

## ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Cu-Al-Ni С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Свирид А.Э., Куранова Н.Н., Лукьянов А.В., Пушин В.Г., Уксусников А.Н.

*Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург, Россия, E-mail: svirid2491@rambler.ru*

Показана возможность устранения дендритной субструктуры и предотвращения охрупчивающего распада, присущего тройным сплавам системы Cu-Al-Ni в литом состоянии, за счет определенных механотермических воздействий с использованием процессов контролируемой рекристаллизации в аустенитном состоянии и последующей закалки. Установлены особенности улучшения механических свойств, зеренной структуры  $\beta$ -аустенита, а также микроструктуры  $\beta'_1$  и  $\gamma'_1$  мартенситов в зависимости от химического состава сплавов и термомеханической обработки. Показано, что для мелкозернистых сплавов с 9.2 и 9.5%Al величина относительного удлинения сохранялась на хорошем уровне (>10%).

Целью данной работы являлось установить влияние легирования алюминием в количестве от 9 до 14 масс.% и высокотемпературной термомеханической обработки на структурно-фазовые превращения в тройных сплавах Cu-Al-Ni с памятью формы.

Были комплексно исследованы тройные сплавы Cu-Al-3 масс.%Ni с прецизионно изменяемым химическим составом в пределах от 9 до 14 масс.%Al (соответственно, меди от 88 до 83 масс.%). Тройная диаграмма состояния выбранного вертикального разреза системы Cu-Al-Ni достаточно хорошо исследована. Структуру и мартенситные превращения изучали с помощью методов рентгеновского структурно-фазового анализа (РСФА), оптической металлографии и электронной микроскопии, трансмиссионной (ТЭМ) и сканирующей (СЭМ).

Сплавы были получены электродуговой плавкой из высокочистых Cu, Al и Ni (99,99%) в атмосфере очищенного гелия. Для гомогенизации отобранные по химическому составу сплавы подвергали трехкратным переплавам с последующим длительным отжигом в аргоне при 1173 К. Оказалось, что в исходном литом состоянии сплавы, испытав при охлаждении эвтектоидные фазовые превращения имели фазовый состав  $\alpha + \beta_2 + \gamma_2$ , где  $\alpha$  - ГЦК(A1) твердый раствор, обогащенный медью (период решетки  $a_\alpha$  близок 0.361 нм),  $\beta_2$  – ОЦК(B2) на основе Ni-Al (период решетки  $a_{B2}$  близок 0.289 нм),  $\gamma_2$  – твердый раствор на основе интерметаллида кубического типа  $Cu_9Al_4(D8_3)$  с широкой областью гомогенности, легированный также никелем (период решетки  $a_{\gamma_2}$  близок 0.870 нм).

Закалка в воде от 1273 К после гомогенизирующей процедуры, предотвратив распад, по данным СЭМ не устранила до конца эффект ликвации химического состава сплавов при кристаллизации (см. табл. 1 и рис. 1 а). Поэтому затем проводили термомеханическую обработку (ТМО) при 1173-1273 К, которая включала два этапа: горячую ковку в прутки сечением 20x20 мм, с закалкой в воде и последующий рекристаллизационный отжиг в том же интервале температур с закалкой в воде. Это обеспечило в сплавах как однородное распределение зерен по размеру и химическому составу, так и в значительной степени исключило эффект ликвации после выплавки. Однако, размер зерна в зависимости от химического состава сплавов изменялся весьма заметно: от мелкозернистого, порядка 100 мкм, при концентрации алюминия 9.2-9.5%, до крупнозернистого, порядка 1 мм, при концентрации алюминия 14%. Тем не менее, в результате рекристаллизации и закалки сплавы были получены практически в однофазном состоянии  $\beta(DO_3)$ -аустенита, который при охлаждении до критических температур, различных для сплавов разного состава, испытал ТМП (см. рис. 2, 3).

Таблица 1 – Результаты проб химического анализа закаленного сплава Cu-Al-3%Ni

Элемент	Интегральный состав, масс.%	Дендриты, масс.%	Матрица, масс.%
Алюминий	13.95	14.49	10.92
Никель	3.05	5.45	3.90
Медь	83.00	80.06	85.18

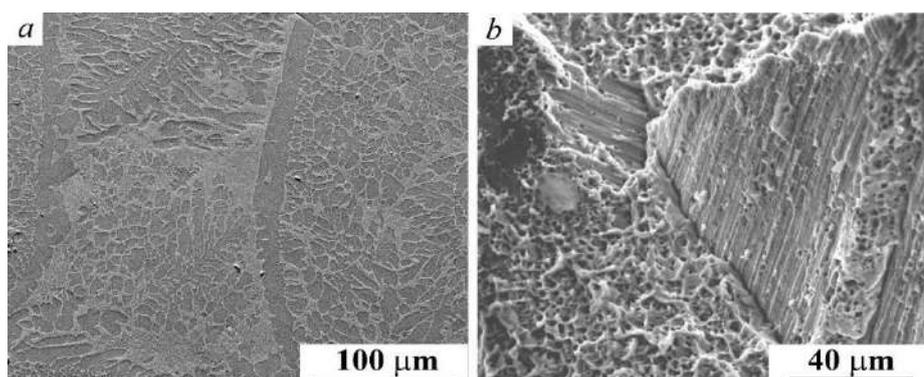


Рисунок 1 – СЭМ литого сплава Cu-14%Al-3% Ni после закалки 1123 К, 30 мин (а) и фрактография с вязкохрупким изломом сплава Cu-14%Al-3%Ni, подвергнутого ТМО и закалке (b)

По данным РСФА при комнатной температуре в сплавах были выявлены две мартенситные фазы  $\beta'_1$  (параметры длиннопериодной моноклинной решетки  $18R$  с пространственной группой  $C2/m$  близки  $a=0.4430$  нм,  $b=0.5330$  нм,  $c=3.8190$  нм,  $\beta=89.0-89.5^\circ$ ) и  $\gamma'_1$  (параметры орторомбической решетки с пространственной группой  $Pmmm$  близки  $a=0.4390$  нм,  $b=0.5340$  нм,  $c=0.4220$  нм). Полученные рентгенодифрактометрические данные согласуются с исследованиями, выполненными в работе методами оптической металлографии, СЭМ и РЭМ.

Микроструктурный анализ исследуемых сплавов показал, что типичной особенностью их мартенситной структуры является преимущественно пакетная морфология попарно-двойникованных мартенситных кристаллов (рис. 2, 3). При уменьшении содержания меди и, соответственно, повышении содержания алюминия, в сплавах наряду с тонкодвойникованным  $\beta'_1$ -мартенситом постепенно начинает увеличиваться количество  $\gamma'_1$ -мартенсита, внутри пластинчатой попарно-двойникованной пакетной субструктуры которого присутствуют тонкие вторичные нанодвойники (см. рис. 3, b). При этом доминирует пакетная морфология мартенсита, основными кристаллоструктурными характеристиками которого являются плоские границы первичных двойниково-ориентированных кристаллов, наличие их кристаллографических габитусов, близких  $\{110\}_\beta$ , и ориентационные соотношения по типу Бейновских. Наблюдаемая микроструктура мартенсита являлась в целом типичной и для мартенсита в монокристаллических сплавах тех же составов.

Результаты механических испытаний на растяжение образцов изученных нами поликристаллических сплавов при комнатной температуре приведены в таблице 2.

Таким образом, исходя из сопоставления полученных данных для сплавов в зависимости от легирования медью и алюминием и размеров зерен, сделан вывод, что все их механические свойства по мере легирования алюминием и роста размеров зерна снижаются, в том числе предел прочности  $\sigma_B$ , предел фазовой текучести  $\sigma_S$ , относительное удлинение  $\delta$ .

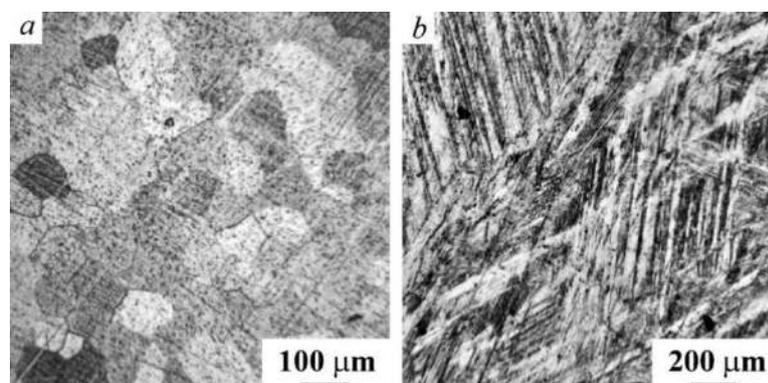


Рисунок 2 – Оптическая металлография сплавов Cu-9.5%Al-3%Ni (a) и Cu-14%Al-3%Ni (b) после ТМО и закалки

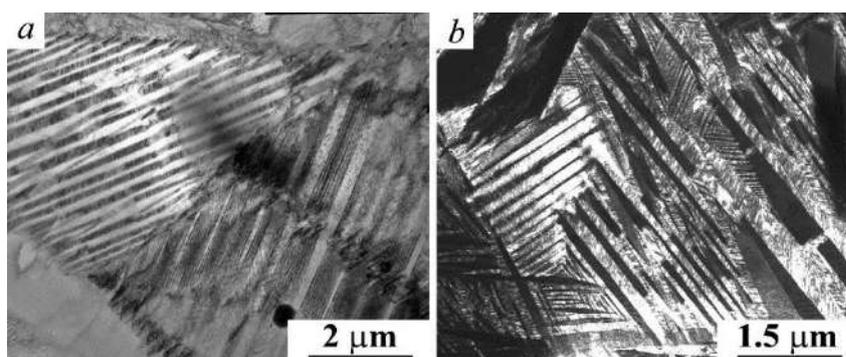


Рисунок 3 – ПЭМ светло- (а) и темнопольное (b) изображения сплавов Cu-9.5Al-3Ni (a) и Cu-14Al-3Ni (b)

Таблица 2 – Зависимость механических свойств от химического состава сплавов Cu-Al(x, масс.%)–Ni(3 масс.%)

x, масс %	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_S$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
9.2	780	280	14.5	0.5
9.5	600	270	10.0	0.5
10.0	520	260	5.0	0.5
10.5	500	250	4.0	0.5
11.0	490	260	5.0	0.5
11.5	460	260	4.0	0.5
12.0	450	260	4.0	0.5
12.5	420	240	5.0	0.5
13.0	390	200	5.0	0.5
13.5	330	150	5.0	0.5
14.0	250	120	3.5	0.5

Вместе с тем, для мелкозернистых сплавов с 9.2 и 9.5%Al величина относительного удлинения сохранялась на хорошем уровне (>10%). При этом изменялся и характер разрушения образцов сплавов при растяжении от хрупкого интеркристаллитного к вязкохрупкому, а затем вязкому при уменьшении содержания Al (см. рис. 1 b).

Работа выполнена при поддержке проекта Российского научного фонда (проект №15-12-10014).