

PACS numbers: 62.20.F-, 62.20.de, 81.05.Bx, 81.20.Ny, 81.40.Cd, 81.40.Ef, 81.40.Lm

Вплив відпалу на еволюцію фазового складу, структури та фізико-механічних властивостей високоентропійного стопу CrMnFeCoNi₂Cu

О. М. Мисливченко, М. О. Крапівка, В. Ф. Горбань, М. В. Карпець,
О. А. Рокицька

*Институт проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України,
вул. Кржижановського, 3,
03142 Київ, Україна*

Досліджено еволюцію структури, фазового складу та фізико-механічних властивостей холоднокатаного високоентропійного стопу (ВЕС) CrMnFeCoNi₂Cu. Вказаний ВЕС нееквіатомового складу був виготовлений методом аргонодугового топлення з подальшим вальцюванням за кімнатної температури на ступінь деформації 98%. Термостабільність фазового складу, структури та фізико-механічних властивостей вивчалася після двогодинних відпалів за температур у 1073, 1173, 1273, 1373, 1473 К. Показано, що стоп CrMnFeCoNi₂Cu у деформованому стані містить два твердих розчини на основі фаз із ГЦК-структурою (названих ГЦК₁ і ГЦК₂). Відпал до 1273 К сприяє збільшенню кількості фазової складової ГЦК₂. Після відпалу вище 1273 К по межах зерен виділяється фазова складовка ГЦК₁, збагачена на Cu, Ni, Mn. Істотне зростання розміру зерна спостерігається після відпалу при 1173 К. Рівень мікротвердості залишається стабільним до температури у 1273 К (0,84T_{топл}). Ефект зміцнення після холодної пластичної деформації було повністю усунуто відпалом за 1473 К протягом двох годин.

Ключові слова: високоентропійні стопи, холодне вальцювання, відпал,

Corresponding author: Oleksandr Mykolayovych Myslyvchenko
E-mail: zvyagina47@gmail.com

*I. M. Frantsevich Institute for Problems of Materials Science, N.A.S. of Ukraine,
3 Academician Krzhyzhanovs'ky Str., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Please cite this article as: O. M. Myslyvchenko, M. O. Krapivka, V. F. Gorban', M. V. Karpets, and O. A. Rokitska, Effect of Annealing on the Phase Composition, Microstructure and Physical-Mechanical Properties' Evolution of High-Entropy CrMnFeCoNi₂Cu Alloy, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 5: 633–644 (2017) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.39.05.0633.

механічні властивості, текстура.

The subject of this article is the investigation of thermal stability of the phase composition and physical-mechanical properties of the cold-rolled high-entropy multicomponent CrMnFeCoNi₂Cu alloy. Non-equiatomic high-entropy CrMnFeCoNi₂Cu alloy is designed and fabricated by argon-arc smelting and room-temperature cold rolling up to 98% deformation. Thermal stability of phase composition, structure and physical-mechanical properties are studied after two-hour annealing at temperatures of 1073, 1173, 1273, 1373, 1473 K. As shown, the CrMnFeCoNi₂Cu alloy in deformed state contains two f.c.c. phases (named as f.c.c.₁ and f.c.c.₂). Annealing at 1273 K promotes the formation of f.c.c.₂ phase. After annealing above 1273 K, the f.c.c.₁ phase enriched with Cu, Ni, and Mn is precipitated at the grain boundaries. A substantial grain-size increasing is observed after annealing at 1173 K. Level of microhardness remains stable up to temperature of 1273 K ($0.84T_{\text{melt}}$). Effect of strengthening after cold plastic deformation is completely removed due to annealing at 1473 K for two hours. Recrystallization strain in high-entropy CrMnFeCoNi₂Cu alloy lasts much slower than in most steels and alloys.

Key words: high-entropy alloys, cold rolling, annealing, mechanical properties, texture.

Исследована еволюція структури, фазового состава и физико-механических свойств холоднокатаного высокоэнтропийного сплава (ВЭС) CrMnFeCoNi₂Cu. Указанный ВЭС неэквимоного состава был изготовлен методом аргонодуговой плавки с последующей прокаткой при комнатной температуре на степень деформации 98%. Термостабильность фазового состава, структуры и физико-механических свойств изучалась после двухчасовых отжигов при температурах 1073, 1173, 1273, 1373, 1473 К. Показано, что сплав CrMnFeCoNi₂Cu в деформированном состоянии содержит два твёрдых раствора на основе фаз с ГЦК-структурой (обозначенных как ГЦК₁ и ГЦК₂). Отжиг при 1273 К способствует увеличению количества фазовой составляющей ГЦК₂. После отжига выше 1273 К по границам зёрен выделяется фазовая составляющая ГЦК₁, обогащённая Cu, Ni, Mn. Существенный рост размера зерна наблюдается после отжига при 1173 К. Уровень микротвёрдости остаётся стабильным до температуры 1273 К ($0,84T_{\text{плавл}}$). Эффект упрочнения после холодной пластической деформации был полностью устранён отжигом при температуре 1473 К в течение двух часов.

Ключевые слова: высокоэнтропийные сплавы, холодная прокатка, отжиг, механические свойства, текстура.

(Отримано 28 листопада 2016 р.)

1. ВСТУП

Для матеріалів, які працюють в екстремальних умовах, запропоновано й експериментально випробувано концепцію багатоконден-

тних високоентропійних стопів (ВЕС) і покриттів на їх основі [1]. У відповідності до цієї концепції, висока ентропія змішування хемічних елементів сприяє утворенню твердих розчинів і запобігає формуванню в процесі кристалізації інтерметалідних фаз. Стоп буде високоентропійним, якщо його ентропійний фактор $T\Delta S$ (з Гіббсової формули $\Delta G = \Delta H - T\Delta S$) більше, ніж ентальпія утворення (ΔH) найстійкішого хемічного з'єднання. У відповідності з Больцмановим рівнянням, ентропія суміші стопу розраховується наступним чином: $S_{\text{mix}} = -R \sum_{i=1}^n c_i \ln c_i$, де $R = 8,314$ Дж/(моль·К)⁻¹ — газова постійна, c_i — концентрація i -го елемента в ат.%, n — число компонентів в стопі. Розрахунки показують, що найбільшу ентропію змішування мають стопи еквіатомового складу; також значення ентропії зростає зі збільшенням числа елементів стопу.

Відомо, що ВЕСи мають високі показники гарячої твердості [2]. Одним з основних пояснень високої твердості при підвищених температурах є «ефект сповільненої дифузії» ('sluggish diffusion effect') атомів у спотвореній ґратниці ВЕСу. Можна очікувати, що даний ефект приведе до істотного зростання температури рекристалізації і, відповідно, до збереження структури та фізико-механічних властивостей деформованого стопу за високих температур. Оскільки ВЕСи мають перспективу практичного використання в шаруватих композитах [3, 4], що можуть виготовлятися методом гарячої прокатки, дослідження термічної стабільності їхньої структури та властивостей є актуальним.

2. МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

ВЕС CrMnFeCoNi₂Cu було одержано шляхом аргонодугового топлення в печі МІФІ-9. Вихідним матеріалом слугували метали чистотою близько 99%. Охолодження розтопу після топлення відбувалося зі швидкістю близько 80–100 К/с. Вихідний зливочок за допомогою електроіскрової різки був порізаний вздовж на пластини товщиною у 5 мм в площині, перпендикулярній до сторони, яка контактувала з подоною печі. Початкова деформація виливаного стопу відбувалася на прокатному стані ДУО-500, де за 3 проходи товщина зразка зменшилася від 5 до 2,5 мм. Наступним був прокатний стан ДУО-300; після 7 проходів на ньому товщина зразка дорівнювала 1,2 мм. Завершальний етап деформації від 1,2 до 0,07 мм відбувався на стані КВАРТО-100. Відпал зразків проводили у вакуумній печі типу СШВ-1,25/25-И.

Мікроструктуру і хемічний склад стопу проаналізовано за допомогою оптичного мікроскопу Neophot 21 та растрового електронного мікроскопу РЕМ-106І, який оснащений системою енергодисперсійної аналізи (EDS). Фазовий склад аналізувався за допомогою ре-

рентгенівського дифрактометра PROTO AXRD, який оснащений точковим кремнієвим детектором (SPD) з використанням CuK_α -випромінення. Одержані результати аналізувалися за допомогою програмного комплексу PowderCell 2.4. Дослідження механічних характеристик матеріалу проводили методом автоматичного мікроіндентування на установці «Мікрон-гамма» алмазною пірамідкою Берковича з кутом заточки 65° . Даний прилад автоматично вираховує такі характеристики матеріалу як твердість і контактний модуль пружності у відповідності до міжнародного стандарту ISO 14577-1:2002(E). Результати впливу пластичної деформації на фазовий склад, текстуру і механічні властивості даного стопу опубліковані раніше в роботі [5].

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Фазовий склад даного стопу в литому стані — це два твердих розчини на основі фаз з ГЦК-структурою (рис. 1, а) [5]. Нами був проведений відпал досліджуваного стопу в литому стані протягом двох годин за температури 1273 К. В ньому рентгеноструктурною аналізою зафіксовано наявність одного твердого розчину на основі фази з ГЦК-структурою та періодом ґратниці $a = 0,3574$ нм (рис. 1, б). Дане термічне оброблення практично не вплинуло на фізико-механічні властивості матеріалу (табл. 1). Так, мікротвердість підвищилася з 2,6 до 2,8 ГПа а модуль пружності змінився з 122 до 128 ГПа, що знаходиться в межах розкиду вимірювання. Подальший відпал зразка за температури 1373 К протягом ще двох годин не привів до зміни дифрактограми та фізико-механічних властивостей і тому структуру даного стопу можна вважати близькою до рівноважної.

З метою дослідження термічної стабільності фазового складу, структури та фізико-механічних характеристик нами був проведений двогодинний відпал у вакуумі за температур 1073, 1173, 1273, 1373, 1473 К стопу $\text{CrMnFeCoNi}_2\text{Cu}$, деформованого на 98%. Відпал у вакуумі забезпечив термічне щавлення прокату, тому він перед дослідженням мікроструктури поверхні прокатки не полірувався. Спроба виявити мікроструктуру досліджуваного прокату після зняття поверхневого шару не вдалася, оскільки жоден з травників які ми застосовували (царська вода, реактив Мураками, суміш плавикової та соляної кислот, спиртові розчини азотної, пікринової та сульфатної кислот) не дав бажаного результату.

Під час відпалу при 1473 К зразок змінив свою вихідну геометрію і набув форми керамічної підкладки; це є свідченням того, що дана температура близька до температури солідуса. В роботі [6] методом диференційної термічної аналізи визначено солідус (1562 К) і ліквідус (1612 К) стопу CoCrFeMnNi , хемічний склад якого близький до досліджуваного нами.

Врахувавши зміну геометрії досліджуваного зразка внаслідок відпалу при 1473 К та інтервал топлення ступу CoCrFeMnNi, можна

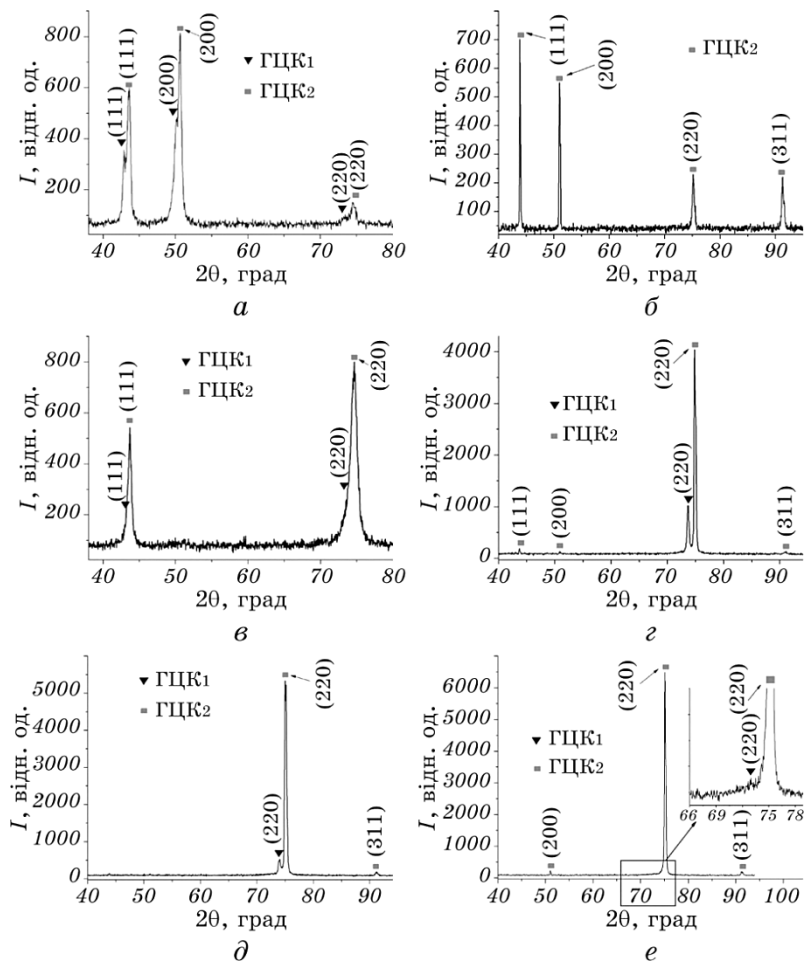
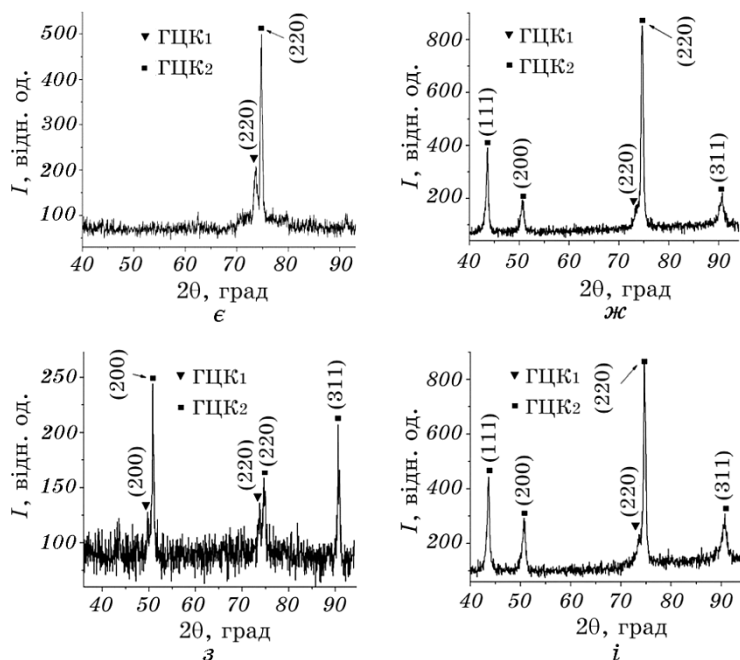


Рис. 1. Дифрактограми ступу CrMnFeCoNi₂Cu: литий стан (а), литий стан після відпалів при 1273 та 1373 К (б), після прокатки на 98% (в), прокатки на 98% з наступним відпалом при 1073 К (г), 1173 К (д), 1273 К (е), 1373 К (є), відпал при 1373 К (ж) та зняття поверхневого шару товщиною 10 мкм, відпал при 1473 К (з), відпал при 1473 К та зняття поверхневого шару товщиною 10 мкм (и).

Fig. 1. XRD patterns for the CrMnFeCoNi₂Cu alloy: as-cast (a), as-cast after homogenizing at 1273 and 1373 K (б), after deformation of 98% (в), deformation on 98% and annealing at 1073 K (г), 1173 K (д), 1273 K (е), 1373 K (є), annealing at 1373 K and removing of the surface layer of 10 μm thickness (ж), annealing at 1473 K (з), annealing at 1473 K and removal of the surface layer of 10 μm thickness (и).



Продовження рис. 1.

Continuation of Fig. 1.

припустити, що солідус ступу $\text{CrMnFeCoNi}_2\text{Cu}$ складає близько 1520 К. Вказану температуру (1520 К) і будемо вважати температурою початку топлення ступу $\text{CrMnFeCoNi}_2\text{Cu}$.

При зйомці дифрактограми глибина проникнення рентгенівського випромінювання в зразок складала 2,3–8,6 мкм (залежно від кута дифракції ($\Theta = 15^\circ\text{--}50^\circ$), а товщина прокату 70 мкм, що на порядок перевищує вищевказану глибину проникнення. Тому спотворенням дифракційної картини за рахунок глибини проникнення рентгенівських променів можна знехтувати.

На рисунках 1, в і 2, б наведено дифрактограму та мікроструктуру ступу $\text{CrMnFeCoNi}_2\text{Cu}$, деформованого на 98% після двох годинного відпалу у вакуумі за температури 1073 К, що складає близько $0,7T_{\text{топл}}$. На зображенні поверхні спостерігається характерна для сильно деформованого металу волокниста мікроструктура. Оскільки розмір зерна виявився меншим за роздільчу здатність даного оптичного мікроскопу, то, вірогідно, воно має розміри, менші за 1 мкм.

Мікротвердість і модуль Юнга, як і в деформованому стані, вимірювалися на торцевій поверхні прокату. Показники мікроіндентування мають близькі значення, як і до відпалу (табл. 1). Варто відмітити, що відпал деформованого зразка не змінив характеристики

нормованої твердості $H/E_r = 0,045$.

За даними рентгеноструктурної аналізи (рис. 1, в) після відпалу при 1073 К зберігається текстура вальцювання (з віссю 220), але майже зникає дифракційний максимум (111), та зростає інтенсивність рефлексу (220). Це свідчить про збільшення коефіцієнта текстурованості зразка. Також відбувається розділення дифракційних максимумів (220) твердих розчинів на основі фаз з ГЦК₁- та ГЦК₂-структурами внаслідок зменшення їх періодів ґратниць (табл. 1).

Це може бути обумовлено зниженням внутрішніх напружень і перерозподілом елементів між фазовими складовими. Відбувається і зміна кількісного співвідношення твердих розчинів на основі фаз з ГЦК₁- і ГЦК₂-структурами, так кількість фазової складової ГЦК₁ зростає. На основі вищенаведених даних можна зробити висновок,

ТАБЛИЦЯ 1. Фазовий склад, періоди ґратниці та показники фізико-механічних властивостей стопу CrMnFeCoNi₂Cu.

TABLE 1. Phase composition, lattice periods and physical-mechanical properties of CrMnFeCoNi₂Cu.

Оброблення	Фазовий склад			Твердість, ГПа	Модуль Юнга, ГПа
	Структура	% мас.	Період ґратниці, нм		
Литий	ГЦК ₁	36,5	0,3633 ± 4	2,6 ± 0,1	122 ± 3
	ГЦК ₂	63,5	0,3591 ± 3		
Литий + відпал 1373 К	ГЦК	100	0,3574 ± 1	2,8 ± 0,1	128 ± 3
Вальцювання 98%	ГЦК ₁	10	0,3633 ± 9	6,1 ± 0,1	138 ± 5
	ГЦК ₂	90	0,3596 ± 8		
Відпал 1073 К	ГЦК ₁	17	0,3638 ± 6	5,8 ± 0,1	130 ± 5
	ГЦК ₂	83	0,3587 ± 5		
Відпал 1173 К	ГЦК ₁	7	0,3623 ± 9	5,6 ± 0,1	127 ± 4
	ГЦК ₂	93	0,3577 ± 8		
Відпал 1273 К	ГЦК ₁	сліди	–	5,2 ± 0,1	128 ± 4
	ГЦК ₂	100	0,3575 ± 4		
Відпал 1373 К, поверхня	ГЦК ₁	35	0,3638 ± 9	3,6 ± 0,1	122 ± 4
	ГЦК ₂	65	0,3591 ± 6		
Відпал 1373 К, 10 мкм	ГЦК ₁	4	0,3628 ± 9	–	–
	ГЦК ₂	96	0,3590 ± 2		
Відпал 1473 К, поверхня	ГЦК ₁	15	0,3636 ± 9	2,7 ± 0,1	122 ± 4
	ГЦК ₂	85	0,3589 ± 9		
Відпал 1473 К, 10 мкм	ГЦК ₁	сліди	–	–	–
	ГЦК ₂	100	0,3588 ± 2		

що в досліджуваному зразку за температури 1073 К проходять процеси повернення, а не рекристалізації, як у більшості сталей.

За температури відпалу 1173 К ($0,77T_{\text{топл}}$) витягнутих зерен вже не спостерігається (рис. 2, в), всі вони мають форму близьку до сферичної. Дана мікроструктура свідчить про завершення процесів первинної та початок збиральної рекристалізації. Зерна розміром від 0,5 до 2 мкм, середній розмір зерна складає близько 1,3 мкм (ви-

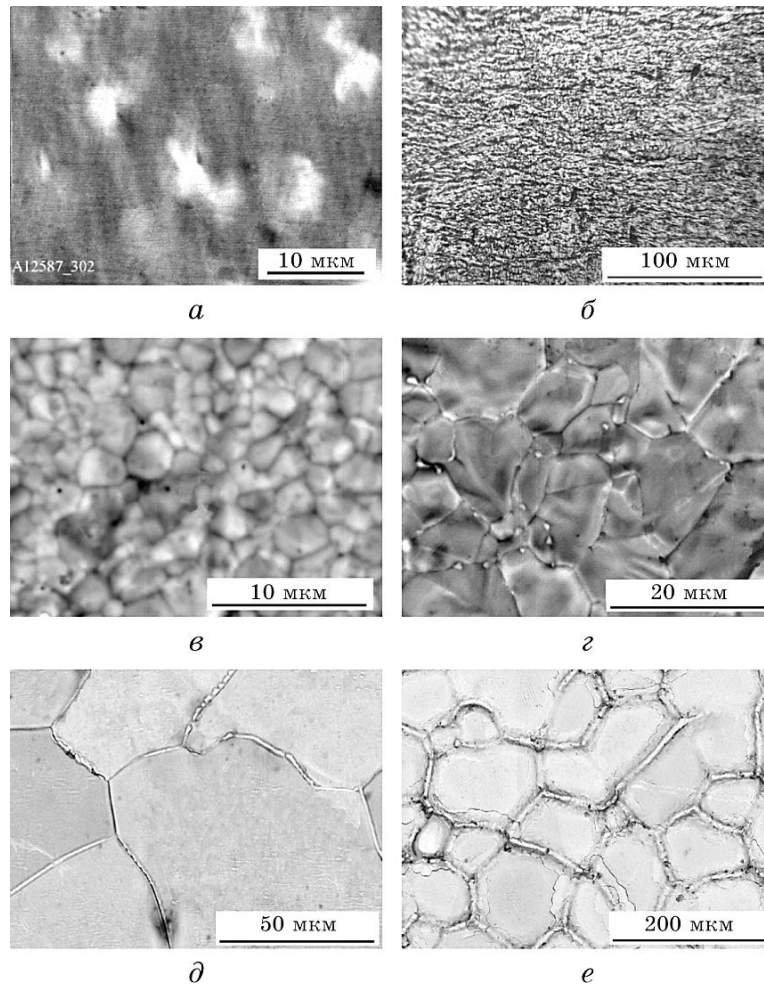


Рис. 2. Мікроскопія сплаву CrMnFeCoNi₂Cu; литий стан (а) та прокатка на 98% з наступним відпалом при: 1073 К (б), 1173 К (в), 1273 К (г), 1373 К (д), 1473 К (е).

Fig. 2. SEM images of CrMnFeCoNi₂Cu alloy; as-cast (a), deformed on 98% and annealed at: 1073 K (b), 1173 K (c), 1273 K (d), 1373 K (e), 1473 K (f).

значений за методом випадкових січних).

Мікротвердість становить 5,6 ГПа, модуль пружності 127 ГПа. На дифрактограмі досліджуваного стопу (рис. 1, *д*) спостерігається зменшення кількості фазової складової ГЦК₁ до 7% мас. та зростання коефіцієнта текстури ГЦК₂ (інтенсивність дифракційного максимуму (220) зростає). Періоди ґратниць утворених фаз продовжують зменшуватися (табл. 1).

Відпал за 1273 К ($0,84T_{\text{топл}}$) приводить до істотної зміни мікроструктури (рис. 2, *з*). Форма зерен вже не округла, а більш подібна до багатокутників. Зерна збільшуються на порядок і мають середній розмір близько 10 мкм. Все це починає викликати й зміни у фізико-механічних властивостях. Так, мікротвердість знижується до 5,2 ГПа; модуль пружності залишається на тому ж рівні (табл. 1). Повна ж рекристалізація більшості холоднодеформованих сталей проходить при $(0,6-0,7)T_{\text{топл}}$ за часів витримки 0,5–3,0 год.

За даними рентгеноструктурної аналізи (рис. 1, *е*) рекристалізація відбувається вздовж осі (110), перпендикулярної до площини зйомки. На даній дифрактограмі фіксуються чіткі дифракційні максимуми від твердого розчину на основі фази з ГЦК₁-структурою. Проте при більш детальній аналізі виявляється деяке підвищення фону в області кутів $2\Theta = 72^\circ-74^\circ$, що на нашу думку можна ідентифікувати як залишки фазової складової ГЦК₁. Період ґратниці твердого розчину на основі фази з ГЦК₂-структурою продовжує зменшуватися (табл. 1). Дана температура та час витримки приводять до зростання швидкості дифузії атомів і розчинення фазових складових одна в одній, і кількість фаз зменшується практично до однієї.

Відпал при 1373 К ($0,90T_{\text{топл}}$) приводить до подальшого росту зерен (їх середній розмір близько 70 мкм) та виділення по їх межах іншої фази. Зерен округлої форми вже не спостерігається (рис. 2, *д*). Локальна хемічна а даного зразка показала, що межі зерен збагачені Cu і Mn та збіднені рештою елементів, окрім Ni.

Мікротвердість стопу істотно знижується до 3,6 ГПа; модуль пружності істотних змін не зазнає (табл. 1). Методом рентгеноструктурної аналізи (рис. 1, *е*) реєструється утворення твердого розчину на основі фази з ГЦК₁-структурою в кількості 35% мас. і твердого розчину на основі фази з ГЦК₂-структурою в кількості 65% мас. Інтенсивність дифракційного максимуму (220) фазової складової ГЦК₂ зменшується, що, ймовірно, зумовлено утворенням другої фазової складової та жолобленням прокату під час відпалу. Наявності інших дифракційних максимумів, крім (220), зафіксувати не вдалося — при рекристалізації зберігається текстура деформації.

В зв'язку з утворенням фазової складової ГЦК₁ після відпалу деформованого на 98% зразка та її відсутністю після відпалу в литому стані нами було зроблено двохгодинний відпал при 1373 К досліджуваного стопу деформованого на 80% (товщина 1000 мкм). Його

фазовий склад представляє собою твердий розчин на основі фази з ГЦК₂-структурою, що має період ґратниці $a = (0,3579 \pm 4)$ нм. Наявності на даній дифрактограмі фазової складової ГЦК₁ зафіксовано не було. Тобто для стопу даного хемічного складу та аналогічних температурно-часових умов відпалу, але за меншої деформації або її відсутності, фіксується наявність тільки однієї фазової складової.

Зі зразку, деформованого на 98%, личкуванням було знято поверхневий шар товщиною 10 мкм. Після цього рентгеноструктурною аналізою зафіксовано зменшення кількості твердого розчину на основі фази з ГЦК₁-структурою до кількості у 4% мас. і, відповідно, збільшення кількості фази ГЦК₂ (рис. 1, ж). Позаяк в даному випадку середній розмір зерен — такої ж величини, як і товщина зразка, то, ймовірно, ми будемо мати в поперечній відносно вальцювання поверхні всі межі зерен, перпендикулярні до поверхні. На нашу думку, зменшення довжини меж зерен і є основною причиною концентрованого виділення фазової складової ГЦК₁ у міжзеренній області. Оскільки погано розчинні елементи сегрегують до меж зерен, і коли їх концентрація сягає критичної, то вони кристалізуються окремою фазою (ГЦК₁). Причому розподіл цього твердого розчину в поперечному перерізі прокату не буде однорідним, бо термодинамічно вигідніше новій фазі формуватися на вільній поверхні. Переміщуючись, фронт рекристалізації залишає на межах зерен у більшій кількості надлишки міді, яка переважно й утворює фазову складову ГЦК₁.

Відмітимо, що в роботі [7] фіксується утворення ρ -фази зі структурою типу Cr₅Fe₆Mn₈ на вільній поверхні масивного ВЕСу складу Al_{0,3}CrFe_{1,5}MnNi_{0,5} під час відпалу при 823 К протягом 2 год. Дослідивши це явище, автори прийшли до висновку, що ρ -фаза виділяється тільки на поверхні, тому що саме на ній менші спотворення кристалічної ґратниці й енергія утворення фази.

Відпал при 1473 К ($0,97T_{\text{топл}}$) до істотного збільшення розміру зерен не привів; їх середній розмір складає близько 80 мкм (рис. 2, е). А сама мікроструктура представляє собою мозаїку з 5 та 6 кутників, що декоровані прошарком, який пов'язується нами з твердим розчином на основі фази зі структурою ГЦК₁.

На дифрактограмі (рис. 1, з) присутні дифракційні максимуми від фазових складових ГЦК₁ і ГЦК₂. Після зняття шару товщиною у 10 мкм на дифрактограмі (рис. 1, і) фіксуються тільки сліди від твердого розчину на основі фази з ГЦК₁-структурою (дифракційний максимум (220) в області кутів $2\Theta = 73^\circ - 74^\circ$). Мікротвердість і приведений модуль пружності стопу мають значення, близькі до литого стану (табл. 1). Тобто ефект зміцнення холодною пластичною деформацією був усунений відпалом при 1473 К протягом двох годин. Відновлення деформованого стопу CrMnFeCoNi₂Cu до рівноважного стану відбувається більш повільно, ніж у традиційних стопах.

4. ВИСНОВКИ

Виявлено, що рівень механічних властивостей деформованого на 98% стопу зберігається при відпалі протягом 2 годин за температури 1273 К ($0,84T_{\text{топл}}$), а ефект зміцнення від холодної пластичної деформації повністю усувається протягом відпалу при 1473 К ($0,97T_{\text{топл}}$). Відпал стопу в литому та деформованому на 80% стані сприяє гомогенізації та утворенню твердого розчину на основі однієї фази з ГЦК-структурою замість двох. Відпал стопу деформованого на 98% до 1273 К також сприяє гомогенізації та утворенню твердого розчину на основі однієї фази зі структурою ГЦК замість двох. При відпалі вище 1273 К відбувається виділення по межах зерен, переважно на поверхні, другої фазової складової (ГЦК₂).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. J. W. Yeh, Y. L. Chen, S. J. Lin, and S. J. Chen, *Mater. Sci. Forum*, **560**: 1 (2007).
2. C. Y. Hsu, C. C. Juan, W. R. Wang, T. S. Sheu, J. W. Yeh, and S. K. Chen, *Mater. Sci. Eng. A*, No. 10: 3581 (2011).
3. S. T. Mileiko, S. A. Firstov, N. A. Novokhatskaya, V. F. Gorban, and M. O. Krapivka, *Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing*, **76**: 131 (2015).
4. С. А. Фирстов, М. И. Карпов, В. Ф. Горбань, В. П. Коржов, Н. А. Крапивка, Т. С. Строганова, *Сборник трудов Международной научно-технической конференции «Нанотехнологии функциональных материалов» (24–28 июня 2014 г.)* (Санкт-Петербург: 2014), с. 364.
5. M. V. Karpets', O. M. Myslyvchenko, M. O. Krapivka, V. F. Gorban', O. S. Makarenko, and V. A. Nazarenko, *J. Superhard Materials*, **37**, No. 1: 21 (2015).
6. P. P. Bhattacharjee, G. D. Sathiaraj, M. Zaid, J. R. Gatti, C. Lee, C. W. Tsai, and J. W. Yeh, *J. Alloys Compd.*, **587**: 544 (2014).
7. M. H. Chuang, M. H. Tsai, C. W. Tsai, N. H. Yang, S. Y. Chang, J. W. Yeh, and S. J. Lin, *J. Alloys Compd.*, **551**: 12 (2013).

REFERENCES

1. J. W. Yeh, Y. L. Chen, S. J. Lin, and S. J. Chen, *Mater. Sci. Forum*, **560**: 1 (2007).
2. C. Y. Hsu, C. C. Juan, W. R. Wang, T. S. Sheu, J. W. Yeh, and S. K. Chen, *Mater. Sci. Eng. A*, No. 10: 3581 (2011).
3. S. T. Mileiko, S. A. Firstov, N. A. Novokhatskaya, V. F. Gorban, and M. O. Krapivka, *Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing*, **76**: 131 (2015).
4. S. A. Firstov, M. I. Karpov, V. F. Gorban', V. P. Korzhov, N. A. Krapivka, and T. S. Stroganova, *Proceeding of the International Scientific and Technical*

Conference 'Nanotechnologies of Functional Materials' (June 24–28, 2014)
(Saint Petersburg: 2014), p. 364 (in Russian).

5. M. V. Karpets', O. M. Myslyvchenko, M. O. Krapivka, V. F. Gorban', O. S. Makarenko, and V. A. Nazarenko, *J. Superhard Materials*, **37**, No. 1: 21 (2015).
6. P. P. Bhattacharjee, G. D. Sathiaraj, M. Zaid, J. R. Gatti, C. Lee, C. W. Tsai, and J. W. Yeh, *J. Alloys Compd.*, **587**: 544 (2014).
7. M. H. Chuang, M. H. Tsai, C. W. Tsai, N. H. Yang, S. Y. Chang, J. W. Yeh, and S. J. Lin, *J. Alloys Compd.*, **551**: 12 (2013).