挤压铸造中比压对未变质过共晶 Al-Si 合金 组织性能的影响

荀诗文¹, 邹良利¹, 李润霞²

(1.大连华锐重工铸业有限公司,辽宁大连 116300; 2.沈阳工业大学材料学院,辽宁沈阳 110023)

摘要:通过研究挤压铸造过共晶Al-17.5%Si合金的显微组织和力学性能,探讨了压力作用下 合金凝固影响因素以及组织分布规律。研究发现,在比压为935 MPa 时,初生Si相晶粒尺寸 与常规金属型铸造的相比显著减小,而且在铸件上的分布也非常均匀,共晶Si相呈纤细层片 状,过共晶Al-Si合金甚至可以达到亚共晶的组织形貌。 关键词: 挤压铸造: Al-Si合金;比压;共晶Si相

过共晶 Al-Si 合金具有高比强度、低热膨胀系数、良好的耐磨性及耐蚀性,被 广泛用于制造发动机活塞、汽缸体等汽车零部件^[1-2]。由于铸态组织中存在的脆且粗 大的初晶硅,限制了这类合金力学性能的进一步提高以及作为变形合金的应用。初 晶Si相细化一直是材料界学者普遍关注的话题,通常在砂型或金属型铸造中,我们 只有通过加入变质剂/细化剂才使初晶Si相细化,并使得过共晶 Al-Si合金成为变形合 金^[3-4],但是此方法过程复杂,很难控制成品率,并且可能带来合金污染及变质衰退 问题^[5]。已有研究表明^[7-9]:在铸造Al-Si合金成形过程中施加压力会影响合金的形核 生长过程,从而使合金的组织得到细化,综合性能得到提高。本文选择过共晶 Al-17.5%Si合金作为试验对象,研究了高机械压力对典型的过共晶合金组织和性能的影 响。

1 试验过程

本次试验材料为过共晶Al-17.5%Si合金。采用可控硅控温仪和镍铬-镍硅热电偶进行温度控制。先将坩埚预热至暗红色(约为200 °C),装入经预热至150~180 °C 的纯铝锭,780 °C 熔清后,将中间合金Al-26%Si加入到熔池中保温。待全部化清后,通入氩气进行除气,保温10 min后撇渣,加入0.6%的精炼剂精炼,保温5 min,撇渣并降温至780 °C,静置5 min后进行浇注挤压。

在5 000 kN立式金属挤压机上采用直接挤压铸造成柱形坯料,坯料外径为 70 mm,高为 120 mm,浇注温度设定为780 ℃,模具预热温度设定为300 ℃。本次试验的比压值为935 MPa,保压时间均为40 s。

2 试验结果与分析

在挤压铸造过程中,作如下的假设:认为它是一个多变的连续组合体,即已凝固的封闭的外壳层、正在凝固的固液相混合区和未凝固的液相区。这三部分组成一个物质呈连续分布但不均匀的组合体(图1)。从物质流变观点看,已凝固区为发生塑性变形区,固液共存区为半固态(温度在半固态区间),液相区存为粘性体(存在大量结晶晶核)。挤压铸造时,发生由表及里的力学行为:外壳层受外界模具影响大,凝固速度快,挤压过程中产生塑性变形,金相组织变化不明显;半固态区受

作者简介: 荀诗文(1984-),男,工 程师,硕士,主要从事铸 造工艺方面的研究。E-mail: xunsw@dhidcw.com

中图分类号:TG146.2⁺1 文献标识码:A 文章编号:1001-4977(2020) 10-1093-05

收稿日期: 2020-04-23 收到初稿, 2020-06-05 收到修订稿。 垂直挤压力和外壳层横向塑性变形合力影响明显,产 生热裂,金相组织变化明显;内层液相区与固液共存 区界线不明显,液态金属在等静压的作用下挤入小裂 纹里,并在静压下凝固。根据上述区域的划分,在距 离铸件顶端20 mm处切割试件,试件形状为长条形(图 2),包括三个区域,经过预磨抛光后得到金相试件, 并用0.5%氢氟酸水溶液腐蚀3~4 s。最后,在蔡司金相 显微镜下进行组织观察。为了能准确找到压力对凝固 组织影响的规律,取每组试样的2号位置进行组织观察 (图2)。

2.1 比压对显微组织影响

在压力作用下结晶,由于状态图的改变及凝固 速度的变化,导致显微组织中组成物相对量发生了变 化。

常压下凝固的过共晶Al-Si合金的典型组织由初 生 β 相和($\alpha + \beta$) 共晶组成。初生 β 相成粗大块 状,而且在没有变质的情况下,初生 β 相棱角突出, ($\alpha + \beta$) 共晶组织呈板条状,对Al基体有严重的割 裂作用。金属型凝固时,虽然初生 β 相有一定程度细 化,但是($\alpha + \beta$) 共晶组织仍然呈板条状,杂乱无序 的分布,如图3所示。

但在935 MPa的比压下凝固时,组织与常压下完全 不同,如图4所示为过共晶Al-Si合金在高压下的凝固组 织,相比于常压下凝固的组织,可见高压下凝固的组 织初生 α 相为树枝晶状,十分密集且很发达,树枝晶 间出现密集的层片状相体,经高倍放大显示为极细的 ($\alpha+\beta$)共晶组织。挤压力下凝固的过共晶Al-Si合金 组织是由($\alpha+\beta$)共晶组成,同时出现初生 α 相,而 初生 β 相却很难观察到。如果不知道具体成分时,很 容易把这种高压下凝固的组织认为是亚共晶组织。

产生上述现象的原因可能是由于压力导致凝固温度

上升,进而固溶度也随之上升。过共晶Al-Si合金在压力 下凝固出现初生 α 相,其主要原因是压力促使Al的熔点 升高。据资料^[10]测定,压力每增加100 MPa,Al的熔点 升高6.4 \mathbb{C} 。根据Clapeyren方程:

$$d_{\rm T} = \frac{T_{\rm m}(V_2 - V_1)}{\Delta H_{\rm m}} d_{\rm p} \tag{1}$$

式中: d_p为压力的变化, d_r为相应改变d_p值的熔化温度





图2 挤压铸造铸件金相组织选取位置及区域划分 Fig. 2 Sampling locations and partition of three zones for metallographic structure observation



(a)低倍

(b) 高倍

图3 常压下金属型铸态组织 Fig. 3 As-cast microstructure of permanent mold casting sample under normal pressure





的变化值, T_m 为熔化温度, $V_1 \pi V_2$ 分别为相应1 kg固相 和液相的体积, ΔH_m 为熔化潜热。可计算出,在935 MPa 下凝固,纯AI的熔点提高到720 °C左右。图5为压力对 A1-Si合金系平衡图变化的影响。由图可见,当压力增 加时,得到的共晶点显著地向高硅方向移动,并且固 相线、液相线和共晶温度线都呈上升趋势。

根据热力学计算,液态金属中生成临界晶核的形 核功应为临界晶核表面能的1/3,其数学表达式为

$$\Delta G = \frac{1}{3} \sum_{i} S_{i} \sigma_{i} \qquad (2)$$

式中: S_i 为晶核第i个表面的面积, m^2 ; σ_i 为晶核第i个表面上的表面功, J_o

假设晶核是立方体,则有

$$\Delta G = 8\sigma_{\rm LS}(r^*)^2 \tag{3}$$

式中: r*为临界晶核尺寸,可以有下面公式(4)表达:

$$r^* = \frac{2\sigma T_{\rm m}}{\rho \Delta H_{\rm m} \Delta T} \tag{4}$$

式中: ρ 为熔体的密度, ΔT 为熔体的过冷度。把公式 (1) T_m 值代入公式 (4)中,得:

$$r^* = \frac{2\sigma d_T}{\rho \Delta T (V_2 - V_1) d_p} \tag{5}$$

把公式(5)中的r*值代入公式(3)中,相应得 到公式(6)

$$\Delta G = 32\sigma^3 \left[\frac{d_T}{\rho \Delta T (V_2 - V_1) d_P} \right]^2 \tag{6}$$

上述公式(6)表达的是在平衡条件下,均质形 核时所需要的临界形核功。而我们知道大多数凝固过 程都是非平衡过程,即异质形核过程。那么异质形核 时,所需要的形核功 ΔG^* 与均质形核功 ΔG 相差一个系 数 $f(\theta)$,最终可得下式(7)

$$\Delta G^* = 16 \left[\frac{\sigma_{1,2} d_T}{\rho \Delta T (V_2 - V_1) d_P} \right]^2 (\sigma_{1,2} - \sigma_{1,3} + \sigma_{2,3}) \quad (7)$$



 (a) 1.0×10⁴ GPa (b) 1.0 GPa (c) 2.5 GPa (d) 5.0 GPa
图5 压力对 Al-Si 合金系平衡相图的影响^[11]
Fig. 5 Effect of pressure on equilibrium phase diagram of Al-Si alloy system

式中 $\sigma_{1,2}$, $\sigma_{1,3}$, $\sigma_{2,3}$ 分别为过冷的熔体和结晶体, 过冷的熔体和杂质以及结晶体和杂质的边界上表面张力。

由公式(7)可以看出,降低自发的结晶和在杂质 上的结晶晶核形成的功,也即增加结晶核心数目,可 依靠降低熔体与晶体边界上表面张力,以及增加过冷 度和施加压力来实现。

本试验由于压力的提高,导致临界晶核半径r*大 大减小,更多的原子团参与结晶形核,引起结晶核数 目的增加,因而导致组织的细化,枝晶组织密集发 达。

合金在一定压力下凝固时,形核速率将会大幅度 增加,同时晶体的生长速度还会受到抑制,所以在一 定压力下凝固的合金组织明显细化。胡汉起等人^[12]已 经推导出了形核率与压力间的关系式如下:

$$\ln I = \ln a - \frac{b}{(d+p)^2} - cP$$
 (8)

式(8)即为压力与形核率的关系,其关系如图6所示。

1096 1116 FOUNDRY 特种铸造

由图可以看出,开始时随压力增加,形核率增加,达到 一极大值后,压力的增加反而使形核率下降^[13]。

而固溶度上升则是因为扩散系数降低的缘故。常 压下凝固时,初生α相中Si的最大固溶度只有1.65%, 初生β相中Al的固溶度更小,一般把β相看成是纯 硅。显然,压力下凝固的合金固溶度得到了扩展,压 力凝固组织也是非平衡的亚稳相,其固溶度的增加类 似于快速凝固。一方面,在压力下金属液凝固温度上 升,其结果就是在合金元素还没能来得及形核及长大 时,基体已经开始形核并长大,这样就使得合金元素 被迫分割在基体枝晶之间的间隙中,形成共晶组织。 另一方面,也有很多合金元素溶解在基体之中,使得 固溶度上升,这一点要由扩散系数和熔体粘度关系来 解释(只改变压力参数)。

大气压下,扩散系数为:

$$D_0 = \frac{RT}{\delta n_{\rm e} {\rm e}^{1.013 \times 10^5 V_0 / RT}} \tag{9}$$

在压力为p时,扩散系数为:

$$D_{\rm l} = \frac{RT}{\delta \eta_0 {\rm e}^{{\rm p} V_0 / RT}} \tag{10}$$

式中: D为熔体的扩散系数, R=8.31 J/(K·mol)为气体常数, T为熔体温度, δ 为原子自由行程的长度, η_0 为在大气压力下温度相同时熔体的粘度, V_0 为液相的初始体积。当施加压力时,可获得两种情况下扩散系数的比率:

$$\frac{D_1}{D_0} = e^{(1.013 \times 10^5 - p)V_0 / RT}$$
(11)

由比率值可以发现,随着压力增加,扩散系数呈 指数下降,合金内部偏析程度也降低,形成过饱和固 溶体,所以合金的固溶度上升。

2.2 比压对力学性能的影响

由于挤压铸造的试块较小,无法制作拉伸试样, 因此,仅进行硬度试验。挤压铸造使得过共晶Al-Si合 金组织发生很大变化,初生β相数量减少,分布也很 弥散,共晶(α+β)相增多,且为细小的层片状结 构,分布也很均匀,而初生α相呈树枝晶状且内部富 含Si原子(如果在更高的倍数下可以发现,在枝晶的某 些部位已经有小颗粒状的初生β相)。所有镶嵌在基 体中的相体可以有效地阻止位错运动,尤其是层片状 的共晶组织,且为硬相组织,而基体为Al,是软相组 织。一方面,在发生变形时,Al基体最先发生塑性流 动,但不会承受很高的应力,而它会将应力转移到层 片状的共晶组织上,共晶组织难以变形,流变的应力 迅速提高,此时共晶组织起到了类似纤维强化作用。 另一方面,因为共晶组织的存在增加了相界的表面 积,当位错运动到该相界处,则会损耗一部分能量以 获得其继续前移,又因为是层片状结构,这样位错就 会损耗更多的能量,以至于最终形成位错塞积,从而 达到强化效果,见表1。

表1	常规金属型铸态和935 MPa挤压铸造硬度值
Table 1	Hardness values of permanent mold casting and
	935 MPa squeeze casting samples

状态	硬度HBS
常规金属型铸态	54
935MPa挤压铸造	65.3



图6 压力与形核率的关系 Fig. 6 Relationship between pressure and nucleation rate

3 结论

(1)相比于常压下金属型铸态组织,挤压铸造后 过共晶Al-Si合金的组织发生很大变化,在935 MPa下凝 固,合金的熔点提高到720 ℃左右,几乎成为亚共晶组 织。初生α相的枝晶组织密集发达,初生β相分布十 分稀少且体积很小,共晶组织(α+β)相呈纤细层片 状分布于枝晶与枝晶之间,为后续多元合金挤压铸造 研究做好基础。

(2)经过理论分析,可得出挤压铸造方法使得过 共晶Al-Si合金凝固过程中熔点升高,扩散系数降低, 阻止内部偏析,以获得过饱和固溶体。而这样的过饱 和固溶体可以作为中间载体,通过后续热处理改变金 相组织,使初生β相均匀增长,从而提高合金的耐磨 性,达到工业产品使用要求。

(3)通过对硬度性能数据分析,由于压力的提高,使得过共晶Al-Si合金中初生β相临界晶核半径r* 大大减小,结晶形核的原子团增多,分布弥散,引起结晶核数目的增加,共晶(α+β)相增多,且为细小 的层片状结构,分布也很均匀。这些相体都能起到强 化作用,阻止位错运动,提高合金的综合性能趋势明显。

参考文献:

- [1] ZEREN M. The effect of heat-treatment on aluminum-based piston alloys [J]. Materials & Design, 2007, 28 (9): 2511–2517.
- [2] 孔凡校. 过共晶铝硅活塞合金的研究 [D]. 重庆: 重庆大学, 2007: 12.
- [3] CHEN C M, YANG C C, CHAO C G. A novel method for net-shape forming of hypereutectic Al-Si alloys by thixocasting with powder performs [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2005, 167 (1): 103–109
- [4] YOON S C, HONG S J, HONG S I, et al. Mechanical properties of equal channel angular pressed powder extrudates of a rapidly solidified hypereutectic Al-20wt.%Si alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 449/451: 966–970.
- [5] 胡心平,赵国群,王本信,等,高压成型铝硅系列合金晶粒组织控制及其强化技术的研究进展 [J]. 材料导报,2008,22(2):53-56.
- [7] 李夔宁. 饱和蒸汽在自由液面直接接触冷凝特性的研究 [D]. 重庆: 重庆大学, 2003
- [8] 李夔宁,彭云康.饱和蒸汽在过冷液面凝结特性的实验研究[J].核动力工程,2003,12:25-28:
- [9] 施明恒. 沸腾和凝结 [M]. 北京:高等教育出版社, 1995.
- [10] BATASHEF A E, ZHANG J S, LUO S J. Trans Crystallization of Metal Alloys at Pressure [M]. Haerbin: Haerbin Industry University Publisher. 1987: 13–23.
- [11] 张国志,于溪凤,王向阳,等.超高压凝固Al-Si合金的非平衡组织[J].金属学报,1999,35(3):85-288.
- [12] 胡汉起. 金属凝固 [M]. 北京:冶金工业出版社,1985:247-238.
- [13] 李杰. 高压下Al-Si合金的凝固 [D]. 秦皇岛:燕山大学, 2005.

Effect of Specific Pressure on Microstructure and Properties of Hypereutectic Al-Si Alloy Without Modification in Squeezing Casting

XUN Shi-wen¹, ZOU Liang-li¹, LI Run-xia²

(1. Dalian Huarui Heavy Industry Casting Co., Ltd., Dalian 116300, Liaoning, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110023, Liaoning, China)

Abstract:

By studying the microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-17.5% Si alloy by squeezing casting, the factors influencing the solidification under extrusion pressure and the distribution of the microstructure were analyzed. It was found that the grain size of primary Si phase under a specific pressure of 935 MPa is significantly reduced compared with that of permanent mold casting, and the distribution of primary Si phase in the casting is also very uniform. The eutectic Si phase is fine needle and lamellar, and the microstructure morphology in hypereutectic Al-Si alloy can even achieve hypoeutectic one.

Key words:

squeezing casting; Al-Si alloy; specific pressure; eutectic Si phase