

锻造

锻压条件对高强建筑 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金显微组织的影响

郭正烜¹, 李子亮²

(1. 山西工程科技职业大学 建筑设计学院, 山西 晋中 030600; 2. 河北科技大学 材料科学与工程学院, 河北 石家庄 050091)

摘要: 为研究不同锻压条件对近共晶 Al-Si 合金 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 显微组织的影响, 在 300、400 和 500 °C 锻压温度以及 1.5 和 2.0 锻压比下, 通过收敛模具对 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金进行锻压, 并采用光学显微镜和 X 射线衍射仪对铝合金的显微组织及析出相进行观察。实验结果表明: 铸造态的 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金形成了多种复杂的金属间化合物相, 如 β -Al_{4.5}FeSi 相和 Al₂Cu 相。在锻压过程中 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金的显微组织显著细化, 同时, 粗大颗粒发生破裂和碎片化。随着锻压温度的升高, Si 颗粒长大, 晶粒细化减弱; 随着锻压比的增加, Si 颗粒破碎加剧, 晶粒细化更明显。300 °C 锻压温度、2.0 锻压比下可以获得最佳细化效果。可为 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金实际锻造生产过程中显微组织的变化提供理论基础。

关键词: Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金; 锻压温度; 锻压比; 显微组织; Si 颗粒尺寸

DOI: 10.13330/j.issn.1000-3940.2024.05.002

中图分类号: TG146.2; TG316 文献标志码: A 文章编号: 1000-3940 (2024) 05-0013-05

Influence of forging conditions on microstructure of high strength building Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe aluminum alloy

Guo Zhengxuan¹, Li Ziliang²

(1. School of Architecture and Design, Shanxi Vocational University of Engineering Science and Technology, Jinzhong 030600, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Hebei University of Science and Technology, Shijiazhuang 050091, China)

Abstract: In order to study the influence of different forging conditions on the microstructure of near-eutectic Al-Si alloy Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe, Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe aluminium alloy was forged by converging dies at the forging temperatures of 300, 400 and 500 °C, and the forging ratios of 1.5 and 2.0, and the microstructures and precipitation phases of the aluminium alloy were observed by optical microscope and X-ray diffractometer. The experimental results show that as-cast Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe aluminium alloy forms a variety of complex intermetallic compound phases, such as β -Al_{4.5}FeSi phase and Al₂Cu phase. In the forging process, the microstructure of Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe aluminium alloy is significantly refined, while the coarse particles rupture and fragment. When the forging temperature increases, Si particles grow up, and the grain refinement weakens. When the forging ratio increases, Si particle fragmentation increases, the grain refinement is more obvious, and the best refinement effect is obtained at 300 °C and the forging ratio of 2.0. Thus, this study provides a theoretical basis for the microstructure change of Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe aluminium alloy during the actual forging production process.

Key words: Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe aluminum alloy; forging temperature; forging ratio; microstructure; Si particle size

近共晶 Al-Si 合金因具有良好的摩擦抗性和力学性能而被广泛应用, 此外, Al-Si 合金也以较低的密度、卓越的耐腐蚀性和低热膨胀系数而备受青睐^[1]。其中, Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 近共晶合金在建筑行业已取得了广泛的应用^[2]。建筑行业中的铝合金部件常采用传统的铸造方法制造, 但常见的铸造

缺陷如气孔、收缩和空气困住等问题也尤为突出^[3]。Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金会在凝固过程中产生枝晶结构和液态偏析, 从而造成力学性能不均匀^[4], 而 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金的力学性能与合金元素分布形态密切相关, 因此, 为消除这些铸造缺陷并提升合金性能, 多种技术已投入应用^[5]。建筑部件在波动或反复加载的条件下, 受到严重的摩擦或表面磨损, 因此, 这些部件必须具备足够的强度和耐磨性以避免失效^[6]。变形加工技术是生产具有卓越力学性能和冶金性能建筑部件的首选技术, 包括锻造、挤压和轧制等。这类技术被视为制造具

收稿日期: 2023-10-19; 修订日期: 2024-01-15

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (52078086)

作者简介: 郭正烜 (1981-), 男, 硕士, 讲师

E-mail: sxjygzx@126.com

有优异力学性能 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金部件的理想选择^[7]。锻压作为常用的成形工艺,可在开放或封闭模具中制造出复杂或多种形状的建筑部件^[8]。然而,Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金由于硬硅颗粒的存在,其变形处理面临诸多挑战,即便在高温条件下加工,表面裂纹或断裂也可能在块状加工的产品表面出现^[9]。模具条件、变形率和锻压温度等加工参数对加工结果均会产生显著的影响^[10]。因此,选择合适的加工参数对于获得无缺陷且具有优异力学性能的产品至关重要^[11-12]。本研究旨在探究近共晶 Al-Si 合金 (Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe) 的锻压特性。研究采用不同锻压比和锻压温度对圆柱形坯料进行锻压,并对实验结果进行分析,以了解不同加工参数对锻压 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金显微组织特征的影响,为该合金的实际应用提供理论依据。

1 实验材料与方法

实验中,采用了 1.5 和 2.0 两种不同锻压比 R 的锻压模具,并利用 H13 模具钢制造了柱塞。实验材料为 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 近共晶铝合金,采用高纯度商业铝、11%硅和 2.5%铜 (质量分数) 制备,该合金在 750 °C 的石墨坩埚中熔解。铸造过程中,以六氯乙烷 (C_2Cl_6) 作为脱气剂,混入熔融金属,以排除其中的杂质气体,约 700 °C 时将其倒入预热至约 200 °C 的铜模具中。凝固后的铸锭从模具中取出,经细砂纸打磨和丙酮清洗。通过光谱仪分析了合金的化学成分,其结果如表 1 所示。利用 Rigaku X 射线衍射仪识别 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金中的相,同时,采用国际衍射数据中心的 PDF 数据库用于识别 XRD 测试结果中的衍射峰。

表 1 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金化学成分测试结果
(%, 质量分数)

Table 1 Chemical composition test results of Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe aluminum alloy (%, mass fraction)

Si	Cu	Fe	Mg	Mn	Zn	Cr	Ni	Al
11.5	2.07	0.49	0.07	0.05	0.04	0.02	0.03	余量

对于特定的锻压模具锻压比,制备了 2 组实心圆柱铸锭试样,用于进行不同锻压比的锻压测试,每组试样均在 3 个温度下分别制备 (300、400 和 500 °C),试样尺寸如表 2 所示。高速锻压在提供最小冲击能量为 700 kg·m 的气动动力锤上完成,采用的热模锻压机如图 1 所示。试样在锻压模具中以锻压比 R 分别为 1.5 和 2.0,以及锻压温度为 300、

400 和 500 °C 的条件进行锻压。锻压前,试样在炉中以预定温度加热约 1 h,以实现成分均匀化。锻压过程中,采用细石墨粉末作为润滑剂。锻压结束后,试样从锻压模具中取出,并进行取样与显微组织观察,以观察 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金的晶粒形态和第二相形态。采用 80~2000 目砂纸对试样进行打磨,再采用带油的金刚石悬浮液进行抛光,并采用凯勒试剂腐蚀,最后通过 ZEISS 光学显微镜进行显微组织观察。

表 2 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金锻压试样尺寸

Table 2 Dimensions of forging samples for Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe aluminum alloy

参数	试样长度 l /mm	实验直径 d /mm	锻压比 R
数值	42	$\Phi 16$	1.5
	37	$\Phi 16$	2.0



图 1 热模锻压机

Fig. 1 Hot die-forging press

2 结果及讨论

2.1 XRD 分析结果与铸态显微组织

Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金的 X 射线衍射 (X-ray Diffraction, XRD) 测试结果如图 2 所示,从 XRD 图谱中能清晰地看到 Al 相和 Si 相的高强度峰。同时,在 XRD 图谱中也发现了几个低强度的第二相的衍射峰,这些峰值已被识别为 β -Al_{4.5}FeSi 和 Al₂Cu 的金属间化合物相,这些金属间化合物相是加工过程中合金元素和 Al 基体在较高温度下发生反应形成的。由于合金包含硅、铜和铁元素,因此,形成了多种复杂的金属间硅、铜或铁化合物相。

图 3 为铸态 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金的光学

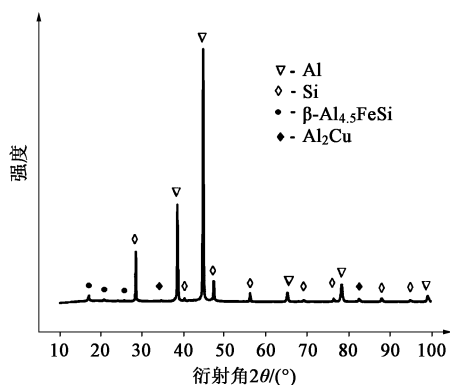


图2 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金的 XRD 结果

Fig. 2 XRD results of Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe aluminum alloy

显微组织。从图 3 可知, 铸态 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金中存在极其粗糙的 α -Al 树枝晶、针状的共晶硅和少量的初生 Si 颗粒。一般来说, 共晶组成的材料主要由 α -Al 树枝晶和共晶 Si 颗粒组成, 而初生 Si 颗粒的存在即表明凝固速率较快。因此, 在凝固过程中发生了向过共晶偏移从而产生了非平衡凝固现象。在 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金基体中, Si 颗粒呈深色, 而金属间化合物则以颜色较浅较亮的颗粒形式呈现。这些第二相在 α -Al 基体中形状不规则且分布不均匀。由于铸造过程中凝固不均匀, 导致

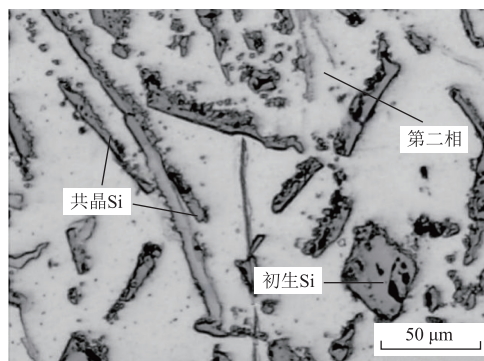


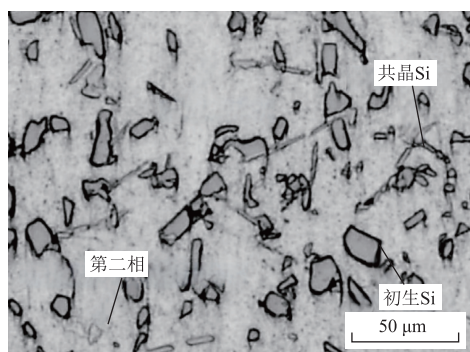
图3 铸态 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金的金相显微组织

Fig. 3 Metallographic microstructure of as-cast Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe aluminum alloy

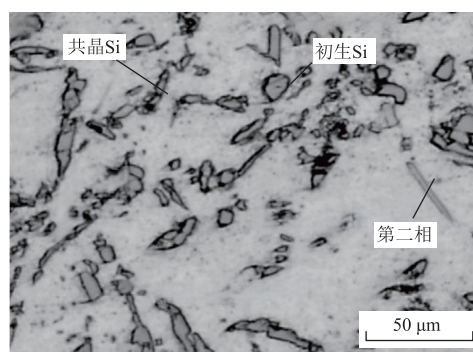
Si 颗粒和金属间化合物颗粒粗大。共晶 Si 颗粒的平均长度为 $(43.5 \pm 15.3) \mu\text{m}$, 而初生 Si 颗粒的平均长度和标准偏差分别为 42.4 和 $13.5 \mu\text{m}$ 。这种显微组织特征将对 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金的力学性能和摩擦性能产生不利的影响。因此, 必须将这种粗糙和针状的 Si 颗粒改善为更细小的结构, 可通过锻压工艺优化合金的微观结构, 进而提升合金性能。

2.2 不同锻压条件下 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金的显微组织

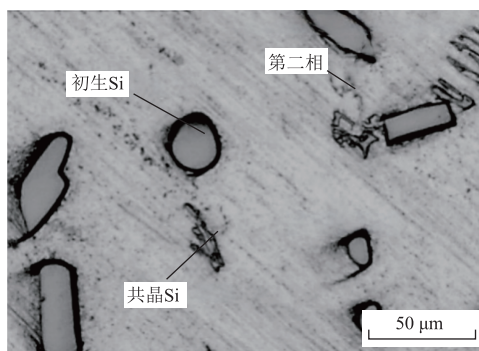
图 4 为铸造态 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金在锻



(a)



(b)



(c)

图4 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金锻压后的金相显微组织

(a) 300 °C (b) 400 °C (c) 500 °C

Fig. 4 Metallographic microstructures of Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe aluminum alloy after forging

压比为 2.0 和锻压温度为 300、400 和 500 ℃ 的条件下, 锻压处理后的金相显微组织, 由图 4 可知, 所有锻压温度条件下的显微组织均展现出显著的细化。由于合金是由较软的 α -Al 基体和较硬的颗粒 (Si 颗粒和金属间化合物) 组成, 具有一定的脆性, 因此, 选择在预设锻压温度下进行炉中预热, 并在较高的处理温度下进行锻压。预热期间, Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金基体中会析出较细的沉淀相颗粒, 而原铸态合金中存在的大颗粒保持稳定, 无明显变化。在高速锻压过程中, 坯料承受了巨大的轴向载荷, 这在锻压方向产生轴向应力 σ , 并对模具壁施加正压力 P , 如图 5 所示, 其中 τ 为摩擦力。由此, 合金开始在收敛部位流动并发生变形。在锻压过程中, 模具壁和坯料之间的摩擦力极大, 并产生大量热量, 导致合金软化。在锻压过程中, 较软的 α -Al 基体发生塑性变形, 较硬的 Si 颗粒及第二相颗粒因无法承受较高的轴向应力而发生断裂、破碎并在基体中均匀分散。此外, 在锻压过程中合金由于在高温下经历了强烈的压力和形变, 铸态组织中粗大的 α -Al 树枝晶、针状共晶 Si 颗粒以及初生 Si 颗粒发生了断裂和碎裂, 这一变化导致合金显微组织明显细化。表 3 为在不同锻压条件下试样中共晶 Si 颗粒和初生 Si 颗粒的平均晶粒尺寸。

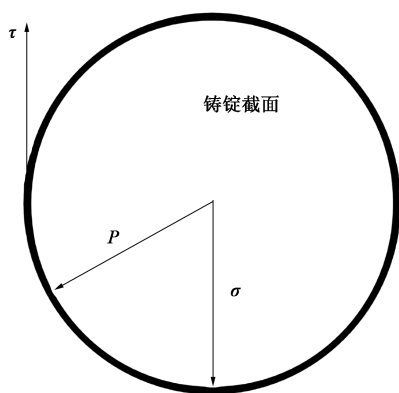


图 5 锻压过程受力情况示意图

Fig. 5 Schematic diagram of force condition during forging process

表 3 不同锻压条件下共晶 Si 颗粒及初生 Si 颗粒的平均晶粒尺寸

Table 3 Average grain sizes of eutectic Si particles and primary Si particles under different forging conditions

锻压温度/ ℃	共晶 Si 颗粒尺寸/ μm		初生 Si 颗粒尺寸/ μm	
	$R=1.5$	$R=2.0$	$R=1.5$	$R=2.0$
300	20.1 \pm 3.1	19.8 \pm 2.6	27.8 \pm 4.8	25.2 \pm 4.2
400	17.5 \pm 2.0	17.1 \pm 1.8	23.5 \pm 4.1	20.6 \pm 2.5
500	28.1 \pm 2.2	27.5 \pm 1.7	29.7 \pm 8.7	28.3 \pm 7.2

由表 3 可知, 与铸态相比, 锻压后 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金的显微组织得到了显著细化。由于锻压比 R 为 2.0 的情况下截面减小比例较高 (51%), 因此颗粒更为细小。在 400 ℃ 锻压温度下, 显微组织细化最为显著, 其次为 300 ℃。此外, 在 400 ℃ 锻压温度下, 共晶 Si 颗粒与初生 Si 颗粒的细化也更为明显, 产生了更优质的细化显微组织, 如图 4b 所示。对比而言, 500 ℃ 锻压温度会导致显微组织粗大, 如图 4c 所示, 这是因为合金元素在较高锻压温度下的扩散速率增加, 初生和共晶 Si 颗粒长大, 导致了 Si 颗粒的粗大。对比不同锻压温度下的锻压处理结果表明, 400 ℃ 锻压温度下的显微组织细化效果最为显著, 这是因为在该温度下合金晶粒长大速率较慢且沉淀速率较快, 有利于颗粒的断裂和碎裂, 使得合金微观结构更为均匀和细致。

3 结论

(1) 铸造态 Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金的显微组织主要由粗大的树枝状 α -Al 基体、针状共晶 Si 颗粒以及粗大初生 Si 颗粒组成。较快的冷却速度导致合金产生非平衡凝固, 从而使亚共晶合金生成初生 Si 颗粒。在锻压过程中, Si 颗粒与第二相发生断裂和碎裂, 使得合金显微组织得到细化。

(2) 在锻压比 R 为 2.0 的锻压模具中, Si 颗粒更加细小, 截面锻压比达到 51%, 相较于锻压比 R 为 1.5 的条件下展现出更明显的晶粒细化差异。较高的锻压比会导致更大的变形量并促进动态再结晶, 从而使 Si 颗粒发生更剧烈的断裂和碎裂, 最终导致 Si 颗粒更加细小。

(3) Al-11.5Si-2Cu-0.5Fe 铝合金在 400 ℃ 锻压温度下, 相比于 300 ℃, 可以获得更优异的显微组织细化效果。然而, 当锻压温度达到 500 ℃ 时, 合金元素扩散速率增加, 导致 Si 颗粒呈现长大的趋势。

参考文献:

- [1] Chen Y N, Liu G, Zhang X M, et al. Influence of semisolid forging ratio on the microstructure and mechanical properties of Ti14 alloy [J]. International Journal of Minerals Metallurgy and Materials, 2013, 20 (3): 266-272.
- [2] Vikas N, Subrata R. Comparative study of mechanical properties of cast and forged Al-3Mg-MnO₂ and Al-8Mg-MnO₂ composites [J]. Heliyon, 2020, 6 (1): e03275.

(下转第 83 页)