DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2024.3288

行波磁场对 Cu–Ni–Si–Mg 合金组织和性能的影响

朱宇璇[1],彭　博[1],李国梁[1],王明飞[1],接金川[1,2],李廷举[1,2]
(1. 大连理工大学 材料科学与工程学院,辽宁 大连 116024; 2. 大连理工大学 宁波研究院,浙江 宁波 315000)

摘　要:研究了在凝固过程中行波磁场对 Cu-Ni-Si-Mg 合金组织和性能的影响。结果表明,随着磁场电流强度的增加,在晶粒细化的同时,合金的组织形貌逐渐向等轴晶转变,树枝晶在磁场的作用下尺寸不断减小。磁场电流为 90 A 时晶粒细化效果最好,铸锭几乎全部由细小的等轴晶组成,晶粒尺寸降至(0.5±0.19) mm,相比于未加行波磁场的合金,晶粒细化了约 94%。采用透射电子显微镜对显微组织进行观察,并对衍射花样进行标定,发现晶界处的析出相为 δ-Ni_2Si。在磁场电流为 60 A 的条件下,合金的拉伸性能最好,与未施加磁场的样品相比,屈服强度提高了 41.8%,抗拉强度提高了 12.9%,但合金的硬度不受行波磁场影响。本文通过行波磁场细化晶粒,为提高时效强化型铜合金的强度提供了一种可规模化生产的技术。

关键词:Cu-Ni-Si-Mg 合金;行波磁场;晶粒细化;力学性能
中图分类号: TG146.1+1　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2024)01-0037-07

Effect of the Travelling Magnetic Field on the Microstructure and Properties of Cu–Ni–Si–Mg Alloy

ZHU Yuxuan[1], PENG Bo[1], LI Guoliang[1], WANG Mingfei[1] , JIE Jinchuan[1,2], LI Tingju[1,2]
(1. School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China; 2. Ningbo Institute of Dalian University of Technology, Ningbo 315000, China)

Abstract: The microstructure and properties of Cu-Ni-Si-Mg alloys were studied by applying a travelling magnetic field during solidification. The results show that the microstructure of the alloy gradually changes to an equiaxed crystal shape, while the grains are refined with increasing magnetic field current, and the size of the dendrites decreases continuously under the action of a magnetic field. When the magnetic field current is 90 A, the grain size is the finest. The ingot is almost entirely composed of fine equiaxed crystals, and the grain size is reduced by approximately 94% to (0.5±0.19) mm compared to that of the alloy without the travelling magnetic field. The microstructure was observed by transmission electron microscope and the diffraction pattern was confirmed. The precipitated phase at the grain boundaries is δ-Ni_2Si. Under the condition of a 60 A magnetic field current, the tensile strength of the alloy is the largest, the yield strength increases by 41.8%, and the tensile strength increases by 12.9%, while the hardness of the alloy is not affected by the travelling magnetic field. This paper describes the development of a scalable production technology for improving the strength of age-hardened Cu alloys by refining grains with a travelling magnetic field.

Key words: Cu-Ni-Si-Mg alloy; travelling magnetic field; grain refinement; mechanical properties

沉淀强化型铜基合金,特别是 Cu-Fe-P、Cu-Ni-Si 和 Cu-Cr-Zr 系合金,因其卓越的性能,成为了制造 IC 引线框架、连接器、引脚、端子、继电器和开关等电子元件的理想材料[1-2]。Cu-Fe-P 系合金具有较好的导电性能,但力学性能相对较低,因此难以满足超大规模集成电路材料的发展需求。Cu-Cr-Zr 系合金是一种具有极大发展潜力的高强度、高导电性合金,其电导率可以达到 90%以上[3-6]。然而,目前这种合金

收稿日期:2023-12-01
基金项目:国家自然科学基金(U23A20611);宁波市科技创新 2025 重大专项(2021Z051)
作者简介:朱宇璇,2000 年生,硕士.研究方向为行波磁场作用下铜合金凝固组织控制及改善.Email: zhuyuxuan@mail.dlut.edu.cn
通讯作者:接金川,1981 年生,博士,教授.研究方向为高性能铜合金制备研究工作.Email: jiejc@dlut.edu.cn
引用格式:朱宇璇,彭博,李国梁,等.行波磁场对 Cu-Ni-Si-Mg 合金组织和性能的影响[J].铸造技术,2024, 45(1): 37-43.
ZHU Y X, PENG B, LI G L, et al. Effect of the travelling magnetic field on the microstructure and properties of Cu-Ni-Si-Mg alloy[J]. Foundry Technology, 2024, 45(1): 37-43.

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

的真空熔炼工艺步骤较为复杂，且生产成本较高，因此大规模产业化生产仍存在一定的难度[7]。Cu-Ni-Si系合金，相比于其他铜合金是理想的高强中导引线框架材料，经时效处理后抗拉强度可达900 MPa，电导率达到30%IACS~50%IACS，且拥有良好的抗弯曲性能和抗软化特性[8]。雷前[2]通过轧制和热处理工艺使Cu-Ni-Si合金获得了优良的力学性能，其中屈服强度为985 MPa，抗拉强度为1 080 MPa。此外，在Cu-Ni-Si合金中加入镁元素，可以改善合金的铸态组织，加速第二相的析出，从而提高力学性能以及抗应力松弛性能。但是镁含量要控制在恰当的范围内，否则可能会降低电导率并且恶化钎焊浸润性[9-10]。

行波磁场(travelling magnetic field, TMF)是一种有效控制晶体生长过程中传导流体流动和热质传递的技术[11]。通过控制凝固位置的温度场和浓度场，行波磁场可以改善凝固组织，从而减小偏析、细化枝晶并提高力学性能[12-13]，是调控合金微观组织的一种有效手段[14]。目前的研究结果表明，TMF引起凝固前沿溶质和温度的重新分布可以改变合金的组织演变。此外，TMF可以促进二次枝晶臂的破碎和断裂，进而细化组织，提高力学性能[15]。

采用常规浇铸工艺生产的Cu-Ni-Si-Mg合金，由于初生相树枝晶组织粗大，恶化了成品的综合性能[16]。目前，虽然专门针对于Cu-Ni-Si-Mg合金形变及热处理的研究较多，但是对于Cu-Ni-Si-Mg合金凝固过程进行行波磁场处理的研究鲜有报道。本文研究了Cu-3Ni-0.65Si-0.15Mg合金的凝固过程，通过改变行波磁场的电流强度(0~90 A)，探究不同磁场电流强度对合金凝固组织和性能的影响。

1 实验材料与方法

实验原材料使用纯度为99.99%(质量分数)的紫铜、Mg-30Cu中间合金、纯镍及纯硅。用于浇铸的方形石墨坩埚尺寸为80 mm×26 mm×100 mm，在马弗炉中预热至850 ℃。在熔炼过程中，首先将紫铜和镍板放在一起进行加热，待温度达到1 350 ℃时，加入硅颗粒。大约10 min炉料完全熔化之后，待温度降到1 250 ℃时加入Mg-30Cu中间合金。将熔体继续保温5 min后，浇注至提前施加不同电流强度(0、30、60和90 A)的方形石墨模具中，电流频率为50 Hz。待铸锭冷却至室温后，用电火花切割机从样品的相同位置进行取样并进行组织和性能分析。取相同位置试样在940 ℃进行固溶(0~20 h)，冷却方法采用水淬。铸态拉伸试样及组织观察试样取样位置如图1所示。

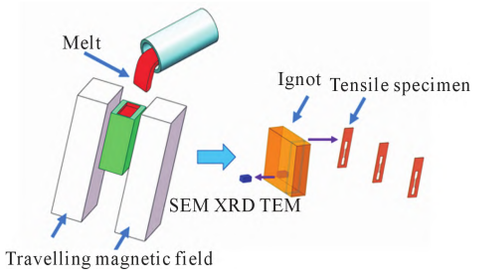

图1 样品制备过程示意图
Fig.1 Schematic diagram of the sample preparation process

将试样磨抛完成后，采用95 mL C_2H_5OH+5 mL HCL+5 g $FeCl_3$对样品进行腐蚀，观察组织的形貌特点。用扫描仪扫描铸锭的宏观组织，并用Image-Pro Plus软件统计晶粒尺寸，然后在Leica-MEF4金相显微镜下观察金相组织。拉伸试验在Suns-UTM5105万能拉伸实验机上进行，拉伸速率为0.6 mm/min。为了提高实验数据的可信度，每个样品进行3次重复实验并取平均值作为最终结果。采用HB-3000布氏硬度计进行硬度测量，外加载荷为306.46 N，保持时间为15 s。采用DK60数字金属电导率测试仪进行电导率测试。每种样品硬度和电导率的测试至少重复5次以保证结果的可靠性。采用X射线衍射(XRD)分析行波磁场对合金晶体的影响，在测试过程中，扫描速度2 (°)/min，扫描范围为20°~100°。采用SU5000场发射扫描电子显微镜观察组织形貌和相分布。采用配备能谱仪(EDS)的JEM-2100F透射电子显微镜(TEM)观察显微组织。

2 实验结果及讨论

2.1 不同行波磁场电流强度对Cu–Ni–Si–Mg合金组织的影响

图2为不同磁场电流作用下Cu-Ni-Si-Mg合金沿铸锭纵截面的宏观组织形貌，从图2中可以看出，未施加行波磁场的合金晶粒粗大。当在凝固过程中施加电流为30 A的行波磁场后，合金中晶粒得到细

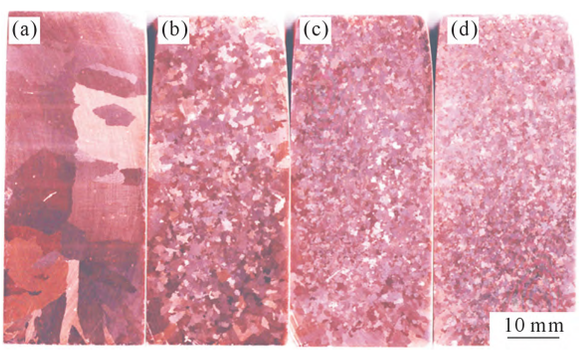

图2 不同磁场电流作用下Cu-Ni-Si-Mg合金的宏观组织照片：(a) 0 A, (b) 30 A, (c) 60 A, (d) 90 A
Fig.2 Macrostructure analysis of Cu-Ni-Si-Mg alloys under TMF with varying currents: (a) 0 A, (b) 30 A, (c) 60 A, (d) 90 A

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

化，铸锭中心的晶粒开始向等轴晶转变。随着行波磁场电流从 30 A 增加到 90 A，晶粒细化的效果变得更加明显，除表面之外，铸锭大部分由细小的等轴晶组成。

图 3 为对图 2 中不同磁场电流作用下Cu-Ni-Si-Mg合金的晶粒尺寸统计分析，可以看出在不施加磁场时，合金的平均晶粒尺寸为 8.4 mm，当行波磁场电流强度为 30 A 时，合金的平均晶粒尺寸从 8.4 mm 降至 1.1 mm，随着磁场电流增加至 60 A 时，晶粒尺寸继续减小。当磁场电流达到 90 A 时，细化效果最好，晶粒尺寸为 0.5 mm。

图 4~5 分别为不同电流强度作用下Cu-Ni-Si-Mg合金在金相显微镜和扫描电镜下的微观组织照片。可以看出，在不施加行波磁场时，枝晶生长较为发达。当磁场电流为 30 A 时，枝晶尺寸在磁场的作用下明显缩短，晶界变得更多。当电流进一步增大时，这种效果变得更加明显。当磁场电流为 90 A 时，

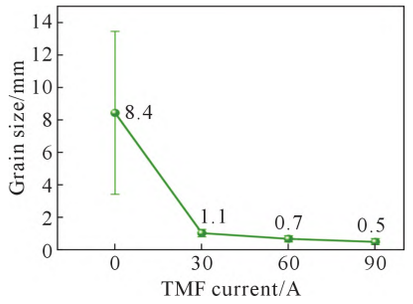

图 3 不同磁场电流作用下 Cu-Ni-Si-Mg 合金晶粒尺寸统计分析

Fig.3 Grain size of Cu-Ni-Si-Mg alloys under TMF with varying currents

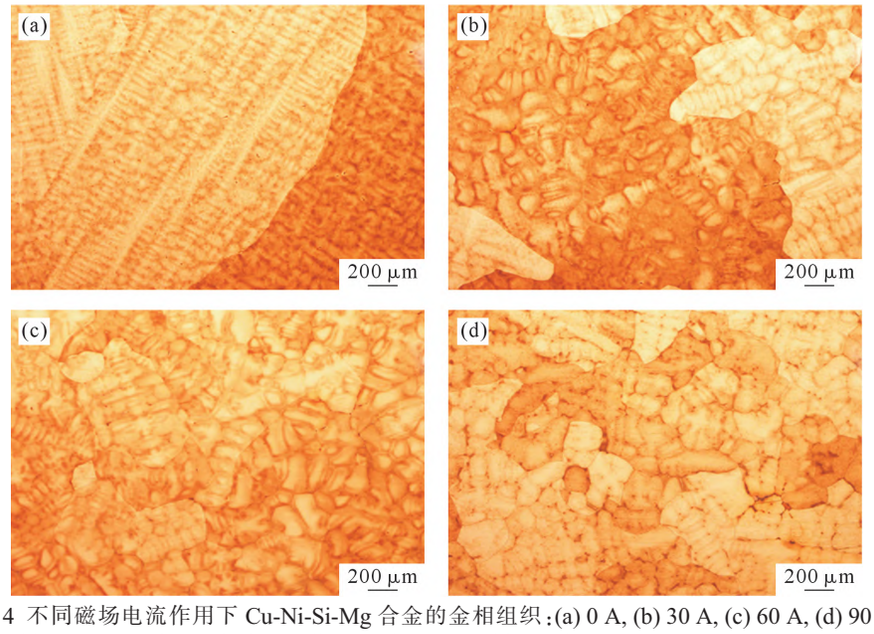

图 4 不同磁场电流作用下 Cu-Ni-Si-Mg 合金的金相组织：(a) 0 A, (b) 30 A, (c) 60 A, (d) 90 A

Fig.4 Metallographic structure of Cu-Ni-Si-Mg alloys under TMF with varying currents: (a) 0 A, (b) 30 A, (c) 60 A, (d) 90 A

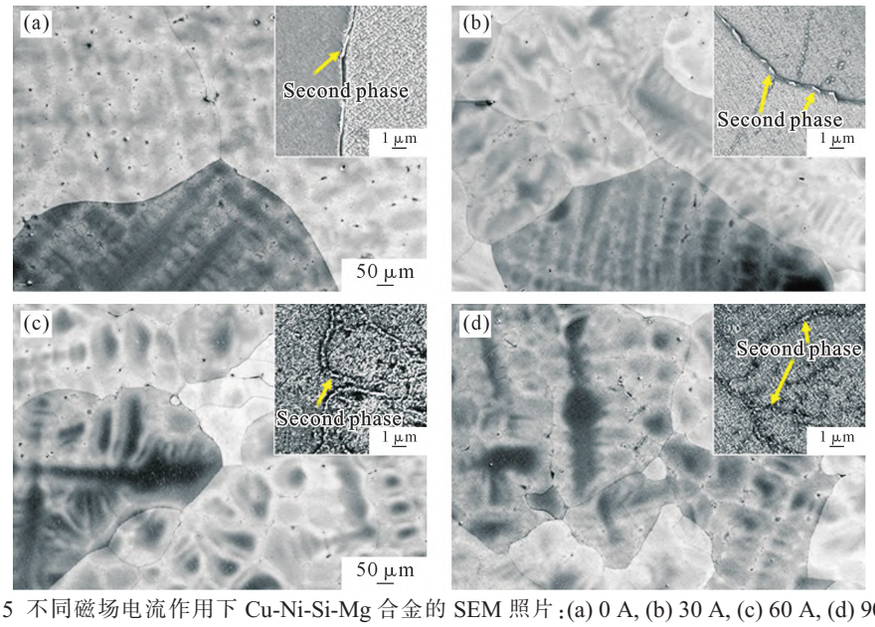

图 5 不同磁场电流作用下 Cu-Ni-Si-Mg 合金的 SEM 照片：(a) 0 A, (b) 30 A, (c) 60 A, (d) 90 A

Fig.5 SEM images of Cu-Ni-Si-Mg alloys under TMF with varying currents: (a) 0 A, (b) 30 A, (c) 60 A, (d) 90 A

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

几乎看不到生长良好的枝晶，晶粒变得更加细小。从图 5 可以看出，第二相主要分布在晶界处，且随着磁场电流的增加，第二相分布得较为弥散，且尺寸有所减小。

在合金凝固过程中施加行波磁场，由于磁场会强迫熔体流动，熔体内的温度场变得更加均匀。温度梯度逐渐减小，抑制柱状晶的生长，导致在固液界面前沿形成等轴晶。此外，凝固过程中形成的枝晶碎片对由柱状晶向等轴晶的转变(columnar-to-equiaxed transition, CET)起着重要作用[17-18]。Liotti 等[19]提出，电磁作用导致的熔体在枝晶间流动会使溶质在枝晶根部富集，产生大量枝晶碎片。除此之外，高温熔体通过电磁感应强迫流动被输送到枝晶间区域，同样会导致枝晶臂的重熔。这些分离的枝晶碎片会在固液界面进入液相，作为形核质点重新形成等轴晶，从而促进 CET 的形成[20]。

图 6 为不同磁场电流作用下 Cu-Ni-Si-Mg 合金的 XRD 图谱。由图 6 可知，行波磁场没有改变基体合金中的相组成，合金主要由 α-Cu 构成。当不施加行波磁场时，在合金中检测出 Ni_2Si 相，但在施加行波磁场后，并未检测到 Ni_2Si 相的存在，这可能是由于磁场使第二相分布的更加弥散，并且尺寸减小，

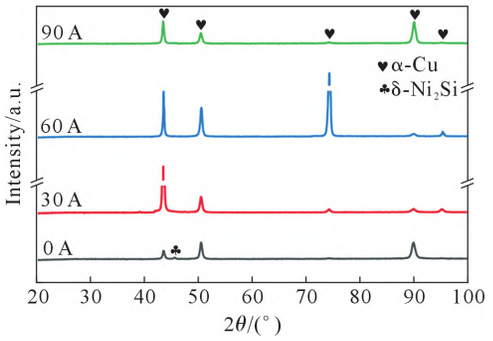

图 6 不同磁场电流作用下 Cu-Ni-Si-Mg 合金的 XRD 分析
Fig.6 XRD analysis of Cu-Ni-Si-Mg alloys under TMF with varying currents

无法被 X 射线衍射仪检测到。

在之前的研究中发现，磁场并没有影响合金的相组成。因此本研究只针对磁场电流为 90 A 的合金进行了 TEM 分析。图 7 为磁场电流强度为 90 A 时合金在透射电子显微镜下的微观组织照片。其中图 7a~b 分别是 Cu 基体以及析出相的选区电子衍射(SAED)图谱。结合之前 X 射线衍射测试结果，这里进一步证实了晶界处的析出相为 δ-Ni_2Si。图 7c 为 Cu 基体在高分辨透射电子显微镜(HRTEM)下的图像，图 7d 为图 7c 选定区域的反傅里叶变换(IFFT)图像，其中铜原子的晶面间距为 2.082 Å。4 种原子

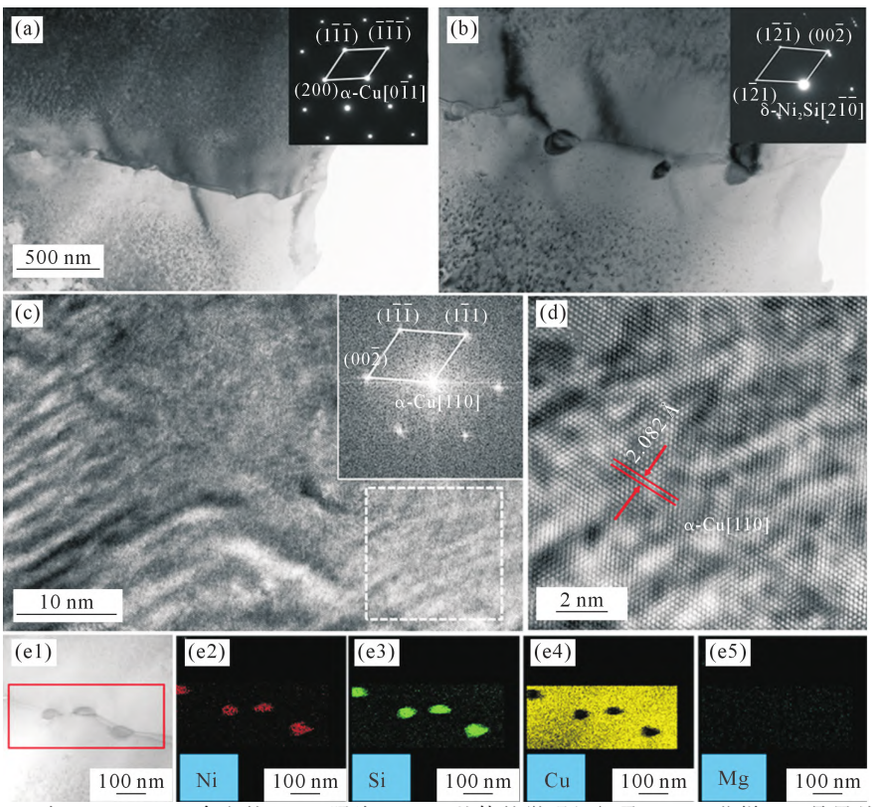

图 7 磁场电流在 90 A 时 Cu-Ni-Si-Mg 合金的 TEM 照片：(a) Cu 基体的微观组织及 SAED 花样，(b) 晶界处微观组织及析出相的 SAED 花样，(c) Cu 基体的 HRTEM 图像，(d) 所选区域的 IFFT 条纹，(e1~e5) 所选区域的 EDS 图谱
Fig.7 TEM images of Cu-Ni-Si-Mg alloys with TMF current of 90 A: (a) bright-field image of the Cu matrix with selected area electron diffraction (SAED) patterns shown in the insets, (b) microstructure of the alloy at the grain boundary with SAED patterns of the precipitated phase shown in the insets, (c) HRTEM image of the Cu matrix, (d) IFFT fringes from the selected area in (c), (e1~e5) EDS mapping images

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

的元素分布特征如图 7e1~e5 所示。可以清晰看到晶界处的析出相富含 Ni、Si 元素且 Cu 元素含量较少，符合通过 X 射线衍射及选区电子衍射确定析出相为 δ-Ni_2Si 的分析结果。

2.2 不同行波磁场电流强度对 Cu-Ni-Si-Mg 合金性能的影响

图 8a 为 Cu-Ni-Si-Mg 合金在不同磁场电流作用下的布氏硬度变化曲线。从图中可以看出行波磁场对 Cu-Ni-Si-Mg 合金的布氏硬度没有明显的影响。Cu-Ni-Si-Mg 合金在不同磁场电流作用下屈服强度和抗拉强度的变化如图 8c 所示。从图 8c 中可以看出，当磁场电流从 0 增加至 90 A 时，Cu-Ni-Si-Mg 合金的强度逐渐增加，之后基本保持不变。未施加磁场时，屈服强度(yield strength, YS)为 318 MPa，抗拉强度(ultimate tensile strength, UTS)为 457 MPa。当施加磁场电流为 30 A 时，合金的屈服强度和抗拉强度分别为 394 和 487 MPa。当磁场电流增加到 60 A 时，合金的屈服强度和抗拉强度达到最大值，分别达到 451 和 516 MPa。对于时效强化型合金，强度的增加主要来源于细晶强化和第二相强化。其中，细晶强化机制遵循 Hall-Petch 关系，其表达式如下所示：

$$\Delta\sigma = kd^{-\frac{1}{2}} \tag{1}$$

式中，k 为霍尔佩奇系数；d 为平均晶粒尺寸[21]。因此，相对于不施加磁场的合金，电流强度为 60 A 时，合金晶界强化引起的屈服强度增量为 3.8 MPa。与屈服强度增加的总量相比，晶界强化的贡献较小，晶粒细化并不是强度增量的主要因素。因此，结合 X 射线衍射只在不施加磁场的试样中检测出的第二相，而施加磁场后并没有检测出，分析是行波磁场的存在细化了第二相的尺寸，使第二相分布的更加弥散，产生了第二相强化。第二相强化机制遵循 Orowan 关系，通过下式表示：

$$\sigma_y = \frac{0.83M\mu b}{2\pi\sqrt{1-\nu}}\frac{\ln(2r/r_0)}{\lambda} \tag{2}$$

式中，M 为 Taylor 因子；b 为柏氏矢量；μ 为剪切模量；ν 为 Cu 基体的泊松比；r 为颗粒的直径；r_0 为剪切半径；λ 为颗粒的间距[22]。由于 Ni_2Si 的尺寸较小，并且大多分布于晶界上，大规模统计其尺寸和数量具有一定难度，因此研究选择了几个视场范围内的图像粗略地计算了第二相的强化效果。结果表明，当磁场电流强度为 60 A 时与不施加磁场的合金相比，第二相强化引起屈服强度的增量为 103.7 MPa。

图 9 为 Cu-Ni-Si-Mg 合金在不同磁场电流作用下的拉伸断口形貌图。从图 9 可以看出，不施加磁场时，断口表面有许多韧窝。当电流强度为 30 A 时，行波磁场导致晶粒细化，晶界数量增多，晶界对位错的阻碍作用增强，位错在晶界处塞积从而导致伸长率下降。当电流强度增加到 60 A 时，由于断口位置有一些细小的缩孔导致伸长率较低，当电流强度为 90 A 时，行波磁场强度的增加改善了铸锭内部的缺陷，伸长率又有所升高。

行波磁场对 Cu-Ni-Si-Mg 合金电导率的影响如图 10 所示。从图 10 中可以看出，行波磁场的存在使 Cu-Ni-Si-Mg 合金的电导率略有下降，合金的电导率和电阻率之间是反比关系，且合金的电阻率可以表

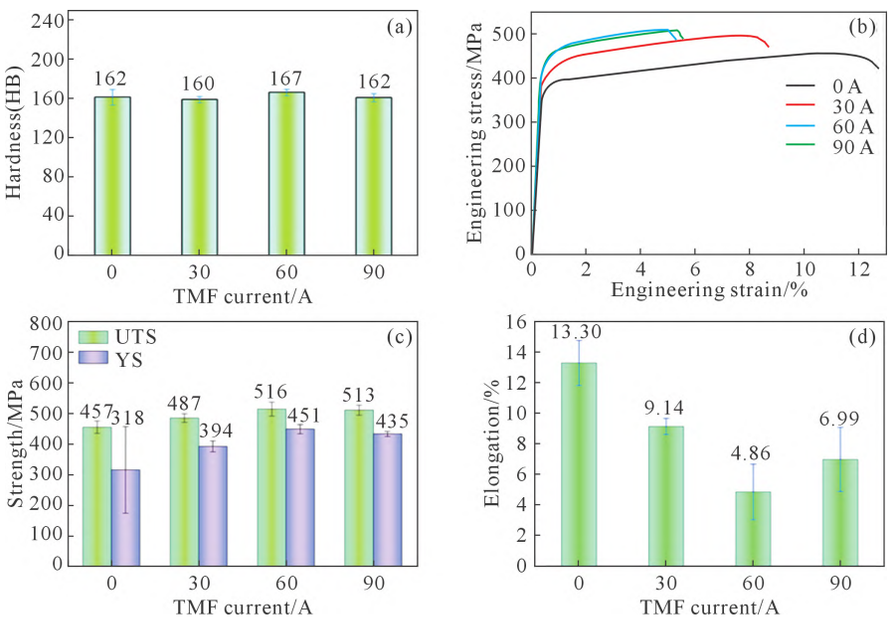

图 8 不同磁场电流作用下 Cu-Ni-Si-Mg 合金的性能变化：(a) 布氏硬度，(b) 工程应力-应变曲线，(c) 强度，(d) 伸长率

Fig.8 Properties of the Cu-Ni-Si-Mg alloys under TMF with varying currents: (a) Brinell hardness, (b) engineering stress-strain curves, (c) strength, (d) elongation

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

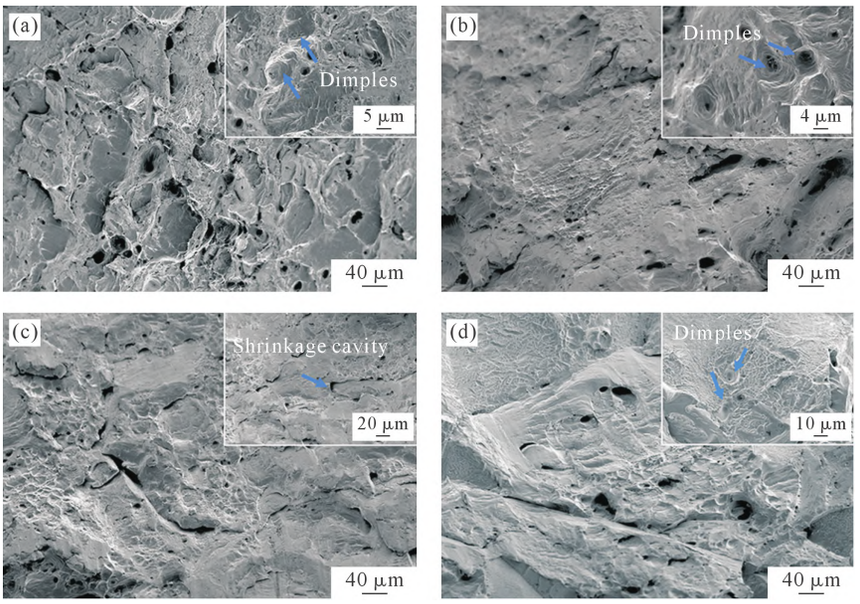

图 9 不同磁场电流作用下 Cu-Ni-Si-Mg 合金的断口形貌分析:(a) 0 A, (b) 30 A, (c) 60 A, (d) 90 A
Fig.9 Fracture morphology analysis of Cu-Ni-Si-Mg alloys under TMF with varying currents: (a) 0 A, (b) 30 A, (c) 60 A, (d) 90 A

示为:

$$\frac{1}{\sigma}=\rho=\rho_{pho}+\rho_{def}+\rho_{int}+\rho_{imp} \tag{3}$$

式中,σ 为合金的电导率;ρ 为合金的电阻率;ρ_{pho} 为声子散射;ρ_{def} 为缺陷散射;ρ_{int} 为界面散射;以及 ρ_{imp} 杂质散射[23]。施加行波磁场后,晶粒尺寸大大减小,由此导致的晶界数量的增加会引起界面散射的增加,所以电导率下降。

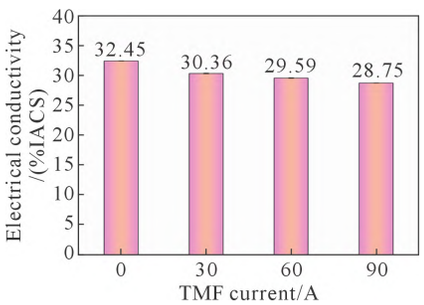

图 10 不同磁场电流作用下 Cu-Ni-Si-Mg 合金的电导率变化
Fig.10 Electrical conductivity of Cu-Ni-Si-Mg alloys under TMF with varying currents

不同行波磁场电流强度的 Cu-Ni-Si-Mg 合金在不同固溶时间下的电导率变化如图 11 所示。可以看出,4 种不同状态下合金电导率的变化趋势大致相同,在固溶 0.5 h 时合金的电导率最低,之后不断增加,到固溶时间为 8 h 后,逐渐趋于平缓。根据式(3)可知,在固溶初期由于析出相回溶速度较快,溶质原子的溶入对铜晶格产生的畸变增大,对传导电子产生的散射增强,ρ_{imp} 增大,合金的电导率下降。之后合金电导率随固溶时间延长而缓慢升高,这是由于析出相数量变少,回溶速度变慢,晶粒长大导致晶界变少,ρ_{int} 减小,而使合金的电导率略有上升。当固

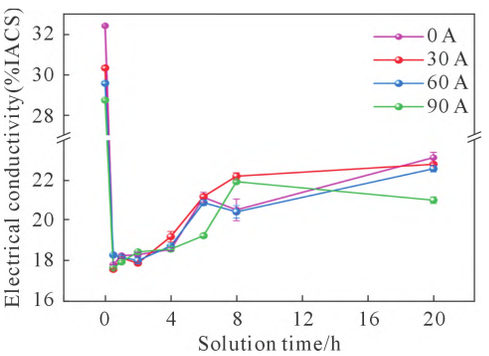

图 11 不同固溶时间下 Cu-Ni-Si-Mg 合金的电导率变化
Fig.11 Electrical conductivity variation of the Cu-Ni-Si-Mg alloys with varying solution treatment time

溶时间进一步延长,晶粒不再长大,合金的电导率趋于平缓。

3 结论

(1)未施加行波磁场时,Cu-Ni-Si-Mg 合金的晶粒非常粗大,平均晶粒尺寸为 8.4 mm。当磁场电流为 30 A 时,凝固组织逐渐向等轴晶转变,晶粒尺寸细化至 1.1 mm。当磁场电流增加至 90 A 时,晶粒细化效果最好,铸锭几乎全部由细小的等轴晶组成,晶粒尺寸降至 0.5 mm,相比于未加磁场的合金,晶粒细化了 94%。通过 XRD 和 TEM 分析确定了晶界处的析出相为 δ-Ni_2Si。

(2)施加行波磁场使得 Cu-Ni-Si-Mg 合金的电导率略有降低,但能显著提高合金的抗拉强度和屈服强度。磁场电流为 60 A 时强度最好,屈服强度为 451 MPa,抗拉强度为 516 MPa,相比于未加磁场的合金,屈服强度提高了 41.8%,抗拉强度提高了12.9%。

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

参考文献：

[1] LI B M, ZHANG H T, CUI J Z. Effect of electromagnetic field on the solidification structure of C70250 copper alloy[J]. Advanced Materials Research, 2011, 287: 2744-2747.

[2] 雷前. 超高强 CuNiSi 系弹性导电铜合金制备及相关基础研究[D]. 长沙：中南大学, 2014.
LEI Q. Fundamental research and preparation of an ultrahigh strength, elastic and conductive CuNiSi alloy[D]. Changsha: Central South University, 2014.

[3] ZHANG Y, CHAI Z, VOLINSKY A A, et al. Hot deformation characteristics and processing maps of the Cu-Cr-Zr-Ag alloy[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2016, 25: 1191-1198.

[4] SHANGINA D V, BOCHVAR N R, MOROZOVA A I, et al. Effect of chromium and zirconium content on structure, strength and electrical conductivity of Cu-Cr-Zr alloys after high pressure torsion[J]. Materials Letters, 2017, 199: 46-49.

[5] FU H D, XU S, LI W, et al. Effect of rolling and aging processes on microstructure and properties of Cu-Cr-Zr alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 700: 107-115.

[6] 张毅，许倩倩，柴哲，等. Cu-Cr-Zr-Ag 合金高温热变形行为与变形机制[J].中国有色金属学报，2015, 25(4): 931-937.
ZHANG Y, XU Q Q, CAI Z, et al. High temperature deformation behavior and deformation mechanism of Cu-Cr-Zr-Ag alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(4): 931-937.

[7] 王松，谢明，陈敬超，等. 高强高导电 Cu-Cr-Zr 合金时效过程中组织和性能的演化[J]. 电工材料，2015(1): 15-18.
WANG S, XIE M, CHENG J C, et al. Microstructure and properties evolution of Cu-Cr-Zr alloy with high strength and high conductivity during aging[J]. Electrical Materials, 2015(1): 15-18.

[8] 李江. 新型高强高弹铜镍硅系合金制备及其微观组织性能的研究[D]. 北京：北京科技大学，2020.
LI J. Study on preparation, microstructure and properties of the new Cu-Ni-Si alloys with high strength and high elasticity[D]. Beijing: Beijing University of Science and Technology, 2020.

[9] XIAO T, SHENG X F, LEI Q, et al. Effect of magnesium on microstructure refinements and properties enhancements in high-strength CuNiSi alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2020, 33: 375-384.

[10] 王俊峰. 引线框架用 Cu-Ni-Si-Mg 合金组织性能研究[D]. 洛阳：河南科技大学，2013.
WANG J F. Study on microstructure and properties of Cu-Ni-Si-Mg alloy used for lead frame[D]. Luoyang: Henan university of Science and Technology, 2013.

[11] WANG L, SHEN J, WANG L S, et al. Effect of travelling magnetic field on interface morphology in directionally solidified Sn-Cd alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(8): 2454-2459.

[12] XU Y J, SU Y Q, LUO L S, et al. Effect of traveling magnetic field on gas porosity during solidification[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(9): 1981-1985.

[13] 范学燚. 行波磁场作用下 ZL205A 合金凝固组织及缺陷形成规律[D]. 哈尔滨：哈尔滨工业大学，2017.
FAN X Y. Microstructure and defect of ZL205A alloy solidified under traveling magnetic field[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2017.

[14] MIN Z X, JUN S, WANG L S, et al. Effect of traveling magnetic field on dendrite growth of Pb-Sn alloy during directional solidification[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(9): 1976-1980.

[15] LUO L, XIA H Y, LUO L S, et al. Microstructural optimization of Fe-rich intermetallic in Al-12 wt% Si-2 wt% Fe alloys by adding travelling magnetic fields[J]. Advanced Engineering Materials, 2020, 22(11): 2000561.

[16] LI B M, ZHANG H T, CUI J Z. Effect of Electromagnetic field on the solidification structure of C70250 copper alloy[J]. Advanced Materials Research, 2011, 287-290: 2744-2747.

[17] MATHIESEN R H, ARNBERG L, BLEUET P, et al. Crystal fragmentation and columnar-to-equiaxed transitions in Al-Cu studied by synchrotron X-ray video microscopy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, 37: 2515-2524.

[18] LI X, GAGNOUD A, FAUTRELLE Y, et al. Dendrite fragmentation and columnar-to-equiaxed transition during directional solidification at lower growth speed under a strong magnetic field[J]. Acta Materialia, 2012, 60(8): 3321-3332.

[19] LIOTTI E, LUI A, VINCENT R, et al. A synchrotron X-ray radiography study of dendrite fragmentation induced by a pulsed electromagnetic field in an Al-15Cu alloy[J]. Acta Materialia, 2014, 70: 228-239.

[20] SHEN Z, ZHOU B, ZHONG J, et al. Evolutions of the micro-and macrostructure and tensile property of Cu-15Ni-8Sn alloy during electromagnetic stirring-assisted horizontal continuous casting[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2019, 50: 2111-2120.

[21] KOZLOV E V, ZHDANOV A N, POPOVA N A, et al. Subgrain structure and internal stress fields in UFG materials: Problem of Hall-Petch relation[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 387-389: 789-794.

[22] FUJII T, KATO M, MORI T. Coarsening of incoherent α-Fe particles in a Cu-Fe alloy[J]. Materials Transactions, 1991, 32(3): 229-236.

[23] QU L, WANG E G, HAN K, et al. Studies of electrical resistivity of an annealed Cu-Fe composite[J]. Journal of Applied Physics, 2013, 113(17): 173708.

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net