

不同工艺参数对离心铸造 Al-9Ni-15Si 复合材料组织与性能的影响

林雪冬¹, 吕循佳², 刘昌明³

- (1. 重庆工程职业技术学院 机械工程学院, 重庆 400037;
2. 徐工集团 工程机械股份有限公司, 徐州 221004;
3. 重庆大学 材料科学与工程学院, 重庆 400030)

摘 要: 采用离心铸造方法在不同工艺条件下制备 Al-9Ni-15Si 复合材料筒状零件, 研究不同工艺成形铸件沿径向方向和垂直于轴向方向的微观组织特征, 测试不同工艺成形铸件的硬度及耐磨性能。结果表明: Al-9Ni-15Si 复合材料铸件形成了外层聚集了大量自生初生 $\text{Al}_3\text{Ni}/\text{Si}$ 颗粒、内层含有较多的初生 $\text{Si}/\text{Al}_3\text{Ni}$ 颗粒以及中间层不含颗粒的 3 层组织。随着浇注温度和模具温度的升高, 铸件外、内层颗粒的体积分数逐渐增加, 其硬度值逐渐增大, 而体积磨损量逐渐减少。在离心场中, Al_3Ni 的离心运动和 Si 的向心漂移是形成 Al-9Ni-15Si 复合材料 3 层组织的主要原因; 而浇注温度和模具温度越高, 合金的凝固时间越长, 越有利于形成高体积分数的颗粒偏聚区, 从而提高复合材料的力学性能。

关键词: Al-9Ni-15Si 复合材料; 初生 $\text{Al}_3\text{Ni}/\text{Si}$; 硬度; 耐磨性; 离心铸造; 显微组织; 性能
中图分类号: TB331 **文献标志码:** A

Effects of various processing parameters on microstructures and properties of Al-9Ni-15Si composites fabricated by centrifugal casting

LIN Xue-dong¹, LÜ Xun-jia², LIU Chang-ming³

- (1. College of Mechanical Engineering, Chongqing Vocational Institute of Engineering, Chongqing 400037, China;
2. Xuzhou Construction Machinery Group, Construction Machinery Co., Ltd., Xuzhou 221004, China;
3. College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400030, China)

Abstract: The Al-9Ni-15Si composite tubes were prepared under different conditions by centrifugal casting. Along the radial direction and the direction perpendicular to the axial direction of the castings, the microstructure characteristics were investigated, and their hardness and wear resistance were measured. The results show that Al-9Ni-15Si composite castings form a three-layer microstructure including a large number of in-situ primary $\text{Al}_3\text{Ni}/\text{Si}$ particles in the outer layer, many primary $\text{Si}/\text{Al}_3\text{Ni}$ particles in the inner layer and few particles in the middle layer. As the pouring and mould temperatures increase, the particle volume fractions of the outer and inner layers gradually increase, the hardness values on those zones increase as well, while the volume fractions of them gradually reduce. In the centrifugal field, the centrifugal movement of Al_3Ni and the centripetal drift of Si are the main reasons for the formation of the Al-9Ni-15Si composite with three layers. The higher the pouring and mold temperatures are, the longer the solidification time is, and the more beneficial to the formation of high volume fraction particle area is, thus improving the mechanical properties of the composite.

Key words: Al-9Ni-15Si composite; primary $\text{Al}_3\text{Ni}/\text{Si}$; hardness; wear resistance; centrifugal casting; microstructure; property

采用离心铸造方法制备过共晶 Al-Si 合金, 可以得到初生 Si 颗粒集中分布于铸件一侧或两侧的梯度功能材料(Functionally graded materials, FGMs)^[1-2], 实现颗粒对基体的增强作用。近年来, 在过共晶 Al-Si 合金中加入其他合金, 如 Mg 和 Fe, 制备多种自生颗粒共同增强铝基复合材料成为了研究热点^[3-6]。为此, 可以考虑将 Ni 加入 Al-Si 合金中, 期望获得高硬度的初生 Si 颗粒(1300HV)和硬度较高的 Al₃Ni 相(600~900HV), 并在离心铸造条件下制备初生 Si/Al₃Ni 颗粒共同增强的 Al 基复合材料。这样, 既保证了 Al-Si 合金具有良好的铸造性及耐磨性, 又充分发挥了 Al-Si-Ni 合金中初生 Al₃Ni/Si 相的增强作用。

目前, 国内外采用离心铸造工艺研究 Al₃Ni 相的报道主要集中在 Al-Ni 二元合金^[7-12], 而关于 Al-Si-Ni 合金的研究较少^[13]。林雪冬等^[14]采用离心铸造方法制备 Al-8Ni-18Si 合金, 研究合金中的微观组织分布规律。然而, 复合材料的力学性能不仅取决于其合金成分等因素, 还与铸造的工艺参数有很大关系。为此, 本文作者以 Al-9Ni-15Si 合金为材料, 探讨浇注温度和模具温度等不同工艺参数对复合材料中颗粒偏聚特征的影响, 进而探讨不同工艺参数对成形铸件的硬度及耐磨性能影响, 深入研究 Al-Ni-Si 复合材料的组织与性能特点。

1 实验

1.1 材料准备与铸件制备

实验以工业纯 Al、纯 Si 和 Al-10Ni 中间合金为原料, 在井式电阻炉中加热熔炼配制成 Al-9Ni-15Si 合金浆料。离心铸造工艺参数如表 1 所列, 分别在工艺 1、2 和 3 条件下成形厚度为 16 mm 的筒状零件 C1、C2 和 C3。

表 1 离心铸造 Al-9Ni-15Si 铸件工艺参数

Table 1 Processing parameters of Al-9Ni-15Si castings fabricated by centrifugal casting

Processing No.	Specimen	Pouring temperature/ °C	Mould temperature/ °C	Rotational speed/ (r·min ⁻¹)
1	C1	850	100	3500
2	C2	900	180	3500
3	C3	950	260	3500

1.2 组织观察

从铸件中部的圆环上截取如图 1(a)所示扇形试样, 将试样沿径向抛光后在 5%(体积分数, 下同)的 HF 水溶液中进行深度腐蚀, 观察试样的宏观形貌。

将扇形试样沿径向抛光后用 1%的 HF 水溶液腐蚀 15s, 观察试样的微观组织(见图 1(a)); 在截取的圆环上沿垂直于轴向方向用线切割方法加工出圆柱形试样(见图 1(b)), 对试样进行逐层观察。实验设定铸件外壁处为 0 mm, 由外而内依次记为 1.0、2.0、3.0...至内壁处为 16.0 mm。

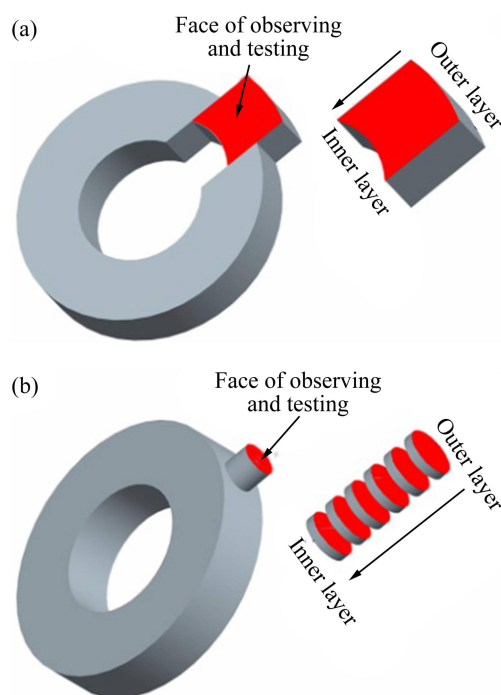


图 1 沿径向方向与垂直于轴向方向的组织观察方法和性能测试取样示意图

Fig. 1 Schematic diagrams of structure observing and properties testing along radial direction (a) and direction perpendicular to axial direction (b)

1.3 性能测试

如图 1 所示, 分别沿试样的不同方向进行硬度测试。沿径向测试时, 从试样外壁向内壁依次进行(见图 1(a)); 在垂直于轴向方向上测试时, 需逐层测试(见图 1(b))。硬度测试采用 HR150 型洛氏硬度计。

采用线切割加工方法沿径向方向截取直径为 12 mm、高度为 16 mm 的圆柱形耐磨试样, 如图 2 所示。在自制的旋转式摩擦试验机上进行干摩擦磨损实验^[14]。对磨材料为粒度 400 号的 SiC 耐水砂纸。耐磨实验参数如下: 磨盘转速 700 r/min、摩擦时间 35 s、外加载荷 40 N。采用螺旋测微器测量并计算出实验前后试样的体积磨损量。

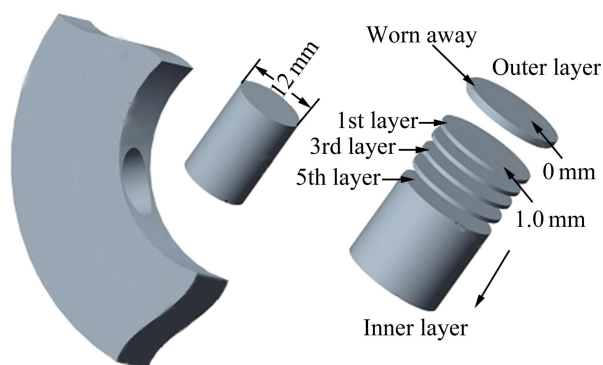


图2 耐磨试样取样示意图

Fig. 2 Schematic diagram of sampling location for wear test

2 结果与分析

2.1 不同工艺对 Al-9Ni-15Si 铸件宏观组织的影响

分别按工艺 1、2 和 3 制备 Al-9Ni-15Si 复合材料筒状零件。按 1.2 节所述方法对各铸件试样进行处理，试样 C1、C2 和 C3 经腐蚀后的宏观形貌分别如图 3(a)、(b)和(c)所示(从试样外壁 0 mm 到试样内壁 16 mm 处)。由图 3 可以看到，3 种工艺成形 Al-9Ni-15Si 铸件试样均可观察到 3 层组织。分别计算各试样外层、中间层和内层各区域占整个铸件壁厚的比例，其结果如下：C1，33%，13%，54%；C2，40%，25%，35%；C3，34%，32%，34%。数据表明，随着浇注温度、

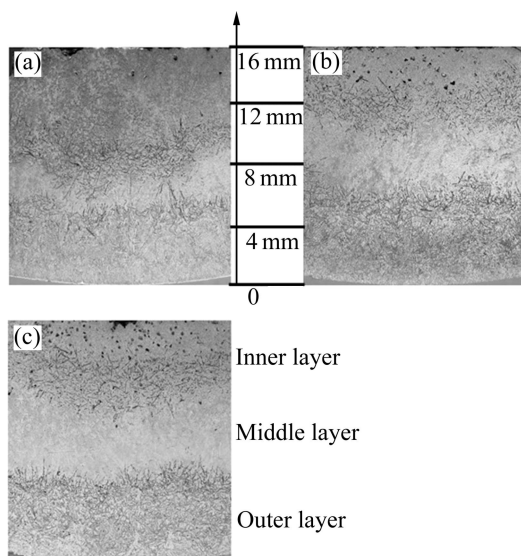


图3 不同工艺离心铸造 Al-9Ni-15Si 铸件试样腐蚀后的宏观形貌

Fig. 3 Macroscopic morphologies of samples fabricated with three different technologies of processing 1(a), processing 2(b) and processing 3(c)

模具温度的升高，Al-9Ni-15Si 铸件中间层在整个铸件壁厚所占比例逐渐变大，说明铸件外层和内层区域内颗粒的偏聚效果越来越明显。同时还发现，高浇注温度、高模具温度时，C3 内层的气孔最多；而低浇注温度、低模具温度时，C1 内层的气孔较少。

2.2 不同工艺对 Al-9Ni-15Si 铸件微观组织的影响

文献[14-15]的作者通过 XRD、SEM 及 EDS 分析已知 Al-9Ni-15Si 合金在凝固过程中形成了 Al_3Ni 、Si 以及 α 相和共晶组织。其中，黑色片条状、点块状的颗粒为初生 Al_3Ni 相，而浅灰色的块状颗粒为初生 Si 相。

2.2.1 工艺 1 成形 Al-9Ni-15Si 铸件的微观组织

图 4 所示为工艺 1 成形 Al-9Ni-15Si 复合材料筒状零件(试样 C1)沿径向距外壁不同位置处的微观组织。由图 4 可以看到，除靠近铸件内壁处外，在聚集了初生颗粒的区域，初生 Al_3Ni 和 Si 颗粒同时存在，相互夹杂。距铸件外壁 2.0 mm 处，由于金属模具的激冷作用，初生 Al_3Ni 和 Si 颗粒非常细小，而在距外壁 4.0 mm 处，初生 Al_3Ni 和 Si 颗粒的尺寸有所增大；中间层为基体组织，没有颗粒；最内层的初生 Si 颗粒的尺寸较小，颗粒较为圆整。

图 5 所示为分别为试样 C1 垂直于轴向方向上距外壁不同位置处的微观组织。由图 5 可以看到，与径向上颗粒的分布特点类似，在垂直于轴向方向上，由于模具的激冷作用，铸件外壁处初生 Al_3Ni 和 Si 颗粒的尺寸较小，而在靠近中间层的区域，初生颗粒的尺寸明显增大；同样地，在垂直于轴向方向上，铸件中间层没有初生增强颗粒，而内层仅偏聚有块状的初生 Si 颗粒。与径向上的微观组织相比，该方向出现较少长条状的初生 Al_3Ni 颗粒，初生 Al_3Ni 的形貌主要为点状、方形块状。

2.2.2 工艺 2 成形 Al-9Ni-15Si 铸件的微观组织

图 6 所示为工艺 2 成形 Al-9Ni-15Si 筒状零件(试样 C2)沿径向距外壁不同位置处的微观组织。其中，图 6(a)~(c)分别对应铸件外层的微观组织；图 6(d)显示的是铸件中间基体层的微观组织；图 6(e)~(f)显示的是铸件内层的微观组织。由图 6 可以看到，铸件外层偏聚了大量黑色长条状的初生 Al_3Ni 颗粒和灰色块状的初生 Si 颗粒，内层主要为块状的初生 Si 颗粒和少量的 Al_3Ni 颗粒，中间层没有初生颗粒。与图 4 相比，图 6 中 Al_3Ni 颗粒尺寸更大。从铸件外层到中间层，初生 Si 和 Al_3Ni 颗粒的尺寸均在增加。

图 7 所示为试样 C2 垂直于轴向方向上距外壁不同位置处的微观组织。其中，图 7(a)和(b)所示为外层

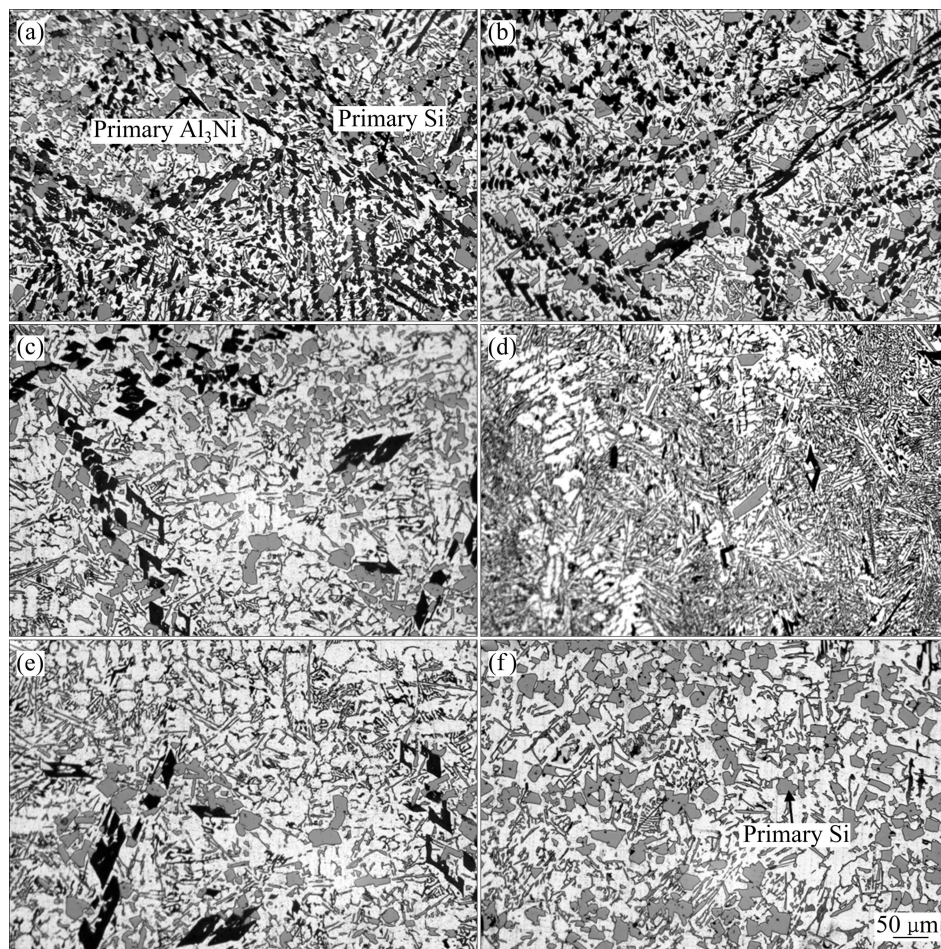


图 4 试样 C1 径向上距外壁不同位置处的微观组织

Fig. 4 Microstructures along radial direction at distance from outwall of 2.0(a), 4.0(b), 6.0(c), 8.0(d), 10.0(e) and 14.0 mm(f) of sample C1

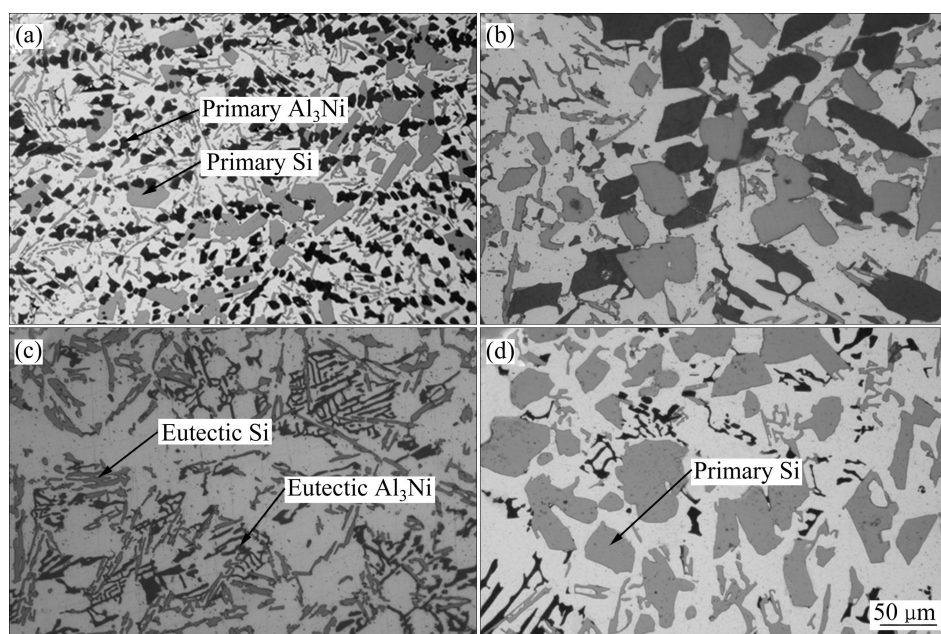


图 5 试样 C1 垂直于轴向方向上距外壁不同位置处的微观组织

Fig. 5 Microstructures perpendicular to axial direction at distance from outwall of 3.0(a), 5.0(b), 9.0(c) and 14.0 mm(d) of sample C1

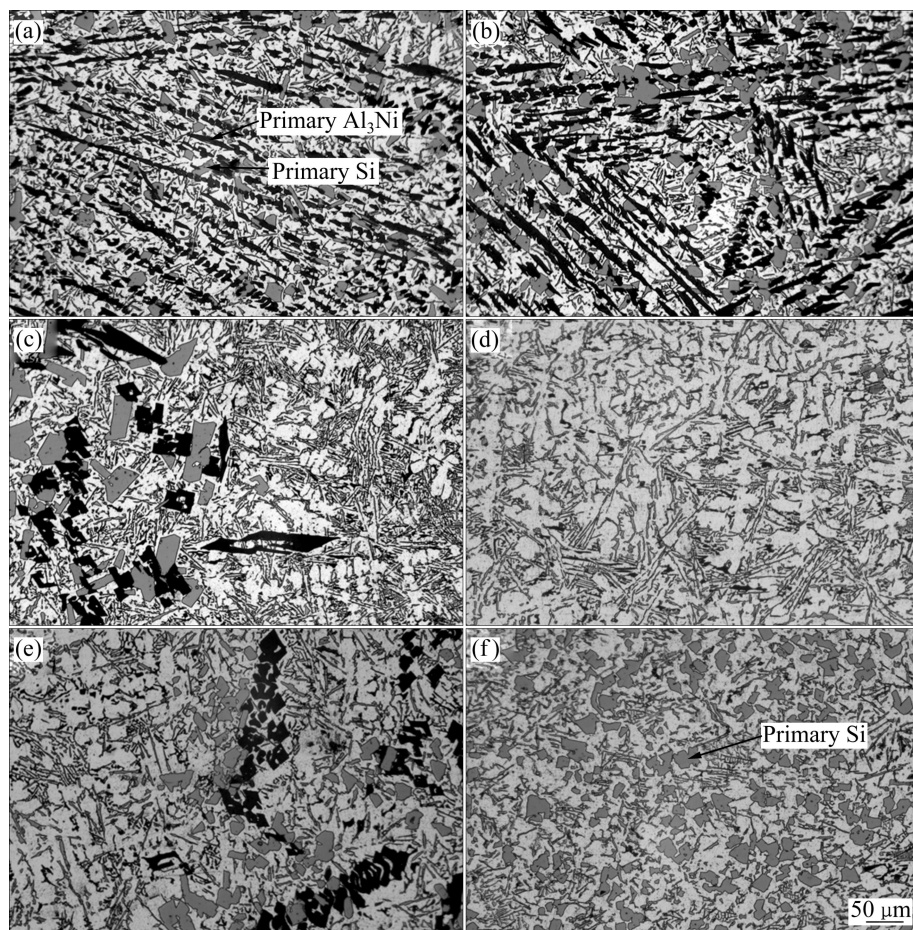


图 6 试样 C2 径向上距外壁不同位置处的微观组织

Fig. 6 Microstructures along radial direction at distance from outwall of 2.0(a), 4.0(b), 6.0(c), 8.0(d), 10.0(e) and 14.0 mm(f) of sample C2

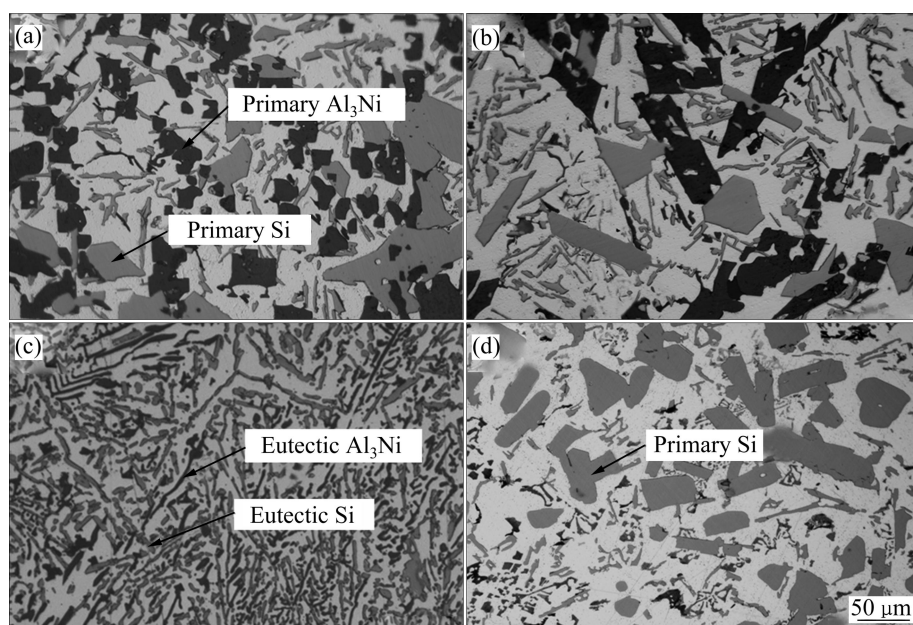


图 7 试样 C2 垂直于轴向方向上距外壁不同位置处的微观组织

Fig. 7 Microstructures perpendicular to axial direction at distance from outwall of 3.0(a), 5.0(b), 9.0(c) and 14.0 mm(d) of sample C2

微观组织; 图 7(c)所示为中间层微观组织; 图 7(d)所示为内层微观组织。从图 7 中可以看到, 两个或两个以上的点状初生 Al_3Ni 颗粒串在一起, 呈点串状。

2.2.3 工艺 3 成形 Al-9Ni-15Si 铸件的微观组织

图 8 所示为工艺 3 成形 Al-9Ni-15Si 筒状零件(试样 C3)沿径向方向距外壁不同位置处的微观组织。可以发现, 随着浇注温度、模具温度的进一步升高, 铸件中初生颗粒的尺寸进一步增大。并且, 从铸件外层向内, 初生 Al_3Ni 颗粒的姿态由倾斜(见图 8(a))逐渐趋于水平(见图 8(c)), 这反映了片条状的初生 Al_3Ni 颗粒在作离心运动过程中, 其本身的姿态也在作相应的变化和调整, 而显然在较晚凝固的区域内(见图 8(c)), 条状 Al_3Ni 相具有更加充分的时间进行姿态的调整, 而其姿态的调整趋向于阻力更小的方向, 即呈现水平的垂直于轴向的方向。在较高的浇注温度和模具温度下, 合金熔液的过热度较大, 铸件的凝固速度变慢, 凝固时间更长, 在离心力作用下, 第二相颗粒有足够的时间偏聚到铸件的两侧。因此, 在高浇注温度和高模具

温度下, 初生 Al_3Ni 和 Si 颗粒分别向铸件外层和内层的偏聚更明显、更充分。然而, 浇注温度过高也使得晶粒的尺寸变大。

图 9 所示为试样 C3 垂直于轴向方向上距外壁不同位置处的微观组织。对比图 5 和 7 可以发现, 在垂直于轴向方向上, 试样 C3 中 Al_3Ni 颗粒的尺寸比试样 C2 和 C1 的更大, 呈现出单独分离的大方块状。

2.3 不同工艺成形 Al-9Ni-15Si 铸件颗粒的体积分数

图 10 所示为 Al-9Ni-15Si 复合材料筒状零件在 3 种不同工艺下沿径向距离外壁不同位置处的初生颗粒体积分数。由图 10 可以看出, 试样 C1、C2 和 C3 在外层某个位置均具有最高的颗粒体积分数, 分别达到 26.97%、32.81%和 33.41%。从外层到中间层, 颗粒体积分数逐渐减小, 在距外壁 8 mm 左右的区域没有增强颗粒。从中间层到内层, 试样 C1 与 C3 中颗粒的体积分数先逐渐增加后又有所下降, 而试样 C2 则呈现逐渐增加趋势。试样 C3 的外层和内层具有最高的颗

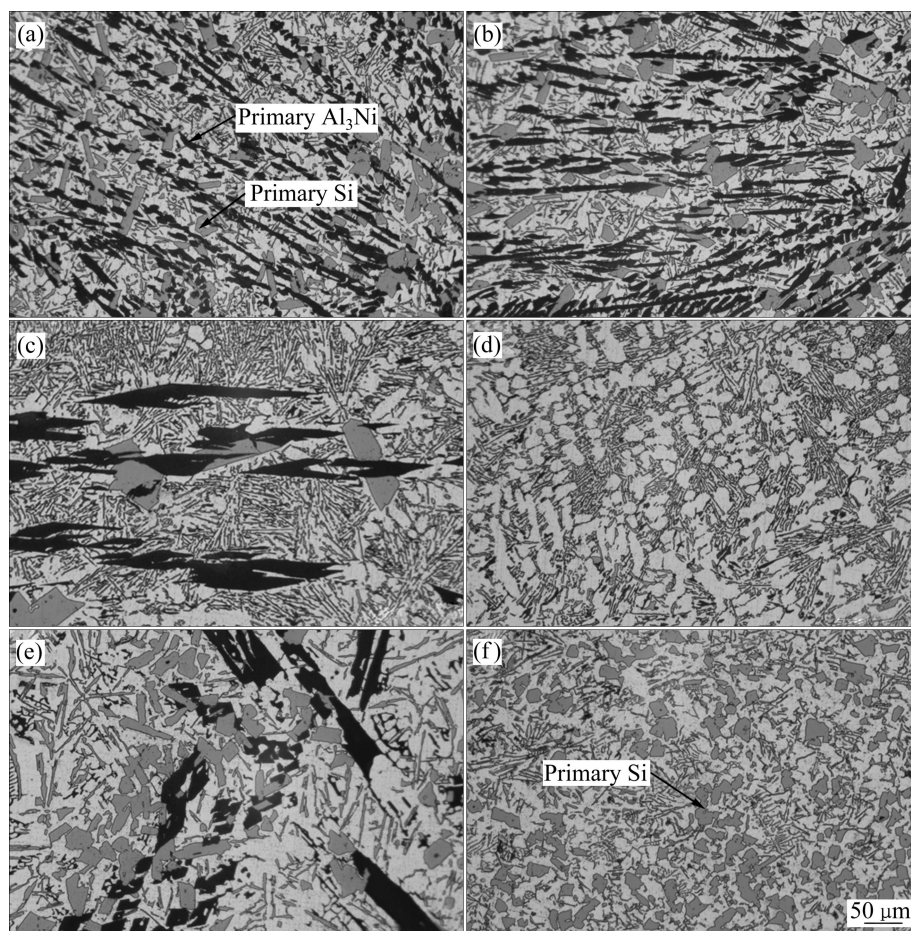


图 8 试样 C3 径向上距外壁不同位置处的微观组织

Fig. 8 Microstructures along radial direction at distance from outwall of 2.0(a), 4.0(b), 6.0(c), 8.0(d), 10.0(e) and 14.0 mm(f) of sample C3

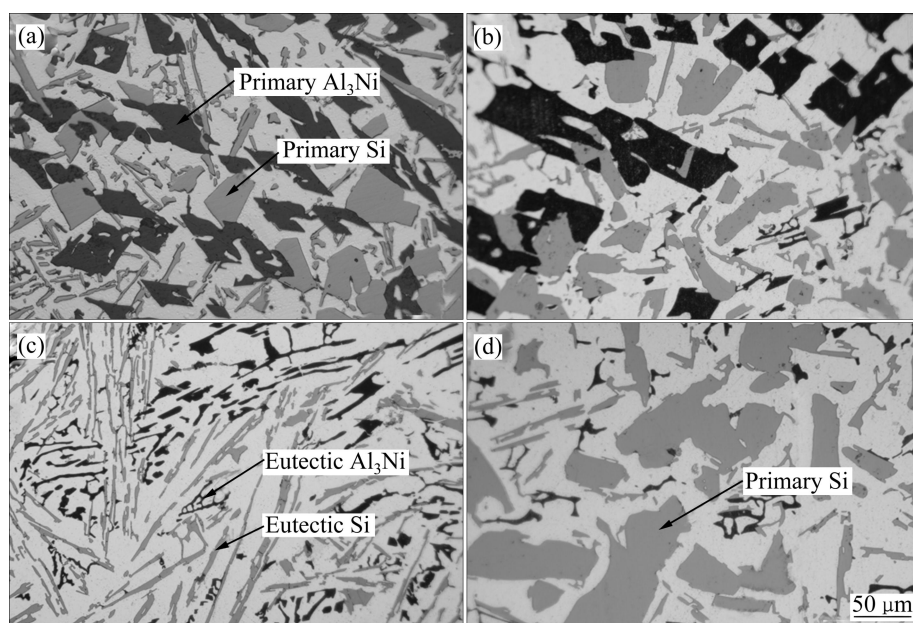


图 9 试样 C3 垂直于轴向方向上距外壁不同位置处的微观组织

Fig. 9 Microstructures perpendicular to axial direction at distance from outwall of 3.0(a), 5.0(b), 9.0(c) and 14.0 mm(d) of sample C3

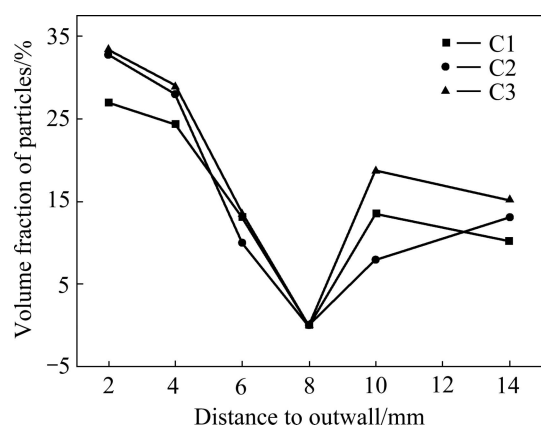


图 10 试样 C1、C2 及 C3 径向上不同位置处的颗粒体积分数

Fig. 10 Volume fractions of particles at various locations along radial direction of samples C1, C2 and C3

粒体积分数，而试样 C1 的颗粒体积分数最低。这主要是由于随着浇注温度和模具温度的升高，复合材料中的初生 Al_3Ni 和 Si 颗粒更容易向筒状零件的两侧运动，更利于形成致密的组织，获得高颗粒体积分数。

2.4 不同工艺对 Al-9Ni-15Si 铸件硬度和耐磨性的影响

2.4.1 不同工艺对 Al-9Ni-15Si 铸件硬度的影响

图 11(a)所示为试样 C1、C2 和 C3 沿径向距外壁不同位置处的硬度。总体上看，从铸件外层到中间层，试样 C1、C2 和 C3 的硬度均呈现先小幅增加后逐渐

降低，在中间层具有最低值，而后向铸件内层，试样的硬度再呈现先增加后降低的变化规律。试样 C1、C2 和 C3 在外层分别具有最大硬度值(径向方向) 64.0HRB、66.5HRB 和 68.5HRB。同时，试样 C3 在外层的硬度分布曲线要陡一些。这是因为在较高浇注温度和高模具温度下，铸件外层区域进一步被“压缩”，颗粒的偏聚更明显，颗粒体积分数更高。试样 C1、C2 和 C3 在内层的硬度均出现逐渐减小的变化趋势，这主要由于在靠近铸件内壁的自由表面处，铸件中的夹渣和气孔逐渐增多，影响了试样内层的硬度。

图 11(b)所示为试样 C1、C2 和 C3 垂直于轴向方向距外壁不同位置处的硬度。由图 11(b)可以看出，该方向上铸件硬度的变化规律与径向方向上的基本相同。但是，该方向上复合材料的硬度值略高于沿径向上相同位置的硬度，这可能与复合材料不同截面方向上增强颗粒的数量和形貌等有关。在垂直于轴向方向，试样 C1、C2 和 C3 外层分别具有最大硬度值 60HRB、68 HRB 和 72.5HRB。由图 5、7 和 9 可以看出，在垂直于轴向方向上，初生 Al_3Ni 颗粒大多呈点状或方块状，与径向方向上的长条状形貌不同，点状和方块状的颗粒作为弥散的质点分布在基体中，更能提高复合材料的硬度。

2.4.2 不同工艺对 Al-9Ni-15Si 铸件耐磨性能的影响

图 12 所示为 Al-9Ni-15Si 复合材料筒状零件在 3 种工艺下垂直于轴向方向上距外壁不同位置处的体积磨损量。由图 12 可以看出，3 种工艺下复合材料试样

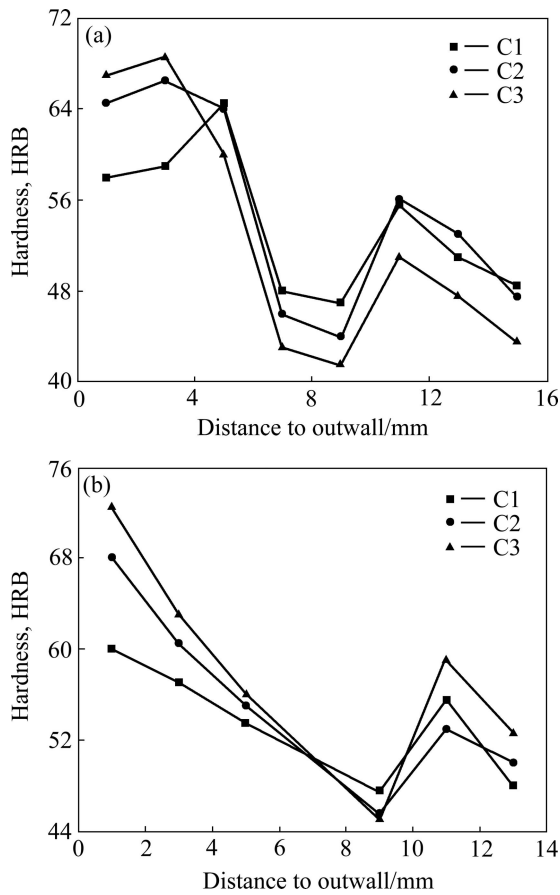


图 11 试样 C1、C2 和 C3 沿径向和垂直于轴向方向距外壁不同位置处的硬度

Fig. 11 Hardness at different locations along radial direction (a) and direction perpendicular to axial direction (b) of samples C1, C2 and C3

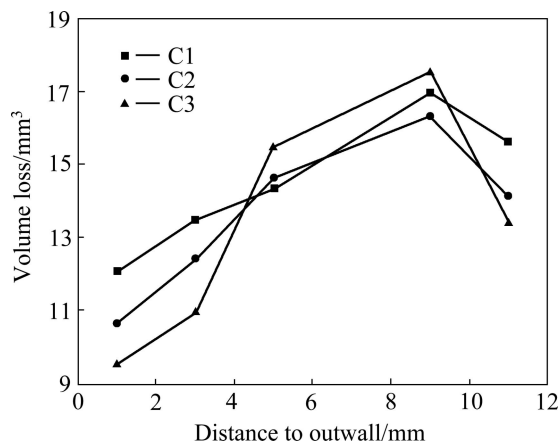


图 12 试样 C1、C2 和 C3 垂直于轴向方向不同位置处的摩擦体积损失量

Fig. 12 Friction volume wear loss at various locations from outwall of samples C1, C2 and C3 perpendicular to axial direction

外层的体积损失量最小。试样 C1、C2 和 C3 在铸件外层的最小体积磨损量分别为 9.4、10.6 和 12.0 mm³。中间层的体积磨损量最大。而且, 体积磨损量均表现出先增加后减少的变化规律, 尤其试样 C3 的变化规律更加明显, 这与 C3 的硬度变化规律一致。在外层, 试样 C3 具有最小的体积磨损量, C2 的体积磨损量其次, C1 的体积磨损量最大。

在初生 Al₃Ni 和 Si 颗粒混合增强的铝基复合材料中, 初生 Al₃Ni、初生 Si 以及基体材料的显微硬度分别为 600~900HV、1000~1300HV 和 60~100HV。在与外界的介质发生摩擦作用时, 较软的基体材料最先被磨损, 暴露出初生 Al₃Ni 和 Si 颗粒。两种初生颗粒共同承载了外界的摩擦作用, 它们二者大小相间、互相支撑, 有效地阻碍了初生颗粒的磨损、迁移和脱落, 增强了复合材料的耐磨性能。

2.5 Al-9Ni-15Si 复合材料的形成机制

在离心场中, 铸件中的初生颗粒主要受离心力 F_c 、向心浮力 F_f 及铝液的粘滞阻力 F_v 的共同作用(重力忽略不计)。对颗粒进行受力分析, 则有^[16]

$$m_s \frac{d^2x}{dt^2} = F_c - F_f - F_v = \frac{4}{3} \pi \left(\frac{D_s}{2} \right)^3 |\rho_s - \rho_m| G g - 3\pi \eta D_s \frac{dx}{dt} \quad (1)$$

式中: m_s 为颗粒质量; D_s 为颗粒直径; ρ_s 和 ρ_m 分别为颗粒和熔体的密度; G 为重力系数; η 为铝液黏度; g 为重力加速度; d^2x/dt^2 和 dx/dt 分别为颗粒离心方向上的加速度与速度。据式(1)分析, 初生颗粒从熔体中析出时尚来不及偏移, 处于静止状态, 此刻颗粒具有最大的加速度。随着颗粒的加速运动, 颗粒的运动速率越来越快。而颗粒受到来自于熔体的粘滞阻力也越来越大, 颗粒的加速度越来越小, 即颗粒在离心场中做加速度逐渐减小的变加速运动, 直至加速度减小为 0, 此时颗粒具有最大的运动速率, 令 $d^2x/dt^2=0$, 并将

$$G = \omega^2 R / g = 0.11n^2 / 100r \quad (2)$$

代入计算, 则有

$$v = \frac{2R_s^2 |\rho_s - \rho_m| g}{9\eta} \cdot 0.11 \left(\frac{n}{100} \right)^2 r = \frac{2.4 \times 10^5 R_s^2 |\rho_s - \rho_m| n^2 r}{\eta} \quad (3)$$

式中: R 为颗粒半径; n 为离心转速; r 为颗粒所在位置距旋转中心的距离。可见, 颗粒在离心场中的运动

状态受多种因素影响。据式(3), 当 $\rho_s > \rho_m$ 时, 则颗粒沿离心力方向运动; 当 $\rho_s < \rho_m$ 时, 则颗粒沿离心力方向的反方向运动。本研究中, 初生 Al_3Ni 、 Si 颗粒与 Al 熔体的密度分别为 $\rho_{\text{Al}_3\text{Ni}}=4.0 \text{ g/cm}^3$ 、 $\rho_{\text{Si}}=2.33 \text{ g/cm}^3$ 、 $\rho_m=2.37 \text{ g/cm}^3$, 则在离心场中, 熔体中的初生 Al_3Ni 颗粒将沿离心力方向, 即向铸件外层运动; 而初生 Si 颗粒向铸件内层运动。

Al-9Ni-15Si 合金在凝固过程中形成了初生 Al_3Ni 和 Si 两种颗粒, 两种颗粒在离心场中的偏移过程主要分为 3 个步骤: 首先, 当熔体浇注到离心模具中后, 接触模具的铸件最外层由于金属模具的激冷作用很快发生凝固, 使得熔体中的部分初生 Al_3Ni 和 Si 颗粒来不及长大和偏移而滞留下来, 此时在铸件的自由表面也发生相应的激冷现象; 随后, 在离心场中, 自析出密度较大的初生 Al_3Ni 颗粒开始向铸件外壁运动, 而密度较低的初生 Si 颗粒开始向内壁运动。由于两种颗粒的运动方向相反, 在偏移过程中, 大量的片状、颗粒状的 Al_3Ni 颗粒将会与块状的初生 Si 颗粒发生碰撞或者二者相互粘连在一起, 使得 Al_3Ni 颗粒带动部分初生 Si 颗粒向铸件外壁运动, 而初生 Si 也带动部分 Al_3Ni 颗粒向铸件内壁运动; 最后, 随着凝固的不断发生, 大量的初生 Al_3Ni 颗粒与初生 Si 颗粒一起偏聚到铸件外层, 同时, 外层中后续析出的初生 Si 和 Al_3Ni 颗粒也沉降在外层, 形成具有初生 Al_3Ni 与 Si 的外层区域。而较多的初生 Si 及少量的初生 Al_3Ni 则聚集在铸件的 inner 组织。初生颗粒分别向铸件的两侧偏聚, 形成不含颗粒的中间层区域。

2.6 工艺参数对 Al-9Ni-15Si 复合材料组织和性能的影响

通过对本实验设定的 3 种不同工艺参数成形的 Al-9Ni-15Si 筒状零件的组织性能研究后发现, 浇注温度、模具温度对 Al-9Ni-15Si 复合材料的组织和性能有着重要影响。浇注温度和模具温度的改变, 其实质是合金凝固速度的改变。随着浇注温度和模具温度的上升, 合金的过热度增大, 其凝固时间延长, 因此, 在离心力作用下, 合金中析出的初生颗粒具有更加充分的时间偏移并聚集在铸件的外层或内层, 形成更加致密、紧实的颗粒偏聚区域, 如图 3 所示; 并且, 对比图 4、6 和 8 可以发现, 浇注温度和模具温度越高, 合金凝固时间越长, 合金中可以析出更多的初生颗粒, 更多数量的初生颗粒有利于形成具有较高体积的颗粒偏聚区; 再者, 浇注温度和模具温度的升高减弱了模

具对铸件外壁处组织的激冷作用, 即 2.5 中所述的颗粒在离心场中偏移的第一个步骤; 同时, 温度的升高也减少了铸件内壁处由于自由表面的空冷作用而滞留下来的初生颗粒, 这些都有利于提高颗粒的体积分数。显然, 颗粒体积分数的提高有利于形成高体积的颗粒偏聚区(增强层), 从而提高材料的硬度及耐磨性。

但是, 浇注温度和模具温度的升高也增加了合金的吸气性, 在铸件的内壁附近形成了一定量的气孔, 如图 3 所示, 这在一定程度上破坏了材料的力学性能。但若从应用的角度考虑, 可以通过机械加工去除铸件内壁处的夹渣和气孔, 以保证其性能。

3 结论

1) 在不同浇注温度、不同模具温度条件下离心铸造获得了具有 3 层不同组织的 Al-9Ni-15Si 复合材料筒状零件。铸件外层偏聚了大量的初生 Al_3Ni 和 Si 颗粒, 内层聚集了较多的初生 Si 和 Al_3Ni 颗粒, 中间层不含这些颗粒。随着浇注温度和模具温度的升高, 筒状零件径向截面的表面分层现象越来越明显, 中间层基体层所占比例逐渐增大; 同时, 铸件内壁附近的气孔越来越多。

2) 沿径向方向, 初生 Al_3Ni 大多呈现片条状形貌; 沿垂直于轴向方向, 初生 Al_3Ni 大多为点状或方块状。复合材料的硬度值沿垂直于轴向方向略高于径向方向的, 这是由于在垂直于轴向方向上, 初生 Al_3Ni 颗粒大多呈点状和块状, 弥散分布在基体中, 有效提高了复合材料的硬度。

3) 随着浇注温度和模具温度的升高, 复合材料中初生颗粒的尺寸逐渐增大; 同时, 铸件外、内层区域的颗粒体积分数逐渐增大。这是由于随着浇注温度和模具温度的升高, 合金的凝固时间延长, 初生 Al_3Ni 和 Si 颗粒更加容易而充分地向铸件两侧运动, 有利于形成致密的组织, 获得高颗粒体积分数。而随着颗粒体积分数的增加, 试样的硬度(H)逐渐提高($H_{C1} < H_{C2} < H_{C3}$), 体积磨损量(V)则持续降低($V_{C1} > V_{C2} > V_{C3}$)。本实验中, 浇注温度为 950°C 、模具温度为 260°C 条件下成形的试样 C3 具有最高的硬度和最佳的耐磨性能。

4) 在离心力场中, Al_3Ni 的离心运动与 Si 的向心漂移及两种初生颗粒之间的相互碰撞、粘连等作用形成了具有不同颗粒 3 层组织的 Al-9Ni-15Si 复合材料筒状零件。

REFERENCES

- [1] FUKUI Y. Fundamental investigation of functionally gradient material manufacturing system using centrifugal force[J]. JSME International Journal Series III—Vibration Control Engineering for Industry, 1991, 34(1): 144–148.
- [2] 谭银元. 离心铸造过共晶 Al-Si 合金自生梯度复合材料及其阻尼性能[J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(2): 353–357.
- TAN Yin-yuan. In situ gradient composite of hypereutectic Al-Si alloy by centrifugal casting and its damping property[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12(2): 353–357.
- [3] ZHAI Yan-bo, LIU Chang-ming, WANG Kai, ZHOU Mao-hua, XIE Yong. Characteristics of two Al based functionally gradient composites reinforced by primary Si particles and Si/in situ Mg_2Si particles in centrifugal casting [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(3): 361–370.
- [4] LIN Xue-dong, LIU Chang-ming, ZHAI Yan-bo, WANG Kai. Influences of Si and Mg contents on microstructures of Al-xSi-yMg functionally gradient composites reinforced with in situ primary Si and Mg_2Si particles by centrifugal casting[J]. Journal of Materials Science, 2011, 46(4): 1058–1075.
- [5] LIN Xue-dong, LIU Chang-ming, XIAO Hai-bo. Fabrication of Al-Si-Mg functionally graded materials tube reinforced with in-situ Si/ Mg_2Si particles by centrifugal casting[J]. Composites: Part B, 2013, 45(1): 8–21.
- [6] 林雪冬, 刘昌明, 吕循佳, 郝旭红. 离心铸造初生 Si 及 Si/ Mg_2Si 颗粒增强铝基复合材料的组织与性能[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(3): 695–702.
- LIN Xue-dong, LIU Chang-ming, LÜ Xun-jia, HAO Xu-hong. Structures and properties of aluminum matrix composite reinforced by primary Si and Si/ Mg_2Si particles fabricated by centrifugal casting[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(3): 695–702.
- [7] FUKUI Y, YAMANAKA N, ENOKIDA Y. Bending strength of an Al- Al_3Ni functionally graded material[J]. Composites: Part B, 1997, 28: 37–43.
- [8] OHMI T, UEDA M, ITOH Y, MATSUURA K, KUDO M. Solidification structure of functionally graded hypereutectic Al-Ni alloys produced by centrifugal duplex casting[J]. Journal of the Japan Institute of metals, 2000, 64(7): 483–489.
- [9] WATANABE Y, NAKAMURA T. Microstructures and wear resistances of hybrid Al-(Al_3Ti+Al_3Ni) FGMs fabricated by a centrifugal method[J]. Intermetallics, 2001, 9(1): 33–43.
- [10] WATANABE Y, SATO R, MATSUDA K, FUKUI Y. Evaluation of particle size and particle shape distributions in Al- Al_3Ni FGMs fabricated by a centrifugal in-situ method[J]. Science and Engineering of Composite Materials, 2004, 11(2/3): 185–199.
- [11] RAJAN T P D, PILLAI R M, PAI B C. Functionally graded Al- Al_3Ni in situ intermetallic composites: Fabrication and microstructural characterization[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 453(1/2): L4–L7.
- [12] WATANABE Y, SATO H, FUKUI Y. Wear properties of intermetallic compound reinforced functionally graded materials fabricated by centrifugal solid-particle and in-situ methods[J]. Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering, 2008, 2(7): 842–853.
- [13] ROHATGI P K, SHARMA R C, PRABHAKAR K V. Microstructure and mechanical properties of unidirectionally solidified Al-Si-Ni ternary eutectic[J]. Metallurgical Transactions A, 1975, 6A: 570–575.
- [14] 林雪冬, 叶京川, 陈彦杰. 离心铸造 Al-18Si-8Ni 复合材料的微观组织分布与性能研究[J]. 铸造, 2013, 62(6): 514–518.
- LIN Xue-dong, YE Jing-chuan, CHEN Yan-jie. Study on microstructures and properties of Al-18Si-8Ni composites fabricated by centrifugal casting[J]. Foundry, 2013, 62(6): 514–518.
- [15] 吕循佳, 刘昌明, 林雪冬. 离心铸造原位初生 Si/ Al_3Ni 颗粒增强铝基复合材料[J]. 特种铸造及有色合金, 2012, 32(4): 373–377.
- LÜ Xun-jia, LIU Chang-ming, LIN Xue-dong. Microstructure and properties of in-situ primary Si/ Al_3Ni particles reinforced Al matrix composites fabricated by centrifugal casting[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2012, 32(4): 373–377.
- [16] OGAWA T, WATANABE Y, SATO H, KIM I S, FUKUI Y. Theoretical study on fabrication of functionally graded material with density gradient by a centrifugal solid-particle method[J]. Composites Part A—Applied Science and Manufacturing, 2006, 37(12): 2194–2200.

(编辑 陈卫萍)