

Национальный исследовательский Томский политехнический университет
Национальный исследовательский Томский государственный университет
Томский государственный архитектурно-строительный университет
Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники
Томский национальный исследовательский медицинский центр РАН

ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ ФУНДАМЕНТАЛЬНЫХ НАУК

Сборник научных трудов
XIV Международной конференции студентов, аспирантов
и молодых ученых

Том 1. Физика

РОССИЯ, ТОМСК, 25 – 28 апреля 2017 г.

PROSPECTS OF FUNDAMENTAL SCIENCES DEVELOPMENT

XIV International Conference of students, graduate students
and young scientists

Volume 1. Physics

RUSSIA, TOMSK, April 25 – 28, 2017

Томск 2017

СТРУКТУРА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Cu – Al

Д.А. Осипов

Научный руководитель: профессор, д.ф.-м.н. Е.Ф. Дударев

Научный консультант: доцент, к.ф.-м.н. Т.Ю. Малеткина

Национальный исследовательский Томский государственный университет,

Россия, г. Томск, пр. Ленина, 36, 634050

E-mail: osipov_ff_tsu@mail.ru

STRUCTURE SUBMICROCRYSTALLINE ALLOYS Cu – Al

D.A. Osipov

Scientific Supervisor: Prof., Dr. E.F. Dudarev

Scientific Consultant: Assoc. Prof., Cand. T. Yu. Maletkina

National Research Tomsk State University, Russia, Tomsk, Lenin str., 36, 634050

E-mail: osipov_ff_tsu@mail.ru

***Abstract.** According to experimental data and the proposed models for all modes of severe plastic deformation, fragmentation of the grain structure in metals and alloys is ensured by the development of shear plastic deformation without the formation of pores and microcracks. Structure of copper and alloys Cu – 5 at. % Al after cold rolling and abc-pressing was researched by methods of backscattered electrons and X-ray diffraction. And it founded that after rolling the grain-subgrain structure remains submicrocrystalline with follower dynamic recrystallization.*

Введение. Согласно экспериментальным данным и предложенным моделям при всех способах интенсивной пластической деформации фрагментация зеренной структуры в металлах и сплавах обеспечивается развитием сдвиговой пластинчатой деформации без образования пор и микротрещин. В результате образуются субзерна и зерна с малоугловыми и большеугловыми границами, то есть формируется зеренно-субзеренная структура [1, 2]. До сих пор изучению влияния энергии дефекта упаковки на закономерности и механизмы фрагментации зеренной структуры уделялось мало внимания. При исследовании никеля, меди и алюминия, которые имеют разные энергии дефекта упаковки, и температуры плавления, фактически проводили интенсивную пластическую деформацию при разных гомологических температурах, что могло оказать существенное влияние на формирование субмикроструктурной структуры. Поэтому необходимы исследования одной и той же системы сплавов с сильно отличающейся энергией дефекта упаковки при небольшом отличии температуры плавления. В полной мере этому условию удовлетворяют бинарные сплавы системы Cu - Al. У них с увеличением концентрации алюминия (с) в пределах твердого раствора сильно понижается энергия дефекта упаковки γ (в меди – 0,060 Дж/м², а в сплаве Cu – 5 ат. % Al – 0,027 Дж/м²), температура плавления изменяется незначительно [3].

Материалы и методы исследования. Для исследований использовались образцы из меди и сплава меди с алюминием Cu – 5 ат. % Al (медь чистотой 99, 95 % и алюминий чистотой 99, 99 %), полученные при плавке в высокочастотной печи в атмосфере аргона. В качестве исходных заготовок для получения образцов в субмикроструктурном состоянии при холодной прокатке использовали

образцы с субмикроструктурной структурой, сформированной при абс-прессовании, которые деформировали при комнатной температуре прокаткой с суммарной степенью сжатия поперечного сечения прутка $\sim 86\%$. Для исследования зеренно-субзеренной структуры использовали метод EBSD – анализа на растровом электронном микроскопе CarlZeiss EVO 50 с приставкой для ДОО анализа NORDLYS Oxford Instruments HKL Technology, и программным обеспечением CHANNEL 5, а также рентгеновскую дифрактометрию на дифрактометре XRD – 6000, $\text{CuK}\alpha$ – излучение.

Результаты. В результате интенсивной пластической деформации методом абс-прессования с последующей глубокой пластической деформацией прокаткой в меди и сплаве $\text{Cu} - 5 \text{ ат. \% Al}$ сформировалась однородная по объему образца субмикроструктурная структура (рисунок 1). Форма

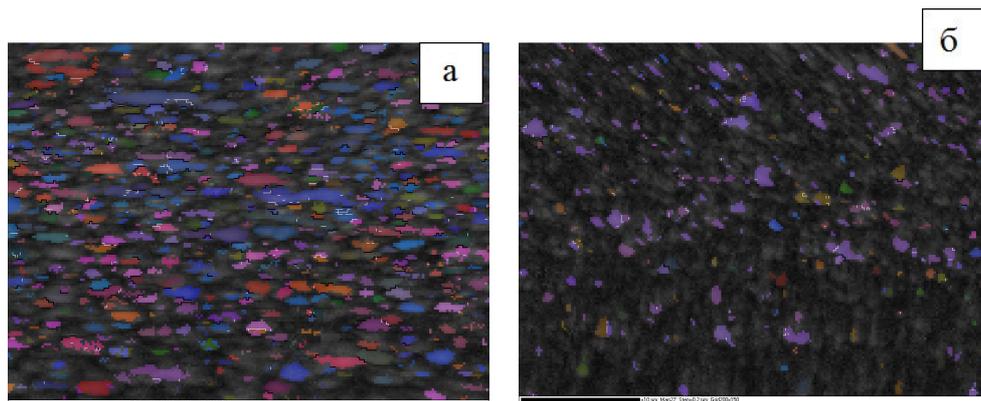


Рис. 1 Карта распределения зерен по ориентациям в меди (а) и в сплаве $\text{Cu} - 5 \text{ ат. \% Al}$ (б) после абс-прессования и холодной прокатки при комнатной температуре.

зерен близка к равноосной с наличием в зернах наибольшего размера оборванных малоугловых границ. Эта зеренно-субзеренная структура, подобна структуре сформированной при абс-прессовании. Однако по сравнению со структурой после абс-прессования, средний размер зерен после прокатки увеличился в меди с 0,43 до 0,63 мкм и в сплаве $\text{Cu} - 5 \text{ ат. \% Al}$ с 0,27 до 0,51 мкм. Это увеличение является следствием разных тензоров напряжения, развитием процессов возврата и динамической рекристаллизации, а также расширением интервала распределения в сторону большего размера с 1,6 до 2 мкм у меди и с 1,1 до 1,65 мкм в сплаве (рисунок 2).

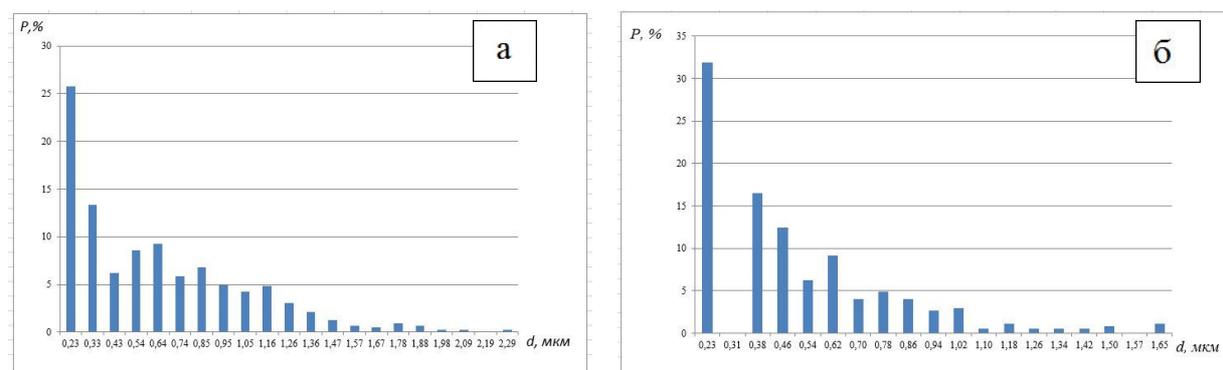


Рис. 2 Гистограмма распределения элементов зеренно-субзеренной структуры по размерам в меди (а) и в сплаве $\text{Cu} - 5 \text{ ат. \% Al}$ (б) после абс-прессования и холодной прокатки при комнатной температуре.

Рентгеновские дифрактограммы меди (рисунок 3) и сплава (рисунок 4) свидетельствуют, что после абс-прессования, в обоих образцах преимущественной ориентации вдоль оси сжатия являются

плоскости {111}. После прокатки текстура изменяется. В меди ориентация плоскости {200} становится определяющей перпендикулярно оси сжатия, а в сплаве в этом сечении основой становится плоскость {220}.

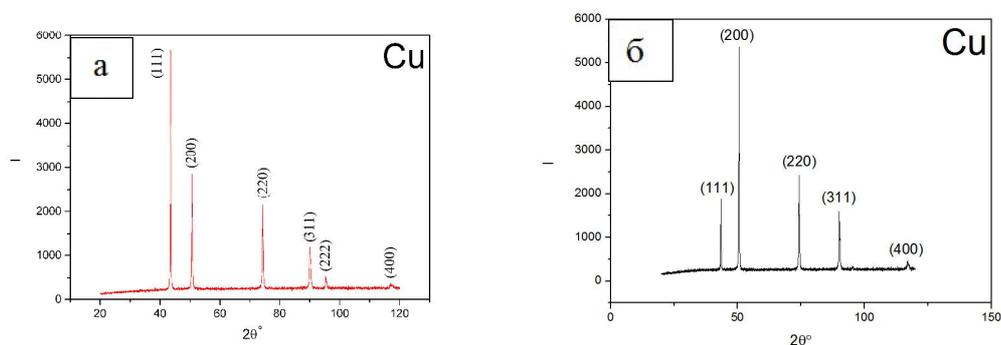


Рис. 3 Рентгеновские дифрактограммы меди после abc-прессования (а) и холодной прокатки при комнатной температуре (б).

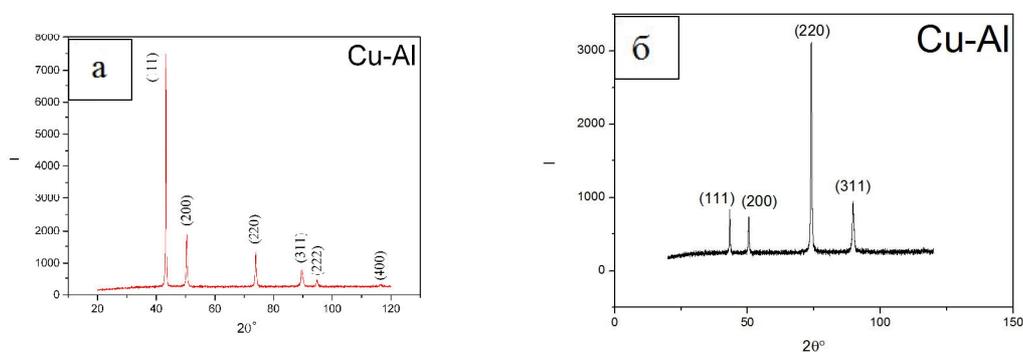


Рис. 4 Рентгеновские дифрактограммы сплава Cu – 5% Al после abc-прессования (а) и холодной прокатки при комнатной температуре (б).

Заключение. Методами рентгеновской дифрактометрии и EBSD – анализа установлено, что в результате прокатки стал больше не только средний размер элементов зеренно-субзеренной структуры, но и размер областей когерентного рассеяния: в меди он увеличился с 51 нм до 192 нм, а в сплаве – с 41 нм до 80 нм. Причем после прокатки, как и после abc-прессования, размер областей когерентного рассеяния остался в сплаве меньше, чем в меди. Кроме того после прокатки деформация кристаллической решетки увеличилась у меди с $0,4 \cdot 10^{-3}$ до $1,4 \cdot 10^{-3}$, а у сплава с $1,5 \cdot 10^{-3}$ до $2,2 \cdot 10^{-3}$. Всё это свидетельствует о том, что глубокая пластическая деформация привела к увеличению внутренних напряжений 2-го рода и интенсивности фрагментации зеренно-субзеренной структуры.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Дударев Е.Ф., Табаченко А. Н., Бакач Г. П., Скосырский А. Б., Кашин О. А., Осипов Д. А. Влияние легирования меди алюминием на параметры субмикроструктурной структуры, сформированной при abc – прессовании // Изв. вузов. Физика. – 2015. – Т. 58, № 11. – С. 166–168.
2. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов / Под ред. Ю.Р. Колобова. – Новосибирск: «Наука», 2001. – 216 с.
3. Thornton P.R. The dependence of double cross-slipping process stacking-fault in face-centered cubic metals and alloys // Phil. mag. – 1962. – V. 7. – № 80. – P. 1349–1369.