

Si 含量对离心铸造 Al-8.5Ni-xSi 复合材料组织与性能的影响

Effects of Si Content on Structures and Properties
of Centrifugal Al-8.5Ni-xSi Composites

林雪冬¹, 刘昌明², 卢建波¹

(1 重庆工程职业技术学院 机械工程学院, 重庆 402260;

2 重庆大学 材料科学与工程学院, 重庆 400030)

LIN Xue-dong¹, LIU Chang-ming², LU Jian-bo¹

(1 College of Mechanical Engineering, Chongqing Vocational Institute of
Engineering, Chongqing 402260, China; 2 College of Materials Science
and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400030, China)

摘要: 对离心铸造 Al-8.5Ni-xSi 复合材料铸件的微观组织进行了观察, 研究了 Si 含量对复合材料的组织、硬度和耐磨性的影响。结果表明: Al-8.5Ni-9Si 铸件的外层偏聚了较多的初生 NiAl₃ 颗粒, 内层为无颗粒的基体层; 而 Al-8.5Ni-14Si、Al-8.5Ni-19Si 铸件则形成了具有大量初生 NiAl₃/Si 颗粒的外层增强层, 中间无颗粒的基体层以及含有较多初生 Si/NiAl₃ 颗粒的内层增强层的三层组织。随着 Si 含量由 9% (质量分数, 下同) 增加到 14%, 19%, Al-8.5Ni-xSi 铸件增强层的初生 NiAl₃/Si 颗粒体积分数逐渐增大, 材料的硬度及耐磨性逐渐增强。在离心场中, 初生 NiAl₃ 的离心运动与初生 Si 的向心运动是形成 Al-8.5Ni-xSi 铸件不同组织的主要原因。

关键词: Al-8.5Ni-xSi 复合材料; 初生 NiAl₃; Si; 硬度; 耐磨性; 离心铸造

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2015.02.009

中图分类号: TG146.2⁺1 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2015)02-0053-08

Abstract: The microstructures of the centrifugal composites Al-8.5Ni-xSi tubes were observed. Effects of Si content on the microstructures, hardness and wear-resistance of the tubes were investigated. The results show that the Al-8.5Ni-9Si tube consists of an outer layer containing some primary NiAl₃ and the inner layer of Al matrix. While the Al-8.5Ni-14Si, Al-8.5Ni-19Si tubes both have an outer layer segregating many primary NiAl₃ and Si particles, the middle layer having no particles and the inner layer containing a few primary NiAl₃ and Si particles. The particle volume fractions in the reinforcement layer of the Al-8.5Ni-xSi tubes increase gradually as well as the hardness and the wear resistance with the Si content increasing from 9% (mass fraction, the same below) to 14% and 19%. The centrifugal migration of NiAl₃ and the centripetal movement of Si in the centrifugal field play an important role in the formation of the Al-8.5Ni-xSi tubes which have various structures.

Key words: Al-8.5Ni-xSi composites; primary NiAl₃; Si; hardness; wear; centrifugal casting

近年来, 有关 Al-Si 合金的研究报道屡见不鲜^[1-3]。在过共晶 Al-Si 中加入适量的 Mg, 可以形成初生 Si, Mg₂Si 两种颗粒, 并在离心铸造过程中共同偏聚至铸件一侧, 增强 Al 基体^[4-6]。Al-Si-Mg 合金在离心铸造时, 其中密度较小的夹渣、气孔等会随着合金中的初生 Si, Mg₂Si 颗粒一起偏聚到铸件内侧, 影响铸件的性能。为此, 可以考虑将 Ni 加入到 Al-Si 合金中, 期望获得硬度较高 (HV600-900) 的 NiAl₃ 相增强 Al 基复合材料, 实现离心铸造过程中密度较大的

NiAl₃ 增强相与铸造夹渣、气孔的反向偏移, 避免上述难点; 并且, 通过改变 Si 含量使合金中同时形成初生 NiAl₃ 相和硬度更高 (HV1000-1300) 的初生 Si 相, 用以制备初生 NiAl₃/Si 共同增强的 Al 基复合材料。这样, 既保证了 Al-Si 合金良好的铸造性及耐磨性, 又充分发挥了 Al-Si-Ni 合金中初生 NiAl₃/Si 的增强作用。

目前, 国内外采用离心铸造工艺研究 NiAl₃ 相的报道主要集中在 Al-Ni 二元合金^[7-13], 而关于 Al-Si-Ni 合金的研究较少^[14], 作者所在课题组采用离心铸

造法制备了 Al-15Si-9Ni 合金,发现合金中产生的初生 NiAl₃/Si 颗粒能够在离心力作用下形成三层组织^[15]。在这一基础上,本实验采用离心铸造方法制备 Al-8.5Ni-*x*Si 筒状铸件,深入探讨铸件沿不同截面方向的初生颗粒的分布特征及颗粒体积分数与硬度、耐磨性之间的定量关系,并研究不同 Si 含量对 Al-8.5Ni-*x*Si 复合材料组织与性能的影响。

1 实验方法

1.1 材料准备与铸件制备

实验以工业纯 Al, 纯 Si, Al-10Ni 中间合金为原料,在井式电阻炉中加热熔炼配制成 Al-Ni-Si 合金浆料。实验设计合金中 Ni 含量为 8.5%(质量分数,下同),Si 含量分别为 9%,14%,19%。在 880℃ 下将熔

体浇注到高速旋转的离心模具中,模具转速为 3600r/min,模具温度保持在 250~300℃。离心铸造获得高度 159mm,外圆直径 94mm,厚度 16mm 的筒状铸件。

1.2 组织试样制备及观察方法

从铸件中部沿径向截取适当尺寸的扇形试样,如图 1(a)所示。将试样沿径向观察测试面打磨后在体积分数为 5% 的 HF 水溶液中深度腐蚀,观察试样的宏观形貌。

将扇形试样沿径向截面用体积分数为 1% 的 HF 水溶液腐蚀 15s 后,按图 1(a)中箭头所指的方向从外层向内层依次在 OM 下观察合金微观组织;同时,在截取的圆环上沿垂直轴向方向,采用线切割方法加工圆柱形试样,如图 1(b)所示,并按图中箭头所指方向逐层观察。设定铸件外壁处为 0.0mm,则内壁处为 16.0mm,由外而内间隔 1.0mm 取样。

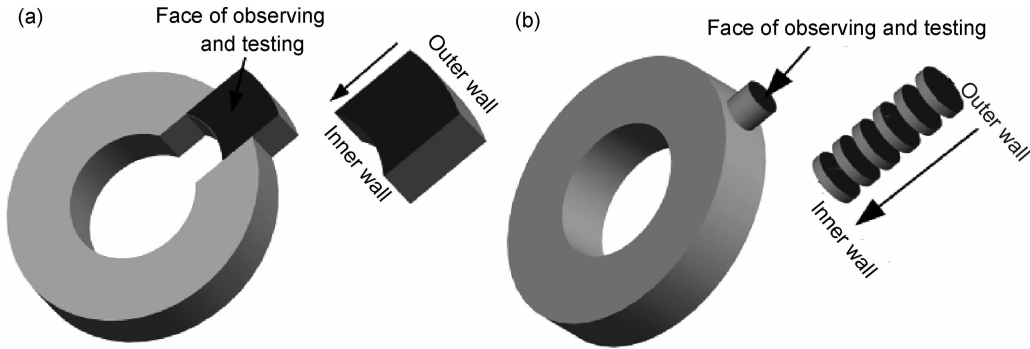


图 1 沿径向截面(a)与垂直于轴向方向(b)的组织观察和硬度测试取样示意图
Fig. 1 Sketch map of structure observing and hardness testing along the radial direction (a) and perpendicular to the axial direction (b)

1.3 性能试样制备及测试方法

如图 1 所示,分别沿试样的不同方向进行硬度测试。硬度测试采用 HR150 型洛氏硬度计。采用线切割加工方法沿图 2(a)所示 *H* 方向截取 $\phi 12$ mm,高度 16mm 的试样;沿图 2(a)所示 *V* 方向在铸件外层区域

截取 $\phi 5$ mm,高度 10mm 的试样。在自制的旋转式摩擦实验机上进行干摩擦磨损实验,如图 2(b)所示,对磨材料为 400# 的砂纸。沿 *H*,*V* 方向截取的耐磨试样的实验参数分别为:圆盘转速 700,500r/min;摩擦时间 45,60s;外加载荷 15,15N。采用螺旋测微器测量

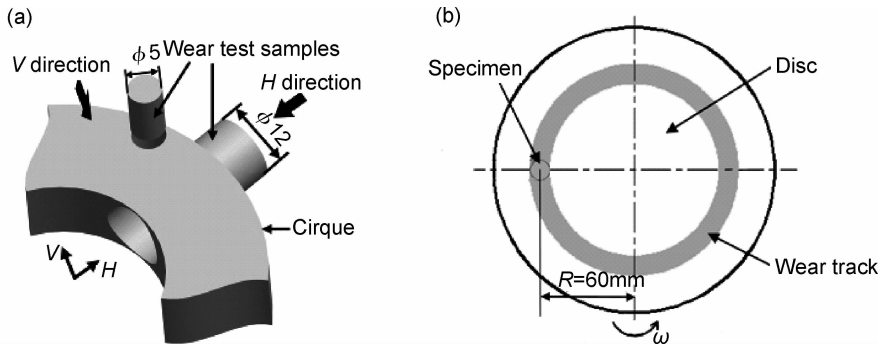


图 2 摩擦试样取样(a)与摩擦实验方法示意图(b)
Fig. 2 Schematic diagram of the sampling location for wear test (a) and the wear testing method (b)

尺寸后计算出体积损失量。

2 结果与分析

2.1 Al-8.5Ni-*x*Si 铸件的宏观形貌

图 3 分别为 Al-8.5Ni-9Si, Al-8.5Ni-14Si 及 Al-

8.5Ni-19Si 铸件试样表面经深度腐蚀后的宏观形貌。由图 3 可以看到, Al-8.5Ni-9Si 试样的表面主要分为外层、内层两层组织, 而 Al-8.5Ni-14Si, Al-8.5Ni-19Si 试样表面分为外层、中间层及内层三层组织。Al-8.5Ni-*x*Si 铸件不同组织的形成主要与合金中形成的颗粒种类及数量有关。

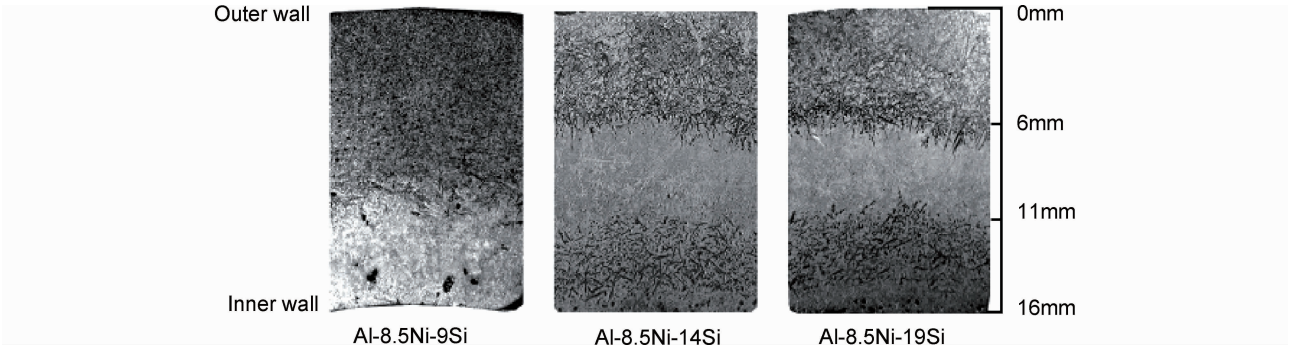


图 3 Al-8.5Ni-*x*Si 铸件试样截面的宏观形貌
Fig. 3 Macroscopic appearance of the cross sections of different samples of Al-8.5Ni-*x*Si castings

2.2 Al-8.5Ni-*x*Si 铸件的微观组织

2.2.1 Al-8.5Ni-*x*Si 微观组织的物相分析

经 XRD 测试, 本研究 Al-8.5Ni-*x*Si 合金中的主要物相为: NiAl₃, Si 及 Al。图 4 (a), (b), (c) 分别是

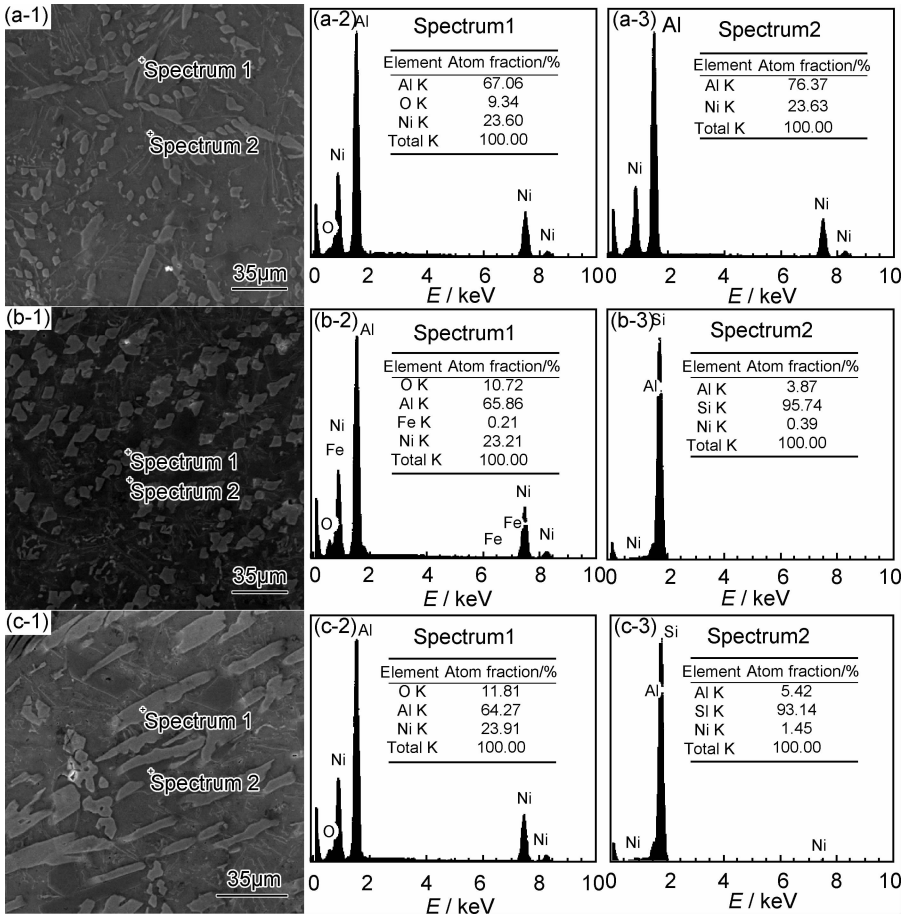


图 4 离心铸造 Al-8.5Ni-*x*Si 铸件外层的 SEM 图像(1)及 EDS 分析谱图(2), (3) (a) Al-8.5Ni-9Si; (b) Al-8.5Ni-14Si; (c) Al-8.5Ni-19Si
Fig. 4 The SEM images (1) and EDS analysis spectra (2), (3) of the outer layer of Al-8.5Ni-*x*Si tube fabricated by centrifugal casting (a) Al-8.5Ni-9Si; (b) Al-8.5Ni-14Si; (c) Al-8.5Ni-19Si

Al-8.5Ni- x Si($x=9,14,19$)铸件外层的 SEM 图片及 EDS 分析结果。可以看到,Al-8.5Ni-9Si 铸件外层的颗粒主要为 NiAl_3 , Spectrum 1,2 均对应 NiAl_3 相; Al-8.5Ni-14Si, Al-8.5Ni-19Si 铸件外层中均含有 NiAl_3 和 Si 颗粒,其中, Spectrum 1 对应 NiAl_3 相,

Spectrum 2 对应 Si 相。并且, NiAl_3 在铸件中分别呈现出颗粒状和长条状形貌。

2.2.2 Al-8.5Ni- x Si 铸件径向截面上的微观组织

图 5 是 Al-8.5Ni-9Si, Al-8.5Ni-14Si 及 Al-8.5Ni-19Si 铸件在径向截面上距离铸件外壁不同距离的微观组织。

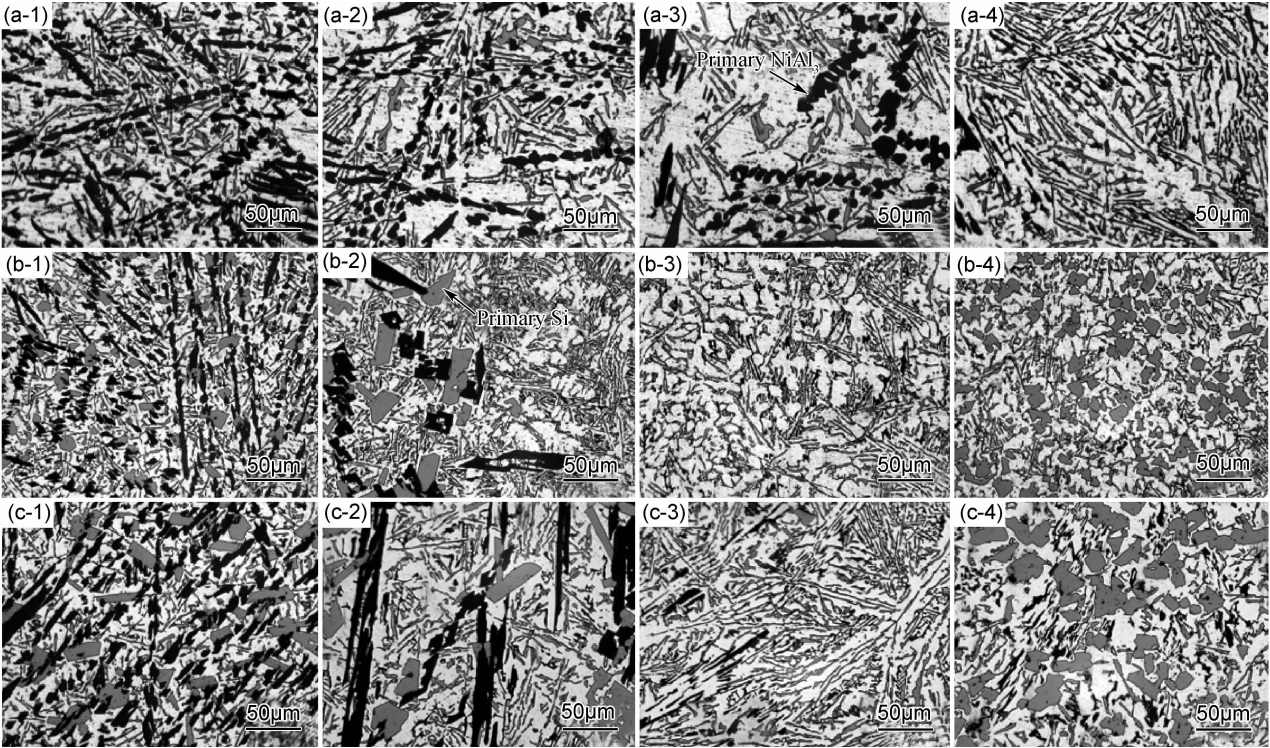


图 5 Al-8.5Ni- x Si 铸件沿径向距外壁 1.5mm(1), 5.5mm(2), 8.0mm(3), 14.0mm(4)处的微观组织

(a) Al-8.5Ni-9Si; (b) Al-8.5Ni-14Si; (c) Al-8.5Ni-19Si

Fig. 5 Microstructures along the radial direction distance from the outer wall of

Al-8.5Ni- x Si castings 1.5mm(1), 5.5mm(2), 8.0mm(3) and 14.0mm(4)

(a) Al-8.5Ni-9Si; (b) Al-8.5Ni-14Si; (c) Al-8.5Ni-19Si

从图 5 可以看到,Al-8.5Ni-9Si 试样的外层偏聚了较多的黑色初生 NiAl_3 颗粒,基本没有初生 Si,如图 5(a-1)~(a-3)所示;而内层主要为不含初生颗粒的共晶组织及 $\alpha\text{-Al}$,如图 5(a-4)所示。由铸件外层向内方向,初生 NiAl_3 颗粒的尺寸逐渐变大。

Al-8.5Ni-14Si, Al-8.5Ni-19Si 试样的外层偏聚了大量黑色的初生 NiAl_3 及浅灰色的块状初生 Si 颗粒,分别如图 5(b-1), (b-2) 和 (c-1), (c-2) 所示;中间层为不含初生颗粒基体组织,如图 5(b-3), (c-3) 所示;而靠近铸件内壁处主要为初生 Si 颗粒,如图 5(b-4), (c-4) 所示。可以发现,在铸件外层,从外壁到中间层,初生 NiAl_3 颗粒的数量有所减少,而颗粒尺寸则增大;在铸件内层,初生 NiAl_3 颗粒更多的呈现出颗粒状形态。

2.2.3 Al-8.5Ni- x Si 铸件垂直于轴向方向截面的微观组织

图 6 所示为 Al-8.5Ni- x Si 试样外层中央位置垂

直于轴向方向的微观组织。由图 6 可以看到,在这一方向上,三种合金铸件外层中的初生 NiAl_3 趋向于颗粒状形貌,有别于径向上的长条状形貌。并且可以发现,随着 Si 含量由 9% 增加到 14%, 19%, 合金中的初生 NiAl_3 , Si 颗粒的尺寸均逐渐增大。

2.2.4 Al-8.5Ni- x Si 铸件微观组织的颗粒体积分数

图 7 所示为 Al-8.5Ni- x Si 铸件沿径向截面距离外壁不同距离的初生颗粒的体积分数。从外层到内层,Al-8.5Ni-9Si 铸件中初生 NiAl_3 颗粒的体积分数由最大值 21.46% 逐渐降低为 0%。Al-8.5Ni-14Si, Al-8.5Ni-19Si 铸件外层和内层均有初生 Si 和初生 NiAl_3 , 其初生 NiAl_3 /Si 颗粒体积分数从外层向内层均呈现先降低后升高的变化规律,且外层具有最大的体积分数,分别达到 34.49%, 38.43%。

随着 Si 含量由 9% 增加到 14%, 19%, Al-8.5Ni- x Si 合金中的初生颗粒体积分数逐渐增大,初生颗粒

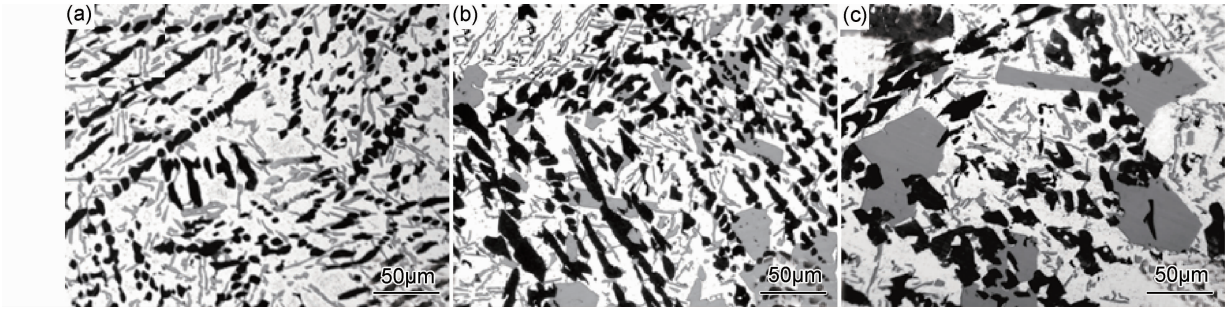


图 6 Al-8.5Ni-9Si(a), Al-8.5Ni-14Si(b)和 Al-8.5Ni-19Si(c)铸件外层中央位置垂直于轴向方向的微观组织
Fig. 6 Microstructures at the middle part of the outer layers perpendicular to the axial direction of Al-8.5Ni-9Si (a), Al-8.5Ni-14Si (b) and Al-8.5Ni-19Si (c)

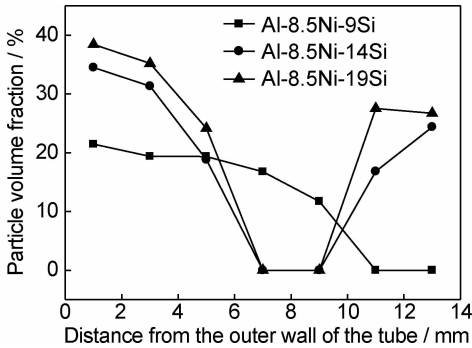


图 7 Al-8.5Ni-*x*Si 铸件不同位置的颗粒体积分数
Fig. 7 Particle volume fractions at different positions of Al-8.5Ni-*x*Si castings

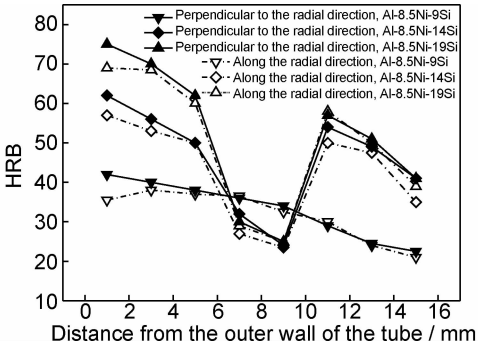


图 8 Al-8.5Ni-*x*Si 铸件沿不同方向不同位置的硬度
Fig. 8 Hardness at different positions along different directions of the Al-8.5Ni-*x*Si castings

的尺寸也逐渐增大(见图 6)。Si 含量的增加有利于改善合金的铸造性能,降低熔体的黏度,提高合金液体的流动性,从而使初生颗粒在离心场中的偏聚更充分;且 Si 含量的增加使熔体中形成了更多的初生 Si 颗粒,增加了初生颗粒体积分数的总量。因而,Al-8.5Ni-14Si,Al-8.5Ni-19Si 铸件具有更大的颗粒体积分数,且 Al-8.5Ni-19Si 铸件中的颗粒体积分数最大。

2.3 Al-8.5Ni-*x*Si 铸件的硬度

图 8 是 Al-8.5Ni-*x*Si 铸件沿不同截面方向不同位置的洛氏硬度测试结果。由图 8 可以看出,随着 Si 含量由 9%增加到 14%,19%,铸件的硬度呈现越来越高的总体变化趋势,垂直于轴向方向的硬度总体高于径向截面方向,且三种合金的硬度变化均与其铸件中的初生颗粒体积分数的变化规律相吻合。

从外层到内层,Al-8.5Ni-9Si 试样的硬度呈现逐渐降低的变化趋势,铸件外层具有最高硬度,分别达到 HRB42(垂直于轴向方向,以下同),HRB38(径向,以下同),内层硬度较低,分别仅有 HRB22.5,HRB21;而 Al-8.5Ni-14Si,Al-8.5Ni-19Si 试样的硬度则呈现外层最高,内层次之,中间层最低的变化趋势。在外

层,Al-8.5Ni-14Si 试样的硬度最大值分别达到 HRB62,HRB57,Al-8.5Ni-19Si 试样的硬度最大值分别达到 HRB75,HRB69;在中间层,Al-8.5Ni-14Si 试样分别具有最小硬度值 HRB24,HRB23.5,Al-8.5Ni-19Si 试样具有最小硬度值 HRB25。

对于 Al-8.5Ni-9Si 铸件,仅外层中产生了较多的初生 NiAl₃ 颗粒,对基体起到了一定的增强作用,造成了该区域的硬度明显高于试样内层基体;而对于 Al-8.5Ni-14Si,Al-8.5Ni-19Si,其外层分别偏聚了大量的初生 NiAl₃/Si 颗粒,共同增强该区域,导致了外层整体硬度的大幅度提高。中间层为共晶组织,由于没有增强颗粒,硬度值最低。在试样内层,由于部分 NiAl₃ 颗粒和初生 Si 颗粒聚集在该区域,导致该处硬度较高。但是,在铸件内层靠近内壁的位置,其初生颗粒的体积分数较大,而其硬度反而偏低,这主要由于大量气孔、夹杂物等聚集到内层最内侧,降低了铸件的硬度。可见,单一初生 NiAl₃ 增强的 Al-8.5Ni-9Si 铸件的硬度远低于初生 NiAl₃/Si 共同增强的 Al-8.5Ni-14Si,Al-8.5Ni-19Si 铸件。随着 Si 含量增加到 19%,Al-8.5Ni-19Si 合金中形成了最多的初生 Si 颗粒,具有最高的硬度。

2.4 Al-8.5Ni-xSi 铸件的耐磨性

图 9 是 Al-8.5Ni-xSi 铸件沿 *H* 方向的耐磨体积损失量。由图 9 可以看到,由初生颗粒增强的区域的耐磨性要优于无颗粒的基体组织。三种合金铸件的外层区域分别具有最小的磨损体积量,且 Al-8.5Ni-19Si 铸件的耐磨性最好。图 10 是三种合金铸件外层沿 *V* 方向的摩擦体积损失量。可以看到,Al-8.5Ni-19Si 铸件的耐磨性最好。

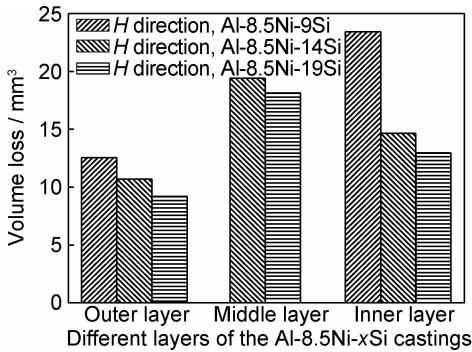


图 9 离心铸造 Al-8.5Ni-xSi 铸件沿 *H* 方向不同位置的体积磨损量

Fig. 9 Wear volume loss at different layers along *H* direction of the centrifugal Al-8.5Ni-xSi castings

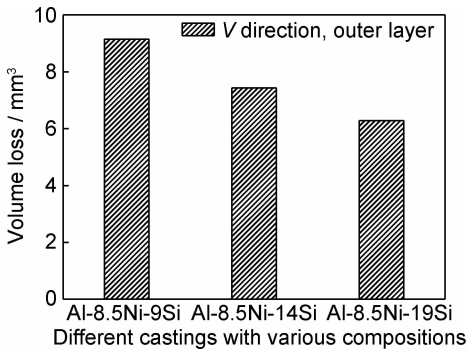


图 10 离心铸造 Al-8.5Ni-xSi 铸件外层沿 *V* 方向的体积磨损量

Fig. 10 Wear volume loss at the outer layer along *V* direction of the centrifugal Al-8.5Ni-xSi castings

相比于 Al-8.5Ni-9Si, Al-8.5Ni-14Si 和 Al-8.5Ni-19Si 铸件的外层区域中除了积聚了大量的 NiAl_3 外,还偏聚了较多的初生 Si 颗粒,初生颗粒体积分数更大,且两种初生颗粒互为支撑,共同增强铸件外层区域,提高了合金的耐磨性;相比于 Al-8.5Ni-14Si, Al-8.5Ni-19Si 铸件中的初生 NiAl_3 /Si 颗粒具有更高的体积分数,其耐磨性更好。可见,随着 Si 含量由 9% 增加至 19%,导致合金凝固过程中生成了较多的初生 Si,而初生 Si 的存在不仅形成了 Al-8.5Ni-19Si 复合材料三层组织,还大大提高了铸件增强层区域初生颗

粒的体积分数以及材料的耐磨性。

2.5 Al-8.5Ni-xSi 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 及铝液的黏滞阻力 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]:

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

式中: m_s 为颗粒质量; D_s 为颗粒直径; ρ_s, ρ_m 分别为颗粒、熔体的密度; G 为重力系数; η 为铝液黏度; g 为重力加速度; $d^2x/dt^2, dx/dt$ 分别为颗粒离心方向的加速度,速度。

将 $G = \omega^2 R/g = 0.11n^2/100r$ 带入式(1)中,则有:

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

式中: n 为离心转速(r/min); r 为颗粒所在位置距旋转中心的距离(m)。据式(2),当 $\rho_s > \rho_m$ 时,颗粒将沿离心力方向运动;当 $\rho_s < \rho_m$ 时,颗粒将沿离心力方向的反方向运动(向心运动)。本文中,初生 NiAl_3 、Si 颗粒的密度分别为: $\rho_{\text{NiAl}_3} = 4.0\text{g/cm}^3, \rho_{\text{Si}} = 2.33\text{g/cm}^3$,而三种合金的熔体密度经测量分别为: $\rho_{\text{Al-8.5Ni-9Si}} = 3.08\text{g/cm}^3, \rho_{\text{Al-8.5Ni-14Si}} = 2.80\text{g/cm}^3, \rho_{\text{Al-8.5Ni-19Si}} = 2.65\text{g/cm}^3$,则在离心场中,熔体中的初生 NiAl_3 颗粒将沿离心力方向,即向铸件外层运动;而初生 Si 颗粒则向铸件内层运动。

Al-8.5Ni-9Si 合金中,由于 Si 含量较低,未能形成初生 Si 颗粒,合金在凝固过程中仅形成了初生 NiAl_3 颗粒。在离心力的作用下,熔体中形成的密度较大的 NiAl_3 向着铸件外壁偏移并聚集在铸件外层,形成了单一初生 NiAl_3 颗粒增强铸件外层的 Al-8.5Ni-9Si 复合材料。而 Al-8.5Ni-14Si, Al-8.5Ni-19Si 合金中的 Si 含量均超过了共晶点,在凝固过程中形成了初生 NiAl_3 /Si 两种颗粒。浇注时,接触模具的铸件最外层由于金属模具的急冷作用很快发生凝固,使得熔体中的初生 NiAl_3 /Si 颗粒来不及长大和偏移而滞留下来,如图 11 中 I 所示;随后,在离心场中,自生析出的密度较大的初生 NiAl_3 颗粒开始向铸件外壁运动,而密度较小的初生 Si 颗粒开始向内壁运动。两种颗粒在偏移过程中发生碰撞,以至于碰撞后初生颗粒的运动方向发生改变,或者二者相互粘连在一起,最终 NiAl_3 颗粒带动部分初生 Si 颗粒一起向铸件外壁运动,而初生 Si 也带动部分 NiAl_3 颗粒一起向铸件内

壁运动,如图 11 中 II 所示;随着凝固的进一步发生,大量的初生 NiAl_3 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 颗粒由于受到熔体流动性降低的影响以及 NiAl_3 颗粒的阻挡作用而最终沉降在外层,形成了具有初生 NiAl_3 与 Si 共同增强的外层区域。同理,较多的初生 Si 及少量的初生 NiAl_3 共同形成了铸件的 inner 层组织,如图 11 中 III 所示。初生颗粒分别向铸件的两侧偏聚,进而形成不含任何颗粒的中间层区域。至此,形成了具有三层组织的 Al-8.5Ni-14Si, Al-8.5Ni-19Si 复合材料。

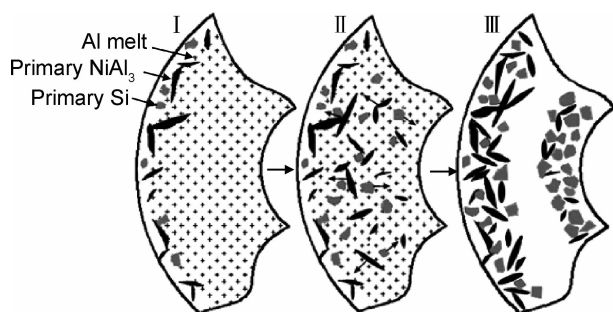


图 11 离心场中初生 NiAl_3 与 Si 颗粒的运动偏移模型

Fig. 11 A model of segregation of primary NiAl_3/Si particles in the centrifugal field

3 结论

(1) 采用离心铸造工艺制备了 Al-8.5Ni- x Si 复合材料筒状铸件。Al-8.5Ni-9Si 铸件形成了外层偏聚有较多的初生 NiAl_3 颗粒,内层没有颗粒的两层组织。Al-8.5Ni-14Si, Al-8.5Ni-19Si 形成了具有大量初生 NiAl_3/Si 的外层颗粒层,中间无颗粒的基体层及含有较多初生 Si/ NiAl_3 的内层颗粒层的三层组织。在离心力场中, NiAl_3 的离心运动和 Si 的向心运动是形成 Al-8.5Ni- x Si ($x=14, 19$) 铸件三层组织的主要原因。

(2) 从外层到内层,Al-8.5Ni-9Si 铸件中的初生 NiAl_3 的体积分数由 21.46% 逐渐降低为零,而 Al-8.5Ni-14Si, Al-8.5Ni-19Si 铸件的初生颗粒的体积分数呈现出先降低后升高的变化趋势,最大颗粒体积分数分别达 34.49%, 38.43%。Si 含量由 9% 增加到 14%, 19%, 使 Al-8.5Ni- x Si 合金中形成了更多的 Si 颗粒,提高了颗粒体积分数。

(3) 从外层到内层,Al-8.5Ni-9Si 铸件中硬度由 HRB42 逐渐降低为 HRB22.5, 而 Al-8.5Ni-14Si, Al-8.5Ni-19Si 铸件的硬度则呈现出先降低后升高的趋势,最大硬度分别达 HRB62, HRB75。三种合金铸件

中,Al-8.5Ni-19Si 铸件的耐磨性最好,Al-8.5Ni-9Si 铸件的耐磨性最差。Al-8.5Ni- x Si 铸件硬度和耐磨性的变化主要与合金中的初生颗粒的体积分数有关。

参考文献

- [1] 林雪冬,刘昌明,黄笑宇. 离心铸造原位生成初生 $\text{Ti}(\text{AlSi})_2$ 颗粒增强 Al-16Si-6Ti 复合材料筒状零件的组织与性能[J]. 材料工程, 2013, (7): 11—15, 23.
LIN Xue-dong, LIU Chang-ming, HUANG Xiao-yu. Microstructures and properties of Al-16Si-6Ti composites tube reinforced with in-situ primary $\text{Ti}(\text{AlSi})_2$ particles fabricated by centrifugal casting[J]. Journal of Materials Engineering, 2013, (7): 11—15, 23.
- [2] 赵彦玲,周凯,车万博,等. 铝硅合金轧制中增强体颗粒应力集中数值模拟[J]. 材料工程, 2013, (3): 51—54, 60.
ZHAO Yan-ling, ZHOU Kai, CHE Wan-bo, et al. Numerical simulation of reinforced particle stress concentration in Al-Si alloy rolling[J]. Journal of Materials Engineering, 2013, (3): 51—54, 60.
- [3] 徐建辉,龙文元,方立高. 钠盐变质铝硅合金中的共晶硅相[J]. 航空材料学报, 2000, 20(1): 18—21, 45.
XU Jian-hui, LONG Wen-yuan, FANG Li-gao. Eutectic Si-phase in Al-Si alloy modified by Na-salt[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2000, 20(1): 18—21, 45.
- [4] LIN X D, LIU C M, ZHAI Y B, et al. Influences of Si and Mg contents on microstructures of Al- x Si- y Mg 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 X D, LIU C M, XIAO H B. Fabrication of Al-Si-Mg functionally graded materials tube reinforced with in-situ Si/ Mg_2Si particles by centrifugal casting [J]. Composite Part B, 2013, 45 (1): 8—21.
- [6] 林雪冬,刘昌明,吕循佳. Si 与 Mg 含量对离心铸造原位颗粒增强 Al- x Si- y Mg 复合材料组织与耐磨性的影响[J]. 复合材料学报, 2013, 30(1): 155—164.
LIN X D, LIU C M, LV X J. Effects of Si and Mg contents on the structures and wear resistance of centrifugal Al- x Si- y Mg composites reinforced with in situ particles [J]. Acta Materialiae Compositae Sinica, 2013, 30(1): 155—164.
- [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] 张宝生,程荆卫,朱景川,等. 离心铸造内生强化 $\text{Al}_3\text{Ni}/\text{Al}$ 功能梯度材料[J]. 哈尔滨工业大学学报, 1998, 30(2): 99—103.
ZHANG B S, CHENG J W, ZHU J C, et al. Fabrication of $\text{Al}_3\text{Ni}/\text{Al}$ functionally graded material by centrifugal casting [J]. Journal of Harbin Institute of Technology, 1998, 30(2): 99—103.
- [9] OHMI T, UEDA M, ITOH Y, et al. 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.

[10]

WATANABE Y, NAKAMURA T. Microstructures and wear resistances of hybrid Al-(Al₃Ti+Al₃Ni) FGMs fabricated by a centrifugal method [J]. Intermetallics, 2001, 9(1): 33—43.

[11]

WATANABE Y, SATO R, MATSUDA K, et al. Evaluation of particle size and particle shape distributions in Al-Al₃Ni FGMs fabricated by a centrifugal in-situ method [J]. Science and Engineering of Composite Materials, 2004, 11(2—3):185—199.

[12]

RAJAN T P D, PILLAI R M, PAI B C. Functionally graded Al-Al₃Ni in situ intermetallic composites; Fabrication and microstructural characterization [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 453(1—2):L4—L7.

[13]

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.

[14]

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.

[15]

吕循佳,刘昌明,林雪冬. 离心铸造原位初生 Si/Al₃Ni 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.

LV X J, LIU C M, LIN X D. Microstructure and properties of in-situ primary Si/Al₃Ni 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, et al. 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.

收稿日期:2013-01-21;修订日期:2014-03-05

通讯作者:林雪冬(1983—),男,博士,副教授,从事高性能铝基复合材料的制备及铝合金零件的开发与应用,联系地址:重庆市江津区滨江新城南北大道 1 号,重庆工程职业技术学院机械工程学院(402260), E-mail:dreamerdog@163.com