

引文格式: 李安庆, 蒋日鹏, 李瑞卿, 等. 高能超声对大规格2219铝合金铸锭微观组织及力学性能的影响[J]. 航空制造技术, 2026, 69(7): 25010189.

LI Anqing, JIANG Ripeng, LI Ruiqing, et al. Effect of high-energy ultrasound on microstructure and mechanical properties of large-scale 2219 aluminum alloy ingots[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2026, 69(7): 25010189.

高能超声对大规格2219铝合金铸锭微观组织及力学性能的影响

李安庆^{1,2}, 蒋日鹏^{1,2,3}, 李瑞卿^{1,2,3}, 李敬学⁴

- (1. 中南大学机电工程学院, 长沙 410083;
2. 中南大学极端服役性能精准制造全国重点实验室, 长沙 410083;
3. 中南大学轻合金研究院, 长沙 410083;
4. 新疆众和股份有限公司, 乌鲁木齐 830000)

[摘要] 高能超声可有效改善工业化大型铝合金铸锭晶粒组织及元素分布均匀性。通过开展超声辅助铸造 2219 铝合金铸锭 ($\Phi 630 \text{ mm} \times 4500 \text{ mm}$), 对比两种铸锭微观组织差异。结果表明: 传统铸锭心部以粗大枝晶为主, 经超声处理后, 铸锭 $\alpha\text{-Al}$ 晶粒得到细化, 铸锭边部、 $R/2$ 、心部 3 个位置处细化率分别为 27.7%、31.4%、24.2%; 粗大 Al_2Cu 共晶相面积分数分别为 15.18%、8.42%、5.3%, 相比于未施加超声铸锭, 分别降低 21.1%、31.6%、30.4%。超声铸锭抗拉强度、屈服强度及延伸率较未经超声处理铸锭均有显著提升, 其中抗拉强度在心部、 $R/2$ 以及边部位置处分别提升 18.2%、24.2%、11.1%。本研究验证了超声空化与声流促进异质形核是铝合金熔体改性的主导机制, 通过建立其与形核过冷度的定量关系, 为该机制的工业化应用提供了精确的工艺调控依据。

关键词: 2219 铝合金铸锭; 力学性能; 超声处理; Al_2Cu 相; 异质形核

中图分类号: V261.3+1

文献标志码: A

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.25010189



李安庆

博士后, 研究方向为大规格铝合金铸锭凝固成形。

2219 铝合金因具有高比强度、良好焊接性和耐磨性, 已成为航空航天结构件最主要材料之一^[1-2], 广泛应用于国防领域, 如飞机蒙皮、火箭过渡环、导弹壳体等^[3]。然而, 传统铸造工艺难以避免晶粒粗大、Cu 元素宏观偏析及粗大共晶相形成^[4]。这些问题不仅极易导致铸锭开裂, 而且使其力学性能无法达到高性能大规格构件对坯料组织、成分和性能的严苛要求^[5-6]。上述铸造困境严重制约了大型铸锭在工业领域的应用。

高能超声辅助铸造技术作为一种高效且环保的铝合金熔体处理工艺, 已广泛应用于合金凝固中粗大树枝晶组织及共晶相组织的抑制^[7-10]。超声辅助铸造 (USDC) 所产生的空化与声流等非线性效应具有细化晶粒和降低宏观偏析的作用, 这一结果已在前期文献中得到验证^[11-12]。Tian 等^[13] 通过有限元分析模拟了铸造过程中铝合金熔体内部声压场的演变与分布规律, 并指出超声辐射杆表面产生的空化效应, 阐明了超声场

收稿日期: 2025-12-22; 退修日期: 2026-01-06; 录用日期: 2026-03-02

基金项目: 湖南省自然科学基金面上项目 (2024JJ5439); 湖南省重点研发计划 (2024JK2087); 重点实验室项目 (ZZYJKT2025-05)

通信作者: 蒋日鹏, 副研究员, 研究方向为轻质合金特种铸造工艺。

作用下晶粒细化的机制。Zou 等^[14]研究了铸造速度与超声功率对 7085 铝合金微观组织及力学性能的影响,发现采用超声熔体处理技术可使晶粒尺寸细化 51.5%,同时溶质元素分布更加均匀。李俊健等^[15]系统研究了超声处理温度(615~705 °C)与时间(15~90 s)对 AlSi7Mg 铝合金初生相的影响,研究发现在 625 °C 半固态温度下超声处理 15~30 s 可显著细化 α -Al 晶粒至 57 μm 并改善其圆整度(0.72~0.80),其细化机制主要归因于枝晶臂的破碎。Zhang 等^[16]发现随着超声处理时间的延长,2219 合金中粗大树枝晶或花瓣状晶粒被大量破碎, α -Al 晶粒显著细化并转变为等轴状形貌;同时,粗大网状共晶组织结构得到改善,在持续超声作用下演变为弥散分布的颗粒状及点状结构,相应地,粗化共晶相的面积分数、平均长度和宽度均大幅减小。综合上述研究可知,高强度超声作为一种物理场能够有效细化铝合金凝固微观组织,提升铸锭品质。此外,目前关于超声辅助铸造技术已形成公认理论,主要包括空化促进形核和声流促进均匀化^[17-18]。

然而,大量前期研究仍局限于实验室规模的小型探索性试验,与现代工业化生产车间的实际条件存在差异^[12,19]。本研究中,基于大型工业化生产平台,分别采用半连续铸造工艺制备了经超声处理(USDC)与未经超声处理(DC)的两组大型 2219 铝合金铸锭。通过对两组铸锭开展微观组织与力学性能的对比研究,探究了超声处理对铸锭中 Cu 元素宏观偏析的影响。最终,结合试验结果与既有文献理论,揭示超声辅助半连续铸造技术对大规格铝合金铸锭微观组织的作用机制。

1 试验与表征

图 1 为工程化应用平台,主要包括超声设备、工业化半连续铸造车间

及 2219 铝合金铸锭。单源超声系统由工作功率为 600 W (最大输出功率 2 kW)的超声电源与直径 50 mm 的钛合金辐射杆组成。该超声系统具备自动频率追踪功能,可根据工况实时调节最佳工作频率,并采用压缩空气直接冷却压电陶瓷片的散热方式。依据前期研究结果^[20-21],超声空化效应在铝合金熔体糊状区能显著抑制晶粒生长,促进 Cu 元素在基体中均匀分布。因此,将超声辐射杆插入熔体液面下 180 mm 深度进行作用。铸造开始前,将原材料在氩气保护气氛下熔化,并依次进行除渣、搅拌、除气和过滤等工序。采用无烟在线除气系统与在线过滤系统对铝熔体进行净化处理。铸造过程中,冷却循环水直接喷射至大型铸锭表面直至铸造完成。经过约 4.5 h 的连续铸造,铸造过程结束^[16]。在此期间未发现超声辐射杆明显腐蚀现象。表 1 列出了铸造过程中超声辅助半连续铸造系统的关键工艺参数。

铸造结束后,铸锭经 470 °C/24 h 均匀化退火处理后,从两个铸锭上切取厚度为 30 mm 的圆形截面试板,分别从中制备微观组织观察试样与力学性能测试试样,具体取样位置及样品尺寸^[22]如图 2 所示。

金相检测试样依次经机械研磨抛光后,采用凯勒试剂进行腐蚀,腐蚀时间约 15 s,随后使用配备蔡司 Axio Vision 图像分析系统的光学显微镜进行金相观察。对用于电子背散射衍射(EBSD,德国 EISS EVO MA10 型)分析的试样,先机械抛光至镜面,再在 10 mL 高氯酸与 90 mL 乙醇组成的电解液中以 25 V 电压化学电解抛光 10 s。通过 IPP 6 (Image-Pro Plus) 软件依据线性截距法(ASTM112-10)分析晶粒尺寸,并对测量数据进行统计分析。采用直读光谱仪检测宏观 Cu 元素分布,通过扫描电镜(XL30-FEG-ESEM)观察共晶相 Al_2Cu 形貌。力学性能测试在 Instron 3369 力学试验机上以

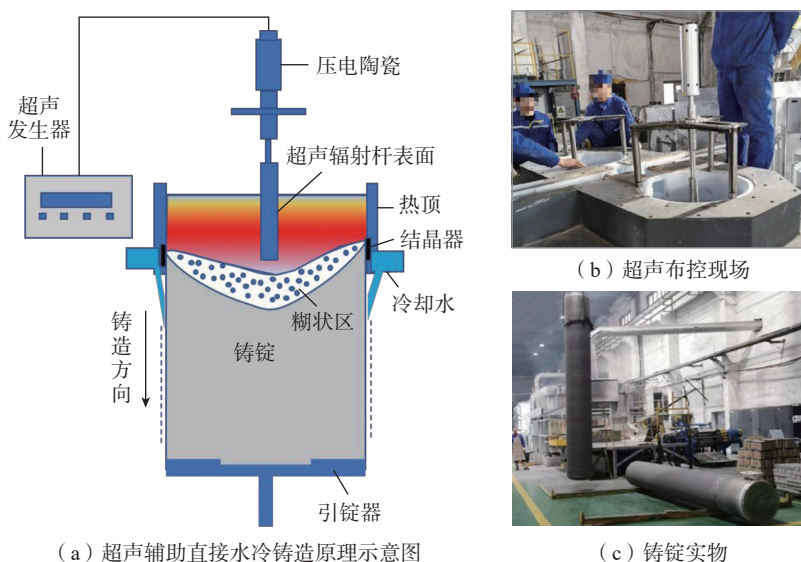


图 1 超声辅助铸造工业化现场

Fig. 1 Industrial site of ultrasound-assisted casting

表 1 铸造过程中的主要工艺参数

Table 1 Key parameters in the casting process

| 铸造温度/°C | 铸造速度/(mm/min) | 冷却水流量/(L/min) | 室温/°C |
|---------|---------------|---------------|-------|
| 700 | 22 | 370 | 25 |

2.0 mm/min 速率进行,利用扫描电镜观察试样断口形貌。

2 试验结果

2.1 大规格 2219 铝合金铸锭 α -Al 晶粒尺寸

图 3 展示了两种铸锭在中心、 $R/2$ 及边部位置的金相组织照片,其中图 3 (a) 呈现了未施加超声处理

2219 铝合金铸锭晶粒组织形貌。两种铸锭中心位置的晶粒结构均表现为粗大枝晶,但超声处理后铸锭的枝晶数量显著少于未施加超声处理铸锭。从铸锭中心到边部位置,两种合金均呈现出明显的晶粒细化现象,并伴随枝晶向等轴晶的转变。图 4 显示了两种铸锭在 3 个位置处晶粒的 EBSD 图。其中,未施加超声铸锭晶

粒结构分布不均匀,尤其在中心位置, α -Al 晶粒尺寸差异显著且晶粒形状不规则。这进一步证实了超声处理能够显著促进晶粒尺寸与形貌的转变,并实现晶粒细化。

为进一步量化两种铸锭晶粒尺寸,图 5 显示了铸锭中 5 个位置处实测平均晶粒尺寸的对比结果。未施加超声铸锭在 5 个位置的晶粒尺寸分别为 582.3 μm 、467.4 μm 、395.3 μm 、308.6 μm 和 240.3 μm ,总体而言,平均晶粒尺寸从中心到边缘逐渐减小。与未施加超声铸锭相比,超声铸锭试样在对应位置的晶粒尺寸分别减小 27.7%、30.6%、31.4%、22.7% 和 24.2%,其中 $R/2$ 位置的细化效果最为显著,这主要是因为铸锭心部熔体传热速度慢,实际凝固中晶粒生长周期长,晶界生长空间充足,而边部传热速度较快,晶粒生长周期变短,故晶粒得到显著细化,施加超声之后,改变了传统凝固中的传热效果。

2.2 大规格 2219 铝合金铸锭 Al_2Cu 共晶相

在 2219 铝合金中 Al_2Cu 是主要的共晶相,Cu 元素是该合金中核心的强化元素。因此,Cu 含量的均匀分布对铸锭性能至关重要。图 6 (a) 显示了两种铸锭从中心到边部位置沿半径方向的 Cu 元素质量分数分布情况。由图 6 (a) 可见,采用超声处理的铸锭中 Cu 的宏观质量分数普遍高于未施加超声铸锭,且其分布曲线更为平缓,表明 Cu 元素分布更均匀,含量差异波动较小。此外,铸锭中心区域的 Cu 元素质量分数相对其他位置更高,这主要是因为铸锭中心凝固速率较低导致 Cu 元素易在此处富集。

进一步地,图 6 (b) 显示了各组试样的 XRD 结果,可见主要共晶相均为 Al_2Cu 。施加超声处理后,铸锭中的物相仍以 Al_2Cu 为主,说明超声预处理并未改变铸锭内部的物相种类,仅对物相生成量产生影响。两种

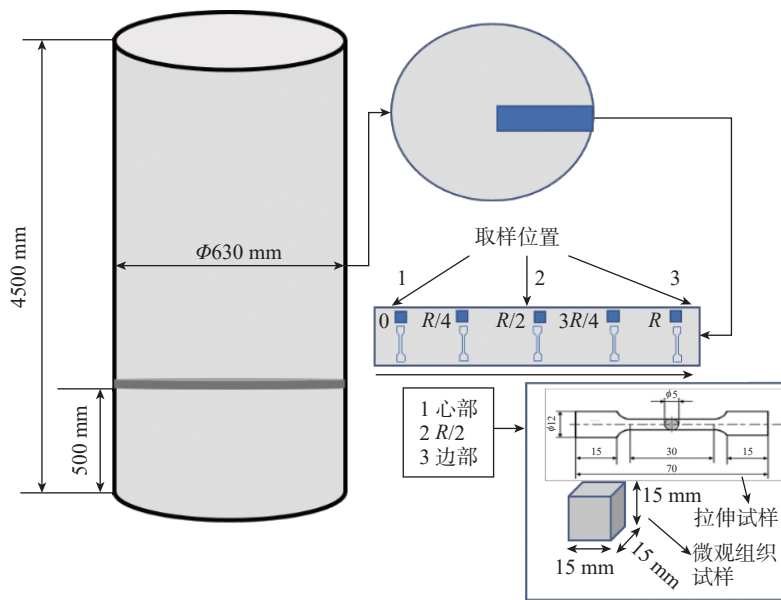


图 2 铸锭中微观组织试样与拉伸试样取样位置示意图

Fig.2 Schematic diagram of sampling locations of the microstructure specimen and the tensile specimen in the ingot

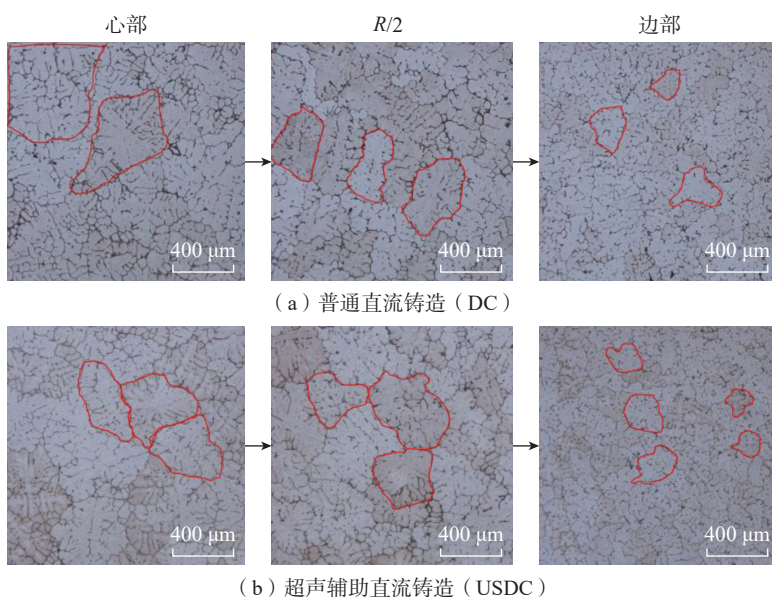


图 3 两种铸锭在中心、 $R/2$ 、边部位置的金相组织

Fig.3 Metallographic structures at the center, $R/2$, and edge positions of two ingots

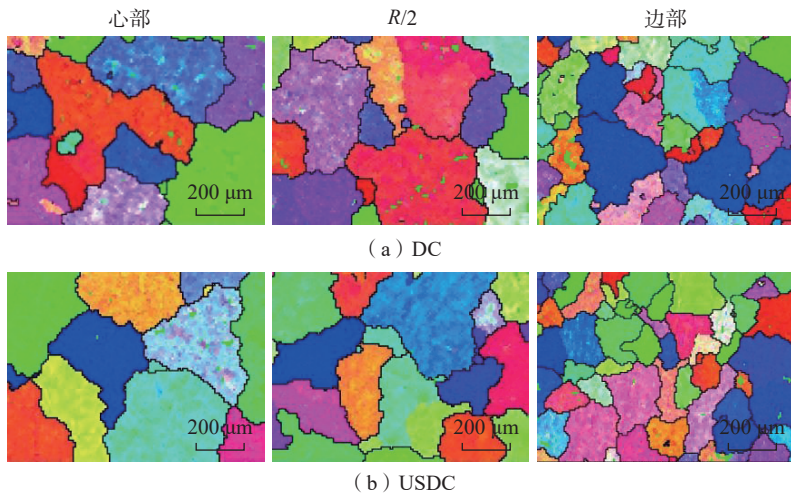


图4 两种铸锭在心部、R/2、边部位置的EBSD

Fig.4 EBSD results at the center, R/2, and edge positions of two ingots

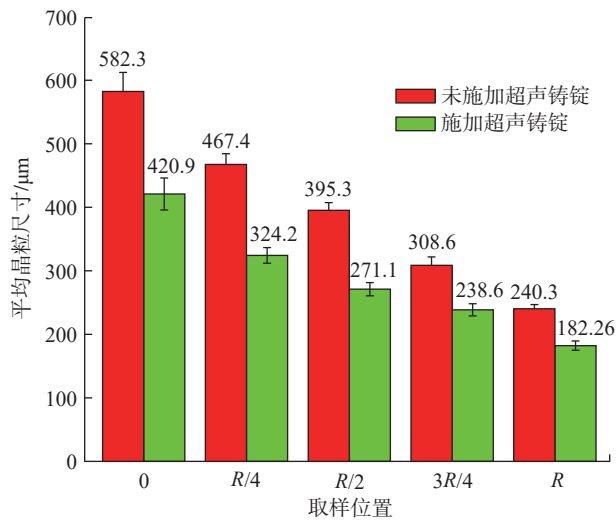
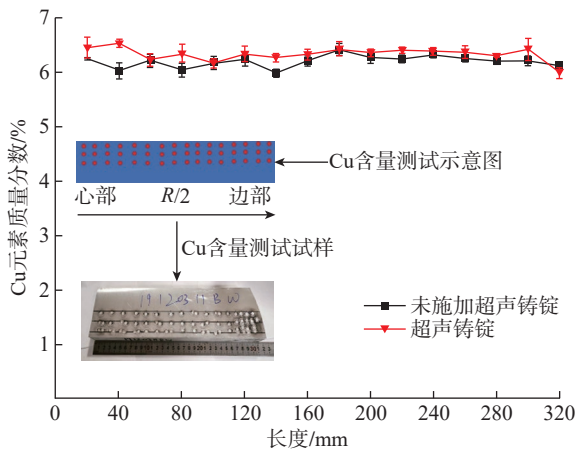
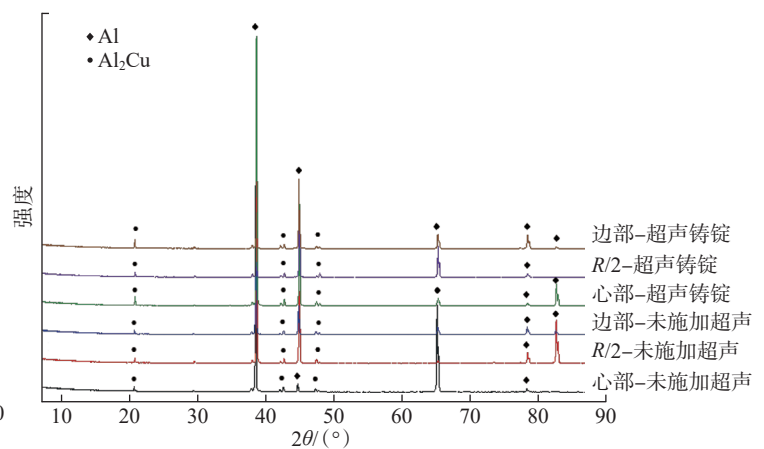


图5 两种铸锭在5个位置处的α-Al平均晶粒尺寸统计结果

Fig.5 Statistical result of average α-Al grain sizes at five positions for two types of ingots



(a) 两种铸锭的宏观铜元素质量分数分布



(b) 铸锭XRD图谱

图6 Cu元素及XRD图谱分布

Fig.6 Distribution of Cu element and XRD patterns

铸锭中共晶相 Al_2Cu 的分布形貌如图7所示。可以看出,未施加超声铸锭中心区域呈现粗大的 Al_2Cu 网状结构,这是Cu元素富集所导致的结果。而超声铸锭中的粗大共晶相区域均出现不同程度的减小,与未施加铸锭相比, Al_2Cu 共晶相呈现更好的弥散分布与细化特征。为定量表征共晶相的变化,采用Image Pro Plus软件统计了 Al_2Cu 相的面积分数。图8显示了铸锭5个位置的共晶相面积分数统计结果。DC铸锭组中5个位置的共晶相面积分数分别为19.24%、15.3%、12.31%、10.2%和7.62%;而USDC铸锭组对应位置分别为15.18%、11.4%、8.42%、7.59%和5.3%,降幅分别达到21.1%、25.5%、31.6%、25.6%和30.4%。这表明高能超声处理提高了Cu元素在基体中的固溶度,减小了粗大共晶相的面积分数,这与铸锭基体中Cu宏观含量升高的趋势一致。此外, Al_2Cu 共晶相面积分数在铸锭R/2附近呈现更显著的下降趋势,主要原因是声流效应增强了Cu元素分布的均匀性,结合空化效应共同抑制了粗大 Al_2Cu 共晶相的形成。

2.3 力学性能结果

两种铸锭试样在5个取样位置的抗拉强度(UTS)、屈服强度(YS)

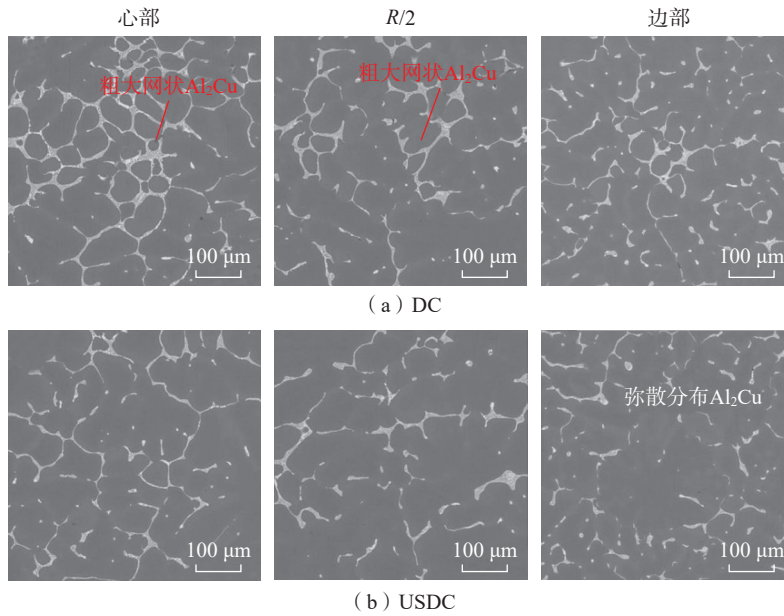


图7 两种铸锭不同位置的 SEM 图
Fig.7 SEM images of different positions in two ingots

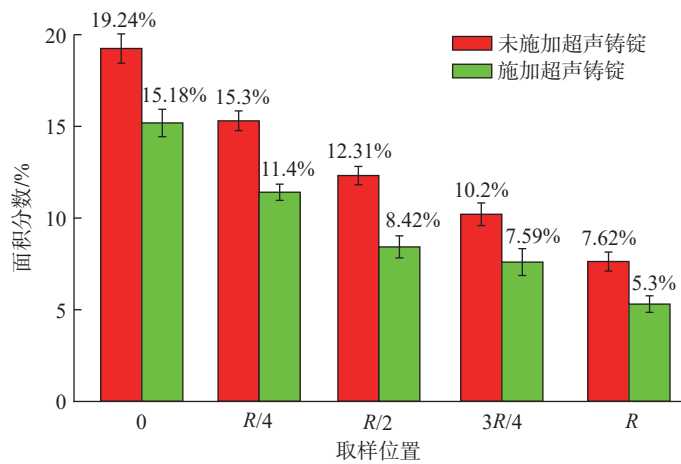


图8 Al₂Cu 相的面积分数统计
Fig.8 Area fraction of Al₂Cu phase

及延伸率 (EL) 如图 9 所示。可知, 两种铸锭的 UTS、YS 和 EL 均呈现从铸锭中心向边部递增的趋势。力学性能结果表明, 超声处理技术对微观组织的改善有利于增强 2219 铝合金铸锭的力学性能。与 DC 铸锭相比, USDC 铸锭的抗拉强度在 5 个位置分别提升 18.2%、21.4%、24.2%、16.9% 和 11.1%, 其中在铸锭 R/2 处抗拉强度提升尤为显著; 铸锭延伸率在 5 个位置处分别提升 43.5%、40.5%、32.0%、29.4%、22.3%, 铸锭心

部位置处提升最为显著。

图 10 对比了两组铸锭试样在中心、R/2 及边部位置的断口形貌。未施加超声处理铸锭中心区域存在明显的粗大共晶相与解理面, 而边部位置的拉伸试样则主要表现为光滑的韧性断口, 如图 10 (a) 所示。而施加超声后, 其断口处撕裂棱的比例显著提升, 未发现明显铸造缺陷而导致的断裂, 具有明显的韧性断裂特征, 边部试样则呈现规则细小的韧窝结构^[23]。

3 讨论

3.1 超声处理对 α-Al 晶粒的作用机制

传统上超声细化机制主要可归纳为超声空化与超声声流促进形核, 然而目前大量研究并未进一步量化探讨超声空化与声流效应对合金熔体微观组织的作用机制。图 11^[24]展示了空化效应作用示意图。在超声处理过程中, 铝熔体中的空化气泡经历生长、膨胀直至最终溃灭的完整过程^[25-26]。根据文献研究^[17,27], 空化气泡溃灭瞬间可产生高温高压, 既能破碎枝晶臂, 又可增加熔体局部过冷度。空化气泡溃灭产生的最大压力 (P_{max}) 与最高温度 (T_{max}) 可根据文献^[28] 推导得出, 即

$$P_{max} = P_v \left[\frac{P_m(\gamma - 1)}{P_v} \right]^{\frac{r}{r-1}} \quad (1)$$

$$T_{max} = T_m \left[\frac{P_m(\gamma - 1)}{P_v} \right] \quad (2)$$

式中, T_m 为液相线温度 (918 K); P_m 为外部压力, $P_m = 2\pi f\rho cA$, 其中 f 为超声振动频率, ρ 为合金熔体密度, c 为超声在熔体内部传播速度; P_v 为空化气泡内部蒸汽压 (6.8×10^3 Pa); γ 为饱和蒸汽压比热容比值 (4/3)。因此, 式 (1) 和式 (2) 可简化为

$$P_{max} = 3.66 \times 10^{-14} (P_m)^4 = 0.19A^4 \quad (3)$$

$$T_{max} = 4.5 \times 10^{-2} P_m = 0.66A \times 10^4 \quad (4)$$

式中, A 为超声辐射杆末端的振幅, 单位 μm 。经计算, 当超声辐射杆末端振幅为 $15 \mu\text{m}$ 时, 空化气泡破裂可产生的最高温度为 9.9×10^4 K, 产生的最大压力为 9.6×10^3 MPa。从热力学角度分析, 金属熔体凝固点变化量 ΔT_0 与压力变化量 ΔP 满足 Clapeyron equation, 具体关系^[29] 如下。

$$\Delta T_0 = \frac{T_0 \Delta V}{\Delta H} \Delta P \quad (5)$$

式中, ΔT_0 表示因压力升高导致的铝合金熔点变化值; T_0 为铝合金的凝

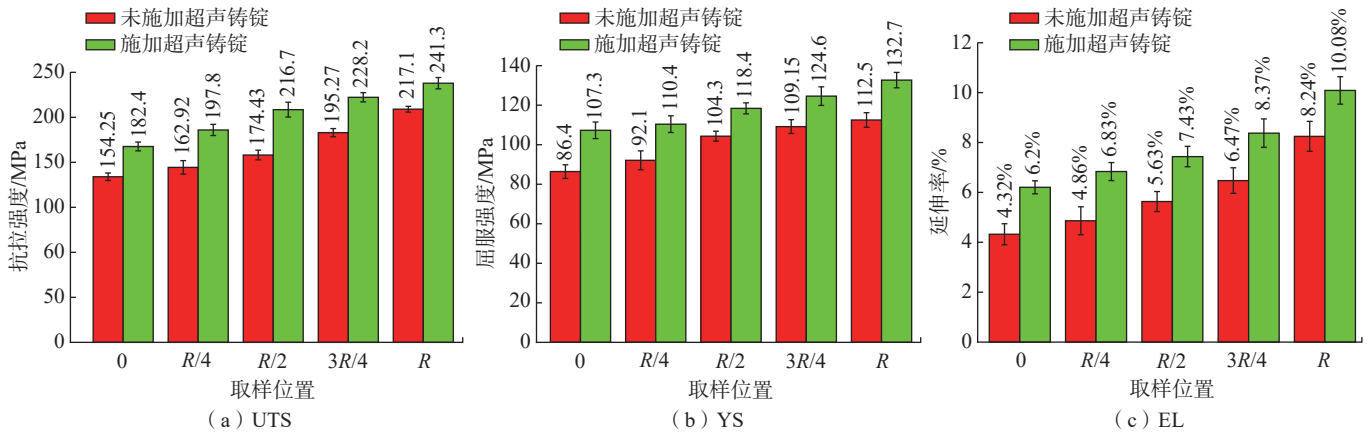


图9 不同位置力学性能测试结果的对比

Fig.9 Comparison of mechanical property test results at different positions

固温度点; ΔV 为凝固过程中的体积变化量; ΔH 是铝合金的焓变。当熔体压力增大时, ΔH 的变化可忽略不计。由于 $\Delta T_0/\Delta P > 0$, ΔT_0 将随压力升高而增大,通过提高铝合金的凝固温度,最终获得更大的超声空化过冷度。超声空化区域产生的高压对熔体过冷度的影响可表达为

$$\Delta T_{USDC} = \frac{T_0(U_L - V_S)P_{max} - T_0}{\Delta H} - T_0 = (CP_{max} - 1)T_0 \quad (6)$$

式中, C 为热力学常数; ΔT_{USDC} 为经超声处理后熔体过冷度的增量。采用超声处理的熔体实际过冷度 ΔT_1 可表达为

$$\Delta T_1 = \Delta T + \Delta T_{USDC} = \Delta T + (CP_{max} - 1)T_0 \quad (7)$$

式中, ΔT 为未经超声处理的铝熔体的过冷度。空化效应产生的高压冲击波能够显著提升熔体过冷度与形核驱动力,促进熔体形核,从而实现铸锭的晶粒细化。

在超声辅助制备大型铝合金铸锭的过程中,声流效应可改变凝固区域的温度场分布,并加速铝熔体内部的热量传递速率^[30]。此外,超声空化作用可破碎枝晶的晶臂,而声流作用则使破碎的枝晶臂均匀分散至铝熔体中,从而增加形核位点数量。同时,超声振动可能在铝合金熔体中产生微射流,此类高强度能量能够激活

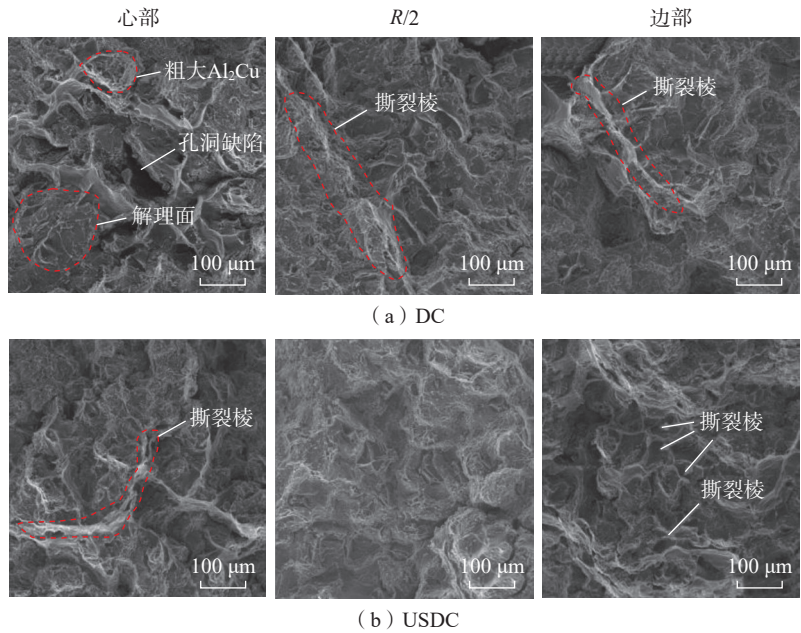


图10 不同位置试样断口形貌对比

Fig.10 Comparison of fracture morphology at different positions

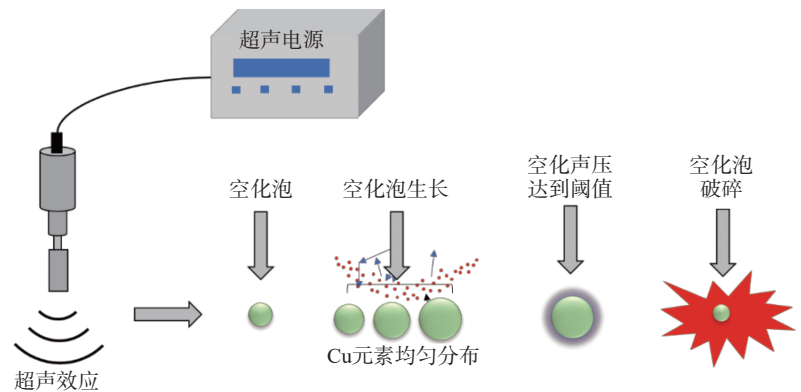


图11 超声空化泡演化过程示意图^[24]

Fig.11 Schematic diagram of the evolution process of ultrasonic cavitation bubbles^[24]

部分潜在形核质点,如 Al_3Ti 、 TiB_2 等。被激活的颗粒可为熔体中 $\alpha-Al$ 晶粒提供新的形核位点。空化效应则是一定程度上提高了基体与这些异质形核颗粒之间的润湿性。过冷金属熔体在均质形核与非均质形核过程中的自由能变化^[17-18]的表达式为

$$\Delta G_0 = \frac{16\pi\sigma_{LS}^3 T_0^2}{3(L\Delta T)^2} \quad (8)$$

$$\Delta G_1 = \Delta G_0 f(\theta) \quad (9)$$

$$f(\theta) = \frac{2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta}{4} \quad (10)$$

式中, ΔG_0 与 ΔG_1 分别代表均质形核与非均质形核自由能; σ_{LS} 为固液界面张力, L 是熔体结晶潜热, 二者均为常数; θ 为基底与异质颗粒间的润湿角; $f(\theta)$ 为与润湿角相关的系数。

由式(8)~(10)可知, 非均质形核自由能低于均质形核自由能。超声空化作用通过提高潜在形核颗粒与基体间的润湿性及熔体过冷度 ΔT , 进一步降低非均质形核自由能, 使得形核过程更易发生。同时, 声流作用使潜在形核颗粒均匀分散于铝熔体中, 从而增加形核位点数量, 最终实现 $\alpha-Al$ 晶粒的细化。

3.2 超声处理对 Al_2Cu 共晶相的影响机制

在凝固过程中, 由于铸锭中心区域凝固速率缓慢, 大量 Cu 元素会在此富集。这也直接解释了铸锭中心出现高浓度 Cu 元素及大量粗大共晶相的原因。根据前期研究, 共晶相主要在糊状区形成, 而声流效应无法直接作用于已形成的共晶相^[31]。然而, 共晶相的溶质元素主要为 Cu, 超声空化与声流作用能够直接调控糊状区内 Cu 元素的分布, 进而促使共晶相在凝固组织中均匀分布, 并降低粗大共晶相的面积分数。超声对 Cu 元素分布的影响在 Tiller 公式亦有体现, 其中 Tiller 具体表达式^[32]为

$$C_L(x) = C_0 \left[1 + \frac{1-k_0}{k_0} \exp\left(-\frac{R}{D}x\right) \right] \quad (11)$$

$$C_s(x) = C_0 \left[1 - (1-k_0) \exp\left(-k_0 \frac{R}{D}x\right) \right] \quad (12)$$

式中, $C_L(x)$ 为距离固液界面 x 处铝熔体中的铜浓度; C_0 为溶质元素初始浓度; k_0 为平衡分配系数; R 为固液界面推进速率; D 为溶质扩散系数; x 为距界面的距离。在超声作用下, 溶质元素在固液界面快速扩散, 缩短了 $C_L(x)$ 与 C_0 (近液相线处) 的浓度差距, 显著降低了因浓度差异导致的偏析倾向。同时, 固液界面推进速率 R 随超声处理而提升。凝固过程中的空化与声流效应对固液界面推进速率具有显著影响。这表明随着高强度超声的施加, 铝熔体凝固速度加快, $\alpha-Al$ 中铜元素含量更高且分布更均匀。

图 12 展示了 2219 铝合金中 Cu 元素分布示意图。显然, 未经超声处理铸锭中心区域 Cu 元素会严重富集; 而在超声处理作用下, Cu 元素在铸锭中心呈现均匀分布。此外, 从图 12 可观察到, 采用超声处理后液相线、浆状区及糊状区的位置分别提升了 94 mm、29 mm 和 31 mm, 这表明超声效应加速了铸锭中心的热传递速率, 有利于抑制粗大共晶相的形成。

3.3 超声处理对力学性能的影响

如上文所述, 超声处理实现了晶粒细化以及 Cu 元素的均匀分布。根

据 Hall-Petch 公式, 晶粒尺寸与屈服强度之间的关系^[33]可表述为

$$\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{-1/2} \quad (13)$$

式中, σ_s 为屈服强度; σ_0 和 K 为材料常数; d 为平均晶粒尺寸。根据该理论可明确得出, 晶粒尺寸与屈服强度成反比关系。然而, 铸锭的力学性能不仅与晶粒尺寸相关, 还取决于铸锭中共晶相的形貌特征。

粗大的共晶相易在晶粒内部产生应力集中, 导致变形过程中裂纹萌生。图 10(a) 中大量覆盖在沿晶断口形貌上的亮白色 Al_2Cu 相可有力证明这一观点。当共晶相尺寸减小且均匀分布时, 其可发挥第二相强化作用, 抑制微观裂纹的产生, 从而改善力学性能^[34]。此外, 在超声条件下 Cu 元素的固溶度得以提升, 这种固溶强化效应在变形过程中通过钉扎作用增强了铝合金的强度。同时, 由于 Cu 原子与 Al 原子的匹配度差异, 随着 Al 基体中 Cu 含量的增加, 位错密度相应提高, 从而增强了材料抵抗变形的能力并提升了强度^[35]。在 DC 铸锭中共晶相面积分数较高时, Al_2Cu 共晶相的硬度值远高于铝基体, 因此其显微硬度测试值通常高于 USDC 处理的铸锭试样^[36]。

4 结论

本研究对比了半连续铸造与超声辅助铸造两种工艺制备的铸锭在

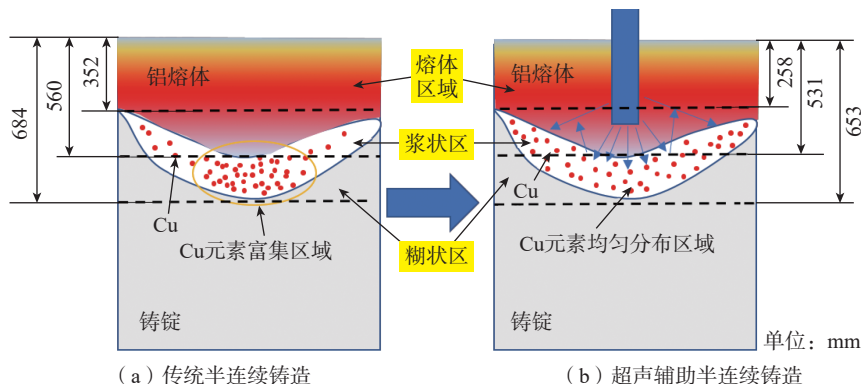


图 12 超声处理对凝固组织的作用机制原理示意图
Fig.12 Schematic diagram of mechanism of ultrasonic treatment on solidification microstructure

α -Al 晶粒尺寸、共晶相特征及力学性能方面的差异,并探讨了超声处理对晶粒尺寸与力学性能的强化机制。主要结论如下:

(1) 与未施加超声铸锭相比,施加超声铸锭从心部到边部 α -Al 晶粒均得到显著细化,其中 $R/2$ 处的晶粒细化效率最高,达 31.4%。超声铸锭边部晶粒尺寸最小,为 182.26 μm 。超声空化效应通过提高熔体过冷度、增强基体与形核质点的润湿性,成为晶粒细化的主要机制。

(2) 超声处理显著提高了 Cu 元素在基体中的固溶度,同时降低了粗大共晶相的面积分数。特别是在声流作用下,铸锭 $R/2$ 处的共晶相面积分数由 12.31% 降至 8.42%,且共晶相分布更加弥散。

(3) 相比传统铸锭,超声铸锭 5 个位置的力学性能均有不同程度改善,其中超声铸锭心部位置抗拉强度、屈服强度和延伸率分别提升 18.2%、24.2% 和 43.5%。这证实了晶粒细化与粗大共晶相减少共同促进了铸锭力学性能的提升。

参考文献

- [1] HE H L, YI Y P, HUANG S Q, et al. An improved process for grain refinement of large 2219 Al alloy rings and its influence on mechanical properties[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, 35(1): 55–63.
- [2] JIANG R P, FU A L, LI R Q, et al. Effect of different ultrasonic power on the microstructure and action mechanism of large-scale 2219 aluminum alloy ingots[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2026, 41: 6236–6250.
- [3] JIANG R P, LI A Q, HAI X Q, et al. Effect of ultrasonic power on degassing and microstructure of large-scale 7085 aluminum alloy ingots[J]. *Materials Today Communications*, 2023, 37: 107279.
- [4] BRUNO LEBON G S, TZANAKIS I, PERICLEOUS K, et al. Ultrasonic liquid metal processing: The essential role of cavitation bubbles in controlling acoustic streaming[J]. *Ultrasonics Sonochemistry*, 2019, 55: 243–255.
- [5] LIU Z L, LI R Q, JIANG R P, et al. Scalable ultrasound-assisted casting of ultra-large 2219 Al alloy ingots[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2019, 50(3): 1146–1152.
- [6] KHAN A S, LIU H W. A new approach for ductile fracture prediction on Al 2024–T351 alloy[J]. *International Journal of Plasticity*, 2012, 35: 1–12.
- [7] ESKIN G I. Principles of ultrasonic treatment: Application for light alloys melts[J]. *Advanced Performance Materials*, 1997, 4(2): 223–232.
- [8] DOGAN H, POPOV V. Numerical simulation of the nonlinear ultrasonic pressure wave propagation in a cavitating bubbly liquid inside a sonochemical reactor[J]. *Ultrasonics Sonochemistry*, 2016, 30: 87–97.
- [9] PENG K W, QIN F G F, JIANG R H, et al. Production and dispersion of free radicals from transient cavitation Bubbles: An integrated numerical scheme and applications[J]. *Ultrasonics Sonochemistry*, 2022, 88: 106067.
- [10] LI A Q, JIANG R P, HAI X Q, et al. Numerical simulation of physical field during different ultrasonic-power-assisted casting of 7085 aluminum alloy[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2024, 26(13): 2400458.
- [11] XU H B, HAN Q Y, MEEK T T. Effects of ultrasonic vibration on degassing of aluminum alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 473(1–2): 96–104.
- [12] SHARMA V M J, KUMAR K S, RAO B N, et al. Effect of microstructure and strength on the fracture behavior of AA2219 alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 502(1–2): 45–53.
- [13] TIAN Y, LIU Z L, LI X Q, et al. The cavitation erosion of ultrasonic sonotrode during large-scale metallic casting: Experiment and simulation[J]. *Ultrasonics Sonochemistry*, 2018, 43: 29–37.
- [14] ZOU H, PAN Q L, SHI Y J, et al. Effect of ultrasonic field on microstructure and mechanical properties of as-cast 7085 aluminum alloy[J]. *Journal of Central South University*, 2018, 25(6): 1285–1294.
- [15] 李俊健, 高则柱, 刘专超. 超声铸造温度与时间对 AlSi_7Mg 铝合金显微组织的影响[J]. *热加工工艺*, 2026, 55(3): 201–206.
- [16] LI Junjian, GAO Zezhu, LIU Zhuanchao. Effect of ultrasonic treatment temperature and time on microstructure of AlSi_7Mg aluminum alloy[J]. *Hot Working Technology*, 2026, 55(3): 201–206.
- [17] ZHANG L, LI X Q, JIANG R P, et al. Effect of ultrasonic treatment on grain structure, eutectic phase and mechanical properties of an Al–6.2wt% Cu alloy[J]. *Metals and Materials International*, 2021, 27(5): 1282–1295.
- [18] ESKIN D G, TZANAKIS I, WANG F, et al. Fundamental studies of ultrasonic melt processing[J]. *Ultrasonics Sonochemistry*, 2019, 52: 455–467.
- [19] TZANAKIS I, LEBON G S B, ESKIN D G, et al. Characterizing the cavitation development and acoustic spectrum in various liquids[J]. *Ultrasonics Sonochemistry*, 2017, 34: 651–662.
- [20] LI A Q, JIANG R P, LI R Q, et al. Effect of low-intensity ultrasound on grain refinement and heterogeneous nucleation mechanism of 2219 Al alloy[J]. *Ultrasonics Sonochemistry*, 2025, 117: 107341.
- [21] ZHANG L, LI R Q, JIANG R P, et al. A comparative study on the effect of four-source ultrasonic power on the microstructure and mechanical properties of large-scale 2219 aluminum ingots[J]. *JOM*, 2019, 71(6): 2063–2071.
- [22] MARTINEZ R, RUSSIER V, COUZINIÉ J P, et al. Modeling of the influence of coarsening on viscoplastic behavior of a 319 foundry aluminum alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 559: 40–48.
- [23] ZHANG L, LI X Q, LI R Q, et al. Effects of high-intensity ultrasound on the microstructures and mechanical properties of ultra-large 2219 Al alloy ingot[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 763: 138154.
- [24] WANG Q G. Microstructural effects on the tensile and fracture behavior of aluminum casting alloys A356/357[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2003, 34(12): 2887–2899.
- [25] TZANAKIS I, LEBON G S B, ESKIN D G, et al. Investigation of the factors influencing cavitation intensity during the ultrasonic treatment of molten aluminium[J]. *Materials & Design*, 2016, 90: 979–983.
- [26] LOUISNARD O. A viable method to predict acoustic streaming in presence of cavitation[J]. *Ultrasonics Sonochemistry*, 2017, 35: 518–524.
- [27] WU Z J, LI Y, TANG J, et al. Ultrasound-assisted preparation of chitosan/nano-silica aerogel/tea polyphenol biodegradable films: Physical and functional properties[J]. *Ultrasonics Sonochemistry*, 2022, 87: 106052.
- [28] 李安庆, 张立华, 蒋日鹏, 等. 冷却速度及超声振动协同作用对 7085 铝合金凝固组

织及力学性能的影响[J]. 材料工程, 2021, 49(8): 63–71.

LI Anqing, ZHANG Lihua, JIANG Ripeng, et al. Effect of cooling speed and ultrasonic vibration on solidification structure and mechanical properties of 7085 aluminum alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2021, 49(8): 63–71.

[28] 蒋日鹏. 超声场对高强铝合金凝固过程的影响规律与作用机理研究[D]. 长沙: 中南大学, 2014.

JIANG Ripeng. Effect rules and function mechanism of ultrasonic field on the solidification of high strength aluminum alloy[D]. Changsha: Central South University, 2014.

[29] YANG P O, JIANG R P, LI A Q, et al. Effect of low-intensity ultrasound on the temperature field and microstructure of 2219

aluminum alloy[J]. International Journal of Metalcasting, 2024, 18(3): 2688–2701.

[30] SONG B, YAO P, ZHANG Y M, et al. Ultrasound pretreatment prior to spray drying improve the flowability and water sorption properties of micellar casein concentrate[J]. Ultrasonics Sonochemistry, 2022, 87: 106049.

[31] ESKIN D G, TZANAKIS I. High-frequency vibration and ultrasonic processing[M]// ESKIN D G, MI J. Solidification processing of metallic alloys under external fields. Cham: Springer International Publishing, 2018: 153–193.

[32] XIE Z M, JIANG R P, LI X Q, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of TiB(2)/2195 composites fabricated by ultrasonic-assisted in-situ casting[J]. Ultrasonics Sonochemistry, 2022, 90: 106203.

[33] HANSEN N. Hall–Petch relation and

boundary strengthening[J]. Scripta Materialia, 2004, 51(8): 801–806.

[34] MOUSSA M E, WALY M A, AMIN M. Effect of high intensity ultrasonic treatment on microstructural modification and hardness of a nickel-aluminum bronze alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 741: 804–813.

[35] K A M A L B A B U K, PANNEERSELVAM K, SATHIYA P, et al. Influences of metastable θ'' , θ' and stable θ intermetallics formed during cryorolling and friction stir welding process on AA2219[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 732: 624–629.

[36] ZHAO Y, HE W, SONG D, et al. Effect of ultrasonic melt processing and Al–Ti–B on the microstructural refinement of recycled Al alloys[J]. Ultrasonics Sonochemistry, 2022, 89: 106139.

Effect of High-Energy Ultrasound on Microstructure and Mechanical Properties of Large-Scale 2219 Aluminum Alloy Ingots

LI Anqing^{1,2}, JIANG Ripeng^{1,2,3}, LI Ruiqing^{1,2,3}, LI Jingxue⁴

(1. College of Mechanical and Electrical Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. State Key Laboratory of High Performance Complex Manufacturing for Extreme Service, Central South University, Changsha 410083, China;

3. Institute of Light Alloys, Central South University, Changsha 410083, China;

4. Xinjiang JoinWorld Co., Ltd., Urumqi 830000, China)

[ABSTRACT] High-intensity ultrasound can effectively improve the grain structure and element distribution uniformity of industrial large-scale Al alloy ingots. In this paper, ultrasonic-assisted casting of 2219 Al alloy ingots ($\Phi 630$ mm \times 4500 mm) was carried out to compare the microstructure differences between the two ingots. The results indicate that the core of the conventional ingot is predominantly composed of coarse dendrites. After ultrasonic treatment, the α -Al grains in the ingot are refined, with refinement rates of 27.7%, 31.4%, and 24.2% at the edge, $R/2$, and core positions, respectively. The area fractions of the coarse Al_2Cu eutectic phase are 15.18%, 8.42%, and 5.3%, respectively, which represent relative reductions of 21.1%, 31.6%, and 30.4% compared to the ingot without ultrasonic treatment. The tensile strength, yield strength, and elongation of the ultrasonically treated ingot are significantly improved compared to those of the untreated ingot. Specifically, the tensile strength at the center, $R/2$, and edge positions is relatively increased by 18.2%, 24.2%, and 11.1%, respectively. This study validates that ultrasonic cavitation and acoustic streaming promoting heterogeneous nucleation are the dominant mechanisms for modifying Al alloy melts, and by establishing a quantitative relationship with the undercooling required for nucleation, it provides a precise basis for process control in industrial applications of this mechanism.

Keywords: 2219 Al alloy ingot; Mechanical property; Ultrasonic treatment; Al_2Cu phase; Heterogeneous nucleation

(责编 青燕)