

# Zr 元素对 Cu-4Ti 合金调幅分解与非连续沉淀的影响

向朝建<sup>1,2</sup>, 李华清<sup>1</sup>, 陈忠平<sup>1</sup>, 张曦<sup>1</sup>

(1. 苏州有色金属研究院有限公司, 江苏 苏州 215026)

(2. 上海交通大学, 上海 200240)

**摘要:** 研究了 Zr 元素对 Cu-4Ti 合金调幅分解与非连续沉淀的影响, 使用光学显微及透射电镜表征了合金固溶及热处理过程的微观组织, 分析了 Zr 元素对调幅分解与非连续沉淀组织形貌的影响。通过力学及电学性能的变化, 分析了 Zr 元素对合金性能的影响。结果表明: Zr 元素阻碍 Ti 原子的扩散, 能显著延缓 Cu-4Ti 合金调幅分解的过程, 抑制非连续沉淀的发生, 提高 Cu-4Ti-0.1Zr 合金在峰值时效 (450 °C/7 h) 时的综合性能, 对电导率的影响小。其抗拉强度为 1155 MPa, HV 维氏硬度为 3.3 GPa, 电导率是 15.4% IACS。

**关键词:** 铜钛合金; Zr 元素; 调幅分解; 非连续沉淀; 显微组织

**中图分类号:** TG146.1<sup>+</sup>1; TG166.2

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2016)04-1024-06

Cu-Ti 系合金以其高强高弹性常用于接插件行业, 可用于替代铍铜合金, 属于绿色环保产品。但传统 Cu-Ti 合金的强度、弯曲性能和高温强度等指标均不及铍青铜, 只能在中低端市场替代铍铜, 因此, 需要对 Cu-Ti 合金进行优化, 以适应更广泛的应用需求。

Cu-Ti 合金中 Ti 元素质量分数通常在 1%~5%, Ti 元素发生调幅分解, 是典型的时效强化合金<sup>[1]</sup>。当 Ti 元素质量分数为 3.5%~4.5% 时, 强度与导电率达到最佳匹配。Cu-Ti 合金的加工工艺<sup>[2-6]</sup>及时效强化机制<sup>[1, 7-10]</sup>的研究已经趋于完善。Cu-Ti 合金的主要强化过程为: 高温下形成 Cu-Ti 过饱和固溶体, 通过塑性变形与时效处理后, 固溶体中的 Ti 原子发生短程有序、调幅分解、组织粗化、形成非连续沉淀析出相。纯 Cu、Ti 二元合金在峰值时效态下, 发生短程有序及调幅分解, 但调幅组织仅存在于较窄的温度区间, 易过时效析出非连续片层组织, 综合性能下降。因此, 大量的研究集中在通过添加第三、第四元素进行改性, 抑制或延缓 Cu-Ti 合金非连续析出的发生, 提高 Cu-Ti 合金高温强度, 如添加 Co 元素<sup>[11, 12]</sup>、Cr 元素<sup>[13]</sup>、Sn 元素<sup>[14]</sup>、Cd 元素<sup>[15]</sup>、Al 元素<sup>[16]</sup>及 Zr 元素<sup>[17-20]</sup>。其中 Zr 元素能够有效抑制非连续沉淀的发生, 提高固溶态及峰值时效态强度及屈服强度, 峰值时效形成共格亚稳相 Cu<sub>4</sub>Ti ( $\beta'$ ), 过时效后转变为 Cu<sub>3</sub>Ti ( $\beta$ ) 相, 非连续

沉淀的发生延缓至 450 °C/80 h 或 500 °C/8 h<sup>[19]</sup>。由于 Zr 元素在铜中的固溶度极小, 对导电率的影响小, 具有延缓非连续沉淀析出的作用, 但 Zr 元素对调幅分解与非连续沉淀过程的影响机理与过程尚无系统报道。本实验将重点研究 Cu-Ti 合金中添加 Zr 元素, 对调幅分解及非连续沉淀过程的影响。

## 1 实验

实验合金成分见表 1。合金制备以电解铜、海绵钛和海绵铍为原料, 采用气氛保护中频感应炉熔炼。熔炼、铸造温度为 1150~1250 °C, 铸锭尺寸为 70 mm×150 mm×2000 mm。合金在 830 °C 热轧至 8 mm 厚, 在 850 °C 固溶 1 h, 水淬后冷轧至 1.0 mm, 进行钟罩炉时效处理, 氮气保护。

合金的化学成分检测采用 IRIS Intrepid XSP 等离子体发射光谱仪。拉伸检测采用 CSS-44100 型万能试验机。硬度测试使用 HVS-1000 型显微硬度计, 每个

表 1 实验合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of the studied alloys ( $\omega/\%$ )

Alloy	Ti	Zr	Cu
Cu-4Ti	4.0	—	Bal.
Cu-4Ti-0.1Zr	4.0	0.1	Bal.

收稿日期: 2015-04-15

基金项目: 中国铝业公司科技发展基金 (2006KJA07)

作者简介: 向朝建, 男, 1981 年生, 硕士生, 苏州有色金属研究院有限公司, 江苏 苏州 215026, 电话: 0512-88856531, E-mail: chaojian\_xa@163.com

试样测量次数不少于 5 次, 并取其平均值。电阻测量使用 QJ36 型单双臂电桥, 测量精度为 0.05%。显微组织观察采用 NIKON EPIPHOT 200 型显微镜, 侵蚀剂采用  $\text{FeCl}_3 + \text{HCl}$  + 乙醇溶液。TEM 试样经双喷减薄仪减薄 (双喷电解液为 70% 的磷酸水溶液) 后, 在 HRTEM-2010F 型高分辨透射电子显微镜上观察 (加速电压为 200 kV)。

## 2 结果与分析

### 2.1 金相显微组织演变

#### 2.1.1 固溶处理

Cu-Ti 合金固溶处理的目的是在铜基体内形成 Ti 原子的过饱和固溶体, 充分固溶有利于后续时效沉淀强化。896 °C 时 Ti 在铜中的极限固溶度为 4.7% (质量分数, 下同), 室温固溶度为 0.4%。Zr 在铜中的极限固溶度为 0.11% (960 °C), 室温固溶度 < 0.01%, Zr 的含量大于 0.11% 时, 会有少量 Zr 不能完全固溶, 因此, Zr 含量应控制在 0.11% 以下。图 1 为 Cu-4Ti 与 Cu-4Ti-0.1Zr 合金 850 °C/1 h 固溶处理状态组织形貌。如图 1 所示, Cu-4Ti 合金固溶效果良好, Cu-4Ti-0.1Zr 合金有少量颗粒相尚未固溶进入基体。

#### 2.1.2 峰值时效处理

观察微观组织发现, 峰值时效合金冷变形试样未发生再结晶, 加工流线清晰可见 (见图 2), 也未见析出

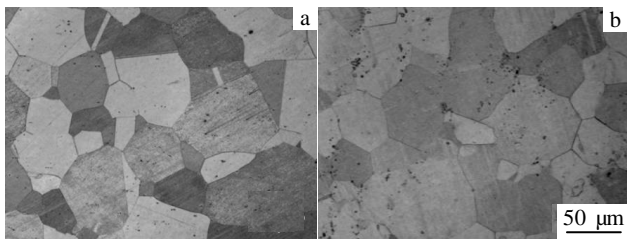


图 1 Cu-4Ti 和 Cu-4Ti-0.1Zr 合金 850 °C/1 h 固溶态形貌

Fig.1 Optical micrographs of solid solution alloys at 850 °C for 1 h: (a) Cu-4Ti and (b) Cu-4Ti-0.1Zr

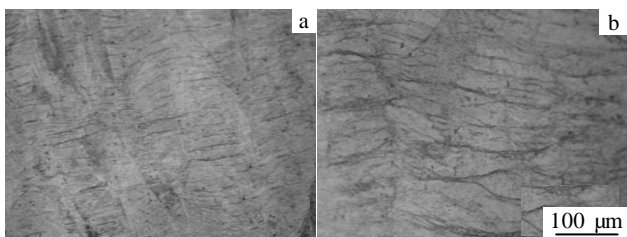


图 2 合金峰值时效态的形貌

Fig.2 Optical micrographs of peak aging alloy: (a) Cu-4Ti aged

at 400 °C for 5 h and (b) Cu-4Ti-0.1Zr aged at 450 °C for 7 h

相, 与文献[4]有同样结果; 从透射电镜下观察, 在峰值时效过程中发生了固溶原子的有序化与调幅分解, 还可能伴有调幅组织的粗化<sup>[1, 4, 19]</sup>。

#### 2.1.3 500 °C 热处理

固溶后经冷变形的 Cu-4Ti、Cu-4Ti-0.1Zr 合金, 在 500 °C 保温不同时间的光学组织形貌见图 3。从图 3a、3b、3c 可以看出, Cu-4Ti 合金在 500 °C 保温 1 h, 已经发生再结晶, 在晶界已经明显地发生了非连续沉淀; 保温 5 h 后, 等轴晶长大, 由晶界向晶内产生更为明显的非连续沉淀; 保温 24 h 后, 晶内完全发生非连续沉淀, 但片层组织细小。从图 3d、3e、3f 可以看出, Cu-4Ti-0.1Zr 合金在 500 °C 保温 1 h, 也发生再结晶, 形成等轴晶, 但晶粒尺寸相比 Cu-4Ti 合金细小, 晶界有少量非连续沉淀; 保温 5 h 后, 晶界发生非连续沉淀的体积分数小于对比样品; 保温 24 h 后, 晶内产生非连续沉淀, 但片层组织含量约占整体的 55%。

#### 2.1.4 750 °C 热处理

固溶+冷变形的 Cu-Ti 合金, 随着热处理温度的升高, 尤其是过时效后, 由晶界向晶内衍生非连续沉淀相, 直至晶内完全形成厚度尺寸极小的片层组织。随着温度升高或保温时间延长, 这种片层组织会粗化<sup>[1]</sup>, 片层间距增加, 单个片层组织完全穿过一个等轴晶。随着粗化的加剧, 片层间距越来越大, 同时部分沉淀相也因为温度较高而出现回溶, 片层长度变短, 两端变尖, 呈一定的位向关系。图 4 呈现了非连续沉淀粗化的过程。与 Cu-4Ti 合金相比, Cu-4Ti-0.1Zr 合金发生非连续沉淀与粗化的程度下降, 时间滞后。

## 2.2 TEM 组织演变

### 2.2.1 固溶态

图 5 为 Cu-4Ti 与 Cu-4Ti-0.1Zr 合金在 850 °C 固溶 1 h 后水淬的 TEM 照片。从图 5 可以看出, 固溶态 2 种合金组织相同, 均出现了周期性的亮暗区域。这表明, Cu-Ti 合金在固溶处理状态, 已经出现了 Ti 原子的有序化, 导致 Ti 原子在基体中有一定的成分起伏, 未出现明显的调幅分解组织, 说明本试样固溶效果良好, 水淬及时, 合金原子固溶充分。但 Cu-4Ti-0.1Zr 合金中出现周期性的亮暗区域, 在尺寸上比 Cu-4Ti 合金的更小。

### 2.2.2 峰值时效

图 6 为 Cu-4Ti 与 Cu-4Ti-0.1Zr 合金的峰值时效的

TEM 照片, 其中图 6a 为 Cu-4Ti 合金经 400 °C/5 h 时效组织, 图 6b 为 Cu-4Ti-0.1Zr 合金经 450 °C/7 h 时效组织。从图 6 中可以看出, Cu-4Ti 与 Cu-4Ti-0.1Zr 合

金均发生了调幅分解, Ti 溶质原子浓度呈周期性排列, 为共格亚稳相  $\text{Cu}_4\text{Ti}(\beta')$ <sup>[19]</sup>。同样处于峰值时效状态, Cu-4Ti 合金在 400 °C/5 h 时效后就呈现出明显的亮暗

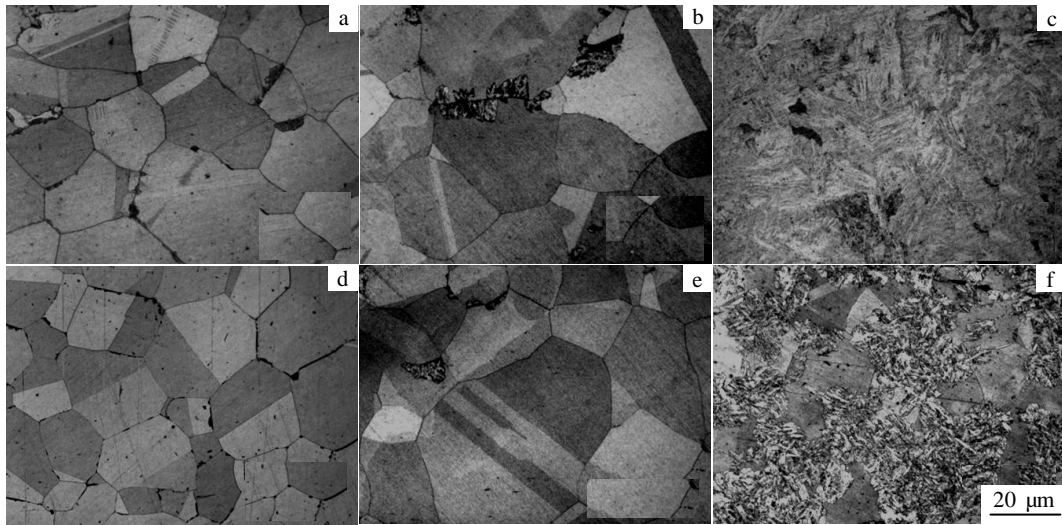


图 3 500 °C 下保温不同时间合金的微观形貌

Fig.3 Optical micrographs of the alloys heat treated at 500 °C for different time: Cu-4Ti alloy for 1 h (a), 5 h (b), 24 h (c); Cu-4Ti-0.1Zr alloy for 1 h (d), 5 h (e), 24 h (f)

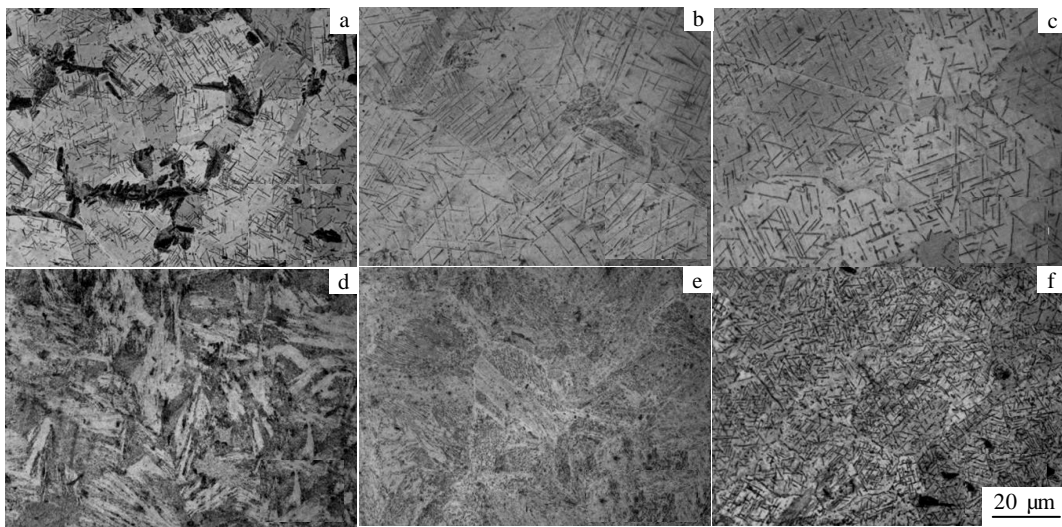


图 4 750 °C 下保温不同时间合金的微观形貌

Fig.4 Optical micrographs of the alloys heat treated at 750 °C for different time: Cu-4Ti for 0.5 h (a), 1 h (b), 3 h (c); Cu-4Ti-0.1Zr for 0.5 h (d), 1 h (e), 3 h (f)

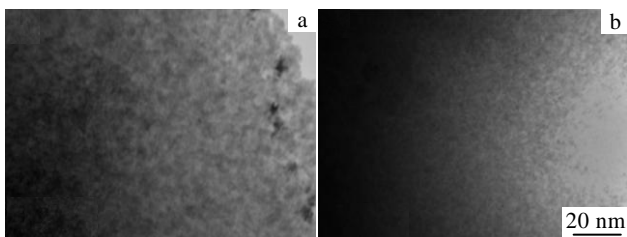


图 5 850 °C/1 h 固溶合金的透射电镜形貌

Fig.5 TEM images of the alloys after solid solution at 850 °C for 1 h: (a) Cu-4Ti and (b) Cu-4Ti -0.1Zr

条纹分布, 界限清晰, 表明调幅分解充分; 而 Cu-4Ti-0.1Zr 合金在 450 °C/7 h 时效后, 亮暗条纹分界过渡平缓, 表明调幅分解发生时, Ti 原子的聚集受到限制。

### 2.2.3 500 °C 热处理

图7为Cu-4Ti与Cu-4Ti-0.1Zr合金在500℃保温24h的TEM照片。该状态为过时效状态,已发生非连续沉淀,形成 $\alpha$ 固溶体与片层状组织,合金中共格亚稳相 $\text{Cu}_4\text{Ti}(\beta')$ 已经完全转变成片层状平衡相 $\text{Cu}_3\text{Ti}(\beta)$ <sup>[17, 19]</sup>。在500℃/24h热处理状态下,Cu-4Ti合金的片层组织长度较长,片层较薄且片层间距较小;

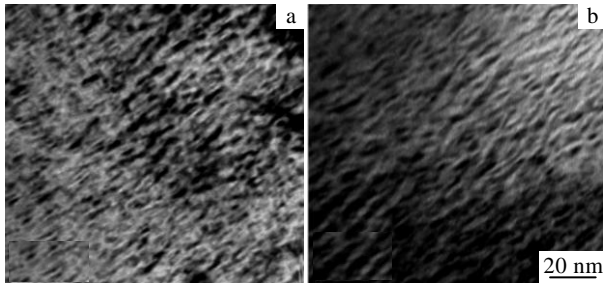


图6 峰值时效合金的透射电镜形貌

Fig.6 TEM images of peak aging alloy: (a) Cu-4Ti aged at 400 °C for 5 h and (b) Cu-4Ti-0.1Zr aged at 450 °C for 7 h

而Cu-4Ti-0.1Zr合金中因为Zr元素的存在,片层组织较Cu-4Ti合金厚且片层间距大,在片层组织的尖端或片层间还出现了近球形沉淀相。经透射能谱分析,该球形相中Zr元素含量较高。这种情况在750℃热处理状态中同样出现。表明出现富Zr沉淀相,会影响片层状平衡相 $\text{Cu}_3\text{Ti}(\beta)$ 的形核与生长。

### 2.2.4 750℃热处理

图8为Cu-4Ti与Cu-4Ti-0.1Zr合金在750℃热处理后的TEM照片。在750℃下,随着保温时间的延长,片层组织粗化长大,部分固溶原子回溶<sup>[1]</sup>。图8a为Cu-4Ti合金在750℃/0.5h热处理后的TEM照片,片层组织呈平行状,片层间无其他沉淀相。图8b、8c为Cu-4Ti-0.1Zr合金在750℃/0.5h热处理后的TEM照片,其中图8c为图8b局部放大照片。从图8b中可以看出,Cu-4Ti-0.1Zr合金片层间距比Cu-4Ti合金大,片层间与片层尖端还存在高熔点的聚集相。从放大后的图8c中可以看到,片层内原子分布规则,片层边缘与片层尖端有固溶原子的贫富区。图9的能谱分析表明:片层组织(见图9a Spectrum A)内主要富含Cu、Ti元素,片层边缘与片层尖端部位(见图9b Spectrum B)除Cu、Ti元素外,还含有1.4%的Zr元素。Cu-4Ti-0.1Zr合金在750℃/3h热处理后的TEM形貌

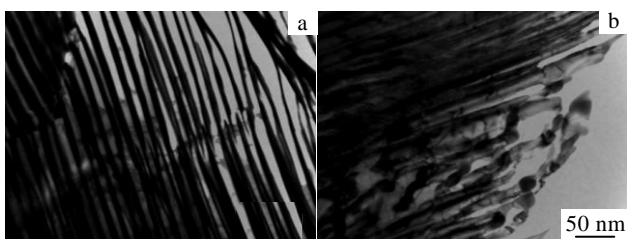


图7 500℃/24h热处理合金的透射电镜形貌

Fig.7 TEM images of the alloys heat treated at 500 °C for 24 h: (a) Cu-4Ti alloy and (b) Cu-4Ti-0.1Zr alloy

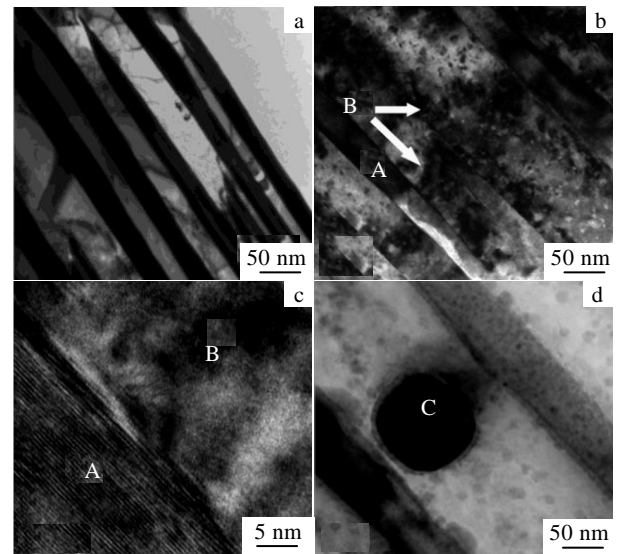


图8 750℃热处理合金的透射电镜形貌

Fig.8 TEM images of the alloys heat treated at 750 °C: (a) Cu-4Ti for 0.5 h, (b, c) Cu-4Ti-0.1Zr for 0.5 h, and (d) Cu-4Ti-0.1Zr for 3 h

见图8d,片层间出现圆球型颗粒相,EDS分析表明除Cu、Ti元素外,还含有1.14%的Zr元素、少量杂质Fe元素(见图9c Spectrum C)。

### 2.3 合金性能

图10为Cu-4Ti与Cu-4Ti-0.1Zr合金经固溶、冷变形后在峰值时效态的性能。其中时效温度分别为400与450℃。从图10a、10b抗拉强度与硬度曲线中可以看出,在达到峰值强度后,随着时效时间的延长,Cu-4Ti二元合金由于过时效引起非连续沉淀,粗大的片层组织将从晶界逐渐长出,导致合金性能的劣化,因此合金的强度、硬度快速下降;Zr元素在一定程度上抑制了非连续沉淀从晶界处生长,因此随着保温时间延长,其硬度缓慢下降。峰值时效态Cu-4Ti-0.1Zr合金(450℃/7h)的HV硬度为3.3GPa,抗拉强度为1155MPa;Cu-4Ti合金(400℃/5h)的HV硬度为3.11GPa,抗拉强度为1110MPa。

如图10c所示,合金电导率随保温时间延长快速

提高趋于稳定状态。Cu-4Ti-0.1Zr 合金的电导率略低于 Cu-4Ti 合金。在峰值时效条件下，Cu-4Ti 二元合金 (400 °C/5 h) 的电导率是 15.3%IACS，Cu-4Ti-0.1Zr 合金 (450 °C/7 h) 的电导率是 15.4%IACS。

Cu-4Ti-0.1Zr 合金的峰值强度、硬度均高于 Cu-4Ti 合金，Zr 元素对电导率的影响小；过时效后，强度、硬度缓慢下降，电导率趋于一致。

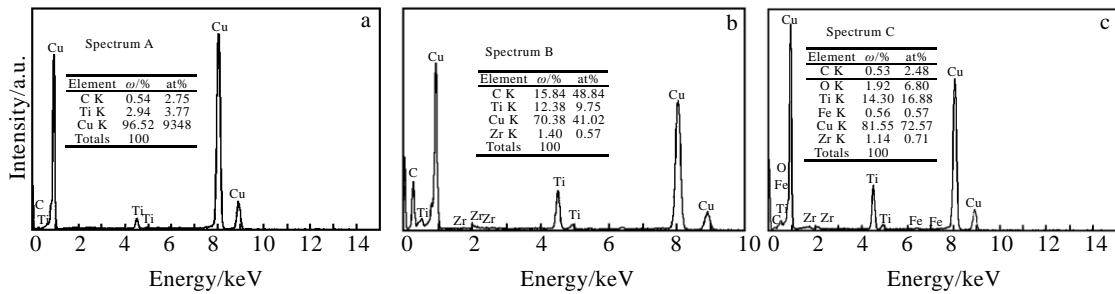


图 9 图 8 中 750 °C 热处理合金的透射能谱

Fig.9 EDS spectra of alloys heat treated at 750 °C in Fig.8: (a) spectrum A, (b) spectrum B, and (c) spectrum C

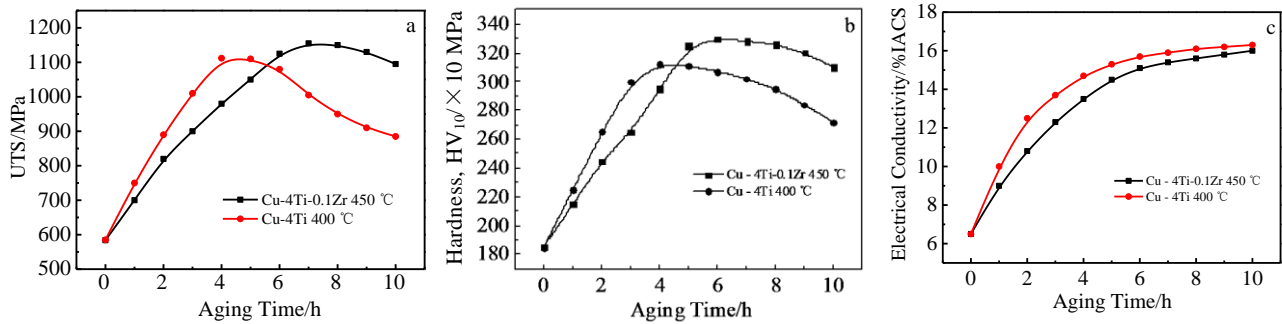


图 10 峰值时效态合金性能

Fig.10 Properties of Cu-4Ti and Cu-4Ti-0.1Zr alloys at peak aging: (a) ultimate tensile strength, (b) hardness, and (c) electrical conductivity

综上所述，Zr 元素优化了 Cu-Ti 合金的综合性能。

### 2.4 分析讨论

Cu-Ti 系列合金为强烈的时效强化合金。变形后的过饱和固溶体试样，随着时效温度提高与时间的增加，基体中的固溶原子发生短程有序、调幅分解、组织粗化及发生非连续析出。Zr 在铜中的极限固溶度为 0.11% (960 °C)，在室温下的平衡固溶度小于 0.01%。在 Cu-Ti 合金发生调幅分解的过程中，析出的富 Zr 相，处于调幅组织的界面前沿 (参见图 7)，对 Ti 原子的扩散起到有效的阻碍作用，使得调幅分解发生所需要的能量增加，因此，Zr 元素延缓了 Cu-4Ti 合金的调幅分解过程。

非连续析出的机制是析出相在晶界形核，晶界随着非连续析出相的前沿移动<sup>[13]</sup>。A. D. Korotayev<sup>[21]</sup>用电阻率的方法研究合金的动力学行为，表明 Ti 在铜中的体积扩散激活能为  $Q \approx 42 \sim 54$  kcal/mol，而对非连续析出的动力学研究表明，非连续析出长大的激活能为  $Q \approx 20$  kcal/mol。非连续析出的激活能远低于 Ti 在

铜中的扩散激活能，这表明非连续析出的速率主要受 Ti 在晶界的扩散速率控制<sup>[1]</sup>。在非连续析出的前沿，调幅分解的  $\text{Cu}_4\text{Ti}$  相重新溶解到基体中，Ti 通过晶界移动，重新分配，形成片层状的  $\text{Cu}_3\text{Ti}$  相。要抑制这种片层状的  $\text{Cu}_3\text{Ti}$  相，最有效的方式是在晶界形成析出颗粒相，阻碍  $\text{Cu}_3\text{Ti}$  相在晶界的形核与长大。本研究中加入微量 Zr 元素，在片层组织前沿或片层尖端析出富含 Zr 元素的相 (见图 8)，阻碍了 Ti 在晶界处的扩散，抑制了  $\text{Cu}_4\text{Ti}$  相向  $\text{Cu}_3\text{Ti}$  相的转变，进而提高合金的力学性能的高温稳定性。

### 3 结论

1) 在 Cu-Ti 合金发生调幅分解的过程中，Zr 元素处于调幅组织的界面前沿，对 Ti 原子的扩散起到有效的阻碍作用，延缓 Cu-4Ti 合金调幅分解的过程，提升了合金的高温性能。

2) Cu-Ti-Zr 合金在片层组织前沿或片层尖端析出富含 Zr 元素的相，并随着温度的升高呈球形相析出，

降低了 Ti 在晶界处扩散速率,阻碍了 Cu<sub>4</sub>Ti 相向 Cu<sub>3</sub>Ti 相的转变,抑制了非连续沉淀的发生,进而提高合金的高温性能。

3) 峰值时效态下, Cu-4Ti-0.1Zr 合金(450 °C/7 h) 的 HV 硬度为 3.3 GPa, 抗拉强度为 1155 MPa, 电导率是 15.4%IACS; Cu-4Ti 合金(400 °C/5 h) 的 HV 硬度为 3.11 GPa, 抗拉强度为 1110 MPa, 电导率是 15.3%IACS。微量 Zr 元素优化了 CuTi 合金的综合性能。

#### 参考文献 References

- [1] Soffa W A, Laughlin D E. *Progress in Materials Science*[J], 2004, 49: 347
- [2] Cao Xingmin(曹兴民), Zhu Yubin(朱玉斌), Guo Fuan(郭富安) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2009, 38(S1): 509
- [3] Nagarjuna S, Srinivas M, Balasubramanian K et al. *Acta Mater.* [J], 1996, 44(6): 2285
- [4] Nagarjuna S, Balasubramanian K, Sarma D S. *Journal of Materials Science*[J], 1999, 34: 2929
- [5] Blaz L, Hamed A A. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 254: 83
- [6] Blaz L, Hamed A A. *Scripta Materialia*[J], 1997, 37(12): 1987
- [7] Wei Yinghui(卫英慧), Hu Lanqing(胡兰青), Huang Yuan(黄源) et al. *Transactions of Metal Heat Treatment*(金属热处理学报)[J], 1997, 18(2): 9
- [8] Wei Yinghui(卫英慧), Wang Xiaotian(王笑天). *Journal of Xi'an Jiaotong University*(西安交通大学学报)[J], 1997, 31(3): 49
- [9] Cai Liesong(蔡烈松), Liu Xingcheng(刘兴诚), Dong Luzhong(董鲁仲). *Journal of Guangdong Non-Ferrous Metals*(广东有色金属学报)[J], 1992, 2(1): 59
- [10] Mangan M A, Shiflet G J. *Scripta Materialia*[J], 1997, 37(4): 517
- [11] Nagarjuna S, Sarma D S. *Journal of Materials Science*[J], 2002, 37: 1929
- [12] Nagarjuna S, Sharma K K, Sudhakar I et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 313: 251
- [13] Markandeya R, Nagarjuna S, Sarma D S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 371: 291
- [14] Hamar-Thibault S, Allibert C H. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2001, 317-318: 363
- [15] Markandeya R, Nagarjuna S, Satyanarayana D V V et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 428: 233
- [16] Rodrigo A Espinoza, Rodrigo H Palma, Aquiles O. Sepulveda et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 454: 183
- [17] Yang Chunxiu(杨春秀), Tang Yuqiong(汤玉琼), Guo Fuan(郭富安) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(S1): 266
- [18] Cao Xingmin(曹兴民), Li Huaqing(李华清), Xiang Chaojian(向朝建) et al. *Material & Heat Treatment*(材料热处理技术)[J], 2008, 37(14): 16
- [19] Nagarjuna S, Sarma D S, Markandeya R. *Materials Science and Technology*[J], 2004, 20: 849
- [20] Arroyave R, Eagar T W, Kaufman L. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2003, 351: 158
- [21] Korotayev A D, Tsinenko O V, Protasov A T. *Fiz Metal Metalloved*[J], 1968, 26(5): 789

## Effect of Zr Addition on the Spinodal Decomposition and Discontinuous Precipitation of Cu-4Ti Alloy

Xiang Chaojian<sup>1,2</sup>, Li Huaqing<sup>1</sup>, Chen Zhongping<sup>1</sup>, Zhang Xi<sup>1</sup>

(1. Suzhou Institute for Nonferrous Metals Co., Ltd, Suzhou 215026, China)

(2. Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200240, China)

**Abstract:** The effect of 0.1 wt% zirconium addition on the spinodal decomposition and discontinuous precipitation of Cu-4Ti alloy was studied. Microstructure was investigated by optical microscope (OM) and transmission electron microscope (TEM). Mechanical properties and electrical conductivity (EC) were tested. The results show that spinodal decomposition process is retarded and discontinuous precipitation is suppressed by 0.1 wt% zirconium addition in the Cu-4Ti alloys, because of the hindering of zirconium to titanium's diffusion. Zirconium elevates the properties of this alloy on peak aging at 450 °C for 7 h. The zirconium has little influence on electrical conductivity of the Cu-4Ti-0.1Zr alloy. The tensile strength is 1155 MPa, HV microhardness is 3.3 GPa and the electrical conductivity is 15.4% IACS.

**Key words:** Cu-Ti-Zr alloys; zirconium; spinodal decomposition; discontinuous precipitation; microstructure

Corresponding author: Xiang Chaojian, Candidate for Master, Suzhou Institute for Nonferrous Metals Co., Ltd, Suzhou 215026, P. R. China, Tel: 0086-512-88856531, E-mail: chaojian\_xa@163.com