

Al-18%Si 合金的温度处理^①

坚增运 杨根仓 周尧和

(西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 西安 710072)

摘 要 对高低温金属熔体相混后的 Al-18%Si 合金组织性能的变化规律进行了实验研究和理论探讨。结果发现: 高低温金属熔体相混后的 Al-18%Si 合金的微观组织明显改善, σ_b 特别是 δ_s 大幅度提高。其中初生硅尺寸从处理前的 80 μm 以上减小到 20 μm 左右, σ_b 从处理前的 138 MPa 提高到 183 MPa, δ_s 由处理前的 1.25% 提高到 3.83%。高低温金属熔体相混对合金组织性能的影响与 Al-Si 合金中各原子对的作用能不相等而引起的 Si 原子在低温下的偏聚有关。

关键词 Al-Si 合金 温度处理 原子偏聚

对金属组织的细化工艺和方法进行研究和探讨是金属材料研究中的一个活跃领域。从金属的凝固出发, 金属组织的细化目前采用的方法主要有两类: 一是给金属液中加入细化元素的化学细化法; 二是对金属的凝固过程进行动力学处理的动力学细化法。化学细化法的特点是效果明显, 操作简单, 但化学细化法在细化金属组织的同时会降低金属的其它性能, 例如铝中加入钛会降低铝的导电性。动力学细化法虽然也具有细化效果显著的优点, 但动力学细化法要求有专用设备、操作复杂、成本高。由于金属材料一般都是由液态金属凝固得到的, 所以液态金属临结晶时的状态即预结晶状态必然对金属的形核、生长及结晶后的组织和性能产生直接影响^[1-3]。本文主要研究高低温金属熔体相混后 Al-18%Si 合金组织性能的变化特点, 并分析探讨其作用机理。

1 实验方法

1.1 合金熔化

实验用合金用 A00 纯铝和二号硅配制而成, 合金熔化采用石墨坩埚在电阻炉内进行。合金液温度用 702 型精密温度控制仪控制。合

金液在浇注过程中的温度用 YZ0009 型自动平衡记录仪测定记录。实验时首先在两个电阻炉内分别将 Al-18%Si 合金在不同温度下保温适当时间, 然后将其混合并在 2 min 内浇入预热至 200 $^{\circ}\text{C}$ 的标准金属型试棒模中, 合金液浇注温度控制在 750 $^{\circ}\text{C} \pm 6^{\circ}\text{C}$, 合金液为 2 kg。

1.2 组织分析

取试棒夹头的同一位置经磨平抛光并用 0.5% HF 溶液腐蚀适当时间后进行组织分析。

1.3 混合焓的测定

合金液混合后的热焓变化用一差热电偶测定。热电偶的两个热端分别插入放在同一电阻炉内的两个石墨坩埚中。其中一石墨坩埚被一隔板在中间隔开, 在其两边分别加入纯铝和 Al-20%Si 合金以进行金属熔体混合实验; 在另一石墨坩埚中加入纯铝作参考点。金属熔体混合后两个石墨坩埚中金属液的温差变化用与差热电偶相连的 3056 型自动平衡记录仪测定。

2 实验结果

2.1 高低温金属熔体相混对 Al-18%Si 合金 σ_b 和 δ_s 的影响

在常规熔化工艺下, Al-18%Si 合金的机

① 收稿日期: 1994-11-22; 修回日期: 1995-05-09

械性能较差,其 σ_b 为138 MPa, δ_5 为1.25%。高低温金属熔体相混对合金液处理后,合金的 σ_b 特别是 δ_5 大幅度提高,图1表示出了Al-18%Si合金 σ_b 和 δ_5 提高的百分数随高温熔体温度的变化关系,由此可以看出,高温熔体温度为950℃时,合金的 σ_b 和 δ_5 提高的幅度最大, σ_b 和 δ_5 分别比常规熔化工艺下提高了33%和206%, σ_b 达到183 MPa, δ_5 达到3.83%。

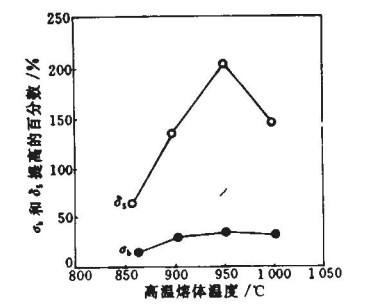


图1 Al-18%Si合金 σ_b 和 δ_5 提高的百分数随高温熔体温度变化的关系
(低温熔体温度为690℃)

2.2 高低温金属熔体相混对 Al-18%Si 合金 微观组织的影响

高低温金属熔体相混对 Al-18%Si 合金微观组织的影响如图2所示。在常规熔化工艺下,Al-18%Si合金的微观组织有两个特点:一是初生硅非常粗大,其尺寸在80 μm以上;二是合金的微观组织不均匀,表现在试样边缘是初生硅+共晶组织,试样中心的某些区域是初生 α_{Al} +共晶组织,且两种组织之间存在明显的界面(图2(a)),在本文实验条件(750℃保温30 min)下,初生 α_{Al} +共晶组织的面积大约占试样总面积的15%左右。高低温金属熔体相混后合金的组织在整个试样上变为单一均匀的初生硅+共晶组织,且初生硅大大细化。其尺寸减小到20 μm左右(图2(b))。

过共晶 Al-Si 合金凝固后在试样中心的某

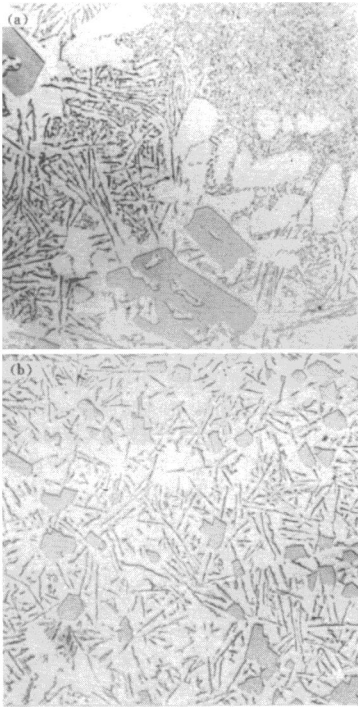


图2 温度处理前后 Al-18%Si 合金的 微观组织,×200
(a)—处理前;(b)—处理后

些区域出现亚共晶组织与合金的本身特性有关。从 Al-Si 合金二元相图看,Al-Si 合金的共生区偏向富硅区,共晶成分的 Al-Si 合金在一定过冷度下凝固后会得到亚共晶组织。从合金的凝固过程看,Al-18%Si 合金在凝固时要发生溶质原子再分配,随着初生硅的形核和长大,合金液的成分会不断向共晶点靠近,并最终达到共晶点。在常规熔化工艺下,因初生硅的数目较少,这使得最后达到共晶成分合金液

的分布比较集中, 单个体积相应较大, 所以凝固得到了明显的亚共晶组织。而高低温金属熔体相混对合金液处理后, 因初生硅的数目很多、最后达到共晶成分合金液的分布比较分散、单个体积较小, 故凝固后没有得到明显的亚共晶组织。

2.3 Al-Si 合金的混合焓

为了定性说明 Al-Si 合金中各原子之间的相互作用能大小, 用一差热电偶在 700 °C 下测量了 Al 与 Al-20%Si 合金相混形成 Al-3%Si 合金过程中的热焓变化, 图 3 是测量的结果。由此可以看出, 混合过程是一个吸热过程, 这说明 Al-Si 合金液中 Al-Si 原子对作用能 U_{AlSi} 大于 Al-Al 原子对作用能 U_{AlAl} 和 Si-Si 原子对作用能 U_{SiSi} 的平均值, 即:

$$U_{\text{AlSi}} > 1/2(U_{\text{AlAl}} + U_{\text{SiSi}}) \quad (1)$$

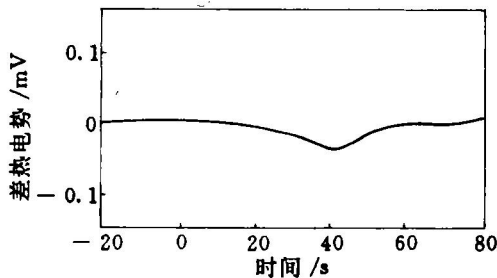


图 3 差热分析结果

3 分析和讨论

根据溶液准化学模型, A-B 溶液中 A-B 原子对的数目可表示为如下形式:

$$N_{\text{AB}} = \frac{ZN_{\text{A}}N_{\text{B}}}{N_0}(1 - X_{\text{A}}X_{\text{B}}\lambda) \quad (2)$$

$$\text{式中 } \lambda = e^{2\beta\omega_{\text{AB}}} - 1 \quad (3)$$

$$\omega_{\text{AB}} = U_{\text{AB}} - \frac{1}{2}(U_{\text{AA}} + U_{\text{BB}}) \quad (4)$$

$$\beta = \frac{1}{KT} \quad (5)$$

Z 为溶液中原子的配位数;

N_{A} 为 A 原子的原子数;

N_{B} 为 B 原子的原子数;

N_0 为 A 和 B 原子数之和;

X_{A} 为 A 原子的摩尔分数;

X_{B} 为 B 原子的摩尔分数;

U_{AB} 为 A-B 原子对的作用能;

U_{AA} 为 A-A 原子对的作用能;

U_{BB} 为 B-B 原子对的作用能;

K 为波尔兹曼常数;

T 为绝对温度。

若 $X_{\text{A}} = X_{\text{B}} = 0.5$, 则 A-A 原子对的数目 N_{AA} 等于 B-B 原子对的数目 N_{BB} , 图 4 表示出了此种条件下当 Z 等于 10 时 N_{AB} 及 $N_{\text{AA}}(N_{\text{BB}})$ 的百分数随 $2\beta\omega_{\text{AB}}$ 的变化关系。

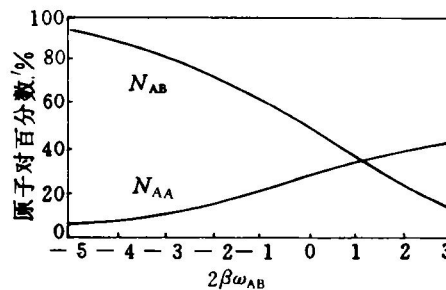


图 4 原子对百分数随 $2\beta\omega_{\text{AB}}$ 变化的关系 ($Z = 10$)

对 Al-Si 合金来说, 因 Al-Si 原子对作用能大于 Al-Al 原子对作用能和 Si-Si 原子对作用能的平均值, 即:

$$\omega_{\text{AlSi}} = U_{\text{AlSi}} - 1/2(U_{\text{AlAl}} + U_{\text{SiSi}}) > 0 \quad (6)$$

故在一定温度下 Al-Si 合金液中三种原子对的百分数处在图 4 曲线上横坐标大于零的某一位置上。即在一定温度下 Al-Si 合金中 Al-Al 原子对和 Si-Si 原子对的百分数大于它们在理想状态(横坐标为零处)下的数值, 这意味着 Al-Si 合金液中会发生硅原子和铝原子的偏聚, 文献[4]的结果也确实证实了这一点。 ω_{AB} 相等的条件下, 温度越高, β 值越小, $2\beta\omega_{\text{AB}}$ 相应越小, 而 $2\beta\omega_{\text{AB}}$ 越小, 溶液中原子的分布越接近于理想状态, 即升高温度有利于溶液向原子均匀分布的理想状态靠近。故可以认为低温下 Al-Si 合金液是一种有大量 Si 原子与 Al 原子

(下转 144 页)

化钛颗粒之间,并且碳化钛晶粒尺寸较一般硬质合金晶粒大得多,约为 $12\mu\text{m}$ 。

3 结论

(1) 当 $C/Ti=0.42$ 时,施压滞后时间最佳值为 2s ,过早或过晚施加压力都会使合成产物密度下降。

(2) 在使用 0.1% 氢含量的 Ti 粉原料时,最终产物有残留宏观孔洞存在;而使用 0.004% 氢含量的 Ti 粉时,产物不存在宏观孔洞,较好地实现了致密化。

(3) 外加压力越大,合成产物的密度也越高。在压力大于 100MPa 时,密度随压力增大而增加的趋势变缓。

(4) 压力保持时间超过 1min 后,本产物密度不再增加。

(5) 合成的金属陶瓷由非配位碳化钛和钛相组成。

参考文献

- 1 Munir Z A. Ceram Bull, 1988, 67(2): 342.
- 2 Merzhanov A G. In: Joseph M C ed, Advances in P/M & Particulate Materials—1992, Princeton: Metal Powder Industries Federation, APMI, 1992.
- 3 Borovinskaya I P. Pure & Appl Chem, 1992, 64(7): 919.
- 4 Kosolapova T Y. Handbook of High Temperature Compounds: Properties, Production, Applications. New York: Hemisphere Publishing Corporation, 1990: 683.
- 5 Toth L E. Transitive Metal Carbides and Nitrides. New York: Academic Press, 1971.
- 6 Holt J B, Munir Z A. J Mater Sci, 1986, 21: 251–259.
- 7 马福康等. 等静压技术. 北京: 冶金工业出版社, 1992: 158–177.

(编辑 彭超群)

(上接 135 页)

偏聚团存在的非均匀体,升高温度后 $Al-Si$ 合金液又变为接近于理想状态的均匀体。高低温金属熔体相混后,低温熔体被快速加热,高温熔体被快速冷却,这使得高低温金属熔体混合前的状态均被相当程度地保留下来。所以,高低温金属熔体相混后,所形成的是一种既有高温熔体性质即原子均匀分布的均匀体,又具有低温熔体性质即大量 Si 原子和 Al 原子偏聚团存在的非均匀体的混合物。大量 Si 原子偏聚团的存在使 $Al-18\%Si$ 合金凝固时 Si 的结晶核心数目大大增加,故高低温金属熔体相混后 $Al-18\%Si$ 合金的初生硅被大大细化。

4 结论

(1) 高低温金属熔体相混能使 $Al-18\%Si$ 合金的组织明显改善,使合金的 σ_b 特别是 δ_5 大

幅度提高。其中初生硅尺寸处理前的 $80\mu\text{m}$ 减小 $20\mu\text{m}$, σ_b 从处理前的 138MPa 提高到 183MPa , δ_5 从处理前的 1.25% 提高到 3.83% 。

(2) 高低温金属熔体相混对 $Al-18\%Si$ 合金组织和性能的影响与 $Al-Si$ 合金中各原子对的作用能不相等而引起的 Si 原子在低温下的偏聚有关。

参考文献

- 1 Popel P S. Casting Production, 1992, (7): 3.
- 2 Nikitin V I, Popel P S, Paramonov A M, Ismagilov V S. Nonferrous Metals, 1992, (9): 63.
- 3 Rajendra Kumar, Manjit Singh. The Journal of the Australian Institute of Metals, 1970, 15(3): 185.
- 4 Mondolfo L F(著),王祝堂等(译). 铝合金的组织与性能. 北京: 冶金工业出版社, 1988, 313.

(编辑 朱忠国)