

DD6 单晶高温合金氧化物夹杂形成的热力学计算及分析

Thermodynamics Calculation and Analysis of
Oxide Inclusion Formation in Single
Crystal Superalloy DD6

乔海滨¹, 刘 林¹, 赵新宝¹, 汤 鑫², 张 军¹, 傅恒志¹, 李相辉², 曹腊梅²

(1 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 西安 710072;

2 北京航空材料研究院 先进高温结构材料重点实验室, 北京 100095)

QIAO Hai-bin¹, LIU Lin¹, ZHAO Xin-bao¹, TANG Xin²,

ZHANG Jun¹, FU Heng-zhi¹, LI Xiang-hui², CAO La-mei²

(1 State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern

Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2 Science

and Technology on Advanced High Temperature

Structural Materials Laboratory, Beijing Institute of

Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

摘要: 采用 Thermo-calc 热力学计算软件以及 JMatPro 分析软件对 DD6 镍基单晶高温合金真空感应熔炼过程中氧化物夹杂形成的热力学条件进行了计算分析。结果表明: DD6 单晶高温合金熔化和凝固过程中形成的氧化物夹杂主要为 Al_2O_3 。热力学平衡状态下, 熔化阶段和凝固阶段合金液中氧的活度分别在 $(3.21 \sim 14.0) \times 10^{-7}$, $(1.63 \sim 4.89) \times 10^{-8}$ 范围内。在真空度为 0.1Pa 时, 采用 CaO 坩埚熔炼 DD6 合金将会造成熔体增氧和 Al_2O_3 夹杂的产生。为了使 Al_2O_3 夹杂含量降低至 10×10^{-6} 以下, 合金化开始前应将氧的含量控制在 4.709×10^{-6} 以内。

关键词: DD6; Al_2O_3 夹杂; 热力学计算; 氧活度

doi: 10.3969/j.issn.1001-4381.2013.07.015

中图分类号: TG146.1⁺5 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2013)07-0078-05

Abstract: Calculation and analysis on the thermodynamics conditions for the formation of oxide inclusion during the vacuum induction melting of Ni-based single crystal superalloy DD6 have been carried out by using Thermo-calc thermodynamics software and JMatPro analysis software. The results show that the main oxide inclusion is Al_2O_3 . Under the thermodynamic equilibrium state, the value of oxygen activity during the melting and solidification stages is within $(3.21 \sim 14.0) \times 10^{-7}$ and $(1.63 \sim 4.89) \times 10^{-8}$. It will cause increasing oxygen in the molten liquid and the formation of Al_2O_3 inclusion by using CaO crucible when the vacuum level is 0.1Pa. In order to make the content of Al_2O_3 inclusion reduce to less than 10×10^{-6} , it is necessary to control oxygen content below 4.709×10^{-6} before alloying treatment.

Key words: DD6; Al_2O_3 inclusion; thermodynamics calculation; oxygen activity

镍基高温合金中通常含有 Al, Ti 等强活性元素, 所以合金液中即使含有微量的 O, N, S 等有害元素, 也能形成各种类型的夹杂物。夹杂对高温合金的危害极大, 它们通常是疲劳裂纹的萌生地及扩展通道, 严重影响了高温合金的蠕变性能和持久强度。因此, 研究合金中夹杂的形成机理及控制方法就显得十分必要。

S. L. Cockcroft 等^[1]从溶解度积的角度研究了 In718 合金 TiN 的形成条件, 提出欲获得“零夹杂”合金, N 的含量需要控制在 5×10^{-6} 以内。A. Mitchell^[2]和 R. J. Siddall^[3]比较了不同熔炼工艺 (VIM/VAR/ESR) 对 In718 合金中夹杂物产生的影响, 发现采用适当的工艺可以有效降低夹杂物的尺寸和含量。牛建平^等^[4]

利用已有的热力学参数计算获得了 Ni-6Cr-5Co-2Mo-6W 体系中 Al-O 的平衡关系。以上研究加深了学者对夹杂物形成机理和合金净化工艺的认识,同时也为进一步研究复杂成分的合金提供了指导。

DD6 是我国自主研发的第二代镍基单晶高温合金^[5],具有高温强度高,综合性能好,组织稳定等优点。但是由于 DD6 合金成分复杂,且缺少镍基高温合金相应的热力学参数,目前对其熔炼和凝固过程中氧化物夹杂的形成机理还不是很清楚。因此,本工作采用 Thermo-calc^[6] 热力学计算软件与 JMatPro^[7,8] 分析软件从热力学的角度对 DD6 合金真空感应熔炼和凝固过程中氧化物夹杂的形成进行研究,为夹杂物的控制和合金的净化提供依据。

1 计算方法

合金中的强氧化物形成元素 M 与 O 生成氧化物夹杂的反应及平衡常数 K 可表示为:

$$x[M]_{Ni} + y[O]_{Ni} = M_xO_y(s) \quad (1)$$

$$K = \alpha_{M_xO_y} / \alpha_M^x \alpha_O^y \quad (2)$$

实际反应常数 K' 将受实际氧活度 α'_O 及凝固条件等因素的影响。

$$K' = \alpha_{M_xO_y} / \alpha'_M{}^x \alpha'_O{}^y \quad (3)$$

式中: α_M, α_O 分别为镍合金液中 M 元素和 O 元素的平衡态活度; α'_M, α'_O 分别为镍合金液中 M 元素和 O 元素的实际活度; $\alpha_{M_xO_y}$ 为氧化产物的活度。若 $K' \leq K$, 反应形成 M_xO_y , 最终可能发展成为夹杂而存在于合金中。因而以平衡常数 K 为对象, 研究 DD6 真空感应熔炼和凝固过程中氧化物夹杂形成的热力学条件。

对于多元镍基合金的热力学计算来说, Thermo-calc 热力学软件以镍基高温合金数据库^[9] 为基础, 首先得到多元合金体系的吉布斯自由能 G_m :

$$G_m = \sum_i X_i^0 G_i + RT \sum_i X_i \ln X_i + \sum_{i,j>i} \sum_{X_i X_j} \sum_v I_v (X_i - X_j)^v \quad (4)$$

式中: X_i 为组元 i 的摩尔分数; 0G_i 为纯组元 i 的吉布斯自由能; I_v 为相互作用能, 且 v 值随热力学模型的不同而改变。 G_m 的三项组成中第一项为线性项, 代表纯组元的吉布斯自由能之和; 第二项为混合熵项; 最后一项为组元间的相互作用项, 代表过剩自由能。

进而由(4)得到组元 i 的化学势 μ_i :

$$\mu_i = G_m + \frac{\partial G_m}{\partial X_i} - \sum_{i=1}^n X_i \frac{\partial G_m}{\partial X_i} \quad (5)$$

最后利用活度与化学势之间的关系(6)求得相应的活度 α_i :

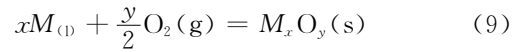
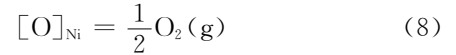
$$\mu_i = ^0G_i + RT \ln \alpha_i \quad (6)$$

式中: R 为气体常数, $8.314 \text{ J} \cdot \text{K}^{-1} \cdot \text{mol}^{-1}$; T 为温度, K 。

计算 M 组元的活度 α_M 时, 依照 Thermo-calc 热力学软件计算活度的原则需要设定相应的参考态。当以液态结构的 M 作为参考态时, (6)式变为:

$$\mu_M^{\text{liquid}} = ^0G_M^{\text{liquid}} + RT \ln \alpha_M^{\text{liquid}} \quad (7)$$

计算合金液中以 1% 质量作为标准态^[10] 的平衡氧活度 α_O 时, 需要结合反应式(8)和(9)



其平衡常数分别为:

$$K_8 = (P_{O_2}/P^\ominus)^{1/2} / \alpha_O \quad (10)$$

$$K_9 = \alpha_{M_xO_y} / (\alpha_M^x \cdot (P_{O_2}/P^\ominus)^{y/2}) \quad (11)$$

式中: $P^\ominus$ 为标准大气压, $1.01325 \times 10^5 \text{ Pa}$; P_{O_2} 为氧分压, Pa 。

2 结果与分析

2.1 氧化物夹杂成分确定

图 1(a)是采用 JMatPro 分析软件得到的 DD6 合金析出相 M_2O_3 的成分组成。由图可知, M_2O_3 相中 Al, O, Cr 三种元素的质量分数分别为 52.92%, 47.07% 和 $2.47 \times 10^{-4}\%$, 且成分组成不随温度变化。由此推断, Al 与 O 结合发展成为夹杂物的可能性很大, 因而 Al_2O_3 就有可能成为 DD6 合金中主要的氧化物夹杂, 相关实验研究也证实了此推断, 如图 1(b)所示。由于 Al_2O_3 的熔点约为 2050°C , 在熔炼条件下 ($<1600^\circ\text{C}$) 稳定存在, 因此可以近似认为析出的 Al_2O_3 夹杂为固态纯物质, 热力学取其作为标准态得到 $\alpha_{Al_2O_3} = 1$ 。进而确定反应式(8)和(9)的标准自由能^[11,12]如式(12), (13)所示:

$$\Delta G_8^\ominus = 70930 + 1.404T \text{ (J/mol)} \quad (12)$$

$$\Delta G_9^\ominus = -1681456.68 + 321.47T \text{ (J/mol)} \quad (13)$$

2.2 熔化阶段计算结果与分析

图 2 是计算得到的熔化阶段铝活度 α_{Al} 和氧活度 α_O 随温度的变化曲线。由图 2(a)可以看出, α_{Al} 随着温度的升高逐渐增大, 由 1500°C 时的 4.21×10^{-4} 变为 1600°C 时的 6.59×10^{-4} 。温度的升高使得活度系数 f_{Al} 增大, 由活度系数与活度的关系:

$$\alpha_{Al} = f_{Al} X_{Al} \quad (14)$$

可知, 温度升高导致 α_{Al} 增大。图 2(b)是结合 K_8, K_9 和 α_{Al} 得到的氧活度 α_O 随温度的变化曲线。可以看出

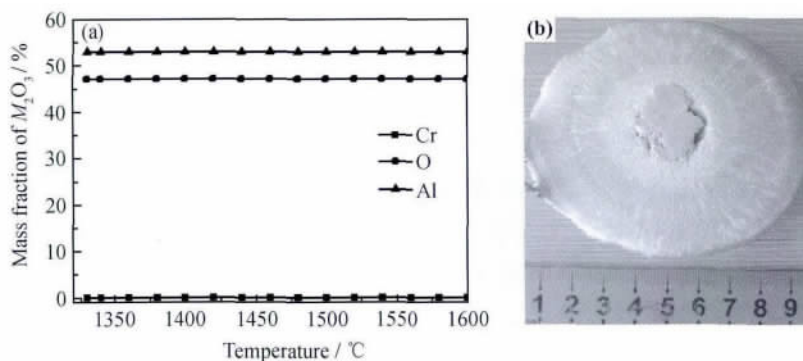


图 1 M_2O_3 相的成分组成(a)及 DD6 合金电子束纽扣锭(b)

Fig. 1 The chemical composition of M_2O_3 phase (a) and electron beam button of DD6 alloy (b)

α_O 随着温度的升高而增大,合金从 1500°C 升温至 1600°C 过程中,其值在 $(3.21 \sim 14.0) \times 10^{-7}$ 范围内。

因此为了保证 $K' > K$ 而不形成 Al_2O_3 夹杂,实际的氧活度 α'_O 值应位于该曲线以下。

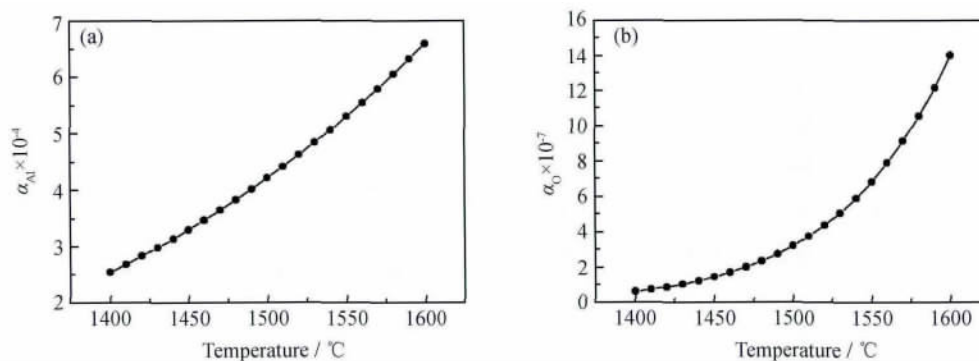
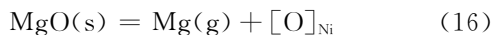
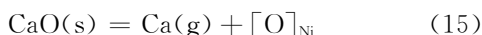


图 2 熔化阶段铝活度和氧活度的变化曲线 (a) α_{Al} ; (b) α_O

Fig. 2 The variation of aluminum activity and oxygen activity during melting (a) α_{Al} ; (b) α_O

进一步考虑坩埚材料对氧化物夹杂的影响。真空条件下,坩埚与熔体接触部位热稳定性降低而发生分解^[13]:



高温分解出的氧直接溶入合金液,然后与合金中的铝发生反应^[14],产生氧化物夹杂。反应(15)和(16)的标准自由能^[11,12]及平衡常数分别表示如下:

$$\Delta G_{CaO}^\ominus = 708266.32 - 186.42T \text{ (J/mol)} \quad (17)$$

$$K_{CaO} = (P_{Ca}/P^\ominus \times \alpha_O)/\alpha_{CaO} \quad (18)$$

$$\Delta G_{MgO}^\ominus = 643804.20 - 195.21T \text{ (J/mol)} \quad (19)$$

$$K_{MgO} = (P_{Mg}/P^\ominus \times \alpha_O)/\alpha_{MgO} \quad (20)$$

式中: P_{Mg} 和 P_{Ca} 分别为镁分压和钙分压, Pa; α_{MgO} 和 α_{CaO} 分别为 MgO 和 CaO 的活度。

图 3 是结合 K_{MgO} 、 K_{CaO} 和 α_O 计算得到合金化阶段 MgO 和 CaO 分解达到平衡时的钙分压和镁分压曲线。由图 3(a)可以看出,镁的分压远远大于钙的分压,因此在真空感应条件下熔炼 DD6 合金, CaO 坩埚材料的稳定性要远远高于 MgO 坩埚材料。从图 3(b)

可以看出,若采用 CaO 坩埚熔炼合金时钙的分压在 $4.14 \sim 7.04 \text{ Pa}$ 范围内,而实际熔炼环境的真空度在 0.1 Pa 附近,因而 CaO 分解远未达到平衡,将继续产生 $[O]$ 。所以从坩埚与熔体反应的热力学角度来看,精炼末期合金化过程中适当降低真空度可以达到抑制熔体增氧和减少 Al_2O_3 夹杂产生的效果。

2.3 凝固阶段计算结果与分析

采用 JMatPro 分析软件对 DD6 合金的凝固特性进行分析,发现其液相线温度约为 1386°C ,固相线温度约为 1335°C 。图 4 是计算得到的凝固阶段铝活度 α_{Al} 和氧活度 α_O 随温度的变化曲线。由图 4(a)可以看出, α_{Al} 曲线上出现了 A 和 B 两个拐点。A 点出现在凝固将要完成时(约 1340°C), B 点发生在 1386°C 附近。对比图 4(b)发现,在 $1335 \sim 1386^\circ\text{C}$ 区间氧活度曲线并没有出现类似的拐点,而是随着温度的降低呈现减小的趋势,由 1386°C 时的 4.89×10^{-8} 变为 1335°C 时的 1.63×10^{-8} 。分析 α_{Al} 在凝固过程中出现上述拐点的原因可能有以下几点:

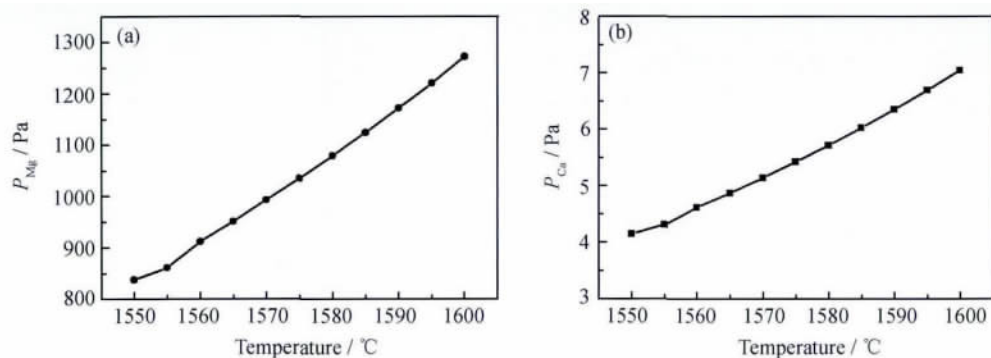
图3 合金化阶段平衡的钙分压和镁分压曲线 (a) P_{Mg} ; (b) P_{Ca}

Fig. 3 The variation of equilibrium Ca and Mg partial pressure during alloying treatment

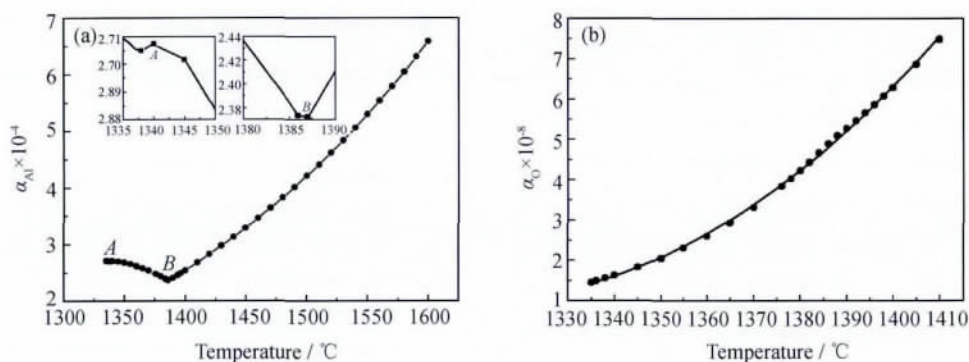
(a) P_{Mg} ; (b) P_{Ca} 图4 凝固阶段铝活度和氧活度的变化曲线及A,B拐点的放大图 (a) a_{Al} ; (b) a_O

Fig. 4 The variation of aluminum activity and oxygen activity during solidification

with the enlarge view of A and B (a) a_{Al} ; (b) a_O

(1)温度因素。图5(a)是采用JMatPro分析软件得到的Al组元在合金液中的分布情况。可见在1386~1600℃区间,Al在合金液中的含量维持水平不变,此时合金中铝活度 α_{Al} 的减少主要源于温度因素。与熔炼阶段相反,温度的降低使得活度系数 f_{Al} 减小,进而造成 α_{Al} 的减小。

(2)成分因素。在1335~1386℃区间,温度的降

低仍使得 α_{Al} 减小。但凝固过程中液相出现偏析,液相中Al含量开始增加,如图5(a)所示。由于镍基合金体系中Al-Al的相互作用特别强^[1],此时成分变化对 α_{Al} 的影响占主导地位。即成分的变化引起 α_{Al} 的增大作用大于温度因素引起 α_{Al} 的减小作用,所以整体上又使得 α_{Al} 增加。注意到,凝固末期Al含量开始降低,这可能与枝晶间共晶组织 $\gamma-\gamma'$ 的形成有关。

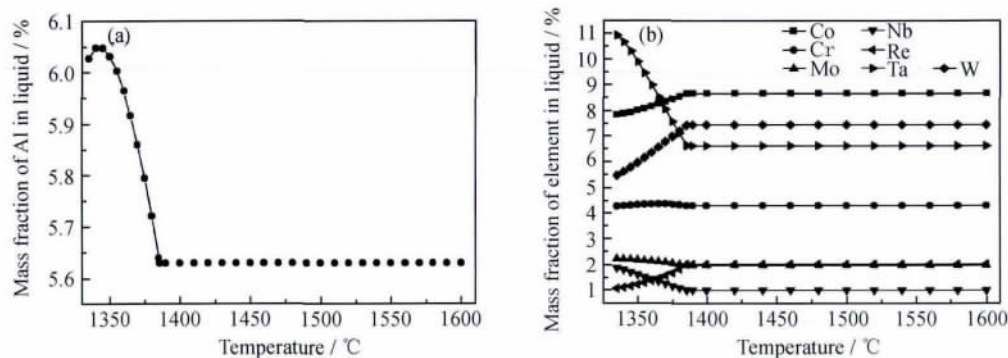


图5 合金液中各组元含量的变化曲线 (a) Al; (b) Co, Nb, Cr, Re, Mo, Ta, W

Fig. 5 The variation of each element content in liquid alloy (a) Al; (b) Co, Nb, Cr, Re, Mo, Ta, W

(3) 元素间的相互作用。在 1335~1386℃ 区间, 各组元在液相中的成分变化, 如图 5(b) 所示。可以看出, Ta, Nb 为正偏析元素, 在枝晶间富集而使其在液相中的含量升高。Re, W, Co 为负偏析元素, 偏析与枝晶干, 其在液相中的含量降低。Cr, Mo 的偏析系数接近 1, 基本上不存在偏析现象。元素偏析势必影响到各组元与 Al 的相互作用。研究表明^[15]: 负偏析元素 Co 含量的降低将使 Al 的偏析系数 k' 减小而加剧其偏析, 而 W 含量的降低则使 k' 增大而减轻偏析, 偏析系数的这种变化将造成液相中 Al 含量的改变, 从而影响 α_{Al} 。

3 讨论

(1) 从热力学计算结果可以看出, 熔化阶段 (1500~1600℃) 和凝固阶段 (1335~1386℃) 合金液中平衡的氧活度分别在 $(3.21 \sim 14.0) \times 10^{-7}$ 、 $(1.63 \sim 4.89) \times 10^{-8}$ 范围内。根据现有的热力学数据^[11,12], 近似得到 1600℃ 时平衡的氧含量在 0.014×10^{-6} 以下。有研究表明^[16], 目前采用高温高真空强化精炼 + 电磁搅拌工艺能够将合金中氧的含量降低到 $(1 \sim 8) \times 10^{-6}$ 。因此对比以上数据可以看出, DD6 合金真空感应熔炼过程中很难避免 Al_2O_3 夹杂的析出。同时, 真空条件下熔炼又使得坩埚材料热稳定降低, 进而造成熔体增氧而产生夹杂。所以从热力学角度来看, Al_2O_3 夹杂形成并存在于 DD6 合金中的倾向很大。

(2) 鉴于上述原因, 通过相应的工艺尽可能的较少夹杂, 使其含量控制在一定的范围内以此达到净化合金的目的。借助 JMatPro 分析软件得到如下结果: 当 O 含量在 $(1 \sim 10) \times 10^{-6}$ 之间时, M_2O_3 的最终生成量与氧含量呈线性关系, 如图 6 所示。若使 M_2O_3 的最终含量低于 10×10^{-6} , 在合金化开始之前应将氧的含量控制在 4.709×10^{-6} 以内。由于 M_2O_3 相中主要成分为 Al_2O_3 , 所以起到了控制氧化铝夹杂的目的。

4 结论

(1) 分析推断出 Al_2O_3 为 DD6 单晶高温合金真空感应熔炼过程中形成的主要氧化物夹杂。

(2) 计算得到在热力学平衡状态下, 熔化阶段和凝固阶段合金液中平衡的氧活度分别在 $(3.21 \sim 14.0) \times 10^{-7}$ 、 $(1.63 \sim 4.89) \times 10^{-8}$ 范围内。

(3) 从熔体与坩埚反应的热力学角度来看, 真空度为 0.1 Pa 时熔炼 DD6 合金将使 CaO 坩埚热稳定性降低, 造成熔体增氧而产生夹杂。

(4) DD6 合金在真空感应熔炼过程中, Al_2O_3 夹杂

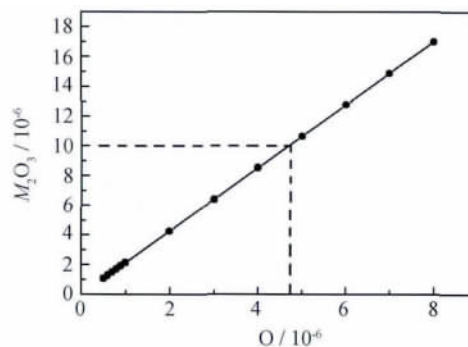


图 6 不同氧含量下 M_2O_3 的最终生成量

Fig. 6 M_2O_3 final content corresponding to different oxygen content

形成并存在的可能性较大。为了净化合金, 使最终生成的 Al_2O_3 夹杂含量低于 10×10^{-6} , 在合金化开始之前应将氧的含量控制在 4.709×10^{-6} 以下。

参考文献

- [1] COCKCROFT S L, DEGAWA T, MITCHELL A, et al. Inclusion precipitation in superalloy[A]. ANTOLOVICH S D, STURUD R W, MACKAY R A, et al. Superalloys 1992[C]. Champion, Pennsylvania; TMS, 1992. 577-586.
- [2] MITCHELL A. Progress in understanding clean metal production for IN718[A]. LORIA E A. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives (1994)[C]. Pittsburgh, Pennsylvania; TMS, 1994. 109-123.
- [3] SIDDALL R J. Comparison of the attributes of VIM + ESR and VIM + VAR Alloy 718[A]. LORIA E A. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives (1991)[C]. Pittsburgh, Pennsylvania; TMS, 1991. 29-40.
- [4] NIU J P, YANG K N, JIN T, et al. Investigation into deoxidation during vacuum induction melting refining nickel base superalloy using CaO crucible[J]. Mater Sci Technol, 2003, 19(4): 435-439.
- [5] 陈荣章. 单晶高温合金发展现状[J]. 材料工程, 1995, (8): 3-12.
CHEN R Z. Development status of single crystal superalloys[J]. Journal of Materials Engineering, 1995, (8): 3-12.
- [6] LIU X J, OIKAWA K, OHNUMA I, et al. The use of phase diagrams and thermodynamic databases for electronic materials[J]. JOM, 2003, 55(12): 53-54.
- [7] SAUNDERS N, GUO U K Z, LI X, et al. Using JMatPro to model materials properties and behavior[J]. JOM, 2003, 55(12): 60-65.
- [8] SAUNDERS N, MIODOWNIK A P, SCHILLÉ J-PH. Modelling of the thermo-physical and physical properties for solidification of Ni-based superalloys[J]. Journal of Materials Science, 2004, 39(24): 7237-7243.
- [9] SAUNDERS N. Phase diagram calculations for Ni-based superalloys[A]. KISSINGER R D, DEYE D J, ANTON D L, et al. Superalloys 1996[C]. Champion, Pennsylvania; TMS, 1996. 101-110.

(下转第 96 页)

3 结论

(1)在铝电解环境下受熔盐腐蚀的阴极炭块,内部产生了比未铝电解炭块更多和分布更不均匀的腐蚀损伤,从而导致了弹性模量、峰值应力和残余变形能力的降低,铝电解时间越长,降低程度越大。

(2)不同铝电解时间下阴极炭块的单轴压缩破坏程度不尽相同,同一加载步下,铝电解时间越长,阴极炭块内部的裂纹越多,裂纹扩展程度越大。

(3)数值模拟曲线同实验曲线在整个线性段和峰值区域能较好地吻合,可模拟阴极炭块的局部变形破坏过程。

参考文献

- [1] MARTIN O, BENKAHLA B, TROMASIO T, et al. The latest developments of Alcan's AP3X and ALPSYS technologies[A]. Light Metals[C]. Warrendale: Minerals, Metal&Materials Soc, 2007. 253—258.
 - [2] EVANS J W. Yesterday, today, and tomorrow: The evolution of technology for light metals over the last 50 years: Al, Mg, and Li [J]. JOM, 2007, 59(2): 30—38.
 - [3] 刘庆生, 薛济来. 添加剂对铝电解炭基阴极钠渗透膨胀过程的影响[J]. 北京科技大学学报, 2008, 30(4): 403—407.
LIU Qing-sheng, XUE Ji-lai. Effects of additives on the sodium penetration and expansion of carbon-based cathodes during aluminium electrolysis [J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2008, 30(4): 403—407.
 - [4] 班允刚, 阚洪敏. Na 和铝电解质对振动成型 TiB₂ 惰性阴极的渗透[J]. 过程工程学报, 2008, 7(3): 615—619.
BAN Yun-gang, KAN Hong-min. Penetration of sodium and electrolyte into vibratory compaction TiB₂ cathode [J]. The Chinese Journal of Process Engineering, 2008, 7(3): 615—619.
 - [5] IBRAHIEM M O, FOOSNAS T, OYE H A. Stability of TiB₂-C composite coatings[A]. Light Metals[C]. Warrendale, PA: TMS, 2006. 691—696.
 - [6] LIU Qing-sheng, TANG Hai-feng, HUI Fang, et al. Experimental research and numerical simulation analysis of sodium ex-
- *****
- (上接第 82 页)
- [10] 曲英, 项长祥, 姜钧普, 等. 冶金熔体中组元活度及其标准态的量[J]. 上海大学学报, 2005, 5(11): 546—549.
QU Y, XIANG C X, JIANG J P, et al. Measures for activities of components in metallurgical melts and their standard states [J]. Journal of Shanghai University, 2005, 11(5): 546—549.
 - [11] 牛建平. 纯净钢及高温合金制备技术[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2009.
 - [12] 魏寿昆. 冶金过程热力学[M]. 北京: 科学出版社, 2010.
 - [13] 丁永昌. 特种冶炼[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1995.
 - [14] 牛建平, 杨克努, 孙晓峰. 用 CaO 坩埚真空感应熔炼镍基高温合金脱氧研究[J]. 金属学报, 2002, 38(3): 303—308.
NIU J P, YANG K N, SUN X F. Investigation on deoxidation during VIM refining Ni-base superalloy by using CaO crucible [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38(3): 303—308.

- pansion in TiB₂-carbon cathodes during aluminium electrolysis [J]. Advanced Materials Research, 2011, 266: 93—97.
- [7] LIU Qing-sheng, TANG Hai-feng, HUI Fang. Creep testing and visco-elastic behaviour research on carbon cathodes during aluminium electrolysis [J]. Advanced Materials Research, 2011, 314: 1430—1434.
- [8] ZOLOCHEVSKY A, HOP J G, SERVANT G, et al. Surface exchange of sodium, anisotropy of diffusion and diffusional creep in carbon cathode material[A]. Light Metals[C]. Warrendale, PA: TMS, 2005. 745—750.
- [9] LIU Qing-sheng, HUI Fang. Mechanical properties of carbon cathodes during aluminium electrolysis [J]. Advanced Materials Research, 2011, 399—401: 2155—2159.
- [10] 徐涛, 唐春安, 张永彬. FRP-混凝土界面剥离破坏过程并行数值模拟[J]. 固体力学学报, 2011, 32(1): 88—94.
XU Tao, TANG Chun-an, ZHANG Yong-bin. Parallel simulation of FRP-concrete debonding failure process [J]. Chinese Journal of Solid Mechanics, 2011, 32(1): 88—94.
- [11] 李树春, 许江, 李克钢, 等. 基于 Weibull 分布的岩石损伤本构模型研究[J]. 湖南科技大学学报, 2007, 22(4): 65—68.
LI Shu-chun, XU Jiang, LI Ke-gang, et al. Study on the model for rock softening and damage based on Weibull random distribution [J]. Journal of Hunan University of Science and Technology, 2007, 22(4): 65—68.
- [12] 姜立春, 温勇. AMD 蚀化下砂岩的损伤本构模型[J]. 中南大学学报: 自然科学版, 2011, 42(11): 3502—3506.
JIANG Li-chun, WEN Yong. Damage constitutive model of sandstone during corrosion by AMD [J]. Journal of Central South University: Natural Science Edition, 2011, 42(11): 3502—3506.

基金项目:国家自然科学基金资助项目(50904028, 51264011); 江西省教育厅青年科学基金资助项目(GJJ12365)

收稿日期:2012-05-07; 修订日期:2012-12-18

作者简介:刘庆生(1975—),男,副教授,博士,主要从事铝电解炭素材料研究.联系地址:江西省赣州市江西理工大学冶金与化学工程学院(341000),E-mail: lqs_Q1259@126.com

- [15] 傅恒志, 郭景杰, 刘林, 等. 先进材料定向凝固[M]. 北京: 科学出版社, 2008.
- [16] 吴仲棠, 代修彦, 桂中楼, 等. DD3 单晶合金的真空感应熔炼[J]. 材料工程, 1995, (6): 35—37.
WU Z T, DAI X Y, GUI Z L, et al. Vacuum induction melting of single crystal superalloy DD3 [J]. Journal of Materials Engineering, 1995, (6): 35—37.

基金项目:国家 973 项目(2010CB631202, 2011CB610406); 国家自然科学基金(50931004, 51101120)

收稿日期:2012-06-13; 修订日期:2012-09-15

作者简介:乔海滨(1987—),男,工学硕士,主要从事高温合金和定向凝固的研究工作.联系地址:西北工业大学凝固技术国家重点实验室(710072),E-mail: qhbnwpu@163.com