

数字化无模冷冻铸造成形方法研究

单忠德, 杨浩秦, 刘 丰, 王怡飞

(机械科学研究总院集团有限公司 先进成形技术与装备国家重点实验室, 北京 100044)

摘 要: 提出了一种数字化无模冷冻铸造成形方法。其原理是用纯水做砂型铸造用粘接剂, 预混适量水分的型砂颗粒通过低温冻结后形成冷冻砂坯, 然后进行基于减材制造成形原理的冷冻砂型切削的新技术。揭示了包覆型砂颗粒的水膜通过低温相变后冻结成冰晶粘接桥的微观形貌演化规律, 发现冷冻砂型的强度是由冰晶颗粒和型砂颗粒的界面结合作用产生的, 并且随着冷冻温度降低, 砂型抗拉强度显著增加。同时系统地开展了 A356 铝合金在冷冻砂型中的凝固成形机理研究, 包括冷冻砂型中铸件凝固的铸态微观组织、成分分布及力学行为。结果表明: 随着凝固速率提高, 组织中初生 α -Al 相的二次枝晶臂间距 (SDAS) 显著减小, 晶粒明显细化, Si 元素在基体中的溶解度增大。试件抗拉强度、塑性值和微观硬度值均显著升高, 金属构件尺寸精度可达 CT8 级。

关键词: 无模成形; 冷冻铸造; 微观组织; 绿色铸造

中图分类号: TG21; TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)12-4321-08

铸造行业的能源和资源消耗非常大, 绿色铸造、清洁生产已成为铸造行业当前最为紧迫的任务^[1]。1970 年英国 W. H. Booth 公司首次提出冷冻铸造技术^[2]。该技术是用纯水作为粘接剂, 用砂型铸造常用的原砂颗粒 (石英质砂或非石英质砂) 作为耐火骨料, 将混有适量水分的型砂颗粒在模具中造型后置于低温环境下 ($\leq -15\text{ }^{\circ}\text{C}$) 冻结, 砂型具备一定强度后拔模浇注凝固成形的一种方法。冷冻铸造技术有造型时粉尘少, 浇注后砂型自行溃散, 不产生刺激性气味, 型砂可重复利用等优势^[3]。传统的冷冻砂型的制作主要是通过金属模、木模翻制, 存在资源消耗大、尺寸精度低等问题。目前, 在冷冻参数对砂型形性控制方面, 日本工业技术研究院发现冷冻砂型抗压强度在 $-50\sim -60\text{ }^{\circ}\text{C}$ 附近达到最高值, 可达 $1.7\sim 3.3\text{ MPa}$ ^[4]; 在冷冻砂型成形工艺方面, 日本关西大学提出了负压冷冻砂型铸造方法, 实现冷冻砂型的快速固化^[5]。

然而, 传统冷冻铸造技术存在数字化水平低、资源浪费大 (需要制备木模、金属模)、尺寸精度低等问题, 严重制约了冷冻铸造技术的发展。为此课题组提出了数字化无模冷冻铸造成形技术, 这种技术是基于砂型三维 CAD 模型驱动, 采用数控去除原理直接对冷冻砂坯进行切削加工的一种方法, 省去了实体原型或者模具制造环节, 避免了制模/翻模过程造成的砂型

精度损失, 缩短了铸造流程^[6]。数字化无模冷冻铸造技术可实现多品种复杂金属结构件的绿色化、柔性化及高精高效生产, 同时针对冷冻砂型的低温制备、高温服役特性开展了 A356 铝合金的精确凝固成形试验研究, 拓展了适用于冷冻铸造的金属体系及适用温度范围。深入研究金属构件在冷冻砂型中的非平衡凝固特性及力学行为, 对促进新型铸造技术、绿色铸造理论体系的发展有着重大意义。

1 实 验

本试验选用 100 目 ($\leq 150\text{ }\mu\text{m}$) 普通硅砂作为数字化无模冷冻铸造用型砂。砂粒的粒度集中在 70 到 140 目 ($109\sim 212\text{ }\mu\text{m}$) 范围内。采用筛选法测量了硅砂的粒度分布, 如图 1 所示。采用光学显微镜 (OLYMPUS BX51M) 观察了砂粒样本的颗粒形貌, 角形系数为 1.2, 如图 2 所示。

冷冻砂型需要将质量分数为 4% 纯水和原砂颗粒进行预先混合, 分别在 $-15, -20, -25, -30, -35, -40\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的低温环境中冻结成冷冻砂坯, 然后利用基于减材原理的数字化无模成形机实现冷冻砂型的无模快速制造。同时制备树脂砂型作为凝固对比试验。

采用配备低温试验台的奥林巴斯 3D 测量激光显微镜 (OLS5000) 对 100 目硅砂砂粒形貌、混水型砂

收稿日期: 2019-12-21

基金项目: 国家杰出青年科学基金 (51525503)

作者简介: 单忠德, 男, 1970 年生, 博士, 研究员, 中国工程院院士, 机械科学研究总院集团有限公司先进成形技术与装备国家重点实验室, 北京 100044, 电话: 010-88301815, E-mail: shanzd@cam.com.cn

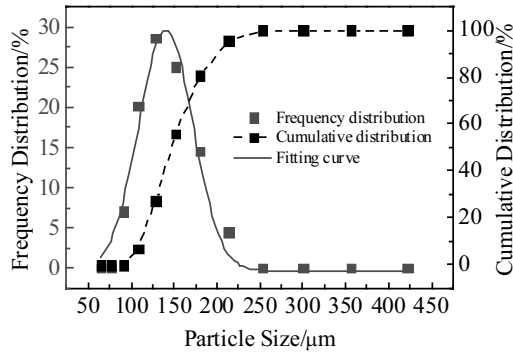


图 1 100 目硅砂粒度分布图

Fig.1 Particle size distribution of 100-mesh silica sand

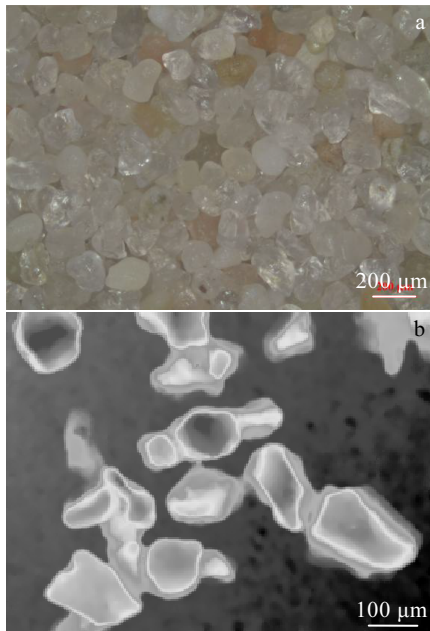


图 2 100 目硅砂颗粒的形貌图及轮廓图

Fig.2 Topography (a) and outline (b) of 100 mesh silica sand particles

颗粒在低温诱导相变过程中的水膜形态和砂粒界面冻结演变过程进行表征。

采用 SDT Q600 差热扫描量热仪对砂型铸造不同凝固条件下的 A356 试样进行热分析。取样质量约为 21.54 g, 测试温度范围 323~923 K, 升温速率 5 K/min, 100 mL/min 惰性氩气作为保护气体。采用 Bruke D8 型 X 射线衍射仪 (XRD) 对不同凝固条件下合金物相、成分进行定性分析, 通过对比标准卡片完成合金微观组织中相的鉴定。

采用树脂砂型、冷冻砂型铸造成形方法实现 A356

合金的非平衡凝固过程, 凝固试样见图 3。凝固试样经过 0.5%HF 水溶液腐蚀后, 通过 OLYMPUS-BX51M 光学显微镜对初生 α -Al 相的二次枝晶臂间距进行表征, 采用截线法对初生 α -Al 相的二次枝晶臂间距进行测量; 通过日立高分辨率冷场扫描电镜 (Regulus 8100) 及电子背散射衍射 (EBSD) 技术对试件凝固组织、晶粒尺寸进行精确表征, 利用 Image J 软件对初生 α -Al 晶粒、共晶 Si 晶粒尺寸进行统计分析。二次枝晶臂间距和晶粒尺寸的测量分别选取 3 个视场, 取其平均值作为最终试验结果, 以此探明偏离非平衡凝固过程冷冻铸造对 A356 铝合金组织的影响规律。

本实验中试件力学性能测试主要包括抗拉强度与微观硬度的测试。抗拉试样的形状和尺寸根据美国试验与材料协会制定的标准 (ASTM E8M-04) 制作, 如图 4 所示。采用 Gleeble-3500 热模拟试验机在室温下对试样进行拉伸试验, 同等条件下, 至少对 3 个试样进行拉伸试验, 取其平均值作为最终试验结果。硬度测试采用 Duramin-100 维氏硬度计, 测试力为 1.96 N, 加载时间 20 s。同一样品中, 测试 50 个不同位置的微观硬度值, 取其平均值作为最终硬度值。式 (1) 为微观硬度值计算公式。

$$HV = 0.102 \times \frac{F}{S} = 0.102 \times \frac{2F \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} \quad (1)$$

式中: F 为牛顿力, S 为压痕表面积, α 为压痕相对面夹角 (136°), d 为压痕对角线长度。

2 结果与分析

2.1 冷冻砂型微观结构及宏观性能

冷冻砂型具备强度主要原因是冰晶与砂粒间界面结合作用。图 5 表征了 100 目硅砂颗粒混合质量分数 4% 水分后在低温环境下固液相变产生冰晶-型砂界面结合过程。图 5a 为预混质量分数为 4% 纯水的型砂颗

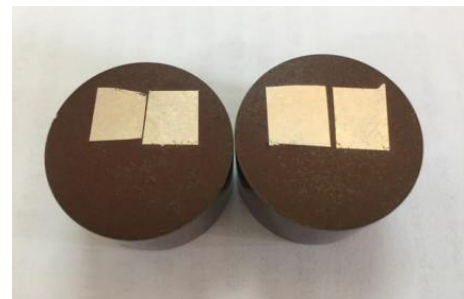


图 3 A356 铝合金凝固试样

Fig.3 A356 aluminum alloy solidification specimen

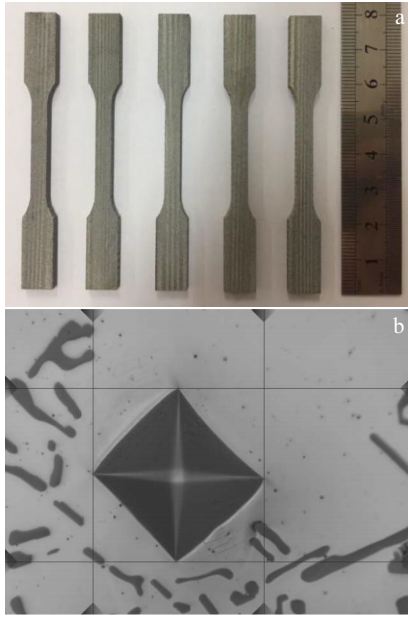


图 4 强度拉伸试样及微观硬度值压痕
Fig.4 Tensile strength specimen (a) and microhardness indentation (b)

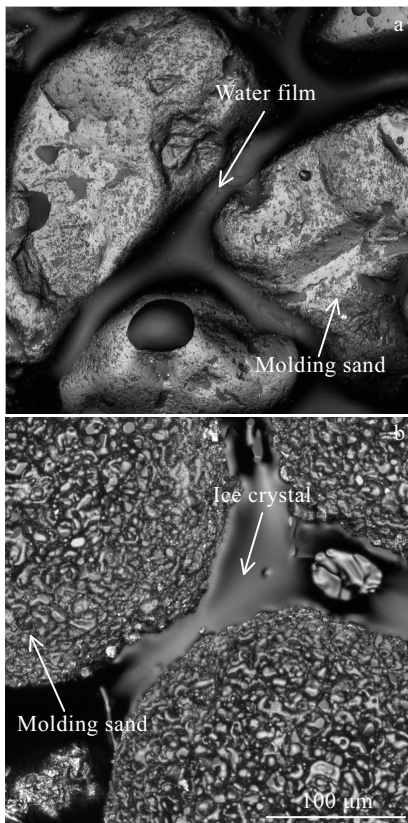


图 5 冷冻砂型低温相变界面结合过程
Fig.5 Low temperature phase change interfacial bonding process of frozen sand mold: (a) water film and (b) ice crystal bonded bridge

粒形貌，水膜均匀地分布在型砂颗粒周围；图 5b 中型砂颗粒间的水膜在低温诱导下产生相变形成冰晶粘接桥，可以看出：冰晶粘接桥主要存在于型砂颗粒周围，并且在型砂颗粒表面也形成大量冰晶颗粒。

试验同时研究了 4%含水量时的冷冻砂型强度随冷冻温度的变化规律，如图 6 所示。结果表明：随着冷冻温度的降低，砂型抗拉强度也显著增大。在-20 °C 时，冷冻砂型的抗拉强度可达 1.1 MPa 左右，抗压强度可达 2.3 MPa 左右，达到与 2%树脂含量的砂型相同的强度指标。冰晶与砂粒间产生冻粘作用可由粘附理论来解释，水分子在相变驱动力的作用下，从高自由能的液态结构转变为低自由能晶体结构，水分子首先在分子力的作用下相互碰撞并不断聚集而形成凝固核心，然后在化学势的作用下与凝固核心（砂粒）表面碰撞并粘附，使凝固核心缓慢长大并生长成为晶体^[7]。即冰晶与砂粒间的界面粘附力是由冰晶界面的氧原子与硅砂颗粒表面的原子相互作用产生的。冷冻砂型的抗拉强度提升的原因是随着冷冻温度降低，冰晶中氢原子活性降低，冰晶分子结构有序，抗拉断裂时宏观强度较高^[8]。在冻土领域，Haynes^[9]和 Lei^[10]也发现在温度高于-30 °C 的情况下，冻结粉土的强度随温度的降低基本呈线性增大关系。

2.2 A356 铝合金凝固试验

对数字化无模铣削加工的冷冻砂型进行 A356 铝合金轮毂件浇注试验。A356 铝合金化学成分如表 1 所示，合金浇注温度约为 983 K。浇注过程中金属液受瞬态高热流密度散失的强烈影响，试件表层凝固速度较快，铸件轮廓清晰，尺寸精度较高，可达 CT8 级。浇注过程中不产生刺激性气味，冷冻砂型在高温冲击下失去水分、自行溃散，浇注过程如图 7 所示。

2.2.1 A356 铝合金试件热力学分析

使用 DSC8500 差示扫描量热仪对试样加热过程

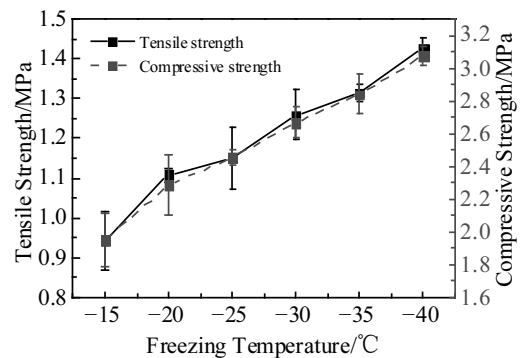


图 6 冷冻砂型强度随温度变化规律
Fig.6 Variation of strength for frozen sand mold with temperature

表 1 A356 铝合金化学成分

Table 1 Chemical composition of A356 aluminum alloy (wt%)

Si	Mg	Ti	Fe	Cu	Zn	Al
7.24	0.324	0.192	0.154	0.007	0.012	Bal.



图 7 冷冻砂型浇注过程

Fig.7 Frozen sand mold pouring process: (a) frozen sand mold, (b) solidification process, and (c) casting

进行热分析, 升温速率为 5 K/min。图 8 为树脂和冷冻砂型铸造铝合金试样 DSC 测试加热过程, 从加热过程的 DSC 曲线可知, 树脂砂型和冷冻砂型铸造合金在加热过程中主要出现 3 个吸热峰, 从低温到高温, 这 3 个吸热峰的开始温度分别为 817, 850 和 889 K, 参考相图可知吸热峰分别对应以下 3 个反应^[11]:

817 K: $\alpha\text{-Al}+\text{Si}+\text{Mg}_2\text{Si}$ 共晶反应;

850 K: $\alpha\text{-Al}+\text{Si}$ 共晶反应;

889 K: 初生 $\alpha\text{-Al}$ 相熔化。

因此 A356 合金的凝固顺序为: L→初生 $\alpha\text{-Al}$ 枝晶→Al+Si 共晶反应→ $\alpha\text{-Al}+\text{Si}+\text{Mg}_2\text{Si}$ 共晶反应。

为了计算树脂砂型和冷冻砂型在金属构件凝固过程中的凝固速率, 测定凝固过程中的铸件芯部冷却曲线, 结果如图 9 所示。结果表明: 铝合金中初生 $\alpha\text{-Al}$ 相、共晶 Si 相的转变温度分别为 889 和 848 K, 与 DSC 测试结果基本一致。曲线上没有出现 $\alpha\text{-Al}+\text{Si}+\text{Mg}_2\text{Si}$ 三元共晶反应点, 是因为三元共晶反应产生的潜热超出 K 型热电偶的灵敏度范围。通过对固液相变区间的凝固速率的计算, 获得树脂砂型和冷冻砂型中试件凝

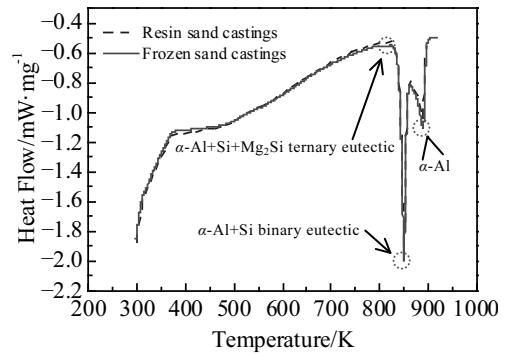


图 8 A356 铝合金的 DSC 曲线

Fig.8 DSC curves of A356 aluminum alloy

固速率分别为 0.190 和 0.286 K/s, 冷冻砂型较树脂砂型凝固速率提高约 50.5%。大量研究结果表明: 合金熔体在较快的凝固速度下形成的微观组织更小, 构件宏观力学性能更优。

2.2.2 A356 铝合金凝固组织特征

图 10 为凝固速率为 0.190 和 0.286 K/s 的 A356 铝合金试样的 XRD 图谱。结果表明: 不同凝固速率试样的微观组织主要包含 $\alpha\text{-Al}$ 相和共晶 Si 相。随着凝固速率的提高, XRD 图谱的 $\alpha\text{-Al}$ 相衍射峰向高角度方向发生略微偏移, 偏移角度约为 0.18° 。这是因为较高的凝固速率使合金中的 Si 溶质原子在 Al 基体中的溶解度变大, 造成 Al 基体衍射峰偏移。同时 Al 原子和 Si 原子半径尺寸相差较大, 使 Si 原子固溶到 $\alpha\text{-Al}$ 基体中引起基体晶格发生畸变, 从而引起合金抗拉强度和显微硬度增加, 产生固溶强化效应^[12]。固溶强化可近似表达为:

$$\sigma_{ss} = aC_0^{2/3} \tag{2}$$

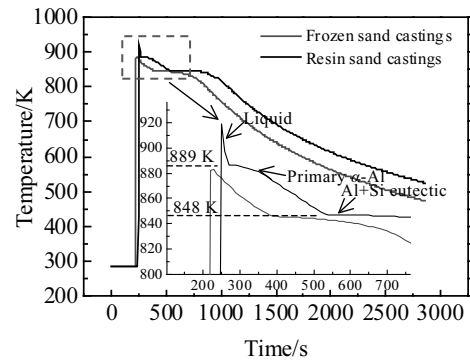


图 9 砂型铸造中 A356 铝合金凝固过程冷却曲线

Fig.9 Cooling curves of A356 aluminum alloy during solidification in sand casting

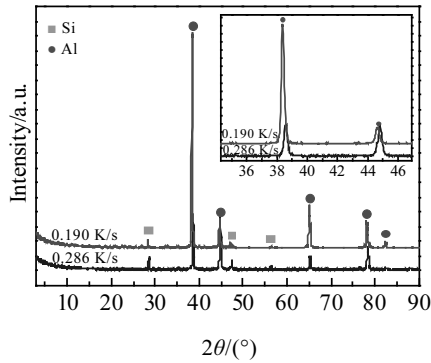


图 10 不同凝固速率下 A356 铝合金的 XRD 图谱

Fig.10 XRD patterns of A356 aluminum alloy at different solidification rates

式中， a 是常数， C_0 是基体中平均溶质浓度 (mol/L)。

2.2.3 凝固速率对二次枝晶臂间距的影响

影响二次枝晶臂间距的主要因素是 α -Al 枝晶形成和生长阶段的凝固速率。图 11 为不同凝固冷却速率下 A356 合金的组织特征，图 11a 为树脂砂型铸造 A356 铝合金微观组织，图 11b 为冷冻砂型铸造 A356 铝合金微观组织。结果表明：2 种砂型铸造方法的微观组织均由白色的初生 α -Al 枝晶相与灰色的片状或针状共

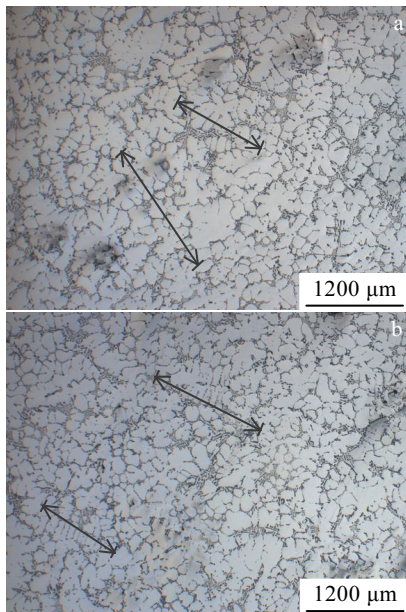


图 11 砂型铸造中不同凝固速率下 A356 铝合金的微观组织

Fig.11 Microstructures of A356 aluminum alloy at different solidification rates in sand casting: (a) 0.190 K/s and (b) 0.286 K/s

晶 Si 相组成。其中二次枝晶臂间距对合金材料的宏观力学性能有很大影响，二次枝晶间距 (SDAS) 是指相邻二次枝晶臂之间的垂直距离，采用截线法对 SDAS 进行测量。计算公式如式 (3)：

$$\lambda=L/(MN) \tag{3}$$

式中， λ 是二次枝晶臂间距(m)； L 为所测量线段长度 (m)； M 是图片放大倍数； N 是二次枝晶臂数目。

通过测量不同凝固速率下 A356 合金的二次枝晶臂间距可以得出：随着凝固速率的提高，合金中初生 α -Al 相的 SDAS 明显减少，从树脂砂型中的 97.30 μm 降到冷冻砂型中的 56.36 μm ，较树脂砂型降低约 42.08%。这是因为对于铸造 A356 铝合金而言，凝固速率越大其晶粒形核温度越高，结晶过冷度越大，二次枝晶臂生长过程及聚集程度受限，表现为 SDAS 尺寸减小。Rios^[13]采用快速凝固技术发现 A359 铝合金的初生 α -Al 相的二次枝晶间距显著减小，Si 元素在基体相中的溶解度增加，这种变化引起抗拉强度和延伸率的显著增加。

2.2.4 凝固速率对基体相和共晶 Si 相晶粒尺寸影响

在铸态组织中，A356 铝合金中初生 α -Al 枝晶较粗大，并且共晶 Si 容易形成粗大的针片状，这些粗大的共晶 Si 严重割裂了基体，使得合金的强度和塑性显著降低^[14]。A356 铝合金中初晶 α -Al 相、共晶 Si 相形貌在很大程度上决定了合金的力学性能^[15]。式 (4) 的 Hall-Petch 公式定量地描述了晶粒大小和合金材料强度之间的关系^[16]：

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{K_y}{\sqrt{d}} \tag{4}$$

式中， σ_y 为材料屈服强度 (MPa)， σ_0 表示移动单个位错时产生的晶格摩擦阻力 (MPa)， K_y 为与材料性质相关的常数， d 为平均晶粒直径 (μm)。

为了说明凝固速率对初生 α -Al 和共晶 Si 晶粒尺寸的影响规律，借助电子背散射衍射技术 (EBSD) 对初生 α -Al 相和共晶 Si 相的晶粒进行表征，对不同凝固速率下晶粒尺寸进行统计分析。结合 imageJ 软件，采用等效圆直径法 (ECD) 测量初生 α -Al 和共晶 Si 晶粒尺寸，该方法是以平均晶粒面积转化成等效圆直径表示晶粒的直径。

图 12a 和 12d 是树脂砂型和冷冻砂型铸造物相分布，其中红色部位是初生 α -Al 相，蓝色部位是共晶 Si 相，图 12b 和 12e 是树脂砂型和冷冻砂型铸造试样的 α -Al 晶粒形貌，图 12c 和 12f 是树脂砂型和冷冻砂型铸造试样共晶 Si 形貌。通过对 α -Al 和 Si 晶粒的尺寸统计分析，结果表明：树脂砂型铸造初生 α -Al 晶粒平均直径为 640.21 μm ，共晶 Si 平均晶粒直径为 18.54~

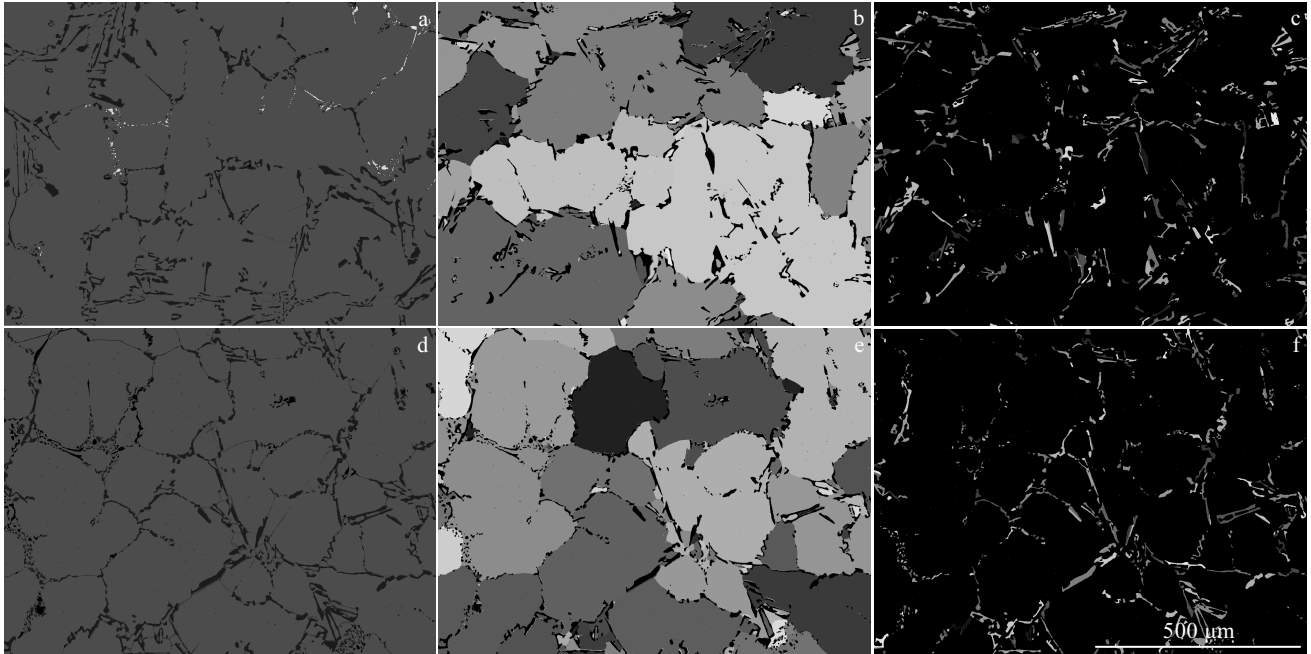


图 12 树脂砂型和冷冻砂型铸造晶粒尺寸

Fig.12 Grain size of resin sand casting (a-c) and frozen sand casting (d-f): (a, d) phase structure, (b, e) primary Al matrix grain, and (c, f) Si grain

18.64 μm。冷冻砂型铸造初生 α-Al 晶粒平均直径为 450.02 μm，共晶 Si 晶粒平均直径为 17.15~17.19 μm。初生 α-Al 晶粒和共晶 Si 晶粒全方位细化。Siegfan^[17]和 Pramod^[18]认为共晶 Si 相的尺寸和形态决定强度扩展能力，当裂纹尖端进入共晶相区域，裂纹扩展速度会因 Si 颗粒的阻挡效果而降低，并且 Si 相颗粒尺寸越小越有利于降低裂纹的扩展速度，因此共晶 Si 晶粒越小，有利于协调变形，合金强度和塑性越高。同时结合 Hall-Petch 公式，初生 α-Al 晶粒尺寸的显著减小也有利于合金构件强度提升。

2.3 无模冷冻铸造金属构件力学性能

2.3.1 不同凝固速率对合金断裂强度及延伸率的影响

为揭示冷冻铸造非平衡凝固组织对合金力学性能的影响，对不同凝固速率下 A356 铝合金试样进行应力-应变曲线测试分析，结果如图 13a 所示。通过对 5 组标准试样的极限抗拉强度、断裂延伸率的统计分析，统计结果如图 13b 所示：随凝固速率的增加，试样极限抗拉强度（ultimate tensile strength, UTS）以及断裂延伸率（elongation to failure, ETF）均明显提高，呈现强塑性双增现象。树脂砂型铸造试件的抗拉强度约为 205 MPa，断裂延伸率 0.5%；冷冻砂型铸造试件的抗拉强度约为 228 MPa，断裂延伸率 0.63%，冷冻铸造试样抗拉强度提高约 11.2%，断裂延伸率提高约 26%。抗拉强度提升的主要原因是较高的凝固速率使初生

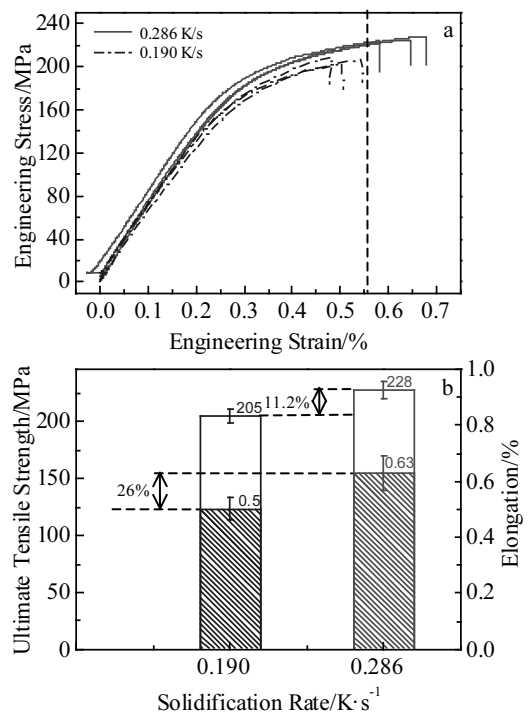


图 13 不同凝固速率下 A356 铝合金试样的应力-应变曲线以及抗拉强度和塑性值

Fig.13 Stress-strain curves (a) and ultimate tensile strength and elongation (b) of A356 aluminum alloy at different solidification rates

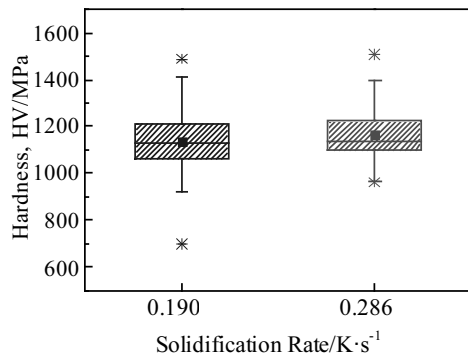


图 14 不同凝固速率下铸件微观硬度值

Fig.14 Micro-hardness value of casting at different solidification rates

α -Al 晶粒、共晶 Si 晶粒被明显细化, 在 A356 合金的塑性变形过程中, 位错容易在共晶 Si 相周围富集, 粗大的片状共晶 Si 晶粒容易引起应力集中, 进而导致微裂纹的产生和扩展。晶粒越细, 位错开动所需的能量越高, 并且当位错开动后, 晶粒越细的晶界需要塞积更多的位错以使形变能量传递到相邻的晶粒, 容易达到多晶体的协调变形的结果。晶粒细化对金属构件塑性延伸率的提高, 是因为 A356 合金材料断裂时表现为沿晶断裂特性, 晶粒细化导致断裂时通过的晶界长度明显增长, 造成裂纹扩展能量被逐渐消耗降低, 表现为塑性的提高。

2.3.2 不同凝固速率对合金微观硬度的影响

如图 14 所示为 A356 合金的显微硬度随凝固速率的变化规律。结果表明: 树脂砂型铸件微观硬度 (HV) 为 1135 MPa, 冷冻砂型铸件微观硬度为 1169 MPa, 硬度值提升约 3.0%。微观硬度值提升的主要原因是: 冷冻铸造较高的凝固速率产生较强的溶质捕获效应, 进而使得更多的 Si 原子固溶到 Al 基体中, 造成基体相硬度增大^[19]。可见: 基于冷冻铸造的非平衡凝固过程明显改变了合金元素在基体相中的相对含量及组织形貌, 进而显著影响合金的力学性能。

3 结 论

1) 为了更好地揭示冷冻铸造中冰晶粘接桥形成原理, 采用激光共聚焦显微镜表征了含水型砂颗粒在低温诱导相变过程中的冰晶粘接桥的演化规律, 分析了冰晶与型砂颗粒间的界面结合过程, 同时对 4%含水量的冷冻砂型在 $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时抗拉强度进行测试, 其强度可达 1.1 MPa, 满足铸造用砂型强度需求。

2) 数字化无模冷冻铸造金属构件尺寸精度高, 可

达 CT8 级。在冷冻砂型中凝固的金属构件的二次枝晶间距为 $56.36\text{ }\mu\text{m}$, 较树脂砂型降低 42.08%。树脂砂型铸造初生 α -Al 晶粒平均直径为 $640.21\text{ }\mu\text{m}$, 共晶 Si 平均晶粒直径为 $18.54\sim 18.64\text{ }\mu\text{m}$ 。冷冻砂型铸造初生 α -Al 晶粒平均直径为 $450.02\text{ }\mu\text{m}$, 共晶 Si 晶粒平均直径为 $17.15\sim 17.19\text{ }\mu\text{m}$, 初生 α -Al、共晶 Si 晶粒全方位细化。冷冻砂型较树脂砂型铸造的金属构件抗拉强度提高 11.2%, 断裂延伸率提高 26%, 微观硬度值提高 3.0%。

3) 今后需进一步研究复杂铸件在冷冻砂型中精确凝固理论, 建立金属构件表层凝固与冷冻砂型溃散之间的协同模型。拓展适用于冷冻铸造的金属材料体系及温度极限, 揭示基于冷冻铸造的高性能铸件材料-组织-性能一体化制造原理, 发展高性能铸件绿色铸造新技术、新理论。

参考文献 References

- [1] Shan Zhongde(单忠德). *Manufacturing Technology of Energy Saving and Emission Reduction in Mechanical Equipment Industry*(机械装备工业节能减排制造技术)[M]. Beijing: China Machine Press, 2014: 66
- [2] Pajak A, Eng D. *The British Foundryman*[J], 1980, 175: 22
- [3] Moore C, Beet D. *Foundry Trade Journal*[J], 1979, 146: 1049
- [4] Duan Xishan(段锡山). *Journal of Machine Design*(机械设计)[J], 1980, 24(14): 12
- [5] Hoshiyama Y, Miyake H. *Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2005, 36(5): 1226
- [6] Shan Zhongde(单忠德). *Patternless Casting*(无模铸造)[M]. Beijing: China Machine Press, 2017: 19
- [7] Du Yanxia(杜雁霞), Xiao Guangming(肖光明), Zhang Nan(张楠) et al. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2019, 40(7): 7
- [8] Liu Ya(刘亚), Jiang Ningshan(蒋宁山), Zhang Wuyu(张吾俞) et al. *Science Technology and Engineering*(科学技术与工程)[J], 2018, 18(9): 306
- [9] Haynes F D, Karalius J A. *Effect of Temperature on the Strength of Frozen Silt*[R]. USA: US Army Cold Regions Research and Engineering Laboratory, 1977
- [10] Lei Lele, Xie Yanli, Wang Dayan et al. *Journal of Glaciology and Geocryology*[J], 2018, 40(4): 802
- [11] Menargues S, Martin E, Baile M T et al. *Mater Sci Eng A*[J], 2015, 621: 236
- [12] Wang H P, Yao W J, Wei B. *Appl Phys Lett*[J], 2006, 89: 201
- [13] Rios C T, Peres M M, Bolfarini C et al. *J Alloy Compd*[J], 2010, 495: 386

- [14] Li Xiaoyan(李晓燕), Lu Yalin(卢雅琳), Wang Jian(王 健) *et al. Journal of Materials Engineering(材料工程)*[J], 2018, 46(1): 67
- [15] Kobayashi T. *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 280(1): 8
- [16] Ou Meigui(欧梅桂), Xia Qifan(夏麒帆), Song Hongchao(宋洪超) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2019, 48(2): 642
- [17] Siegfanz S, Giertler A, Michels W *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 565: 21
- [18] Pramod S L, Rao A K P, Murty B S *et al. Mater Des*[J], 2015, 78: 85
- [19] Estey C M, Cockcroft S L, Maijer D M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 383(2): 245

Research on Forming Method of Digital Patternless Freezing Casting

Shan Zhongde, Yang Haoqin, Liu Feng, Wang Yifei

(State Key Laboratory of Advanced Forming Technology and Equipment,

China Academy of Machinery Science and Technology Group Co., Ltd, Beijing 100044, China)

Abstract: A digital patternless freezing casting method was proposed, in which pure water is used as the binder for sand mold casting, sand particles premixed with a proper amount of moisture are frozen at low temperature to form a frozen sand blank, and then the frozen sand mold cutting is carried out based on the principle of material reduction manufacturing and forming. The morphology evolution law of the water film of coating sand particles was revealed, which freezes into ice crystal bonding bridge after low-temperature phase transformation. It is found that the strength of frozen sand mold is produced by the interfacial bonding between ice crystal particles and sand particles, and the tensile strength of sand mold increases significantly with the decrease of freezing temperature. In addition, the solidification forming mechanism of A356 aluminum alloy in the frozen sand mold was studied, including the as-cast microstructure, composition distribution and mechanical behavior of the frozen sand mold casting. The results show that with the increase of solidification rate, the secondary dendrite arm spacing (SDAS) of primary α -Al phase in the microstructure is significantly reduced, the grains are obviously refined, and the solubility of Si element in the matrix is increased. The tensile strength, elongation and microhardness of the test piece are significantly increased, and the dimensional accuracy of the metal component can reach CT8 grade.

Key words: patternless forming; freezing casting; microstructure; green casting

Corresponding author: Shan Zhongde, Ph. D., Researcher, Academician of the Chinese Academy of Engineering, State Key Laboratory of Advanced Forming Technology and Equipment, China Academy of Machinery Science and Technology Group Co., Ltd, Beijing 100044, P. R. China, Tel: 0086-10-88301815, E-mail: shanzd@cam.com.cn