

文章编号:1674-9669(2010)02-0030-04

SDAS 对 A357 合金时效过程的影响

王友彬, 潘杰花, 胡治流, 曾建民

(广西大学有色金属材料及其加工新技术教育部重点实验室, 南宁 530004)

摘要:铸造 Al-Si-Mg 合金是典型的可热处理强化铝合金, 二次枝晶臂间距(SDAS)对合金力学性能有非常显著的影响, 研究 SDAS 对合金时效动力学的影响有重要意义。采用硬度计进行力学性能测试、光学显微镜分析金相组织, 研究了 SDAS 对 A357 合金时效动力学的影响。研究发现, 在相同的固溶处理条件下, 随着 A357 合金试样二次枝晶臂间距的增大, 固溶处理后达到的硬度值减小; 不同壁厚的合金试样的时效峰随 SDAS 增大而延后; 对时效处理实验结果进行回归分析和量纲分析, 得到时效力学性能的数学模型, 并证明了该数学模型的有效性。

关键词:A357 合金; 二次枝晶臂间距; 时效动力学

中图分类号:TF805.1 **文献标识码:**A

The Influences of SDAS on Aging Kinetics of A357 Alloy

WANG You-bin, PAN Jie-hua, HU Zhi-liu, ZENG Jian-min

(Key Laboratory of Nonferrous Materials and New Processing Technology Affiliated to Ministry of Education, Guangxi University, Nanning 530004, China)

Abstract: The Al-Si-Mg alloy is a kind of casting aluminum alloy that can be strengthened by heat treatments. Second dendrite arm spacing (SDAS) has great influence on the mechanical properties of alloy. Therefore, research on the influences of SDAS on aging kinetics of A357 alloy has great significance to increase its performances. This paper studies the influences of SDAS on aging kinetics of A357 Alloy with hardness tester and metallographic analysis with optical microscope. The results show that, under the same solution conditions, the hardness after solution treatment reduces with the SDAS's increasing; the ageing peaks lag with the increasing of SDAS. Regression analysis and dimensional analysis are employed to establish an equation, whose rationality is testified by following analysis.

Key words: A357 alloy; second dendrite arm spacing; aging kinetics

A357 合金因具有良好的机械性能、铸造工艺性能和抗腐蚀性能而被广泛应用于航空、航天、汽车等领域。A357 合金是典型的可热处理强化铝合金, 通过热处理可提高其强韧性。二次枝晶臂间距(SDAS)是指二次枝晶臂之间的距离, 是铸造铝合金的一个重要结构特征。二次枝晶臂间距对合金铸件力学性能的影响非常显著^[1-3]。

响非常显著^[1-3]。

为提高铸造合金的材质水平, 国内外诸多学者对 A357 高强度铸造铝合金进行了研究^[4-5]。但已有文献中, 对二次枝晶臂间距与合金时效动力学关系的报道并不多。因此, 本文对不同 SDAS 的 A357 合金热处理过程进行了大量的实验研究, 并深入分析了

收稿日期:2010-07-25

基金项目:广西科学研究与技术开发计划资助项目(0895002-5)

作者简介:王友彬(1985-), 男, 硕士研究生。

SDAS 对 A357 合金时效动力学的影响.

1 实验方法

实验所用合金的化学成分如表 1 所示.试验用铸件形状如图 1 所示,铸件高度为 60mm,厚度分别为

表 1 实验合金的化学成分(质量分数) /%

合金元素	Si	Mg	Ti	Be	Al
含量	7.00	0.50	0.15	0.06	余

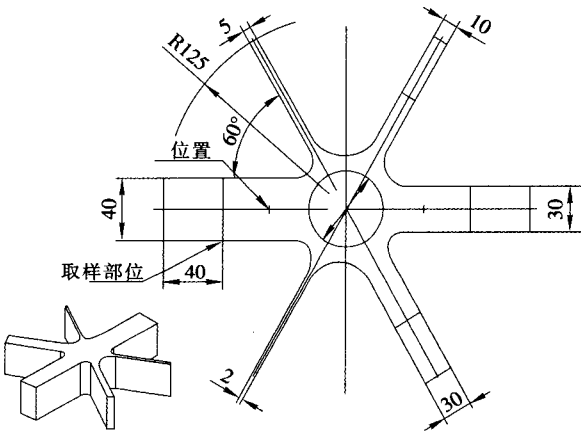


图 1 铸件形状

2mm、5mm、10mm、20mm、30mm、40mm.炉料熔化后经六氯乙烷除气精炼,加入三元钠盐变质剂进行变质处理,然后浇注.

待铸件冷却到室温后,从图 1 所示位置(距端部 40mm 处),选取壁厚为 2mm、20mm 和 40mm 处切割长为 10mm 的 3 组试样,在德国 Nabertherm N17/H-K 热处理炉中进行固溶时效处理.3 组试样固溶温度为 540℃,保温时间为 10h,淬火介质为冰水混合物.时效温度为 175℃,时效时间介于 90~240min 之间.

在德国 HWDM-3 显微硬度计上对铸态、固溶和时效处理后的试样进行硬度测试,取 6 次测量的平均值.利用德国 Leica DMRE 高温金相显微镜观察金相组织.利用“截线法”(图 2)在试样 5 个图像区域,随机测量 30 个枝晶臂间距,取其测量值的平均值.

2 实验结果与讨论

2.1 SDAS 对铸件铸态组织和性能的影响

不同壁厚试样的 SDAS 与其铸态硬度值如表 2

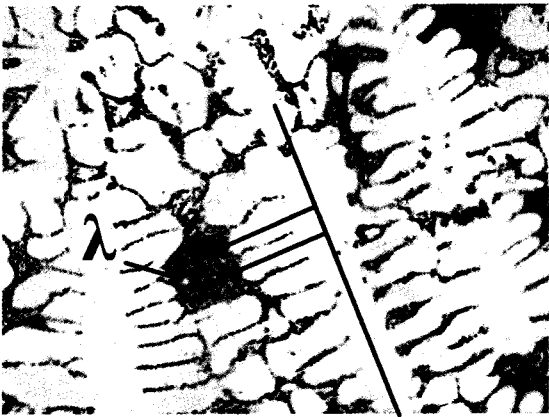


图 2 截线法测二次枝晶臂距

表 2 不同壁厚试样的 SDAS 与铸态硬度值

试样厚度 /mm	二次枝晶臂间距平均值 / μm	硬度值 (HV)
2	34.53	69.5
20	73.01	61.1
40	88.22	58.6

所示.可以看出,随着试样壁厚增加,其凝固结晶速度减慢,SDAS 值增加,而铸态合金硬度值随着 SDAS 值的增大而减小.合金的 SDAS 值越小,Al-Si 共晶组织越弥散和细小,同时在 A357 合金中起强化作用的第二相析出得更多^[6],分布得更加均匀,从而提高了其硬度.

2.2 SDAS 对铸件固溶处理的影响

在 540℃下固溶 10h+淬火后,试样硬度值如表 3 所示.可以看出,在相同的固溶处理温度和时间下,随

表 3 固溶处理后的硬度值

试样厚度 /mm	硬度值 (HV)	硬度增值
2	87.3	17.8
20	77.8	16.7
40	75.1	16.5

着试样二次枝晶臂间距的增大,固溶处理后达到的硬度值减小,硬度增值也减小.产生这一现象的原因主要是铸态原始组织不同.浇铸过程中,随着壁厚的增加,壁厚处冷却速度越来越慢,二次臂间距粗大,导致 Mg_2Si 相与 α 固溶体接触面积减少,在固溶处理时的溶解越来越慢.

S Shivkuma^[7]和 D L Zhang^[8]的研究分析表明,Mg、Si 元素在 $\alpha(\text{Al})$ 基体中的固溶情况和均匀化情况与二次枝晶臂间距的大小有关.二次枝晶臂间距越小,Mg、Si 元素在固溶加热时扩散、迁移的距离越短,

越可能在较低温度或较短时间固溶处理时达到均匀化.在相同的固溶处理温度和时间下,二次枝晶臂间距越小,达到的均匀化程度越高,硬度就越高.

2.3 SDAS 对铸件时效硬化行为的影响

2.3.1 时效硬化行为

3 组试样在 175℃下时效不同时间后,通过回归分析得出时效动力学的拟合曲线如图 3 所示.

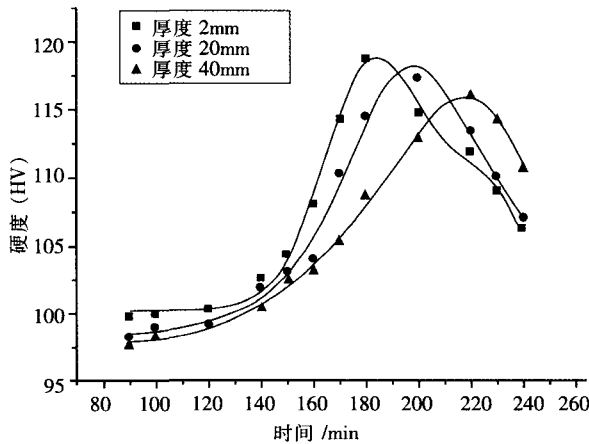


图 3 175℃时效硬化曲线

由图可见:(1) 与其他学者的研究类似,A357 合金出现明显的时效硬化效应^[69].合金的硬度随时效时间的变化而变化,其规律为:硬度最初变化缓慢,此阶段为孕育期(90~140min),随后硬度开始上升,出现明显的时效硬化效应,当达到一定时间后,硬度达到峰值,之后合金硬度开始下降,即进入过时效阶段^[10].(2) 壁厚为 2mm、20mm、40mm 的合金分别在约 180min、195min 和 220min 时出现时效峰,时效峰随着 SDAS 的增大而延后.

2.3.2 时效动力学模型的回归分析

利用 Origin 分析软件对图 3 中的硬度测试数据进行了回归分析,得出 A357 合金时效动力学曲线回归方程为:

$$HV=HV_0+(\frac{A}{w\times\sqrt{\frac{\pi}{2}}})\times\exp[-2\times(\frac{t-t_c}{w})^2] \quad (1)$$

其中 HV_0 、 A 、 w 、 t_c 为常数,图 3 曲线中不同壁厚试样的拟合常数数值如表 4 所示.拟合相关系数分别为

表 4 时效动力学模型的拟合常数

壁厚 /mm	HV_0	A	w	t_c
2	100.20	846.37	37.45	182.96
20	98.14	668.45	40.94	195.75
40	97.75	493.611	43.31	223.61

0.993、0.989、0.996,表明拟合曲线能很好地与实验结果相吻合.

2.3.3 时效动力学模型的量纲分析

利用量纲分析法对方程(1)进行了量纲分析:

根据具有相同量纲的物理量才可以相加减、对数函数的宗量的量纲必为 1 这两个量纲分析基本定理,可知硬度峰值时间 t_c 和为从孕育期结束到硬度峰值的时间 w 的量纲分别为: $[t_c]=T$ 、 $[w]=T$.

时效过程是过饱和固溶体的脱溶分解过程,是扩散型相变过程.在时效温度一定时,硬度可由时间 t 、脱溶物质的平均脱溶速率 v_i 和脱溶物质原子扩散迁移的距离(SDAS)来表征.其量纲分别为: T 、 MT^{-1} 和 L .可得: $\dim t=M^0T^1L^0$, $\dim M_i=M^1T^{-1}L^0$, $\dim SDAS=M^0T^0L^1$,由此构造量纲矩阵的行列式为:

$$\begin{vmatrix} 0 & 1 & 0 \\ 1 & -1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{vmatrix} \neq 0$$

可见 3 个量的量纲彼此独立.

维氏硬度的量纲为 $[HV]=MT^{-2}L^{-1}$,对数函数的计算结果为无量纲,设 $HV'=A/w$,则:

$$HV'=f(w, v_i, SDAS)$$

上式可进一步设为:

$$HV'=kw^{a_1}v_i^{a_2}SDAS^{a_3} \quad (2)$$

其中 k 为无量纲的比例系数, a_1 、 a_2 、 a_3 为待定常数,则(2)式的量纲关系为:

$$\dim HV'=MT^{-2}L^{-1}=T^{a_1}(MT^{-1})^{a_2}L^{a_3}=T^{a_1-a_2}M^{a_2}L^{a_3}$$

根据量纲齐次法则,有

$$\begin{cases} a_1-a_2=-2 \\ a_2=1 \\ a_3=-1 \end{cases}$$

$$\text{即: } a_1=-1, a_2=1, a_3=-1 \quad (3)$$

将(3)代入(2),可得:

$$HV'=\frac{kv_i}{w\times SDAS} \quad (4)$$

对于同一处理条件,在某一温度的时效过程中,脱溶物质的平均脱溶速率 v_i 、SDAS、 t_c 及 w 可视为常数.对于不同处理条件,合金 SDAS 越小,整个脱溶过程所需的时间就越短,其平均脱溶速率 v_i 就大, t_c 及 w 均小.

联立式(1)、(4),进一步分析得到时效硬度的数学模型:

$$HV = HV_0 + \left(\frac{kv_1}{SDAS \times w \times \sqrt{\frac{\pi}{2}}} \right) \times \exp \left[-2 \times \left(\frac{t-t_c}{w} \right)^2 \right] \quad (5)$$

图4为式(5)数学模型反映的硬度变化的趋势示意图.综合式(5)与图4可知,在时效初始阶段,HV随着时间 t 的增长缓慢升高,一段时间后HV快速增加,当达到峰值后合金硬度开始下降;二次枝晶臂间距越小,溶质平均脱溶速率越大,从孕育期结束到峰值的时间越短,越可能在较短的时间内达到一定的硬度值.可见,由模型所反映的硬度变化趋势与实验结果一致.

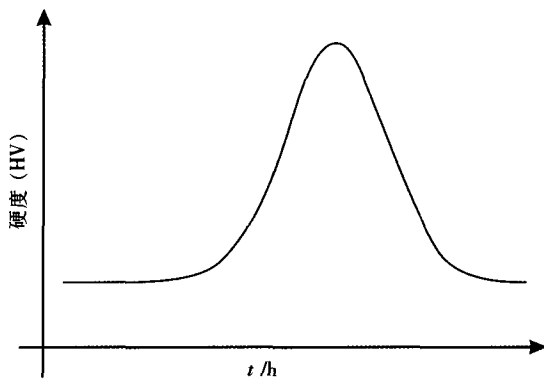


图4 硬度变化的趋势示意图

3 结 论

(1)在相同的固溶处理条件下,A357合金随着二次枝晶臂间距的增大,固溶处理后达到的硬度值减小.

(2)合金的硬度随时效时间的增加而变化,其规律为:时间较短时硬度没有明显变化,此阶段为孕育

期;随后随时间增加硬度开始上升,出现明显的时效硬化效应,达到一定时间后,硬度达到最高值;进一步延长合金硬度开始下降,即进入过时效阶段.

(3)时效峰随着SDAS的增大而延后.

(4)时效硬度与其相关量之间的数学模型为:

$$HV = HV_0 + \left(\frac{kv_1}{SDAS \times w \times \sqrt{\frac{\pi}{2}}} \right) \times \exp \left[-2 \times \left(\frac{t-t_c}{w} \right)^2 \right]$$

参考文献:

- [1] 胡汉起. 金属凝固[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1985.
- [2] Lim C S, Clegg A J, Loh N L. The Reduction of Dendrite Al-Ti Spacing using a Novel Pressure-associated Investment Casting Approach [J]. Journal of Materials Processing Technology, 1997, 70: 99-102.
- [3] Radhakrishna K, Seshan S. Dendrite Arm Spacing and Mechanical Properties of Aluminum Alloy Castings[J]. Cast Metals, 1989, (2): 34-38.
- [4] 祝汉良, 郭景杰. 固溶处理对A357合金组织及力学性能的影响[J]. 宇航材料工艺, 1998, (1): 22-26.
- [5] Es-Said O S, Lee D, Pfost W D, et al. Alternative Heat Treatments for A357-T6 Aluminum Alloy[J]. Engineering Failure Analysis, 2002, (9): 99-107.
- [6] 宋 亮. 铸造AlSi系合金的时效强化效应[D]. 南宁: 广西大学, 2007.
- [7] SHIVKUMAR S, RICCI S. An Experimental Study to Optimize the Heat Treatment of A356 Alloy[J]. AFS Trans, 1989, 97: 791-810.
- [8] ZHANG D L, ZHENG L H, STJOHN D H. Effect of Solution Treatment Temperature on Tensile Properties of Al27Si20.3Mg(wt2%) Alloy [J]. Material Science and Technology, 1998, 14: 619-625.
- [9] Li R X, Li R D, Zhao Y H, et al. Age-hardening Behavior of Cast Al-Si Base Alloy[J]. Materials Letters, 2004, 58: 2096-2101.
- [10] Tsao C S, Chen C Y, Jeng U S, et al. Precipitation Kinetics and Transformation of Metastable Phases in Al-Mg-Si Alloys [J]. Acta Materialia, 2006, 54(17): 4621-46.