

Effects of Cold Work and Aging Hardening on Microstructure and Properties of Cu-Cr-Zr-Ag Alloy

Hao-feng Xie, Xu-jun Mi, Guo-jie Huang, Xiang-qian Yin, Yan-feng Li, Bao-dong Gao

State Key Laboratory of Nonferrous Metals and Processes, General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing, China

Email: xie.haofeng@126.com

Abstract: This work discusses the effects of different thermomechanical treatment on mechanical properties and electrical conductivity properties of Cu-0.26 at.% Cr-0.08 at.% Zr-0.1 at.% Ag alloy. The best thermomechanical treatment process for the alloy is solution-treated at 940 °C for 1 h, cold drawn to 96% deformation, and aged at 400 °C for 4 h. In the case of the process, the tensile strength, elongation rate and electrical conductivity of the alloy reach 524MPa, 14.86% and 80%IACS respectively. TEM analysis showed two fine and well-dispersed precipitates composing of Cr and Cu₄Zr. Ag improves the alloy's mechanical properties through solid solution strengthening effect and brings few effects on the conductivity of the alloy. The experimental alloy has a strong aging strengthening effect. It is an important mechanism for the improvement of strength in alloy to make the pinning effect of precipitates on dislocations, as well as work hardening and solid solutions strengthening also contribute to the improvement of strength.

Keywords: Cu-Cr-Zr-Ag alloy; Cold work; Aging hardening; Precipitation; Microstructure; Strength; Conductivity

形变热处理对 Cu-Cr-Zr-Ag 合金微观组织与性能的影响

解浩峰, 米绪军, 黄国杰, 尹向前, 李艳锋, 高宝东

北京有色金属研究总院有色金属材料制备加工国家重点实验室, 北京, 中国, 100088

Email: xie.haofeng@126.com

摘 要: 本文探讨了不同形变热处理制度对 Cu-0.3at.%Cr-0.1at.%Zr-0.1at.%Ag 合金力学性能和导电性能的影响。研究表明, 该合金具有很强的时效强化效果。经 940℃固溶 1h 后冷加工至变形量为 96% 并在 400℃时效 4h, 合金的抗拉强度和伸长率分别达到了 524MPa 和 14.86%, 而电导率则达到 80%IACS。透射电镜(TEM)分析显示此合金中存在两种弥散分布的细小析出相, 分别是 Cr 相和 Cu₄Zr 相。Ag 元素的加入对合金的导电性能影响较小, 并能通过固溶强化作用使合金的力学性能有所提高。析出相对位错的钉扎作用是合金强化的最重要机制, 加工硬化和固溶强化也为合金强度的提高做出了贡献。

关键词: Cu-Cr-Zr-Ag 合金; 形变热处理; 微观组织; 抗拉强度; 电导率

1 引言

Cu-Cr-Zr 合金被认为是一种新型高强度高导电性铜合金材料, 具有良好的导电性能和力学性能^[1-3]。从 Cu-Cr-Zr 三元合金相图 940℃等温截面中看到, 在富 Cu 一侧 Cr、Zr 含量各约小于 1wt.%的区域存在一个有限固溶区, 这使得此种合金具有通过固溶和时效热处理达到强化的条件^[4]。室温状态下 Cr 和 Zr 在 Cu 基体中的平衡溶解度分别为 0.03wt.%和 0.01wt.%^[5,6], 因而 Cu-Cr-Zr 合金可作为时效析出强化型的合金材料使用^[7-10]。近些

年来在 Cu-Cr-Zr 合金的研究方面取得了许多进展, 不断提高合金强度和导电性成为各国学者研究的热点^[11-13]。Holzwarth^[14]以及 Morris^[15]等分别采用快速凝固等方法制备 Cu-Cr-Zr 合金, 研究发现了两种形态的沉淀相: 一种是粗大相, 大小约 0.2~2 μm; 另一种为细小弥散相, 大小为 2~3nm。目前大部分研究确定细小弥散相为 Cr 相, 但对于粗大相的成分还存有较大分歧, 只是认为它是一种铜锆化合物。Tang 等^[16]在研究 Cu-0.65wt.%Cr-0.1wt.%Zr-0.03wt.%Mg 合金时观察到一种细小的沉淀相, 并确定其为 Heusler 相 Cr₂Cu(Zr,Mg), 它与基体之间严格遵循 N-W 关系。当温度达到 500℃时, 细小弥散

基金项目: 863 计划(2006AA03Z522)资助项目

的 Heusler 相将被相对粗大的 Cr 相和 Cu_4Zr 相取代。

提高 Cu-Cr-Zr 合金的强度和电导率有多种方法。Zhan 等^[17]提出使用粉末冶金的方法将 7vol% 的 Al_2O_3 与 Cu-0.65wt.%Cr-0.08wt.%Zr 形成复合材料, 其硬度达到 240HV, 电导率达到 78%IACS。Liu 等^[18]通过快速凝固的方法制得 Cu-0.30wt.%Cr-0.24wt.%Zr-0.05wt.%Mg 合金, 其强度可达 460MPa, 电导率为 88%IACS。在多种方法中, 微合金化法是解决问题的主要思路之一, 在 Cu-Cr-Zr 合金中加入不同合金化元素可以起到多种积极的作用, Li 等^[19]通过在 Cu- (0.30-0.45)wt.%Cr- (0.03-0.05)wt.%Zr 合金中添加少量的 Ce 和 Y 得到强度 600MPa, 电导率 80%IACS 的合金。本文通过在 Cu-Cr-Zr 合金中加入 Ag 元素, 来研究合金在不同加工变形量和热处理制度下的组织与性能。

2 试验材料与方法

实验采用 Cu-0.3at.%Cr-0.1at.%Zr-0.1at.%Ag 合金线材作为研究对象。熔炼前, Cr 和 Zr 分别与 Cu 铸成中间合金, 再与 Cu、Ag 一起在真空感应电炉中熔炼浇注成锭。制得的合金铸锭在 940℃保温 4 小时, 进行均匀化处理。经热挤压以及拉拔过程将合金制成棒材, 再经 940℃真空固溶处理 1 小时后油淬, 而后冷拉拔至加工变形量为 96%。时效处理温度分别为 300℃、350℃、400℃、450℃、500℃、550℃和 600℃, 时效时间为 2.5h~8h。使用微电阻测量仪测量电阻, 测量误差小于 $10\mu\Omega$ 。抗拉强度使用 MTS-810 材料测试系统测量, 每一试样测量次数不少于 3 次, 测量误差小于 3%。使用 Axiovert 200 MAT 型金相显微镜观察显微组织。金相腐蚀液为 $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O} = 1:3:50$ 。透射电镜试样经双喷减薄, 电解液配比为 $\text{HNO}_3:\text{CH}_2\text{OH} = 1:3$, 而后在 Gatan 691 型离子减薄仪上减薄。透射电镜分析在 JEM-2100 LaB6 型透射电子显微镜上进行。DSC 分析在耐驰 STA409PC 型热分析仪上进行。

3 试验结果与分析

3.1 不同热处理加工工艺对合金性能的影响

在 940℃固溶 1h 后, 对 Cu-0.3at.%Cr-0.1at.%Zr-0.1at.%Ag 合金线材施以 96% 的冷加工变形, 再经不同时效工艺处理后, 时效温度与时效时间对合金力学性能的影响如图 1 和图 2 所示。由图 1 可知, 当时效温度在 300℃至 600℃之间时, 合金的抗拉强度先随时效

温度的升高而增加, 在 400℃时达到峰值, 随着时效温度的继续升高合金的抗拉强度又迅速下降, 说明该合金具有很强的时效强化效应。从图 2 中可以看出, 时效时间对合金抗拉强度的影响很小, 抗拉强度大体上在 4h 时达到峰值, 这说明该合金在时效 4h 时第二相析出较均匀。而两图中曲线的趋势说明时效过程中时效温度是对合金析出强化起决定作用的因素。

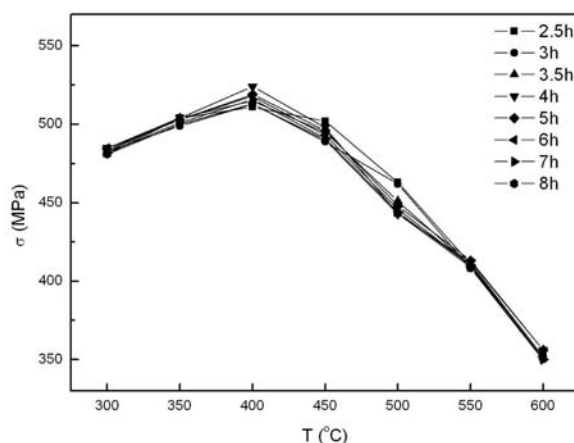


Figure 1. Curve: Effects of aging temperature on tensile strength of Cu-0.3at.%Cr-0.1at.%Zr-0.1at.%Ag alloy for different aging time
图 1. 时效温度对 Cu-0.3at.%Cr-0.1at.%Zr-0.1at.%Ag 合金抗拉强度的影响曲线

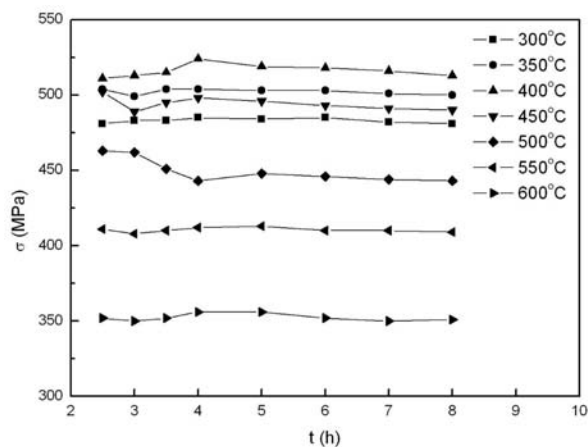


Figure 2. Curve: Effects of aging time on tensile strength of Cu-0.3at.%Cr-0.1at.%Zr-0.1at.%Ag alloy for different aging temperatures
图 2. 时效时间对 Cu-0.3at.%Cr-0.1at.%Zr-0.1at.%Ag 合金抗拉强度的影响曲线

时效温度和时效时间对合金导电性能的影响如图

3 和图 4 所示。在图 3 中, 当时效温度较低时, 合金的电导率随着温度的上升迅速增加, 在达到 400℃ 以上时, 上升趋势逐渐变缓, 而在温度达到 600℃ 时, 合金电导率又有所下降。这说明当时效温度在 400℃ 至 550℃ 之间时, 第二相析出已比较完全, 固溶体趋于平衡状态。而从图 4 中得知, 当时效时间在 2.5h 以上时, 不同时效温度下电导率随时效时间的延长变化不明显, 趋近于恒定值。这说明合金的导电性能同样取决于时效温度, 而基本不受时效时间控制。

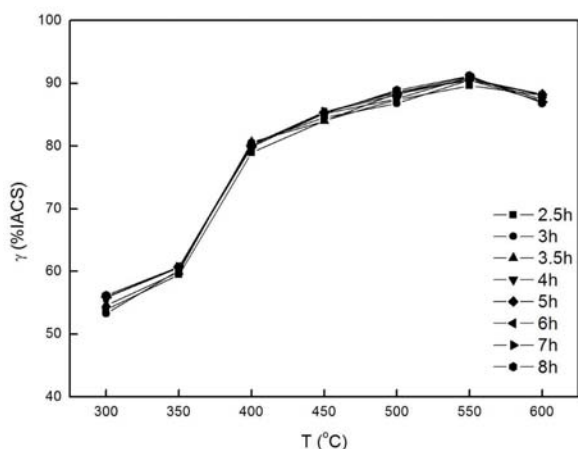


Figure 3. Curve: Effects of aging temperature on conductivity of Cu-0.3at.%Cr-0.1at.%Zr-0.1at.%Ag alloy for different aging time
图 3. 时效温度对 Cu-0.3at.%Cr-0.1at.%Zr-0.1at.%Ag 合金电导率的影响曲线

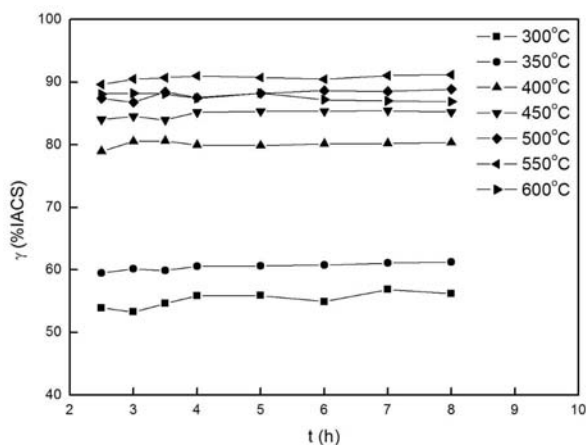


Figure 4. Curve: Effects of aging time on conductivity of Cu-0.3at.%Cr-0.1at.%Zr-0.1at.%Ag alloy for different aging temperature
图 4. 时效时间对 Cu-0.3at.%Cr-0.1at.%Zr-0.1at.%Ag 合金电导率的影响曲线

由以上分析可知, 400℃ 时效 4h 是较理想的时效处理制度, 在此制度下, 合金的抗拉强度达到峰值, 电导率也保持较高的水平。因此, 综合考虑合金的力学性能与导电性能, 实验合金最佳的形变热处理工艺应为: 940℃ 固溶 1h+96% 冷变形+400℃ 时效 4h, 在此条件下合金抗拉强度为 524MPa、伸长率为 14.86%、电导率为 80%IACS。

3.2 显微组织观察与分析

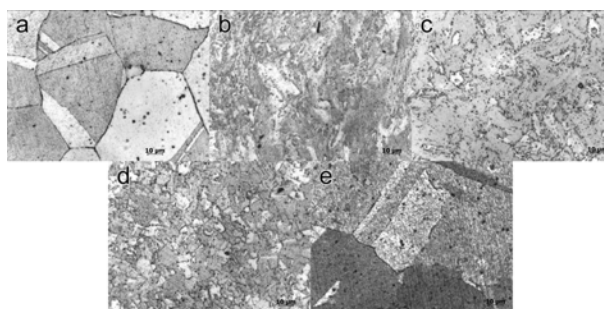


Figure 5. Microstructures (1000X) of Cu-0.3at.%Cr-0.1at.%Zr-0.1at.%Ag alloy under different treatment conditions: (a) Sol-id-solution treating; (b) 96% cold deformation prior to aging at 350°C for 4h; (c) 96% cold deformation prior to aging at 400°C for 4h; (d) 96% cold deformation prior to aging at 600°C for 4h; (e) 96% cold deformation prior to aging at 850°C for 1h
图 5. Cu-0.3at.%Cr-0.1at.%Zr-0.1at.%Ag 合金不同形变热处理状态的金相组织(1000X)

图 5 所示为 Cu-0.3at.%Cr-0.1at.%Zr-0.1at.%Ag 合金在不同形变热处理状态下的金相组织。从图 5(a)中可以看出, 940℃ 固溶处理后的合金组织为等轴状再结晶组织。经过 96% 冷变形后在 350℃ 时效 4h, 可以清晰地看到由于强变形引起的晶粒变化(见图 5(b))。400℃ 时效的组织(见图 5(c))中破碎的晶粒周围出现了许多析出物, 未观察到再结晶组织, 这是由于在冷变形量极大的情况下, 位错受到第二相的钉扎作用, 从而阻碍了再结晶形核和长大, 此时金属中只发生极特殊的特殊回复过程。图 6 为该合金 100℃ 到 1000℃ 区间的 DSC 曲线, 在 600℃ 时, 出现一个吸热峰, 这表明合金在此温度附近将发生再结晶过程, 但由于合金的冷变形程度很大, 晶粒内部位错不断增殖, 位错密度较高, 变形储能增加, 为提高再结晶形核率和增长速率提供了条件, 从而降低了再结晶温度。因此在 600℃ 时效时, 合金中已经发生再结晶过程, 变形组织转变为新的等轴晶粒(图 5(d)), 这个过程中晶粒不断形核并

长大,析出相粒子体积也不断增加,此时位错的切割机制将转变为 Orowan 机制,合金的抗拉强度也将随时效温度升高而降低。图 6 显示在 790℃时还存在一个吸热峰,这表明在此温度以上,溶质原子将大量溶解在基体中,所以当时效温度达到 850℃时,重新出现了大块的等轴再结晶组织(图 5(e)),并出现退火孪晶,再结晶的发生降低了合金的力学性能。

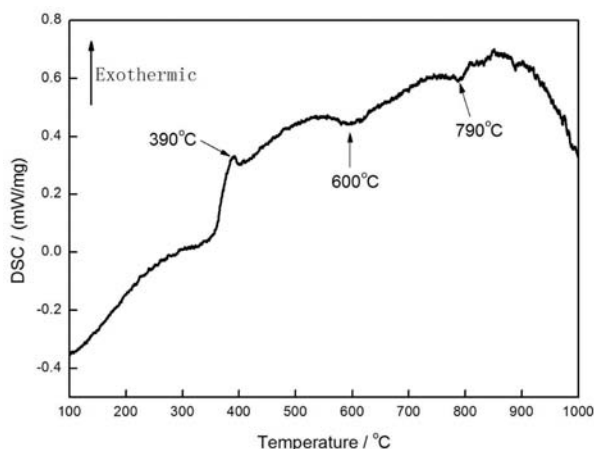


Figure 6. Curve: DSC of Cu-0.3at.%Cr-0.1at.%Zr-0.1at.%Ag alloy ranging from 100℃ to 1000℃

图 6. Cu-0.3at.%Cr-0.1at.%Zr-0.1at.%Ag 合金的 DSC 曲线

在合金固溶体中,溶质原子的加入破坏了溶剂金属晶格的周期性,使晶格发生畸变,增加了电子散射几率,同时会引入固溶体原子的化学交互作用(能带、电子云分布等),提高了材料的电阻率^[20]。Matthiessen 在实验中发现,当温度趋于绝对零度时,金属固溶体的电阻基本上与温度无关,而且随着杂质含量的增加,电阻增加。电阻率可以写为(Matthiessen 定则^[21]):

$$\rho(T) = \rho_i + \rho_m(T)$$

其中 ρ_i 是剩余电阻率,与温度无关,而与溶质(杂质)含量有关; $\rho_m(T)$ 是与温度有关的部分(主要是声子散射),代表溶剂金属(纯金属)的电阻率。合金在 600℃以下时效时,发生脱溶沉淀,晶体中的溶质原子析出,使基体点阵对电子的散射作用减弱, ρ_i 值下降,又由于低温时 ρ_i 项起主导作用,因而合金的电阻率下降,电导率逐渐升高。而当时效温度高于 600℃时,合金中发生回复与再结晶, $\rho_m(T)$ 开始占主导作用,而且溶质原子逐渐回溶至基体导致 ρ_i 值也逐渐升高,因此,随着时效温度继续升高,合金的电导率随之下降。

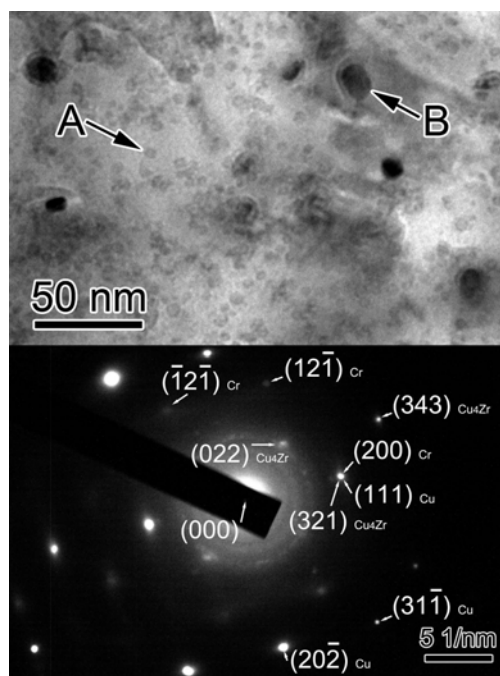


Figure 7. TEM micrographs of Cu-0.3at.%Cr-0.1at.%Zr-0.1at.%Ag alloy after aging at 400℃ for 4h (BF image and SAED pattern)

图 7. 400℃时效 4h 的析出相形貌及其衍射斑点

从图 6 中还可看到在 390℃时出现一个放热峰,这是固溶体中溶质原子发生脱溶的固态相变过程。因此,400℃时效 4h 时,铜基固溶体中不断脱溶析出大量直径为几个到几十纳米的粒子,如图 7 所示。其中有两种析出相均匀分布在基体上,密度较大,根据文献^[2,15,18],可判断图中 A 是球状沉淀相 Cr 粒子,直径约 3~6nm, B 是铜锆化合物析出相,直径约 10~15nm。在图 7 的选区电子衍射花样中可以看到一套亮斑点和两套弱斑点。对其进行标定,结果表明三套斑点分别为面心立方铜基体、体心立方 Cr 相和正交结构 Cu₄Zr 相。其中并没有发现含 Ag 相的存在,这是因为在 Ag 含量小于 6wt.%时,合金的原始组织中只存在单一的富 Cu 固溶体^[22,23]。

这些析出相弥散地分布在基体中并与基体共格^[24],由于尺寸很小,因而位错可以切过析出相。此阶段固溶体的贫化以及回复与再结晶的软化作用很不明显,屈服应力取决于位错切过析出相所需要的应力,而且共格界面处存在较大的错配度,析出相周围产生严重的不均匀畸变区,形成很强的内应力场。这时位错线切过析出相时,不仅需要克服此应力场,还需克

服由于析出相颗粒被切成两部分而增加的表面能以及由于析出相内部原子之间的临近关系改变而升高的能量^[25]。图 8 为合金经 96%冷变形后在 400℃时效 4h 的位错组态。由图可知,合金在时效处理后变形组织仍然存在,且位错密度较高,有大量的位错缠结。正是由于析出相对位错的钉扎作用,使形核与长大受阻,减缓了回复与再结晶过程。因此,细小弥散的析出相提高了合金的强度,在 400℃时效 4h 后合金的抗拉强度达到峰值。

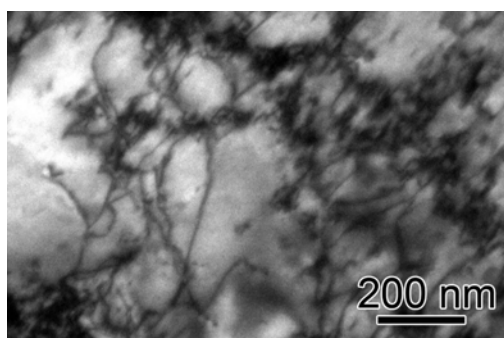


Figure 8. Dislocation morphology of Cu-0.3at.%Cr-0.1at.%Zr-0.1at.%Ag alloy aging at 400℃ for 4h
图 8. 400℃时效 4h 的位错形貌

另外,由于 Cu 是一种典型的面心立方晶体,其层错能较低,只有 15mJ/m^2 ^[26],在加工变形量很大时,位错也难以束集,从而难以发生交滑移,位错无法绕过障碍物如析出相粒子继续运动,这就使加工硬化率上升,合金强度提高。而时效前对合金进行冷加工能促使位错和空位的增殖,扩大晶界面积,使合金的变形储能增加,导致第二相析出更为充分,增大了沉淀强化效应。而冷加工变形引起的各种缺陷对电导率的影响远小于溶质原子所造成的影响。同时 Ag 的加入也对 Cu 基体存在一定的固溶强化作用,且少量 Ag 的加入对基体的导电性能影响很小^[27]。因此,加工硬化和固溶强化也是强化合金的有效机制。

4 结论

- Cu-0.3at.%Cr-0.1at.%Zr-0.1at.%Ag 合金具有很强的时效强化效果,抗拉强度随时效温度升高先达到一个峰值,而后又随之下落,电导率随时效温度增加迅速升高而后趋于平缓,再随时效温度继续增加而下降,而时效时间对合金抗拉强度和电导率影响不大。

- 合金的最佳形变热处理工艺是在 940℃固溶 1h 后经 96%冷变形,再于 400℃时效 4h,合金的抗拉强度和伸长率分别达到 524MPa 和 14.86%,而电导率则达到 80%IACS。
- 显微组织分析表明合金经时效处理后,获得两种细小并弥散分布的析出相,分别是 Cr 相和 Cu_4Zr 相。
- 析出相对位错的钉扎作用是合金强化的最重要机制,而加工硬化效应和固溶强化效应也为合金强度的提高做出了贡献。

5 致谢

本工作由 863 计划(2006AA03Z522)资助。本文作者感谢胡春利先生和张长锁先生在合金加工方面给予的支持。TEM 和 SEM 由中国石油大学(北京)能源材料微结构实验室崔立山教授和贝贝女士支持,在此表示感谢。

References (参考文献)

- [1] Zenzo Henmi, Takeshi Nagai. Transmission electron microscopy of Cu-Zr-Cr Alloy [J]. *Materials Transactions, JIM*, 1969, 10(5): 305-313.
- [2] I. S. Batra, G. K. Dey, U. D. Kulkarni, et al. Microstructure and properties of a Cu-Cr-Zr alloy [J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2001, 299(2): 91-100.
- [3] Ho J. Ryu, Hyung K. Baik, Soon H. Hong. Effect of thermomechanical treatments on microstructure and properties of Cu-base leadframe alloy [J]. *Journal of Materials Science*, 2000, 35(14): 3641-3646.
- [4] M. V. Zakharov, G. G. Putsikin, A. V. Stepanova, et al. Copper-base conductor alloys with improved elevated temperature strength [J]. *Metal Science and Heat Treatment*, 1960, 2(9): 487-490.
- [5] R. Müller. Arc-melted CuCr alloys as contact materials for vacuum interrupters [J]. *Siemens Forsch. -und Entwickl. -Ber. Bd*, 1988, 17(3): 105-111.
- [6] H. Okamoto. Cu-Zr (Copper-Zirconium) [J]. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 2008, 29(2): 24.
- [7] Jianwei Zhong, Haitao Zhou, Zhongkai Zhao, et al. Effects of thermo-mechanical heat treatment processing on microstructure and properties of Cu-Cr-Zr alloy [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2008, 18(6): 1032-1038 (Ch).
钟建伟, 周海涛, 赵仲恺, 等. 形变热处理对 Cu-Cr-Zr 合金时效组织和性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2008, 18(6): 1032-1038.
- [8] K. J. Zeng, M. Härmäläinen. A theoretical study of the phase equilibria in the Cu-Cr-Zr system [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 1995, 220(1-2): 53-61.
- [9] Zhiqiang Wang, Yunbo Zhong, Guanghui Cao, et al. Influence of dc electric current on the hardness of thermally aged Cu-Cr-Zr alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 479(1-2): 303-306.
- [10] I. S. Batra, G. K. Dey, U. D. Kulkarni, et al. Precipitation in a Cu-Cr-Zr alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 356(1-2): 32-36.
- [11] Zhiqiang Wang, Yunbo Zhong, Zuosheng Lei, et al. Microstruc-

- ture and electrical conductivity of Cu-Cr-Zr alloy aged with dc electric current [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 471(1-2): 172-175.
- [12] J. B. Correia, H. A. Davies, C. M. Sellars. Strengthening in rapidly solidified age hardened Cu-Cr and Cu-Cr-Zr alloys [J]. *Acta Materialia*, 1997, 45(1): 177-190.
- [13] S. G. Mu, F. A. Guo, Y. Q. Tang, et al. Study on microstructure and properties of aged Cu-Cr-Zr-Mg-RE alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 475(1-2): 235-240.
- [14] Uwe Holzwarth, Hermann Stamm. The precipitation behaviour of ITER-grade Cu-Cr-Zr alloy after simulating the thermal cycle of hot isostatic pressing [J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2000, 279(1): 31-45.
- [15] M. A. Morris, M. Leboeuf, D. G. Morris. Recrystallization mechanisms in a Cu-Cr-Zr alloy with a bimodal distribution of particles [J]. *Materials Science and Engineering A*, 1994, 188(1-2): 255-265.
- [16] N. Y. Tang, D. M. R. Taplin, G. L. Dunlop. Precipitation and aging in high-conductivity Cu-Cr alloys with additions of zirconium and magnesium [J]. *Materials Science and Technology*, 1985, 1(4): 270-275.
- [17] Y. Zhan, Y. Xu, Z. Yu, et al. Cu-Cr-Zr alloy matrix composite prepared by powder metallurgy method [J]. *Powder Metallurgy*, 2006, 49(3): 253-257.
- [18] P. Liu, B. X. Kang, X. G. Cao, et al. Aging precipitation and recrystallization of rapidly solidified Cu-Cr-Zr-Mg alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 1999, 265(1-2): 262-267.
- [19] Huaqing Li, Shuisheng Xie, Xujun Mi, et al. Influence of Cerium and Yttrium on Cu-Cr-Zr Alloys [J]. *Journal of Rare Earths*, 2006, 24(1, Supplement 1): 367-371.
- [20] Shi Tian. Physical Property of Material [M]. Beijing: Beihang University Press, 2004. 45(Ch).
田蔚. 材料物理性能[M]. 北京: 北京航空航天大学出版社, 2004: 45.
- [21] K. Balcerek, Cz. Marucha, J. Rafalowicz, et al. Deviation from matthiessen's rule for thermal conductivity of quenched Zn-doped Cd crystals in the temperature range 5-20 K [J]. *International Journal of Thermophysics*, 1993, 14(6): 1229-1234.
- [22] Wolfgang Grünberger, Martin Heilmaier, Ludwig Schultze. Microstructure and mechanical properties of Cu-Ag microcomposites for conductor wires in pulsed high-field magnets [J]. *International Journal of Materials Research*, 2002, 93(1): 58-65.
- [23] L. Zhang, L. Meng, J. B. Liu. Effects of Cr addition on the microstructural, mechanical and electrical characteristics of Cu-6 wt.%Ag microcomposite [J]. *Scripta Materialia*, 2005, 52(7): 587-592.
- [24] Juanhua Su, Qiming Dong, Ping Liu, et al. Research on aging precipitation in a Cu-Cr-Zr-Mg alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 392(1-2): 422-426.
- [25] Zhou Xu, Liancheng Zhao. Solid State Phase Transformations of Metallic Materials [M]. Beijing: Science Press, 2004. 159-160(Ch).
徐洲, 赵连城. 金属固态相变原理[M]. 北京: 科学出版社, 2004: 159-160.
- [26] R. Meyer, L. J. Lewis. Stacking-fault energies for Ag, Cu, and Ni from empirical tight-binding potentials [J]. *Physical Review B*, 2002, 66(5): 052106.
- [27] Toshimi Yamane. Basis of designing high-strength and high-conductivity copper alloy [J]. *Journal of the Japan Copper and Brass Research Association*, 1990, 29: 13-17.