойств свидетельствуют о высоком уровне прочности и пластичности отожженного сплава при сравнительно низких температурах. Данные анализа дифракции обратно рассеянных электронов показали, что после отжига в текстуре сплава отмечается более 80 % кубической составляющей. Наблюдаемые картины распределений локализованной деформации содержат важную информацию о характере пластического течения. Формы наблюдаемых при пластической деформации картин локализации однозначным образом соответствуют действующим на разных стадиях законам деформационного упрочнения. Выявлено изменение пространственного периода и скорости автоволн локализации пластической деформации при понижении температуры.

Ключевые слова: пластическая деформация, локализация, поликристаллы, медно-никелевые сплавы, деформационное упрочнение

Благодарности. Исследования выполнены с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

Финансирование. Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0011.

Для цитирования: Баранникова С.А., Надежкин М.В., Колосов С.В., Перовская М.В., Исакова П.В. Исследование локализации пластического течения в режиме холодной деформации медно-никелевого сплава // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023. № 3 (45). С. 72 – 80. [http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-3\(45\)-72-80](http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-3(45)-72-80)

Original article

**STUDY OF LOCALIZED PLASTIC FLOW IN IN COLD DEFORMATION
MODE OF COPPER-NICKEL ALLOY**

© 2023 S. A. Barannikova, M. V. Nadezhkin, S. V. Kolosov,
M. V. Perovskaya, P. V. Iskhakova

Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
(2/4 Akademicheskii Ave., Tomsk, 634055, Russian Federation)

Abstract. The stages and kinetics of development of sites of localized plastic deformation in the polycrystalline copper-nickel alloy Cu-40 %Ni-1.5%Mn in the temperature range 173 – 297 K have been studied. Currently, copper-nickel alloys are used in various industries due to the fact that they have high anti-corrosion properties and have good ductility. Previously, the localization of plastic flow during impurity strengthening of materials using the basic principles of autowave plasticity models was practically not studied. It is known that localization of plastic flow is often the cause of destruction of materials during technological processes associated with large plastic deformations. To identify the nature of the evolution of autowaves of localized plasticity in samples, the spatiotemporal distributions of local strains directly during the stretching process were studied using two-exposure speckle photography every 0.2 % of the total strain. Tension diagrams in the temperature range under study are parabolic type diagrams. It has been shown that the temperature dependences of the mechanical properties indicate a high level of strength and ductility of the annealed alloy at relatively low temperatures. Data from backscattered electron diffraction analysis showed that after annealing, more than 80 % of the cubic component is observed in the alloy texture. The observed patterns of localized deformation distributions contain important information about the nature of plastic flow. The shapes of the localization patterns observed during plastic deformation unambiguously correspond to the laws of work hardening operating at different stages. A change in the spatial period and speed of autowaves localizing plastic deformation with decreasing temperature was revealed.

Keywords: plastic deformation, localization, polycrystals, copper-nickel alloys, strain hardening

Acknowledgements. The investigations have been carried out using the equipment of Share Use Centre “Nanotech” of the ISPMS SB RAS.

Funding. The work was performed within the framework of the state task of the Institute of Strength Physics and Materials Science, SB RAS, projects FWRW-2021-0011.

For citation: Barannikova S.A., Nadezhkin M.V., Kolosov S.V., Perovskaya M.V., Iskhakova P.V. Study of localized plastic flow in in cold deformation mode of copper-nickel alloy. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2022, no. 3 (45), pp. 72 – 80. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-3\(45\)-72-80](http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-3(45)-72-80)

Введение

Анализ научной литературы [1 – 4], посвященной проблемам физики пластичности, показал, что создание современной теории, способной адекватно описывать большинство из разнообразных аспектов этого явления, до сих пор представляет собой сложную задачу. История исследований этого явления насчитывает уже более двухсот лет, но к настоящему времени выяснились только главные причины трудностей ее решения.

В конце 80-х годов в развитии теории пластичности начали применять синергетические принципы самоорганизации [5, 6]. Корректность взглядов на пластическое течение как на самоорганизацию структуры деформируемой среды подтверждалась тем, что:

- пластически деформируемая система является открытой в термодинамическом смысле, так как пластическая деформация осуществляется под внешним силовым воздействием;

- из-за наличия различных решеточных дефектов и создаваемых ими внутренних напряжений пластически деформируемая среда является нелинейной;

- поскольку дефекты и их ансамбли служат концентраторами упругих напряжений, то пластически деформируемая среда, содержащая распределенные по объему источники потенциальной энергии деформации, может рассматриваться как активная.

В работе [7] показано, что подобные идеи способны обеспечить возможность использовать термодинамику неравновесных систем (синергетику) применительно к проблеме пластичности. Проведенный анализ показал, что открытая нелинейная система принципиально склонна к генерации различных процессов локализации (автоволн) [8]. Действительно, как показано экспериментально [9 – 13], в пластически деформированной среде локализацию деформации удалось наблюдать на всех масштабных уровнях.

Основное представление о природе пластичности состоит в учете того обстоятельства, что явления пластического течения реализуются в деформируемой среде в первую очередь в местах локализации пластических деформаций, сопровождающих процесс пластического течения от зарождения пластичности до разрушения [14 – 18]. Наблюдаемая картина распределения локализованной деформации содержит важную информацию о характере пластического течения, занимая на шкале масштабов деформационных явлений место, промежуточное между макроскопической и микроскопической картиной деформируемого образца. Известно [17], что локализация пластического течения нередко является причиной разрушения материалов в ходе технологических процессов, связанных с большими пластическими деформациями.

Настоящая работа посвящена изучению стабильности и локализации пластического течения медно-никелевого сплава, диаграмма состояния которого характеризуется образованием ГЦК твердого раствора [19]. Ранее локализация пластического течения при примесном упрочнении материалов с применением основных положений автоволновых моделей пластичности практически не исследовалась. В исследованиях предполагается сравнить развитие автоволн локализованной пластичности в одном сплаве при разных температурах испытаний в области отрицательных температур, но с одним и тем же механизмом деформационного упрочнения.

В настоящее время медно-никелевые сплавы используются в различных отраслях промышленности в силу того, что они обладают высокими антикоррозионными свойствами и имеют хорошую пластичность [20]. В этих сплавах удается сохранить немагнитное состояние при $T = 77$ К и достичь существенного упрочнения. Из медно-никелевых сплавов изготавливают детали ответственного назначения для теплообменных аппаратов, приборов и других устройств. Именно поэтому к этим сплавам предъявляются жесткие требования как по химическому составу, так и по эксплуатационным свойствам [21 – 23].

Методы и материалы исследования

Изучались автоволновые закономерности локализации пластической деформации в сплаве системы Cu – Ni. Промышленный константан [20] (в России маркируется МНМц-40-1,5), раскисленный ферромарганцем, содержит 56,1 – 60 % Cu; 39 – 41 % Ni + Co; 1 – 2 % Mn; до 0,5 % Fe; до 0,1 % C; до 0,1 % Si; до 0,9 % примесей.

Образцы для механических испытаний в форме двусторонней лопатки с рабочей частью $50 \times 10 \times 2$ мм штамповали из прокатанных листов

и подвергали рекристаллизационному отжигу в течение 1,5 ч при $T = 950$ °С с последующим охлаждением в печи СНВЭ – 1.3.1/16 И4. Методика приготовления металлографического шлифа включала механическую шлифовку и полировку. Границы зерен выявляли травлением реактивом 50 мл HCl + 10 г FeCl₃ + 50 мл H₂O. Микроструктурный анализ образцов проводили на растровом электронном микроскопе LEO EVO 50, оборудованном приставками INCAx-act Oxford Instruments для энергодисперсионного анализа и Nordlys Oxford Instruments HKL Technology для анализа дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). При проведении EBSD-анализа шаг сканирования поверхности варьировали от 0,3 до 0,5 мкм.

Материал в рекристаллизованном состоянии представляет собой однофазный ГЦК сплав и имеет полиэдрическую зеренную структуру со средним размером зерна 115 ± 19 мкм. Результаты EBSD-анализа показали (рис. 1), что доля рекристаллизованной структуры составляет 94 – 95 %, а доля большеугловых границ 90 – 91 %.

Кубическая текстура после высокой степени холодной прокатки и рекристаллизационного отжига образуется только в тех металлах и сплавах с ГЦК решеткой, которые имеют достаточно высокие значения энергии дефекта упаковки. В работах [22, 23] рассматривается текстурообразование в сплавах Cu – 45 % Ni (ат.), Cu – 44 % Ni – 1 % Mn (по массе), близких по составу к константану US стандарта C-72150. Показано, что в процессе отжига при температурах 950 – 1200 °С в этих сплавах формируется биаксиальная кубическая текстура с объемной долей кубических зерен более 90 %. Данные EBSD-анализа показали (рис. 1), что после отжига в текстуре сплава МНМц40-1,5 отмечается более 80 % кубической составляющей, с объемной долей зерен, имеющих ориентацию {001}<100>. На изображениях обратных полюсных фигур во всех направлениях кристалла видна высокая полюсная плотность, что свидетельствует о наличии выраженной текстуры прокатки в материале. Выраженность пиков указывает на преобладание кристаллографических механизмов деформации.

Механические испытания на одноосное растяжение при комнатной температуре со скоростью $1,2 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹ плоских образцов сочетали с регистрацией и анализом картин локализованной пластичности, как и в работах [14 – 18], начиная с предела текучести периодичностью 15 с (через 0,2 % общей деформации). Методика регистрации и расшифровки спеклограмм, основанная на использовании двухэкспозиционной спекл-фотографии, позволяет восстанавливать

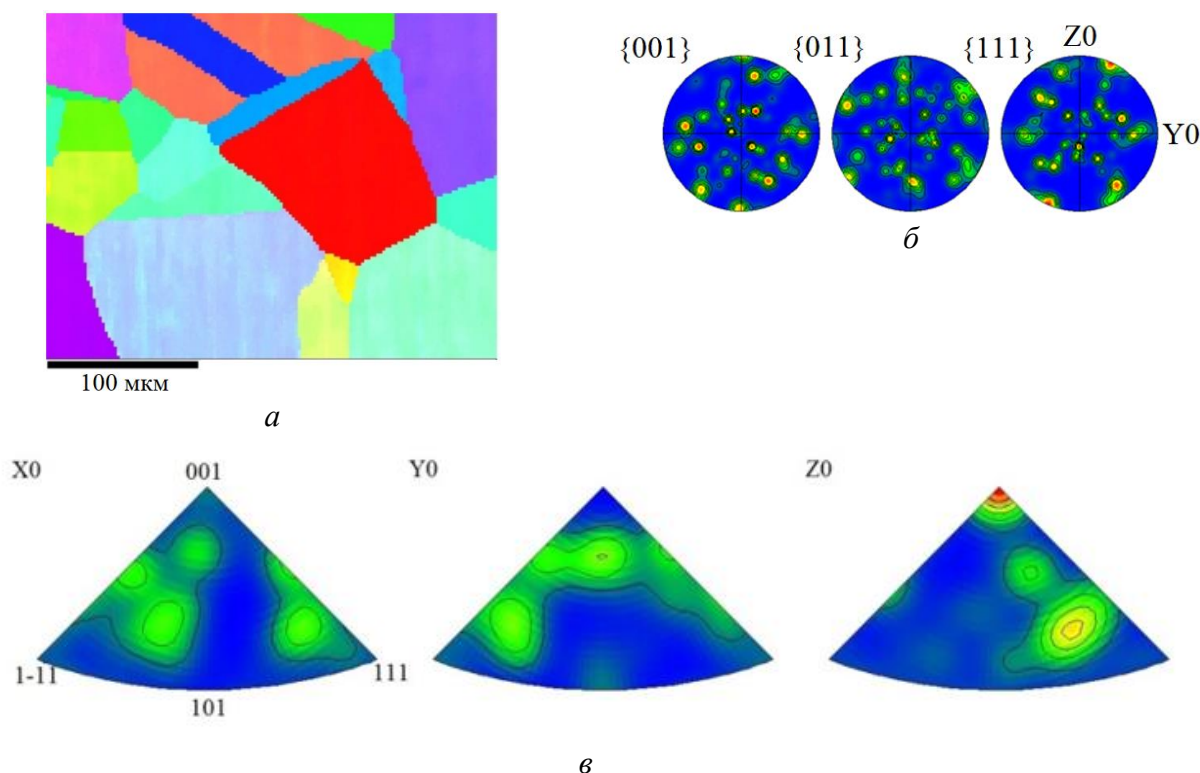


Рис. 1. Результаты EBSD-анализа сплава Cu – 40 % Ni – 1,5 % Mn после отжига (направления деформации X0, поперечного направления Y0, нормального направления Z0):

a – зеренная структура; *б* и *в* – прямые и обратные полюсные фигуры;

Fig. 1. Results of the EBSD analysis of the Cu – 40 % Ni – 1,5 % Mn alloy after annealing: grain structure (*a*), direct (*б*) and inverse (*в*) pole figures; strain direction X0, transverse direction Y0, normal direction Z0

поле векторов смещения и вычислять компоненты тензора пластической дисторсии, что существенно обогащает информацию о закономерностях пластического течения. Детали и возможности такой методики описаны в работе [17].

Основные результаты и обсуждение

Для расширения представлений о характере локализации пластического течения в ГЦК

сплавах исследовали пластическую деформацию медно-никелевого сплава в режиме холодной деформации. На рис. 2, *a* приведен пример деформационных кривых, общий вид которых характерен для твердых растворов. Диаграммы растяжения качественно подобны в исследуемом температурном интервале и относятся к диаграммам параболического типа. Однако применение логарифмического приема [24] поз-

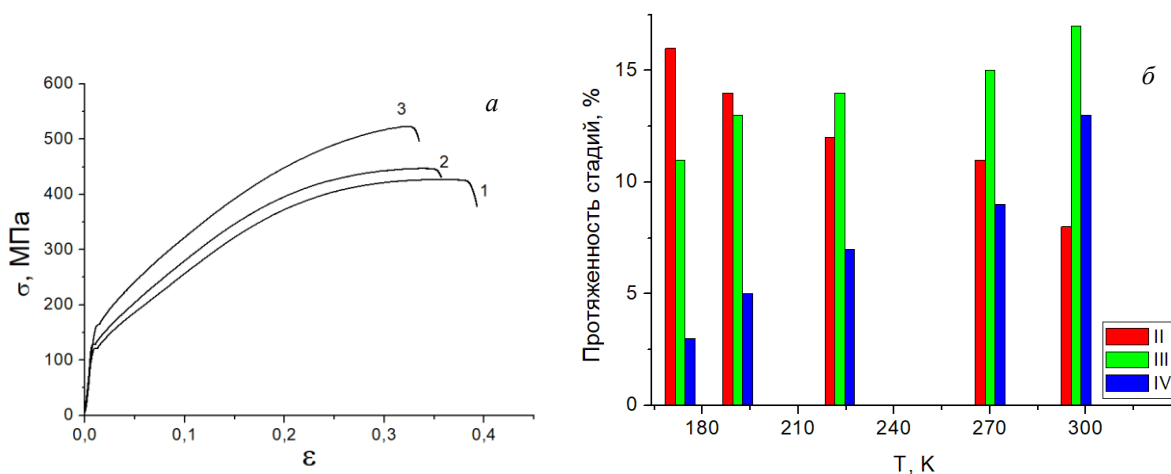


Рис. 2. Диаграммы растяжения (*a*) сплава Cu – 40 % Ni – 1,5 % Mn для $T = 297$ К (1), $T = 270$ К (2), $T = 191$ К (3) и продолжительность стадий деформационного упрочнения (*б*) для линейного упрочнения (II), параболического упрочнения (III), стадии предразрушения (IV)

Fig. 2. The tensile diagrams of the Cu – 40 % Ni – 1,5 % Mn alloy for different temperatures (*a*) ($T = 297$ К (1), $T = 270$ К (2), $T = 191$ К (3)) and the duration of the stages of strain hardening (*б*) (linear work hardening (II), parabolic work hardening (III), pre-failure stage (IV))

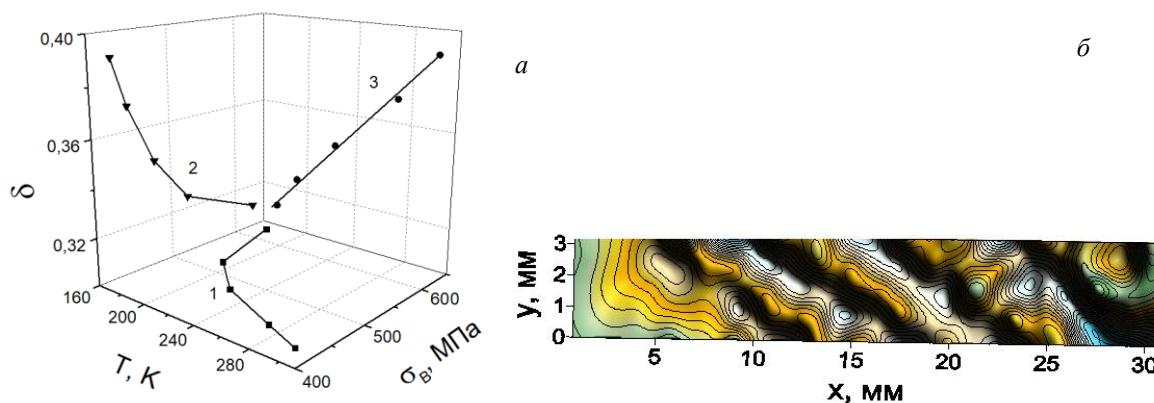


Рис. 3. Температурные зависимости предела прочности σ_B и пластичности δ (а), а также карта распределений локальных деформаций (б) в образце сплава Cu – 40 % Ni – 1,5 % Mn

Fig. 3. Temperature dependences of the ultimate strength σ_B and ductility δ (a) and map of local strain distributions (б) in the sample Cu – 40 % Ni – 1,5 % Mn

волило выявить многостадийность деформационного процесса. Так, первый участок может интерпретироваться как линейная стадия (II), где в уравнении Людвига-Холломона показатель упрочнения близок к единице. Два других участка представляют собой две различающиеся стадии параболического деформационного упрочнения (III) с показателем упрочнения, близким к 0,5, и стадии предразрушения с показателем упрочнения менее 0,5. Подобная стадийность пластической деформации связана со сменой дислокационной структуры. Исследование отожженных и деформированных образцов с помощью просвечивающей электронной микроскопии показали [19], что в сплаве Cu – Ni с началом деформации формируется ячеистая дислокационная структура, а затем с ростом деформации переходящая в разориентированную ячеистую и в разориентированную полосовую.

С понижением температуры испытаний протяженность стадии линейного деформационного упрочнения увеличивается, в то время как продолжительность стадий параболического деформационного упрочнения и предразрушения уменьшается (рис. 2, б). На рис. 3, а показано влияние температуры на предел прочности σ_B (кривая 1) и относительное удлинение до разрыва δ (кривая 3). Температурные зависимости механических свойств (рис. 3, а, кривая 2) свидетельствуют о высоком уровне прочности и пластичности отожженного сплава при сравнительно низких температурах.

Регистрация и анализ полей смещений в исследуемом сплаве показали, что зоны макролокализации отчетливо выявляются при рассмотрении распределений полутоновой картины локальных удлинений (рис. 3, б). Для исследования кинетики процесса эволюции картин макролокализации использовали зависимости координат очагов в образце X от деформации ϵ или

времени t (при активном растяжении $\epsilon \sim t$). На рис. 4 они приведены для процесса деформирования константана при $T = 191$ K. Ясно выделяются два временных интервала, когда типы картин локализации деформации резко отличаются. На участке линейного деформационного упрочнения четыре эквидистантно расположенных очага деформации движутся с практически постоянными скоростями, то есть наблюдаемая картина имеет признаки волнового процесса с длиной волны $\lambda = 6,5 \pm 0,5$ мм и скоростью распространения $V_{aw} = 4,8 \cdot 10^{-5}$ м/с. На стадии параболического деформационного упрочнения наблюдается неподвижная пространственно-периодическая структура с почти той же характерной длиной волны $7 \pm 0,5$ мм.

Смена волновой картины локализации стационарным пространственно-периодическим распределением очагов деформации происходила

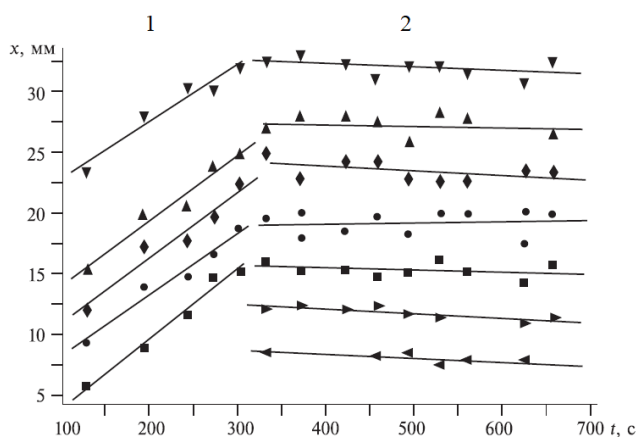


Рис. 4. Эволюция распределений очагов локальных удлинений на стадиях линейного (1) и параболического (2) деформационного упрочнения при растяжении сплава Cu – 40 % Ni – 1,5 % Mn для $T = 191$ K

Fig. 4. Evolution of distributions of local elongation sites at the stages of linear (1) and parabolic strain hardening during tension of Cu – 40 % Ni – 1,5 % Mn alloy for $T = 191$ K

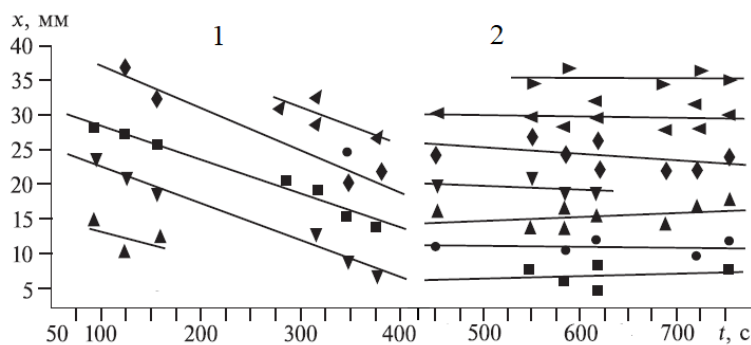


Рис. 5. Эволюция распределений очагов локальных удлинений на стадиях линейного (1) и параболического (2) упрочнения при растяжении сплава Cu – 40 % Ni – 1,5 % Mn при $T = 270$ K

Fig. 5. Evolution of distributions of local elongation sites at the stages of linear (1) and parabolic (2) strain hardening during tension of the Cu – 40 % Ni – 1,5 % Mn alloy for $T = 270$ K

при активном растяжении константана и при температуре $T = 270$ K (рис. 5). В этом случае также наблюдалось соответствие типов локализации стадиям деформационного упрочнения. На участке линейного деформационного упрочнения происходит движение эквидистантных очагов локализованной пластичности с длиной волны $\lambda = 5,5 \pm 0,5$ мм и скоростью распространения $V_{aw} = 5,9 \cdot 10^{-5}$ м/с. На стадии параболического деформационного упрочнения наблюдается стационарная система очагов деформации с длиной волны $\lambda \approx 6 \pm 0,5$ мм.

Для сравнения были проведены исследования локализации пластического течения при растяжении константана при комнатной температуре. Исследование положений очагов локализации деформирования показали, что в пределах стадии линейного упрочнения наблюдается волновой деформационный процесс с параметрами $\lambda = 4 \pm 0,5$ мм и $V_{aw} = 7,3 \cdot 10^{-5}$ м/с (рис. 6, а). Затем на стадии параболического деформационного упрочнения формируется стационарная система эквидистантных очагов деформации с пространственным периодом $\lambda \approx 4,5$ мм (рис. 6, б).

Таким образом, картины макроскопической локализации пластического течения, наблюдаемые в поликристаллах ГЦК твердых растворов на примере промышленного константана, не отличаются принципиально от картин, характерных для поликристаллов, относящихся к другим кристаллическим решеткам [17].

Данные о скоростях распространения фазовых автоволн локализованной пластичности на стадиях линейного деформационного упрочнения константана и соответствующих коэффициентов деформационного упрочнения позволили показать, что при пониженных температурах скорость распространения автоволн локализованной пластичности также обратно пропорциональна коэффициенту деформационного упрочнения [25]. Аналогичное соотношение было найдено ранее в исследованиях автоволновой пластичности материалов при 300 K [17]. Таким образом, измеренные для низких температур скорости автоволн локализованной пластичности укладываются на обобщенный график зависимости скорости от коэффициента деформационного упрочнения.

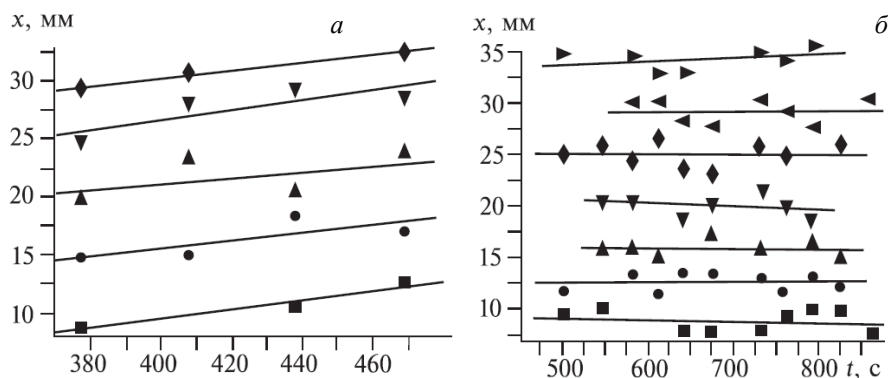


Рис. 6. Эволюция распределений очагов локальных удлинений на стадиях линейного (а) и параболического (б) упрочнения при растяжении сплава Cu – 40 % Ni – 1,5 % Mn при $T = 297$ K

Fig. 6. Evolution of distributions of local elongation sites at the stages of linear (a) and parabolic (б) strain hardening during tension of the Cu – 40 % Ni – 1,5 % Mn alloy for $T = 297$ K

Выводы

Исследование картин локализации пластической деформации при растяжении листового сплава Cu – 40 % Ni – 1,5 % Mn с использованием метода спекл-фотографии позволило установить следующее:

- макроскопическая локализация пластической деформации наблюдается в исследованном температурном интервале 173 – 297 К на протяжении всего процесса нагружения от начала пластической деформации на пределе текучести и до разрушения образца. В процессе пластического течения макролокализация может приобретать различные формы;

- формы наблюдаемых при пластической деформации картин локализации однозначным образом соответствуют действующим на разных стадиях законам деформационного упрочнения и меняются вместе со сменой последнего;

- режим холодной деформации при испытании и микромеханизм реализации пластического течения слабо влияют на характер эволюции картин локализации деформации. Понижение температуры приводит к увеличению пространственного периода распределений локальных деформаций и уменьшению скорости распространения автоволн локализованной пластичности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kuhlmann-Wilsdorf D. The low energetic structures theory of solid plasticity. In: Dislocations in Solids. Amsterdam, Boston: Elsevier, 2002. P. 213–338.
2. Argon A. Strengthening Mechanisms in Crystal Plasticity. Oxford: University Press, 2008. 404 p.
3. Судзуки Т., Ёсинага Х., Такеути С. Динамика дислокаций и пластичность. Москва: Мир, 1989. 294 с.
4. Hull D., Bacon D.J. Introduction in Dislocations. Oxford: Elsevier, 2011. 242 p.
5. Davydov V.A., Davydov N.V., Morozov V.G., Stolyarov M.N., Yamaguchi T. Autowaves in moving excitable media // Journal of Physics Condensed Matter. 2004. Vol. 7. No. 3(39). P. 565–578. <http://dx.doi.org/10.5488/CMP.7.3.565>
6. Othmer H.G. The dynamics of forced excitable systems. In: Nonlinear Wave Processes in Excitable Media. New York: Plenum Press, 1991. P. 213–231.
7. Asharia A., Beaudoin A., Miller R. New perspectives in plasticity theory: dislocation nucleation, waves, and partial continuity of plastic strain rate // Mathematics and Mechanics of Solids. 2008. Vol. 13. No. 2. P. 292–315. <http://dx.doi.org/10.1177/1081286507086903>
8. Krinsky V.I. Self-organization: autowaves and structures far from equilibrium. Berlin: Springer-Verlag, 1984. 270 p.
9. McDonald R.J., Efstathiou C., Kurath P. The wavelike plastic deformation of single crystal copper // Journal of Engineering Materials and Technology. 2009. Vol. 131. No. 3. P. 7–13. <http://dx.doi.org/10.1115/1.3120410>
10. Zbib H.M., de la Rubia T.D. A multiscale model of plasticity // International Journal of Plasticity. 2002. Vol. 18. No. 9. P. 1133–1163. [http://dx.doi.org/10.1016/S0749-6419\(01\)00044-4](http://dx.doi.org/10.1016/S0749-6419(01)00044-4)
11. Ohashi T., Kawamukai M., Zbib H. A multiscale approach for modeling scale-dependent yield stress in polycrystalline metals // International Journal of Plasticity. 2007. Vol. 23. No. 5. P. 897–914. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2006.10.002>
12. Vildeman V.E., Lomakin E.V., Tretiakova T.V. Yield delay and space-time inhomogeneity of plastic deformation of carbon steel // Mechanics of Solids. 2015. Vol. 50. No. 4. P. 412–420.
13. Kobelev N.P., Lebyodkin M.A., Lebedkina T.A. Role of self-organization of dislocations in the onset and kinetics of macroscopic plastic instability // Metallurgical and Materials Transactions A. 2017. Vol. 48. No. 3. P. 965–974. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-016-3912-x>
14. Barannikova S.A., Nadezhkin M.V. Kinetics of plastic deformation localization bands in polycrystalline nickel // Metals. 2021. Vol. 11. No. 9. Article 1440. <https://doi.org/10.3390/met11091440>
15. Zuev L.B., Barannikova S.A., Maslova O.A. The features of localized plasticity autowaves in solids // Materials Research. 2019. Vol. 22. No. 4. Article 2018-0694. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2018-0694>
16. Баранникова С.А., Косинов Д.А., Зуев Л.Б., Громов В.Е., Коновалов С.В. Влияние водорода на макролокализацию пластической деформации низкоуглеродистой стали // Известия вузов. Черная металлургия. 2016. Т. 59. № 12. С. 891–895. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2016-12-891-895>
17. Зуев Л.Б. Автоволновая пластичность. Локализация и коллективные моды. Москва: Физматлит, 2018. 208 с.
18. Зуев Л.Б., Хон Ю.А. Пластическое течение как процесс формирования пространственно-временных структур. Часть I. Качественные и количественные закономерности // Физическая мезомеханика. 2021.

- T. 24. № 6. С. 5–14. <https://doi.org/10.24412/1683-805X-2021-6-5-14>
19. Shevakin Ju.F., Tsypin M.I. The Curves of plastic flow and deformation strengthening of some solid solution on the basis of copper // *Advanced Performance Materials*. 1997. Vol. 4. P. 233–237. <https://doi.org/10.1023/A:1008655832363>
 20. Смирягин Л.П., Смирягина Н.Л., Белов А.В. Промышленные цветные металлы и сплавы. Москва: Металлургия, 1974. 364 с.
 21. Eder S.J., Grützmacher P.G., Ripoll M. R., Dini D., Gachot C. Effect of temperature on the deformation behavior of copper nickel alloys under sliding // *Materials*. 2021. Vol. 14 (1). P. 60. <https://doi.org/10.3390/ma14010060>
 22. Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Гервасьева И.В., Суаридзе Т.Р., Казанцев В.А. Условия формирования острой кубической текстуры в тонких лентах из сплавов Cu–Ni для высокотемпературных сверхпроводников второго поколения // *Письма в журнал технической физики*. 2015. Т. 41. № 7. С. 73–80.
 23. Tian H., Suo H.L., Mishin O.V., Zhang Y.B., Juul Jensen D., Grivel J.-C. Annealing behavior of a nanostructured Cu–45 at. % Ni alloy // *Journal of Materials Science*. 2013. Vol. 48. P. 4183–4190. <https://doi.org/10.1007/s10853-013-7231-y>
 24. Pelleg J. *Mechanical Properties of Materials*. Dordrecht: Springer, 2013. 634 p.
 25. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Колосов С.В., Никонова А.М. Температурная зависимость автоволновых характеристик локализованной пластичности // *Физика твердого тела*. 2021. Т. 63. № 1. С. 48–54. <https://doi.org/10.21883/FTT.2021.01.50397.169>
 6. Othmer H.G. The dynamics of forced excitable systems. *Nonlinear Wave Processes in Excitable Media*. New York: Plenum Press, 1991, pp. 213–231.
 7. Asharia A., Beaudoin A., Miller R. New perspectives in plasticity theory: dislocation nucleation, waves, and partial continuity of plastic strain rate. *Mathematics and Mechanics of Solids*. 2008, vol. 13, no. 2, pp. 292–315. <http://dx.doi.org/10.1177/1081286507086903>
 8. Krinsky V.I. *Self-Organization: Autowaves and Structures far from Equilibrium*. Berlin: Springer-Verlag, 1984, 270 p.
 9. McDonald R.J., Efstathiou C., Kurath P. The wavelike plastic deformation of single crystal copper. *Journal of Engineering Materials and Technology*. 2009, vol. 131, no. 3, pp. 7–13. <http://dx.doi.org/10.1115/1.3120410>
 10. Zbib H.M., de la Rubia T.D. A multiscale model of plasticity. *International Journal of Plasticity*. 2002, vol. 18, no. 9, pp. 1133–1163. [http://dx.doi.org/10.1016/S0749-6419\(01\)00044-4](http://dx.doi.org/10.1016/S0749-6419(01)00044-4)
 11. Ohashi T., Kawamukai M., Zbib H. A multiscale approach for modeling scale-dependent yield stress in polycrystalline metals. *International Journal of Plasticity*. 2007, vol. 23, no. 5, pp. 897–914. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.2006.10.002>
 12. 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.
 13. Kobelev N.P., Lebyodkin M.A., Lebedkina T.A. Role of self-organization of dislocations in the onset and kinetics of macroscopic plastic instability. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2017, vol. 48, no. 3, pp. 965–974. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-016-3912-x>
 14. Barannikova S.A., Nadezhkin M.V. Kinetics of plastic deformation localization bands in polycrystalline nickel. *Metals*. 2021, vol. 11, no. 9, article 1440. <https://doi.org/10.3390/met11091440>
 15. Zuev L.B., Barannikova S.A., Maslova O.A. The features of localized plasticity autowaves in solids. *Materials Research*. 2019, vol. 22, no. 4, article 2018-0694. <https://doi.org/10.1590/1980-5373-mr-2018-0694>
 16. Barannikova S.A., Kosinov D.A., Zuev L.B., Gromov V.E., Konovalov S.V. Influence of hydrogen on macrolocalization of plastic deformation of low-carbon steel. *Izvestiya. Chernaya metallurgiya*. 2016, vol. 59, no. 12, pp. 891–895. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2016-12-891-895>
 17. Zuev L.B. *Zuev L.B. Autowave plasticity. Localization and collective mods*. Moscow: Fizmatlit, 2018, 208 p. (In Russ.).

REFERENCES

1. Kuhlmann-Wilsdorf D. The low energetic structures theory of solid plasticity. *Dislocations in Solids*. Amsterdam, Boston: Elsevier, 2002, pp. 213–338.
2. Argon A. *Strengthening Mechanisms in Crystal Plasticity*. Oxford: University Press, 2008, 404 p.
3. Suzuki T., Yoshinaga H., Takeuchi S. *Dislocation dynamics and plasticity*. Moscow: Mir, 1989, 294 p. (In Russ.).
4. Hull D., Bacon D.J. *Introduction in Dislocations*. Oxford: Elsevier, 2011, 242 p.
5. Davydov V.A., Davydov N.V., Morozov V.G., Stolyarov M.N., Yamaguchi T. Autowaves in the moving excitable media. *Journal of Physics Condensed Matter*. 2004, vol. 7, no. 3(39), pp. 565–578. <http://dx.doi.org/10.5488/CMP.7.3.565>

18. Zuev L.B., Khon Yu.A. Plastic flow as a process of formation of space-time structures. Part I. Qualitative and quantitative regularities. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2021, vol. 24, no. 6, pp. 5–14. (In Russ.). <https://doi.org/10.24412/1683-805X-2021-6-5-14>
19. Shevakin Ju.F., Tsylin M.I. The Curves of plastic flow and deformation strengthening of some solid solution on the basis of copper. *Advanced Performance Materials*. 1997, vol. 4, pp. 233–237. <https://doi.org/10.1023/A:1008655832363>
20. Smiryagin L.P., Smiryagina N.L., Belov A.V. *Industrial non-ferrous metals and alloys*. Moscow: Metallurgy, 1970, 364 p. (In Russ.).
21. Eder S.J., Grützmacher P.G., Ripoll M.R., Dini D., Gachot C. Effect of temperature on the deformation behavior of copper nickel alloys under sliding // *Materials*. 2021, vol. 14 (1), pp. 60. <https://doi.org/10.3390/ma14010060>
22. Khlebnikova Y.V., Rodionov D.P., Gervas'eva I.V., Suaridze T.R., Kazantsev V.A. Conditions of sharp cube texture formation in thin tapes of Cu-Ni alloys for second-generation high-temperature superconductors. *Technical Physics Letters*. 2015, vol. 41, pp. 341 – 343. <https://doi.org/10.1134/S1063785015040094>
23. Tian H., Suo H.L., Mishin O.V., Zhang Y.B., Juul Jensen D., Grivel J.-C. Annealing behavior of a nanostructured Cu–45 at. % Ni alloy. *Journal of Materials Science*. 2013, vol. 48, pp. 4183–4190. <https://doi.org/10.1007/s10853-013-7231-y>
24. Pelleg J. *Mechanical Properties of Materials*. Dordrecht: Springer, 2013, 634 p.
25. Zuev L.B., Barannikova S.A., Kolosov S.V. and Nikonova A.V. Temperature dependence of auto-wave characteristics of localized plasticity. *Physics of the Solid State*, 2021, vol. 63, no. 1, pp. 47–53. <https://doi.org/10.21883/FTT.2021.01.50397.169>

Сведения об авторах

Светлана Александровна Баранникова, д.ф.-м.н., доцент, ведущий научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
E-mail: bsa@ispms.ru
ORCID 0000-0001-5010-9969

Михаил Владимирович Надежкин, к.т.н., научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
E-mail: mvn@ispms.ru
ORCID 0000-0002-4819-7653

Сергей Васильевич Колосов, к.ф.-м.н., научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

E-mail: svk@ispms.ru
ORCID 0000-0002-5599-9152

Марина Владимировна Перовская, к.т.н., научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
E-mail: mv_perovskaya@inbox.ru
ORCID 0000-0003-2780-6023

Полина Валентиновна Исхакова, младший научный сотрудник лаборатории физики прочности, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
E-mail: iskhakova.polina@gmail.com
ORCID 0000-0001-8256-283X

Information about the authors

Svetlana A. Barannikova, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Leading Researcher, Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
E-mail: bsa@ispms.ru
ORCID 0000-0001-5010-9969

Mikhail V. Nadezhkin, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
E-mail: mvn@ispms.ru
ORCID: 0000-0002-4819-7653

Sergey V. Kolosov, Cand. Sci. (Eng.), Research Associate of the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
E-mail: svk@ispms.ru
ORCID: 0000-0002-5599-9152

Marina V. Perovskaya, Cand. Sci. (Eng.), Researcher at the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: mv_perovskaya@inbox.ru
ORCID: 0000-0003-2780-6023

Polina V. Iskhakova, Junior researcher at the Laboratory of Strength Physics, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
E-mail: iskhakova.polina@gmail.com
ORCID: 0000-0001-8256-283X

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
 The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 04.09.2023
 После доработки 11.09.2023
 Принята к публикации 13.09.2023

Received 04.09.2023
 Revised 11.09.2023
 Accepted 13.09.2023