

## Особливості текстури деформованого високоентропійного сплаву $\text{CrMnFeCoNi}_2\text{Cu}$

М. В. Карпець, доктор фізико-математичних наук, професор

О. М. Мисливченко\*

М. О. Крапівка\* кандидат технічних наук

В. Ф. Горбань\*, доктор технічних наук

Національний технічний університет України "КПІ", Київ

\*Інститут проблем металознавства НАН України, Київ

*Проведено дифрактометричне дослідження текстури деформованого прокаткою на ступінь деформації 98 % нееквіатомного сплаву  $\text{CrMnFeCoNi}_2\text{Cu}$ , фазовий склад якого складається із суміші двох твердих розчинів на основі фаз з ГЦК структурами. При прокатці даного сплаву кристаліти переважно орієнтуються так, що в площині прокату встановлюється діагональна площина куба (110), а кристалографічний напрям  $\langle 211 \rangle$  співпадає з напрямом прокатки.*

В сучасній промисловості в якості жароміцних матеріалів найбільш широко використовують нікелеві сплави. Недоліком даних сплавів є низькі показники тривалої міцності та опору повзучості, що обмежує температуру їх використання. Поява нового класу матеріалів – високоентропійних сплавів (ВЕС) дозволяє вирішити проблему підвищення жароміцності.

Характерною особливістю ВЕСів є те, що при наявності великої кількості елементів (5 і більше) їх фазовий склад є досить простим, і представляє собою, як правило, тверді розчини заміщення. Відомо, що ВЕСи, фазовий склад яких є твердий розчин на основі фази зі структурою ГЦК, мають високі показники деформованості при кімнатній температурі. В літературі відомі публікації, присвячені створенню композиційних матеріалів з ВЕСів, виготовлених методом прокатки [1, 2]. Характерною особливістю прокатаних матеріалів є наявність текстури. Питанню текстуроутворення в деформованих металах останнім часом приділяється все більше уваги, оскільки текстура дозволяє суттєво поліпшити характеристики виробу.

Метою даної роботи є дослідження текстури ВЕСу  $\text{CrMnFeCoNi}_2\text{Cu}$  після прокатки на 98 % при кімнатній температурі.

ВЕС  $\text{CrMnFeCoNi}_2\text{Cu}$  був отриманий методом аргоно-дугової плавки в печі МІФІ-9. Плавку проводили невитратним вольфрамовим електродом на мідній водоохолоджувальній подині. Отримані злитки переплавляли 6 – 7 разів для гомогенізації складу. Охолодження злитків відбувалось зі швидкістю приблизно 80 К/с. Початкова деформація відбувалась на прокатному стані ДУО-500, де за 3 проходи товщина зразка зменшилась від

5 до 2,5 мм. Наступний етап прокатки виконували на стані 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.

Для визначення текстур деформації використовували рентгенівську зйомку полюсних фігур “на відбиття” в інтервалі кутів  $\alpha$  від 15 до 90°. Зйомку дифракційних максимумів (111), (200), та (220) виконували з кроком 5° у випромінюванні  $\text{CuK}\alpha$  на рентгенівському дифрактометрі Ultima IV з використанням атоматичної текстурної приставки МРА-IV.

Фазовий склад сплаву в литому стані — це два твердих розчини на основі фази зі структурою ГЦК, які відрізняються один від одного лише періодом ґратки (рис. 1). На дифрактограмі від литого сплаву спостерігається текстура лиття за напрямом [200]. В процесі прокатки матеріалу фазовий склад якісно залишається незмінним (тверді розчини на основі фаз зі структурами ГЦК-1 та ГЦК-2), змінюється лише співвідношення фаз та періоди кристалічних ґраток. Також деформація призводить до зміни

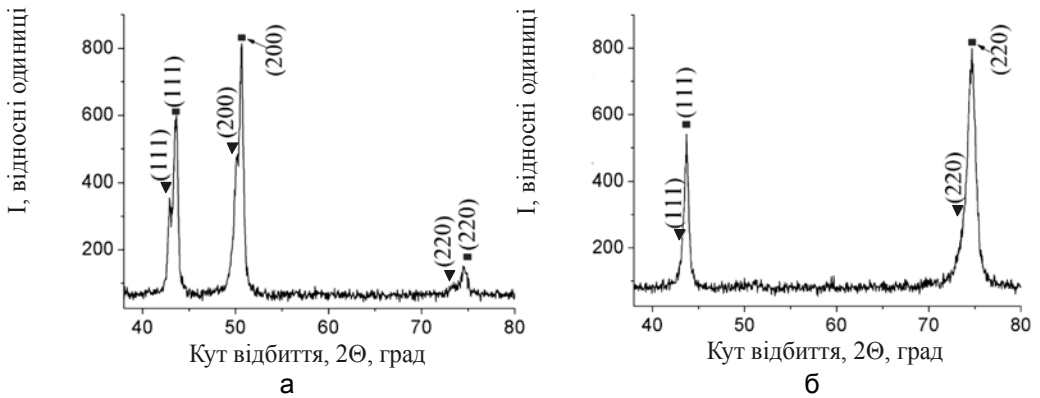


Рис. 1. Дифрактограми сплаву  $\text{CrMnFeCoNi}_2\text{Cu}$ . а – литий стан, б – деформація 98 %.  $\blacktriangledown$  ГЦК-1  $\tau = (0,50)_{200}$ ,  $\blacksquare$  ГЦК-2  $\tau = (0,58)_{200}$ .

текстури росту на текстуру прокатки.

Текстура прокатки, як правило, є складною за наявності декількох систем текстурування (площин і напрямів ковзання). Характер систем текстури залежить головним чином від типу кристалічної ґратки і виду деформації.

Згідно літератури [3] монокристали та полікристалічні метали і сплави з ГЦК ґраткою, переважно мають досить просту головну текстуру прокатки  $\{110\} \langle 112 \rangle$  з площиною  $\{110\}$ , паралельною площині прокатки, і напрямом  $\langle 112 \rangle$ , паралельним напрямку прокатки. Рідше зустрічається компонента  $\{112\} \langle 111 \rangle$ , ще рідше слабка кубічна компонента  $\{100\} \langle 001 \rangle$ .

Згідно прямих полюсних фігур, отриманих від сплаву  $\text{CrMnFeCoNi}_2\text{Cu}$ , деформованого на 98 %, що зображені на рис. 2 а – в, максимум полюсної щільності співпадає з площиною (220), тобто площина зразка з індексами (110) паралельна площині прокатки. Ймовірно, що кристалографічним напрямом, який співпадає з напрямом прокатки, буде напрям із сукупності

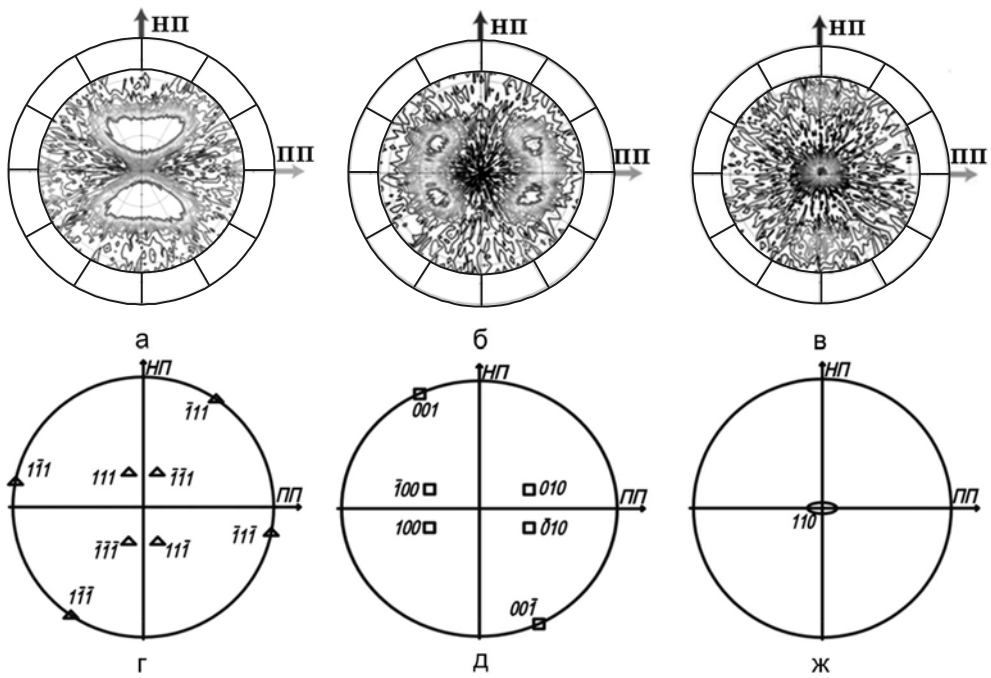


Рис. 2. Експериментальні прямі полюсні фігури (а – в), сплаву CrMnFeCoNi<sub>2</sub>Cu, деформованого на 98 %, та відповідні їм теоретичні проекції (г – ж). НП – напрям прокатки  $[\bar{2}11]$ , ПП – нормаль до НП, що лежить в площині прокатки.

непаралельних кристалографічно еквівалентних напрямів  $\langle 112 \rangle$ . Побудувавши теоретичні гномостереографічні проекції (110) для сімейства напрямів  $\langle 112 \rangle$ , та порівнявши їх з експериментальними полюсними фігурами, ми прийшли до висновку, що тільки для напрямку  $[\bar{2}11]$  та йому паралельних ( $[\bar{2}\bar{1}\bar{1}]$ ,  $[\bar{1}21]$ ,  $[\bar{1}2\bar{1}]$ ) всі полюси теоретичної гномостереографічної проекції повністю співпадають з відповідними полюсами експериментальної полюсної фігури. Варто відмітити, що прямі полюсні фігури, відзняті на полікристалічному зразку, кристали якого не є строго паралельними між собою, а знаходяться під певним кутом, даним явищем і обумовлено злиття проекції напрямів  $[111]$  з  $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$  та  $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$  з  $[11\bar{1}]$  полюсної фігури рефлексу (111) (рис. 2 а).

Таким чином при холодній прокатці ВЕСу CrMnFeCoNi<sub>2</sub>Cu кристаліти переважно орієнтуються так, що в площині прокату встановлюється діагональна площина куба (110), а кристалографічний напрям  $\langle \bar{2}11 \rangle$  співпадає з напрямом прокатки. Відповідно досліджений ВЕС, фазовий склад якого складається з двох твердих розчинів зі структурою ГЦК, під час прокатки, підпорядковується тим же закономірностям утворення текстур (утворення текстури з основними компонентами  $\{110\} \langle 112 \rangle$ ), що й інші метали та сплави зі структурою ГЦК. Це дасть можливість враховувати анізотропію фізичних та механічних властивостей даного матеріалу.

## Література

1. Mileiko S. T., Firstov S. A., Novokhatskaya N. A. Oxide-fibre/high-entropy-alloy-matrix composites // Composites. Part A: Applied Science and Manufacturing. – 2015. – № 76. – С. 131 – 134.
2. Фирстов С.А., Карпов М.И., Горбань В.Ф. Микроструктура слоистой композиции высокоэнтропийный сплав/алюминий после диффузионной сварки // Сборник трудов Междунар. конф. «Нанотехнологии функциональных материалов». – Санкт-Петербург, 24 – 28 июня 2014. – С. 364 – 371.
3. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 406 с.

Одержано 15.12.15

**М. В. Карпец, А. Н. Мысливченко, Н. А. Крапивка, В. Ф. Горбань**

### **Особенности текстуры деформированного высокоэнтропийного сплава CrMnFeCoNi<sub>2</sub>Cu**

#### **Резюме**

Проведено изучение текстуры деформированного прокаткой на степень деформации 98 % неэквивалентного высокоэнтропийного сплава CrMnFeCoNi<sub>2</sub>Cu, фазовый состав которого состоит из смеси двух твердых растворов на основе фаз с ГЦК структурами. При прокатке сплава данного состава кристаллиты преимущественно ориентируются так, что в плоскости прокатки находится плоскость куба (110), а кристаллографическое направление  $\langle \bar{2}11 \rangle$  совпадает с направлением прокатки.

**M. V. Karpets, O. M. Myslyvchenko, M. O. Krapivka, V. F. Gorban'**

### **The texture features of the deformed CrMnFeCoNi<sub>2</sub>Cu high-entropy alloy**

#### **Summary**

This investigation explores the evolution of texture after heavy cold rolling in non-equiatomic CrMnFeCoNi<sub>2</sub>Cu high-entropy alloy, which is a mixture FCC<sub>1</sub>+FCC<sub>2</sub> multi-element solid solutions. This alloy had excellent workability at cold rolling. Strong (110)  $\langle \bar{2}11 \rangle$  type texture was observed after 98 % cold rolling.