

УДК 621.7.014

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЛАТУННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu-Zn-Ni-Fe-Pb-Sn-Al ПОСЛЕ БЫСТРОЙ ЗАКАЛКИ ИЗ РАСПЛАВА

М. Н. ВЕРЕЩАГИН, И. В. АГУНОВИЧ

*Учреждение образования «Гомельский государственный
технический университет имени П. О. Сухого»,
Республика Беларусь*

Введение

В последнее время материалы с аморфной и микрокристаллической структурой, полученные быстрой закалкой из расплава со скоростью 10^5 – 10^6 К/с в виде ленты, находят все более широкое применение. Данный метод позволяет существенно улучшить механические свойства сплавов за счет увеличения растворимости легирующих элементов в твердых растворах, дробления структурных составляющих, образования метастабильных кристаллических и аморфных фаз [1]. Структурно-чувствительные свойства в большей степени зависят от условий получения данных сплавов при быстрой закалке из расплава.

Целью данной работы является изучение влияния условий получения на структуру и свойства быстрозакаленного сплава системы Cu-Zn-Ni-Fe-Pb-Sn-Al.

Методика эксперимента

В качестве исходного материала для получения быстрозакаленных лент в процессе быстрой закалки из расплава использовался сплав состава, массовая доля которого составляла, %: Cu-66,4, Zn-25,9, Fe-0,08, Ni-4,0, Pb-0,5, Sn-0,4, Al-0,2. Быстрозакаленные ленты различной толщины получали методом спиннингования [2] расплава на цилиндрическую поверхность медного диска. Микроструктуру литых и быстрозакаленных образцов изучали на сканирующем микроскопе «Nanolab-7» и металлографическом микроскопе «Neophot-21». Микротвердость измеряли при вдавлении в образец алмазной пирамиды Виккерса на приборе ПМТ-3 согласно ГОСТ 9450–76.

Химический состав исследованных литых латунных сплавов представлен в таблице ниже.

Химический состав литых образцов (м. д., %)

Образец	Cu	Zn	Fe	Ni	Pb	Sn	Mn	Al
1	68,5	25,9	0,21	4,0	0,8	0,5	0,04	не обна- ружен
2	65,4	26,8	0,08	4,0	1,0	0,5	0,04	
3	64,3	25,1	1,02	4,8	0,55	0,5	0,04	
4	71,4	21,8	0,15	4,8	0,55	0,4	0,04	
5	66,4	25,9	0,12	4,6	0,55	0,4	0,36	
6	66,4	25,9	0,08	4,0	0,5	0,4	не обн.	0,2

Результаты эксперимента и их обсуждение

Микроструктура литых латуней различного состава представлена на рис. 1. Как показали исследования их структуры [3], введение в многокомпонентные сплавы различных легирующих элементов и зная их влияние на положение границ двухфазной области $\alpha + \beta$, можно целенаправленно изменять их фазовый состав или соотношение фаз, а следовательно, влиять на механические и физические свойства сплавов.

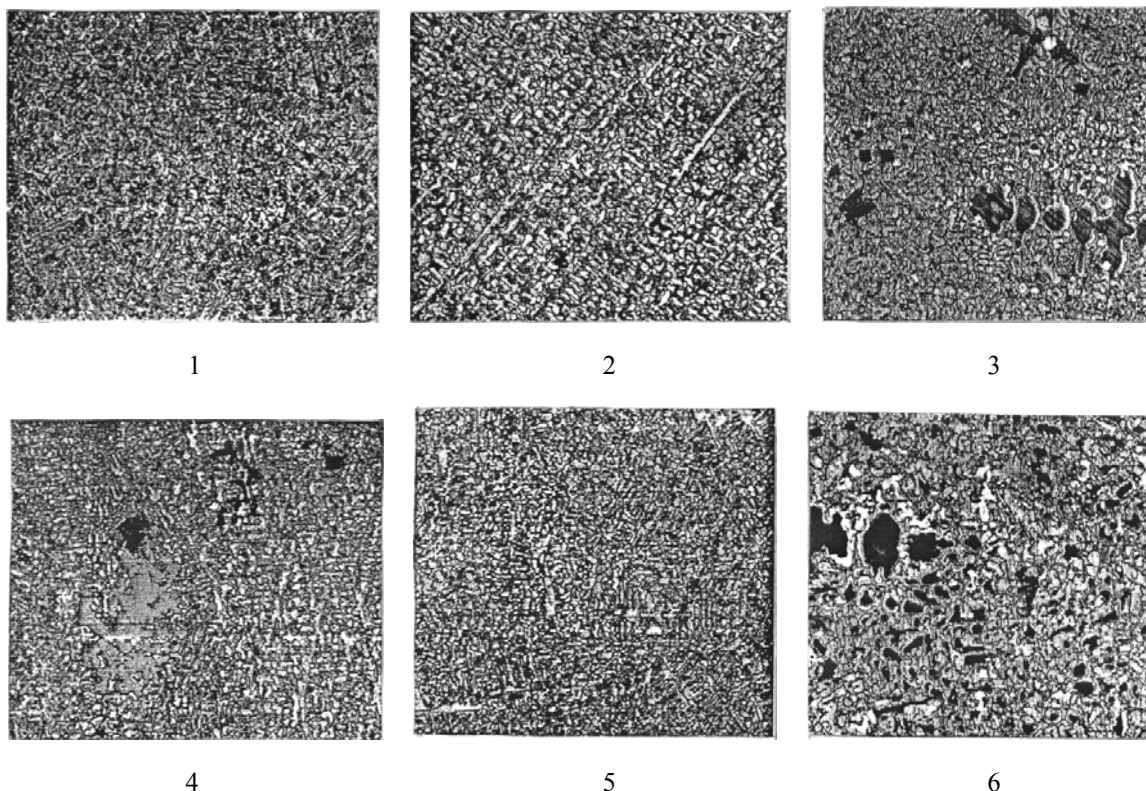


Рис. 1. Микроструктура литых латуней, $\times 100$
(1–6 – номер образца в соответствии с табл. 1)

Установлено, что опираясь на диаграмму состояния системы Cu-Zn и рассчитанное кажущееся содержание цинка, введение никеля в латунь, массовая доля которого составляет 4–4,8 %, позволяет получать однофазный сплав с измельченным зерном и однородными механическими свойствами, вместе с тем в условиях охлаждения расплавов исследованных сплавов в металлическом кокиле была получена двухфазная неравновесная латунь с α - и β -фазой (рис. 1). Причиной возникновения двухфазной структуры стало относительно быстрое охлаждение сплава со скоростью порядка 10^2 – 10^3 K/c, при которой все фазовые превращения не успевали полностью произойти, т. е. β -кристаллы не успевали раствориться в α -фазе [4]. В структуре литых латунных сплавов были обнаружены нерастворенные частицы на основе железа, равномерно распределенные в объеме α - и β -зерен, а также примеси свинца в виде отдельных изолированных образований внутри зерен. В образце 4 (рис. 1) имели место включения диоксидов меди и сульфидов. Размер зерна определялся по методу измерения среднего условного диаметра зерна и составлял 0,02–0,038 мм, что соответствует 6–7 номеру зерна, при этом микротвердость литых образцов находилась в пределах 692–731 МПа [3].

На рис. 2, 3 и 4 представлена структура латунного сплава системы Cu-Zn-Ni-Fe-Pb-Sn-Al полученного со скоростью охлаждения 10^5 – 10^6 К/с методом спиннингования расплава.

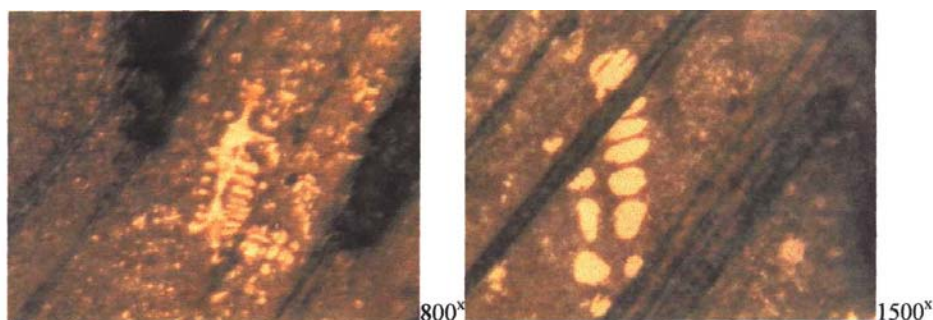


Рис. 2. Структура после травления в NH_4OH и H_2O_2 (1:1)

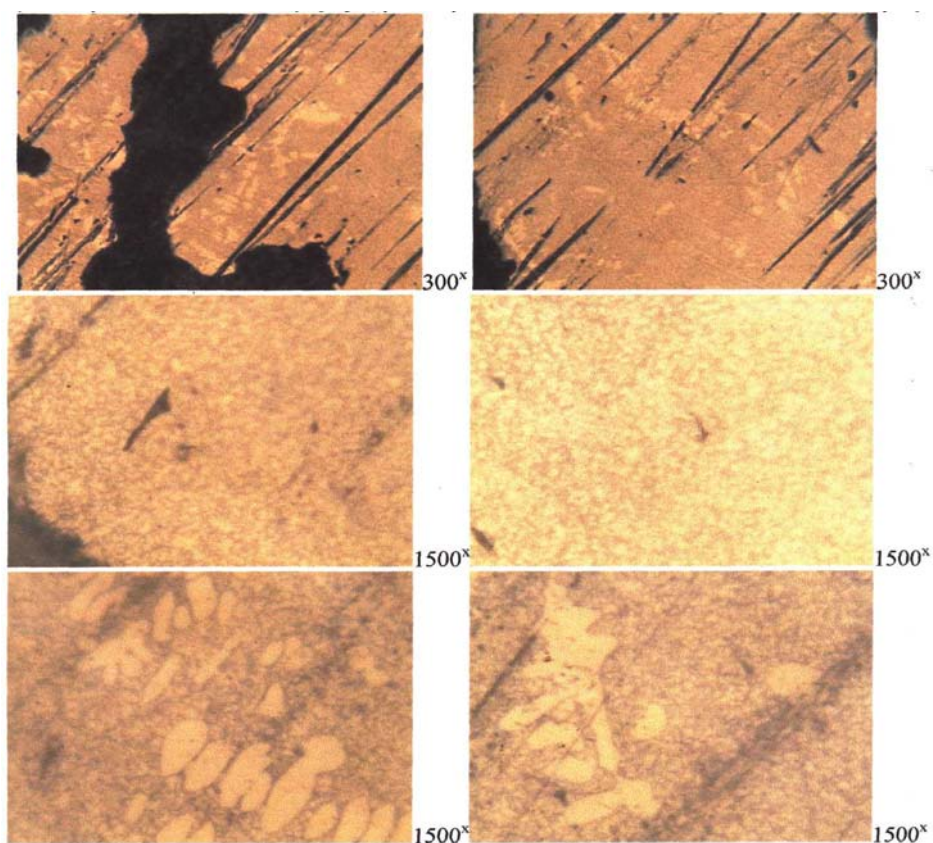


Рис. 3. Структура после пикринового травления (1 г пикриновой кислоты $\text{C}_6\text{H}_3\text{N}_3\text{O}_7$, растворенной в $5 \text{ см}^3 \text{ HCl}$, с добавкой 100 см^3 спирта)

Структура данного быстрозакаленного сплава может быть описана как микрокристаллическая со средним размером кристаллитов в пределах от 0,1 до нескольких нанометров. Сплав обладает высокой степенью однородности и гомогенности. В отличие от литых латуней отсутствуют нерастворенные частицы железа и свинца по всему объему металла. На основании чего можно сделать вывод, что повышение скорости охлаждения значительно увеличивает растворимость легирующих элементов в твердом растворе. Методические особенности съемки позволили получить наиболее полную информацию о неоднородностях размером менее 200 нм. При увеличении в 1500 раз хорошо заметно, что такие неоднородности неравноосны, имеют

удлиненную форму и несколько сплюснуты (рис. 2, 3). Обнаруженные эллипсоидальные дефекты ориентированы своим большим размером вдоль одной оси (предположительно перпендикулярно направлению вращения диска в плоскости ленты). Рассеивающие неоднородности в сплавах существенно полидисперсны. Спектр их размеров охватывает диапазон от нескольких единиц до нескольких сотен нанометров. Форма дефектов изменяется по сечению и может существенно зависеть от сочетания параметров получения сплавов.

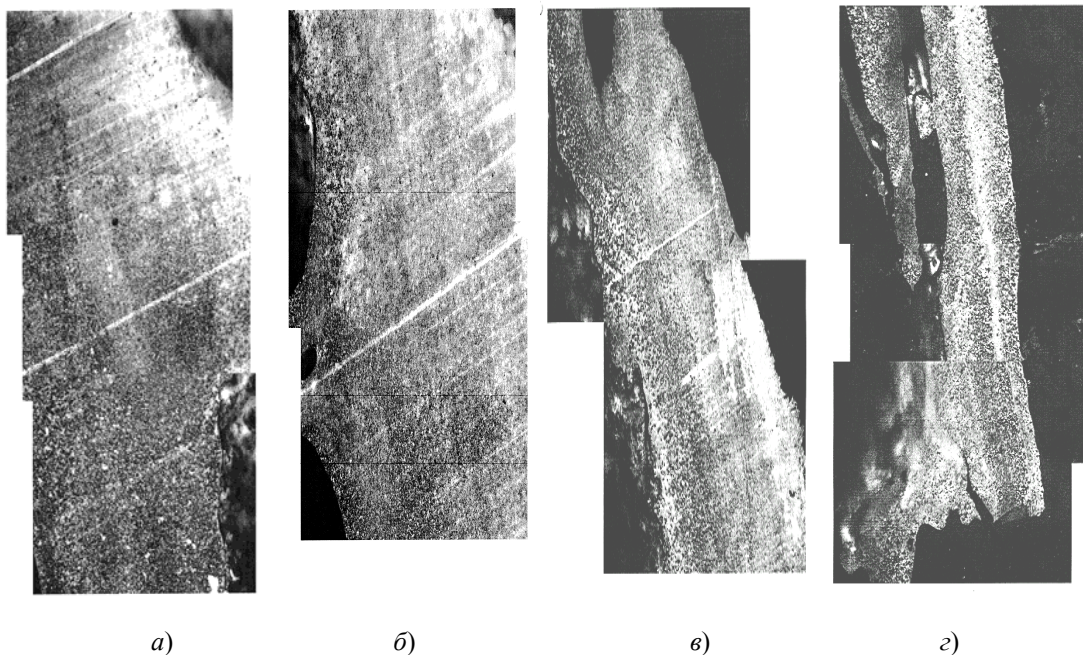


Рис. 4. Панорамы латунных сплавов, выполненных с различной контрастностью и светом, $\times 500$

При анализе электронных фотографий можно сделать вывод, что в структуре существуют в основном субмикрорекристаллы с ГЦК-решеткой (соответствующей α -фазе) и ОЦК-решеткой (соответствующей β -фазе). Наблюдающееся на фотографиях размытие (рис. 4, а, б, в) и снижение интенсивности контраста на отдельных участках позволяет предположить, что параметр кристаллической решетки способен в данном случае изменяться от одного микрорекристаллита к другому, и от центральной части каждого кристаллита к периферийной [5]. Более того, на самых ранних стадиях формирования ультрадисперсной структуры приграничные участки являются частично аморфными. Об этом свидетельствует тот факт, что в структуре не наблюдается характерный полосчатый контраст от границ зерен. Эту структуру можно представить как микрорекристаллическую, в которой границы зерен между отдельными кристаллами являются областями аморфной фазы.

Микротвердость быстрозакаленных образцов находится в пределах 6–7 ГПа (в 9–10 раз выше микротвердости литых образцов).

Высокую твердость сплавов можно объяснить, во-первых, очень малым размером микрорекристаллитов, пересыщенных легирующими элементами вследствие быстрого затвердевания. Во-вторых, аморфная прослойка по границам кристаллитов полностью исключает дислокационный механизм передачи деформации от одного кристаллита к другому. В-третьих, высокая концентрация легирующих элементов создает дополнительные условия для реализации высоких напряжений начала пластического течения.

Выводы

1. Скорость охлаждения в пределах 10^5 – 10^6 К/с при кристаллизации многокомпонентной латуни системы Cu-Zn-Ni-Fe-Pb-Sn-Al значительно влияет на структуру сплавов, изменяя ее от субмикроструктурной до наличия аморфной прослойки по границам кристаллитов.

2. Сплав, полученный с высокими скоростями охлаждения, обладает однородной, гомогенной мелкокристаллической структурой, причем ее повышение значительно увеличивает растворимость легирующих элементов в твердом растворе.

3. Быстрозакаленный исследованный сплав имеет высокие значения микротвердости, выше в 9–10 раз по сравнению с микротвердостью литых сплавов.

Литература

1. Метастабильные и неравновесные сплавы / Ю. В. Ефимови [и др.]; под ред. Ю. В. Ефимова. – Москва : Металлургия, 1988.
2. Дэвис, Г. А. Методы быстрой закалки и образования аморфных металлических сплавов / Г. А. Дэвис // Быстрозакаленные металлы : сб. науч. трудов. – Москва : Металлургия, 1983. – С. 11–30.
3. Агунович, И. В. Влияние легирования на структуру и свойства никелевых латуней / И. В. Агунович // Исследования и разработки в области машиностроения, энергетики и управления : сб. материалов V Междунар. межвуз. науч.-техн. конф. студентов, магистрантов и аспирантов. – Гомель, 2005. – С. 88–101.
4. Мальцев, М. В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов / М. В. Мальцев. – Москва : Металлургия, 1970. – С. 139–162.
5. Глезер, А. М. Структура и механические свойства аморфных сплавов / А. М. Глезер, Б. В. Молотилов. – Москва : Металлургия, 1992. – С. 33–40.

Получено 16.11.2005 г.