

冷却速率对 Al-2Cu-5Ni 合金相组织及力学性能影响

田 皓^{1,2} 彭渝丽^{1,2} 袁 满³ 崔 文^{1,2} 王建利^{1,2} 郭永春^{1,2} 杨 忠^{1,2}
(1.西安工业大学材料与化工学院;2.陕西省镁铝轻合金复合材料工程研究中心;
3.中国船舶重工集团公司第十二研究所)

摘 要 通过相图热力学计算设计了平衡凝固组织仅为 α -Al 基体和 Al_3CuNi 相的 Al-2Cu-5Ni 合金,研究了冷却速率对铸态合金组织及力学性能的影响。结果表明,随着冷却速率的提高, α -Al 晶粒尺寸减小。当冷却速率由 $3.05\text{ }^\circ\text{C/s}$ 提升到 $5.58\text{ }^\circ\text{C/s}$ 时, Al_3CuNi 相由鱼骨团簇组织转变为颗粒团簇状,冷却速率提高至 $9.08\text{ }^\circ\text{C/s}$ 时, Al_3CuNi 相转变为短条状,合金室温抗拉强度和伸长率达到最大值,分别为 218 MPa 和 16.15% ; $350\text{ }^\circ\text{C}$ 、 25 MPa 稳态蠕变速率最低为 $2.56\times 10^{-5}\text{ s}^{-1}$,蠕变机制为位错攀移。相比较冷却速率为 $3.05\text{ }^\circ\text{C/s}$ 合金,抗拉强度、伸长率和抗蠕变性能分别提高了 11% 、 37% 和 96% 。

关键词 Al-Cu-Ni 合金;冷却速率;组织演变;力学性能

中图分类号 TG146.21;TG244+.3

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.012.022

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of Cooling Rate on Phase Structure and Mechanical Properties of Al-2Cu-5Ni Alloy

Tian Hao^{1,2}, Peng Yuli^{1,2}, Yuan Man³, Cui Wen^{1,2}, Wang Jianli^{1,2}, Guo Yongchun^{1,2}, Yang Zhong^{1,2}

(1.School of Materials and Chemical Engineering,Xi'an Technological University; 2.Shaanxi Magnesium Aluminum Light Alloy Composite Engineering Research Center; 3. CSIC NO.12 Research Institute)

Abstract: An Al-2Cu-5Ni alloy only containing α -Al and Al_3CuNi phases as equilibrium solidification structure was designed by thermodynamic phase diagram calculation, and effects of cooling rate on microstructure and mechanical properties of as-cast Al-2Cu-5Ni alloy were investigated. The results indicate that the grain size is decreased with cooling rate increase. The morphology of Al_3CuNi phase is transformed from fish-bone cluster to particle cluster as the cooling rate increasing from $3.05\text{ }^\circ\text{C/s}$ to $5.58\text{ }^\circ\text{C/s}$, which is converted to short strip form with cooling rate further increasing to $9.08\text{ }^\circ\text{C/s}$. Meanwhile, the tensile strength and elongation at room temperature reach the maximum value, which is 218 MPa and 16.15% , respectively. The minimum steady-state creep rate is achieved at $350\text{ }^\circ\text{C}$ under the stress of 25 MPa , which is $2.56\times 10^{-5}\text{ s}^{-1}$, and creep mechanism is dislocation climbing. The tensile strength, elongation and creep resistance of the alloy are improved by 11% , 37% and 96% , respectively, compared with those of the alloy prepared at cooling rate of $3.05\text{ }^\circ\text{C/s}$.

Key Words: Al-Cu-Ni Alloy, Cooling Rate, Microstructure Evolution, Mechanical Properties

铝合金因具有良好的铸造性能、高强度、低密度、耐磨和耐高温等特点,在汽车轻量化制造中得到了很好的应用^[1],汽车每应用 1 kg 铝材,可获得 2 kg 减重效果。在双碳目标条件下,汽车排量要求越来越高,进而对汽车发动机材料的轻量化、耐高温、耐高压性能提出了新的要求。合金中的第二相组织,尤其是 Al_3CuNi 相是目前 Al-Cu-Ni 系铝合金中的主要高温强化相,具有较好的热稳定性,能够有效提高铝合金的高温瞬时强度、

蠕变以及持久性能等^[2-5]。强化相的含量、形貌、尺寸及分布等均是影响材料强度的重要因素。ZUO L J 等^[6]根据热力学相图计算,分别设计了 3 组 Al_3CuNi 相体积分数不同的合金成分,结果表明,随着 Al_3CuNi 相体积分数增加,抗拉强度和屈服强度随之增加,而伸长率则呈现相反趋势。XIA F 等^[7]通过采用不同的热处理工艺,改变活塞合金中 AlCuNi 相组织形貌和分布特征,发现合金在 $425\text{ }^\circ\text{C}$ 热暴露 100 h 后, AlCuNi 相逐渐

收稿日期:2022-12-09;修改稿收到日期:2023-04-11
基金项目:陕西省重点研发计划资助项目(K20200036, 2021LLRH-05-08);陕西省科技厅自然科学基金基础研究计划资助项目(2022JM-239)
第一作者简介:田皓,男,1997 年出生,硕士研究生,西安(710021),E-mail:1749196774@qq.com
通信作者:王建利,男,1981 年出生,教授,西安(710021),E-mail:jlwang@xatu.edu.cn
引用格式:田皓,彭渝丽,袁满,等. 冷却速率对 Al-2Cu-5Ni 合金相组织及力学性能影响[J]. 特种铸造及有色合金,2023,43(12):1 705-1 709.
TIAN H,PENG Y L, YUAN M, et al. Effects of cooling rate on phase structure and mechanical properties of Al-2Cu-5Ni alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(12):1 705-1 709.

趋于颗粒化,组织分布更加均匀,平均疲劳循环次数达到 2.24×10^7 ,相比 T6 热处理高出一个数量级。冷却速率的调整也可以优化铝合金的微观组织,改善其力学性能。但对仅含有 Al_3CuNi 相的 Al-Cu-Ni 合金的研究却鲜有报道。铸造凝固过程中冷却速率的改变不仅会影响其形核,还会影响相的生长^[8-10],因此对相的形貌、尺寸及分布,均有重要的影响,进而导致材料性能发生改变^[11]。

本研究通过考察不同冷却速率下 Al-2Cu-5Ni 合金的微观组织及性能,优化和调控合金中 Al_3CuNi 相形貌、尺寸及分布特征,以期高性能耐热铝合金设计和开发提供参考。

1 相图计算

图 1 为 Al-Cu-Ni 三元合金富铝角等温界面热力学相图。可以看出,当 Cu、Ni 含量较低时,合金中第二相生成量较低,整体强化效果不显著,Cu、Ni 含量较高时,合金强度增加,塑性和韧性急剧下降。因此,过高或过低的 Cu、Ni 元素含量均不适用于工业生产。CHEN C L 等^[12]研究发现,当合金中 $w(\text{Ni}) : w(\text{Cu} + \text{Ni}) > 40\%$,生成第二相为 Al_3CuNi 相,结合 Pandat 相图计算以及现有活塞成分,确定 Al-2Cu-5Ni 为最佳合金成分。

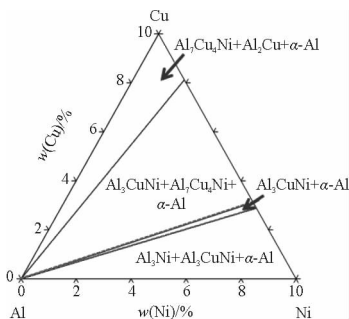


图 1 Al-Cu-Ni 合金三元相图计算

Fig.1 Calculation of ternary phase diagram of Al-Cu-Ni alloy

2 试验制备与方法

合金原材料为工业纯铝(99.98%,质量分数,下同)、Al-50Cu 和 Al-10Ni 中间合金。按照设计合金元素成分分配比,将黏土坩埚放入中频感应熔炼炉中,升温至 750 ℃,待合金熔化之后静置 10 min,加入 1.5% 的 C_2Cl_6 除渣除气,扒渣并保温 15 min,采用内径分别为 40、30 和 20 mm 铜模浇注。通过直读光谱仪测量合金化学元素成分,结果见表 1。同时采用无纸记录仪测量凝固过程合金熔液实时温度,待试样冷却至室温将其取出,求取不同模具冷却速率分别为 3.05、5.58、9.80 ℃/s。

采用 XRD 分析(D8DISCOVER A25)、全自动倒置

表 1 Al-2Cu-5Ni 合金的化学成分		
Tab.1 Chemical composition of Al-2Cu-5Ni alloy		
%		
w_B		
Cu	Ni	Al
2.02	5.06	余量

金相显微镜(Axio observer 7m)和 VEGA II TESCAN 型场发射扫描电镜观察试样相组成和显微组织。制备符合 GB/T228-2002 标准拉伸试样,采用 CMT510A 型微机控制电子万能试验材料试验机测定试样拉伸性能,并利用扫描电镜观察拉伸断口形貌。

3 试验结果与讨论

3.1 相组织分析

图 2 为不同冷却速率条件下利用重力铸造制备的 Al-2Cu-5Ni 合金的 XRD 图谱。可以看出,3 种不同冷却速率下的 Al-2Cu-5Ni 合金均由 α -Al 基体和 Al_3CuNi 相组成,即冷却速率的改变对合金相成分并未产生影响。随着冷却速率提高, α -Al 和 Al_3CuNi 相的衍射峰都变得更加细窄且尖锐,衍射峰强度更高,表明随着冷却速率提高,结晶度更高、相组织尺寸更加细小。

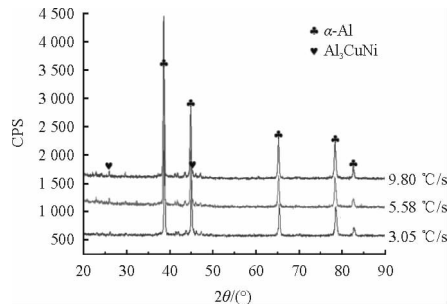


图 2 3 种冷却速率下制备的 Al-2Cu-5Ni 合金的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of Al-2Cu-5Ni alloy prepared at different cooling rates

图 3 为 3 种不同冷却速率制备的铝合金试样 SEM 组织。可以看出,冷却速率为 3.05 ℃/s 时,Al-2Cu-5Ni 合金的显微组织由连续分布的灰黑色基体相、众多亮白色短棒状相组成的簇状物和亮白色离异板条状相组成,其中灰黑色基体相为 α -Al。短棒状和离异板条状相由 Al、Cu、Ni 等 3 种元素组成,Al、Cu、Ni 摩尔比为 73.49 : 13.22 : 13.29,接近 3 : 1 : 1,确定其亮白色相组织为 Al_3CuNi 相。当冷却速率提升时,合金中相组织形核率增加,凝固速率加快,生成反应区间相对缩短^[13-14],Al-2Cu-5Ni 合金冷却速率提升至 5.58 ℃/s 时,离异板条状 Al_3CuNi 相含量增加,团簇状内部的短棒状 Al_3CuNi 相转变为颗粒状。当冷却速率进一步提升至 9.80 ℃/s,在合金凝固过程中 Cu、Ni 原子扩散速度较慢,在晶界处大量富集,随着凝固温度降低,Cu、Ni 原子溶解度减小,形核率增加^[15],在 α -Al 枝晶界处生

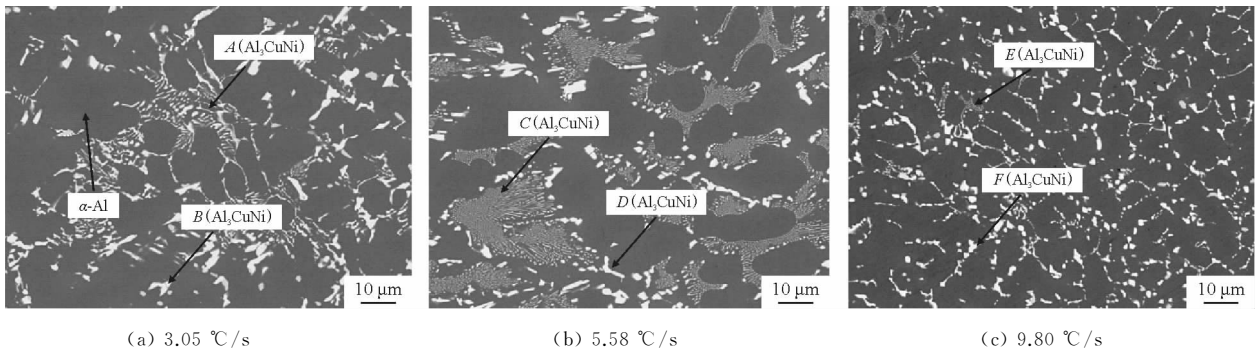


图 3 Al-2Cu-5Ni 合金 SEM 照片
Fig.3 SEM images of Al-2Cu-5Ni alloy

成大量板条状 Al₃CuNi,极少量以团簇状形式存在。表 2 为 Al-2Cu-5Ni 铸态合金基体中 Cu、Ni 原子溶解度。

表 2 3 组不同冷却速率合金基体中 Cu、Ni 元素含量
Tab.2 Cu and Ni contents in alloys with different cooling rates

冷却速率/(℃·s ⁻¹)	w(Cu)/%	w(Ni)/%
3.05	1.43	0.48
5.58	1.82	0.28
9.80	1.49	0.48

图 4 为 Al-2Cu-5Ni 铸态合金偏光显微组织。可以看出,随着冷却速率提高,晶粒尺寸逐渐减小。利用 Image-Pro Plus 软件计算统计了不同冷速制备合金的晶粒尺寸,以及 Al₃CuNi 相形貌特征参数,结果见表 3。可以看出,当冷却速率由 3.05 °C/s 提升到 9.80 °C/s 时,团簇状 Al₃CuNi 相组织长度由 32.89 μm 减小到 15.29 μm,减小了 53%;宽度由 20.44 μm 减小到 8.03 μm,减小了 61%;游离状 Al₃CuNi 相长度由 4.63 μm 减小到 1.82 μm,减小了 60%;宽度由 1.91 μm 减小到

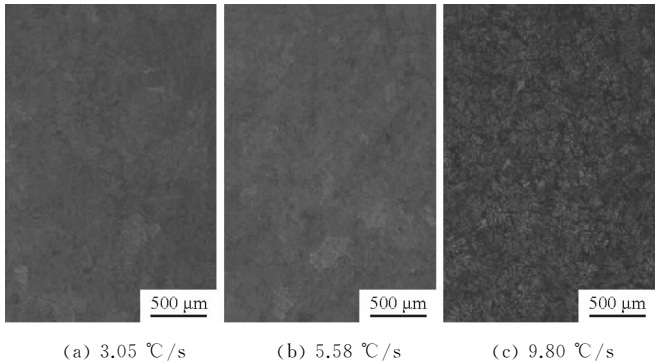


图 4 Al-2Cu-5Ni 合金偏光显微组织照片
Fig.4 Polarized microstructure of Al-2Cu-5Ni alloy

表 3 3 组合金相组织和晶粒尺寸统计
Tab.3 Statistics of structure and grain size of different alloys

冷却速率/ (℃·s ⁻¹)	团簇状 Al ₃ CuNi 相		游离状 Al ₃ CuNi 相		晶粒直 径/μm	相间 距/μm
	长/μm	宽/μm	长/μm	宽/μm		
3.05	32.89	20.44	4.63	1.91	508	4.35
5.58	21.01	10.71	3.12	1.21	312	2.30
9.80	15.29	8.03	1.82	0.85	138	1.07

0.85 μm,减小了 55%;而合金晶粒尺寸由 508 μm 减小到 138 μm,减小了 73%。冷却速率越高,Al₃CuNi 相及合金晶粒尺寸越小。

3.2 拉伸性能分析

表 4 为不同冷却速率下制备的 Al-2Cu-5Ni 铸态合金的室温力学性能。当冷却速率为 3.05 °C/s 时,合金室温抗拉强度为 196 MPa,伸长率为 11.75%,冷却速率提升至 5.58 °C/s 时,抗拉强度和伸长率分别提升了 9%和 10%;而当冷却速率提升到 9.80 °C/s 时,相比 3.05 °C/s 时分别提升了 11%和 37%。

表 4 Al-2Cu-5Ni 铸态合金的力学性能

Tab.4 Mechanical properties of Al-2Cu-5Ni cast alloys

冷却速率/(℃·s ⁻¹)	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%
3.05	196	165	11.75
5.58	214	171	12.90
9.80	218	176	16.15

随着冷却速率提升,合金晶粒大小和相组织形貌发生变化,合金力学性能得到改善提升,其主要强化方式有固溶强化、细晶强化及第二相强化,通过公式计算分析不同强化机制对于 Al-2Cu-5Ni 合金的强化效果。

(1)固溶强化 由于溶质原子的存在造成基体的晶格畸变,其强化效果主要与溶质原子浓度有关。表 5 为不同冷却速率下合金基体中 Cu、Ni 原子固溶强度。对于 Al-Cu-Ni 三元合金,起到固溶强化效果的主要为 Cu、Ni 元素,合金的固溶强化可表述为:

$$\Delta\sigma_{ss} = (k\Delta C)^{2/3} \tag{1}$$

式中,ΔC 为合金基体中 Cu、Ni 含量;k 为常数,46.4 MPa/ω_B^{2/3}。

表 5 Al-2Cu-5Ni 铸态合金基体 Cu、Ni 原子固溶强度

Tab.5 Solid solution strength of Cu and Ni atoms in as-cast

Al-2Cu-5Ni alloy matrix

冷却速率/(℃·s ⁻¹)	Δσ _{Cu} /MPa	Δσ _{Ni} /MPa	Δσ _{ss} /MPa
3.05	16.3	7.9	24.2
5.58	19.2	5.5	24.7
9.80	16.8	7.9	24.7

注:Δσ_{Cu}、Δσ_{Ni}分别为 Cu 和 Ni 对固溶强度的贡献

Cu、Ni 对于 Al-2Cu-5Ni 合金的强化作用取决于基体中 Cu、Ni 原子含量,通过计算可知,随着冷却速率提高,3 组合金基体中 Cu、Ni 原子对于合金的强化作用并无差异。

(2)细晶强化 细晶强化是通过细化晶粒来增加晶界的数量,从而提高合金的强度。由图 4 可以得出,随着冷却速率提升,Al-2Cu-5Ni 合金晶粒尺寸急剧减小,而多晶体的屈服强度 σ_s 与晶粒的平均直径 d 的关系通常用霍尔-佩奇公式表示^[16]:

$$\sigma_s=\sigma_1+Kd^{1/2} \tag{2}$$

式中, σ_s 为材料的屈服强度; σ_1 为移动单个位错时产生的晶格摩擦阻力; K 为常数,与材料的种类性质以及晶粒尺寸有关; d 为平均晶粒直径。

通过式(2)可知,改变合金凝固速率细化晶粒,其屈服强度的增量 $\Delta\sigma_s$ 只和晶粒直径 d 相关:

$$\Delta\sigma_s=K\left(\frac{1}{\sqrt{d_2}}-\frac{1}{\sqrt{d_1}}\right) \tag{3}$$

式中, d_2 、 d_1 为不同合金平均晶粒尺寸。计算得到 Al-2Cu-5Ni 铸态合金屈服强度增量大小,见表 6。

表 6 Al-2Cu-5Ni 铸态合金屈服强度增量大小

Tab.6 Yield strength increment of as-cast Al-2Cu-5Ni alloy

冷却速率/(℃·s ⁻¹)	$\Delta\sigma_s$ /MPa
3.05	0
5.58	0.80
9.80	2.77

(3)第二相强化 合金为铸态 Al-Cu-Ni 合金,未进行时效热处理,经过体积分数计算得出,3 组不同冷却速率合金中 Al₃CuNi 相体积分数并无显著差异,因此第二相对于合金的强化作用主要是其相组织形貌改变引起的。在一定的体积分数下,第二相粒子越细小,粒子数越多,粒子间距也就越小,强化作用越大。而第二相强化作用大小可用奥罗万公式表示:

$$\tau_0=\frac{Gb}{\lambda} \tag{4}$$

式中, τ_0 为材料的流变应力; G 为材料的切弹性模量; b 为柏氏矢量; λ 为第二相颗粒间距。

由表 4 测出不同冷却速率条件下 Al₃CuNi 相组织间距,代入式(4)得出第二相强化作用大小见表 7。

表 7 第二相强化作用大小

Tab.7 Strengthening effect of the second phase

冷却速率/(℃·s ⁻¹)	τ_0 /MPa
3.05	1.72
5.58	3.25
9.80	7.00

图 5 为 3 组合金第二相组织对于位错阻碍作用示意图。当冷却速率为 3.05 ℃/s 时,Al₃CuNi 相主要以团簇的鱼骨状形式存在,其不规则的相组织结构阻碍了

位错的运动方向,较大的相组织使位错无法绕过相组织沿着边缘区域运动,产生位错塞积。随着冷却速率提高,Al₃CuNi 相尺寸减小,以条带状形式在晶界均匀分布,位错运动受阻,以弯曲形式向前运动,相组织半径或间距越小,对于位错阻碍作用越大,网状的连接结构起到拖拽晶粒作用,大大提高了合金的力学性能。

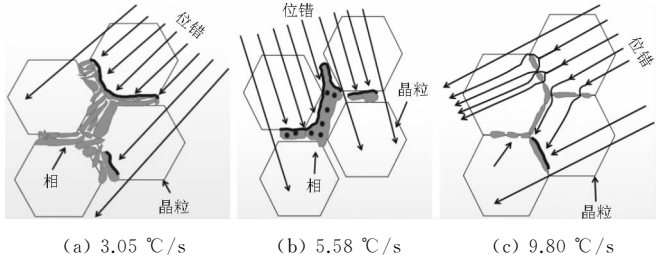


图 5 第二相对于位错阻碍作用示意图
Fig.5 Reaction diagram of the second phase to dislocation hindering

Al-2Cu-5Ni 铸态合金力学性能提升的主要影响归于固溶强化、细晶强化和第二相强化的共同作用。经过理论计算与实际值分析对比发现,当冷却速率由 3.05 ℃/s 升高到 5.58 ℃/s 时,合金屈服强度增加 6 MPa,计算得出固溶强化对于合金屈服强度贡献值为 0.50 MPa,细晶强化为 0.80 MPa,第二相强化为 1.53 MPa;当冷却速率由 3.05 ℃/s 升高到 9.80 ℃/s 时,合金屈服强度增加 11 MPa,计算得出固溶强化对于合金屈服强度贡献值为 0.50 MPa,细晶强化贡献值为 2.77 MPa,第二相为 5.28 MPa。随着冷却速率提高,合金实际屈服强度增量略高于理论计算值,主要由于测量过程中产生的形变强化以及温度、湿度等外界因素引起。而通过理论计算数值得出,冷却速率提升过程中,合金力学性能的提升主要为第二相强化作用的效果。

3.3 蠕变性能分析

图 6 为 Al-2Cu-5Ni 铸态合金外加应力分别为 25 MPa 和 28 MPa 下 350 ℃蠕变应力-应变曲线。在外加应力为 25 MPa 条件下,当冷却速率为 3.05 ℃/s 时,蠕变时间为 5.7 h,稳态蠕变速率为 6.13×10^{-4} s⁻¹;冷却速率为 5.58 ℃/s 时,蠕变时间为 7.8 h,稳态蠕变速率为 3.28×10^{-4} s⁻¹;冷却速率为 9.80 ℃/s 时,蠕变时

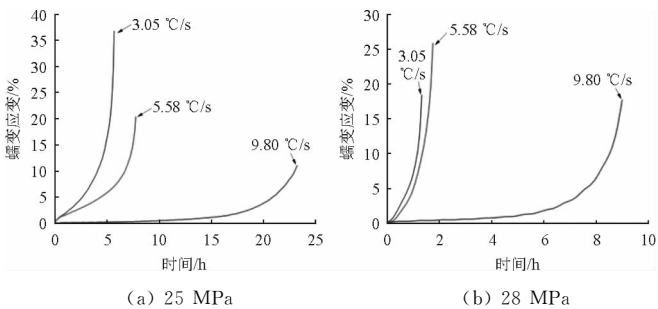


图 6 Al-2Cu-5Ni 铸态合金 350 ℃蠕变曲线

Fig.6 Creep curves of as-cast Al-2Cu-5Ni alloy at 350 ℃

间为 23 h,稳态蠕变速率为 $2.56 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 。当外加应力升高到 28 MPa,冷却速率为 $3.05 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时合金蠕变时间为 1.3 h,稳态蠕变速率为 $1.34 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$,冷却速率为 $5.58 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时合金蠕变时间为 1.8 h,稳态蠕变速率为 $5.95 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$,冷却速率为 $9.80 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时合金蠕变时间为 8.9 h,稳态蠕变速率为 $5.6 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 。

合金蠕变过程中, n 值间接反映材料的蠕变机制。当 $n=1\sim 3$ 时,蠕变机制主要为位错滑移,当 $n=3\sim 8$ 时,蠕变机制主要为位错攀移^[17-18]。已有研究表明,稳态蠕变速率与外加应力在数值上符合对数关系^[19-21]:

$$\epsilon = A\sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (5)$$

式中, σ 为蠕变应力; n 为表观应力指数; Q 为表观激活能; A 为材料常数; R 为摩尔气体常数; T 为蠕变温度。

其蠕变温度恒定为 $350 \text{ }^{\circ}\text{C}$,式(5)可以表示为:

$$\epsilon = A_1 \sigma^n \quad (6)$$

式中, A_1 为材料与温度常数。对等式两端取对数得:

$$\lg \epsilon = n \lg \sigma + A \quad (7)$$

根据式(7)计算得出 n 值见表 8。3 组不同冷却速率制备的 Al-2Cu-5Ni 铸态合金,在 $350 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 条件下其蠕变应力指数介于 $3\sim 8$,可判断其蠕变机制为位错攀移。

表 8 Al-2Cu-5Ni 铸态合金蠕变应力指数

冷却速率/ $(^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1})$	蠕变应力指数 n
3.05	6.9
5.58	5.2
9.80	7.0

4 结 论

(1)冷却速率为 $3.05 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,Al-2Cu-5Ni 铸态合金中 Al_3CuNi 相以鱼骨团簇形式存在,冷却速率提升至 $5.58 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时, Al_3CuNi 相转变为颗粒团簇状,且团簇状组织尺寸减小,冷却速率达到 $9.80 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时, Al_3CuNi 相主要以短条状存在,极少量以细小团簇状形式存在。

(2)随着冷却速率提高,Al-2Cu-5Ni 铸态合金性能得到改善。当冷却速率达到 $9.80 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时性能最优,合金室温抗拉强度达到 218 MPa,高温($350 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、25 MPa)稳态速率为 $2.56 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$,蠕变机制为位错攀移。

(3)当冷却速率由 $3.05 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 升高到 $5.58 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,细晶强化对于合金屈服强度贡献值为 0.80 MPa,第二相强化为 1.53 MPa;当冷却速率由 $3.05 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 升高到 $9.80 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,细晶强化对于合金屈服强度贡献值为 2.77 MPa,第二相强化为 5.28 MPa。随着冷却速率提升,Al-2Cu-5Ni 合金力学性能的改善主要为细晶强化作用。

(4) Al_3CuNi 形貌对于合金力学性能的贡献作用为:条带状>颗粒团簇状>鱼骨团簇状。

参 考 文 献

- [1] 李国云. Al-Si-Cu-Ni-Mg 系活塞合金高温强化相的研究[D]. 济南: 山东大学, 2011.
- [2] 宁康琪, 彭北山, 盛志敬, 等. 高强铝合金的强化机制[J]. 邵阳学院学报(自然科学版), 2012, 9(4): 46-50.
- [3] 陈今龙, 叶兵, 蒋海燕, 等. Ni 对 Al-Si-Cu-Ni-Mg 过共晶活塞合金组织和力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2021, 50(4): 32-37.
- [4] 贾祥磊, 陈大辉, 朱秀荣, 等. Cu 对 Al-Si-Cu-Ni 合金组织和力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2010, 30(9): 871-873.
- [5] 马建辉, 任波, 郭鹏. ZL109 活塞合金的成分优化[J]. 特种铸造及有色合金, 2014, 34(7): 757-760.
- [6] ZUO L J, YE B, FENG J, et al. Effect of $\delta\text{-Al}_3\text{CuNi}$ phase and thermal exposure on microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu-Ni alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 791: 1 015-1 024.
- [7] XIA F, GAO X S, LIANG M X, et al. Effect of thermal exposure on microstructure and high-temperature fatigue life of Al-Si piston alloys[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(6): 12 926-12 935.
- [8] 吴建华, 周吉学, 唐守秋, 等. 冷却速率对铸态 A356 铝合金微观组织和拉伸性能的影响[J]. 功能材料, 2016, 47(S2): 63-66.
- [9] 钱晓明, 章羽, 王昭东, 等. 铸造冷却速率对 Al-Mg-Si-Mn 耐热铝合金组织及热加工性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(2): 343-352.
- [10] ADILSON V R, THIAGO S L, TALITA A V, et al. Microstructure features and mechanical/electrochemical behavior of directionally solidified Al-6%Cu-5%Ni alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021, 31(6): 1 529-1 549.
- [11] 王鑫, 程艳艳, 牛玉, 等. 冷却速率对 Nd 变质的 Al-6Mg-4Si 合金中 Mg_2Si 的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42(10): 1 270-1 273.
- [12] CAI Z Y, WANG R C, ZHANG C, et al. Inhibited cold compactibility of rapidly solidified Al-Si alloy powder with large solidification rate[J]. Advanced Powder Technology, 2015, 26(5): 1 458-1 464.
- [13] CHEN C L, THOMSON R C. The combined use of EBSD and EDX analyses for the identification of complex intermetallic phases in multicomponent Al-Si piston alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 490: 293-300.
- [14] FEI W D, KANG S B. Effects of cooling rate on solidification process in Al-Mg-Si alloy[J]. Journal of Materials Science Letters, 1995, 14(24): 1 795-1 797.
- [15] 吴昊. 冷却速率对 6005A、7N01 和 7A99 铝合金组织及性能的影响[D]. 沈阳: 东北大学, 2020.
- [16] YANG C L, LI Y B, DANG B, et al. Effects of cooling rate on solution heat treatment of as-cast A356 alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(10): 3 189-3 196.
- [17] YU C Y, KAO P W, CHANG C P. Transition of tensile deformation behaviors in ultrafine-grained aluminum[J]. Acta Materialia, 2005, 53(15): 4 019-4 028.
- [18] 薛冰. 微合金化(Sc、Ti、V、Zr)对活塞铝合金蠕变性能的影响[D]. 西安: 西安工业大学, 2020.
- [19] 岳嵩, 邓显波, 张嘉艺. 低温下 Sc 微合金化对 8xxx 系铝合金导线蠕变性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2017, 38(9): 36-42.
- [20] 曾令喜. 微量元素对合金组织与性能的影响[D]. 长沙: 中南大学, 2013.
- [21] MARSHA E V D, DAVID N S, DAVID C D. Creep and coarsening properties of Al-0.06%Sc-0.06%Ti at $300\sim 450 \text{ }^{\circ}\text{C}$ [J]. Acta Materialia, 2008, 56(16): 4 369-4 377.

(编辑: 栗万仲)