

Cu-Te-Zr合金的预变形与时效特性

蒋 龙, 姜 锋, 戴 聪, 王 幸, 宗 伟

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 研究预变形及时效过程对Cu-0.5Te-0.2Zr合金的力学性能、导电性能及组织结构的影响。结果表明: Cu-0.5Te-0.2Zr合金具有较强的时效强化效应; 经70%预冷变形+(450 , 4 h)时效处理, Cu-0.5Te-0.2Zr合金获得最佳的综合性能, 此时其抗拉强度和屈服强度分别达到405和339 MPa, 伸长率为11%, 电导率为95%IACS。合金的力学与导电性能主要由时效过程中过饱和固溶原子的析出、基体的回复与再结晶控制, 其中析出相对合金的力学性能与导电性能有最重要的影响。

关键词: Cu-Te-Zr合金; Cu-0.5Te-0.2Zr合金; 预变形; 时效; 显微组织; 力学性能; 导电性能

中图分类号: TG 146.1

文献标志码: A

Pre-deformation and aging characteristics of Cu-Te-Zr alloy

JIANG Long, JIANG Feng, DAI Cong, WANG Xing, ZONG Wei

(School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The effects of pre-deformation and aging treatment on mechanical and conductive properties and microstructure of alloy were studied. The results show that the Cu-0.5Te-0.2Zr alloy has better aging strengthening effects. The Cu-0.5Te-0.2Zr alloy that was pre-deformed with 70% deformation and aged at 450 for 4 h has the best comprehensive properties with tensile strength, yield strength, elongation and electrical conductivity of 405 MPa, 339 MPa, 11% and 95%IACS, respectively. Those mechanical and conductive properties are controlled by the precipitation of supersaturated solid solution atoms, recovery of matrix and recrystallization in the aging. Moreover, the precipitation is the most important factor.

Key words: Cu-Te-Zr alloy; Cu-0.5Te-0.2Zr alloy; pre-deformation; aging; microstructure; mechanical property; conductive property

从20世纪60年代开始, 为满足现代工业发展的需求, 世界各国相继开展了高强、高导电铜合金的研究和开发工作。目前, 总共开发了70余种牌号的高强、高导电铜合金材料, 主要的合金有Cu-Cr-Zr^[1-10], Cu-Ni-Si^[11-12]和Cu-Fe^[13-14]等几大系列。高强、高导电铜合金广泛应用于制备电阻焊电极^[5]、电气工程开关触桥^[1]、电气化铁路接触导线^[2]、集成电路引线框架材料^[3, 5-6]、连铸机结晶器内衬^[1]、火箭燃烧室用材料^[4]、高脉冲磁场导体等领域^[9]等领域。由于时效硬化型Cu-Cr-Zr系合金具有较高的强度和优良的

导电、导热性能而被广泛应用, 对其组织与性能的研究也很多^[1-10]。TANG等^[1]研究了Cu-0.65Cr-0.1Zr-0.03Mg合金, 发现在时效初期首先形成压稳态的金属间化合物Heusler相CrCu₂(Zr, Mg), 其与基体满足N-W位相关系, 在随后的时效过程中分解为正交晶系的Cu₄Zr和体心立方的Cr。齐卫笑^[2]关于Cu-0.4Cr-0.15Zr合金以及SU等^[3]关于Cu-0.3Cr-0.15Zr-0.05Mg合金都得到了与TANG等^[1]相似的结论。姜锋等^[4]研究得出: Cu-0.8Cr-0.2Zr合金经过980 , 1 h固溶, 热轧后经70%冷变形, 然后再经过450 , 4 h时效处理, 其

抗拉强度和屈服强度分别为529 MPa和489 MPa,电导率为85%IACS。目前,国内外对高强、高导铜合金的研究主要集中在Cu-Cr-Zr、Cu-Ni-Si和Cu-Fe-等老合金体系,缺乏对新合金体系的开发和研制。ZHU等^[15]研究得出:Cu-Te合金是一种良好的导电、导热材料,该合金除具有(94%~98%)IACS的高电导率外,还有易切削以及优异的抗电弧性能等优点。因此,利用多元微合金化原理,参考前人的实验工作,作者选用金属材料Te元素代替Cr,尝试研制一种新型高强、高导铜合金Cu-Te-Zr,并研究形变热处理工艺对Cu-0.5Te-0.2Zr合金的组织与性能的影响。

1 实验

实验合金的名义成分为 Cu-0.5Te-0.2Zr。原料经20 kg中频真空电炉熔炼铸造、铸锭锯切、铣面后热轧成5 mm的厚板材,再经980 ℃,1 h固溶后冷轧(变形量为70%)成1.5 mm的薄板。冷轧合金薄板经箱式电阻炉时效后测定其力学性能和导电性能。

拉伸试样取自板材纵向,按GB/T 228—2002《金属材料室温拉伸试验方法》规定制备成比例试样($k=5.65$, $L_0=30$ mm),在CSS-44100电子万能材料试验机上进行室温拉伸力学性能测试,拉伸速度为2 mm/min。显微硬度在HVS-5型数显显微硬度计上进行测量,载荷为9.8 N,加载时间为30 s。

电导率测试在QJ19型单双臂电桥上进行,测量时电流为1.5 A,电阻率 ρ 按公式 $\rho=R_x S/L$ 计算。其中: L 为样品被测长度; S 为样品横截面积; R_x 为测得的电阻。合金电导率(σ)是通过合金电阻率的值,再根据公式 $\sigma=1/\rho$ 转换而来的。本研究中采用的电导率表示方法为IACS(国际退火铜标准)电导率百分值。

金相试样经粗磨、细磨、精抛和腐蚀后在ROLYVER-MET型金相显微镜上进行观察。所用腐蚀剂为25 mL冰醋酸+55 mL磷酸+20 mL硝酸,加热到50 ℃,腐蚀20 s。扫描电子显微组织观察和能谱分析(EDS)在场发射Sirion 200型扫描电镜上进行。时效态的合金样品机械预减薄至100 μm 左右后经MTP-1双喷电解减薄仪减薄、穿孔,然后在TECNAI G² 20ST型透射电子显微镜上进行观察。双喷电解液为硝酸与乙醇的混合液(体积比为1:3),温度为-20~-30 ℃,电压为20 V,电流为50 mA。

2 结果与分析

2.1 Cu-0.5Te-0.2Zr 合金的力学与导电性能

2.1.1 时效温度对 Cu-0.5Te-0.2Zr 合金的力学与导电性能的影响

在980 ℃固溶1 h、70%预冷变形及时效4 h的条件下,时效温度对合金的力学性能和导电性能的影响如图1所示。从图1(a)可以看出,时效温度对合金的力学性能有很大影响。在室温(25 ℃)到200 ℃的范围内时效时,合金的硬度和强度随温度的升高而降低,这是由于在此温度范围内合金以低温回复为主;在200~450 ℃时效时,大量第二相不断从基体中析出,合金硬度和强度随时效温度的升高而显著增加;在450 ℃时效时,合金强度和硬度达到最大值,此时硬度、拉伸强度和屈服强度分别为127 HV、405 MPa和339 MPa。

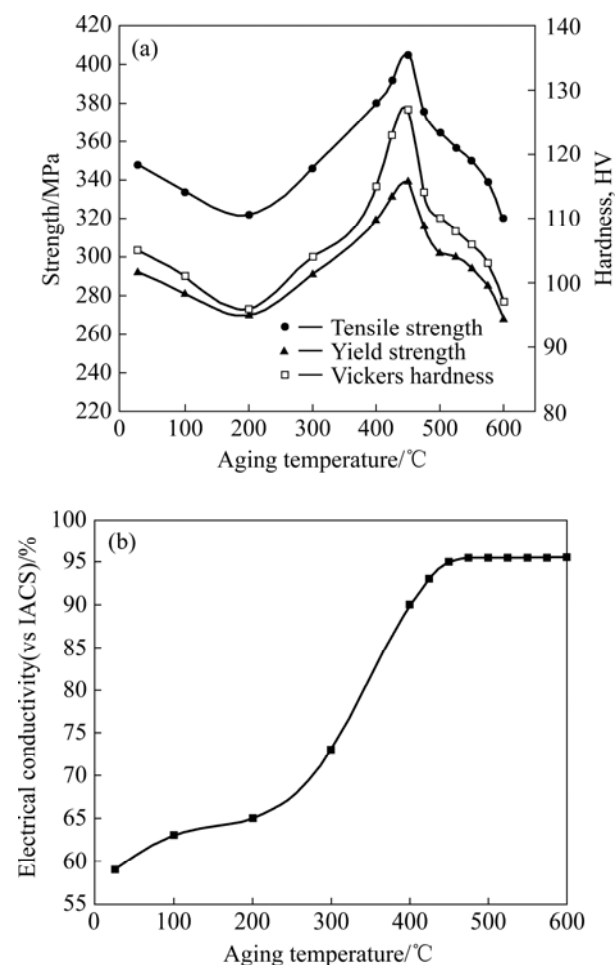


图1 时效温度对 Cu-0.5Te-0.2Zr 合金的力学和导电性能的影响
Fig.1 Effects of aging temperature on mechanical (a) and conductive (b) properties of Cu-0.5Te-0.2Zr alloy after aging at different temperatures for 4 h

MPa;此后随时效温度的升高,合金再结晶软化作用加强,合金的硬度和强度有所下降,这一过程说明合金具有较强的时效强化效果。由图1(b)可知,室温(25℃)到200℃时效时,合金的电导率上升较慢;在200~450℃时效时,合金的电导率随温度的升高而迅速增加,此后合金的电导率趋于平缓,最后达到95%IACS。

2.1.2 时效时间对 Cu-0.5Te-0.2Zr 合金的力学与导电性能的影响

在980℃固溶1h、70%冷轧变形及450℃时效温度的条件下,时效时间对合金的力学性能和导电性能的影响如图2所示。从图2可以看出,合金的力学性能首先升高,时效4h时达到峰值,此后,随着时效时间的延长,力学性能随之不断下降。电导率随着时效时间的延长而不断增加,但在时效2h后,增加趋势不断减缓,最后达到了95%IACS。

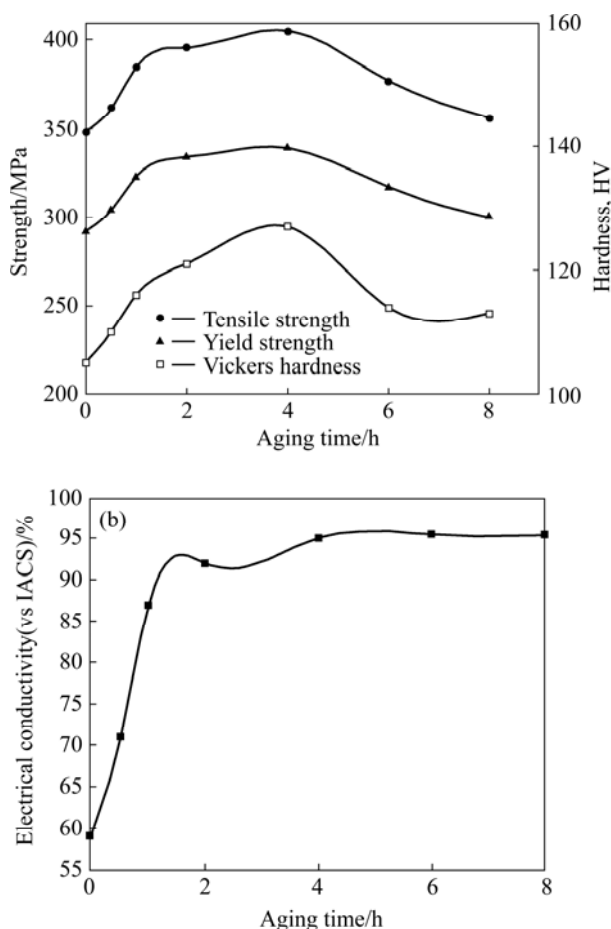


图2 时效时间对 Cu-0.5Te-0.2Zr 合金力学和导电性能的影响
Fig.2 Effects of aging time on mechanical (a) and conductive (b) properties of Cu-0.5Te-0.2Zr alloy after aging at 450℃ for different times

综合考虑合金的力学性能与导电性能,对于实验合金合适的形变热处理工艺是:980℃固溶1h+70%冷轧变形+450℃时效4h,在此条件下合金抗拉强度和屈服强度分别达到峰值405 MPa和339 MPa,伸长率为11%,电导率为95%IACS。根据OSINTSEV和FEDOROV[16]对3种合金的峰值时效状态下的性能对比发现,Cu-0.5Te-0.2Zr合金与经过相同形变热处理工艺的Cu-0.5Te合金相比,二者电导率相当,但前者抗拉强度较后者提高了30~40 MPa;Cu-0.5Te-0.2Zr合金与经过相同形变热处理工艺的Cu-0.2Zr合金相比,二者强度相当,但前者电导率较后者提高了7%IACS。

2.2 Cu-0.5Te-0.2Zr 合金的显微组织

2.2.1 Cu-0.5Te-0.2Zr 合金的金相与扫描电镜显微组织分析

图3所示为Cu-0.5Te-0.2Zr合金经980℃固溶处理、冷轧以及不同时效态后的金相显微组织。由图3(a)可以看出,经980℃固溶处理后的金相组织为等轴状再结晶组织,而且有大量孪晶出现;晶界处存在明显的粗大偏析产物,通过扫描电镜分析(见图4),可以确认此种产物是由Te元素在晶界处的严重偏析生成的,接近Cu₂Te的化学成分。晶粒内部也有较粗大的未溶相,经扫描电镜EDS分析(见表1)发现,点A、B为富CuTe相,呈不规则块状或棒状,大小为5~20 μm。与金相分析图3(a)的晶界处观察到的黑色的不规则条块状相对应,其主要成分为Cu、Te,接近于Cu₂Te的化学成分。对多个晶内的颗粒状未溶相(点C)进行分析,发现其为富Zr相,可以认为是未溶的Zr粒子,但是并没有检测到未溶的Te相。点D经分析为Cu基体。在分析很多不同部位的第二相后,发现只有富CuTe相以及未溶的富Zr相,没有发现其他相的存在。

经过70%冷轧变形后,合金呈典型的纤维状加工组织(图3(b))。经过70%冷轧变形后再在450℃时效4h,在金相组织中可以清晰地看到沿着变形方向拉长了的晶粒,未观察到再结晶组织(见图3(c))。然而,随着时效温度的升高,在550℃,4h时效时,变形组织变为新的等轴晶粒,并逐渐长大(图3(d))。

2.2.2 Cu-0.5Te-0.2Zr 合金的透射电镜显微组织分析

图5(a)所示为Cu-0.5Te-0.2Zr合金经70%冷轧变形后在450℃时效4h后的位错组态和析出相形貌。由图5(a)可看出,合金时效后变形组织仍然存在,位错密度较高,从对应的TEM照片来看位错缠结不多,很多细小的析出相分布在位错线及基体上,未见再结晶的现象出现。

图5(b)、(c)和(d)所示分别为Cu-0.5Te-0.2Zr合金经

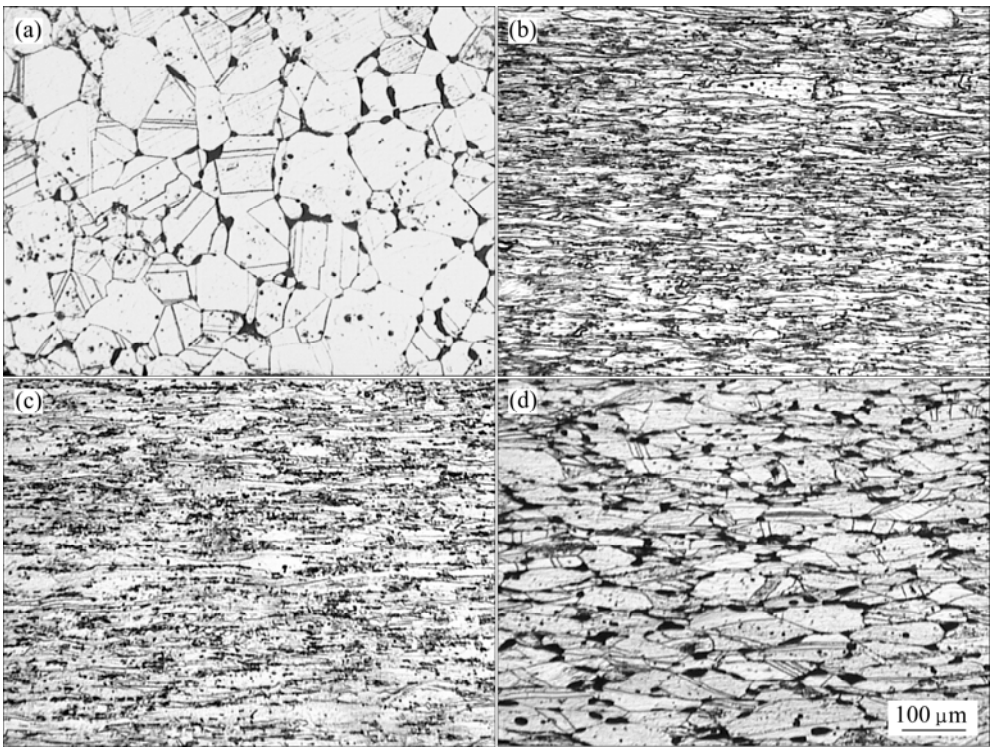


图3 不同处理态的Cu-0.5Te-0.2Zr合金的金相显微组织

Fig.3 OM images of Cu-0.5Te-0.2Zr alloys under different treatment conditions: (a) Solid-solution; (b) 70% cold-rolling; (c) 70% cold-rolling and aging at 450 °C for 4 h; (d) 70% cold-rolling and aging at 550 °C for 4 h

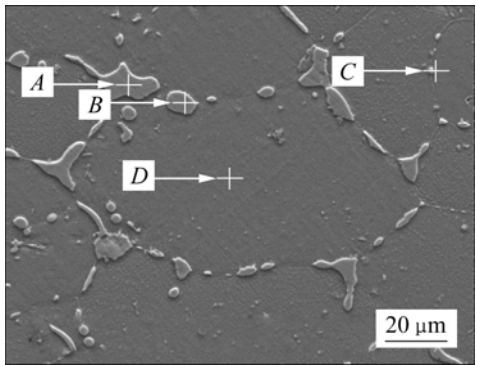


图4 固溶态Cu-0.5Te-0.2Zr合金的SEM像及第二相能谱分析位置

Fig.4 SEM image and EDS locations for analysis of solid-solution treated Cu-0.5Te-0.2Zr alloy

表 1 图 4 中物相的能谱分析结果

Table 1 EDS analysis results of phases in Fig.4					
Points	$x(\text{Cu})/\%$	$x(\text{Te})/\%$	$x(\text{Zr})/\%$	Total	Phase
A	67.42	32.58	0	100	Cu ₂ Te
B	67.50	32.50	0	100	Cu ₂ Te
C	4.50	3.14	92.36	100	Zr
D	98.88	0.57	0.55	100	Matrix

70%冷轧变形后在450 °C时效4 h出现的析出相(图5(b))、层错(图5(c))以及孪晶(图5(d))。研究^[9]表明:Zr的加入能提高合金的抗疲劳性能,这是由于Zr的添加降低了合金的堆垛层错能,使得长螺位错分解为短的螺位错,因而交滑移非常困难而大量的孪生变得非常容易。低的堆垛层错能意味着形成孪晶(见图5(d))变得容易,此时滑移从波浪状变为平面状,预示着位错增殖的可能性加大^[9]。其他微观组织特征,与上述现象本质相联,加入锆降低层错能的直接结果是易于在合金中观察到层错(图5(c))。

TANG等^[1]研究了Cu-0.65Cr-0.1Zr-0.03Mg合金,发现在450 °C,24 h时效时,析出相为压稳态的金属间化合物Heusler相CrCu₂(Zr, Mg),且析出相与基体满足N-W位向的关系。对图5(b)中析出相进行选区电子衍射发现,如图6(a)和(b)所示,存在超结构分裂斑点,表明在时效过程中产生了长周期的有序结构。根据TANG等^[1]的研究结果,我们认为这一析出相同样可能为一种与Fe₃Al晶格类似的超结构有序Heusler相,属于 $Fm\bar{3}m$ 空间群,其原子长程有序排列后形成TeCu₂Zr的结构。然而,这一结论是否正确,严格来讲,需从多个带轴进行入射来采集多个衍射花样进行确定,因此,有待进一步的分析讨论和补充实验来证明。这与

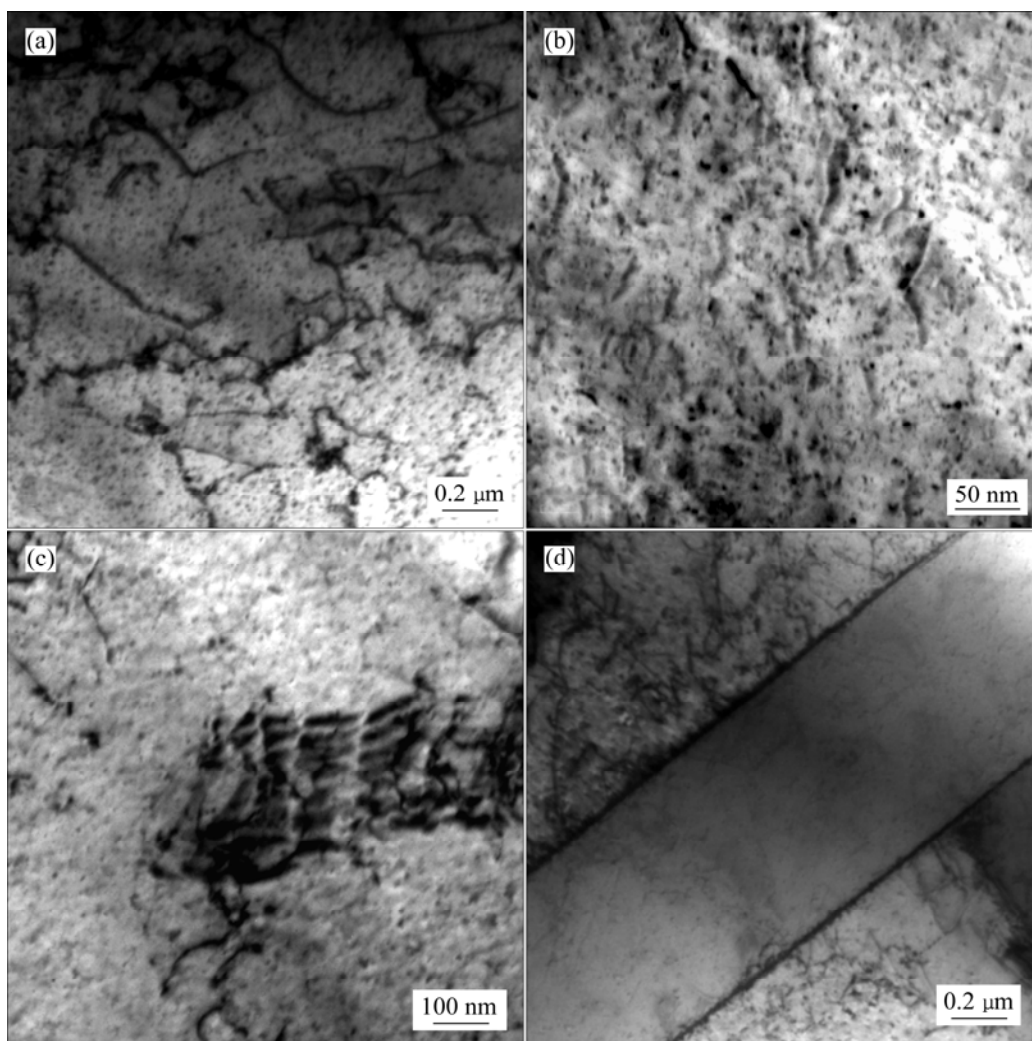


图5 450 °C 时效4 h后 Cu-0.5Te-0.2Zr 合金的 TEM 像

Fig.5 TEM images of Cu-0.5Te-0.2Zr alloy after aging at 450 °C for 4 h: (a) Dislocation and precipitation; (b) Precipitation; (c) Stacking faults; (d) Twinning

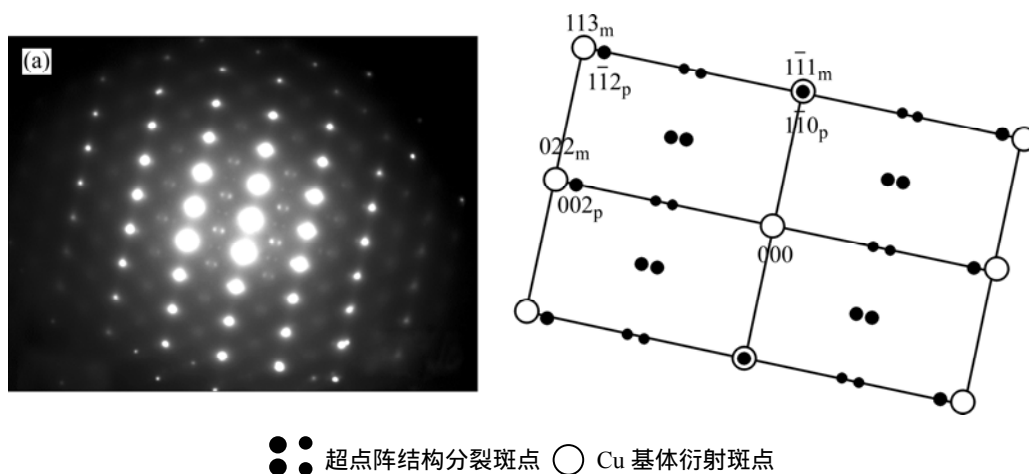


图6 Cu-0.5Te-0.2Zr 合金在 450 °C 时效4 h 时析出相的选区电子衍射花样及其标定示意图^[1]

Fig.6 Sketch maps of SEAD pattern of precipitates of Cu-0.5Te-0.2Zr alloy after aging at 450 °C for 4 h^[1]: (a) SEAD pattern; (b) Demarcation sketch^[1]

TANG 等^[1]关于 Cu-0.65Cr-0.1Zr-0.03Mg 合金, 齐卫笑等^[2]关于 Cu-0.4Cr-0.15Zr 合金, 以及 SU 等^[3]关于 Cu-0.3Cr-0.15Zr-0.05Mg 合金得到的研究结果相似。超点阵的形成, 产生了明显的有序畴强化。

3 讨论

3.1 固溶-冷变形-时效工艺对合金的力学性能的影响

固溶淬火后的合金为过饱和固溶体组织, 但本研究中合金元素Te和Zr含量很低, 固溶强化效果不明显。Te和Zr在铜中的极限固溶度极低, 在1 050 °C下, Te在Cu基体中的固溶度为0.4%(质量分数); 在800 °C时下降为0.01%; 在967 °C的共晶温度下, Zr在Cu基体中的固溶度为0.15%; 在600 °C时, 下降为0.01%^[16]。由于本合金的2种合金元素含量均高于其最大溶解度, 因而未溶相较多(见图3(a))。

在冷轧变形时合金内部将产生大量的位错组态, 合金呈纤维状组织(见图3(b)), 表现出明显的加工硬化效应。冷轧变形态合金的晶体缺陷密度最大, 组织与性能处于不稳定的状态^[4]。

在时效热处理过程中, 合金组织与性能具有恢复到稳定状态的倾向, 显著改善合金的力学性能(见图1(a)和图2(a))。对于经固溶淬火-冷轧变形后的合金, 随着时效温度的升高、时效时间的延长, 合金在发生回复、再结晶过程的同时还将发生过饱和固溶体分解、合金元素 Te 和 Zr 从基体中析出, 上述过程相互作用, 共同决定材料的最终组织和性能^[4]。

过饱和固溶体分解需要一定的激活能^[4], 当时效温度低于300 °C时, 析出过程程度较小, 回复过程占优势。在室温(25 °C)至200 °C以下时效时, 强度有所下降, 这就是发生回复的结果。

当时效温度高于300 °C时, 表现出明显的析出强化效应; 当时效温度为450 °C时, 合金强度达到峰值, 如图5(a)和(b)所示, 大量细小、弥散的析出相分布在基体中, 而且尺寸很小, 因而位错可以切过析出相。此阶段合金的强化机制遵循位错切割析出相的机制, 屈服应力取决于切过析出相所需要的应力, 并且在析出相与基体两相界面处存在较大的错配度, 晶格畸变严重, 引起强的内应力场^[5]。

因此, 弥散、细小的析出相提高了合金的强度, 在450 °C时效4 h后, 合金的抗拉强度达到了峰值。由于析出相与位错的交互作用, 使得析出相倾向于偏聚在位错处, 对位错起钉扎与阻碍作用, 不利于再结晶的形核和长大, 减缓合金的回复与再结晶过程^[5]。在

450 °C时效时析出相仍弥散、均匀分布, 析出相并没有长大, 也未见再结晶的发生(如图3(c)所示)。另一方面, 时效前的预冷轧变形使得合金内部位错增殖, 缺陷密度增高, 储能增多, 加快了再结晶的形核率和长大速率^[5]。因此, 在70%这种大的预冷轧变形条件下, 再结晶温度降低、时间缩短。在550 °C, 4 h时效时, 合金发生再结晶(见图3(d)), 基体再结晶软化大于析出强化, 其力学性能显著降低(见图1(a))。

在450 °C时效时, 随着时效时间的进一步延长(如6 h), 已经形核的析出第二相有充分的时间长大, 在时效过程中还不断有一些新核及新相形成并长大, 沉淀相体积含量增加, 位错绕过析出相粒子所需应力会小于切割析出相粒子所需应力, 在此阶段奥罗万机制起作用, 屈服应力将随粒子的粗化和其间距的增加而减小^[5]。此外, 随着时效时间的延长, 合金晶粒长大、粗化。因此, 过时效后(4 h后)合金的强度随时效时间的延长而降低。

3.2 固溶-冷变形-时效工艺对合金导电性能的影响

在时效过程中, 合金的导电性能主要由两个过程控制^[5]: 一是回复与再结晶导致空位、界面、位错的减少以及过饱和溶质原子以第二相的形式析出, 使得基体点阵对电子散射作用减弱, 合金的电导率升高; 二是析出粒子的增多和长大, 对电子产生附加散射, 降低了合金的电导率^[17]。根据Mathiessen理论^[17], 合金中固溶原子对电子散射能力远大于沉淀析出的第二相对电子的散射能力。因此, 脱溶会提高合金的电导率, 随着时效温度的升高和时效时间的延长, 沉淀相的不断析出使得基体固溶体不断贫化, 同时位错、空位等晶体缺陷不断减少, 合金的电导率随之升高达到较高值。

4 结论

1) Cu-0.5Te-0.2Zr合金具有较强的时效强化效果, 其力学与导电性能主要由时效过程中过饱和固溶原子的析出、基体的回复与再结晶两个因素控制。合金在980 °C固溶1 h后经70%预冷轧变形+450 °C时效4 h, 其抗拉强度和屈服强度分别达到了405 MPa和339 MPa, 伸长率为11%, 电导率为95%IACS。

2) Cu-0.5Te-0.2Zr合金在980 °C固溶1 h后经70%预冷轧变形+450 °C时效4 h后, 合金获得细小、弥散分布的析出相, TEM选区电子衍射花样分析表明这一析出相可能为一种与Fe₃Al晶格类似的超结构有序

Heusler相, 属于 $Fm3m$ 空间群, 其原子长程有序排列后形成 TeCu_2Zr 的结构。析出物对位错的钉扎减缓了变形回复及随后的再结晶的过程。析出相是合金强化和导电机制的重要影响因素。

REFERENCES

- [1] TANG N Y, TAPLIN N M, TAPLIN D G L. Precipitation and aging in high-conductivity Cu-Cr alloys with additions of zirconium and magnesium[J]. Materials Science and Technology, 1985, 1: 270–275.
- [2] 齐卫笑. 低溶质 Cu-Cr-Zr 合金的微结构与性能[D]. 杭州: 浙江大学材料与化工学院, 2002: 27–29.
QI Wei-xiao. Microstructures and properties of precipitation-hardened dilute solute Cu-Cr-Zr alloy[D]. Hangzhou: School of Materials and Chemical Engineering, Zhejiang University, 2002: 27–29.
- [3] SU Juan-hua, LIU Ping, LI He-jun, REN Feng-zhang, DONG Qi-ming. Phase transformation in Cu-Cr-Zr-Mg alloy[J]. Materials Letters, 2007, 61(27): 4963–4966.
- [4] 姜 锋, 陈小波, 娄花芬, 尹志民, 王 炜, 向周丹. 火箭发动机燃烧室用高强高导 Cu-0.8Cr-0.2Zr 合金的组织与性能[J]. 宇航学报, 2008, 29(6): 2030–2034.
JANG Feng, CHEN Xiao-bo, LOU Hua-fen, YIN Zhi-min, WANG Wei, XIANG Zhou-dan. Microstructures and properties of high strength and high conductivity Cu-0.8Cr-0.2Zr alloy used for combustion chamber of rocket engines[J]. Journal of Astronautics, 2008, 29(6): 2030–2034.
- [5] 钟建伟, 周海涛, 赵仲凯, 李庆波, 周 啸. 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.
ZHONG Jian-wei, ZHOU Hai-tao, ZHAO Zhong-kai, LI Qing-bo, ZHOU Xiao. 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.
- [6] 苏娟华, 董企铭, 刘 平, 李贺军. 引线框架 Cu-Cr-Zr-Mg 合金二级变形时效工艺[J]. 金属热处理, 2006, 31(8): 76–79.
SU Juan-hua, DONG Qi-ming, LIU Ping, LI He-jun. Two-step deforming and aging process of lead frame made of Cu-Cr-Zr-Mg alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2006, 31(8): 76–79.
- [7] LI Hua-qing, XIE Shui-sheng, MI Xu-jun, WU Peng-yue, LI Yan-feng. Texture of deformed Cu-Cr-Zr alloys[J]. International Journal Minerals, Metallurgy and Materials, 2008, 15(4): 434–439.
- [8] POBLANO-SALAS C A. The effect of cobalt additions on the mechanical and electrical properties of Cu-Cr-Zr melt-spun ribbons[J]. Mater Sci Eng A, 2008, 491: 309–314.
- [9] BATRA I S, DEY G K, KULKARNI, U D, BANERJEE S. Microstructure and properties of a Cu-Cr-Zr alloy[J]. Journal of Nuclear Materials, 2001, 299(2): 91–100.
- [10] 刘 勇, 龙永强, 刘 平, 田保红. 液固两相介质流中 Cu-Cr-Zr 合金的冲蚀磨损行为[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(10): 1650–1655.
LIU Yong, LONG Yong-qiang, LIU Ping, TIAN Bao-hong. Erosion wear behavior of Cu-Cr-Zr alloy in liquid-solid two-phase flow[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2007, 17(10): 1650–1655.
- [11] MONZEN R, WATANABE C. Microstructure and mechanical properties of Cu-Ni-Si alloys[J]. Mater Sci Eng A, 2008, 483/484: 117–119.
- [12] SUZUKI S, SHIBUTANI N, MIMURA K, ISSHIKI M, WASEDA Y. Improvement in strength and electrical conductivity of Cu-Ni-Si alloys by aging and cold rolling[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2006, 417(1/2): 116–120.
- [13] JOO K H, CHANG K I, KIM H S, HONG S I. Processing of ultrafine-grained Cu-Fe-Cr composite by equal channel angular pressing[J]. Materials Science Forum, 2006, 503/504: 71–76.
- [14] SONG J S, HONG S I, PARK Y G. Deformation processing and strength/conductivity properties of Cu-Fe-Ag microcomposites [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2005, 388(1): 69–74.
- [15] ZHU Da-chuan, HUANG Wen, SONG Ming-zhao, TU Ming-jing. Effects of annealing temperature on electrical conductivity and mechanical property of Cu-Te alloys[J]. Journal of Wuhan University of Technology: Mater Science Edition, 2007, 9: 88–90.
- [16] OSINTSEV E, FEDOROV V N. Copper and copper alloys[M]. Moscow: Machinery Manufacturing Press, 2004: 1223–1225. (in Russian)
- [17] 田 蔚, 李秀臣, 刘正堂. 合金的物理性能[M]. 北京: 航空工业出版社, 1994: 36.
TIAN Shi, LI Xiu-chen, LIU Zheng-tang. Physical property of metals[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 1994: 36.

(编辑 杨 华)