

[文章编号] 1004- 0609(2001) 02- 0206- 05

熔铸工艺对 2618 合金中 Al_9FeNi 相形态的影响^①

王建华^{1, 2}, 易丹青², 陈康华², 卢 斌², 刘 沙²

(1. 湘潭大学 机械工程学院, 湘潭 411105; 2. 中南大学 材料科学与工程系, 长沙 410083)

[摘 要] 研究了熔体过热、加冷料搅拌及冷却速度对 2618 合金中 Al_9FeNi 相形态的影响。结果表明, 与 2618 合金熔体 720 °C 正常熔炼浇注相比, 熔体 960 °C 过热处理可得到更加细小均匀的针片状 Al_9FeNi 相, 特别是 880 °C 过热加纯铝锭冷料搅拌处理可得到长度约 4 μm 的细小颗粒状 Al_9FeNi 相, 而合金熔体在 720 °C 过热后缓慢冷却导致 Al_9FeNi 相的初晶偏析。

[关键词] 熔铸工艺; 2618 合金; Al_9FeNi 相形态

[中图分类号] TG 292

[文献标识码] A

随着国防工业和航空工业的高速发展, 人们对耐热铝合金提出了更高的要求。2618 合金属于 Al-Cu-Mg-Fe-Ni 系锻铝(LD7), 是目前耐热性能最好的铝合金。它具有良好的热塑性和压力加工性能, 被广泛应用于制造航空发动机和其它在高温条件下工作的零部件^[1]。为了提高 2618 合金的高温力学性能, 前人做了许多研究工作^[2~6], 提高该合金在服役条件下的强度是国家“九七三”研究项目的子课题。 Al_9FeNi 相是 2618 合金中的高温强化相, 适当增加 Fe 和 Ni 含量、增加 Al_9FeNi 相的体积分数并细化 Al_9FeNi 相是提高该合金耐热性能的主要手段之一, 但是当 Fe 和 Ni 含量增加后, 熔铸过程中会出现粗大的 Al_9FeNi 初晶相, 反而恶合金性能, 因此生产中 Fe 和 Ni 含量一般控制在 0.9% ~ 1.2%。熔体过热和搅拌处理可以消除组织遗传, 细化或改变合金中第二相形态^[7~9]。本文作者研究了增加 2618 合金中的 Fe 和 Ni 含量后, 改变熔铸工艺对 Al_9FeNi 相形态的影响。

1 实验

用铝锭、铝-铜、铝-铁、铝-镍及纯镁配置成分如表 1 所示的 2618 合金, 在电阻炉坩埚中分别加热到 720, 800, 880 和 960 °C, 保温 15 min, 然后浇入预热至 100 °C 的 $d16\text{mm}$ 钢锭模中, 以考察熔体过热对 2618 合金中 Al_9FeNi 相形态的影响。

将成分如表 1 所示的 2618 合金熔体分别过热

到 800, 880 和 960 °C, 保温 15 min, 然后加入预热至 100 °C 左右的 2618 合金回炉料, 充分搅拌, 浇入预热至 100 °C 的 $d16\text{mm}$ 锭模中; 回炉料为 2618 合金熔体 720 °C 保温浇注的 $d16\text{mm}$ 锭料, 加入量以炉料急冷后使熔体温度降至约 720 °C ~ 750 °C 为宜。为消除合金回炉料中 Al_9FeNi 相的组织遗传性, 改善 Al_9FeNi 相的形态, 将成分(质量分数, %) 为 Cu 2.64, Mg 1.92, Fe 1.8, Ni 1.8, 余 Al 的 2618 合金熔体过热到 880 °C, 然后加入 20% 的预热至 100 °C 的纯铝, 充分搅拌后浇入预热至 100 °C 的 $d16\text{mm}$ 锭模中。

表 1 2618 合金设计化学成分

Table 1 Composition of 2618 alloy (%)

Cu	Mg	Fe	Ni	Al
2.2	1.6	1.5	1.5	Bal.

为考察冷却速度对 2618 合金中 Al_9FeNi 相形态的影响, 将 720 °C 过热 15 min 的熔体分别浇入预热至 100 °C 和 250 °C 的 $d16\text{mm}$ 锭模中。

所有试样均在 480 °C 进行 15 h 均匀化退火, 使 $S(\text{Al}_2\text{CuMg})$ 相充分溶解并弥散析出, 以便清晰地观察 Al_9FeNi 相的形态。试样采用 Kelor 试剂腐蚀后在 POLYVAR-MET 型光学显微镜上观察组织。

2 结果

2.1 熔体过热处理 2618 合金中 Al_9FeNi 相形态

实验发现, 熔体在不同温度过热后, 以较快的

① [基金项目] 国家“九七三”重点资助项目(G1999064909); 粉末冶金国家重点实验室开放课题资助项目

[收稿日期] 2000- 06- 26; [修订日期] 2000- 08- 25

[作者简介] 王建华(1963-), 男, 副教授, 博士研究生。

冷却速度凝固, 试样的金相组织有明显差别, 如图 1 所示。由图可见, $720\text{ }^{\circ}\text{C}$ 过热时 Al_9FeNi 相呈较细的针片状, $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 过热和 $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ 均匀过热时 Al_9FeNi 的相形态和尺寸没有改变多大, 而 $960\text{ }^{\circ}\text{C}$ 过热时 Al_9FeNi 相明显均匀细化, 但合金液长期处于高温状态, 吸气倾向增加, 脱气不良, 因而熔体凝固后出现了气孔。

2.2 熔体过热加冷料搅拌后 Al_9FeNi 相的形态

图 2 所示为熔体过热加回炉冷料急冷再搅拌后 2618 合金中 Al_9FeNi 相形态的光学显微照片。从图中可以看出, 熔体过热加冷料搅拌后 Al_9FeNi 相形态仍为针片状, 且较 $720\text{ }^{\circ}\text{C}$ 过热时的组织更粗大; $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ 过热加纯铝锭冷料搅拌后, 基体组织 $\alpha(\text{Al})$ 相为细小的等轴晶, 而 Al_9FeNi 相则以断续状分布在晶界, 高倍放大后可见 Al_9FeNi 相以细小颗粒状存在, 经测定, 最大颗粒的平均直径为 $4\text{ }\mu\text{m}$ 。

2.3 不同冷却速度凝固的 2618 合金中 Al_9FeNi 相形态

图 3 所示为 2618 合金在 $720\text{ }^{\circ}\text{C}$ 熔化后浇入 250

$^{\circ}\text{C}$ 锭模后的均匀化组织。由图可见, 合金中出现了粗大的 Al_9FeNi 初晶偏析。而图 1(a) 所示是合金液在 $720\text{ }^{\circ}\text{C}$ 熔化后浇入 $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 锭模中凝固后均匀化的组织, 其中 Al_9FeNi 相以细小针状形式存在, 没有出现 Al_9FeNi 初晶偏析。由此可知, 冷却速度对 Al_9FeNi 相的形态影响十分显著。将 $960\text{ }^{\circ}\text{C}$ 过热后的合金浇入冷模(室温)后再次重熔至 $720\text{ }^{\circ}\text{C}$, 然后浇入 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的锭模中凝固, 组织中仍出现了 Al_9FeNi 相初晶偏析。

3 讨论

实验结果表明, 2618 合金熔体在不同温度过热后, Al_9FeNi 相形态有较大改变。在 $720\text{ }^{\circ}\text{C}$ 过热后浇注, 由于熔体冷却速度较大, Al_9FeNi 相难以聚集, 故 Al_9FeNi 相呈较细小的针片状; 在 $960\text{ }^{\circ}\text{C}$ 过热后浇注, 虽然冷却速度慢, 但 Al_9FeNi 相却呈更细小均匀的形态, 这是因为 Al-Fe 中间合金中粗大的 Al_3Fe 相组织遗传得以彻底消除。而 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ 过热后浇注, 虽然冷却速度比 $720\text{ }^{\circ}\text{C}$ 浇注时小, 但因 Al-Fe 中间合金中粗大的 Al_3Fe 相组织

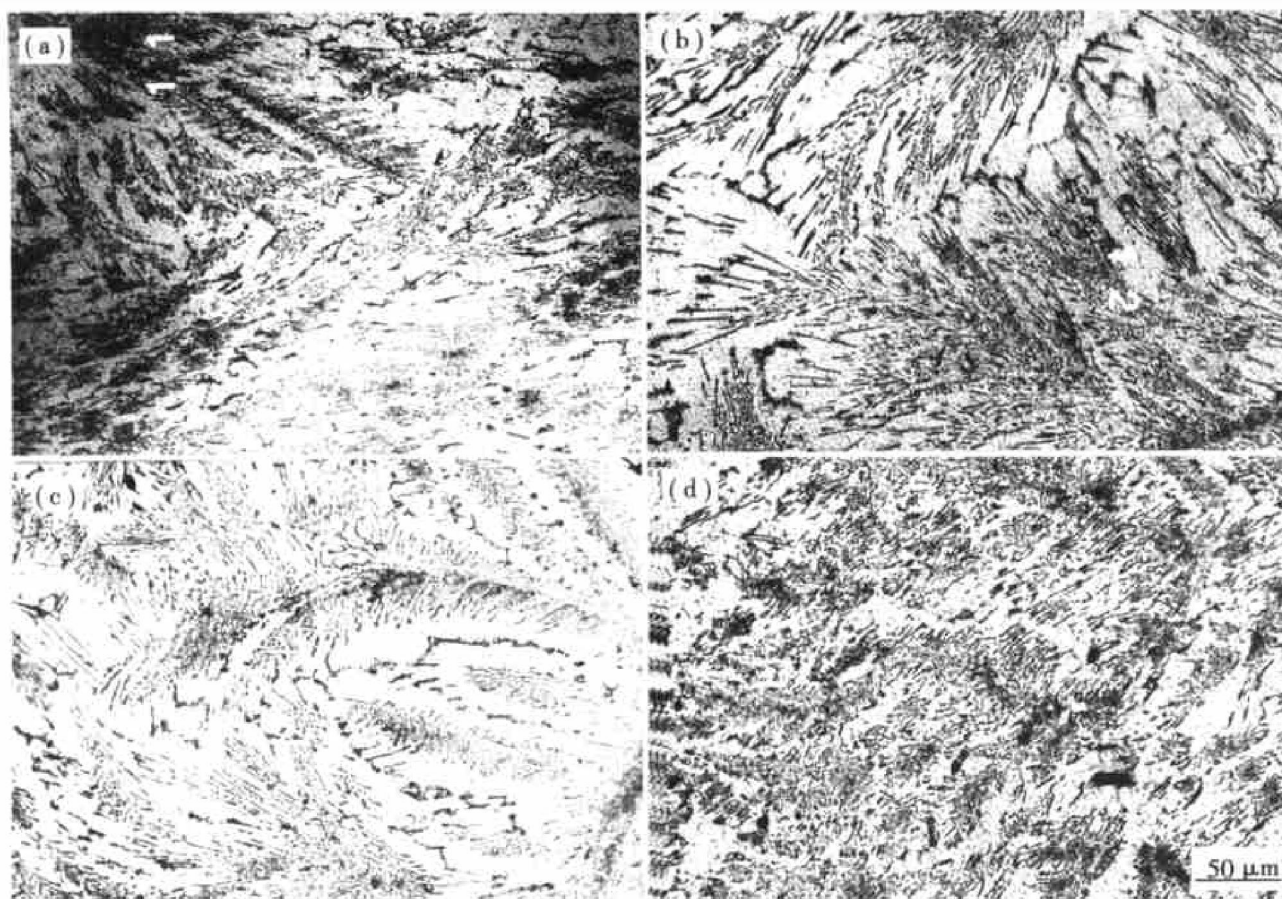


图 1 熔体过热处理引起的 Al_9FeNi 相形态的变化

Fig. 1 Changes of morphologies of Al_9FeNi phase by over-heating liquid 2618 alloy

(a) $720\text{ }^{\circ}\text{C}$; (b) $800\text{ }^{\circ}\text{C}$; (c) $880\text{ }^{\circ}\text{C}$; (d) $960\text{ }^{\circ}\text{C}$

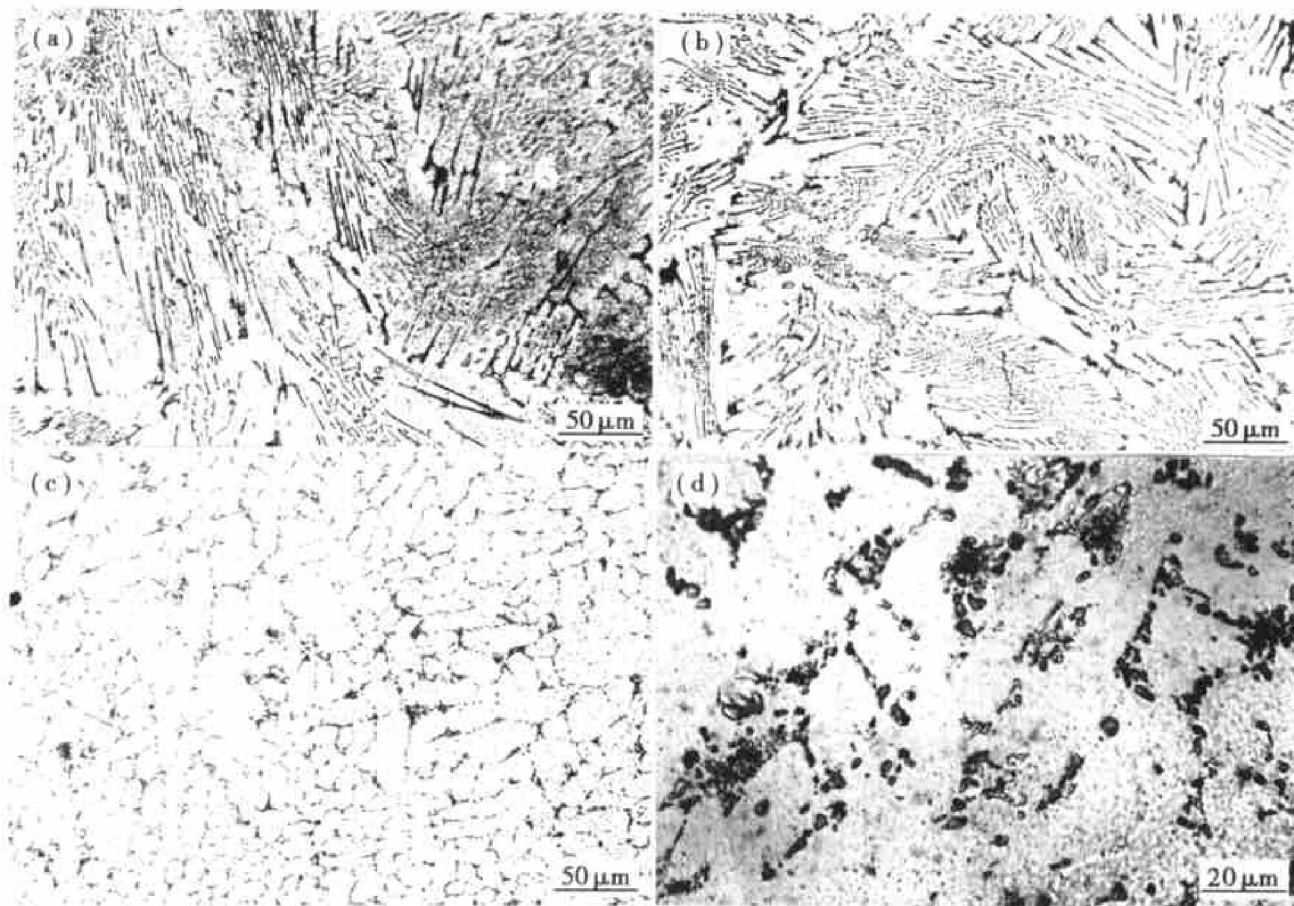


图 2 熔体过热加冷料搅拌后 Al_9FeNi 相形态

Fig. 2 Morphologies of Al_9FeNi phase by melt over-heating, stirring after adding cold metal into liquid 2618 alloy

(a) $-880\text{ }^{\circ}\text{C}$, adding return metal; (b) $-960\text{ }^{\circ}\text{C}$, adding return metal;
(c) $-880\text{ }^{\circ}\text{C}$, adding pure aluminum; (d) —Amplification of Fig. 2(c)

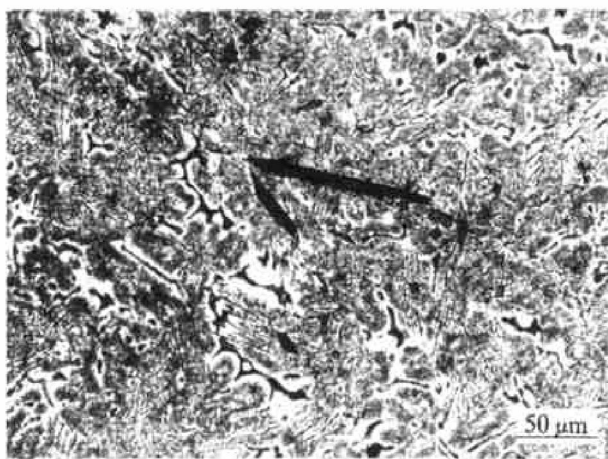


图 3 均匀化组织

Fig. 3 Homogenous microstructure

遗传得以部分消除, 所以 Al_9FeNi 相的形态和尺寸与 $720\text{ }^{\circ}\text{C}$ 浇注时相差不大。图 4 所示为 $\text{Al}-10\%\text{Fe}$ 和 $\text{Al}-10\%\text{Ni}$ 中间合金组织, 组织中有粗大的针片状和颗粒状初晶相。查二元相图手册^[10] 可知 $\text{Al}-10\%\text{Fe}$ 和 $\text{Al}-10\%\text{Ni}$ 液相线温度分别约为 $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和

$600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。当过热到液相线温度以上时, Al_3Fe 和 Al_3Ni 将得以彻底溶解, Fe 和 Ni 原子均匀分布在铝液中, 在随后的冷却过程中形成细小均匀分布的 Al_9FeNi 相。而在较低的过热温度下, 由于初晶 Al_3Fe 难以得到彻底溶解, 还残留有许多弥散的 Al_3Fe 核心。在随后的凝固过程中, 若冷却速度较慢, 将促进形成较粗的针状 Al_9FeNi 相。若进一步降低熔体凝固速度(如 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 模), 未完全溶解的 Al_3Fe 及新形成的 Al_9FeNi 相将产生偏聚, 以至出现粗大初晶 Al_9FeNi 相。

将 2618 合金熔体过热加合金回炉冷料急冷凝固后, 合金中 Al_9FeNi 相没有得到细化, 形态也未得到改变, 仍为较粗大的针状组织, 这主要是由于合金冷料加入熔体后 Al_9FeNi 相未能完全熔化溶解, 从而在凝固过程中促进 Al_9FeNi 相的形成所致。而熔体 $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ 过热加铝锭搅拌急冷后, 铸锭基体组织变为细小的等轴晶, 且 Al_9FeNi 相形态发生质

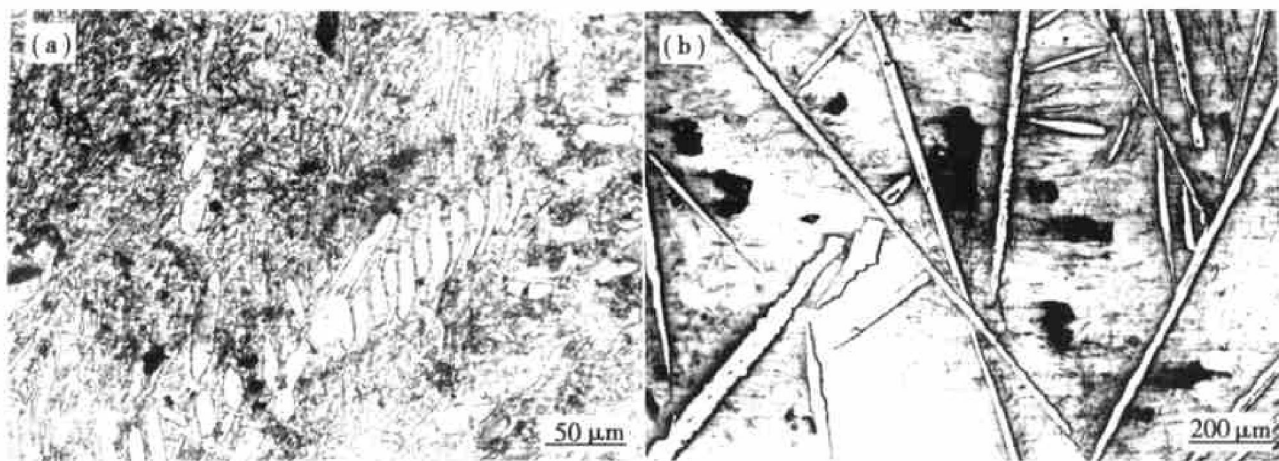


图 4 中间合金的组织

Fig. 4 Microstructure of intermediate metal

(a) —Al-10% Ni; (b) —Al-10% Fe

的变化, 它以细小颗粒状分布在 α 相晶界处。这主要是冷铝锭在过热熔体中急速熔化时, 产生了许多微粒悬浮体^[11], 它们可以起非均质形核作用, 作为 α 相形核的核心, 另外微粒还起微型冷铁作用改善成核条件, 形成更大的成分起伏和能量起伏^[11], 从而获得较细小的晶粒组织。晶粒细化和强烈的机械搅拌使 Al_9FeNi 相以细微颗粒分布在晶界处。

4 结论

1) 2618 合金熔体 960 °C 过热后在适当的冷却条件下凝固可以得到均匀分布且细小的针片状 Al_9FeNi 相。

2) 2618 合金熔体 880 °C 过热加冷铝锭搅拌后凝固可以得到细小的等轴晶基体组织, 并使 Al_9FeNi 相由针片状变为细小颗粒状, 最大颗粒长度约为 4 μm 。

3) 2618 合金 720 °C 过热后在 250 °C 锭模中凝固时出现 Al_9FeNi 初晶偏析, 而在 100 °C 锭模中凝固则没有出现 Al_9FeNi 初晶偏析, 表明冷却速度对 2618 合金中 Al_9FeNi 初晶偏析起决定作用。

[REFERENCES]

- [1] WANG Zhu-tang(王祝堂) and TIAN Yong-zhang(田荣璋). Alloy and Its Working Handbook(合金及其加工手册) [M]. Changsha: Central South University of Technology Press, 1989.
- [2] Bergsma S C and Li X. Effects of thermal processing and copper additions on the mechanical properties of aluminum alloy ingot AA2618 [J]. J Mater Eng & Perform, 1996, 5(1): 100– 108.
- [3] Oguocha I N A and Yannacopoulos S. The structure of Al_xFeNi phase in Al-Cu-Mg-Fe-Ni alloy (AA2618) [J]. J Mater Sci, 1996, 31(21): 5615– 5621.
- [4] ZU Tian(竹 添), JIANG Lin-yi(江林译) and REN Ji-jiang(任继江). 耐热性 CR-18 铝合金的开发 [J]. Aluminum Working(铝加工), 1991, (5): 48– 54.
- [5] LIU Cur-yu(刘存玉), MO Li-ling(默丽玲) and LI Hong(李 红). 2618A 铝合金锻件 T6 热处理制度的研究 [J]. Working Technology of Light Alloy(轻合金加工技术), 1993, (10): 26– 29.
- [6] XI Li-lin(郝丽林), LI Guang-cheng(李光澄) and MA Zhong-wei(马仲伟). The study on ageing technology of LD7 aluminum alloy [J]. Hot Working and Technology (热加工工艺), 1997(2): 30– 32.
- [7] WEI Peng-yi(魏朋义), FU Heng-zhi(傅恒志) and Reif W. 熔体搅拌 Al-12.0% Si 合金的组织细化 [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报), 1996, 6(1): 98– 102.
- [8] LIU Xiang-fa(刘相法), BIAN Xiufang(边秀房) and MA Jiarji(马家骥). 铝合金组织遗传现象及其利用的研究 [J]. Acta Metallurgica Sinica(金属学报), 1997, 33(10): 1062– 1068.
- [9] LI Shu-suo(李树索) and WANG De-ren(王德仁). Al-37% Si 合金磷度质及电磁搅拌显微组织的研究 [J]. Materials for Mechanical Engineering(机械工程材料), 1998, 22(5): 14– 16.
- [10] YU Jue-qi(虞觉奇), YI Wen-zhi(易文质), CHEN Bang-di(陈邦迪), et al. Binary Alloy Phase Diagrams(二元合金状态图集) [M]. Shanghai: Science and Technology Press, 1987.
- [11] GEN Hao-ran(耿浩然), MA Jiarji(马家骥) and WANG Yong-jun(王拥军). 高强度铸造铝合金的熔体过热处理 [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报), 1994, 4(4): 73– 77.

Effect of casting process on microstructure of Al₉FeNi phase in 2618 alloy

WANG Jian-hua^{1, 2}, YI Dan-qing², CHEN Kang-hua², LU Bin², LIU Sha²

(1. Institute of Mechanical Engineering, Xiangtan University,
Xiangtan 411105, P. R. China;

2. Department of Materials Science and Engineering, Central South University,
Changsha 410083, P. R. China)

[Abstract] The effects of melt over-heating, melt-stirring after adding cold metal as well as cooling rate of liquid metal on the morphology of Al₉FeNi phase in 2618 alloy have been investigated. The results show that melt over-heating treatment at 960 °C leads to finer and better-distributed needle-like Al₉FeNi phase comparing with normal casting process at 720 °C; the grain size of Al₉FeNi phase is about 4 μm in length, which could be obtained by over-heating the liquid 2618 alloy at 880 °C and melt-stirring after adding cold aluminum block; and small solidification rate after over-heating at 720 °C leads to the formation of primary Al₉FeNi phase.

[Key words] casting process; 2618 alloy; morphology of Al₉FeNi phase

(编辑 何学锋)