

冷却速率与热处理对 A356.2 铝合金微观组织及力学性能的影响

杨安同¹, 张宏涛², 邵光保², 李生仕², 吴孟武^{1, 3}

(1. 武汉理工大学 高温轻合金及应用技术全国重点实验室, 湖北武汉 430070;

2. 湖北三环锻造有限公司, 湖北襄阳 441700;

3. 武汉理工大学 现代汽车零部件技术湖北省重点实验室, 湖北武汉 430070)

摘要: 采用差压铸造制备了A356.2铝合金汽车转向节, 研究了冷却速率与热处理对转向节薄壁与厚壁部位微观组织及力学性能的影响。结果表明, 高冷却速率的薄壁部位铸态组织更细小, 二次枝晶臂间距为20.3 μm 。铸态组织中不规则的共晶Si在固溶处理2 h内迅速熔断并球化, 随后进入粗化阶段, 相同固溶处理时间下薄壁部位Si相平均等效直径小于厚壁部位。 α -Al基体在固溶处理后析出大量含硅弥散相, 薄壁部位弥散相密度高于厚壁部位。合金强度和伸长率均随固溶时间的延长逐渐提高并趋于稳定。时效过程中 α -Al基体上析出针状 β 相, 合金强度较固溶态进一步提高, 但伸长率逐渐减小。在固溶540 $^{\circ}\text{C} \times 2 \text{ h}$ +时效180 $^{\circ}\text{C} \times 6 \text{ h}$ 热处理工艺下, 合金力学性能较优, 薄壁部位抗拉强度为331 MPa, 屈服强度为271 MPa, 伸长率为9.7%, 厚壁部位抗拉强度为315 MPa, 屈服强度为253 MPa, 伸长率为10.3%。

关键词: A356.2铝合金; 差压铸造; 热处理; 冷却速率; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG146.2⁺1; TG249.2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4977 (2026) 06-0676-08

DOI: 10.27014/j.cnki.zhuzao.2026.0087

Effect of Cooling Rate and Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of A356.2 Aluminum Alloy

YANG An-tong¹, ZHANG Hong-tao², SHAO Guang-bao², LI Sheng-shi², WU Meng-wu^{1, 3}

(1. State Key Laboratory of Light Superalloys, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, Hubei, China; 2. Hubei Tri-Ring Forging Co., Ltd., Xiangyang 441700, Hubei, China; 3. Hubei Key Laboratory of Advanced Technology for Automotive Components, Wuhan University of Technology, Wuhan 430070, Hubei, China)

Abstract: The A356.2 aluminum alloy automotive steering knuckles were prepared by counter pressure casting, and the effects of cooling rate and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of thin-walled and thick-walled areas of the steering knuckle were studied. The results show that the as-cast microstructure in the thin-walled area with higher cooling rate is finer, with a secondary dendrite arm spacing of 20.3 μm . During the solution treatment, the irregular eutectic Si in the as-cast microstructure rapidly fragments and spheroidizes within the first 2 hours, followed by a coarsening stage. The average equivalent diameter of Si phases in the thin-walled area is smaller than that in the thick-walled area under the same solid solution treatment time. In the later stage of solution treatment, a large number of Si-containing dispersed phases precipitate in the α -Al matrix, with a higher density in the thin-walled areas than in the thick-walled areas. The strength and elongation of the alloy gradually increase and stabilize with increasing solution treatment time. During the aging treatment, needle-like β phases precipitate in the α -Al matrix, further enhancing the alloy strength compared to the solution state, while the elongation gradually decreases. Under the heat treatment process of solid solution at 540 $^{\circ}\text{C}$ for 2 h and aging at 180 $^{\circ}\text{C}$ for 6 h, the alloy exhibits superior mechanical properties. The tensile strength, yield strength and elongation of the alloy thin-walled areas are 331 MPa, 271 MPa and 9.7%, respectively, while those in the thick-walled areas are 315 MPa, 253 MPa and 10.3%, respectively.

Key words: A356.2 aluminum alloy; counter pressure casting; heat treatment; cooling rate; microstructure; mechanical property

基金项目: 湖北省技术创新计划项目(2025BAB084)。

收稿日期: 2026-02-05 收到初稿, 2026-03-01 收到修订稿。

作者简介: 杨安同(2001-), 男, 硕士生, 主要研究方向为汽车轻量化。E-mail: 19553501337@163.com

通信作者: 吴孟武, 男, 教授, 博士, 博士生导师。E-mail: wumw@whut.edu.cn

引用格式: 杨安同, 张宏涛, 邵光保, 等. 冷却速率与热处理对 A356.2 铝合金微观组织及力学性能的影响 [J]. 铸造, 2026, 75(6): 676-683.

YANG Antong, ZHANG Hongtao, SHAO Guangbao, et al. Effect of cooling rate and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356.2 aluminum alloy [J]. Foundry, 2026, 75(6): 676-683.

在节能减排的大背景下,轻量化已成为行业共识。转向节作为汽车转向系统的核心部件,复杂的服役工况对其综合力学性能提出了严苛要求。传统转向节多采用锻钢或球墨铸铁制造,虽能满足强度需求,但自重较大,不利于车辆的减重降耗。随着轻量化技术的推进,铝合金因其优异的比强度,在汽车中的应用持续攀升^[1-3]。Al-Si-Mg系合金是一类可热处理强化的合金,该系列合金具有较高的强度、优良的可焊性与耐蚀性,已被广泛用于汽车转向节的制造^[4]。

转向节的几何结构复杂,在铸造成形过程中各部位冷却速率不一致,这会严重影响其微观组织与力学性能的均匀性。因此开展实际铸造与热处理工艺条件下转向节各部位微观组织与力学性能的研究具有重要意义。Yang等^[5]研究了凝固过程中冷却速率对A356合金后续固溶行为的影响,得出提高冷却速率可显著细化铸态组织,从而大幅加速共晶Si在固溶处理过程中的熔断与球化过程,在缩短热处理时间的同时有效提升合金的力学性能。Elsharkawi等^[6]探究了Al-Si-Mg合金中富铁金属间化合物的微观演变机制,发现通过成分调控或固溶工艺优化,可促使有害铁相发生破碎、溶解或相变,进而显著提升合金的力学性能。Lin等^[7]探究了Al-Si-Mg合金中共晶Si的形态演变机制,指出通过优化固溶处理工艺,可有效诱导片层状共晶Si发生扩散球化,从而实现微观组织的显著细化与均匀化。Chen等^[8]研究发现,Al-7Si-Mg合金固溶处理期间析出的富Ti/Si纳米弥散相表现出明显的沉淀强化作用,通过Orowan机制有效提升了合金的显微硬度与力学稳定性。Kim等^[9]基于 β 相析出动力学,建立了差压铸造A356合金T5热处理的屈服强度模型,实现了对合金力学性能的有效预测与工艺优化。Zheng等^[10]利用高分辨透射电镜与定量电子衍射技术,深入剖析了Al-Mg-Si合金的析出强化机制与亚稳相晶体学特征,阐明了时效早期从球状团簇到针状 β 相的演变规律及其产生的三维共格强化效应。Vissers等^[11]结合高分辨透射电镜离焦重构与定量电子衍射技术,精确解析了Al-Mg-Si合金中亚稳 β '相的晶体学结构,明确其成分为 Mg_6Si_5 ,是空间群为 $P6_3/m$ 的六方结构,并通过第一性原理计算证实了该模型中Si原子沿 c 轴无序排布的能量稳定性。

然而,现有研究多基于冷却速率均一的标准试棒开展,关于复杂铸件铸造过程中冷却速率及后续热处理工艺对合金微观组织及力学性能影响的研究较少。本课题以差压铸造A356.2铝合金转向节为对象,选取具有显著冷速差异的薄壁和厚壁区域,对比研究了其在铸态及固溶和时效过程中的微观组织及力学性能演变规律,以期对复杂铝合金铸件的力学性能调控提供参考和借鉴。

1 试验材料及方法

试验采用A356.2铝合金,其化学成分见表1。在集中熔炼炉中将铝合金加热至720℃使其完全熔化,然后转运至坩锅中保温,随后向铝液中通入高纯氮气进行精炼除气,并分别加入Al-10Sr和Al-5Ti-B中间合金进行硅相变质与细化处理。将处理好的铝液转移至差压铸造机保温炉中,铸造过程采用五段式压力曲线控制,其中升液压力为18 kPa,充型压力为45 kPa,保压压力为190 kPa。铸造完成后,将转向节铸件取出并进行水冷。随后,将铸件放入箱式电阻炉中进行固溶处理,完成后立即水淬并吹干表面,最后进行时效处理。具体热处理工艺参数如表2所示。

表1 A356.2铝合金的化学成分
Tab. 1 Chemical composition of the A356.2 aluminum alloy
 $w_B/\%$

| Si | Mg | Ti | Fe | Cu | Mn | Zn | Al |
|------|------|------|------|------|------|------|----|
| 7.47 | 0.37 | 0.12 | 0.14 | 0.01 | 0.03 | 0.02 | 余量 |

表2 铝合金热处理工艺参数
Tab. 2 Heat treatment parameters for the aluminum alloy

| 热处理工艺 | 温度/℃ | 时间/h | 冷却介质 |
|-------|-------|-------------|------|
| 固溶处理 | 540±5 | 0.5、2、4、6、8 | 水 |
| 时效处理 | 180±5 | 0.5、2、4、6、8 | 空气 |

采用线切割对转向节进行取样。在每个转向节的薄壁与厚壁位置分别截取直径为10 mm的圆柱试棒,取样位置如图1(a)所示(其中绿色试样取自薄壁位置,蓝色试样取自厚壁位置)。随后按照GB/T 228.1—2021加工得到力学性能试棒,试棒尺寸如图1(b)所示。使用电子万能试验机进行室温拉伸试验,两位置各测试三根试棒,力学性能数据取其平均值。为量化表征薄壁与厚壁位置的冷却速率差异,采用ProCAST软件对转向节差压铸造充型及凝固过程进行数值模拟,在模拟软件中设置铝液的浇注温度为720℃,模具预热温度为400℃,铸件与模具的换热系数为 $1\ 000\ W \cdot m^{-2} \cdot K^{-1}$ 。通过数值模拟获得铸件的凝固时间分布图。

从拉伸试棒中心位置截取金相试样,依次经过240#~2 000#砂纸研磨后,使用金刚石喷雾抛光剂进行抛光,随后使用凯勒试剂(95% H_2O +2.5% HNO_3 +1.5% HCl +1% HF ,体积分数)腐蚀20~30 s,在光学显微镜(OM)和扫描电子显微镜(SEM)下观察组织形貌。另从经时效处理的试棒中心位置截取厚度为0.5 mm左右的试样,经砂纸预磨至50 μm ,然后用冲裁模从试样

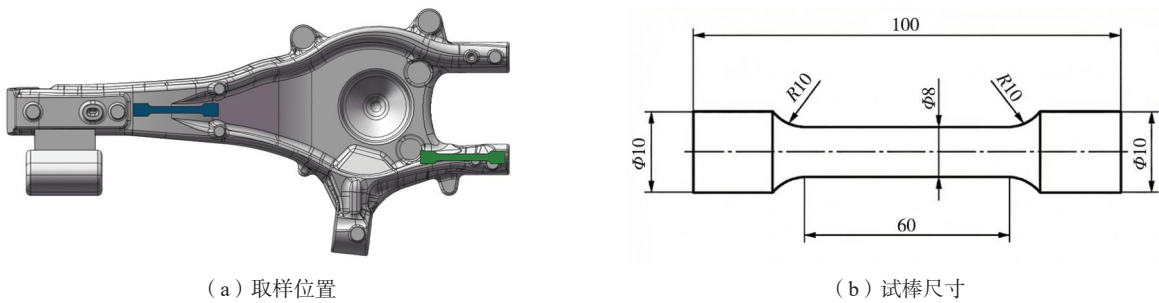


图1 取样位置及拉伸试棒尺寸

Fig. 1 Sampling positions and dimensions of the tensile test specimen

中心冲下一个直径为3 mm的小圆片试样,经离子减薄处理后,采用透射电镜(TEM)观察时效析出相。

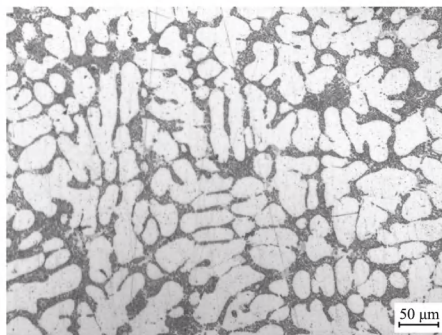
利用ImageJ软件对合金光学显微镜下微观组织的二次枝晶臂间距(SDAS)进行统计,计算公式^[12]如下:

$$d = \frac{L}{N-1} \quad (1)$$

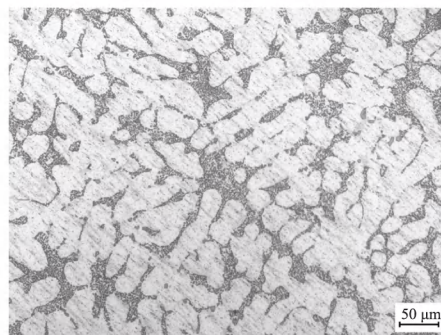
式中: d 为二次枝晶臂间距; L 为测量线长度; N 为沿长度 L 所计数的二次枝晶臂数量。

对共晶Si的等效直径和长径比进行统计,共晶Si的等效直径计算方法如式(2)^[13]所示。共晶Si的长径比为共晶Si拟合椭圆的长轴和短轴之比。

$$R_{Si} = \sqrt{\frac{4A_{Si}}{\pi}} \quad (2)$$



(a) 薄壁位置



(b) 厚壁位置

图2 铝合金转向节铸态金相组织

Fig. 2 Metallographic structures of the as-cast aluminum alloy steering knuckle

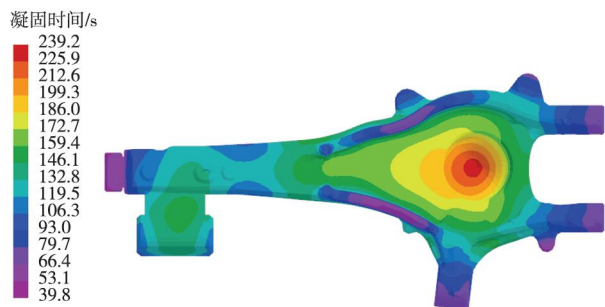


图3 转向节凝固时间模拟结果

Fig. 3 Simulation result on solidification time of the steering knuckle

式中: R_{Si} 为共晶Si的等效直径; A_{Si} 为共晶Si的面积。

2 试验结果与分析

2.1 冷却速率对凝固组织的影响

图2为铝合金转向节的铸态金相组织,经统计计算,薄壁与厚壁位置的二次枝晶臂间距分别为20.3 μm和26.2 μm。图3为转向节的凝固时间分布模拟结果,可以看出,受壁厚差异及冷却管路的影响,薄壁位置平均凝固时间在100 s左右,而厚壁位置凝固时间在140 s左右。根据枝晶生长动力学理论,较短的局部凝固时间对应更快的冷却速率、更大的过冷度与更高的形核率,这有效限制了枝晶臂在固液两相区的长大。模拟

结果与金相统计结果相吻合,较高的冷却速率细化了薄壁处的枝晶组织。

图4为铸态转向节薄壁与厚壁部位的SEM形貌。可以看到铸态下的共晶Si主要分布于枝晶间,呈现出不规则的纤维状和短棒状,并且薄壁位置的共晶Si尺寸明显小于厚壁位置。这是由于薄壁位置的快速冷却导致Si形核率大幅增加,而厚壁处较慢的冷却速度使Si原子有充足时间进行长距离扩散,晶核生长更充分^[14]。此外,两个位置的微观组织中均出现金属间化合物,采用EDS对其进行了成分和物相分析。在Al-Si-

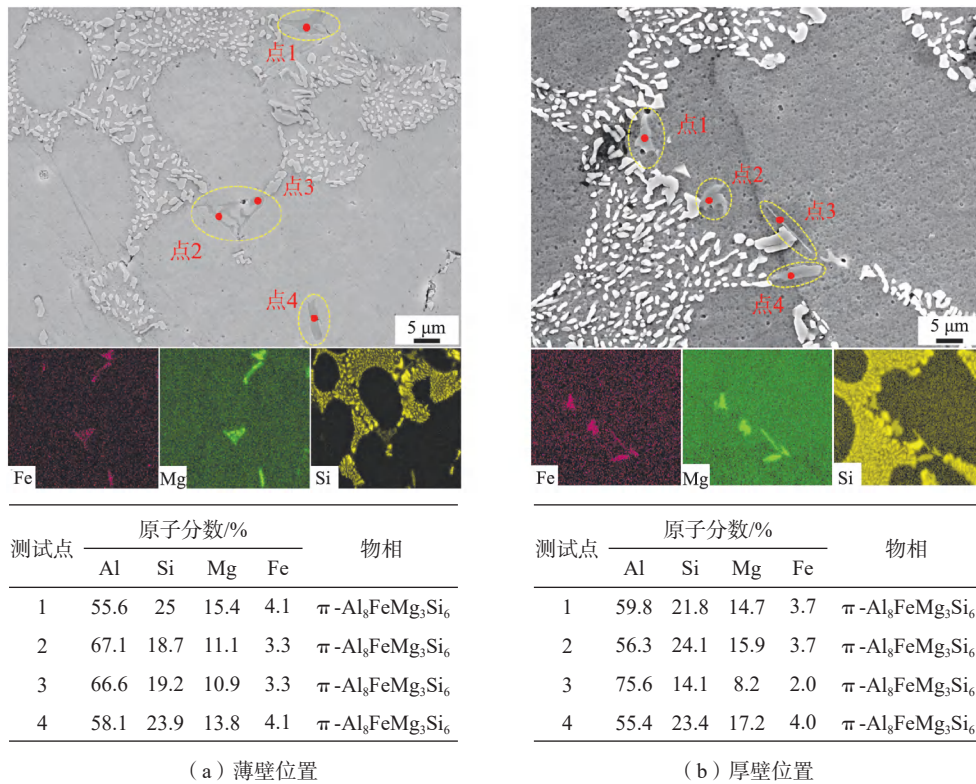


图4 铝合金转向节铸态SEM形貌和EDS分析结果
Fig. 4 SEM morphologies and EDS analysis results of the as-cast aluminum alloy steering knuckle

Mg合金中， π -Al₈FeMg₃Si₆与 β -Al₃FeSi是主要的金属间化合物，其相演变规律与Fe含量密切相关。在低铁含量（质量分数约0.1%）下，合金倾向于优先析出 π -Al₈FeMg₃Si₆相^[6]。EDS测得的金属间化合物化学计量比与 π -Al₈FeMg₃Si₆相近，故判定两部位铸态组织中的富铁相均为 π -Al₈FeMg₃Si₆相。

2.2 固溶处理对微观组织的影响

如图5所示，经540 °C固溶处理0.5 h后，转向节铸

件薄壁与厚壁部位微观组织中仍残留较多富铁相，表明短时间固溶处理不足以使其溶解或相变。当固溶时间延长至2 h后，两部位已观察不到明显的富铁相，富铁相逐渐溶解或发生相变，同时共晶Si的形貌发生剧烈变化，铸态组织中不规则的纤维状和短棒状共晶Si迅速球化，长径比显著下降，如图6所示。此外，从固溶处理4 h开始， α -Al基体内出现大量含硅弥散体，其主要分布在 α -Al基体中心，相邻两个弥散体之间为无弥散区（DFZ）^[8]。同时，薄壁位置的含硅弥散体密度高

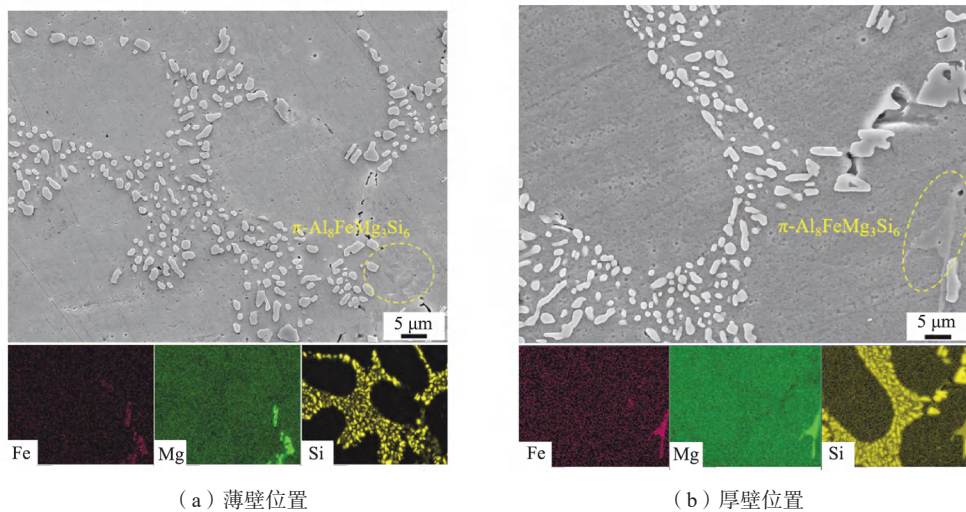


图5 固溶处理0.5 h后铸件的SEM形貌及元素分布
Fig. 5 SEM morphologies and element distribution of the casting after 0.5 h solution treatment

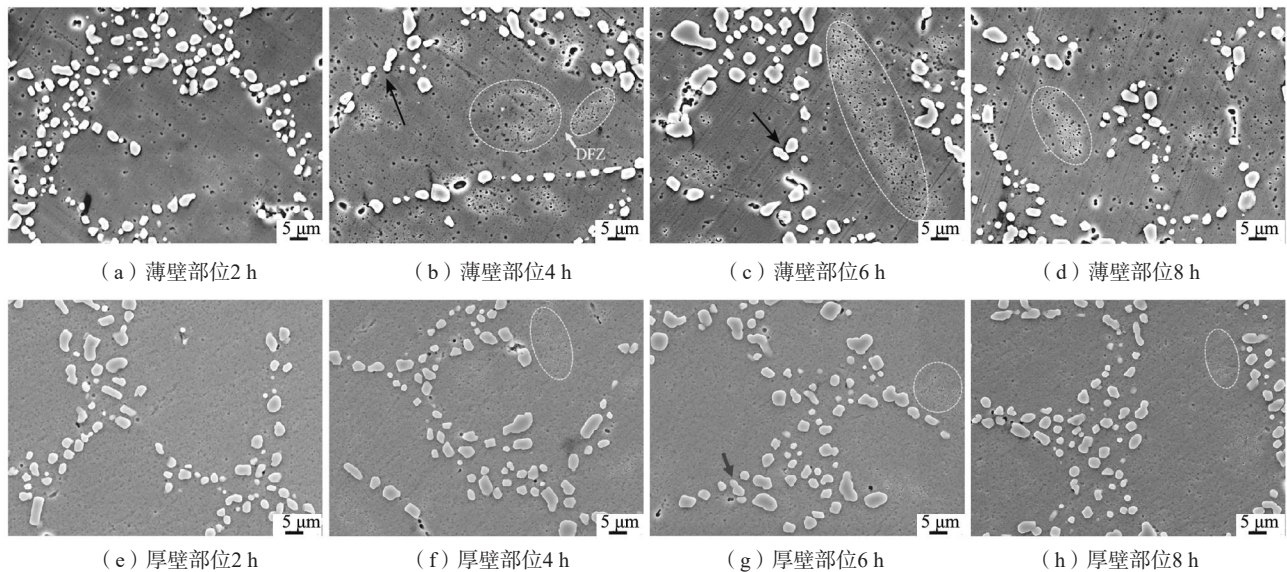


图6 固溶处理过程中铸件组织演化过程

Fig. 6 Microstructural evolution of the casting during solution treatment

于厚壁位置，这一现象与凝固过程中的元素微观偏析密切相关。根据Lin等^[7]和Chen等^[8]的研究，Ti元素的富集会显著促进固溶过程中含硅弥散体的异质形核与析出。相比之下，厚壁位置冷却速率较低，元素微观偏析程度较弱，因此在随后的固溶处理中，析出的含硅弥散体数量相对较少。

固溶处理过程中共晶Si的尺寸变化如图7所示。可以看出，经过2 h固溶处理，薄壁和厚壁位置的共晶Si长径比分别从铸态的1.99和2.16降至1.48和1.52，表明球化过程在固溶初期迅速完成，且薄壁位置的共晶Si相

球化效果更好。这是因为薄壁位置较高的冷却速率细化了铸态共晶Si，从而加速了其球化过程^[5]。当固溶时间继续延长至4~8 h时，共晶Si的球化速率明显放缓，长径比趋于稳定，主导机制转变为Si相粗化。如图7(b)所示，共晶Si的等效直径随固溶时间增加呈上升趋势，随着固溶时间的增加相邻共晶Si相接触面的原子排列相同，晶格匹配度高，满足晶体生长的要求，为进一步最小化界面能，Si相间发生合并粗化^[7]，见图6中箭头标记处。

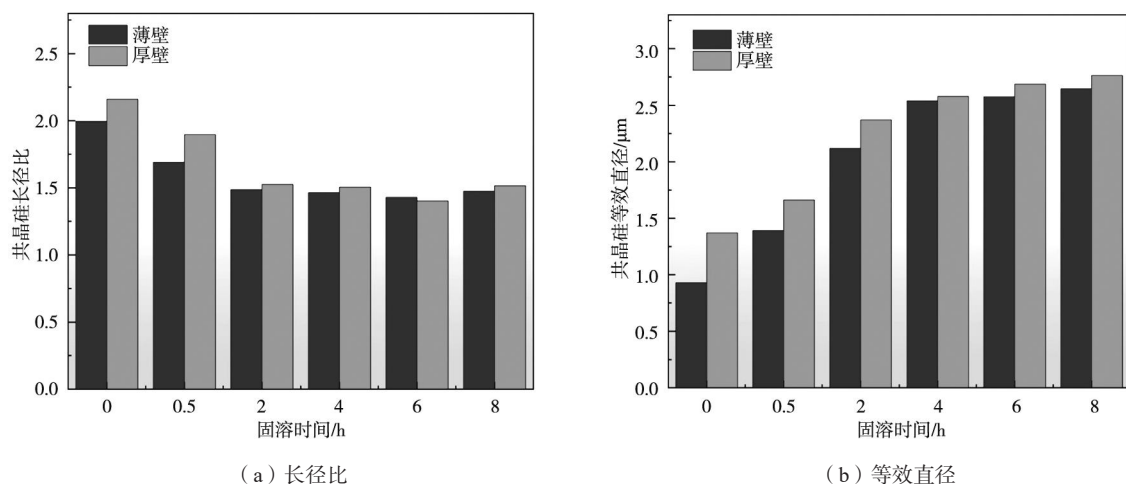


图7 共晶Si尺寸随固溶处理时间的变化

Fig. 7 Evolution of eutectic Si with solution treatment time

2.3 固溶处理对力学性能的影响

固溶处理后合金的力学性能变化曲线如图8所示，可以看出，强度和伸长率随固溶时间的增加均逐渐提

高并最终趋于稳定。在固溶处理0~2 h阶段，合金的抗拉强度、屈服强度及伸长率迅速增长，其中薄壁试样的伸长率从13.4%升至19.9%，屈服强度由105 MPa升

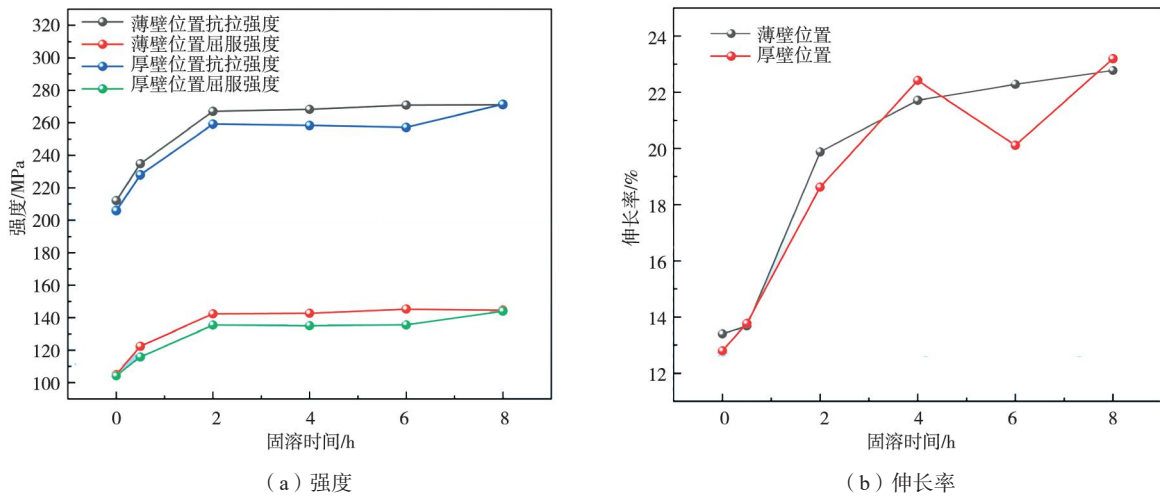


图8 固溶处理过程中铝合金力学性能变化曲线

Fig. 8 Variation curves of mechanical properties of the aluminum alloy during solution treatment

至142 MPa。这是因为在此阶段，铸件中的富铁相溶解导致Mg原子释放回 α -Al基体中，显著提高了溶质原子浓度，起到固溶强化效果。同时，富铁相的溶解和共晶Si的球化消除了微观组织中的应力集中源，从而改善了合金的塑性^[15-16]。固溶后期合金力学性能曲线趋于平缓，在强度方面，此阶段共晶Si的圆整化已完成，虽然共晶Si的等效直径进一步增加，但Mg原子溶入基体产生的固溶强化效应以及 α -Al基体中析出的含硅弥散体提供了额外的强度补偿，在一定程度上抑制了由共晶Si粗化引起的强度软化趋势，使得合金整体力学性能趋于稳定^[17-18]。在伸长率方面，尽管固溶后期 α -Al基体内析出的含硅弥散体对位错滑移产生了一定的钉扎作用，但固溶过程中残余应力的释放与组织均匀化效应在一定程度上抵消了弥散强化对塑性的不利影响^[19-20]。因此，薄壁与厚壁试样的伸长率在固溶后期均保持在相对稳定的水平。

与厚壁位置试样相比，薄壁位置试样在整个固溶过程中表现出更高的抗拉强度和屈服强度。这是由于薄壁区域冷却速率较快，铸态下共晶Si相尺寸更小、分布更均匀、圆整度更高，同时固溶后期该区域基体内析出的含硅弥散体数量更多，从而使其性能优于厚壁位置。两个部位的伸长率并未形成与强度相对应的明显差异，其提升主要归因于两个方面：一是铸态合金中脆性 π - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ 富铁相的逐步溶解，显著减少了裂纹萌生源^[6]；二是共晶Si由不规则状向近球形转变，消除了尖锐棱角引起的应力集中，使塑性变形得以更加均匀地进行^[13]。上述组织演化在薄壁与厚壁区域同步发生，因此两者的伸长率提升幅度相近。

2.4 时效处理对微观组织和力学性能的影响

图9显示了时效过程中合金抗拉强度、屈服强度及伸长率的变化规律。结果表明，薄壁与厚壁部位均表

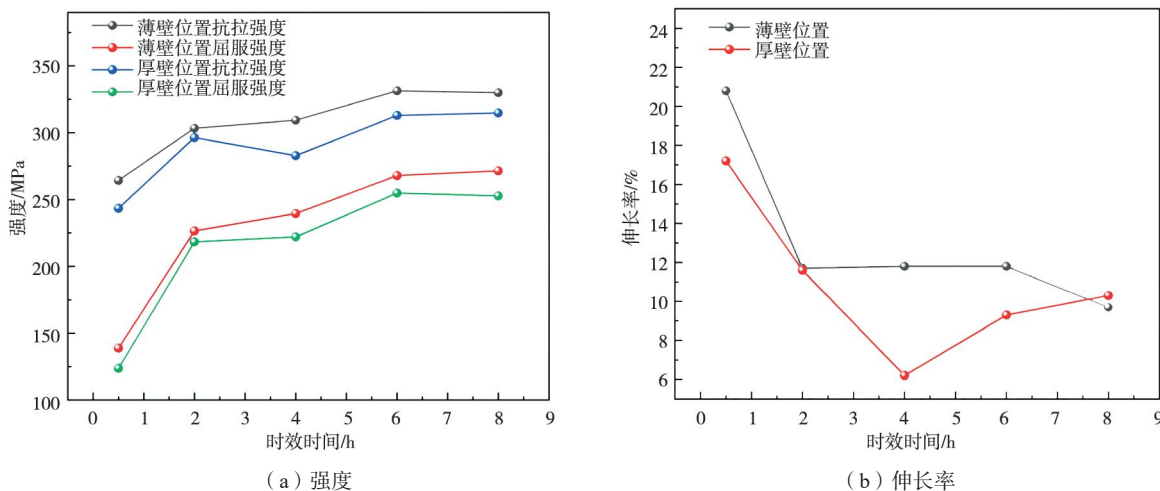
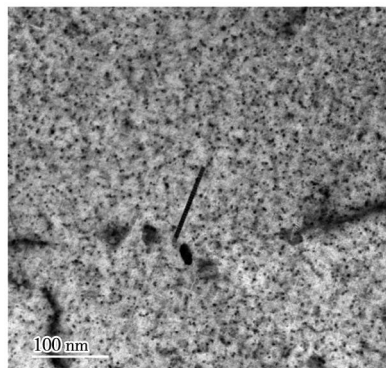


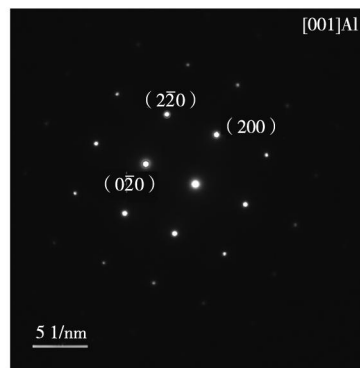
图9 时效过程中铝合金力学性能变化曲线

Fig. 9 Variation curves of mechanical properties of the aluminum alloy during aging treatment

现出显著的时效强化特征，且冷却速率不同导致的性能差异在时效阶段仍然存在。无论是在冷却速率较快的薄壁位置还是较慢的厚壁位置，合金的抗拉强度与屈服强度均随时效时间的延长先上升后趋于稳定，并在时效处理6 h时达到峰值。其中，薄壁位置因在固溶阶段形成了更细小的微观组织，在时效过程中表现出更高的强度，其抗拉强度与屈服强度分别达到331 MPa和271 MPa，相比之下，厚壁位置的抗拉强度与屈服强度分别为315 MPa和253 MPa。这表明较快的冷却速率有利于基体强度的整体提升。在塑性方面，随着时效时间的延长，基体内析出相数量增加，对位错的钉扎作用增强^[10]，使得两部位的伸长率总体呈下降趋势，最终稳定在10%左右。受铸造缺陷影响，厚壁试样在时效4 h后伸长率出现异常波动，但这并未改变其整体的演变规律。



(a) 明场像



(b) 单晶衍射图

图10 固溶加时效处理后铝合金TEM图

Fig. 10 TEM images of the aluminum alloy after solution and aging treatments

3 结论

(1) 差压铸造铝合金转向节因壁厚及冷却条件不同，各部位存在显著的冷却速率差异。薄壁与厚壁部位的二次枝晶臂间距分别约20.3 μm 和26.2 μm 。两部位的铸态组织均由 α -Al基体、纤维状和短棒状共晶Si及 π - $\text{Al}_8\text{FeMg}_3\text{Si}_6$ 富铁相组成，较高的冷却速率使薄壁处的共晶Si更为细小。

(2) 固溶处理前2 h合金中共晶Si迅速熔断球化，长径比显著下降，固溶4 h后Si相粗化，同时 α -Al基体内析出大量含硅弥散体，薄壁处的弥散体密度高于厚壁处。合金力学性能随固溶时间的延长逐渐提高并趋于稳定。固溶初期强塑性的提高主要归因于Si相球化及

时效阶段铝合金强度的提升是通过纳米析出相实现的，其物相析出顺序如下：过饱和固溶体 \rightarrow GP区 $\rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta$ ，当合金中形成共格或半共格亚稳相 β'' 时，晶格畸变产生的应力场对位错运动的阻碍作用最大，从而使合金在时效阶段的析出强化效果达到最大^[21-23]。为探究时效强化机制，利用透射电镜对时效后的合金试样进行表征，如图10所示。当电子束平行于晶粒的 $[001]_a$ 晶带轴时，组织中出现了明显的点状和针状析出相。现有研究表明， β'' 相在Al基体中通常沿 $[001]_a$ 、 $[010]_a$ 和 $[100]_a$ 三个方向生长，当沿着 $[001]_a$ 晶带轴观察时，沿 $[001]_a$ 生长的 β'' 相呈点状，沿 $[100]_a$ 和 $[010]_a$ 方向生长的 β'' 相呈相互垂直的针状^[21]。图10中的析出相符合 β'' 的晶体学特征，因此判定该点状和针状析出相为 β'' 强化相。

π 相溶解产生的固溶强化效应，尽管后期Si颗粒粗化，但基体中析出的含硅弥散体提供了关键强度补偿。在整个固溶过程中，薄壁位置的强度始终优于厚壁位置。

(3) 合金强度随时效时间的延长逐渐提高并在6 h时达到峰值，而伸长率逐渐下降。合金时效峰值强度的主要贡献来源于基体内析出的针状 β'' 强化相。在固溶 $540\text{ }^\circ\text{C} \times 2\text{ h}$ +时效 $180\text{ }^\circ\text{C} \times 6\text{ h}$ 热处理工艺下，合金薄壁位置抗拉强度为331 MPa，屈服强度为271 MPa，伸长率为9.7%；厚壁位置抗拉强度为315 MPa，屈服强度为253 MPa，伸长率为10.3%。虽然热处理能大幅提升合金整体力学性能，但冷却速率不同导致的组织与力学性能差异在热处理后依然显著。

参考文献:

[1] 陈云, 程飞, 周澳华, 等. 基于拓扑优化的挤压铸造转向节轻量化研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2024, 44(1): 26-30.

[2] 曾渝, 尹志民, 潘青林, 等. 超高强铝合金的研究现状及发展趋势[J]. 中南工业大学学报(自然科学版), 2002, 33

- (6) : 592-596.
- [3] 李宇飞, 王伟, 石飞, 等. 汽车底盘安保铝合金铸件铸造工艺技术发展现状 [C]// 第十三届全国铸造年会暨2015中国铸造活动周论文集, 2015: 496-502.
- [4] 史东杰, 王连波, 刘对宾, 等. 汽车底盘轻量化材料和工艺 [J]. 热加工工艺, 2016, 45 (3) : 16-18.
- [5] YANG C L, LI Y B, DANG B, et al. Effects of cooling rate on solution heat treatment of as-cast A356 alloy [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25 (10) : 3189-3196.
- [6] ELSHARKAWI E A, SAMUEL E, SAMUEL A M, et al. Effects of Mg, Fe, Be additions and solution heat treatment on the π -AlMgFeSi iron intermetallic phase in Al-7Si-Mg alloys [J]. Journal of Materials Science, 2010, 45 (6) : 1528-1539.
- [7] LIN Y C, LUO S C, HUANG J, et al. Effects of solution treatment on microstructures and micro-hardness of a Sr-modified Al-Si-Mg alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 725: 530-540.
- [8] CHEN R, XU Q Y, JIA Z N, et al. Precipitation behavior and hardening effects of Si-containing dispersoids in Al-7Si-Mg alloy during solution treatment [J]. Materials & Design, 2016, 90: 1059-1068.
- [9] KIM S W, LEE S J, KIM D U, et al. Experimental investigation on tensile properties and yield strength modeling of T5 heat-treated counter pressure cast A356 aluminum alloys [J]. Metals, 2021, 11 (8) : 1192.
- [10] 郑亚亚, 罗兵辉, 柏振海. 时效早期Al-Mg-Si合金的组织 and 析出相的演变 [J]. 材料研究学报, 2022, 36 (12) : 926-932.
- [11] VISSERS R, VAN HUIS M A, JANSEN J, et al. The crystal structure of the β' phase in Al-Mg-Si alloys [J]. Acta Materialia, 2007, 55 (11) : 3815-3823.
- [12] CAIN T, MOGONYE J E. Method for rapid small-scale simulated aluminum alloy castings: ARL-TN-1091 [R]. Aberdeen Proving Ground, MD: DEVCOM Army Research Laboratory, 2021.
- [13] HAGHDADI N, ZAREI-HANZAKI A, ABEDI H R, et al. The effect of thermomechanical parameters on the eutectic silicon characteristics in a non-modified cast A356 aluminum alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 549: 93-99.
- [14] DANG B, LIU C C, LIU F, et al. Effect of as-solidified microstructure on subsequent solution-treatment process for A356 Al alloy [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26 (3) : 634-642.
- [15] ZHAO J H, GUO Y, XU B, et al. Effect of microstructure evolution of iron-rich intermetallic compounds on mechanical property of Al-7Si-0.3Mg casting alloy with low iron content [J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2022, 53 (1) : 548-560.
- [16] WANG T M, ZHENG Y P, CHEN Z N, et al. Effects of Sr on the microstructure and mechanical properties of in situ TiB₂ reinforced A356 composite [J]. Materials & Design, 2014, 64: 185-193.
- [17] MUGGERUD A M F, MØRTSALL E A, LI Y J, et al. Dispersoid strengthening in AA3xxx alloys with varying Mn and Si content during annealing at low temperatures [J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 567: 21-28.
- [18] LI Y J, MUGGERUD A M F, OLSEN A, et al. Precipitation of partially coherent α -Al (Mn, Fe) Si dispersoids and their strengthening effect in AA3003 alloy [J]. Acta Materialia, 2012, 60 (3) : 1004-1014.
- [19] 唐鹏钧, 闫泰起, 陈冰清, 等. 固溶处理对激光选区熔化 AlSi10Mg合金显微组织、拉伸性能和残余应力的影响 [J]. 材料工程, 2024, 52 (2) : 155-163.
- [20] 沈富荣, 罗兵辉. 5383铝合金铸锭偏析行为及均匀化制度的研究 [J]. 有色金属材料与工程, 2016, 37 (5) : 206-211.
- [21] TAKEDA M, OHKUBO F, SHIRAI T, et al. Stability of metastable phases and microstructures in the ageing process of Al-Mg-Si ternary alloys [J]. Journal of Materials Science, 1998, 33: 2385-2390.
- [22] 饶晓晓. A356铸造铝合金热处理强化工艺研究 [D]. 武汉: 华中科技大学, 2007.
- [23] MARIOARA C D, ANDERSEN S J, JANSEN J, et al. Atomic model for GP-zones in a 6082 Al-Mg-Si system [J]. Acta Materialia, 2001, 49 (2) : 321-328.