

熔体冷却速率和热处理对 A359 铝合金力学性能的影响

李 聪 陈豫增 赵 越 刘 峰
(西北工业大学凝固技术国家重点实验室)

摘 要 采用阶梯金属型制备了在不同熔体冷却速率下的 A359 铝合金试样,并对其进行了 T6 热处理。研究了冷却速率及热处理对合金力学性能的影响。结果表明,随冷却速率提高,铸态和 T6 态 A359 铝合金的抗拉强度及伸长率同时提高。结合合金微观组织表征及金属强化理论,分析了冷却速率对合金力学性能演变的影响。分析表明,随冷却速率提高,非平衡凝固组织中微观组织的细化、溶质原子的过饱和固溶、Al 基体中出现的大量纳米 Si 颗粒和共晶 Si 中出现的大量纳米 Al 颗粒共同导致了 A359 铝合金强度、塑性的同时提高。

关键词 铸造铝合金;熔体冷却速率;凝固;热处理;微观组织;力学性能

中图分类号 TG146.21;TG156

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.07.006

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of Melt Cooling Rate and Heat Treatment on Mechanical Properties of A359 Aluminum Alloy

Li Cong, Chen Yuzeng, Zhao Yue, Liu Feng

(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University)

Abstract: The A359 alloy was prepared by lattice-type metal mold with different melt cooling rates, and further treated by T6 heat treatment. On this basis, the effects of melt cooling rate and heat treatment on the mechanical properties of the alloy were investigated. The results indicate that the tensile strength and elongation of the as-cast and T6 treated alloys are increased simultaneously with the increase of melt cooling rate. Furthermore, the influence mechanism of melt cooling rate on the evolution of mechanical properties of the alloy was analyzed combining with the microstructure characterization and the theory of metal strengthening and toughening. The strength and ductility of the A359 alloy are increased simultaneously with the increase of melt cooling rate, which is mainly attributed to the refinement of non-equilibrium solidification microstructure, supersaturated solution of solute atoms, large amounts of nano Si particles in Al matrix and large amounts of nano Al particles in eutectic Si.

Key Words: Casting Aluminum Alloys, Melt Cooling Rate, Solidification, Heat Treatment, Microstructure, Mechanical Properties

随着先进铸造技术的快速发展,材料制备过程中凝固的非平衡性显著提高,从而改变了近平衡凝固遵循的界面热力学和传输动力学^[1],非平衡凝固对固态相变的影响得到重视。已有研究表明,材料加工过程中的非平衡凝固会显著改变合金的凝固组织,从而影响合金后续热处理过程中的组织及性能演化^[2~5]。如通过熔体纺丝技术制备的 A359^[2]、A357^[3] 铝合金,初生 α -Al 相的二次枝晶臂间距显著减小,共晶 Si 的形貌不同于常规铸造中的粗大的针片状,而是转变为细小的珊瑚状,同时由于冷却速率提高,Mg、Si 溶质原子在基体中过饱和

固溶,合金的力学性能显著提升。另外,发现热处理促进了快速凝固制备的 A359 铝合金组织中纳米 Si 颗粒的长大,其尺寸从 19 nm 增长到 80 nm(473 K $\times$ 12 h)和 1.72 μ m(723 K $\times$ 12 h)^[2]。DONG X X 等^[4]通过甩带法制备了 Al7SiMg 铝合金,在其组织中观察到两种类型的 Si 颗粒,尺寸分别为 13~50 nm 和 50 至几百 nm。LI X P 等^[5]通过选区激光熔化技术制备了 Al-12Si 铝合金,发现在基体中存在大量纳米 Si 颗粒,且初生 α -Al 相枝晶臂被细小的网络状共晶 Si 颗粒包围;同时发现固溶处理后,Si 颗粒尺寸呈双峰分布,即热处理

收稿日期:2021-03-26;修改稿收到日期:2021-04-30
基金项目:国家重点研发计划资助项目(2019YFB2006502);国家自然科学基金资助项目(52071262,51771153);陕西省重点研发计划资助项目(2020ZDLGY13-01)
第一作者简介:李聪,男,1996 年出生,博士研究生,西安(710072),E-mail:17782934050@163.com
通信作者:陈豫增,男,1980 年出生,教授,西安(710072),E-mail:yzchen@nwpu.edu.cn
引用格式:李聪,陈豫增,赵越,等. 熔体冷却速率和热处理对 A359 铝合金力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(7):821-826.
LI C, CHEN Y Z, ZHAO Y, et al. Effects of melt cooling rate and heat treatment on mechanical properties of A359 aluminum alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(7):821-826.

之前的纳米尺寸和热处理之后的微米尺寸,最终极大地改善了合金的塑性。因此,通过控制熔体冷却速率来研究不同非平衡凝固条件下组织的演化规律及非平衡凝固组织对后续热处理的影响具有积极意义。

Al-Si 铸造合金因具有优良的铸造性能、耐腐蚀性能和机加工性能,广泛应用于航天、航空及汽车制造等领域^[6]。在正常铸造条件下,Al-Si 铸造合金的显微组织主要由较软的 α -Al 枝晶和枝晶间形成的脆性共晶 (Al+Si) 相组成。Si 的加入有助于提高合金的铸造性^[7],但共晶 Al-Si 相的形成对 Al-Si 合金的力学性能有不利影响^[8]。同时,Al-Si 合金充型能力较好,适用于重力铸造、挤压铸造、压力铸造等生产薄壁件和复杂件。然而,铸铝结构件一般对力学性能有一定要求,这就需要对铝合金铸件在一定条件下进行热处理。如铸造铝合金经 T6 处理(固溶+时效)可进一步改善其力学性能^[9]。此外,非平衡凝固会对后续热处理过程中材料的组织和性能产生显著影响。DANG B 等^[10]以 A356 铝合金为例,提出了一种快速凝固与后续的热处理相结合的简单路线,随着冷却速率增加,快速凝固结合 T6 处理使合金的强度和塑性同时提高。因此,研究熔体冷却速率对 Al-Si 基合金 T6 处理过程中的组织和性能的影响十分重要。近些年来,铸造技术发展十分迅速,真空压铸因其生产效率高、能近净成形高品质复杂薄壁件的技术优势,在铝合金汽车结构件生产中广泛应用^[11]。A359 铝合金铸造性能及力学性能良好,广泛应用于汽车压铸结构件的生产,当铸件壁厚差较大时,各部分熔体冷却速率相差较大,导致铸件组织不均匀,因此热处理工艺方案的制定需考虑大壁厚差引起的铸件各部位凝固组织及固态转变特征。但是对于 A359 铝合金,还未出现有关熔体冷却速率对合金 T6 处理过程中组织和性能影响的相关报道。

因此,本课题以 A359 铝合金为研究对象,探究不同熔体冷却速率和后续的固态相变对组织性能的调控

规律,最终提高合金的力学性能。

1 试验材料与方法

试验材料为商用 A359 铝合金,其实测化学成分见表 1。

表 1 A359 合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of A359 aluminum alloy %						
ω_B						
Si	Mg	Fe	Ti	Zn	Sr	Al
9.44	0.58	0.11	≤ 0.02	≤ 0.01	≤ 0.02	余量

A359 铝合金在 RJX-2 井式电阻炉中熔炼。待铸锭完全熔化后,将炉温控制在 993 K 保温 30 min,然后精炼除气,待熔体温度降至 953 K 时保温 10 min 后浇注。通过阶梯金属型可制备不同冷速条件下的试样,取样分析位置尽量避开冒口处的缺陷。采用 Carbolite CWF1300/5 通用型马弗炉和恒温油浴炉对铸态试样进行 T6 处理,固溶温度为 813 K,人工时效温度为 443 K,并通过显微硬度值的变化分别确定峰值固溶和峰值时效时间。

试样经不同规格砂纸机械研磨,再用不同粒径抛光剂抛光,采用体积分数为 0.5% 的 HF 水溶液腐蚀 30 s,随后用酒精冲洗干净。采用 Axio Scope.AI 偏光光学显微镜观察显微组织;采用 Instron 5967 型万能试验机进行力学性能测试,拉伸试样标距尺寸为 10 mm $\times$ 2 mm $\times$ 1 mm,横梁位移速率为 0.3 mm/min,试样应变速率为 5 $\times$ 10⁻⁴ s⁻¹。

2 试验结果分析

2.1 不同处理状态下 A359 合金的力学性能

图 1 为不同冷速条件下和 T6 处理的 A359 铝合金的应力-应变曲线。从图 1a 可以看出,不同熔体冷却速率下,A359 铝合金铸态的强度和塑性有明显差别,增加冷却速率会显著提高合金的强度和塑性。对不同冷却

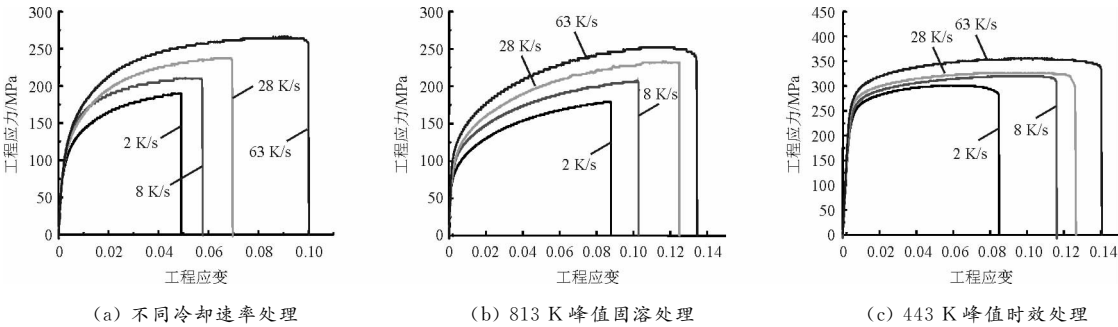


图 1 不同冷速条件下和 T6 处理的 A359 铝合金的应力-应变曲线

Fig.1 Engineering stress-strain curves of A359 alloys processed by different cooling rates and the subsequent T6 heat treatment

速率下的 A359 铝合金进行 T6 处理后,发现其强度和塑性与冷却速率保持正相关,最终在 63 K/s 的冷却速率下结合优化的 T6 处理,得到其抗拉强度为 355 MPa,伸长率为 14%,见图 1c。

通过显微硬度值的变化分别确定 T6 处理中峰值固溶时间和峰值时效时间,见图 2 和图 3。可以看出,在冷却速率为 63 K/s 下,经 813 K×1 h 固溶,其显微硬度达到最大值;而冷却速率为 28 K/s 下,经 813 K×2 h 固溶达到峰值硬度;冷却速率为 8 K/s 和 2 K/s 条件

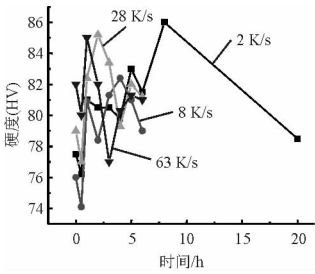


图 2 不同冷却速率下 A359 铝合金硬度随 813 K 固溶处理时间的变化
Fig.2 The variation law of hardness of A359 alloy with 813 K solution treatment under different cooling rates

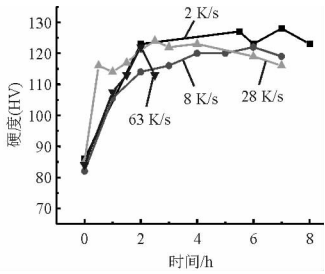
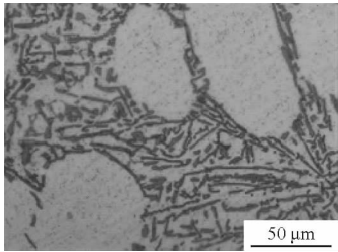
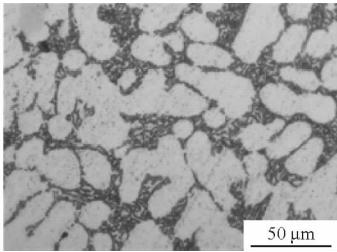


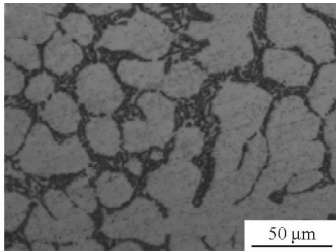
图 3 不同冷却速率下 A359 铝合金峰值固溶处理后时效显微硬度曲线
Fig.3 Microhardness curves of A359 alloy under different cooling rates after peak solution heat treatment



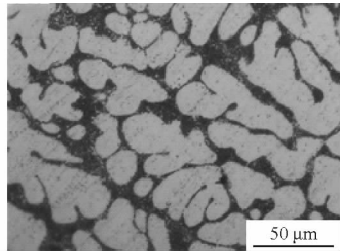
(a) 2 K/s



(b) 8 K/s



(c) 28 K/s



(d) 63 K/s

图 4 不同冷速条件下铸态 A359 铝合金的显微组织

Fig.4 The microstructures of as-cast A359 alloy under different cooling rates

金属间化合物及 Mg_2Si 相混存在共晶组织中^[14]。

A359 铝合金铸态组织中 $\alpha-Al$ 枝晶的二次枝晶臂间距对熔体冷却速率比较敏感。为了定量分析冷却速率与二次枝晶臂间距之间的关系,采用 Image J 软件分别测量了不同冷却速率下多张金相照片的 $\alpha-Al$ 枝晶二次枝晶臂间距的平均值,最终获得了平均二次枝晶臂间距与冷却速率之间的关系,见图 5。二次枝晶臂间距随着冷却速率的增加而减小,这是由于冷却速率提高会导

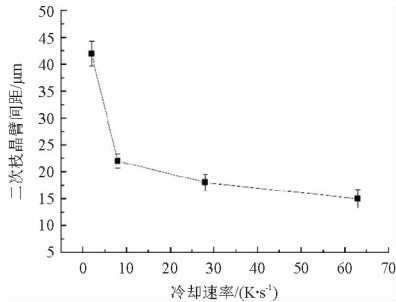


图 5 铸态 A359 铝合金中二次枝晶臂间距随冷却速率的变化
Fig.5 Variation of secondary dendrite arm spacing in as-cast A359 alloy with cooling rates

下,经 813 K 分别固溶 4 h 和 8 h 显微硬度才达到最大值。结果表明,随着冷却速率提高,合金达到峰值硬度所需的固溶时间减少,由此可确定不同冷却速率下 A359 铝合金的峰值固溶时间。由图 3 可以看出,不同冷却速率下峰值固溶处理的 A359 合金硬度随着时效时间的增加先快速上升,然后趋于稳定,因此可以确定冷却速率由高到低时效处理的峰值时效时间分别为 2、2.5、6、7 h。

分析不同状态合金的力学性能发现,固溶处理后,A359 铝合金的强度略有降低,而伸长率显著提高;对固溶处理后的合金进行时效后,强度显著增加,伸长率无明显变化。T6 处理后合金力学性能的变化与未经过快速凝固处理的 Al-Si 合金相似^[12],相应的机制有关研究已经进行了报道^[13]。

2.2 不同处理状态下 A359 铝合金的显微组织

A359 铝合金的凝固组织特征为,较粗的初生 $\alpha-Al$ 枝晶和枝晶间的共晶结构,见图 4。其共晶组织主要为 Al 相和片状或珊瑚状的 Si 相,另外有研究表明,富 Fe

致熔体的过冷度变大,原子扩散受阻抑制了初生 $\alpha-Al$ 相的长大,从而获得细小的树枝晶。

另外,随着冷却速率增加,共晶 Si 的形貌和尺寸发生了明显的演变。当冷却速率为 2 K/s 时,组织中共晶 Si 呈现粗大的片状;随着熔体冷却速率提高,组织中共晶 Si 由粗大的层片状向细小的珊瑚状和纤维状转变。当冷却速率增加,固液界面处液相前沿的过冷度升高,存在于液相前沿的 Si 原子的临界形核半径减小,共晶 Si 的形核率提高,由于较高冷速条件下初生 $\alpha-Al$ 相的二次枝晶臂间距较小,限制了共晶 Si 的生长,导致共晶组织细化^[15]。

经过固溶处理之后,共晶 Si 的形貌和铸态相比发生了明显的改变,共晶 Si 由边缘锋利的不规则层片状转变为短棒状和球状,见图 6。随着熔体冷却速率增加,在固溶处理 1 h 后,共晶 Si 的球化效率逐渐提高,其中冷却速率为 63 K/s 和 28 K/s 的试样中,共晶 Si 基本完成了球化,只有少数短棒状共晶 Si 存在;而冷却速率较慢的试样中,共晶 Si 的球化程度较差,还存在大

量的片状和棒状共晶 Si, 见图 6a 和图 6b。另外, 较高冷却速率下凝固的合金经固溶处理后, 共晶 Si 的数目更多, 尺寸更小, 分布更加均匀。因此, 提高冷却速率,

可以显著加快固溶处理过程共晶 Si 颗粒的演变速率, 缩短共晶 Si 的球化时间, 使共晶 Si 颗粒分布更加均匀、弥散。

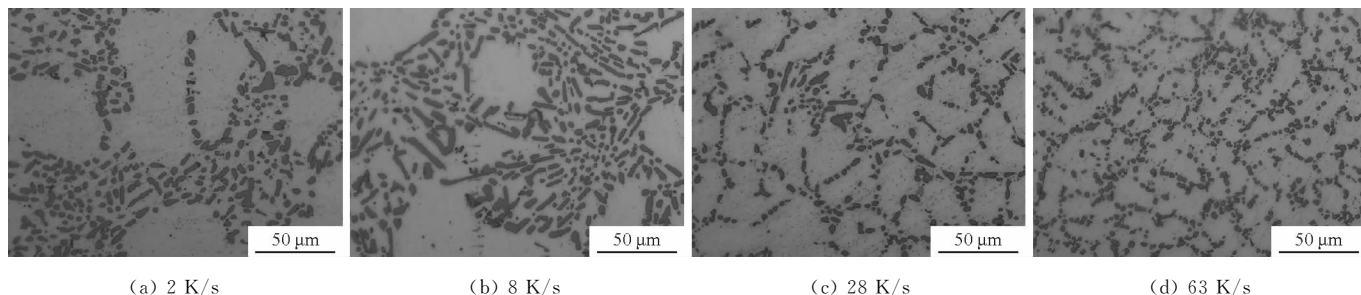


图 6 不同冷却速率 A359 铝合金经 813 K×1 h 固溶处理的微观组织

Fig.6 The microstructures of A359 alloy solidified under different cooling rates after solution treatment at 813 K for 1 h

3 分析和讨论

3.1 冷却速率对 A359 铝合金力学性能的影响

通过控制熔体冷却速率结合 T6 处理使 A359 铝合金强度和塑性同时提升, 在冷却速率为 63 K/s 时, 结合 T6 处理得到合金的抗拉强度为 355 MPa, 伸长率为 14%。随着冷却速率增加, 微观结构细化造成的细晶强化、固溶强化和 β' 相沉淀强化均使合金强度增加^[16,17]。同时, 高度分散的 Si 颗粒引起的 Orowan 强化也使强度增加。DANG B 等^[10]在研究 A356 铝合金非平衡凝固及后续固态处理中发现, 非平衡凝固条件下 A356 铝合金组织中发现纳米 Si 和 Al 颗粒, 且稳定性较好, 不受固溶处理的影响; 时效处理后合金组织中析出沉淀相和纳米孪晶 Si。A359 铝合金与 A356 铝合金成分相似, 因此, 本研究中 A359 铝合金的非平衡凝固组织中可能也存在大量纳米 Si 颗粒, 并且共晶 Si 颗粒内部也存在纳米 Al 颗粒。

研究表明, A356 铝合金组织中的纳米 Si 颗粒在冷却速率大于 1.2 K/s 时出现在基体中, 且数密度与冷却速率正相关; 纳米 Al 颗粒在冷却速率大于 20 K/s 时, 出现在共晶 Si 中^[18]。随冷却速率提高, 共晶 Si 形貌和尺寸的改善使得铝合金在变形过程中不容易在共晶 Si 处产生较大的应力集中, 从而避免合金提前断裂, 使得合金强度、塑性同时提高。另外, 在铝合金变形过程中, 纳米 Si 颗粒阻碍位错运动, 从而使 Al 基体的位错存储能力增强, 同时缓解了共晶 Si 处位错塞积引发的应力集中, 且随冷却速率提高, 纳米 Si 颗粒的数密度增加, 进一步钉扎了位错运动, 使铝合金强度、塑性提高; 同时, 共晶 Si 颗粒内的纳米 Al 颗粒使共晶 Si 具有一定的协调塑性变形的能力, 从而提高其塑性。因此, A359 铝合金的铸态强度和伸长率随冷却速率提高而同时提高, 见图 1a。

由图 4 和图 6 可见, 固溶处理会使共晶 Si 球化, 且球化效果与熔体冷却速率相关。共晶 Si 尺寸越小, 越接近球状, 合金变形过程中在 Si 颗粒边界处产生的应力集中越小, 从而减少微裂纹的萌生, 极大地改善合金的塑性。非平衡凝固条件下组织中的纳米 Si 和纳米 Al 颗粒不受固溶处理的影响, 所以其对铝合金强度和塑性的有利作用在固溶处理后得以遗传。因此, 随熔体冷却速率提高, 合金固溶处理后的强塑性同时提高, 见图 1b。

在时效处理阶段, Al 基体中的过饱和固溶元素逐渐演化为沉淀相, 由过饱和和溶质原子产生的固溶强化转变为由析出相产生的 Orowan 强化。Orowan 强化效果比固溶强化效果好^[19], 因此, 相比于固溶态, 时效后铝合金的强度显著提高。如前所述, 时效处理后铝合金组织中析出大量沉淀相和纳米孪晶 Si, 且沉淀相和纳米孪晶 Si 密度随着冷速增大而增大, 对强度和塑性的贡献也随冷速提高而增大; 另外, 铸态组织中的纳米 Si 和 Al 颗粒经过 T6 处理后仍然存在, 仍能改善合金的塑性。铝合金 T6 处理后的强度和塑性与熔体冷却速率的关系见图 1c。可见, 非平衡凝固结合热处理可实现 A359 铝合金强度、塑性的提高。

3.2 冷却速率对 A359 铝合金固溶及时效动力学的影响

固溶处理过程中, 共晶 Si 颗粒球化实际上是 Si 原子向 Al 基体扩散的过程, 可近似描述为^[20]:

$$\frac{dR}{dt} = -\Omega \left[\frac{D}{R_0} + \sqrt{\frac{D}{\pi t}} \right] \quad (1)$$

式中, dR/dt 为随固溶时间共晶 Si 尺寸的变化率; R_0 为共晶 Si 的始态尺寸; Ω 为 Si 在基体中的过饱和度; D 为 Si 原子的扩散系数; t 为固溶处理时间。式(1)表明, 当共晶 Si 初始尺寸较小或者 Si 在基体中的过饱和度较大时, 有利于提高共晶 Si 的溶解速率。随着熔体冷却速率提高, 共晶 Si 的初始尺寸减小, Si 在基体中的过

饱和度增大;同时枝晶间距随冷速增加而减小,这使得 Si 原子向 Al 基体扩散的距离缩短,有利于共晶 Si 溶解,缩短球化时间。由图 2 可见,不同冷却速率条件下 A359 铝合金固溶后达到峰值硬度的时间大幅缩短,这一现象与不同熔体冷却速率条件下共晶 Si 的球化效率密切相关。同时,冷却速率提高会提高 Si 原子在 Al 基体中的固溶度并且细化共晶 Si,从而在固溶处理过程中提高球化效率,表现为合金经过固溶处理后达到峰值硬度的时间显著缩短。然而,在固溶处理过程中,当合金硬度达到峰值后,硬度值随着固溶处理时间延长呈现下降趋势,这是由于球化后的共晶 Si 颗粒发生了 Ostwald 熟化。

由图 1c 和图 3 可见,经过峰时效处理后,不同熔体冷却速率试样的硬度、强度不同,峰时效时间也不同,这表明合金加工过程中经历的非平衡凝固会影响后续的固态转变,即沉淀相的析出动力学。研究表明,在沉淀相析出初期,富 Si 的原子团簇是沉淀相的优先形核位置,进而促进沉淀相的长大^[21]。在时效过程中,基体组织中的纳米 Si 颗粒会促进后续沉淀相的形核,提高形核率,进而缩短时效时间。随冷却速率提高,纳米 Si 颗粒数密度增加,对析出相形核的促进作用增强,最终导致合金在固溶后峰值时效的时间随着熔体冷却速率的提高而缩短,这与图 3 相一致。

因此,提高熔体冷却速率不仅细化凝固组织,也显著影响固溶处理过程中共晶 Si 的球化行为和时效处理过程中沉淀相的析出动力学,缩短热处理时间,从而降低生产成本。

4 结 论

(1)随熔体冷却速率提高,A359 铝合金铸态和 T6 态强度、塑性同时提升;在熔体冷却速率为 63 K/s 时,经 T6 处理后其抗拉强度为 355 MPa,伸长率为 14%。

(2)随熔体冷却速率提高,A359 铝合金凝固组织中初生 α -Al 枝晶的二次枝晶臂间距减小,共晶 Si 形貌经历粗大片状→细小片状→纤维状→珊瑚状转变;随熔体冷却速率提高,合金固溶处理后共晶 Si 球化效率高,合金 T6 处理达到峰值力学性能的时间大幅缩短。

(3)随熔体冷却速率提高,A359 铝合金铸态强度、塑性同时提升来源于微结构细化产生的细晶强化、过饱和溶质原子产生的固溶强化、纳米 Si 颗粒产生的 Orowan 强化以及纳米 Al 颗粒对共晶 Si 变形承载能力的改善;随着熔体冷却速率增大,A359 铝合金 T6 处理后强度、塑性同时提升主要归因于非平衡凝固组织中分布于 Al 基体上的纳米 Si 颗粒和共晶 Si 颗粒内部的纳米 Al 颗粒在热处理过程中的热稳定性,Al 基体上的纳

米 Si 颗粒促进了 α -Al 枝晶的加工硬化,共晶 Si 颗粒内部的纳米 Al 颗粒使共晶 Si 具备一定的塑性变形能力。

参 考 文 献

- [1] 刘峰,张旭,张玉兵.非平衡凝固与固态相变的一体化研究[J].金属学报,2018,54(5):701-716.
- [2] RIOS C T O, PERES M M, BOLFARINI C, et al. Microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg ribbons[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2010, 495(2): 386-390.
- [3] CHEN Z, LEI Y, ZHANG H. Structure and properties of nanostructured A357 alloy produced by melt spinning compared with direct chill ingot[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2011, 509(27): 7473-7477.
- [4] DONG X X, HE L J, MI G B, et al. Two directional microstructure and effects of nanoscale dispersed Si particles on microhardness and tensile properties of AlSi7Mg melt-spun alloy[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2015, 618: 609-614.
- [5] LI X P, WANG X J, SAUNDERS M, et al. A selective laser melting and solution heat treatment refined Al-12Si alloy with a controllable ultrafine eutectic microstructure and 25% tensile ductility[J]. Acta Materialia, 2015, 95: 74-82.
- [6] GUTIERREZ-URRUTIA I, MUNOZ-MORRIS M A, MORRIS D G. Contribution of microstructural parameters to strengthening in an ultrafine-grained Al-7%Si alloy processed by severe deformation[J]. Acta Materialia, 2007, 55(4): 1319-1330.
- [7] REQUENA G, GARCÉS G, DANKO S, et al. The effect of eutectic Si on the strength of short-fibre-reinforced Al[J]. Acta Materialia, 2009, 57(11): 3199-3210.
- [8] WANG Q G. Microstructural effects on the tensile and fracture behavior of aluminum casting alloys A356/357[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2003, A34(12): 2887-2899.
- [9] FUOCO R, CORREA E. Incipient melting during solution heat treatment of Al-Si-Mg and Al-Si-Cu-Mg alloys[A]. Transactions of the American Foundry Society and the One Hundred Sixth Annual Casting Congress[C]. Washington D.C., 2002.
- [10] DANG B, ZHANG X, CHEN Y Z, et al. Breaking through the strength-ductility trade-off dilemma in an Al-Si-based casting alloy[J]. Scientific Reports, 2016, 6: 30874.
- [11] 熊守美,姜永正,卢宏远,等.铸造技术路线图:高压铸造[J].铸造,2017,66(6):529-534.
- [12] ZHU M, JIAN Z, YANG G, et al. Effects of T6 heat treatment on the microstructure, tensile properties, and fracture behavior of the modified A356 alloys[J]. Materials & Design, 2012, 36: 243-249.
- [13] MA K, WEN H, HU T, et al. Mechanical behavior and strengthening mechanisms in ultrafine grain precipitation-strengthened aluminum alloy[J]. Acta Materialia, 2014, 62(5): 141-155.
- [14] TAYLOR J A. Iron-containing intermetallic phases in Al-Si based casting alloys-Science Direct[J]. Procedia Materials Science, 2012, 1(1): 19-33.
- [15] MAKHLOUF M M, GUTHY H V. The aluminum-silicon eutectic reaction: Mechanisms and crystallography[J]. Journal of Light Metals, 2001, 1(4): 199-218.
- [16] DANG B, LI Y B, LIU F, et al. Effect of T4 heat treatment on microstructure and hardness of A356 alloy refined by Ga+In+Sn mixed alloy[J]. Materials & Design, 2014, 57(5): 73-78.

内置电磁熔体处理对大规格 2219 铝合金铸锭组织的影响

赵浩东^{1,2,3} 张志峰^{1,2,3} 白月龙^{1,2,3} 李 豹^{1,2,3} 高明伟^{1,2,3} 李敬学⁴ 黄顺友⁴ 王 威⁴

(1.有研科技集团有限公司国家有色金属复合材料工程技术研究中心; 2.有研金属复材技术有限公司;
3.北京有色金属研究总院; 4.新疆众和股份有限公司)

摘 要 针对传统大规格 2219 铝合金铸锭存在的组织粗大不均,宏观偏析严重及第二相粗大等问题,采用内置电磁熔体处理半连续铸造方法制备了 $\phi 630$ mm 2219 铝合金铸锭,通过光学显微镜、光谱仪、SEM 等测试方法对铸锭进行了凝固组织与成分检测,研究了内置电磁熔体处理对大规格 2219 铝合金铸锭凝固组织细化的影响,揭示了溶质元素的分布规律。结果表明,相比普通半连续铸造,使用内置电磁熔体处理法制备的铸锭沿径向上晶粒细小,平均晶粒尺寸在 200~300 μm 之间,组织整体上分布均匀,金属间化合物尺寸明显细化,晶间第二相呈断续网格状分布,Cu 分布更均匀。

关键词 内置电磁熔体处理; 2219 铝合金; 组织细化; 大规格铸锭; 第二相

中图分类号 TG146.21 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.07.007

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of Internal Electromagnetic Melt Treatment on Microstructure Refinement of Large Scale 2219 Aluminium Alloy Billet
Zhao Haodong^{1,2,3}, Zhang Zhifeng^{1,2,3}, Bai Yue-long^{1,2,3}, Li Bao^{1,2,3}, Gao Mingwei^{1,2,3},
Li Jingxue⁴, Huang Shunyou⁴, Wang Wei⁴
(1.National Engineering Research Center for Non-ferrous Metal Composites, GRINM Group;
2.Metal Composites Technology Co., Ltd.; 3.General Research Institute for Nonferrous Metals;
4.Xinjiang Joinworld Co., Ltd.)

Abstract: According to coarse structure, macrosegregation and coarse second phase existing in the traditional large scale 2219 alloy ingots, the 2219 alloy ingots with $\phi 630$ mm were fabricated by DC casting with internal electromagnetic melt treatment. The solidification microstructure and composition of the ingots were investigated by OM, spectrometer and SEM. The effects of electromagnetic melt treatment on the microstructure refinement of ingots were investigated, and the distribution law of solute elements was revealed. The results indicate that the grains of ingots prepared by the internal electromagnetic melt treatment are finer along the radial direction compared with that of ones by ordinary DC casting, of which the average size is in the range of 200~300 μm . The microstructure is evenly distributed overall with the obviously refined intermetallic compound, and the second inter-crystalline phase is distributed in a discontinuous net, where Cu is more evenly distributed.

Key Words: Internal Electromagnetic Melt Treatment, 2219 Aluminium Alloy, Grain Refinement, Large Scale Ingot, Second Phase

收稿日期:2020-10-20;**修改稿收到日期:**2021-02-11
第一作者简介:赵浩东,男,1993 年出生,博士研究生,北京(101400),E-mail: zhahadngooo@163.com
通信作者:张志峰,男,1970 年出生,教授,北京(101400),E-mail: zhangzf@grinm.com
引用格式:赵浩东,张志峰,白月龙,等. 内置电磁熔体处理对大规格 2219 铝合金铸锭组织的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2021, 41(7): 826-830.
ZHAO H D, ZHANG Z F, BAI Y L, et al. Effects of internal electromagnetic melt treatment on microstructure refinement of large scale 2219 aluminium alloy billet[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(7): 826-830.

[17] JIANG W M, FAN Z T, LIU D, et al. Correlation of microstructure with mechanical properties and fracture behavior of A356-T6 aluminum alloy fabricated by expendable pattern shell casting with vacuum and low-pressure, gravity casting and lost foam casting [J]. Materials Science & Engineering, 2013, A560: 396-403.

[18] 党波. A356 铝合金非平衡凝固与固态相变一体化研究[D]. 西安: 西北工业大学; 2016.

[19] ESMAEILI S, WANG X, LLOYD D J, et al. On the precipitati-

on-hardening behavior of the Al-Mg-Si-Cu alloy AA6111[J]. Metallurgical & Materials Transactions, 2003, A34(3): 751-763.

[20] AARON H B, KOTLER G R. Second phase dissolution[J]. Metallurgical Transactions, 1971, 2(2): 393-408.

[21] FALLAH V, LANGELIER B, OFORI-OPOKU N, et al. Cluster evolution mechanisms during aging in Al-Mg-Si alloys[J]. Acta Materialia, 2016, 103: 290-300.

(编辑: 栗万仲)