

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ

PACSnumbers: 62.20.fg, 64.70.kd, 64.75.Op, 81.05.Bx, 81.30.Bx, 81.30.Kf, 81.40.Cd, 81.40.Ef

Оптимизация термообработки тройных и многокомпонентных сплавов с ЭПФ на основе системы Cu–Al–Mn

И. Р. Бублей, Ю. Н. Коваль, Т. Г. Сыч

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины
бульв. Акад. Вернадского, 36,
03680, ГСП, Киев, Украина*

Проведена оптимизация термообработки, способствующей повышению долговечности изделий из сплавов на основе системы Cu–Al–Mn с эффектом памяти формы. Повторная закалка от 900 К восстанавливает характеристики мартенситного превращения и фазовый состав распавшихся сплавов.

Ключевые слова: термообработка, закалка, долговечность изделий, характеристики мартенситного превращения, эффект памяти формы.

Проведено оптимізацію термооброблення, що сприяє підвищенню довговічності виробів зі стопів на основі системи Cu–Al–Mn з ефектом пам'яті форми. Повторне загартування від 900 К відновлює характеристики мартенситного перетворення та фазовий склад стопів, що розпалися.

Ключові слова: термооброблення, загартування, довговічність виробів, характеристики мартенситного перетворення, ефект пам'яті форми.

The heat-treatment optimization for alloys based on the Cu–Al–Mn system with the shape-memory effect is carried out. It promotes the increase of endurance of corresponding hardware. The repeated quenching from 900 K restores characteristics of martensitic transformation and phase composition of decomposed alloys.

Corresponding author: Iryna Roaldivna Bublely
E-mail: bublely@imp.kiev.ua

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03680 Kyiv, Ukraine*

Please cite this article as: I. R. Bublely, Yu. M. Koval, and T. G. Sych, Optimization of Heat Treatment of Ternary and Multicomponent Alloys with a Shape-Memory Effect on the Base of Cu–Al–Mn System, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **38**, No. 2: 159–166 (2016) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.38.02.0159.

Keywords: heat treatment, quenching, endurance of hardware, characteristics of martensitic transformation, shape-memory effect.

(Получено 20 ноября 2015 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Сплавы на основе систем Cu–Al и Cu–Zn, как тройные, так и многокомпонентные, находят широкое применение в промышленности. Наиболее часто используются сплавы на основе системы Cu–Al–Mn из-за их высоких прочностных свойств, коррозионной стойкости и дешевизны по сравнению с изделиями из сплавов на основе системы Ti–Ni. Детали из таких сплавов используются в машиностроении и светотехнике в виде массивных литых изделий (муфт, шайб), пластин, проволоки [1]. Однако в последнее время их ассортимент расширяется [2]. Как правило, изделия из сплавов на основе системы Cu–Al–Mn с эффектом памяти формы (ЭПФ) используют при температурах ниже комнатной [3–5]. Так, в работе [6] показано, что циклирование сплава Cu–12,4% вес. Al–5,03% вес. Mn 1000 раз в интервале температур до 375 К не приводит к заметному изменению характеристик мартенситного превращения (МП). Однако нагрев до более высокой температуры заметно изменяет характеристики сплава. Это объясняется тем, что при нагреве свыше 600 К мартенситная и исходная переохлажденная фазы сплавов системы Cu–Al, как бинарных, так и многокомпонентных (легированных Mn, Fe, Co, Zn, Ni, Al) частично распадаются [7–9]. Из-за этого изделия с температурой протекания МП выше комнатной являются недолговечными и требуют повторного закаливания от температуры 1173 К, что усложняет и удорожает процесс эксплуатации изделий. Поэтому возникла необходимость оптимизации термообработки для длительного использования и многократного циклирования изделий с температурой протекания МП выше комнатной.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

При нагреве в сплавах Cu–Al–Mn в результате эвтектоидного распада (рис. 1) хрупкий интерметаллид Cu_9Al_4 выделяется по границам зерна β -фазы [7]. Легирование кобальтом приводит к тому, что частицы Cu_9Al_4 выделяются по объёму зерна β -фазы. Это приводит к повышению пластичности сплавов. Показано, что легирование Co в количестве до 1% вес. практически не изменяет характеристики МП, но повышает устойчивость матрицы к распаду [8, 9]. В наших исследованиях кобальт вводился в состав матрицы в количестве, меньшем предела растворимости в матрице (4,2% вес.).

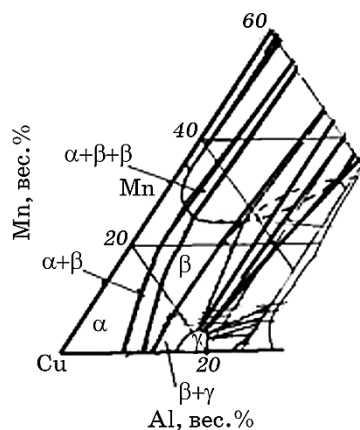


Рис. 1. Изотермический разрез тройной диаграммы Cu–Al–Mn при температуре 873 К [10].

Fig. 1. Isothermal section of the ternary Cu–Al–Mn diagram at the temperature of 873 K [10].

Выплавленные сплавы Cu–Al–Mn и Cu–Al–Mn–Co (табл. 1) подвергали гомогенизирующему отжигу при 970 К в течение 15 ч и охлаждали с печью в течение 20 ч. Литые и гомогенизированные сплавы подвергали закалке от 1123 К в воду. Для оценки однородности химического состава отливок проводили рентгеноспектральный анализ и определяли температуру мартенситного превращения в различных участках слитков. Химический состав и температура превращения отличались только в пределах погрешности измерений.

Для определения фазового состава закалённых от 1123 К и состаренных при температурах 473, 573 и 773 К образцов использовали метод рентгеноструктурного анализа в излучении $\text{CuK}\alpha$. Критиче-

ТАБЛИЦА 1. Химический состав и характеристики МП сплавов.

TABLE 1. Chemical composition of alloys and their martensitic-transformation characteristics.

| Сплав | Содержание элементов, % вес. | | | | M_n , К | A_r , К |
|-------|------------------------------|------|-----|-----|-----------|-----------|
| | Cu | Al | Mn | Co | | |
| 1 | | 13,2 | 2,2 | | 390 | 420 |
| 2 | | 13,2 | 3 | | 305 | 340 |
| 3 | 81,4 | 13,0 | 3,8 | 1,4 | 370 | 390 |
| 4 | 84,4 | 12,9 | 2 | 0,7 | 330 | 370 |
| 5 | 83,4 | 12,8 | 2 | 1,8 | 300 | 380 |

ские точки реакции аустенит–мартенсит определяли путём измерения зависимости электросопротивления от температуры и с использованием метода трёхточечного изгиба при нагреве и охлаждении нагружённых внешней нагрузкой образцов сплавов.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Как видно из табл. 1, МП в исследуемых сплавах заканчивается при температуре значительно выше комнатной. Наиболее высокая температура у сплавов 1 и 3. Наши исследования показали, что циклирование образцов исследуемых сплавов в интервале температур МП 5 и 10 раз мало изменяет характеристики МП. Для изучения влияния значительного количества циклов на протекание МП ситуацию моделировали, применив старение образцов при высокой температуре. Предполагалось, что при одном цикле образец при повышенной температуре находится от 1 до 2 мин. Таким образом, старение в течение 30 ч соответствует циклированию в пределах 100 циклов.

На рисунке 2 представлены кривые МП закалённого (1) и состаренного (2) при температуре 473 К в течение 30 ч образцов для спла-

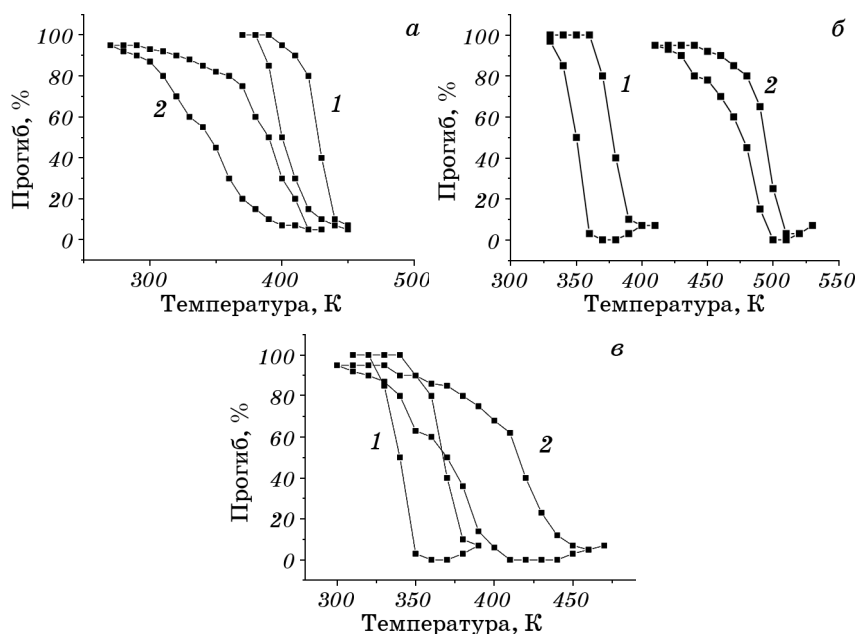


Рис. 2. Кривые МП закалённого (1) и состаренного (2) при температуре 473 К в течение 30 ч образцов для сплавов 3 (а), 4 (б) и 5 (в).

Fig. 2. The martensitic-transformation curves for the alloy samples 3 (a), 4 (б), and 5 (в) quenched (1) and aged (2) at the temperature of 473 K during 30 h.

вов 3–5. Для получения однозначных результатов температура конца цикла должна быть выше температуры конца обратного МП для всех исследуемых сплавов. Как видно из рисунка, протекание МП в сплавах различного состава при одинаковой термообработке заметно отличается. В сплаве 3 интервал МП сдвигается в сторону более низких температур. В сплаве 4 температурный интервал превращения сильно смещается в сторону более высоких температур, а в сплаве 5 интервал МП значительно расширяется. Такое разнообразие поведения сплавов объясняется их различной устойчивостью к эвтектоидному распаду.

Для исследования поведения характеристик МП вблизи температуры тройного эвтектоида проведено старение сплавов при температурах 573 К и 773 К (ниже и выше температуры тройного эвтектоида). На рисунке 3 представлены зависимости изменения характеристик МП от продолжительности старения при этих температурах для сплава 3. Как видно из рис. 3, а, при температуре старения 573 К характеристики МП заметно изменяются: происходит значительное расширение интервала МП. Увеличение продолжительности выдержки до 10 ч и более приводит к монотонному снижению температур МП. Как следует из рис. 3, б, резкие изменения при температуре старения 773 К происходят в течение первого часа старения, а потом следует стабилизация характеристик МП и приближение их к характеристикам МП сплава в исходном состоянии. Такое поведение характеристик МП объясняется тем, что образуется стабильная при температуре 773 К β -фаза определённого состава (рис. 1).

Чтобы уточнить температуру, закалка от которой приводит к минимальному воздействию на характеристики МП и восстановлению характеристик сплава в исходном состоянии, были проведены исследования изменения M_n , гистерезиса ΔT и прогиба от температу-

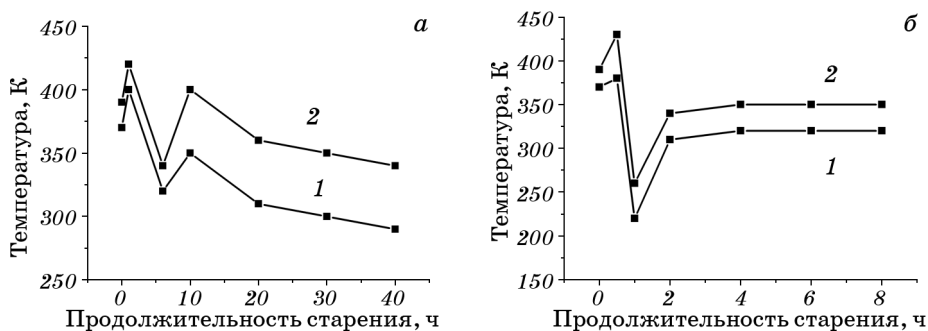


Рис. 3. Зависимости характеристик M_n (1) и A_f (2) от продолжительности старения при 573 К (а) и 773 К (б) для сплава 3.

Fig. 3. The dependences of the M_s (1) and A_f (2) characteristics on the ageing duration at 573 K (a) and 773 K (b) for alloy 3.

ры повторной закалки (рис. 4) для сплава 3. В закалённом состоянии температура M_n сплава 3 составляет 390 К (см. табл. 1), $\Delta T = 25$ К. После длительного старения сплава при 573 К M_n понижается на 90 К, гистерезис ΔT расширяется до 100 К. Прогиб составляет 40% от величины прогиба образца в закалённом состоянии. Повышение температуры закалки до 723 К практически не изменяет характеристики мартенситного превращения. При увеличении температуры закалки до 750 К характеристики изменяются на 10–15%. При достижении температуры 800 К M_n восстанавливается на 45%, ΔT — на 35%, прогиб — на 50%. При дальнейшем повышении температуры закалки до 873 К наблюдается почти полное восстановление характеристик МП (M_n повышается до своего значения в закалённом состоянии, ΔT сужается до 40 К, а прогиб восстанавливается до 85% от исходного). Полностью свойства закалённого сплава восстанавливаются при достижении температуры повторной закалки 923 К. Восстановление свойств сплава до исходного уровня свидетельствует о растворении стабильных фаз при температуре выше 773 К, что приводит к изменениям состава сплава и приближает его к составу в исходном состоянии.

Для всех исследуемых сплавов зависимости характеристик МП от температуры повторной закалки похожи, что подтвердили проведённые рентгеноструктурные исследования. Рентгеноструктурный анализ показал, что в закалённом состоянии образец сплава 3 при комнатной температуре находится в состоянии γ' -мартенсита, длительное старение при температуре 573 К приводит к значительному изменению вида рентгенограммы: кроме линий отражения γ' -мартенсита присутствуют линии β -фазы с типом упорядочения

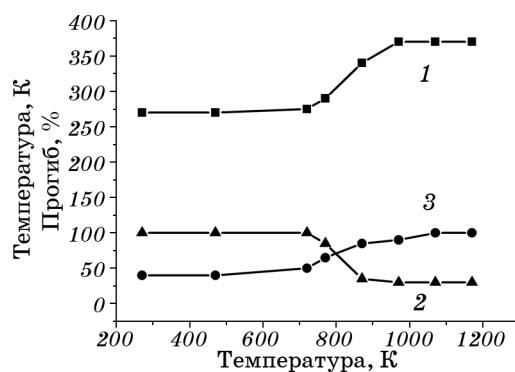


Рис. 4. Зависимости характеристик M_n (1), ΔT (2) и прогиба (3) от температуры повторной закалки сплава 3.

Fig. 4. The dependences of the M_s (1), ΔT (2), and deflection (3) characteristics on the re-quenching temperature for the alloy 3.

$\beta_2 + \text{DO}_3$ и γ_2 -фазы (Cu_9Al_4). Это свидетельствует о значительной степени распада сплава и о резком снижении температуры мартенситного превращения. При закалке образца сплава 3 от температуры 623 К вид рентгенограммы не изменяется по сравнению с рентгенограммой для состаренного сплава 3. При более высокой температуре закалки 673 К на рентгенограмме исчезают линии отражения β - и γ_2 -фаз. Сравнение рентгенограмм образцов, закалённых от 1173 и 873 К показывает, что они идентичны с рентгенограммой закалённого от 673 К сплава. Таким образом, при закалке сплавов из области температур выше 873 К восстанавливается исходная структура сплава.

4. ВЫВОДЫ

Определена оптимальная термообработка, при которой характеристики МП и фазовый состав распавшихся сплавов полностью восстанавливаются. Такой термообработкой является повторная закалка от 900 К, что почти на 400 К ниже ранее используемых температур закалки.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. H. Warlimont and L. Delaey, *Martensitic Transformation in Copper-, Silver- and Gold-Based Alloys* (Oxford: Pergamon Press: 1974).
2. В. М. Надутов, А. Е. Перекос, В. В. Кокорин, С. М. Коноплюк, Т. В. Ефимова, В. П. Залуцкий, *Металлофиз. новейшие технол.*, **36**, № 12: 1679 (2014).
3. Y. Sutou, R. Kainuma, and K. Ishida, *Mater. Sci. Eng. A*, **273–275**: 375 (1999).
4. Y. Sutou, T. Omori, K. Yamauchi, N. Ono, R. Kainuma, and K. Ishida, *Acta Mater.*, **53**: 4121 (2005).
5. Y. Sutou, T. Omori, A. Furukawa, Y. Takahashi, R. Kainuma, K. Yamauchi, S. Yamashita, and K. Ishida, *J. Biomed., Mater. Res. Part B: Appl. Biomater.*, **69B**: 64 (2004).
6. Л. Е. Козлова, А. Е. Перекос, В. П. Залуцкий, С. М. Коноплюк, В. В. Кокорин, Д. М. Трояновский, *Металлофиз. новейшие технол.*, **36**, № 12: 1671 (2014).
7. И. Р. Бублей, Ю. Н. Коваль, П. В. Титов, *Металлофиз. новейшие технол.*, **18**, № 4: 20 (1996).
8. И. А. Арбузова, В. В. Мартынов, П. В. Титов, Л. Г. Хандрос, *Металлофизика*, **62**: 54 (1975).
9. И. А. Арбузова, П. В. Титов, Л. Хандрос, *Металлофизика*, **69**: 83 (1977).
10. W. Koster und T. Godeke, *Zeitschrift für Metallkunde*, **57**, No. 2: 882 (1966).

REFERENCES

1. H. Warlimont and L. Delaey, *Martensitic Transformation in Copper-, Silver- and Gold-Based Alloys* (Oxford: Pergamon Press: 1974).

2. V. M. Nadutov, A. O. Perekos, V. V. Kokorin, S. M. Konoplyuk, T. V. Yefimova, and V. P. Zalutskiy, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **36**, No. 12: 1679 (2014) (in Russian).
3. Y. Sutou, R. Kainuma, and K. Ishida, *Mater. Sci. Eng. A*, **273–275**: 375 (1999).
4. Y. Sutou, T. Omori, K. Yamauchi, N. Ono, R. Kainuma, and K. Ishida, *Acta Mater.*, **53**: 4121 (2005).
5. Y. Sutou, T. Omori, A. Furukawa, Y. Takahashi, R. Kainuma, K. Yamauchi, S. Yamashita, and K. Ishida, *J. Biomed., Mater. Res. Part B: Appl. Biomater.*, **69B**: 64 (2004).
6. L. E. Kozlova, A. O. Perekos, V. P. Zalutskiy, S. M. Konoplyuk, V. V. Kokorin, and D. M. Troyanovskiy, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **36**, No. 12: 1671 (2014) (in Russian).
7. I. R. Bublej, Yu. N. Koval, and P. V. Titov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **18**, No. 4: 20 (1996) (in Russian).
8. I. A. Arbuzova, V. V. Martynov, P. V. Titov, and L. G. Handros, *Metallofizika*, **62**: 54 (1975) (in Russian).
9. I. A. Arbuzova, P. V. Titov, and L. G. Handros, *Metallofizika*, **69**: 83 (1977) (in Russian).
10. W. Koster und T. Godeke, *Zeitschrift für Metallkunde*, **57**, No. 2: 882 (1966).