

复杂黄铜力学性能强化的研究现状

王贤龙¹ 接金川^{1,2} 彭 博¹ 张 星³ 李廷举^{1,2}

(1.大连理工大学材料科学与工程学院; 2.辽宁省凝固控制与数字化制备技术重点实验室;
3.国网新疆电力有限公司)

摘 要 复杂黄铜凭借其较高的力学性能、优异的耐磨性被广泛用于航海、汽车工业的耐磨器件,尤其是汽车中的同步器齿环。综述了高强复杂黄铜的研究现状及其组织特点,并从基体组织结构,第二相的种类、形貌、分布以及体积分数等方面进行了深入探讨,列举了提高其综合性能的主要方法,旨在对复杂黄铜的成分设计和性能改进提供参考。

关键词 复杂黄铜;强化;第二相;组织-性能本构关系

中图分类号 TG146.1⁺1;G353.11 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.03.005

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Research Status on Mechanical Properties Enhancement of Complex Brass

Wang Xianlong¹, Jie Jinchuan^{1,2}, Peng Bo¹, Zhang Xing³, Li Tingju^{1,2}

(1.School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology;
2.Liaoning Key Laboratory of Solidification Control and Digital Preparation Technology;
3.State Grid Xinjiang Electric Power Co., Ltd.)

Abstract: Complex brass has been widely used in the manufacture of wear-resistant components in the marine and automotive industries, especially synchronizer gear rings in the automotive field, due to its high mechanical strength and excellent wear resistance. The research status and microstructure characteristics of high-strength complex brass were reviewed, and the influence of the matrix structure, the types, morphology, distribution, and volume fraction of the second phase on the properties of the alloy were described in depth. Several methods to improving the mechanical properties of materials were listed, hoping to play a positive guiding role in the development and improvement of the complex brass.

Key Words: Complex Brass, Enhancement, Second Phase, Constitutive Relation between Microstructure and Properties

复杂黄铜是指在 Cu-Zn 合金中有选择性地添加 Mn、Al、Si、Fe、Ni、Pb 和 Cr 等合金元素,这些元素会以固溶或者原位反应合成第二相的形式存在于基体中,通过固溶强化或者第二相强化提高合金的力学性能,同时弥散分布的第二相会与基体形成硬质颗粒+韧性基体的理想耐磨组织^[1]。因此,为了获得性能优异的高强复杂黄铜,不但要求合金基体具有较高的强度和韧性,还需要第二相的种类、形貌、分布以及体积分数也满足相应的要求。强韧性好的基体可以在摩擦过程中为第二相提供强力的支撑,避免基体发生严重的塑性变形、第二相被带出导致材料失效;而合理的第二相分布不仅可以提高其强度还会改善其磨损机制,有利于建立稳定的摩擦润滑层,使其可以更好地抵抗高速、重载工况下

的冲击和磨损。本课题以汽车同步器齿环用高强复杂黄铜为例,总结了影响该类合金组织和性能的主要因素以及相应的优化措施。

1 高强复杂黄铜的种类及特点

目前国内外市场上的高强复杂黄铜种类很多,其基体主要由强度较高的 β 相组成。汽车同步器齿环普遍采用锰黄铜(Cu-Zn-Mn)和铝黄铜(Cu-Zn-Al)两大系列。表 1 为几种典型的高强复杂黄铜的化学成分及其对应的第二相。可以看出,复杂黄铜中的第二相主要为 Mn_5Si_3 、Fe-Si、Ni-Fe-Si 等硅化物以及 Ni-Ti、Ni-Al 等金属间化合物^[2~4]。通常这些第二相具有熔点高、硬度大的特点,这些第二相元素之间较负的吉布斯自由能使

收稿日期:2020-10-23;修改稿收到日期:2020-11-03
基金项目:宁波市科技创新 2025 重大专项基金资助项目(2018B10030)
第一作者简介:王贤龙,男,1991 年出生,博士研究生,辽宁大连(116024),E-mail:wangxianlong5379@163.com
通信作者:李廷举,男,1958 年出生,教授,辽宁大连(116024),E-mail:tjuli@dlut.edu.cn
引用格式:王贤龙,接金川,彭博,等. 复杂黄铜力学性能强化的研究现状[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(3):284-288.
WANG X L, JIE J C, PENG B, et al. Research status on mechanical properties enhancement of complex brass[J]. Special Casting & Non-ferrous Alloys, 2021, 41(3):284-288.

其反应便于发生,受基体的溶解度、相变以及热加工温度等因素的影响较小,因此具有较高的稳定性。在复杂

黄铜基体上均匀、稳定地分布着硬质颗粒是该类合金的共同特点。

表 1 复杂黄铜成分及对应的第二相

Tab.1 The composition of complex brass and its corresponding second phase												%
合金牌号	第二相	w_B										
		Cu	Al	Mn	Si	Fe	Ni	Pb	Ti	Cr	Zn	
HMn62-3-3-1	Mn ₅ Si ₃	61.0~63.0	1.7~3.7	2.2~3.8	0.5~1.3	≤0.6	0.2~0.6	≤0.2	—	≤0.2	余量	
HMn64-8-5-1.5	Mn-Fe-Si	63.0~66.0	4.5~6.0	7.0~8.0	1.0~2.0	0.5~1.5	≤0.6	0.3~0.8	—	—	余量	
HA158-4-4-1	Ni-Fe-Si	55.0~61.0	3.5~4.5	1.2~2.0	0.7~1.3	0.5~1.1	3.6~4.5	—	—	≤0.4	余量	
HA160-5-2-2	Ni-Ti	57.0~62.0	4.3~5.2	—	—	0.5~1.5	2.0~3.0	—	1.2~2.0	≤0.3	余量	
488	NiAl(Si)	54.6~55.1	3.4~3.8	≤0.2	2.0~2.3	0.6~0.8	6.6~7.0	≤0.8	—	—	余量	

图 1 为锰黄铜和镍黄铜的微观组织。可以看出,在 β 黄铜基体中分别弥散分布着棒状 Mn₅Si₃ 相和颗粒状 NiAl(Si) 相。这种第二相弥散分布在韧性基体中的理想耐磨架构既保证了材料具有较高强度,又可以在摩擦过程中形成合理的耐磨机制。通常,复杂黄铜的磨损失效往往是由于磨损机制的改变,基体发生塑性变形、裂纹萌生和扩展并导致第二相的破碎和拔出,加剧磨损。复杂黄铜的失效不仅与外部的服役条件相关,也和内部微观组织密切相关。

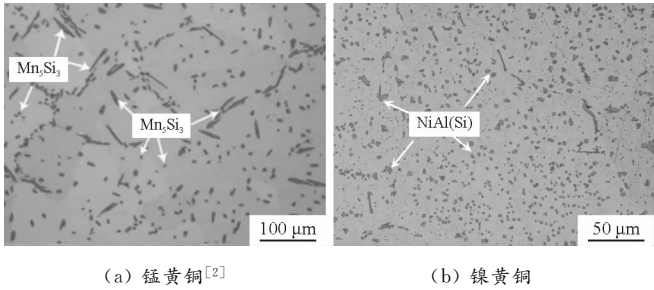


图 1 两种黄铜的微观组织

Fig.1 Microstructure of the two kinds of brasses

2 影响性能的因素

2.1 基体相组成

复杂黄铜基体对合金的力学性能起到决定性作用,较高强度的基体材料可以在摩擦磨损过程中为硬质相提供强力的支撑,避免合金发生严重的塑性变形、硬质相被带出导致材料失效,因此针对黄铜基体强塑性的调控就十分重要。目前汽车同步器齿环主要使用以 β 相为主和少量 α 相配合的双相黄铜,因为少量 α 相不仅可以提高黄铜的伸长率,还有利于改善黄铜的耐磨性。方伟等^[5]在研究复杂黄铜摩擦磨损性能与显微组织的关系中发现,基体的相组成结构会影响合金的磨损机制,当基体由 β 相+少量 α 相组成时,其磨损机制主要为粘着磨损;当基体只由单一 β 相组成时,其磨损机制主要为磨粒磨损。此外,发现基体中存在 α 相的黄铜磨损率要明显低于单一 β 相黄铜,认为这是由于黄铜基体中少量的 α 相在摩擦过程中会首先被磨掉,留下的凹坑

可以储存润滑油,从而起到减磨的作用^[6]。但黄铜中大量 α 相的存在则会影响合金强度,康布熙等^[7]在探究冷却速度对锰黄铜组织性能的影响中发现,随着冷却速度降低,黄铜中 α 相的体积分数增加,其硬度降低。无 α 相析出的黄铜其硬度(HB)可超过 180, α 相体积分数为 4% 的黄铜的硬度(HB)为 165,且认为黄铜组织中 α 相的体积分数小于 5% 时既可以保证黄铜的强度又可以获得较好的耐磨性能。

细晶强化作为金属材料重要的强化机制之一,在相同的合金成分下小尺寸晶粒可以提供更大面积的晶界,从而有效阻碍位错运动,实现材料强度的提高。根据 Hall-Petch 公式^[8],较小的晶粒尺寸不仅可使合金具有较高的屈服强度,还可有效缓解黄铜在变形过程中晶界处位错塞积形成的应力集中,延缓裂纹的萌生和扩展,提高黄铜的塑性。因此,细化晶粒尺寸对于提高复杂黄铜的强塑性和耐磨性具有重要意义。

2.2 第二相特征

复合材料中第二相主要通过载荷传递强化、热膨胀系数失配强化和 Orowan 强化等来提高复合材料的力学性能。在基体成分确定的情况下,复杂黄铜的力学性能主要取决于第二相的种类、尺寸、形貌、分布以及体积分数等。因此,了解第二相对复合材料的作用机制对于后续第二相的调控是必要的。

第二相的体积分数作为复合材料中的基础参数^[9,10],很大程度上决定了复合材料的强化效果。通常复合材料的抗拉强度、硬度和耐磨性都会随着第二相含量的增加而增加,但是其伸长率会随之下降,因此在第二相含量的设计时需考虑强度和塑性的平衡。张婉婷^[11]在研究第二相颗粒体积分数对复合材料力学性能的影响中认为,第二相颗粒的体积分数约为 20% 时复合材料可获得最佳的综合性能。当然不同材料在不同的服役条件下其最佳综合性能对应不同的第二相体积分数,因此复杂黄铜中第二相的体积分数也需要根据其应用条件进行合理调控。

对于复杂黄铜中第二相尺寸,可分为两类:一是合

金元素通过原位反应合成的初生第二相,其尺寸在几 μm 到几十 μm 之间^[12];二是通过热处理在基体中析出的第二相,其尺寸在几十 nm 到几 μm 之间^[13]。不同尺寸的第二相往往对应不同的强化机制,大尺寸的第二相主要为载荷传递强化以及热膨胀系数失配强化,小尺寸的第二相则主要为 Orowan 强化,但两者之间无明确界定。YAN Y W 等^[14]在研究粒径对金属基复合材料变形行为的影响时,发现复合材料的工作硬化率和流动应力随着粒径的减小而增加,这符合材料在变形过程中的位错分析和应变梯度强化规律^[15],并发现当粒径减小到 $\leq 5 \mu\text{m}$ 时,这种粒径效应更加剧烈。类似地,MA S M 等^[16]在探究第二相尺寸对复合材料力学行为的影响中发现,在同一体积分下细小的颗粒可以同时提高复合材料的屈服强度和伸长率。

研究发现,第二相的种类同样会影响复合材料的力学性能,孙扬善等^[17]在研究复杂耐磨黄铜中合金成分与组织性能的关系时发现:复杂黄铜中合金元素的成分比例会影响第二相的种类,在 Fe 含量较高的复杂黄铜中会优先生成 Fe_3Si 相,而 Mn 含量较高的复杂黄铜中则生成 Mn_5Si_3 相,并发现 Fe_3Si 相在提高复杂黄铜强度和耐磨性上具有更加显著的作用。这归因于晶体结构为 DO_3 的 Fe_3Si 与晶体结构为 B_2 的 β' 相具有更小的晶面错配度,在冷却过程中析出的 Fe_3Si 与 β' 相会形成共格界面,共格界面较低的自由能和较高的界面强度会提升复杂黄铜的强度,从而保证第二相在摩擦过程中不易脱落。这与 LLOYD D J^[18]、KOUZELI M 等^[19]的研究结果类似,他们在研究 $\text{B}_4\text{C}/\text{Al}$ 和 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ 复合材料的拉伸性能中发现 B_4C 颗粒比 Al_2O_3 颗粒可以提供更高的屈服应力,并把这归因于颗粒本身不同的热物理特性。在合金凝固时 B_4C 颗粒周围基体会产生更高密度的几何位错,提高了其强度和硬度。

剪切滞后模型提出第二相的相貌和取向分布都会影响复合材料的力学性能,该模型用于评估第二相长径比和取向分布对复合材料强度的影响^[20,21],其对复合材料屈服强度的影响可表示为:

$$\Delta\sigma = \sigma_{\text{ym}} \cdot 0.5 \cdot V \cdot C_0 \cdot l/d \quad (1)$$

式中, σ_{ym} 为基体的屈服强度; V 为第二相的体积分数; l/d 为第二相的长径比; C_0 为第二相的取向因子,其值在 $0 \sim 1$ 之间,并取决于第二相轴向与拉伸方向的夹角 θ :

$$C_0 = \int_0^{\frac{\pi}{2}} g(\theta) \cos\theta d\theta \cdot \int_0^{\theta_0} g(\theta) \cos^3\theta d\theta \cdot \int_0^{\theta_0} \left(1 - \frac{\beta \bar{l}}{l \cos\theta}\right) g(\theta) d\theta \cdot \left[\int_{\beta}^{l_c} \frac{l}{2l_c} h(l) dl + \int_{l_c}^{\infty} \left(1 - \frac{l_c}{2l}\right) h(l) dl \right] \quad (2)$$

式中, $g(\theta)$ 是相对于第二相取向分布的概率密度函数; $h(l)$ 是第二相取向分布的概率密度函数; β 是评判第二相是否存在“桥接”现象小于 1 的常数^[22]; l 、 l_c 和 $\bar{l}$ 分别为第二相的长度和临界长度、平均长度。可以看出,具有更大长径比且取向分布与拉伸方向一致的第二相可以为材料提供更大的屈服强度。此外,对于复合材料中第二相的弥散分布程度,研究发现第二相的团聚会恶化复合材料的塑性,在变形过程中基体的最大应力会出现在相邻颗粒之间的区域,这是由于相邻颗粒间的相互作用使这些颗粒间的基体处应力高得多,而应力的集中往往会导致裂纹的萌生和扩展。

3 改善措施与途径

3.1 施加物理外场

在合金的凝固过程中施加电磁搅拌是改善合金组织性能的有效手段。研究表明,电磁搅拌可以驱动金属液的流动,冲刷打碎凝固前沿的枝晶,使其游离到熔体中形成新的形核质点,提高形核率。并且流动的熔体可获得均匀的温度场,使得液穴内大量晶核在相似环境下各向同性长大,有利于获得细小均匀的等轴晶^[23]。此外,对于初生第二相易在凝固过程中出现偏聚的复杂黄铜,电磁搅拌可以打碎大的第二相聚集团,使其均匀分布在基体中。郑冰芳等^[24]在研究电磁场对铅黄铜水平连铸坯组织及力学性能的影响中发现,在未施加电磁场的铸坯组织中有大量的粗大柱状晶存在;而施加电磁场后,铸坯组织中粗大的柱状晶被细化,并且随着电磁场强度的增加这种现象更加明显,在施加 60 Hz、100 A 的电磁场时得到了细小均匀的等轴晶组织,见图 2。同时,对施加不同电磁场强度得到的铸坯进行力学性能检测,其结果见表 2。可以看出,在施加 50 Hz、100 A 的电磁场下复合材料的抗拉强度为 405 MPa、伸长率为 12%。这归因于晶粒细化增加了晶界面积,对位错运动阻碍增强,同时均匀的等轴晶使其在塑性变形时的协调性增强,提高了材料的抗拉强度和伸长率。

形变处理大多用于合金的晶粒细化,提高材料强度和塑性,而在复杂黄铜中形变处理不仅可以细化合金晶粒,还可以调控第二相的取向。如锰黄铜中的棒状 Mn_5Si_3 第二相会在形变处理后呈现各向异性的取向分布,提高了黄铜特定方向上的力学性能。孙永辉等^[25]设计了一种用于制备同步器齿环的 CuZnMnAlSiFe-CeB 复杂黄铜的工艺,通过水平连铸、热挤压和快速水冷制备了合金型材。图 3 为复杂黄铜铸态和热挤压态的微观组织。可以看出,铸态下合金晶粒尺寸较大且第二相的取向随机分布,而经过热挤压后合金晶粒尺寸明

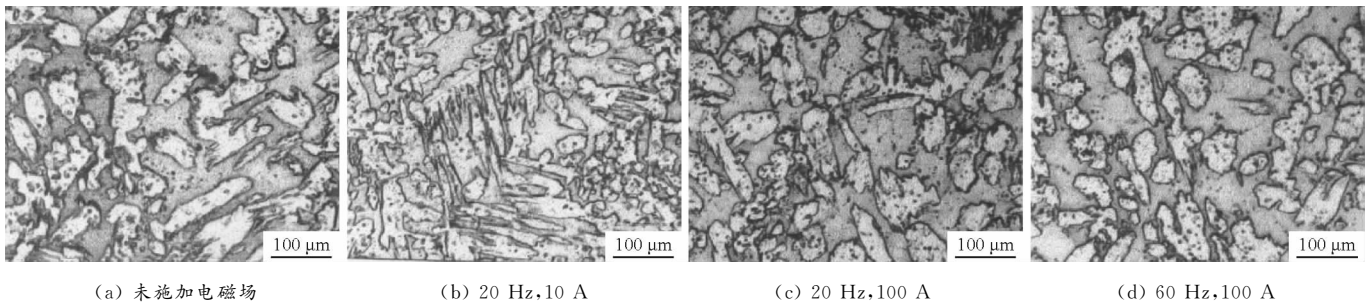


图 2 不同频率和电流强度下复杂黄铜 HPb58-2A 的显微组织^[24]

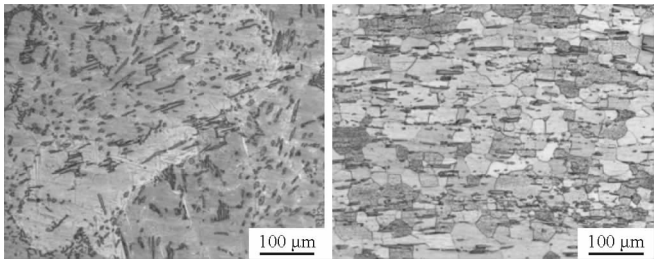
Fig.2 Microstructure of the HPb58-2A complex brass under different frequencies and current intensities

表 2 不同处理工艺下 HPb58-2A 的力学性能^[24]

Tab.2 Mechanical properties of the HPb58-2A complex brass under different frequencies and current intensities

频率/Hz	电流/A	抗拉强度/MPa	伸长率/%
0	0	390	11.5
30	80	395	13.0
30	100	400	12.5
50	80	400	12.5
50	100	405	12.0

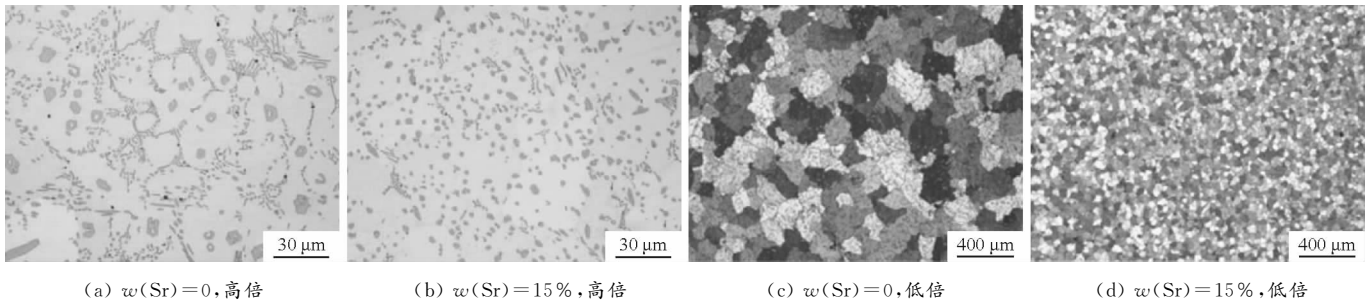
显减小且第二相的取向一致,复合材料最终的抗拉强度为 783 MPa,伸长率为 5.89%。



(a) 铸态 (b) 热挤压态

图 3 复杂黄铜 CuZnMnAlSiFeCeB 的微观组织^[25]

Fig.3 Microstructure of the CuZnMnAlSiFeCeB complex brasses



(a) $w(\text{Sr})=0$, 高倍 (b) $w(\text{Sr})=15\%$, 高倍 (c) $w(\text{Sr})=0$, 低倍 (d) $w(\text{Sr})=15\%$, 低倍

图 4 不同 Sr 含量 HMn64-8-5-1.5 黄铜的微观组织^[2]

Fig.4 Microstructure of the HMn64-8-5-1.5 brass with different Sr contents

3.3 热处理

铜合金同步器齿环的基体组织要求有较多的 β 相和少量的 α 相,在化学成分确定的情况下,热处理工艺是调控相组成的有效手段。研究表明,可以通过淬火、风吹冷却提高合金的冷却速度或者升高淬火温度的方式减少 α 相的析出量^[7]。此外,复杂黄铜中固溶的合金

3.2 合金化改性

在合金中添加微量元素是合金设计中常用的手段。微量元素可细化合金晶粒尺寸,提高合金强度。如稀土元素不仅可以细化合金晶粒尺寸,还可以净化熔体,减少晶界处脆性相的数量,提高晶界强度。此外,微量元素还会影响合金中第二相的形貌和分布,有些微量元素还会影响合金后续热处理过程中析出相的形核长大过程和析出顺序等。同时,这些调控手段往往具有连带作用,如对第二相尺寸和体积分数的调控,也会影响基体的晶粒尺寸。熔体中生成的第二相会作为合金凝固时的异质形核点,并在晶粒的生长过程中通过对晶界的钉扎来阻止晶粒的长大,从而细化晶粒。研究表明,基体中最小晶粒尺寸(d_m)可用 Zener 公式^[26]来表示:

$$d_m = \frac{4\alpha d_p}{3V_p} \tag{4}$$

式中, α 为比例常数; d_p 为粒径; V_p 为第二相的体积分数。李航^[2]在研究稀土元素 Sr 对复杂锰黄铜的影响中发现,适量的 Sr 元素会明显改善第二相 $[\text{Mn}(\text{Fe})]_5\text{Si}_3$ 的形貌和尺寸并细化 HMn64-8-5-1.5 黄铜的晶粒,见图 4,从而提高了其力学性能和耐磨性。

元素可以通过热处理在基体中得到大量的纳米颗粒,这些颗粒在合金的变形过程中可以通过 Orowan 强化机制提高材料的力学性能。图 5 为对 T67300 合金不同温度保温后的淬火组织^[27]。可以看出,高温淬火后黄铜基体中会有纳米 Mn_5Si_3 相的析出,并且相比于 750 $^{\circ}\text{C}$,800 $^{\circ}\text{C}$ 保温可以获得更多的析出相。这些均匀分布的 Mn_5Si_3 相会在变形过程中阻碍位错的切过运动,使

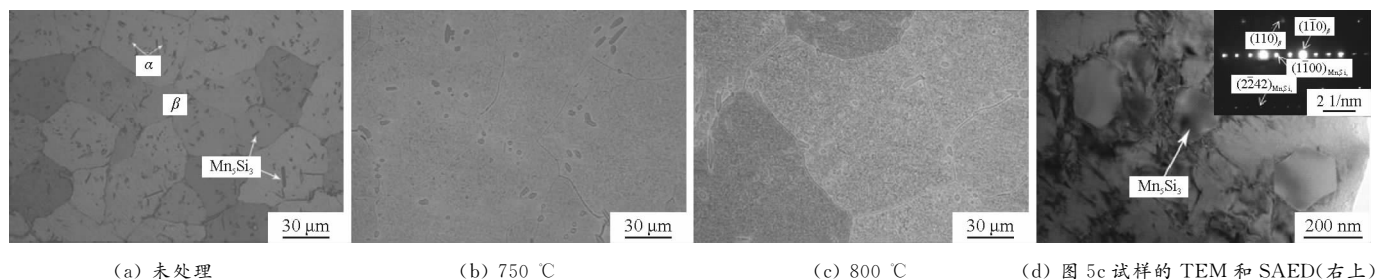
图5 T67300复杂黄铜不同温度保温4 h后的淬火组织^[28]

Fig.5 As-quenched microstructure of the T67300 complex brasses after holding for 4 h at various temperature

其环绕硬质相发生弯曲成为位错环,增加附近基体材料的晶格畸变能,从而增大位错滑移阻力提高材料强度。

4 结 语

近年来,多种多样的制备工艺、先进的表征手段以及数值模拟方法的应用,都为复杂黄铜的制备和研究提供了强有力的技术支持。复杂黄铜中基体的相组成以及第二相的种类、形貌、分布和体积分数都会影响其力学性能和耐磨性。通过了解它们的作用机制,可以从合金成分的设计、凝固过程的控制以及后续的热处理对合金组织进行优化,最终提高复杂黄铜的综合性能。但是对于复杂黄铜中这些调控手段的协同机制是不清晰的,希望后续的工作可以对其进行深入研究,开发出低成本、高性能的新型高强耐磨黄铜。

参 考 文 献

- [1] 李四年, 陈园, 叶甲旺, 等. 汽车同步器齿环的生产现状与发展前景[J]. 湖北工业大学学报, 2012, 27(1): 114-116.
- [2] 李航. 复杂黄铜中 $[\text{Mn}(\text{Fe})]_5\text{Si}_3$ 相形成长机制及其对性能影响研究[D]. 辽宁大连: 大连理工大学, 2018.
- [3] 郭淑梅, 王硕. 复杂黄铜的合金设计[J]. 云南冶金, 1999, 28(5): 40-44.
- [4] 王涛. 新型高强耐磨复杂黄铜及其生产技术[A]. 中国铜加工技术创新大会[C]. 北京, 2006.
- [5] 方伟, 方前, 常若斌, 等. 复杂黄铜摩擦磨损性能与显微组织的关系[J]. 机械工程材料, 2018(7): 32-36.
- [6] 孙扬善, 黄海波. 热处理对耐磨黄铜组织和性能的影响[J]. 金属热处理, 1993(1): 27-32.
- [7] 康布熙, 刘平, 周伯楚, 等. 轿车同步器锰黄铜齿环精锻后的热处理及组织性能研究[J]. 金属热处理, 2005, 30(3): 228-230.
- [8] NIELS H. Hall-Petch relation and boundary strengthening [J]. Scripta Materialia, 2004, 51(8): 801-806.
- [9] SUNDBERG M, SUNDBERG R, HOGMARK S. et al. Metallographic aspects on wear of special brass[J]. Wear, 1987, 115: 151-165.
- [10] LI H, JIE J C, LIU S C, et al. Crystal growth and morphology evolution of $\text{D88-(Mn, Fe)}_5\text{Si}_3$ phase and its influence on the mechanical and wear properties of brasses[J]. Materials Science and Engineering, 2017, A704: 45-56.
- [11] 张婉婷. 颗粒增强金属基复合材料力学性能的多尺度计算模拟[D]. 北京: 中国矿业大学, 2018.
- [12] WANG X L, JIE J C, LIU S C, et al. Growth mechanism of pri-

- mary Ti_5Si_3 phases in special brasses and their effect on wear resistance[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 61: 13-146.
- [13] SUN Y S, LORIMER G W, RIDLEY N. Microstructure of high-tensile strength brasses containing silicon and manganese[J]. Metallurgical Transactions, 1989, A20(7): 1 199-1 206.
- [14] YAN Y W, GENG L, LI A B. Experimental and numerical studies of the effect of particle size on the deformation behavior of the metal matrix composites[J]. Materials Science and Engineering, 2007, A448(1/2): 315-325.
- [15] DAI L H, LING Z, BAI Y L. A strain gradient-strengthening law for particle reinforced metal matrix composites[J]. Scripta Materialia, 1999, 41(3): 245-251.
- [16] MA S M, ZHUANG X C, WANG X M. 3D micromechanical simulation of the mechanical behavior of an in-situ $\text{Al}_3\text{Ti}/\text{A356}$ composite[J]. Composites, 2019, B176: 107-115.
- [17] 孙扬善, 黄海波. 两种耐磨黄铜的组织与性能[J]. 机械工程材料, 1991, 15(1): 21-24.
- [18] LLOYD D J. Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites[J]. International Materials Reviews, 1994, 39(1): 1-23.
- [19] KOUZELI M, MORTENSEN A. Size dependent strengthening in particle reinforced aluminium[J]. Acta Materialia, 2002, 50(1): 39-51.
- [20] COX H L. The elasticity and strength of paper and other fibrous materials[J]. British J. of Applied Physics, 1951, 3(3): 72-75.
- [21] FUKUDA H, CHOU T W. A probabilistic theory of the strength of short-fibre composites with variable fibre length and orientation [J]. Journal of Materials Science, 1982, 17(4): 1 003-1 011.
- [22] KUHLMANNWILSDORF D, HARRIGAN W C. New developments and applications in composites: Proceedings of a symposium[J]. Biometrical Journal, 1979, 35(8): 933-947.
- [23] WANG T M, ZOU C L, CHEN Z N, et al. In situ synthesis of TiB_2 particulate reinforced copper matrix composite with a rotating magnetic field[J]. Material Design, 2015, 65: 280-288.
- [24] 郑冰芳, 赵惠芬. 电磁场对复杂黄铜凝固组织及性能的影响[J]. 有色金属材料与工程, 2013, 34(4): 143-146.
- [25] 孙永辉, 汪明朴, 李周, 等. 高强耐磨稀土高锰黄铜的组织与性能[J]. 有色金属科学与工程, 2016, 7(4): 61-66.
- [26] GOH C S, WEI J, LEE L C, et al. Properties and deformation behavior of $\text{Mg-Y}_2\text{O}_3$ nanocomposites[J]. Acta Materialia, 2007, 55(15): 5 115-5 121.
- [27] LI H, JIE J, ZHANG Q, et al. Effect of annealing treatment on the microstructures, mechanical, and wear properties of a manganese brass alloy[J]. Journal of Materials Research, 2016, 31: 1 491-1 500.

(编辑: 刘晨辉)