

RSF 法工艺参数对高硅铝合金显微组织及力学性能的影响

王连登, 耿 斌, 林益雄, 江志伟

(福州大学机械工程及自动化学院, 福建福州 350116)

摘要: 通过OM、SEM、EDS测试手段, 探究内冷法工艺参数对Al₂₀Si₃Cu_{1.6}Mg_{1.4}Ni合金组织及性能的影响。结果表明: 710 °C-1 400 r/min-10%工艺参数下制备的半固态Al₂₀Si₃Cu_{1.6}Mg_{1.4}Ni合金, 初生Si平均晶粒尺寸最小, 力学性能最好。与液态浇注的合金相比, 初生Si平均晶粒尺寸从62.8 μm减小到24 μm, 布氏硬度从HB106提升到HB131, 抗拉强度从243 MPa提升到278 MPa, 伸长率由1.93%提升到3.03%。

关键词: 内冷搅拌; Al₂₀Si₃Cu_{1.6}Mg_{1.4}Ni合金; 半固态; 工艺参数

高硅Al-Si-Cu-Mg-Ni合金主要应用于汽车活塞, 由于汽车活塞常在高温、高压、高速以及润滑差的条件下工作, 因此要求活塞材料质轻、热膨胀系数低、导热性佳, 耐磨和耐腐蚀性好, 且具有优良的铸造性能和强度^[1]。Al₂₀Si₃Cu_{1.6}Mg_{1.4}Ni多元铝合金, 采用传统铸造方法成形的高硅铝合金中存在多边形或粗大板状初生Si相, 极大降低了高硅铝合金的力学性能^[2], 导致合金组织粗大, 力学性能较低。高硅铝合金在浆料制备工艺、成形工艺技术方面并不完善。研究表明, 硅铝合金中初生Si越细小、圆整, 在基体中分布越均匀, 材料的性能越好^[3]。而经过内冷法即焓交换材料 (enthalpy exchange material, 简称EEM) 作为内冷介质来控制焓变化制备的合金使得晶粒细化^[4-5]。针对高硅铝合金中Si相的细化物理方法包括快速凝固/粉末冶金法^[6]、喷射沉积法^[7]、电脉冲处理法^[8]、熔体混合法^[9]、半固态法^[10]等方法。内冷半固态搅拌法^[11]又称为RSF (rapid slurry forming) 法, 该方法是将铸造合金熔体作为母液浇注出内冷块, 通过内冷块的快速旋转实现与合金熔体间的热传递达到快速冷却的目的^[12-13]。其兼顾了快速凝固法和电磁搅拌法两者的优点, 熔体内既有较大的过冷度、大量的外来形核质点, 又有强烈的对流, 对合金组织具有明显的细化效果。同时该方法成本低、结构简单、操作灵活、易实现工业化。

目前, 国内RSF法的研究更多集中于针对亚共晶铝硅合金中α-Al的细化, 对于合金化的高硅铝合金研究较少。理论上而言, RSF法能够提供较大的过冷度和外来形核质点, 对高硅铝合金最先析出的初生Si的细化具有明显效果。因此, 本文采用内冷法制备半固态Al₂₀Si₃Cu_{1.6}Mg_{1.4}Ni合金浆料, 探究内冷块与铝液质量比 ($m_{\text{内冷块}}/M_{\text{铝液}}$)、搅拌转速两个因素对合金组织及力学性能的影响。

1 试样制备与试验方法

1.1 试样制备

试验选用Al₂₀Si₃Cu_{1.6}Mg_{1.4}Ni作为研究对象, 是以纯Al、工业纯Si、纯Cu、工业纯Mg以及Al-10Ni合金熔炼配制而成。通过X射线红外光谱仪进行成分检测, 所用Al₂₀Si₃Cu_{1.6}Mg_{1.4}Ni合金的实际成分及含量如表1所示。

作者简介:

王连登 (1977-), 男, 副教授, 博士研究生, 主要从事铝合金新材料与新成形工艺研究。
E-mail: 13262170@qq.com

中图分类号: TG249.9

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977 (2022)

08-0950-06

收稿日期:

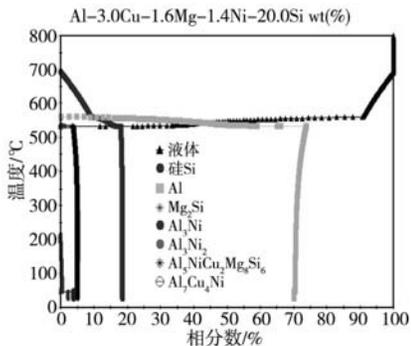
2021-12-20 收到初稿,

2022-02-19 收到修订稿。

表1 Al₂₀Si₃Cu_{1.6}Mg_{1.4}Ni合金的化学成分Table 1 Chemical composition of the Al₂₀Si₃Cu_{1.6}Mg_{1.4}Ni

							w _B /%
Si	Cu	Mg	Ni	Fe	Ca	Al	
20.32	3.21	1.58	1.42	≤0.12	≤0.01	余量	

图1采用JMatPro软件对Al₂₀Si₃Cu_{1.6}Mg_{1.4}Ni合金进行成分优化的结果,合金的液相线温度为692℃。

图1 Al₂₀Si₃Cu_{1.6}Mg_{1.4}Ni合金成分优化的结果Fig. 1 Composition optimization results of the Al₂₀Si₃Cu_{1.6}Mg_{1.4}Ni alloy

铝锭加热至400℃后预热1 h, 700℃熔化部分铝锭, 用剩余铝锭将硅压入铝液中, 温度设760℃, 保温至硅完全渗入。用Al-10Ni合金将纯Cu压入坩埚内, 温度为820℃, 并加入覆盖剂, 保温至合金完全熔化, 扒渣, 将熔体温度降至700℃后压入纯Mg至完全熔化, 温度升至800℃, 加入精炼剂, 静置10 min后扒渣, 加入Al-10RE变质30 min, 熔炼Al-10Si合金也采用压硅方法, 温度设置为720℃, 待硅完全渗入后加入0.05% Sr变质剂, 保温静置20 min, 扒渣。随后在28 mm × 80 mm的模具中制备内冷块。取一定量的铝液至坩埚内, $m_{\text{内冷块}}/M_{\text{铝液}}$ 设置参数分别为: 5%、10%、15%, 转数设置为1 000 r/min、1 200 r/min、1 400 r/min。内冷块完全浸入铝液中, 直至内冷块完全消失。内冷块扩散过程如图2所示。

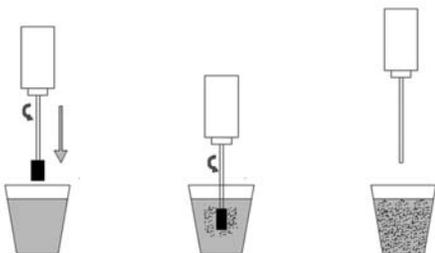


图2 内冷块的扩散过程

Fig. 2 Diffusion process of the inner cold block

搅拌时间按内冷块完全熔化时间确定。搅拌结束后, 孕育3 s左右进行后续的浇注成形和压铸成形。如图3所示, 浇注试样尺寸115 mm × 70 mm × 10 mm。如图4所示压铸试样尺寸为100 mm × 50 mm × 15 mm。

1.2 试验方法

Al₂₀Si₃Cu_{1.6}Mg_{1.4}Ni合金压铸试样中心位置切割



图3 浇注试样

Fig. 3 Casting sample

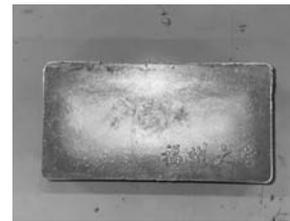


图4 压铸试样

Fig. 4 Die-casting sample

成10 mm × 10 mm × 10 mm金相试样, 使用MV5000型光学显微镜观察组织, 使用MiniFlex600型X射线衍射仪进行连续扫描分析相组成。按照GB/T231.1—2009国家标准选取压力成形试样中心靠边部位, 采用TH600型布氏硬度计对试样进行硬度测试, 参数为载荷1 000 kg、压头直径10 mm、加载时间20 s, 其中每个试样选取4个不同位置的压痕点。采用电火花线切割的方式将试样切割成厚度为2 mm, 如图5所示的尺寸形状(试样尺寸符合GB/T228.1—2010国家标准)。将拉伸试样放在CMT5305型电子万能试验机上进行拉伸性能测试, 拉伸速率为1 mm/min。用JC10型读数显微镜测量出压痕的直径, 取平均值后查表确定出硬度值。

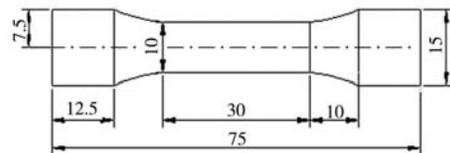


图5 拉伸试样的尺寸

Fig. 5 Sizes of the tensile specimen

2 试验结果与讨论

2.1 内冷块与铝液质量比对合金组织及力学性能的影响

图6为搅拌温度710℃、转速1400 r/min时, 不同 $m_{\text{内冷块}}/M_{\text{铝液}}$ 下Al₂₀Si₃Cu_{1.6}Mg_{1.4}Ni合金的显微组织, $m_{\text{内冷块}}/M_{\text{铝液}}$ 为5%时, 组织中初生Si部分主要呈现粗大的块状, 平均晶粒尺寸为43.3 μm, 形状因子为0.37, 如图6a所示。当 $m_{\text{内冷块}}/M_{\text{铝液}}$ 为10%时, 组织得到了明显的细化, 初生Si变得更加细小圆整, 平均晶粒尺寸仅为24 μm, 形状因子为0.64, 如图6b。随着 $m_{\text{内冷块}}/M_{\text{铝液}}$ 提升至15%, 初生Si平均晶粒尺寸变为35.3 μm, 形状因子为0.42, 如图6c。

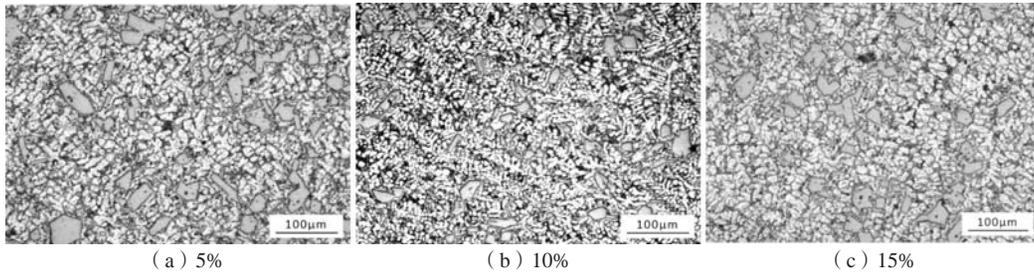


图6 不同 $m_{\text{内冷块}}/M_{\text{铝液}}$ 下Al20Si3Cu1.6Mg1.4Ni合金显微组织

Fig. 6 Microstructures of the Al20Si3Cu1.6Mg1.4Ni alloy in different mass ratios of $m_{\text{cooling block}}/M_{\text{aluminum}}$

内冷块在铝液熔化过程中，根据热力学第二定律，忽略熔体对外界的能量损耗及搅拌过程对熔体做功，公式（1）、（2）、（3）可以粗略计算出，搅拌温度为710℃、内冷块与铝液质量比为10%时，内冷搅拌后铝液温度为648℃，结合JMatPro软件对Al20Si3Cu1.6Mg1.4Ni合金模拟优化时测得合金的理论液相线温度为692℃，提供的过冷度为44℃。同理算得搅拌温度710℃，内冷块与铝液质量比为5%时，过冷度为29℃。温度710℃，内冷块与铝液质量比为15%时，过冷度为56℃。

$$Q_1 = Q_2 \quad (1)$$

$$Q_1 = C_1 m (T_1 - T_2) \quad (2)$$

$$Q_2 = C_2 M (T_3 - T_1) \quad (3)$$

式中： Q_1 为吸收热量， Q_2 为放出热量， C_1 为内冷块的比热容， m 为内冷块的质量， T_1 为铝液搅拌后温度， T_2 为内冷块室温温度。 C_2 为Al20Si3Cu1.6Mg1.4Ni合金的比热容， M 为铝液的质量， T_3 为铝液搅拌前温度。

根据公式（4）、（5）可知，异质形核功 ΔG_k^* 和临界晶核半径 r_k^* 与过冷度 ΔT 成反比，当过冷度 ΔT 变大后，异质形核功 ΔG_k^* 会变小，临界晶核半径也会变小，铝液中初生Si的结晶形核更易进行。

$$\Delta G_k^* = \frac{16}{3} \pi \frac{\sigma_{\text{al}}^3 T_m^2}{\Delta H_f^2 \Delta T^2} f(\theta) \quad (4)$$

$$r_k^* = \frac{2\sigma_{\text{al}} T_m}{\Delta H_f \Delta T} \quad (5)$$

式中： σ_{al} 为界面张力； T_m 为理论结晶温度； $f(\theta) = \left(\frac{2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta}{4} \right)$ ， θ 为润湿角； ΔH_f 为熔化潜热。过冷度 ΔT 的增大使临界晶核半径 r_k^* 与异质形核功 ΔG_k^* 减小，铝液中异质形核率 I_k 增加。由公式（6）、（7）可知，异质形核率 I_k 的增大程度小于过冷度对原子数 f_1 的影响程度，减少单位时间自液相转移到晶核上的原子数 f_1 ，即抑制了晶核（如初生Si晶核）的后续长大，从而细化晶粒。

$$I_k = f_1 N_L^* \exp \left[- \frac{Bf(\theta)}{\Delta T^2} \right] \quad (6)$$

$$B = \frac{16\pi\sigma_{\text{al}}^3 T_m^2}{3\Delta H_f^2 k_B T} \quad (7)$$

式中： k_B 为波尔兹曼常数； N_L^* 为单位体积中液相与异质核心部位接触的原子数。

图7为内冷块金相组织，初生Si平均晶粒尺寸达到62.8µm。在扩散过程中 $m_{\text{内冷块}}$ 占比较小时，内冷块在铝液中熔化较快，过冷度小，初生Si临界形核半径较大，同时内冷块中作为形核质点的共晶Si在搅拌过程中会发生重熔现象，导致合金组织不均匀。当 $m_{\text{内冷块}}$ 占比较大时，过冷度大，降低了初生Si的临界形核半径，使其更容易析出，但由于内冷块质量过大，在铝液中熔化时间过长，造成初生Si有足够时间长大，最终导致合金组织中初生Si粗大。

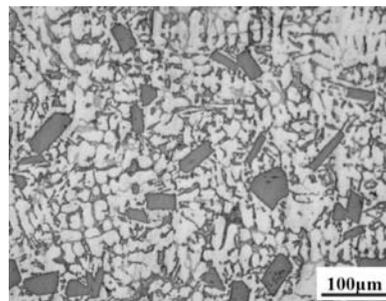


图7 内冷块显微组织

Fig. 7 Microstructure of the internal cooling block

图8为 $m_{\text{内冷块}}/M_{\text{铝液}}$ 对合金初生Si平均晶粒尺寸及布氏硬度的影响。随着 $m_{\text{内冷块}}/M_{\text{铝液}}$ 的增大，初生Si平均晶粒尺寸先减小后增大，布氏硬度由HB120先增大HB131，后减小至HB121。图9为 $m_{\text{内冷块}}/M_{\text{铝液}}$ 对Al20Si3Cu1.6Mg1.4Ni合金抗拉强度及伸长率的影响。抗拉强度与伸长率均随 $m_{\text{内冷块}}/M_{\text{铝液}}$ 的增大先增大后减小，并且当 $m_{\text{内冷块}}/M_{\text{铝液}}$ 为10%时取得最大值。 $m_{\text{内冷块}}/M_{\text{铝液}}$ 为10%，对合金力学性能的提升最为明显，通过内冷块的加入，带入了形核质点，提高初

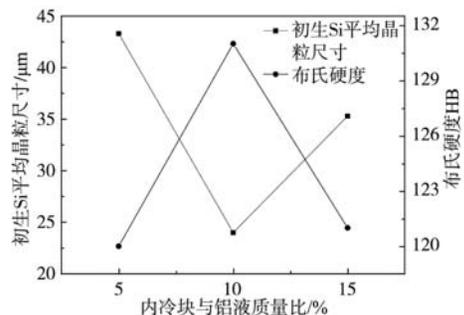


图8 $m_{\text{内冷块}}/M_{\text{铝液}}$ 对合金初生Si平均晶粒尺寸及布氏硬度的影响
Fig.8 Effect of $m_{\text{cooling block}}/M_{\text{aluminum}}$ on the average size of primary Si and brinell hardness of the alloy

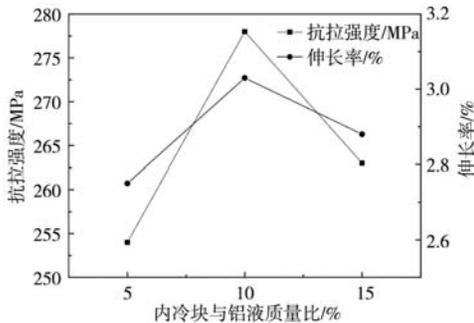


图9 $m_{\text{内冷块}}/M_{\text{铝液}}$ 对合金抗拉强度及伸长率的影响

Fig. 9 Effect of mcooling block/Maluminum on tensile strength and elongation of the alloy

生Si的形核率。初生Si平均晶粒尺寸越小，晶界引起位错塞积，硬度与抗拉强度明显增加^[14]，合金力学性能提高。

2.2 搅拌转速对合金组织及力学性能的影响

图10为搅拌温度710 ℃、 $m_{\text{内冷块}}/M_{\text{铝液}}$ 为10%时，不同转速条件下Al20Si3Cu1.6Mg1.4Ni合金显微组织。从图10a中可以看出，转速为1 000 r/min时，共晶组织和 α -Al相有细化效果，初生Si则具有明显的团聚现象，

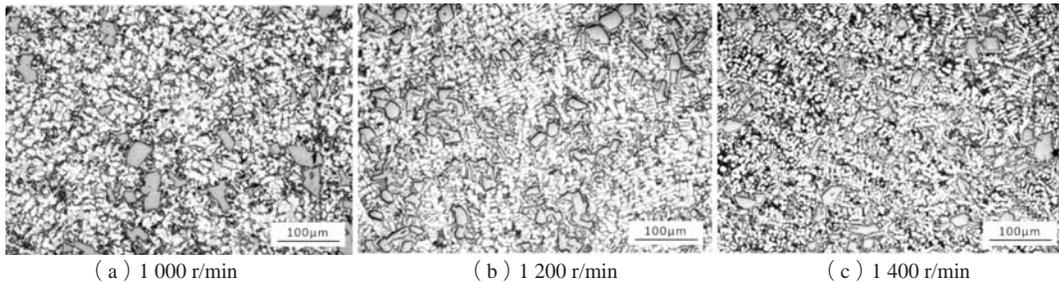


图10 不同转速下Al20Si3Cu1.6Mg1.4Ni合金的凝固显微组织

Fig. 10 Microstructures of the Al20Si3Cu1.6Mg1.4Ni alloy in different stirring speeds

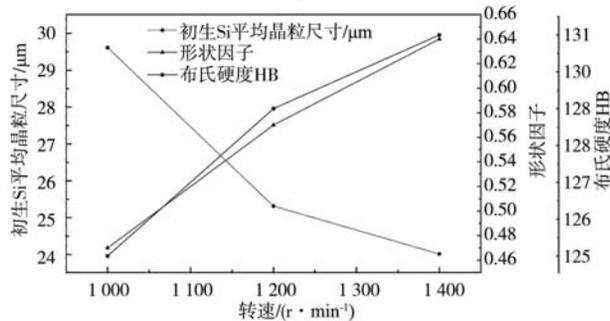


图11 转速对初生Si平均晶粒尺寸及形状因子和布氏硬度的影响
Fig. 11 Effect of rotational speed on average grain size, shape factor and Brinell hardness of primary Si

液中作为最先析出相初生Si的形核质点。转速越高，分布越均匀^[15]。同时，转速的提高会提高铝液过冷度，并对Si相组织产生破碎作用。转速的提高能使内冷块上脱落的共晶Si硬质点在铝液中均匀分散，但较高转速会使铝熔体有自坩埚中溢出的倾向。由瞬态形核理论可知^[11]，晶粒的形核与原子团簇的稳态分布有关。过冷度增大，异质形核功 ΔG_k^* 变小。由公式(8)、(9)

平均晶粒尺寸为29.6 μm，形状因子为0.47。当转速提高至1 200 r/min时，如图10b所示，平均晶粒尺寸仅为25.3 μm，形状因子为0.57。随着转速变为1 400 r/min时，如图10c所示， α -Al相和共晶组织相比较更加的弥散细化，初生Si的分布更加均匀，平均晶粒尺寸为24 μm，形状因子为0.64。图11表明提高转速，能使Al20Si3Cu1.6Mg1.4Ni合金组织中初生Si变得更加细小、圆整化，但超过该范围后，继续提高转速，会导致卷气严重，使合金组织氧化严重，初生Si的细化效果则会减弱。随着转速的不断提升，初生Si平均晶粒尺寸的不断减小，合金的布氏硬度不断增大，转速为1 400 r/min时，布氏硬度最大。但斜率降低说明，当转速继续增大时，硬度提升不明显。当内冷块以1 400 r/min转速下熔化时达到最佳。

图12表示，转速的提高对抗拉强度及伸长率的增加有着显著效果。转速的提升能够显著提升合金力学性能，当转速过高时，对合金力学性能的增大趋势减弱，在转速1 400 r/min时，合金力学性能最好。

内冷块在铝液中以一定的转速熔化的目的是为了带进的形核共晶Si能够更均匀地分散到铝液中，在铝

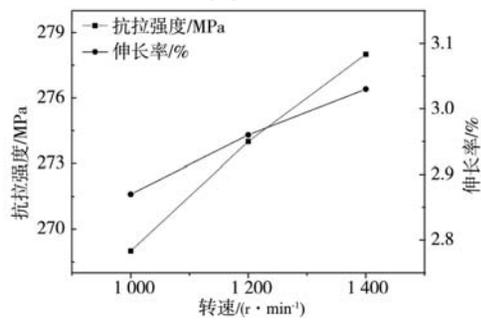


图12 转速对合金抗拉强度及伸长率的影响

Fig. 12 Effect of stirring speed on tensile strength and elongation of the alloy

可知， ΔG_k^* 的减小使熔体中 J_w 提高，晶粒的形核率增大，最终形成晶粒细小的合金组织。

$$J = J_w \exp(-\tau/t) \quad (8)$$

$$J_w = Z\beta^* N \exp\left(-\frac{\Delta G_k^*}{K_b T}\right) \quad (9)$$

式中： τ 为孕育时间； J_w 为稳态形核率； Z 为Zeldovich因子； β^* 为某一原子被临界晶胚捕获的几率； N 为可

能的形核质点数量； K_b 为Boltzmann常数； T 为铝液温度。

公式(10)、(11)给出了孕育时间 τ 和频率因子 β^* 的关系，转速的提高使溶质之间的传输速度加快，原子被临界晶胚捕获的几率 β^* 增大，促使稳态形核率 J_w 提高。

$$\tau \cong -4K_b T / \beta^* \left| \frac{\partial^2 (\Delta G)}{\partial n^2} \right|_n \quad (10)$$

$$\beta^* = \frac{D}{s^2} [2\pi(r_k^*)^2 X_{L,eff} (1 - \cos \theta) / S^2] \quad (11)$$

式中： D 为溶质扩散系数； s 为原子跳跃距离； r_k^* 为临界晶核半径； $X_{L,eff}$ 为液固两相界面的成分比。

表2为不同内冷工艺条件下Al20Si3Cu1.6Mg1.4Ni合金的力学性能数据，不同参数下合金随着初生Si平均晶

表2 不同内冷工艺条件下 Al20Si3Cu1.6Mg1.4Ni合金的力学性能
Table 2 Mechanical properties of the Al20Si3Cu1.6Mg1.4Ni alloy under different internal cooling conditions

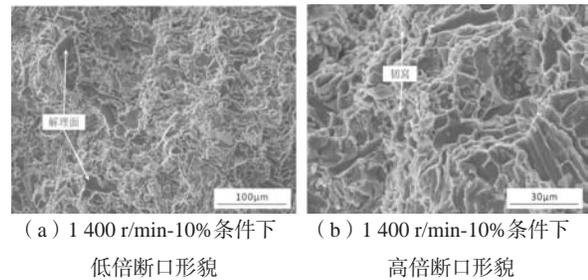
内冷工艺参数	布氏硬度	抗拉强度	伸长率	初生Si平均晶
	HB	/MPa	%	粒尺寸/ μm
无(液态浇注)	106	243	1.93	62.8
1 400 r/min-5%	120	254	2.75	43.3
1 400 r/min-10%	131	278	3.03	24.0
1 400 r/min-15%	121	263	2.88	35.3
1 000 r/min-10%	125	269	2.87	29.6
1 200 r/min-10%	129	274	2.96	25.3

均晶粒尺寸的减小，合金力学性能提高。其中内冷工艺参数为1 400 r/min-10%时，力学性能最好，与液态浇注的合金对比，布氏硬度从HB106变为HB131，提升了19.1%，抗拉强度从243 MPa变为278 MPa，提升了12.6%。伸长率由1.93%变为3.03%，提升了36.3%。

2.3 合金断口形貌与物相分析

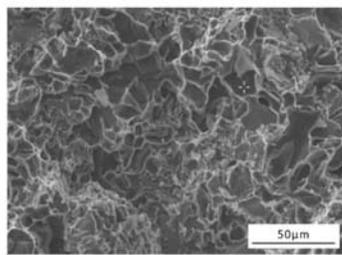
图13为1 400 r/min-10%内冷工艺参数下制备出的半固态合金拉伸断口形貌。可以看出，断口形貌主要呈现河流状，同时也存在一部分平整光滑，呈脆性断裂的解理面^[16]。从图13b高倍断口形貌中可以发现，河流状的附近存在着一定塑性断裂的韧窝。通过内冷法制备出的半固态Al20Si3Cu1.6Mg1.4Ni合金拉伸断口形貌中，脆性断裂与韧性断裂是共存的。

对拉伸的Al20Si3Cu1.6Mg1.4Ni合金断口进行物相分析。图14为合金拉伸断口形貌中解理面处EDS能谱分析。图14b表明解理面主要由Si相组成，并伴随少量的Al。由于Si相属于硬质相，对铝基体有割裂作用，在合金受载荷作用时，硬质相与基体接触的地方容易导致应力集中，导致裂纹源的萌生，从而发生脆性断裂，严重影响合金拉伸性能，因此解理面越少越有利于合金拉伸性能的提高。从图15b可以看出，打点位置处主要含Al元素，并伴随少量Si、Cu、Mg、Ni元素。因此，河流状断口处的合金具有一定的拉伸性。

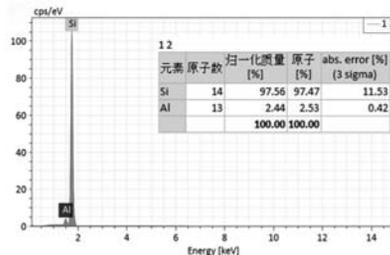


(a) 1 400 r/min-10%条件下 低倍断口形貌 (b) 1 400 r/min-10%条件下 高倍断口形貌

图13 内冷法半固态Al20Si3Cu1.6Mg1.4Ni合金拉伸断口形貌
Fig. 13 Tensile fracture morphologies of the semi-solid Al20Si3Cu1.6Mg1.4Ni alloy with the internal cooling method

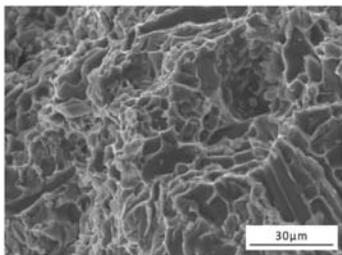


(a) 打点位置

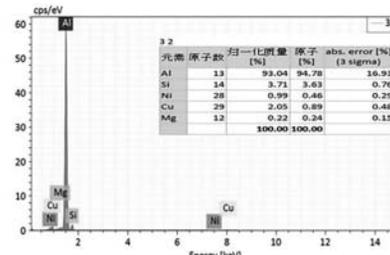


(b) 能谱

图14 解理面处EDS能谱分析
Fig. 14 EDS energy spectrum analysis in the cleavage plane



(a) 打点位置



(b) 能谱

图15 河流状断口处EDS能谱分析
Fig. 15 EDS energy spectrum analysis in the fluvial fracture

3 结论

(1) 内冷法对Al₂₀Si₃Cu_{1.6}Mg_{1.4}Ni合金组织中Si相具有良好的细化效果。初生Si平均晶粒尺寸随着内冷块与铝液质量比($m_{\text{内冷块}}/M_{\text{铝液}}$)和搅拌温度的提高先减小后增大,随着转速的提高而减小。在内冷工艺参数为1 400 r/min-10%时制备出的合金,初生Si平均晶粒尺寸仅为24 μm ,形状因子为0.64。

(2) 通过内冷法制备出的半固态Al₂₀Si₃Cu_{1.6}Mg_{1.4}Ni合金,力学性能有明显提升,并且随着初生Si平均晶粒尺寸的降低而提高。内冷工艺参数为1 400 r/min-10%时,制备出的合金与液态浇注的合金对比,布氏硬度从HB106变为HB131,提升了19.1%,抗拉强度从243 MPa变为278 MPa,提升了12.6%。伸长率由1.93%变为3.03%,提升了36.3%。

参考文献:

- [1] 陈琪云. 铝合金活塞材料的研发与应用进展 [J]. 合肥学院学报(自然科学版), 2012, 22(3): 46-49.
- [2] XU C, WANG H, LIU C, et al. Growth of octahedral primary silicon in cast hypereutectic Al-Si alloys [J]. Journal of Crystal Growth, 2006, 291(2): 540-547.
- [3] 宋成俊, 庄凌志, 徐跃, 等. 变质和铸造工艺对Al-20Si合金初生Si组织的影响 [J]. 特种铸造及有色合金, 2015, 35(12): 1325-1328.
- [4] MAO Feng, WEI Shizhong, OU Liming, et al. Different influences of rare earth Eu addition on primary si refinement in hypereutectic Al-Si alloys with varied purity [J]. Materials, 2019, 12(21): 38-43.
- [5] 许朋朋, 王连登, 陈晓, 等. 内冷式搅拌法制备不同铝合金半固态浆料工艺研究[J]. 铸造, 2016, 65(2): 141-145.
- [6] HEARD D W, DONALDSON I W, BISHOP D P. Metallurgical assessment of a hypereutectic aluminum-silicon P/M alloy [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209(18): 5902-5911.
- [7] 甄子胜, 赵爱民. 喷射沉积高硅铝合金显微组织及形成机理 [J]. 中国有色金属学报, 2000, 10(6): 815-818.
- [8] 石向东, 薛庆国, 王静松, 等. 电脉冲处理时间对Al-18% Si合金凝固组织的影响 [J]. 金属热处理, 2005, 30(12): 72-75.
- [9] 王连登, 朱定一, 陈永禄, 等. 熔体温度处理及变质对Al-20% Si合金凝固组织的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(9): 56-64.
- [10] 赵君文, 吴树森, 毛有武, 等. 超声振动对过共晶Al-Si合金半固态浆料凝固组织的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2008(9): 1628-1633.
- [11] BIROL Yucel. Internal cooling process to prepare aluminium rheocasting feedstock [J]. International Journal of Cast Metals Research, 2010, 23(1): 55-59.
- [12] YUCEL Birol. Internal cooling to produce aluminium alloy slurries for rheocasting [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 480(2): 365-368.
- [13] 许朋朋, 王连登, 陈晓, 等. 内冷式搅拌法制备A319半固态浆料工艺研究 [J]. 特种铸造及有色合金, 2016, 36(1): 40-44.
- [14] 李悦, 叶兵, 蒋海燕, 等. 过共晶铝硅合金中初生相细化的研究进展 [J]. 机械工程材料, 2017, 41(10): 1-6.
- [15] SERAJUL Haque. Investigation of stir casting process parameters on wear rate of Al 6061-Cu-SiCp metal matrix composites [J]. Emerging Materials Research, 2019, 2(8): 106-112.
- [16] TURNBULL D. Formation of crystal nuclei in liquid metals [J]. Journal of Applied Physics, 1950, 21(10): 1021-1028.
- [17] MACEK Wojciech. Strain sequence effect on fatigue life and fracture surface topography of 7075-T651 aluminium alloy [J]. Mechanics of Materials, 2021: 160.

Effect of Rapid Slurry Forming Process Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of High Silicon Aluminum Alloy

WANG Lian-deng, GENG Bin, LIN Yi-xiong, JIANG Zhi-wei
(College of Mechanical Engineering, Fuzhou University, Fuzhou 350108, Fujian, China)

Abstract:

The effects of internal cooling process parameters on the microstructure and properties of the Al₂₀Si₃Cu_{1.6}Mg_{1.4}Ni alloy were investigated by OM, SEM, EDS and XRD. The results showed that the semi-solid Al₂₀Si₃Cu_{1.6}Mg_{1.4}Ni alloy prepared at 710°C -1 400 r/min-10% process parameters had the smallest average grain size of primary Si and the best mechanical properties. Compared with the liquid casting alloy, the average grain size of the primary Si decreased from 62.8 μm to 24 μm , the Brinell hardness increased from HB106 to HB131, the tensile strength increased from 243 MPa to 278 MPa, and the elongation increased from 1.93% to 3.03%.

Key words:

internal cooling stirring; Al₂₀Si₃Cu_{1.6}Mg_{1.4}Ni alloy; semi-solid; process parameters