

07

## Пластическое течение в твердых растворах Cu-Ni как автоволновой процесс

© С.А. Баранникова, Л.Б. Зуев, М.В. Надежкин

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,  
Томск, Россия

E-mail: lbz@ispms.ru

Поступила в Редакцию 22 июня 2022 г.

В окончательной редакции 10 января 2023 г.

Принята к публикации 12 января 2023 г.

Изучено влияние содержания Ni в сплавах Cu-Ni на локализацию пластического течения при одноосном растяжении. Методом спекл-фотографии исследованы закономерности локализации пластической деформации при линейном и параболическом деформационном упрочнении, а также на площадке текучести в зависимости от содержания Ni в твердом растворе. Обнаружено влияние содержания Ni на продолжительность стадий параболического деформационного упрочнения в сплавах разного состава. Установлена зависимость пространственного периода локализации пластической деформации (длины автоволны локализации) от содержания Ni в исследуемых сплавах.

**Ключевые слова:** локализация пластической деформации, автоволны, медно-никелевые сплавы, структура, механические свойства, деформационное и примесное упрочнение.

DOI: 10.21883/FTT.2023.03.54744.412

### 1. Введение

Физика пластического течения твердых тел, несмотря на огромный объем выполненных к настоящему времени исследований, пока далека от своего завершения [1]. Наиболее сложными проблемами, с которыми сталкиваются специалисты, являются природа многомасштабности процессов, характерных для разных аспектов феномена пластичности, и ее описание. Трудно согласовать, например, дислокационный масштаб, задаваемый вектором Бюргера дислокации  $b \approx 10^{-10}$  м, и типичный масштаб локализации деформации  $\sim 10^{-3} - 10^{-2}$  м. Сейчас уже ясно, что эту и многие другие сложности в физике пластичности нельзя понять и объяснить, не принимая во внимание нелинейность, активность и неравновесность деформируемых сред [2,3]. Однако немногочисленные попытки учесть эти свойства значительно усложняли модели и почти не получили развития в существующих подходах к проблеме пластичности.

Определенный прогресс наметился в рамках развиваемого в настоящее время автоволнового подхода к физике пластического течения [4–7]. В его основе лежит гипотеза о том, что пластическая деформация есть макроскопически локализованный процесс самоорганизации ансамбля дефектов, инициированный нелинейностью и активностью неравновесной деформируемой среды. Справедливость этой гипотезы была подтверждена в экспериментах, выполненных на моно- и поликристаллических металлах и сплавах, которые деформируются за счет дислокационного скольжения, двойникования или деформационно-индуцированного фазового превращения [4–7]. В таком подходе эволюциониру-

ющие в ходе деформации системы очагов активного пластического течения интерпретируются как автоволновые процессы (моды), характеризующиеся масштабом  $5 \cdot 10^{-3} \leq \lambda \leq 1.5 \cdot 10^{-2}$  м и скоростью распространения  $10^{-5} \leq V_{aw} \leq 10^{-4}$  м/с. Важно, что моды автоволны меняются вслед за изменениями закона деформационного упрочнения. На основе этих представлений удовлетворительно описываются многие закономерности пластического течения в материалах разной природы [7].

Большая часть базовых для автоволновой теории экспериментов была выполнена ранее в условиях, когда в исследуемом материале менялись только формы действующего закона деформационного упрочнения или механизмы дислокационной деформации [7]. На этом фоне досадным недостатком выглядит почти полное отсутствие данных об автоволновых процессах деформации при разных уровнях примесного упрочнения, тем более, что имеется прямое доказательство существования эффектов, связанное с влиянием атомов внедрения азота на характеристики автоволн пластической деформации в монокристаллах хромоникелевого аустенита [7].

Настоящая работа призвана ликвидировать этот пробел. Она посвящена исследованию характера развития автоволн локализованной пластичности в сплавах, в которых важную роль играет твердорастворное упрочнение [8]. Намеченная цель должна быть достигнута тем, что в исследованиях предполагается сравнить развитие автоволн локализованной пластичности в сплавах с разной степенью примесного упрочнения, но с одним и тем же механизмом деформационного упрочнения.

Таблица 1. Химический состав исследуемых сплавов

Сплав	Обозначение в тексте	Содержание примесей, at.%	
		Ni	Mn
Манганин	1	4.34	16.09
Мельхиор	2	19.61	—
Константан	3	40.04	1.99
Монель	4	64.02	0.3

## 2. Характеристики материалов. Методы исследований

Поставленная цель достигалась изучением автоволновых закономерностей локализации пластической деформации в сплавах системы Cu-Ni, отличающихся друг от друга содержанием Ni в пределах  $\sim 2\text{--}60$  at.% (табл. 1). Как известно [8], в этой системе существует непрерывный ряд ГЦК твердых растворов на основе меди с различными физико-механическими свойствами, но близкой микроструктурой и механизмами упрочнения.

Для аттестации исследуемых сплавов прежде всего была проверена выполнимость в них закона Вегарда [9], предсказывающего линейную связь параметра решетки с содержанием легирующего элемента (Ni). Параметры кристаллической решетки ГЦК твердых растворов определяли на рентгendifрактометре ДРОН-7 (ЦКП „НАНОТЕХ“ ИФПМ СО РАН) с использованием CoK $\alpha$  излучения с точностью  $\sim 10^{-3}$  nm. Сканирование выполняли по точкам с шагом  $0.05^\circ$  (обзорная дифрактограмма) и  $0.02^\circ$  (на дальних углах для уточнения параметра решетки), время накопления в каждой точке 3 и 10 с соответственно, в интервале углов  $2\theta = 20\text{--}160^\circ$ . Фазы индентировались сравнением положений и интенсивностей дифракционных пиков с данными картотеки JCPDS. Данные рис. 1 подтверждают выполнение закона Вегарда для изучаемых сплавов Cu-Ni. При построении этого графика положение точки 1 для сплава 1 с повышенным содержанием Mn было скорректировано расчетным путем в предположении об аддитивности и линейности вкладов размерных эффектов от Ni и Mn [8,9]. Было учтено, что влияние примесей Ni и Mn на параметр решетки Cu противоположно по знаку, так как  $a_{\text{Ni}} < a_{\text{Cu}}$ , но  $a_{\text{Mn}} > a_{\text{Cu}}$ . Полагая соответствующие вклады аддитивными, можно оценить эквивалентную концентрацию примесей для данного сплава, показанную на рис. 1.

Микроструктура сплавов 1–4 контролировалась металлографическим методом на микроскопе Neophot-21. Методика приготовления металлографического шлифа включала механическую шлифовку и полировку. Границы зерен выявлялись травлением реактивом 100 ml 0.4%-го KMnO $_4$  + 10 ml H $_2$ SO $_4$ . Размеры зерен для всех сплавов были близки и составляли от 65 до 110  $\mu\text{m}$ .

Образцы для механических испытаний в форме двусторонней лопатки с рабочей частью  $50 \times 10 \times 2$  mm

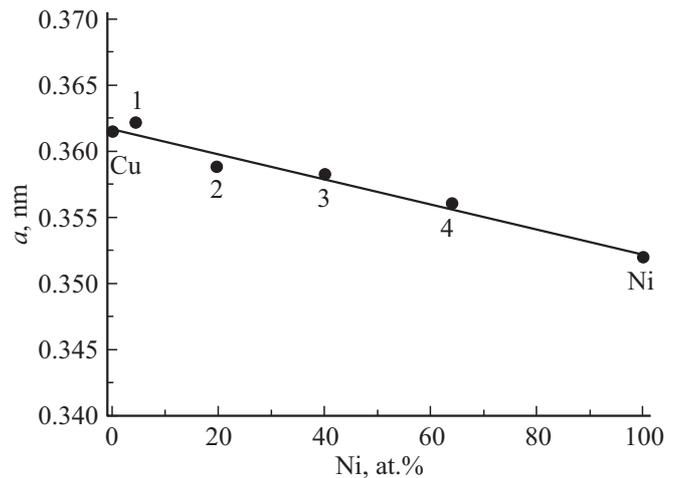


Рис. 1. Зависимость параметра кристаллической решетки  $a$  для сплавов 1–4 от содержания Ni.

штамповались из прокатанных и отожженных листов. Диаграммы пластического течения в координатах напряжение  $\sigma$ –деформация  $\varepsilon$  записывались при одноосном растяжении образцов на испытательной машине Walter + Bai LFM-125 при 300 K и при скорости подвижного захвата 0.2 mm/min, что соответствовало скорости деформации  $6.7 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ .

Данные, представленные на рис. 2 и в табл. 2, показывают, что рост содержания Ni ведет к повышению предела прочности Cu-Ni сплавов почти без снижения их пластичности. Исключением явился сплав 1, в котором содержание Mn выше содержания Ni.

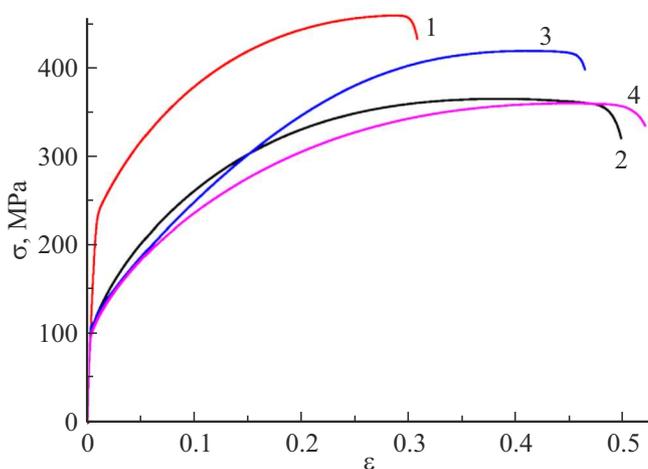
Легирование меняет форму зависимости коэффициента деформационного упрочнения от деформации  $d\sigma/d\varepsilon = \theta(\varepsilon)$ . Общим для всех исследованных сплавов является наличие стадии параболического деформационного упрочнения ( $\theta \sim \varepsilon^{-1/2}$ ) на кривых  $\sigma(\varepsilon)$ . С ростом содержания Ni эта стадия начинается при большей деформации и укорачивается (табл. 2). После стадии параболического деформационного упрочнения на кривых всех сплавов появляется стадия предразрушения, которая предвещает формирование макроскопической шейки разрушения.

Механические испытания сплавов дополнялись *in situ* анализом геометрии паттерна локализованной пластичности, возникающего в образцах при деформации, с использованием лазерного измерительного комплекса ALMEC-tv [10]. Он предназначен для восстановления полей векторов смещений при деформации методами цифровой корреляции изображений (DIC) и цифровой статистической спекл-фотографии (DSSP).

Это позволило регистрировать паттерн локализованной пластичности и следить за развитием зон локализации пластического течения, обрабатывая количественную информацию о распределении компонент тензора пластической дисторсии по деформируемому образцу и их временной эволюции. Для анализа строились

**Таблица 2.** Стадийность пластического течения и механические характеристики исследованных сплавов

Сплав	Продолжительность наблюдаемых стадий деформационного упрочнения			Механические характеристики		
	площадка текучести	линейная	Параболическая	$\sigma_y$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %
Cu	–	0.05–0.2	0.21–0.38	0.4–0.52	$55.0 \pm 2.6$	$310.0 \pm 3.8$
1	–	0.04–0.17	0.18–0.28	$230.0 \pm 3.0$	$462.0 \pm 5.0$	$31.3 \pm 0.3$
2	–	0.04–0.23	0.24–0.35	$85.0 \pm 2.5$	$362.0 \pm 4.0$	$48.0 \pm 2.0$
3	0.04–0.06	0.02–0.3	0.33–0.41	$110.0 \pm 2.0$	$423.0 \pm 4.0$	$47.4 \pm 0.8$
4	–	0.03–0.36	0.37–0.4	$105.0 \pm 2.5$	$363.0 \pm 4.0$	$49.0 \pm 3.2$
Ni	–	–	0.04–0.37	0.38–0.51	$70.0 \pm 2.6$	$460.0 \pm 3.5$

**Рис. 2.** Деформационные кривые сплавов 1–4.

пространственно-временные распределения локальных деформаций (зависимости положения максимумов компоненты локальных удлинений  $\epsilon_{xx}$  от координаты на оси растяжения или от времени). Эти распределения содержат количественную информацию о величинах скоростей движения, пространственных и временных периодах эволюции зон локализации деформации.

Использованная методика дополняет данные о механических свойствах металла геометрией паттерна локализованной пластичности. Это позволяет связать силовые характеристики процесса течения с данными о локализации деформации и глубже понять автоволновую природу пластического течения.

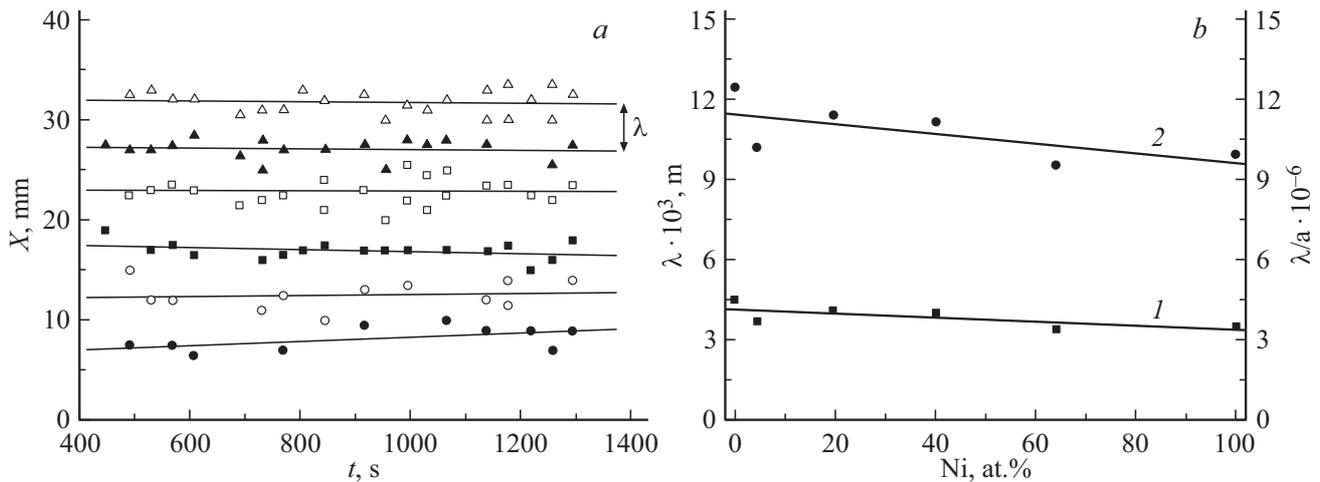
### 3. Автоволновые закономерности пластического течения сплавов Cu-Ni

Из приведенных выше сведений следует, что для выяснения влияния степени легированности сплава на

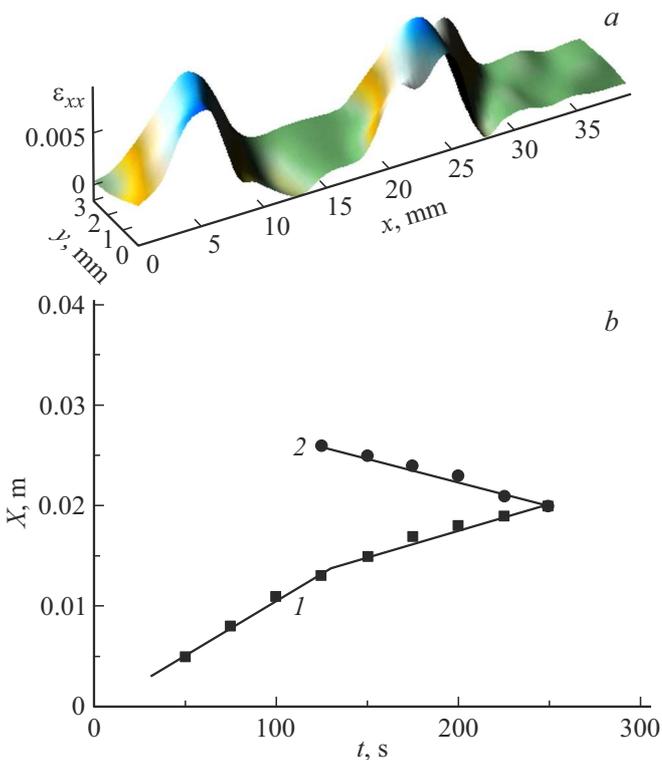
автоволновые параметры его деформации целесообразно сравнить картины, характерные для локализации на стадии параболического деформационного упрочнения, характерной для всех исследуемых сплавов. В ходе проведенных экспериментов выяснилось, что для сплавов 1–4 при деформации в таких условиях распределения компоненты  $\epsilon_{xx}$  по образцу, как показывает рис. 3, а, образуют упорядоченную систему эквидистантно расположенных стационарных очагов локализации, которая характеризуется пространственным периодом (длиной автоволны)  $\lambda = (3-4.5) \pm 1$  мм. В терминах автоволновой теории подобные системы соответствуют стационарным диссипативным структурам. Они обычны для всех материалов, кривая течения которых содержит параболическую стадию [6,7]. Из рис. 3, б следует, что длина автоволны  $\lambda$  в этом случае почти не зависит от содержания Ni, но безразмерная длина автоволны  $\lambda/a$  линейно падает с ростом содержания Ni.

Как ясно из табл. 2, в сплаве 3 перед параболическим упрочнением дополнительно отмечено существование стадий площадки текучести ( $\theta = 0$ ) и линейного деформационного упрочнения ( $\theta = \text{const} > 0$ ). В этих случаях в деформируемой среде генерируются автоволновые моды, отличные от описанных стационарных диссипативных структур, но характерные для таких же стадий деформации других материалов [4,5].

Так на площадке текучести локализация пластического течения проявляется как рождение и расширение полос Людерса, на фронтах которых деформируемая среда необратимо переходит из упругого в пластичное состояние [11]. При наблюдаемой конфигурации полос и фронтов в центральной части образца имеется участок, на котором два фронта Людерса движутся навстречу друг другу (рис. 4, а). Данные о встрече фронтов, полученные из анализа  $X-t$  диаграммы их движения, представленной на рис. 4, б, показывают, что сначала распределения деформационных фронтов соответствуют полосе Людерса (1), зародившейся у



**Рис. 3.** X–t диаграмма распределения локальных удлинений  $\epsilon_{xx}$  на параболической стадии деформационного упрочнения для сплава 1 (a); длина автоволны на этой стадии в сплавах 1–4 (b). Прямая 2 для  $\lambda$ ; прямая 1 для  $\lambda/a$ .



**Рис. 4.** Локализация пластической деформации на площадке текучести для сплава 3: распределение локальных удлинений  $\epsilon_{xx}$  (a); кинетическая диаграмма встречного движения фронтов Людерса (b).

неподвижного захвата испытательной машины. Фронт этой полосы двигался от неподвижного захвата со скоростью  $\sim 5.5 \cdot 10^{-4}$  m/s. Затем около подвижного захвата зародилась вторая полоса Людерса (2). Один из ее фронтов смещался навстречу первому с той же скоростью. При его появлении скорость ранее возник-

шего фронта уменьшилась примерно в два раза. При встрече фронты аннигилировали, и площадка текучести закончилась.

Автоволновые эффекты при деформации сплава 3 на площадке текучести полностью соответствуют закономерностям, установленным для деформации Людерса в железе и никелиде титана и описанным в [12]. В этой работе дано общее объяснение процесса деформации на площадке текучести, который в этом случае связан с развитием автоволны переключения [7], принимающей в таких условиях форму движущегося фронта полосы Людерса.

На стадии линейного деформационного упрочнения в сплаве 3 наблюдалась фазовая автоволна локализованной пластичности с длиной  $\sim 5$  mm и скоростью распространения  $\sim 2 \cdot 10^{-4}$  m/s. Эти характеристики находятся в полном согласии с соответствующими величинами, определенными для других материалов при деформации на стадии линейного деформационного упрочнения.

Таким образом, обнаруженные в сплавах Cu-Ni автоволновые моды локализованной пластичности по своей форме полностью соответствуют модам, наблюдавшимся в других материалах на тех же стадиях упрочнения [4–7]. Различный уровень легирования сплавов 1–4 породил разницу только в количественных характеристиках наблюдаемых автоволн, несмотря на большой диапазон использованных концентраций Ni. Таким образом, эксперименты подтверждают одно из основных положений автоволновой теории пластичности — *Правило соответствия* [6,7], согласно которому каждой форме закона деформационного упрочнения отвечает определенная автоволновая мода пластического течения: *автоволна переключения* на площадке текучести, *фазовая автоволна* и *стационарная диссипативная структура* на стадиях линейного и параболического деформационного упрочнения, соответственно.

Таблица 3. Расчетная и экспериментальная оценки параметра пластичности

Metal	$\chi$	$\theta_D$	$(\lambda V_{aw})^{(calc)}$	$(\lambda V_{aw})^{(exp)}$	$(\lambda V_{aw})^{(calc)} / (\lambda V_{aw})^{(exp)}$
	$\times 10^{10}, m$	К	$\times 10^7 m^2/s$		
Ni	2.03	375	1.6	2.1	0.8
Cu	2.08	315	1.4	3.6	0.4
Al	2.33	394	2.2	2.6	0.8
Mo	2.22	380	1.9	1.2	1.6
Co	2.18	385	1.9	1.3	1.5
Sn	3.75	170	2.5	2.4	1.0
□-Fe	2.02	420	1.8	2.55	0.7
In	2.72	129	0.95	2.6	0.4
Zn	2.08	234	1.0	3.7	0.3
Cd	2.34	120	0.65	0.9	0.7
Mg	2.45	318	1.9	9.9	0.2

#### 4. Автоволновой критерий пластичности для деформации сплавов Cu-Ni

Как было показано в работах [4–7], для фазовых автоволн локализованной пластичности, возникающих на стадии линейного деформационного упрочнения, выполняется инвариантное соотношение

$$\frac{\lambda V_{aw}}{\chi V_t} = \hat{Z} \approx \frac{1}{2}, \quad (1)$$

в котором  $\chi \approx a$  — межплоскостное расстояние деформируемого материала, а  $V_t$  — скорость распространения поперечных ультразвуковых волн в нем. Уравнение (1) связывает характеристики распространения автоволн локализованной пластичности (числитель) с характеристиками упругих волн (знаменатель) и рассматривается как основное уравнение автоволновой теории пластичности [6,7]. Выведенные из уравнения (1) многочисленные следствия качественно и количественно описывают многие закономерности пластического течения [5]. Кроме того, произведение  $(\lambda V_{aw})$  с размерностью  $m^2 \cdot s^{-1}$  характеризует устойчивость деформационного процесса на стадии линейного деформационного упрочнения, на которой зоны пластичности равномерно движутся по образцу, обеспечивая равные деформации во всех его сечениях. Эта величина может служить удобным критерием (показателем) пластичности [7].

Важная роль инварианта (1) в автоволновой теории пластичности требует обсудить возможность его применения для параболической стадии деформационного упрочнения. Сложность связана с тем, что на этой стадии формируется стационарная диссипативная структура, для которой  $V_{aw} = 0$ . Применяя соотношения

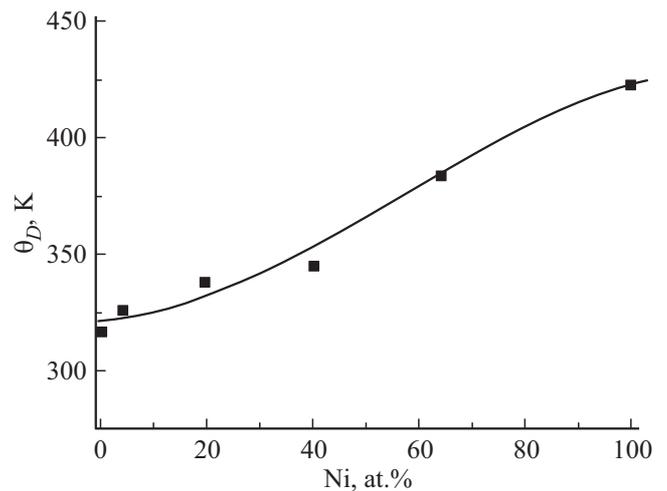


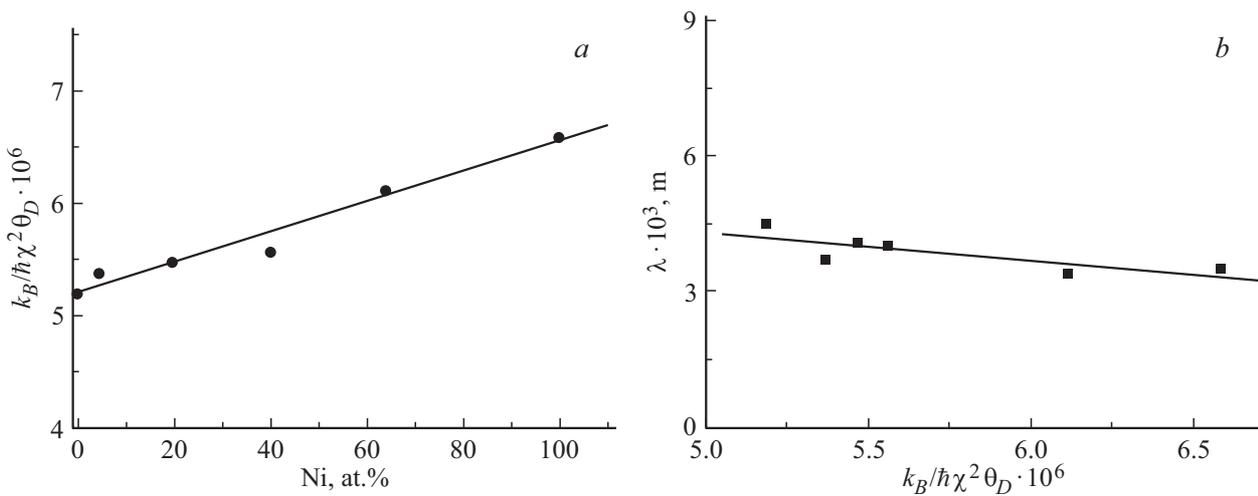
Рис. 5. Зависимость температуры Дебая от содержания Ni в сплавах Cu-Ni (по данным работы [14]).

$V_t \approx 2\chi(\omega_D/2\pi)$  и  $\hbar\omega_D \approx D_B\theta_D$  [13], приведем уравнение (1) к виду

$$(\lambda V_{aw})^{(calc)} \approx \frac{k_B}{2\hbar} \cdot (\chi^2\theta_D). \quad (2)$$

Здесь  $\omega_D$  и  $\theta_D$  — частота Дебая и постоянная Дебая (температура Дебая), а  $k_B$  и  $\hbar = h/2\pi$  — постоянные Больцмана и Планка, соответственно.

Из уравнения (2) следует, что критерий пластичности  $(\lambda V_{aw})$  полностью определяется решеточными характеристиками сплава  $\chi$  и  $\theta_D$ . Этот важный факт допускает прямую проверку, в ходе которой были проведены расчеты по уравнению (2) для ряда металлов с надежно определенными значениями параметра Дебая  $\theta_D$  [13]



**Рис. 6.** К оценке параметра пластичности по соотношению (2). Концентрационная зависимость величины  $k_B/2\hbar \cdot (\chi^2\theta_D)$  (a), зависимость длины автоволны от  $k_B/2\hbar \cdot (\chi^2\theta_D)$  (b).

(табл. 3). Они были сравнены с экспериментально полученными значениями этой величины [7]. Среднее значение отношения вычисленных и экспериментально определенных значений  $(\lambda V_{aw})^{(calc)}/(\lambda V_{aw})^{(exp)}$  составило  $\sim 0.8$ . Такая оценка указывает на возможность применения уравнения (2) для качественных оценок критерия пластичности  $(\lambda V_{aw})$ .

Для оценки влияния концентрации Ni на критерий  $(\lambda V_{aw})$  можно воспользоваться зависимостью величины  $a \approx \chi$  от содержания Ni, экспериментально полученной в настоящей работе (рис. 1), и такой же зависимостью параметра Дебая  $\theta_D$  (рис. 5), взятой из работы [14]. Соответствующий концентрационный ход величины  $k_B/2\hbar \cdot (\chi^2\theta_D)$  в сплавах 1–4 показан на рис. 6, a.

Сопоставим этот результат с зависимостью длины автоволны от содержания Ni в сплаве (рис. 3, b), как показано на рис. 6, b.

Тогда, используя уравнение (2), можно формально ввести эффективную скорость автоволны локализованной пластичности для стадии параболического деформационного упрочнения

$$V_{aw}^{(eff)} = \frac{(\lambda V_{aw})}{\lambda} \approx \frac{k_B}{2\hbar} \cdot (\chi^2\theta_D) \frac{1}{\lambda} \neq 0. \quad (3)$$

В этом соотношении  $\lambda$  — экспериментально определенная величина длины автоволны, взятая из рис. 3, b. Оценочный расчет показывает, что в этом случае  $V_{aw}^{(eff)} \approx (1.5 \pm 0.1) \cdot 10^{-3}$  m/s. Этой скорости для случая параболического деформационного упрочнения и формирования стационарной диссипативной структуры можно придать определенный физический смысл. Формально это может быть сделано следующим образом.

Очевидно, что смещение границ активно деформирующейся области, которое описывается скоростью  $V_{aw}$ , означает вовлечение в деформационный процесс новых объемов материала, как это характерно для случаев ли-

нейного деформационного упрочнения. При параболическом деформационном упрочнении границы деформируемой зоны не смещаются, а прирост деформации внутри очага активного пластического течения осуществляется, по-видимому, за счет повышения плотности дефектов в нем без макроскопического смещения границ очагов локализации деформации.

Скорость прироста деформации в этом случае  $\dot{\epsilon} \approx \epsilon_{xx}/t_c$ , где  $t_c$  — межкадровый интервал. Это позволяет ввести эффективную скорость автоволны для случая параболического деформационного упрочнения в виде соотношения

$$V_{aw}^{(eff)} \approx \frac{\epsilon_{xx}l}{t_c}. \quad (4)$$

Эта скорость формально характеризует развитие деформационного процесса в очаге локализованного пластического течения на стадии параболического деформационного упрочнения. Расчет величины  $V_{aw}^{(eff)}$  по уравнению (4) для условий проведения описанных экспериментов, то есть, при  $\epsilon \approx 4 \cdot 10^{-3}$ ,  $t_c \approx 0.1$  s и длине образца  $l = 5 \cdot 10^{-2}$  m дает  $V_{aw}^{(eff)} \approx 2 \cdot 10^{-3}$  m/s, что близко к полученной выше оценке по уравнению (3). Это совпадение позволяет предполагать, что действие упруго-пластического инварианта в форме, предложенной уравнением (1) [5,7], может быть распространено также на стадию параболического деформационного упрочнения.

## 5. Заключение

В работе на примере сплавов системы Cu-Ni удалось установить, что в случае пластической деформации твердых растворов, упрочненных примесью, автоволновые моды локализованной пластичности, как и в случае деформации чистых металлов, определяются законами деформационного упрочнения, действующими на данной стадии процесса, наблюдаемые при деформации.

Важнейшим результатом является обнаруженная линейность зависимостей автоволновых параметров развития автоволн локализованной пластической деформации от содержания никеля в твердом растворе. Как выяснилось, в системе Cu-Ni выполняется закон Вегарда. Кроме того, линейными по содержанию никеля в сплаве являются длина автоволны локализованной деформации на стадии параболического деформационного упрочнения и автоволновой критерий пластичности.

Можно сказать, что автоволновые характеристики деформационного процесса непосредственно „чувствуют“ изменения параметра кристаллической решетки, возникающие за счет легирования. Подобное утверждение дает возможность связать микроскопическую теорию примесного упрочнения [8] с макроскопическими автоволновыми характеристиками деформационных процессов в среде и тем самым найти путь к согласованию пространственных масштабов этих явлений.

### Финансирование работы

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2021-0011.

### Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии у них конфликта интересов.

### Список литературы

- [1] G. Grimwall, B. Magyari-Köpe, V. Ozoliņš, K.A. Persson. *Rev. Mod. Phys.* **84**, 945 (2012).
- [2] Г.А. Малыгин. *ФТТ* **64**, 255 (2022).
- [3] A. Zibelewicz. *Crystals* **10**, 212 (2020).
- [4] L.B. Zuev, S.A. Barannikova. *Crystals* **9**, 458 (2019).
- [5] L.B. Zuev, S.A. Barannikova, V.I. Danilov, V.V. Gorbatenko. *Prog. Phys. Met.* **22**, 3 (2021).
- [6] Л.Б. Зуев, Ю.А. Хон. *Физ. мезомех.* **24**, 5 (2021).
- [7] Л.Б. Зуев. Автоволновая пластичность. Локализация и коллективные моды. *Физматлит, М.* (2018). 207 с.
- [8] J. Pelleg. *Mechanical Properties of Materials*. Springer, Dordrecht (2013). 634 p.
- [9] Дж. Кристиан. Теория превращений в металлах и сплавах. *Мир, М.* (1978). 806 с.
- [10] L.B. Zuev, V.V. Gorbatenko, K.V. Pavlichev. *Measur. Sci. Technol.* **21**, 054014 (2010).
- [11] Ю.В. Петров, И.Н. Бородин. *ФТТ* **57**, 336 (2015).
- [12] Л.Б. Зуев, В.И. Данилов. *ФТТ* **64**, 1006 (2022).
- [13] R.E. Newnham. *Properties of Materials*. University Press, Oxford (2005). 378 p.
- [14] D.H. Timbers. *The Debye Temperature and Hardness of Copper-Nickel Alloys*. University of Alberta, Edmonton (1964). 146 p.

Редактор Т.Н. Василевская