

定向凝固速率对 Cu-Cr-Zr 合金组织与力学性能的影响

刘德志¹ 刘金刚² 赵性川¹ 马 杰¹ 王长征¹ 黄宝旭¹
[1.聊城大学材料科学与工程学院;2.鑫鹏源(聊城)智能科技有限公司]

摘 要 采用定向凝固技术制备了不同凝固速率的 Cu-0.67Cr-0.3Zr 合金。凝固速率在 13.2~242 μm/s 时,合金为胞晶生长方式,且胞晶尺寸随凝固速率的增大而逐渐减小,在胞晶间的组织为共晶组织。在凝固速率为 13.2、26 μm/s 的试样胞晶内部观察到微米级棒状 BCC 结构 Cr 相。另外,在试样的 α-Cu 基体中均观察到均匀分布的纳米级 FCC 结构 Cr 颗粒,且颗粒密度随凝固速率增大而升高。此外,随凝固速率增大,合金的硬度和屈服强度升高。

关键词 定向凝固;Cu-Cr-Zr 合金;组织;凝固速率;力学性能

中图分类号 TG146.1⁺1;TG135 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.01.013 **开放科学(资源服务)标识码(OSID):**



Effects of Directional Solidification Rate on Microstructure and Mechanical Properties of Cu-Cr-Zr Alloy

Liu Dezhi¹, Liu Jin'gang², Zhao Xingchuan¹, Ma Jie¹, Wang Changzheng¹, Huang Baoxu¹
[1.School of Materials Science and Engineering, Liaocheng University;
2.XPY(Liaocheng) Intelligent Technology Co.,Ltd.]

Abstract: Cu-0.67Cr-0.3Zr alloy with different solidification rates were prepared by directional solidification technology. In the range of 13.2~242 μm/s, the alloy presents cellular growth, and the cell size is decreased gradually with the increase of solidification rate with the eutectic structure in intercellular region. At solidification rate of 13.2、26 μm/s, micron-size rod-like BCC Cr phase is observed inside the cellular, and nano-size FCC structural Cr particles with uniform distribution are observed in the α-Cu matrix, of which the density is increased with solidification rate increasing. Besides, the hardness and yield strength of the alloy are increased with the increase of solidification rate.

Key Words: Directional Solidification, Cu-Cr-Zr Alloy, Microstructure, Solidification Rate, Mechanical Properties

Cu-Cr-Zr 合金由于兼具优良的力学性能和导电性能而受到广泛的关注,是点焊电极、高温换热器、有轨电车线和热核反应器部件等的首选材料^[1]。Cu-Cr-Zr 合金在作为微电子工业集成电路引线框架、高速铁路接触线等材料使用时,需要具有较高的强度、硬度和耐磨性^[2]。目前,对 Cu-Cr-Zr 合金的研究大多集中在热处理和变形处理上。ZHANG Z Y 等^[3]通过低温塑性变形的的方法生成纳米孪晶和纳米晶粒组成的混合纳米结构来提高合金的力学性能。MENG A 等^[4]运用时效和冷轧处理来获得极限抗拉强度 568 MPa 和电导率 43.674 MS/m。PURCEK G 等^[5,6]采用大变形高压扭转处理的方法获得了超细晶粒的 Cu-Cr-Zr 合金,力学和摩擦学性能均得到明显改善。采取等径弯曲通道挤

压(ECAP)技术与热处理相结合,获得了高硬度(213 HV)和良好的电导率(41.18 MS/m)。

与固溶强化 Cu-Sn、Cu-Mg 等铜合金相比^[7~9],沉淀强化 Cu-Cr 合金因具有更为纯净的基体而具有更加优异的导电性能。为最大程度发挥第二相的强化作用,往往向 Cu 中加入尽可能多的溶质元素。然而,由于 Cr 在 Cu 中的固溶度较低,较多 Cr 的加入将导致合金在凝固阶段析出富 Cr 的第二相。研究表明,在凝固结束后,Cu 基体中可能存在两种不同晶体结构的富 Cr 第二相,一种是与基体共格的面心立方(FCC)结构;另一种是与基体呈 N-W 或 K-S 空间取向关系的体心立方(BCC)结构^[10~12]。第二相的晶体结构、尺寸和分布与合金加工过程密切相关,而调整凝固速率可有效改变第

收稿日期:2022-02-15;修改稿收到日期:2022-04-01
基金项目:山东省自然科学基金资助项目(ZR2018MEM005)
第一作者简介:刘德志,男,1997 年出生,硕士研究生,山东聊城(252000),E-mail:1692701390@qq.com
通信作者:黄宝旭,男,1973 年出生,副教授,山东聊城(252000),E-mail:huangbaoxu@lccu.edu.cn
引用格式:刘德志,刘金刚,赵性川,等. 定向凝固速率对 Cu-Cr-Zr 合金组织与力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2023,43(1):62-67.
LIU D Z, LIU J G, ZHAO X C, et al. Effects of directional solidification rate on microstructure and mechanical properties of Cu-Cr-Zr alloy [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(1):62-67.

二相形成的热力学、动力学条件,从而实现对合金微观组织的调控。本课题采用真空定向凝固装置精准控制 Cu-0.67Cr-0.3Zr 合金的凝固速率,研究凝固速率对 Cu-Cr-Zr 合金微观组织、力学性能的影响,旨在为高性能 Cu-Cr-Zr 合金的应用提供参考。

1 试验方法

将 $\phi 8\text{ mm}$ 的 Cu-0.67Cr-0.3Zr 合金线材切割为长 12 cm 的试样,用砂纸打磨去除表面氧化层后,放入内径为 10 mm 的高纯度刚玉管坩埚中,采用垂直移动法 (Bridgman) 进行定向凝固。图 1 为 Bridgman 真空定向凝固装置示意图^[13]。将试样加热至 1 600 $^{\circ}\text{C}$ 并保温 30 min,以保证熔体成分均匀,随后分别按照 10、20、50、100、200 $\mu\text{m/s}$ 的抽拉速率进行定向凝固。由于试样的长度较短,凝固过程为准稳态生长,凝固速率 v 与抽拉速率 v' 的关系式为^[14]:

$$v = v' \left(\frac{\partial l}{\partial z} \right) \tag{1}$$

式中, l 为试样已凝固部分的长度; z 为进入液体金属中的坩埚长度。表 1 为对应不同抽拉速率的凝固速率。

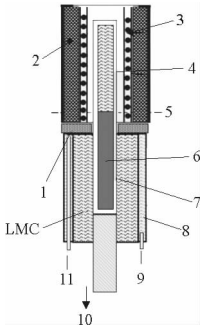


图 1 Bridgman 定向凝固装置示意图^[13]

Fig.1 Schematic diagram of the Bridgman directional solidification apparatus

- 1.隔热盘 2.隔热层 3.加热元件 4.液相 5.界面 6.固相
- 7.坩埚 8.冷却水 9.冷却水输出 10.坩埚移动 11.冷却水输入

表 1 不同抽拉速率对应的 Cu-0.67Cr-0.3Zr 合金凝固速率
Tab.1 Solidification rates of Cu-0.67Cr-0.3Zr alloy corresponding to different drawing rates

抽拉速率/ $(\mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1})$	$\frac{\partial l}{\partial z}$ [14]	凝固速率/ $(\mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1})$
10	1.32	13.2
20	1.30	26
50	1.28	64
100	1.25	125
200	1.21	242

不同定向凝固速率下制备的试样在相同位置取样 (中间),采用 D8 Advance X 射线衍射 (XRD) 技术进行物相分析;采用 AxioA1 光学显微镜、Merlin Compact 扫描电镜 (SEM) 对合金进行微观结构表征,腐蚀剂采

用配比为 5 g 的 FeCl_3 + 10 mL 的 HCl + 100 mL 的 H_2O 溶液;利用 SEM 附件背散射电子衍射 (EBSD) 分析试样晶体的空间取向。利用 Talos F200X 透射电镜 (TEM) 进一步观察试样的微观结构并进行选区电子衍射 (SAED),附件能谱仪 (EDS) 分析元素含量。采用电解抛光制备 EBSD 试样,电解液配比为 250 mL 的 H_3PO_4 + 250 mL 的酒精 + 500 mL 的 H_2O ,电压为 10 V,时间为 1 min。TEM 试样的制备过程为:首先机械研磨至厚度在 100 μm 之内,再使用离子减薄处理。利用 NiHV2000 型维氏硬度计进行显微硬度测量,载荷为 4.9 N,加载 10 s,结果取 5 个测试点的平均值。采用 Instron-5560 电子万能材料试验机进行拉伸测试,试样尺寸见图 2,结果取 3 个试样测量结果的平均值。

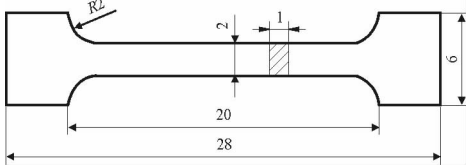


图 2 拉伸试样尺寸
Fig.2 Dimension of tensile specimen

2 试验结果与分析

图 3 为定向凝固试样的横截面 X 射线衍射图谱。可以看出,不同定向凝固速率下合金中均存在 FCC 结构 Cu 相和 BCC 结构的 Cr 相,而且随着凝固速率增大,Cr 相的衍射峰逐渐变弱直至消失。另外,在所有的 XRD 图谱中,最强衍射峰始终为 Cu 的 (200),表明定向凝固形成了 $[100]$ 晶向的生长织构。

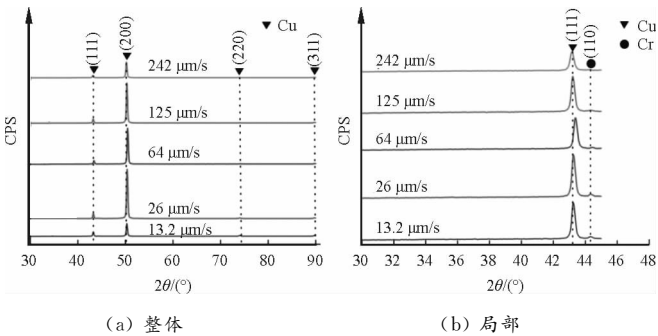


图 3 不同凝固速率 Cu-0.67Cr-0.3Zr 合金的 XRD 图谱
Fig.3 XRD patterns of Cu-0.67Cr-0.3Zr alloy at different solidification rates

图 4 为不同凝固速率 Cu-0.67Cr-0.3Zr 合金的金相照片。可以看出,在 5 种凝固速率下,金相中都存在均匀分布的网状结构,其尺寸随凝固速率的增大而减小。在 242 $\mu\text{m/s}$ 下,与横截面不同,试样的纵截面为条状组织,见图 4f。由于试样在较低的速率下凝固,结合横截面和纵截面的形貌特征,可以判定该合金的生长方式

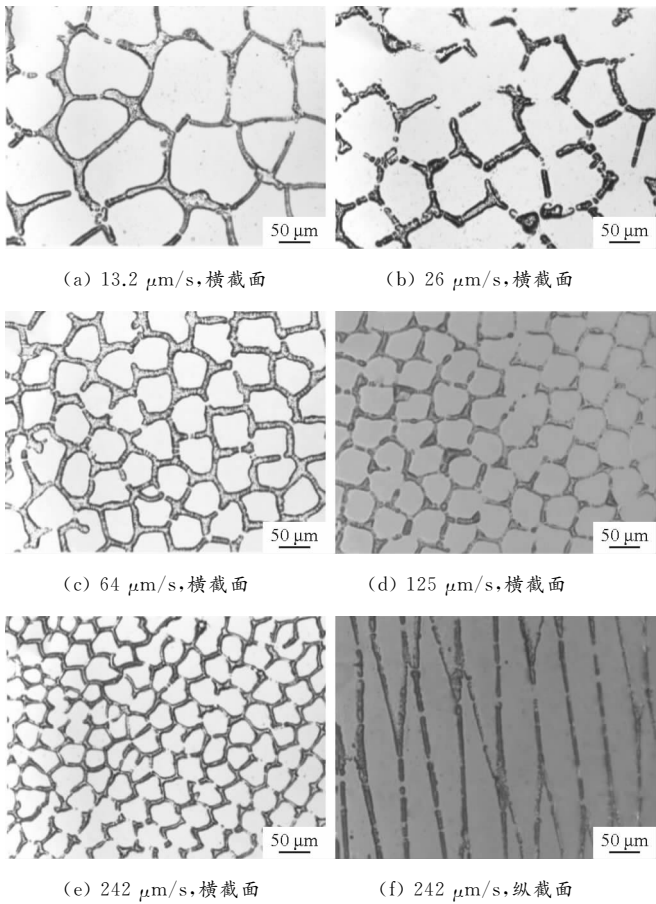


图 4 不同凝固速率下 Cu-0.67Cr-0.3Zr 合金的显微组织
Fig.4 OM images of Cu-0.67Cr-0.3Zr alloy at different solidification rates

为胞晶生长,网状结构为胞晶的边界。图 5 为不同凝固速率 Cu-0.67Cr-0.3Zr 合金的横截面 SEM 形貌。由图 5a 和图 5b 可知,凝固速率为 13.2 $\mu\text{m/s}$ 和 26 $\mu\text{m/s}$ 时,胞晶内部出现颗粒状析出相。而当凝固速率超过 64 $\mu\text{m/s}$ 后,在胞晶内观察不到析出相,见图 5c~图 5e。从图 5f 中可以看出,胞晶界由密集排列的纤维状第二相组成。此外还可发现,随凝固速率增大,纤维状第二相的尺寸降低,排列更加密集。基于 Cu-Cr 合金相图^[15],试样成分恰好在共晶反应线的端点上,由此可以推断,在试验的凝固速率下,由于难以达到平衡相转变而发生了少量的共晶反应,而胞晶界位置的网状结构即为共晶反应产物。另外,由相图还可知,共晶反应产物中的两相(α -Cu 和 Cr)含量差别很大,根据 Jackson-hunt 的共晶凝固理论,为减少相界面,降低体系自由能,体积分数低于 0.32% 的相倾向于形成棒状形态^[16,17],因此共晶组织中的 Cr 相呈现为纤维状。依据共晶凝固理论,共晶纤维棒之间的距离 λ 与凝固速率 v 关系如下^[18]:

$$\lambda^2 v = m \tag{2}$$

式中, m 为常数。由式(2)可知,凝固速率越大,共晶纤

维棒之间的距离越小与图 4 中共晶组织的变化规律一致。

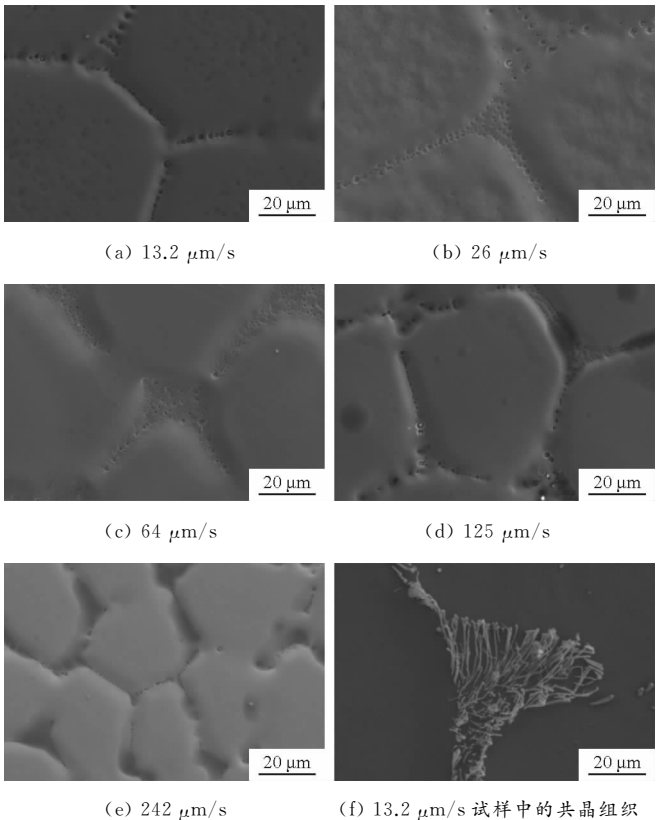


图 5 不同凝固速率 Cu-0.67Cr-0.3Zr 合金的横截面 SEM 形貌
Fig.5 SEM images of cross section of Cu-0.67Cr-0.3Zr alloy at different solidification rates

图 6 为 Cu-0.67Cr-0.3Zr 合金中晶胞尺寸随凝固速率的变化。可以看出,随凝固速率从 13.2 $\mu\text{m/s}$ 增大至 242 $\mu\text{m/s}$,晶胞的平均尺寸从 95.528 μm 逐渐降低至 30.36 μm 。然而,横截面的背散射电子衍射结果表明,相邻的多个晶胞具有相同的空间取向,见图 7。因此,可以认为它们同属于一个晶粒。由图 7 还可看出,每个晶粒的尺寸均在几百 μm 以上,说明晶界的密度很低。

图 8 为 Cu-0.67Cr-0.3Zr 合金的 TEM 形貌及第二相的能谱分析。可以看出, Cr 的摩尔分数高达

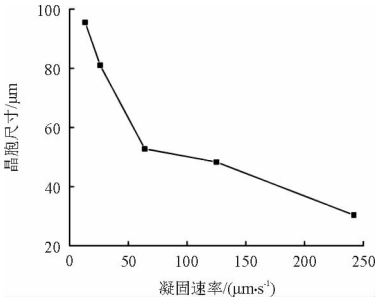


图 6 Cu-0.67Cr-0.3Zr 合金晶胞尺寸随凝固速率的变化
Fig.6 Dimension variation curve of cell in Cu-0.67Cr-0.3Zr alloy with solidification rate

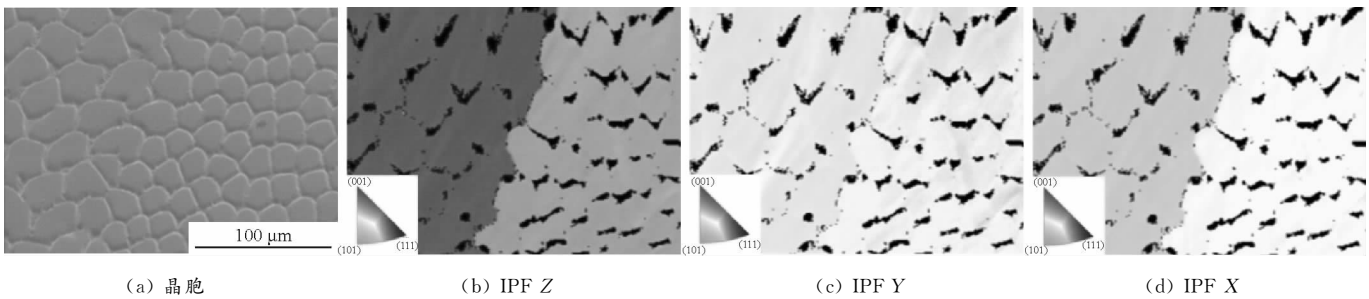
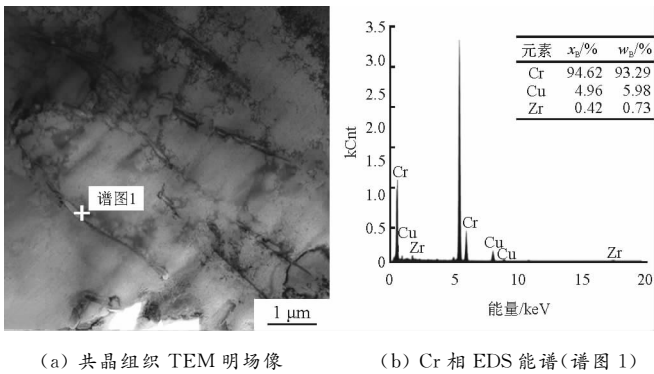


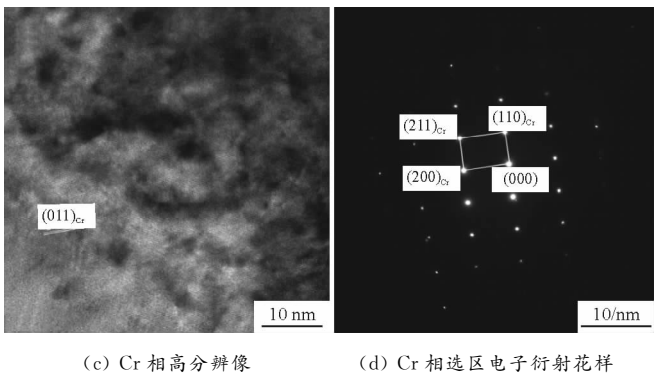
图 7 Cu-0.67Cr-0.3Zr 合金中晶胞的空间取向分布图(凝固速率 242 $\mu\text{m/s}$, x 、 y 、 z 是晶体在 3 个方向上的取向分布)

Fig.7 Spatial orientation distribution of cellular in Cu-0.67Cr-0.3Zr alloy



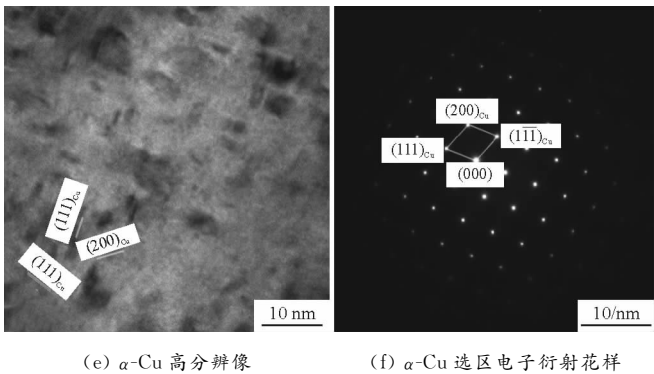
(a) 共晶组织 TEM 明场像

(b) Cr 相 EDS 能谱(谱图 1)



(c) Cr 相高分辨像

(d) Cr 相选区电子衍射花样



(e) α -Cu 高分辨像

(f) α -Cu 选区电子衍射花样

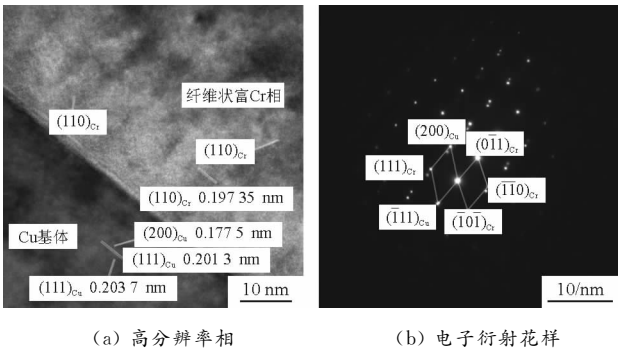
图 8 凝固速率为 125 $\mu\text{m/s}$ 的 Cu-0.67Cr-0.3Zr 合金

TEM 明场像及选区电子衍射花样

Fig.8 TEM bright field images and selected area electron diffraction(SAED) of Cu-0.67Cr-0.3Zr alloy at solidification rate of 125 $\mu\text{m/s}$

94.62%, 为富 Cr 相, 与金相和相图分析的结果一致。另外, 纤维状富 Cr 相和基体的高分辨像和电子衍射花样表明富 Cr 相为 BCC 结构, 基体为 FCC 结构, 见图 8d

和图 8f, 与 XRD 结果分析一致。图 9 为 Cr 相与 α -Cu 界面的高分辨像及电子衍射花样。从图 9b 可知, 纤维状富 Cr 相的 $(0\bar{1}1)$ 晶面、 $[\bar{1}11]$ 晶向分别平行于 Cu 的 $(\bar{1}11)$ 晶面、 $[0\bar{1}1]$ 晶向, 满足 Kurdjumov-Sachs 取向关系^[19~21]。



(a) 高分辨率相

(b) 电子衍射花样

图 9 共晶组织界面高分辨像及电子衍射花样

Fig.9 HRTEM and SAED of eutectic structure

图 10 是凝固速率为 13.2 $\mu\text{m/s}$ 时试样中棒状颗粒 TEM 明场像、电子衍射花样及能谱图。可以看出, 除共晶组织中的纤维状第二相(Cr 相)外, 在凝固速率为 13.2 $\mu\text{m/s}$ 的试样胞晶内部还观察到长度为数百纳米的棒状颗粒, 见图 10a。由图 10b 和图 10c 可知, 其结构为 BCC, Cr 含量为 96.48% (摩尔分数)。依据其短棒状的形貌特点, 结合 SEM 观察, 可以判定这是胞晶内部析出的第二相颗粒, 其形成与较低的凝固速率密切相关。依据相图可知, 在共晶反应温度之下, α -Cu 对 Cr 的固溶度随温度降低而降低。在较低的凝固速率下, 冷却速率随之降低, 合金在高温停留的时间相对较长, 在相变驱动力作用下, 过饱和的 α -Cu 中析出 BCC 富 Cr 相。

此外, 在所有试样的胞晶内还观察到大量均匀分布的纳米颗粒, 见图 11。这种纳米颗粒已被 CHBIHI A 等^[10]证实为与 Cu 基体共格的 FCC 结构富 Cr 相。尽管依据 CuCr 二元相图, 室温下富 Cr 相的稳定结构为 BCC, FCC 富 Cr 相由于具有更低的相界能而更易形核并能够以亚稳相在室温稳定存在。对比图 11a 和图 11b 可以看出, 在两种凝固速率下, FCC 颗粒的尺寸相

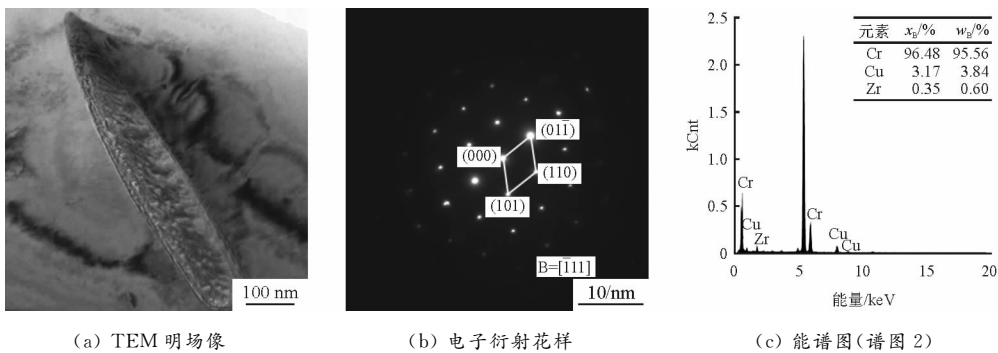


图 10 凝固速率为 13.2 μm/s 试样中棒状颗粒 TEM 明场像、电子衍射花样及能谱图

Fig.10 TEM bright field images,SADE and EDS spectrum of rod particle in the specimen at solidification rate of 13.2 μm/s

近,但图 11a 中的颗粒密度要明显低于图 11b。一方面,试样的凝固过程为定向凝固,在溶质平衡分配系数 k_0 不等于 1 的情况下会产生成分的宏观偏析,而这种宏观偏析的程度取决于有效的溶质分配系数 k_E ,可表达为^[22]:

$$k_E = \frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0)e^{-\frac{v}{D_L} \delta_N}} \tag{3}$$

式中, D_L 为液相中溶质扩散系数; δ_N 为扩散层厚度。对于 Cu-0.67Cr-0.3Zr 合金而言, k_0 小于 1,由式(3)可知, k_E 的值随凝固速率 v 的升高而逐渐由 k_0 增加至 1。说明在相同溶质浓度的液相中凝固出的固相溶质浓度随凝固速率增加而升高,因而在温度降低后,溶质的过饱和度,析出的 FCC 富 Cr 颗粒也较多。另一方面是在凝固结束后,在较低的冷却速率下,合金在高温停留的时间较长,溶质原子的扩散较为充分,能够扩散至共晶组织,降低了晶胞内部的溶质元素含量,从而减少了 FCC 富 Cr 颗粒的析出。另外,在凝固速率为 13.2、26 μm/s 的试样胞晶内部形成的短棒状富 Cr 颗粒消耗了大量的 Cr 原子,降低了 α -Cu 中的 Cr 含量,使得析出的 FCC 富 Cr 颗粒数目降低。

以看出,合金的显微硬度随凝固速率的升高而增大。硬度值的提升来自于 α -Cu 中 FCC 富 Cr 颗粒密度的增加。屈服强度随凝固速率增加缓慢提升,这与 α -Cu 相强度的升高密切相关。此外,随着凝固速率提高,抗拉强度的变化呈波动状态,这归因于基体和共晶组织的综合影响。

表 2 不同凝固速率下 Cu-Cr-Zr 合金的力学性能

Tab.2 Mechanical properties of Cu-Cr-Zr alloys at different solidification rates			
凝固速率/(μm · s ⁻¹)	硬度(HV)	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa
13.2	44.72	115.3	202.3
26	46.88	136.7	217.5
64	49.60	140.8	205.7
125	52.65	140.1	215.8
242	70.80	143.5	215.6

另外,相比 Cu-Cr-Zr 合金抗拉强度可以达到 568 MPa^[4],Cu-0.67Cr-0.3Zr 合金强度明显偏低。分析合金制备工艺及微观组织可知,强度低的原因是定向凝固制备的试样在形变时不存在细晶、位错强化机制,且基体中没有时效处理后析出的强化相(细小的 BCC 结构富 Cr 颗粒)导致的。

3 结 论

(1)在 13.2~242 μm/s 的凝固速率范围内,Cu-0.67Cr-0.3Zr 合金生长方式为晶胞生长,且晶胞尺寸随凝固速率的增加而减小。在晶胞界处为共晶组织,由纤维状富 Cr 相和 α -Cu 组成,它们之间的空间取向关系为 Kurdjumov-Sachs 关系。在晶胞中均匀分布着大量与基体共格的 FCC 富 Cr 相颗粒。

(2)随着定向凝固速率提高,Cu-0.67Cr-0.3Zr 合金共晶组织中的纤维棒(Cr 相)直径减小,间距变小;胞晶内 FCC 富 Cr 颗粒的密度提高。

参 考 文 献

[1] PURCEK G, YANAR H, SARAY O, et al. Effect of precipitation on mechanical and wear properties of ultrafine-grained Cu-Cr-Zr al-

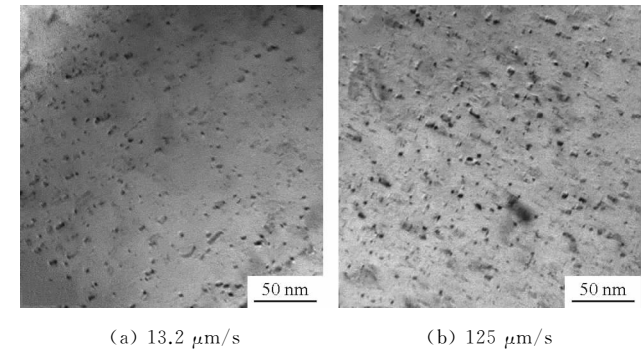


图 11 两种凝固速率试样中 FCC 纳米颗粒 TEM 明场像
Fig.11 TEM bright field images of FCC nano-particles in the specimens with solidification rate of 13.2 μm/s and 125 μm/s

表 2 为不同凝固速率下 Cu-Cr-Zr 合金试样的力学性能,其中显微硬度对应胞晶内的基体组织 α -Cu。可

- loy[J]. Wear, 2014, 311(1-2): 149-158.
- [2] LIU Q, ZHANG X, GE Y, et al. Effect of processing and heat treatment on behavior of Cu-Cr-Zr alloys to railway contact wire[J]. Metallurgical & Materials Transactions, 2006, A37(11): 3 233-3 238.
- [3] ZHANG Z Y, SUN L X, TAO N R. Nanostructures and nanoprecipitates induce high strength and high electrical conductivity in a Cu-Cr-Zr alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 48(7): 18-22.
- [4] MENG A, NIE J F, WEI K, et al. Optimization of strength, ductility and electrical conductivity of a Cu-Cr-Zr alloy by cold rolling and aging treatment[J]. Vacuum, 2019, 167: 329-335.
- [5] PURCEK G, YANAR H, DEMIRTAS M, et al. Microstructural, mechanical and tribological properties of ultrafine-grained Cu-Cr-Zr alloy processed by high pressure torsion[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 816: 152-167.
- [6] PURCEK G, YANAR H, DEMIRTAS M, et al. Optimization of strength, ductility and electrical conductivity of Cu-Cr-Zr alloy by combining multi-route ECAP and aging[J]. Materials Science and Engineering, 2016, 649(1): 114-122.
- [7] ZHI H J, YU X U, SONG L U, et al. Forming technology of Cu-Sn alloy contact wire for high-speed electric railway[J]. Foundry Technology, 2009, 12: 137-140.
- [8] WANG Q F, ZHANG Y M, GUO X H, et al. Microstructure and properties of MgO/Cu composite internal oxidation layer prepared on Cu-Mg alloy surface[J]. Mater. Mech. Eng., 2015(1): 62-66.
- [9] LI Y P, XIAO Z, LI Z, et al. Microstructure and properties of a novel Cu-Mg-Ca alloy with high strength and high electrical conductivity[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 723: 1 162-1 170.
- [10] CHBIHI A, SAUVAGE X, BLAVETTE D. Atomic scale investigation of Cr precipitation in copper[J]. Acta Materialia, 2012, 60: 4 575-4 585.
- [11] MA M Z, LI Z, XIAO Z, et al. Microstructure and properties of a novel Cu-Cr-Yb alloy with high strength, high electrical conductivity and good softening resistance[J]. Materials Science & Engineering, 2020, A795: 140 001.
- [12] WANG H, GONG L K, LIAO J F, et al. Retaining meta-stable fcc-Cr phase by restraining nucleation of equilibrium bcc-Cr phase in Cu-Cr-ZrTi alloys during ageing[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 749: 140-145.
- [13] LI X, REN Z M, FAUTRELLE Y. Effect of a high axial magnetic field on the microstructure in a directionally solidified Al-Al₂Cu eutectic alloy[J]. Acta Materialia, 2006, 54: 5 349-5 360.
- [14] 傅恒志, 郭景杰, 刘林, 等. 先进材料定向凝固[M]. 北京: 科学出版社, 2008.
- [15] TANAKA S, MIZUSAWA M, MIYABE Y. Solidification structure of Cu-Cr and Cu-Cr-Zr alloys[J]. Journal of the Japan Institute of Metals, 2010, 74(6): 356-364.
- [16] 何其武. 定向凝固 Cu-Cr 亚共晶合金初始过渡区组织演化 and 相选择[D]. 西安: 西北工业大学, 2006.
- [17] HONG J D, SP EA R K E, STUBICAN V S. Directional solidification of SiC-B₄C eutectic: growth and some properties[J]. Materials Research Bulletin, 1979, 14(6): 775-783.
- [18] TILLER W A. The Science of Crystallization: Macroscopic Phenomena and Defect Generation[M]. London: Cambridge University Press, 1991.
- [19] XIONG T, YANG W, ZHENG S, et al. Faceted Kurdjumov-Sachs interface-induced slip continuity in the eutectic high-entropy alloy, AlCoCrFeNi_{2.1}[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2020, 65(28): 216-227.
- [20] KAZUHITO K. Structure of heteroepitaxial nickel electrodeposits on the iron substrate[J]. Materials Transactions JIM, 1989, 30(4): 251-257.
- [21] MENDELSON S. The Kurdjumov-Sachs, Bogers-Burgers, Nishiyama, and Zener models for martensite formation in FCC→BCC[J]. Scripta Metallurgica, 1977, 11(5): 375-382.
- [22] 胡汉起. 金属凝固原理-第2版[M]. 北京: 机械工业出版社, 2000.

(编辑: 刘晨辉)

中国压铸企业在半固态流变成形技术取得重大突破

近日, 珠海市润星泰电器有限公司(简称“珠海润星泰”)借助于其在半固态流变成形上长期专心研究成果及独特的技术, 在拔模斜度为 0.5°、高度为 96 mm、无顶出凸台条件下, 实现了 0.8 mm 的业界最薄散热齿。

应用半固态技术, 成功解决了该部件高、薄、异形、无顶出凸台等极限设计及复杂大型散热壳体的齿面成形、内部致密、尺寸精度等难点。该部件产品质量为 9.6 kg, 尺寸为 761.6 mm×400 mm×118.5 mm, 已批量应用于海外某客户 5G 基站产品, 一次合格率达 95%。

近年来, 公司在半固态流变成形技术上针对合金材料、数字仿真、模具技术、装备技术、制浆工艺、压铸工艺等六大关键技术, 持续投入, 进行大量技术研究和应用推广工作, 取得了一系列的研究成果, 成功为客户解决压铸产品轻量化、高性能的行业痛点, 引领行业内半固态流变成形技术不断向前发展。

(摘自压铸周刊)