

上引-连续挤压法制备 Cu-Cr-Ag 合金的组织与性能

徐高磊^{1,2}, 彭丽军¹, 米绪军¹, 解浩峰¹, 黄国杰¹,
杨振¹, 冯雪¹, 尹向前¹, 刘冬梅¹

(1. 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 100088)

(2. 浙江力博实业股份有限公司, 浙江 绍兴 312050)

摘要: 采用扫描电子显微镜(SEM)、透射电子显微镜(TEM)等分析测试手段系统研究不同热处理工艺制度对上引-连续挤压法制备 Cu-Cr-Ag 合金微观组织性能的影响规律。结果表明, 上引连铸 Cu-Cr-Ag 合金棒坯经连续挤压过程中合金发生了强烈的剪切变形, 晶粒破碎明显, 其晶粒平均尺寸为 4~5 μm。挤压后合金经 60%冷轧, 875 °C 固溶 1 h, 60%冷轧, 450 °C 时效不同时间后, 其维氏硬度与时效时间的关系呈先下降后上升再下降的趋势, 而导电率与时效时间的关系呈先快速上升后缓慢增加最后趋于稳定的趋势。固溶冷变形后合金在 450 °C 时效的析出序列为过饱和固溶体→G.P 区→fcc Cr 相→有序化→bcc Cr 相, 且 bcc Cr 相与基体的取向关系呈 N-W 关系, 即 $(\bar{1}10)_{Cr} // (\bar{1}\bar{1}1)_{Cu}$, $(001)_{Cr} // (1\bar{1}1)_{Cu}$, $[110]_{Cr} // [112]_{Cu}$ 。

关键词: Cu-Cr-Ag 合金; 上引-连续挤压; 时效处理; 微观组织; 物理性能

中图分类号: TG146.1⁺1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)04-1310-07

Cu-Cr 系合金是一种典型的固溶时效强化型合金, 经固溶时效处理, 能析出弥散分布的纳米级富 Cr 相, 使合金具有高强度、高导电性和优良热导性能等综合性能, 被广泛地应用于集成电路引线框架、电气化铁路接触导线、电阻焊电极、大推力火箭发动机燃烧室、连铸机结晶器铜板等领域^[1-3], 是世界各国为满足电力、冶金、航空航天和原子能等高科技领域对高性能铜合金需求而竞相研究与开发的重点^[4-6]。目前国内外对 Cu-Cr 系合金的时效析出行为及合金元素对组织性能影响规律进行了较为系统的研究, 并取得了一定研究成果^[7-16]。但由于 Cr 元素在非真空环境下容易氧化, 且易发生偏析, 采用传统的真空熔炼方法进行铸造无法满足对大长度、性能均匀的带材或线材等产品的需求^[17,18]。

上引连铸法本质是向上的连续铸造过程, 即金属熔体通过熔体压力的作用下被压入真空环境下结晶器中进行不断凝固的过程, 由于结晶器的尺寸较小, 杆坯在凝固过程中冷却速度较快, 合金元素不易发生偏析, 此项技术已成功于应用无氧铜、铜银等合金^[19-22]。另外, 研究表明, 通过大塑性变形可获得超细晶粒, 使合金具备更高强度的同时又有很好的导电性能。

连续挤压技术是一种大塑性变形加工方法, 能获得细晶粒组织, 同时又因其具有能耗少、易于连续化生产等优点, 已广泛应用于铜合金的工业化生产^[23-26]。

因此, 本研究为了满足大长度、性能均匀带材或线材等产品的需求, 采用上引连续铸造和连续挤压的方法制备 Cu-Cr-Ag 合金, 通过系统研究不同时效处理工艺对 Cu-Cr-Ag 合金组织性能的影响规律, 为合金实现产业化生产提供翔实的试验数据和理论依据。

1 实验

采用上引连铸方法制备出的直径为 20 mm 的棒材, 通过对每隔 7 m 长取一点进行合金成分测试, 其结果如图 1 所示。从图 1 中可以看出, 上引连铸 Cu-Cr-Ag 合金的 Cr 含量稳定于 0.21%±0.03%, Ag 含量稳定于 0.12%, 说明 Cu-Cr-Ag 合金通过上引连铸工艺铸造时, 合金的成分均匀稳定, 能够满足大长度棒线材的工业化生产需要。将上引连铸 Cu-Cr-Ag 的杆坯在 TJ400 Conform 连续挤压机上进行挤压, 得到厚度为 12 mm, 宽度为 40 mm 的板坯。对挤压坯进行 60% 的冷轧, 然后对其进行 875 °C/1 h 的固溶处理, 随后分别对其进行 2 种加工路线: I (SA450): 对固溶处理

收稿日期: 2018-04-20

基金项目: 国家重点研发计划 (2016YFB0301400); 国家自然科学基金 (51601017, 51401026)

作者简介: 徐高磊, 男, 1982 年生, 博士生, 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 100088, E-mail: xugaolei@126.com

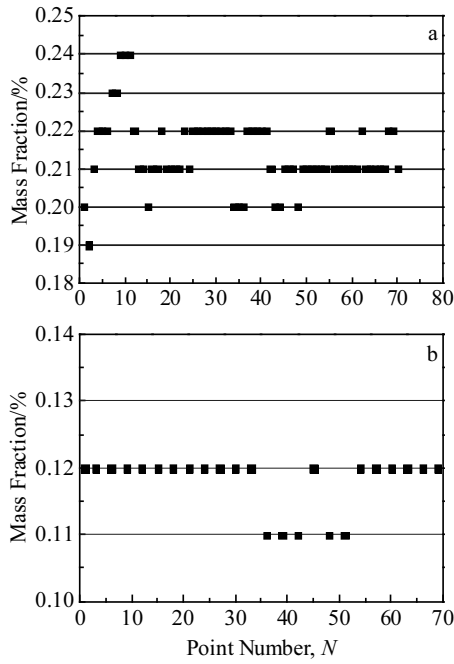


图 1 Cu-Cr-Ag 合金的化学元素含量测试结果 (每隔 7 m 一个点)

Fig.1 Chemical Composition of Cu-Cr-Ag alloy (every 7 m): (a) Cr and (b) Ag

后的试样进行 450 °C 不同时间的时效处理; II (SCA450): 对固溶处理后试样进行 60% 的冷轧, 再对其进行 450 °C 不同时间的时效处理。

分别采用 HXD-1000 数显维氏硬度计和 7501 型涡流导电仪对不同状态的合金试样进行硬度和导电率测试。不同状态的微观组织在 JEM 2100 LaB6 型透射电镜下观察, 试样制备过程: 试样预先在砂纸上进行机械减薄至 50±5 μm 时进行镜样, 随后将样品放置双喷仪上进行减薄、穿孔双喷液采用体积比为 1:4 的硝酸和甲醇混合液, 工作温度为 -40~ -50 °C。

2 结果与分析

2.1 微观组织分析

图 2 为 Cu-Cr-Ag 合金上引连铸铸坯及连续挤压后的显微组织。从图 2a 中可以看出, 铸态合金的显微组织主要以粗大等轴晶为主, 尺寸为 300~700 μm, 在基体中并没有发现粗大的初生 Cr 相存在。上引连铸 Cu-Cr-Ag 合金棒坯在连续挤压过程中合金发生了强烈的剪切变形, 晶粒破碎明显, 其晶粒平均尺寸为 4~5 μm, 如图 2b 所示, 破碎的晶粒主要由大量的大角度再结晶晶粒和少量的小角度亚晶组成, 这与铜合金经等径道挤压后组织具有相同变化趋势^[27-29]。

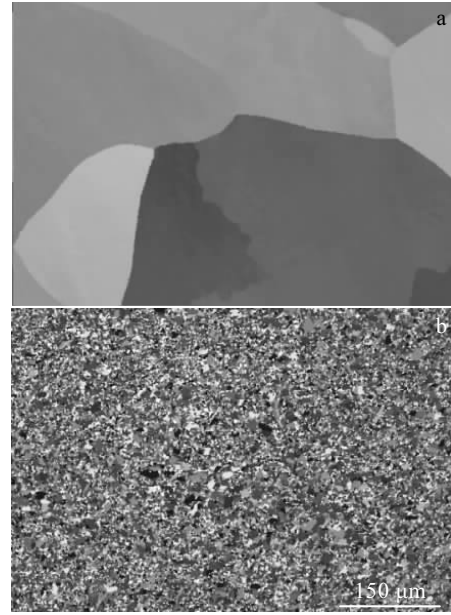


图 2 Cu-Cr-Ag 合金铸态及 Conform 连续挤压后的显微组织

Fig.2 Microstructures of as-cast (a) and extruded (b) Cu-Cr-Ag alloy

图 3 为 Cu-Cr-Ag 合金经 875 °C 保温 1 h 的固溶处理, 60% 冷轧及 450 °C 保温 15 min 的时效处理后的 TEM 明场像和 SAED 花样。从图 3a 中可以看出, 合金经 450 °C 短时间时效处理后, 基体中出现大量的位错, 且位错之间相互缠结, 但由于合金时效前经过较大的冷变形, 畸变能变大, 在较高温 450 °C 时效短段时间后, 合金发生了比较明显的再结晶现象, 如图 3b 所示, 这与文献[23]中研究现象一致。此外, 过饱和固溶体经 450 °C 短时间时效后, 还发生了过饱和固溶体分解, 大量合金元素从基体中脱溶, 在基体中发现少量的球状和豆瓣状析出相, 根据文献研究结果可知^[30], 球状析出相为 G.P 区和豆瓣状析出相为 fcc 结构 Cr 相, 如图 3c 所示。由对应的选区衍射图谱显示, 如图 3d 所示, SAED 花样中除了环形的基体斑点外, 没有发现析出相的斑点, 尤其 bcc 结构 Cr 相的斑点, 同时也说明了基体中出现了多晶体, 合金发生了再结晶过程。

图 4 为 Cu-Cr-Ag 合金经 875 °C 保温 1 h 的固溶处理, 60% 冷轧及 450 °C 时效 2 h 后的 TEM 明场像和 SAED 花样。由图 4a 和 4b 可知, 合金经固溶+冷轧+时效处理后, 基体中存在大量位错, 且位错之间发生相互缠绕, 同时在基体中还发现了细小弥散分布的纳米级析出相。从图 4b 可以看出, 析出相平均尺寸约 2 nm, 主要有豆瓣状和莫尔条纹状析出相, 其中豆瓣状

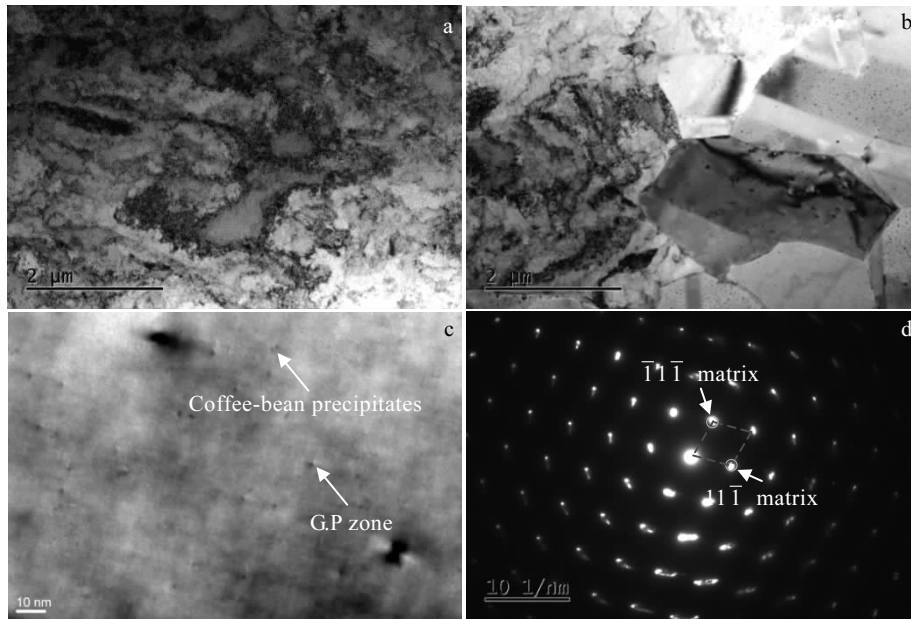


图 3 Cu-Cr-Ag 合金材料经固溶(875 °C/1 h)+60%冷轧+时效处理(450 °C/15 min)后 TEM 明场像和选区电子衍射花样
 Fig.3 TEM bright field images (a-c) and SAED pattern (d) along $[011]_{Cu}$ of Cu-Cr-Ag alloy after solutioned at 875 °C for 1 h, 60% cold-rolled, and aged at 450 °C for 15 min

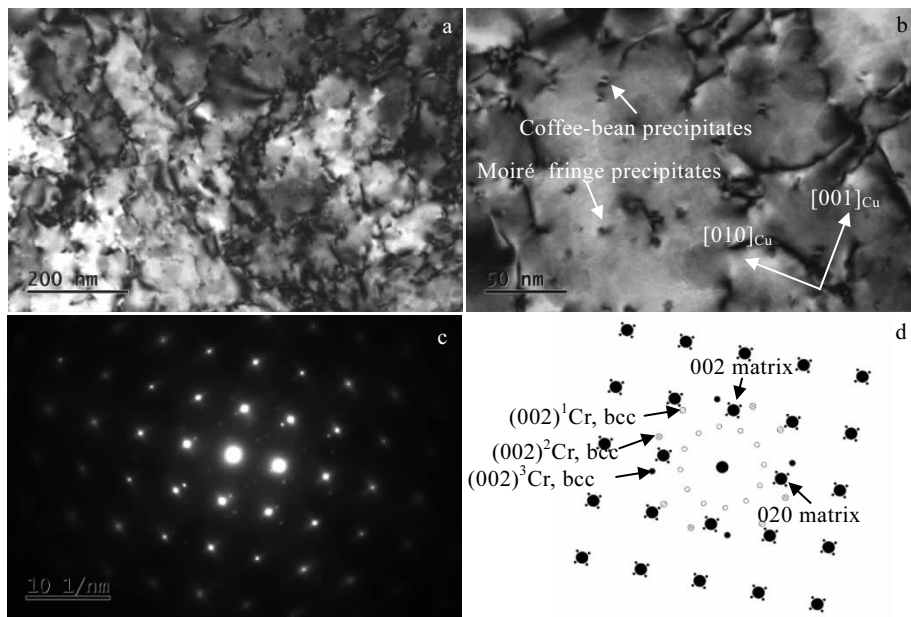


图 4 Cu-Cr-Ag 合金材料经固溶(875 °C/1 h)+60%冷轧+时效处理(450 °C/2 h)后的 TEM 明场像和选区电子衍射花样
 Fig.4 TEM bright field images (a, b) and SAED pattern (c) along $[001]_{Cu}$ of Cu-Cr-Ag alloy after solutioned at 875 °C for 1 h, 60% cold-rolled, and aged at 450 °C for 2 h; (d) schematic diagram of Fig.4c

析出相主要沿着基体的 $\langle 100 \rangle_{Cu}$ 方向分布,而莫尔条纹状析出相则沿基体的 $\langle 110 \rangle_{Cu}$ 方向分布。图 4c 和 4d 分别为沿 $[001]_{Cu}$ 晶带轴的选区电子衍射花样和示意图。由图 4c 和 4d 的选区电子衍射谱特征结果可知,

在主衍射斑点周围出现 2 套卫星斑点,并且沿基体的 $\langle 011 \rangle_{Cu}$ 方向出现衍射条纹,同时还发现了一些衍射亮度比较微弱的衍射斑点,主要沿 $\langle 011 \rangle_{Cu}$ 方向呈 0° , 30° , 60° 分布。由衍射斑点的晶面间距和布拉格方程

可知，在基体 $\{022\}_{Cu}$ 附近的衍射斑点为有序面心立方结构的 Cr 相或体心立方结构的 Cr 相。由图 4b 的明场像中析出相形态特征显示，莫尔条纹衬度 Cr 相主要沿基体的 $\langle 011 \rangle_{Cu}$ 方向分布，与衍射斑点的分布一致。此外，根据文献[2]研究结果表明，莫尔条纹衬度 Cr 相的结构为 bcc Cr 相。因此，该衍射斑点标定为体心立方结构 Cr 相的 (002) 面。另外沿 $\langle 011 \rangle_{Cu}$ 方向呈 $0^\circ, 30^\circ, 60^\circ$ 的衍射斑点主要是电子束沿体心立方结构的 Cr 相的 (002) 面发生散射所致。从体心立方结构的 Cr 相与基体的衍射方向可判别(基体的最密排方向 $\langle 110 \rangle_{Cu}$ 与体心立方结构的 Cr 相的次密排方向 $\langle 001 \rangle_{Cu}$ 平行)，此时的体心立方结构的 Cr 相与基体的取向关系呈 N-W 关系。除此之外，在基体斑点和圆心斑点之间出现一圈衍射斑点。对于这套衍射斑点的出现，有可能是由基体的衍射斑点发生二次衍射或由体心立方结构 Cr 相的 (002) 面引起的超点阵斑点。

图 5 为 Cu-Cr-Ag 合金经 875°C 保温 1 h 的固溶处理，60%冷轧及 450°C 时效 16 h 后的 TEM 明场像和 SAED 花样。由图 5a 和 5b 可知，合金经过长时间时效处理后，基体中存在大量的位错和弥散分布的豆瓣状和条纹状的 Cr 相，且析出相平均尺寸为 5 nm，要大于峰时效(2 h)时的析出相尺寸。由图 5c 的 $[112]_{Cu}$ 晶带轴的 SAED 花样可知，除了基体衍射斑点外，还有析出相衍射花样斑点。对基体附近的斑点进行标定，

得出此析出相为 bcc Cr 相，与基体之间取向关系为 N-W： $(\bar{1}10)_{Cr} // (\bar{1}\bar{1}1)_{Cu}$ ， $(001)_{Cr} // (1\bar{1}1)_{Cu}$ ， $[110]_{Cr} // [112]_{Cu}$ ，与 $[001]_{Cu}$ 晶带轴的衍射谱结果一致，见图 4c 和 4d。由图 5d 的 $[011]_{Cu}$ 晶带轴的 SAED 花样结果可知，沿基体的 $\langle 111 \rangle_{Cu}$ 方向出现衍射条纹，且在 $\{022\}_{Cu}$ 衍射斑点附近出现有序 fcc 相的衍射斑点，表明溶质原子沿基体的 $\{022\}_{Cu}$ 面发生聚集。这也说明了在 fcc Cr 相转化成 bcc Cr 相过程中存在一个有序化过程，可以加速 Cr 相的析出和促进 fcc Cr 相向 bcc Cr 相转化^[31-33]。

综上所述，Cu-Cr-Ag 合金经 875°C 保温 1 h 的固溶处理，60%冷轧， 450°C 不同时间时效时，其时效析出序列为过饱和固溶体 \rightarrow G.P 区 \rightarrow fcc Cr 相 \rightarrow 有序化 \rightarrow bcc Cr 相。

2.2 物理性能分析

图 6 为不同工艺制度对 Cu-Cr-Ag 合金硬度和导电性能的影响曲线。从图 6a 中可以看出，Cu-Cr-Ag 合金经固溶时效 (SA) 处理后，合金的硬度与时效时间的关系呈单峰型曲线。即合金随着时效时间的延长，合金的硬度随之增大，当时效时间为 4 h 时，合金的硬度达到峰值，此时维氏硬度值为 615 MPa，时效过程进一步延长，合金的硬度随之降低，此时合金出现过时效现象；当合金经过固溶，冷变形，时效 (SCA) 处理后，合金的硬度与时效时间的关系则呈先下降后上升再下降的趋势，当合金 450°C 时效 15 min 后，合

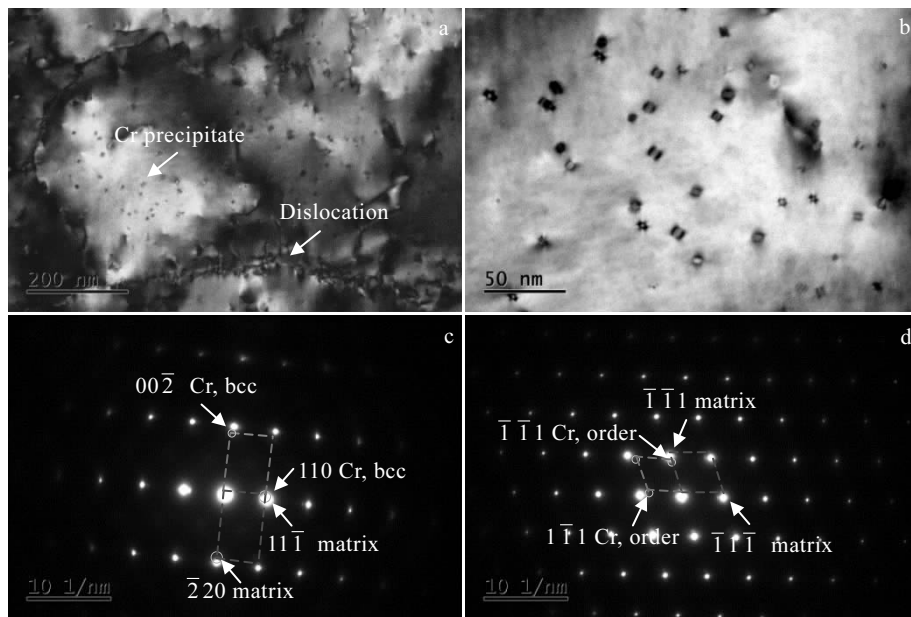


图 5 Cu-Cr-Ag 合金经固溶($875^\circ\text{C}/1\text{h}$)+60%冷轧+时效处理($450^\circ\text{C}/16\text{h}$)后的 TEM 明场像和选区电子衍射花样

Fig.5 TEM bright field images along $[112]_{Cu}$ (a, b) and SAED patterns along $[112]_{Cu}$ (c) and $[011]_{Cu}$ (d) of Cu-Cr-Ag alloy after solutioned at 875°C for 1 h, 60% cold-rolled, and aged at 450°C for 16 h

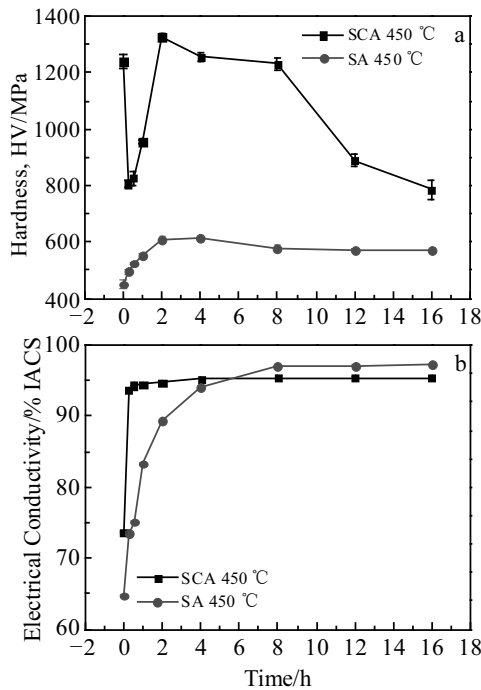


图 6 时效处理制度对冷轧态 Cu-Cr-Ag 合金硬度和导电性能的影响曲线

Fig.6 Influence curves of aging treatment on hardness (a) and electrical conductivity (b) of cold-rolled Cu-Cr-Ag alloy

金的维氏硬度为 806 MPa，相对于未时效态(维氏硬度 1240 MPa)有明显下降，当时效时间为 2 h 时，合金的硬度达到峰值，此时维氏硬度为 1327 MPa，相对于固溶时效态合金峰值有明显提高，增大 712 MPa，说明合金在时效前进行冷变形处理，有利于合金强度的提高。随着时效时间的延长，合金的硬度随之减小，合金出现过时效现象。

由图 6b 可知，合金经固溶时效和固溶冷变形时效处理后，合金在 450 °C 时效时，其导电率与时效时间的关系曲线呈先快速上升最后趋于稳定的趋势，其中时效时间为 4 h 时，时效前进行冷变形处理后的导电率值均要高于固溶时效态，当时效时间超过 4 h 时，固溶时效态合金的导电率值要高于固溶冷变形时效状态，如时效时间为 2 h 时，固溶时效态合金导电率值为 89.4%IACS，而时效前进行冷变形处理态合金的导电率值为 94.7%IACS，相比于前者高 5%IACS。而当时效时间延长至 8 h 时，固溶时效态合金的导电率值为 97%IACS，而时效前进行冷变形处理态合金的导电率值为 95.4%IACS，相比于前者低 1.6%IACS。

3 讨论

在合金的固态相变过程中，固体相变的驱动力主

要来自于新旧两相间自由能差，这个差值越大，越有利于相变的进行^[34]。形核的形状主要取决于界面能和应变能的大小。对于时效早期，由于 fcc Cr 的晶格常数(0.368 nm)与基体的错配度只有 1.9% (<5%)，此时可以忽略应变能对形核的影响，并且形核的形状为球形时，界面能最小。因此，Cu-Cr 系合金的 G. P 区的形状为球形，正如图 3c 所示。由文献[2]可知，Cu-Cr 系合金中基体与 fcc Cr 之间的界面能 γ 为 86 mJ/m²，而 bcc Cr 相与基体 Cu 的之间界面能 γ 为 625 mJ/m²^[35]，前者要远小于后者。在 fcc Cr 相与 bcc Cr 相的成分差异和弹性应变能差异忽略不计的情况下，根据经典形核理论，可得出临界形核功 ΔG^* :

$$\Delta G^* = \frac{16\pi r^3}{3(\Delta G_v + \Delta G_e^y)} \quad (1)$$

式中， ΔG^* 为临界核心形成功， ΔG_v 为形核驱动力， ΔG_e^y 为共格界面弹性应变能(由于值太小，可以不考虑)。从而可以得出 fcc Cr 相的形核势垒为 3×10^{-22} J，低于 bcc Cr 相的形核势垒 4×10^{-20} J 的 2 个数量级。这就意味着形成 fcc Cr 相所需要的能量要小于 bcc Cr 相。所以，在时效早期，主要以 fcc Cr 相为主。随着时效时间的延长，fcc Cr 相发生有序化和长大，都会使错配度的增大，减弱界面能对析出相的作用，促使 fcc Cr 转化成 bcc Cr 相。因此，在时效 2 h 时后能同时观察到 fcc 和 bcc Cr 相。

由前面所述，Cu-Cr-Ag 合金在时效前进行冷变形处理后，合金的维氏硬度与时效时间的关系曲线呈先下降后上升再下降的趋势。这主要是因为合金在时效前经过较大程度的冷变形(60%)，此时合金内部存在大量的存储能，当合金在 450 °C 短时间时效，合金将发生回复再结晶过程，但由于这时处于时效初期，基体的析出相主要以少量的 fcc Cr 相和 G. P 区为主，时效强化效果不明显，从而导致合金的硬度下降。当时效过程进一步进行，析出相逐渐从基体中析出，同时 fcc Cr 相逐渐转化成 bcc Cr 相，析出强化效果要大于回复再结晶对硬度影响，故此合金的硬度呈上升趋势。但是，当时效时间超过 2 h 后，析出相将发生粗化，对位错的阻碍能力下降，析出强化效果逐渐降低，合金的硬度也随之下降。

而 Cu-Cr-Ag 合金经固溶冷变形时效处理后，其导电率与时效时间的关系曲线呈先快速上升最后趋于稳定的趋势。这主要是因为合金在时效初期发生了回复再结晶和过饱和固溶体脱溶 2 个过程，在这 2 个过程中，位错发生了重排、合并、消失，大量的位错转变成亚晶或大角度再结晶组织，同时大量的合金元素从基体中脱溶出来，发生一系列的析出相转化和长大，

大大降低合金元素和缺陷对电子散射的作用, 合金的导电率得到大幅度提升, 随着时效时间的延长, 合金元素脱溶速度和动力逐渐降低, 合金的导电率则趋于稳定。

4 结 论

1) 上引连铸 Cu-Cr-Ag 合金的铸态组织呈等轴状, 经连续挤压后, 合金发生了强烈的剪切变形, 晶粒破碎明显。

2) Cu-Cr-Ag 合金经 875 °C/1 h 固溶处理, 60%冷轧, 450 °C 不同时间时效处理后, 合金的维氏硬度随时效时间呈先下降后上升再下降的趋势; 合金的导电率随时效时间呈先快速上升后缓慢增加最后趋于稳定的趋势。

3) Cu-Cr-Ag 合金经 875 °C/1 h 固溶处理, 60%冷轧, 450 °C 不同时间时效时, 析出相的析出序列为过饱和固溶体→G.P. 区→fcc Cr 相→有序化→bcc Cr 相, 且 bcc Cr 相与基体的取向关系呈 N-W 关系。

参考文献 References

- [1] Liu Qiang, Zhang Xiang, Ge Yan *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2006, 37(11): 3233
- [2] Chbihi A, Sauvage X, Blavette D. *Acta Materialia*[J], 2012, 60(11): 4575
- [3] Singh R P, Lawley A, Friedman S. *Materials Science and Engineering A*[J], 1991, 145(2): 243
- [4] Correia J B, Davies H A, Sellars C M. *Acta Materialia*[J], 1997, 45(1): 177
- [5] Huang Fuxiang, Ma Jusheng, Ning Honglong *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2003, 48(1): 97
- [6] Hatakeyama M, Toyama T, Yang J *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2009, 386-388: 852
- [7] Komen Y, Rezek J. *Metallurgical Transaction A*[J], 1975, 6: 549
- [8] Morris M A, Morris D G. *Acta Metallurgica*[J], 1987, 35(10): 2511
- [9] Stobrawa J, Ciura L, Rdzawski Z. *Scripta Materialia*[J], 1996, 34(11): 1759
- [10] Zhang D L, Mihara K, Takaura E *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 266(1-2): 99
- [11] Fujii T, Nakazawa H, Kato M *et al.* *Acta Materialia*[J], 2000, 48(5): 1033
- [12] Knights R W, Wilkes P. *Metallurgical Transactions*[J], 1973, 4(10): 2839
- [13] Jin Y, Adachi K, Takeuchi T *et al.* *Applied Physics Letters*[J], 1996, 69(10): 1391
- [14] Jin Y, Adachi K, Takeuchi T *et al.* *Materials Letters*[J], 1997, 32(5-6): 307
- [15] Jin Y, Adachi K, Takeuchi T *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 1996, 212(1): 149
- [16] Zhilyaev A P, Morozova A, Cabrera J M *et al.* *Journal of Materials Science*[J], 2017, 52(1): 305
- [17] Mu Siguo(慕思国). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Changsha: Central South University, 2008
- [18] Wu Di(吴迪). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2011
- [19] Liu Qiang(刘强), Cui Jianzhong(崔建忠), Xu Guangming(许光明) *et al.* *Journal of Northeastern University*(东北大学学报)[J], 2004, 25(9): 844
- [20] Zhang Zhigang(张志刚). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Zhengzhou: Zhengzhou University, 2013
- [21] Zhang Yongsheng(张咏生). *Special Casting & Nonferrous Alloy*(特种铸造及有色合金)[J], 1999(4): 55
- [22] Xu Gaolei(徐高磊), Yao Youfu(姚幼甫), Luo Yuefeng(骆越峰). *Special Casting & Nonferrous Alloy*(特种铸造及有色合金)[J], 2011, 31(7): 648
- [23] Yuan Yuan, Li Zhou, Xiao Zhu *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 703: 454
- [24] Sun Jian(孙健), Liu Ping(刘平), Liu Xinkuan(刘新宽) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2014, 24(4): 944
- [25] Sun Honglin(苏宏林), Li Mingliang(李明亮), Liu Ping(刘平) *et al.* *Forging & Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2015, 40(5): 80
- [26] He Hongwei(何洪威). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Dalian: Dalian Jiaotong University, 2013
- [27] Zhu C C, Ma A B, Jiang J H *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 582: 135
- [28] Duan Y L, Xu G F, Tang L *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 648: 252
- [29] Abib K, Balanos J A M, Alili B *et al.* *Materials Characterization*[J], 2016, 112: 252
- [30] Peng L J, Xie H F, Huang G J *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 708: 1096
- [31] Yu Fangxin(余方新), Cheng Jianyi(程建奕), Shen Bin(沈斌). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(12): 3360
- [32] Cheng J Y, Shen B, Yu F X. *Materials Characterization*[J], 2013, 81: 68
- [33] Xia C D, Zhang W, Kang Z Y *et al.* *Materials Science and*

Engineering A[J], 2012, 538: 295

[35] Aguilar C, Martinez V P, Palacios J M *et al. Scripta Materialia*[J], 2007, 57(3): 213

[34] Yu Yongning(余永宁). *Fundamentals of Material Science*(材料科学基础)[M]. Beijing: Higher Education Press, 2006: 331

Microstructure and Properties of Cu-Cr-Ag Alloy Fabricated by Up-Drawn Continuous Casting and Continuous Extrusion

Xu Gaolei^{1,2}, Peng Lijun¹, Mi Xujun¹, Xie Haofeng¹, Huang Guojie¹, Yang Zhen¹,
Feng Xue¹, Yin Xiangqian¹, Liu Dongmei¹

(1. State Key Laboratory of Nonferrous Metals and Process, General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China)

(2. Zhejiang Libo Industrial Co. Ltd, Shaoxing 312050, China)

Abstract: The effects of aging treatment on microstructure and properties of Cu-Cr-Ag alloy fabricated by up-drawn continuous casting and continuous extrusion were investigated by scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM). The results show that the grains are refined significantly, with an average size of 4~5 μm , when the cast rod was processed during the continuous extrusion. The Vickers hardness firstly decreases rapidly, then raises quickly, finally decreases slowly and the electrical conductivity firstly increases rapidly, then raises slowly, finally trends to stable as the aging time rising, when the Cu-Cr-Ag alloy was solutioned at 875 $^{\circ}\text{C}$ for 1 h, 60% cold deformation and aged at 450 $^{\circ}\text{C}$ for different time. The precipitation sequence of Cu-Cr-Ag alloy aged at 450 $^{\circ}\text{C}$ is supersaturated solid solution \rightarrow G.P zones \rightarrow fcc Cr phase \rightarrow order fcc Cr phase \rightarrow bcc Cr phase. The orientation relationship between bcc Cr precipitates and the matrix exhibits NW-OR, i. e. $(\bar{1}10)_{\text{Cr}} // (\bar{1}\bar{1}1)_{\text{Cu}}$, $(001)_{\text{Cr}} // (1\bar{1}1)_{\text{Cu}}$, $[110]_{\text{Cr}} // [112]_{\text{Cu}}$.

Key words: Cu-Cr-Ag alloy; up-drawn continuous casting and continuous extrusion; aging treatment; microstructure; physical properties

Corresponding author: Mi Xujun, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Nonferrous Metals and Process, General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, P. R. China, Tel: 0086-10-82241060, E-mail: mxj@grinm.com