PACS numbers: 61.43.Gt, 62.20.D-, 62.20.F-, 62.25.-g, 62.40.+i

Низькотемпературні фізико-механічні властивості нееквіатомного середньоентропійного стопу $\text{Co}_{17,5}\text{Cr}_{12,5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$

Ю. О. Семеренко, О. Д. Табачнікова, Т. В. Григорова,
С. Е. Шумілін, Ю. О. Шаповалов, Хуанг Сеоп Кім*, Йонг Юн Мун*,
Хуанг Сеоп Квон*

Фізико-технічний інститут низьких температур ім. Б. І. Веркіна НАН України,
просп. Науки 47,

61103 Харків, Україна

*Pohang University of Science and Technology (POSTECH),

77 Cheongam-Ro, Nam-gu,

KR-37673 Pohang, Gyeongbuk, Republic of Korea

Вперше проведено комплексні експериментальні дослідження фізико-механічних властивостей низькотемпературної пластичної деформації, пружних та дисипативних характеристик, а також мікроструктури грубозернистого нееквіатомного середньоентропійного стопу $\text{Co}_{17,5}\text{Cr}_{12,5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$ у широкому інтервалі температур 300–4,2 К. Одержано температурні залежності границі плинності, деформаційного зміцнення, міцності та пластичності, а також акустичного поглинання та динамічного модуля. Зареєстровано високу кріогенну міцність дослідженого стопу, яка супроводжується достатньо високою пластичністю, що дозволяє вважати цей матеріал перспективним для кріогенних застосувань. Одержані результати є важливими для практичних застосувань високоентропійних стопів за низьких температур.

Corresponding author: Yuriy Oleksandrovych Semerenko

E-mail: semerenko@ilt.kharkov.ua

B. I. Verkin Institute for Low Temperature Physics and Engineering, N.A.S. of Ukraine,
47 Nauky Ave., UA-61103 Kharkiv, Ukraine

*Pohang University of Science and Technology (POSTECH),

77 Cheongam-Ro, Nam-gu, KR-37673 Pohang, Gyeongbuk, Republic of Korea

Citation: Yu. O. Semerenko, E. D. Tabachnikova, T. V. Hryhorova, S. E. Shumilin,
Yu. O. Shapovalov, H. S. Kim, J. Moon, and H. Kwon, Low-Temperatures
Physical-Mechanical Properties of the Medium-Entropy Alloy $\text{Co}_{17,5}\text{Cr}_{12,5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$,
Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 43, No. 2: 273–287 (2021) (in Ukrainian),
DOI: [10.15407/mfint.43.02.0273](https://doi.org/10.15407/mfint.43.02.0273).

Ключові слова: середньоентропійний стоп, міцність, пластичність, акустичне поглинання, динамічний модуль пружності.

Mechanical and acoustical properties of the new medium-entropy alloy $\text{Co}_{17.5}\text{Cr}_{12.5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$ are studied for the first time in the low-temperature range. As shown, this alloy has a stable microstructure and rather high strength and plasticity. The high cryogenic strength of the investigated alloy, which is accompanied by a sufficiently high plasticity, allows considering this material as promising for cryogenic applications. The results obtained are important for the practical applications of high-entropy alloys at low temperatures.

Key words: medium-entropy alloy, strength, plasticity, acoustical absorption, dynamical elasticity modulus.

(Отримано 31 січня 2020 р.; остаточн. варіант — 30 грудня 2020 р.)

1. ВСТУП

Високоентропійні (ВЕС) та середньоентропійні (СЕС) стопи — це новий та перспективний клас матеріалів [1–4], який у широкому діапазоні температур, аж до кріогених, має унікальні механічні властивості, такі як висока в'язкість руйнування, висока термостійкість, поєднання високої міцності та пластичності [3–6]. Ці властивості пов'язані з багатокомпонентною структурою ВЕС, утвореною елементами з різними атомними радіусами та, як наслідок цього, із спотвореною кристалічною ґратницею.

Ґрунтуючись на уявленнях класичної термодинаміки [7], легко зрозуміти, що у ВЕС високі значення ентропії змішування знижують вільну енергію стопу, у результаті чого в них суттєво підвищується вірогідність реалізації твердих розчинів заміщення, що мають просту кристалічну ґратницю. Дійсно, структура низки ВЕС складається з однофазних твердих розчинів з ГЦК- або ОЦК-ґратницею [3, 8]. Водночас, здебільшого однофазні ВЕС у разі деформації розтягненням мають відносно низьку міцність. Покращити їхню міцність без втрати пластичності можливо різними способами: зміцненням твердого розчину [9], подрібненням зерен [10], деформаційним зміцненням [11] або легуванням [5, 6, 12–15].

Вивчення впливу легування на міцність ВЕС дозволило встановити [5, 6, 12–15], що збільшення концентрації одного з елементів, які входить в однофазний твердий розчин, таких як Al, V, Mo, Ti, призводить до суттєвого зміцнення стопів. Такі домішки призводять до утворення у структурі ВЕС додаткових упорядкованих або інтерметалічних фаз, які утворюють ефективні перешкоди для руху дислокацій, таким чином підвищуючи міцність матеріалу. Водночас, незважаючи на існуючі дослідження, вивчення впливу легу-

вання різними елементами у широкому температурному інтервалі, залишається актуальним і є предметом активних досліджень.

Так, у роботі [16] для СЕС CoCrFeNiMnMo_x встановлено суттєвий вплив легування Мо на фазовий склад стопу, його термічну стабільність і механічні властивості. Виявилось, що починаючи з $x \sim 0,5\%$ у мікроструктурі стопу окрім ГЦК-фази, що утворює твердий розчин заміщення, з'являється додаткова μ -фаза, концентрація якої залежить від концентрації атомів Молібдену. У [16] встановлено вплив таких змін у мікроструктурі на механічні властивості стопу CoCrFeNiMnMo_x . Однак, вивчення цього явища потребує більш детальних досліджень у широкому діапазоні температур, особливо у маловивченій області низьких та криогенних температур. Тому метою цієї роботи було детальне вивчення механічних та акустичних властивостей нееквіатомного СЕС $\text{Co}_{17,5}\text{Cr}_{12,5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$ в інтервалі температур 300–4,2 К.

2. МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ, ХАРАКТЕРИСТИКИ ЗРАЗКІВ

Вперше у широкому інтервалі температур досліджено акустичні, механічні та структурні властивості середньоентропійного стопу з номінальним складом компонентів $\text{Co}_{17,5}\text{Cr}_{12,5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$. Для одержання криогенних температур використовували рідкий ^4He ($T = 4,2$ К) і рідкий азот ($T = 77$ К). Проміжні температури в інтервалі 77–300 К одержували охолодженням зразків парами азоту, а 4,2–77 К — охолодженням парами гелію.

Методику одержання стопів методом вакуумної індукційної топки в атмосфері Ar з металів, чистотою понад 99,9%, та процедуру виготовлення зразків докладно описано в [16]. Одержані прямокутні стопи розмірами $100 \times 35 \times 8$ мм³ гомогенізували за температури 1250°C протягом 6 годин, витримували у 20% HCl для видалення лусочок та забруднень, після чого фрезерували до товщини 7 мм. Для подальшого зменшення стопи прокатували за кімнатної температури до товщини 79% (від 7 до 1,5 мм). Прокатані листи відпалювали за температури 900°C впродовж 60 хвилин, а потім загартовували у воду.

Зразки для подальших досліджень вирізали електроерозійною різкою із заготовок більшого розміру у напрямку прокатки, а потім механічно шліфували та полірували на абразивних порошках до досягнення необхідної форми та розмірів. Зразки для механічних випробувань мали форму подвійної лопатки розміром робочої частини $16 \times 3 \times 0,3$ мм, а зразки для акустичних досліджень мали форму тонких пластин розміром $0,3 \times 4,4 \times 20,3$ мм³.

Структуру стопу з вмістом Молібдену 5% та 7,5% було детально вивчено у роботі [16] методами рентгенівської дифракції (XRD), сканувальної (FE-SEM) та трансмісійної (TEM) електронної мікрос-

копії, а також енергодисперсійної спектроскопії (EDS). Зокрема, досліджували зміни у структурі стопу, до яких призводить відпал за різних температур. Встановлено, що у стопах, які відпалювали вище 1000°C , рентгенівські піки вказують на одну ГЦК-кристалічну структуру. На дифрактограмі зразків стопу, відпаленого за температури 900°C , спостерігаються піки дифракції, які відповідають не тільки ГЦК-ґратниці, а й другій фазі. Ця друга фаза ідентифікується як полікомпонентна інтерметалідна μ -фаза з ГЦП-структурою, що містить всі компоненти стопу.

Таким чином, досліджений стоп має двофазну структуру — ГЦК-матрицю з субмікронними преципітатами μ -фази.

Виміри механічних характеристик проводили шляхом однобічного розтягнення з постійною швидкістю $1 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$. Одержані діаграми «навантаження—час» перераховували у деформаційні криві «напруга σ — пластична деформація ε » — $\sigma(\varepsilon)$, для яких визначали умовну границю плинності $\sigma_{0,2}$, максимальні досягнуті значення напруження σ_U і відповідні до значень σ_U значення пластичної деформації ε_U .

Величину σ визначали як відношення навантаження до початкової площі поперечного перерізу зразка, величину ε обчислювали як відношення зміни довжини зразка, обумовленого пластичною деформацією, до його початкової довжини. Детальний опис методики визначення параметрів деформаційних кривих $\sigma(\varepsilon)$ наведено в [5].

Акустичні дослідження проведено методом механічної резонансної спектроскопії. Цей метод базується на вивченні лінійних згинальних коливань консольно закріпленого зразка — тонкої пластини за малих значень амплітуди акустичної деформації $\varepsilon_0 \sim 10^{-7}$. У зразку збуджували змуснені коливання пластини під дією циклічної електричної сили з варіюванням її частоти f поблизу першої резонансної частоти пластини f_r , яку реєстрували експериментально $f_r = 530 \text{ Гц}$.

Динамічний модуль Юнга E , декремент коливань δ та внутрішнє тертя Q^{-1} для консольно закріпленого зразка визначаються співвідношеннями:

$$E = 38,3 \frac{f_r^2 \rho l^4}{h^2}, \quad \delta = \pi Q^{-1} = \pi \frac{|f' - f''|}{f_r}, \quad (1)$$

де h , l та ρ — товщина, довжина та густина зразка; $|f' - f''|$ — інтервал частот в області резонансу, в якому амплітуда змусених коливань зменшувалась у $\sqrt{2}$ разів відносно резонансного значення f_r ; значення числового коефіцієнта залежить від форми зразка та коефіцієнта Пуассона $\nu \approx 0,3$. Детальний опис методики вимірювання акустичного поглинання $Q^{-1}(T)$ та динамічного модуля Юнга $E(T)$ у цих експериментах наведено в [5, 17–19, 20].

3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

3.1. Структурні дослідження

Початкову мікроструктуру дослідженого стопу представлено на рис. 1. Зворотно полюсна фігура (IPF) показує, що відпалений стоп

Рис. 1. IPF карта зворотного розсіювання електронів (EBSD). Зображення середньої розорієнтації зерен досліджуваного стопу (а). SEM-BSE-зображення дослідженого стопу (б). Білі частинки ідентифікуються як μ -преципітати. HAADF-STEM-зображення та EDS-карта для компонентів Co, Cr, Fe, Ni та Mo дослідженого стопу (в).

Fig. 1. IPF electron backscattering map (EBSD). Image of the average grain orientation of the alloy (a). SEM-BSE image of the investigated alloy. White particles are identified as μ -precipitates (b). HAADF-STEM image and EDS map for components Co, Cr, Fe, Ni and Mo of the investigated alloy (c).

Продовження рис. 1.

Continuation of Fig. 1.

повністю перекристалізований з хаотично орієнтованими зернами та не має виділеної текстури. Середній розмір зерна зразка стопу становить 4,4 мкм. Дослідження методом зворотно-розсіяних електронів (SEM-BSE) показало, що дрібні μ -преципітати розподілені в матриці стопу (рис. 1, б). Мікроструктура чітко показує, що субмікронні μ -преципітати утворюються не тільки на межі зерна, але і в середині зерен. Ці частинки проявляються як білий контраст на BSE-мікрофотографії. Для статистичного аналізу фракції та розміру включень проводили аналіз SEM-зображень, який показав, що середній розмір та частка площі μ -преципітатів становлять $354,32 \pm 125,06$ нм та $3,21 \pm 0,26\%$ відповідно.

На рисунку 1, в показано висококутове кільцеве зображення темного поля (HAADF) та елементарна карта Co, Cr, Fe, Ni та Mo ком-

ТАБЛИЦЯ 1. Хімічний склад матриці та другої фази в стопі $\text{Co}_{17,5}\text{Cr}_{12,5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$.**TABLE 1.** The chemical composition of the matrix and the second phase in the alloy $\text{Co}_{17,5}\text{Cr}_{12,5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$.

	Хімічний склад, ат. %				
	Co	Cr	Fe	Ni	Mo
Загальний	$17,47 \pm 0,06$	$17,14 \pm 0,15$	$48,99 \pm 0,07$	$11,44 \pm 0,08$	$4,97 \pm 0,22$
Матриця	$18,07 \pm 0,27$	$15,52 \pm 0,15$	$50,46 \pm 0,38$	$12,06 \pm 0,39$	$3,89 \pm 0,19$
μ -фаза	$13,55 \pm 0,06$	$20,58 \pm 3,72$	$34,93 \pm 3,99$	$4,12 \pm 0,35$	$26,82 \pm 2,00$

понентів стопу в ГЦК-матриці та μ -преципітатах. Хімічні склади кожної фази, які визначали за допомогою EDS-аналізу, наведено в табл. 1. Ці результати добре узгоджуються з розрахованим рівноважним фазовим складом [16]. Встановлено, що μ -фаза, збагачена Молибденом та формується переважно на межах зерен й істотно менша у середині зерен.

3.2. Пружні та дисипативні характеристики досліджуваного стопу

В інтервалі температур 4,2–425 К одержано температурні залежності динамічного модуля пружності та акустичного поглинання (рис. 2) [21]. Виявлено, що температурні залежності в інтервалі 4,2–280 К акустичних характеристик стопу мають монотонний характер: динамічний модуль Юнга зменшується від 235 ГПа за температури 4,2 К до 215 ГПа за температури 280 К, а поглинання збільшується з ростом температури.

За температури близько 340 К виявлено широкий релаксаційний резонанс — пік акустичного поглинання та перегин на температурній залежності модуля пружності, температура локалізації якого відповідає температурі локалізації піка поглинання.

3.3. Характеристики міцності та пластичності досліджуваного стопу

На рисунку 3 показано інженерні деформаційні криві напруження–деформація середньоентропійного стопу $\text{Co}_{17,5}\text{Cr}_{12,5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$ у грубозернистому стані, одержані одновісьовим розтягуванням за температур 4,2, 77 та 295 К. Одержані деформаційні криві свідчать про їхню істотну залежність від температури. Так, за температури 4,2 К порівняно з кімнатною температурою, спостерігається суттєве зростання значень границь плинності та міцності. Водночас за низьких температур зберігається і високий показник пластичності. Видно, що стоп $\text{Co}_{17,5}\text{Cr}_{12,5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$ у всьому інтервалі температур

від кімнатної до гелійових демонструє достатньо високу міцність. До того ж резерв пластичності (у тому ж температурному інтервалі) також достатньо високий. Так за 4,2 К границя плинності становить 1075 МПа, тоді як величина однорідної деформації ε_U становить 0,38.

Відзначимо, що для ступу $\text{Co}_{17,5}\text{Cr}_{12,5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$ величина ε_U має найбільше значення за температури 77 К і становить 0,52, тоді як за кімнатної температури 0,43. Найменше значення однорідної деформації, яке становить 0,38, спостерігається за температури 4,2 К.

Рис. 2. Температурні залежності акустичних властивостей нееквіатомного середньоентропійного ступу $\text{Co}_{17,5}\text{Cr}_{12,5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$ [21]: динамічний модуль Юнга E (а); внутрішнє тертя Q^{-1} (б).

Fig. 2. The temperature dependences of the acoustic properties of the non-equiatomic medium-entropy alloy $\text{Co}_{17,5}\text{Cr}_{12,5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$ [21]: the Young's modulus E (a); internal friction Q^{-1} (b).

За температури 4,2 К деформаційна крива змінює свій характер, переходячи від плавної зміни плинності протягом деформації, яка була притаманна для неї за більш високих температур, до стрибкоподібної (переривчастої). До того ж, на початку деформаційної кривої спостерігаються регулярні стрибки напруження, що чергуються з плавними ділянками зміни деформації. Слід зазначити, що стрибкоподібна деформація за низьких температур характерна для багатьох металів та сплавів [34]. У традиційних ГЦК-стопах стрибки напруження на кривій навантаження відображають локалізацію ковзання у процесі деформації зразків. Можна припустити, що і у високоентропійних стопах низькотемпературна стрибкоподібна деформація має таку саму природу, як і у традиційних ГЦК-стопах, а саме визначається спільною дією двох пов'язаних один з одним процесів: дислокаційного [25, 27, 35] і теплового [22, 36–38].

Для досліджуваного стопу за усіх температур деформування спостерігається стадійний характер деформаційних кривих (рис. 4). За кімнатної температури спостерігається початкова стадія, яка характеризується швидким зменшенням коефіцієнта деформаційного зміцнення $\theta = d\sigma/d\varepsilon$ до значень близьких 2000 МПа. На другій стадії деформаційне зміцнення повільно зменшується вздовж дефор-

Рис. 3. Інженерні деформаційні криві стопу $\text{Co}_{17,5}\text{Cr}_{12,5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$ у координатах «напруга–деформація», одержані одновісним розтягненням за температур 4,2, 77 та 295 К.

Fig. 3. Engineering deformation curves of $\text{Co}_{17,5}\text{Cr}_{12,5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$ alloy in the ‘stress–strain’ coordinates obtained by uniaxial stretching at 4.2, 77, and 295 K.

Рис. 4. Залежність коефіцієнта деформаційного зміцнення від деформації середньоентропійного сплаву $\text{Co}_{17.5}\text{Cr}_{12.5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$ за температур 4,2, 77 та 295 К.

Fig. 4. Dependence of the strain hardening coefficient on the deformation of the medium-entropy alloy $\text{Co}_{17.5}\text{Cr}_{12.5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$ at 4.2, 77 and 295 K.

маційної кривої.

Як видно з рис. 4, деформаційні криві за кімнатної температури та за низьких температур істотно відрізняються. За низьких температур спостерігається зменшення коефіцієнта деформаційного зміцнення $\theta = d\sigma/d\varepsilon$ до значень близьких 500 МПа, потім коефіцієнт деформаційного зміцнення зростає з ростом деформації і досягає достатньо великих значень порядку 2000–3000 МПа.

У випадку зниження температури випробувань від 300 до 4,2 К у досліджуваному сполуці спостерігається збільшення границі пластичності $\sigma_{0.2}$ порівняно з її значенням за кімнатної температури (табл. 2). Встановлено, що в $\text{Co}_{17.5}\text{Cr}_{12.5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$ у разі зниження темпера-

ТАБЛИЦЯ 2. Характеристики пластичності середньоентропійного сплаву $\text{Co}_{17.5}\text{Cr}_{12.5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$.

TABLE 2. Plasticity characteristics of medium-entropy alloy $\text{Co}_{17.5}\text{Cr}_{12.5}\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{10}\text{Mo}_5$.

$T, \text{ K}$	$\sigma_{0.2}, \text{ МПа}$	$\sigma_U, \text{ МПа}$	ε_U
295	465	849	0,43
77	846	1512	0,52
4,2	1075	1651	0,38

тури від 300 до 4,2 К границя плинності збільшується більше, ніж у 2 рази — від 465 до 1075 МПа. Така температурна залежність виглядає сильнішою, ніж у традиційних металах з ГЦК-ґратницями.

Як і у випадку границі плинності у разі зниження температури випробувань від 300 до 4,2 К, у цьому стопі спостерігається збільшення границі міцності σ_U порівняно з її значенням за кімнатної температури (див. табл. 2). Максимальне значення границі міцності зафіксовано за температури 4,2 К і вона дорівнює 1651 МПа.

Величина однорідної деформації ε_U спочатку зростає зі зниженням температури випробувань від кімнатної до 77 К і досягає величини 0,52 (див. табл. 2). Зі зниженням температури від 77 до 4,2 К її величина зменшується до значення 0,38.

4. ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ

4.1. Акустичні характеристики

Загальний хід температурної залежності динамічного модуля Юнга добре збігається з уявленнями про адитивний внесок фононної та електронної складової. Така поведінка є характерною для більшості твердих тіл.

Відомо [39], що акустичні характеристики є дуже чутливими до фазових та структурних характеристик матеріалу. Навіть незначні зміни у структурі матеріалу вже на початкових стадіях фазово-структурного перетворення призводять до значного відгуку на залежностях акустичних властивостей, а сам фазовий перехід призводить до появи на температурних залежностях модуля та поглинання характерних особливостей у вигляді гострих піків та перегинів локалізованих поблизу температури перетворення. Експериментально встановлено, що в інтервалі температур 4,2–280 К температурні залежності динамічного модуля Юнга та акустичного поглинання мають монотонний характер без будь-яких особливостей, що свідчить про стабільність фазово-структурних характеристик досліджуваного стопу у цьому інтервалі температур.

З'ясувати фізичну природу широкого релаксаційного резонансу, зареєстрованого за температури близької до 340 К, нині не вдалося, для цього необхідно провести детальні структурні дослідження та провести додаткові вимірювання акустичних властивостей стопу в інших структурних станах (наприклад, після додаткової деформації або відпалу).

4.2. Механічні властивості

Відомо, що існуючі моделі пластичності, які враховують особливос-

ті деформаційного зміцнення, значною мірою засновані на аналізі деформаційних кривих $\sigma(\epsilon)$. Зокрема, такі моделі детально розроблено [23–25] для монокристалічних і традиційних полікристалічних металевих матеріалів із ГЦК-ґратницею. Водночас для ВЕС інформація про закономірності деформаційного зміцнення й механізми деформації у різних температурних режимах, особливо в області криогенних температур, явно недостатня. Як було показано у розділі 3 (див. рис. 3), для всіх досліджених температур деформаційні криві $\sigma(\epsilon)$ мають стадійний характер, що вказує на спільність їхніх деформаційних механізмів. Перша початкова стадія на кривих $\sigma(\epsilon)$ має параболический характер, у результаті чого спостерігається швидке зменшення величини деформаційного зміцнення зі збільшенням напруження (деформації). Таке поведіння, як показують численні дослідження [24, 25], пов'язано з поступовим залученням зерен у процес пластичної деформації через нерівномірний розподіл у них внутрішніх напружень. Відзначимо, що початкова параболическа стадія на кривих $\sigma(\epsilon)$ спостерігається не тільки у ВЕС, а є типовою для традиційних полікристалічних матеріалів (як грубозернистих, так і нанокристалічних [24, 27]).

На другій стадії (див. рис. 3) на кривих $\sigma(\epsilon)$ спостерігається лінійна залежність напруження від деформації. У [26] для грубозернистого ВЕС $\text{Al}_{0.1}\text{CoCrFeNi}$ встановлено, що друга стадія на кривій $\sigma(\epsilon)$ відповідає типовому для традиційних ГЦК-стопів ковзанню планарних дислокацій по системі $\{111\}$ (110), а зростання θ у разі збільшення σ пов'язано з активним внеском процесів двійникування, який посилюється зі зниженням температури. У досліджуваному стопі (див. рис. 4) також спостерігається друга стадія на деформаційній кривій, що пов'язано, вочевидь, з ковзанням планарних дислокацій. Збільшення $\theta(\sigma)$ може бути обумовлено посиленням внеском процесу двійникування.

Двійники створюють нові ефективні бар'єри для рухливих дислокацій, зменшують довжину їхнього вільного пробігу, створюють додаткові взаємодії із межами двійників і збільшують нагромадження дислокацій усередині зерен [28]. Зростання величини θ можна також пояснити появою додаткових перешкод для дислокацій, що рухаються, у вигляді виділень нової фази.

Як було відзначено, на деформаційних кривих за температур, близьких до 4,2 К, спостерігається зміна виду пластичного плину від плавного до стрибкоподібного. Відзначимо, що низькотемпературна стрибкоподібна деформація характерна для багатьох ГЦК-стопів (як грубозернистих, так і наноструктурних [27, 29]).

Як відомо, у традиційних полікристалічних ГЦК-матеріалах в розглянутому температурному інтервалі процес пластичної деформації має термоактивований характер, опис якого проводять за допомогою класичного рівняння Арреніуса для швидкості пластичної

деформації [5]. З цього розгляду слідує, що зі зниженням температури $\sigma_{0,2}$ повинно монотонно зростати. Таким чином, зростання величини $\sigma_{0,2}$, що спостерігається в експерименті зі зниженням температури від 300 до 4,2 К (див. табл. 2), вказує на термоактивований характер процесу пластичної деформації досліджуваного стопу. Підкреслимо, що високе значення $\sigma_{0,2}$, вочевидь, пов'язане із зміцнювальним ефектом, що створюється міжфазними межами.

Відзначимо, що спостережуваний характер залежностей $\sigma_{0,2}(T)$ сильніший, ніж у традиційних ГЦК-стопах, наприклад, у грубозернистому ГЦК-Ni [30] та у бінарних нанокристалічних ГЦК-стопах NiFe [31] та NiCo [32]. Як відомо [24, 25], перешкодами, що контролюють пластичність у традиційних ГЦК-стопах, є «слабкі» бар'єри, такі як дислокації або розчинені окремі атоми впровадження, або утворені ними скупчення (кластери), які долаються за рахунок теплових флуктуацій у широкому діапазоні температур, аж до кріогенних. До того ж, спостережувана залежність $\sigma_{0,2}(T)$ у дослідженому стопі близька до металів з ОЦК- або ГЦУ-ґратницями, для яких контролюючими механізмами руху дислокацій є як бар'єри Пайерлса, так і потужніші за них домішкові скупчення [33].

5. ВИСНОВКИ

Таким чином, в інтервалі температур 300–4,2 К проведено комплексні експериментальні дослідження фізико-механічних властивостей низькотемпературної пластичної деформації та мікроструктури середньоентропійного нееквіатомного грубозернистого стопу системи Fe–Cr–Co–Ni з додаванням 5% Мо. Одержано температурні залежності границі плинності, деформаційного зміцнення, міцності та пластичності, а також акустичного поглинання та динамічного модуля пружності стопу. Встановлений характер поведінки температурних залежностей акустичних властивостей підтверджує збереження (стабільність) фазово-структурних характеристик стопу у разі зниження температури аж до 4,2 К.

Зареєстровано високу кріогенну міцність дослідженого стопу, яка супроводжується достатньо високою пластичністю та структурною стабільністю, що дозволяє вважати цей матеріал перспективним для кріогенного застосування.

Роботу виконано у рамках наукового співробітництва між Міністерством освіти і науки України та Національним фондом досліджень Республіки Корея.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. W. Yeh, S. K. Chen, S. J. Lin, J. Y. Gan, T. S. Chin, T. T. Shun, C. H. Tsau, and

- S. Y. Chang, *Adv. Eng. Mater.*, **6**: 299 (2004).
2. B. Cantor, I. T. H. Chang, P. Knight, and A. J. B. Vincent, *Mater. Sci. Eng. A*, **375–377**: 213 (2004).
3. B. Gludovatz, A. Hohenwarter, D. Catoor, E. H. Chang, E. P. George, and R. O. Ritchie, *Science*, **345**: 1153 (2014).
4. Y. Zhang, T. T. Zuo, Z. Tang, M. C. Gao, K. A. Dahmen, P. K. Liaw, and Z. P. Lu, *Progr. Mat. Sci.*, **61**: 1 (2014).
5. E. D. Tabachnikova, M. A. Laktionova, Yu. A. Semerenko, S. E. Shumilin, and A. V. Podolskiy, *Low Temp. Phys.*, **43**: 1108 (2017).
6. E. D. Tabachnikova, A. V. Podolskiy, M. O. Laktionova, N. A. Bereznaiia, M. A. Tikhonovsky, and A. S. Tortika, *J. Alloys Compd.*, **698**: 501 (2017).
7. D. A. Porter and K. E. Easterling, *Phase Transformations in Metals and Alloys* (London: Chapman & Hall: 1992).
8. A. Takeuchi, K. Amiya, T. Wada, K. Yubuta, and W. Zhang, *JOM*, **66**: 1984 (2014).
9. J. Moon, M. J. Jang, J. W. Bae, D. Yim, J. M. Park, J. Lee, and H. S. Kim, *Intermetallics*, **98**: 89 (2018).
10. M. J. Yao, K. G. Pradeep, C. C. Tasan, and D. Raabe, *Scr. Mater.*, **72–73**: 5 (2014).
11. B. Schuh, F. Mendez-Martin, B. Volker, E. P. George, H. Clemens, R. Pippan, and A. Hohenwarter, *Acta Mater.*, **96**: 258 (2015).
12. N. D. Stepanov, D. G. Shaysultanov, G. A. Salishchev, M. A. Tikhonovsky, E. E. Oleynik, A. S. Tortika, and O. N. Senkov, *J. Alloys Compd.*, **628**: 170 (2015).
13. W. R. Wang, W. L. Wang, S. C. Wang, Y. C. Tsai, C. H. Lai, and J. W. Yeh, *Intermetallics* **26**: 44 (2012).
14. J. Y. He, W. H. Liu, H. Waang, Y. Wu, X. J. Liu, T. G. Nieh, and Z. P. Lu, *Acta Mater.*, **62**: 105 (2014).
15. S.-H. Kim, H. Kim, and N. J. Kim, *Nature*, **518**: 77 (2015).
16. Jae Wung Bae, Jeong Min Park, Jongun Moon, Won Mi Choi, Byeong-Joo Lee, and Hyoung Seop Kim, *J. Alloys Compd.*, **781**: 75 (2019).
17. Yu. A. Semerenko, *Pribory i Tekhnika Eksperimenta*, **48**, No. 3: 162 (2005) (in Russian).
18. Yu. A. Semerenko, *Instruments and Experimental Techniques*, **48**: 608 (2005).
19. V. D. Natsik and Yu. A. Semerenko, *Low Temp. Phys.*, **45**: 551 (2019).
20. Yu. A. Semerenko and V. D. Natsik, *Low Temp. Phys.*, **46**: 78 (2020).
21. Yu. O. Semerenko, O. D. Tabachnikova, H. S. Kim, J. Moon, and H. Kwon, *Proc. of Int. Conf. 'Nanorozmirni Systemy: Budova, Vlastyivosti, Tekhnologii (NANSIS-2019)'* [Nanoscale Systems: Structure, Properties, Technologies], Kyiv, December 1-4, 2019, p.94 (in Russian).
22. B. Skoczen, J. Bielski, S. Sgobba, and D. Marcinek, *Int. J. Plasticity*, **26**: 1659 (2010).
23. E. F. Dudarev, *Mikroplasticheskaya Deformatsiya i Predel Tekuchesti Polikristallov* [Microplastic Deformation and Yield Stress of Polycrystals] (Tomsk: THU: 1988) (in Russian).
24. R. Honeycombe, *Plastic Deformation of Metals* (Edward Arnold Publishers Ltd.: 1968).
25. V. V. Pustovalov and V. S. Fomenko, *Plasticheskaya Deformatsiya Kristallov pri Nizkikh Temperaturakh* [Plastic Deformation of Crystals at Low

- Temperatures] (Kyiv: Naukova Dumka: 2012) (in Russian).
26. S. Asgari, E. El-Danaf, S. R. Kalidindi, and R. D. Doherty, *Metall. Mater. Trans. A*, **28**: 1781 (1997).
 27. V. V. Pustovalov, *Low Temp. Phys.*, **26**: 375 (2000).
 28. M. Komarasamy, N. Kumar, Z. Tang, R. S. Mishra, and P. K. Liaw, *Mater. Res. Lett.*, **3** (1): 30 (2015).
 29. E. D. Tabachnikova, A. V. Podol'skiĭ, V. Z. Bengus, S. N. Smirnov, V. D. Natsik, V. M. Azhazha, M. A. Tikhonovskiĭ, A. N. Velikodnyĭ, N. F. Andrievskaya, G. E. Storozhilov, and T. M. Tikhonovskaya, *Low Temp. Phys.*, **34**: 969 (2008).
 30. M. A. Laktionova, E. D. Tabachnikova, T. M. Tikhonovskaya, and A. S. Tortika, *Proc. V Int. Conf. of Young Scientists 'Low Temperature Physics'* (Kharkiv: 2014).
 31. E. D. Tabachnikova, A. V. Podolskiy, S. N. Smirnov, I. A. Psaruk, and P. K. Liao, *Low Temp. Phys.*, **40**: 1104 (2014).
 32. Z. Wu, H. Bei, G. M. Pharr, and E. P. George, *Acta Mater.*, **81**: 428 (2014).
 33. V. Y. Trefylov, *Deformatsionnoe Uprochnenie i Razrushenie Polikristallicheskikh Metallov* [Deformation Hardening and Destruction of Polycrystalline Metals] (Kyiv: Naukova Dumka: 1987) (in Russian).
 34. V. V. Pustovalov, *Low Temperature Physics*, **34**: 683 (2008).
 35. L. P. Kubin, Ph. Spiesser, and Yu. Estrin, *Acta Met.*, **30**: 385 (1982).
 36. B. Obst and A. Nyilas, *Mater. Sci. Eng. A*, **137**: 141 (1991).
 37. V. S. Bobrov and M. A. Lebedkin, *Fiz. Tverd. Tela*, **35**: 1881 (1993) (in Russian).
 38. V. S. Bobrov and M. A. Lebedkin, *Fiz. Tverd. Tela*, **31**: 120 (1989) (in Russian).
 39. L. D. Landau and V. L. Livshchits, *Statisticheskaya Fizika* [Statistical Physics] (Moscow: Nauka: 1964) (in Russian).