

热障涂层氧化行为研究进展

任维鹏 李青 宋尽霞 肖程波 曹春晓

(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)

文 摘 综述了国内外粘接层氧化行为的研究进展,介绍了粘接层氧化动力学,热生长氧化物(TGO)组成、结构和形成规律,以及亚稳态 Al_2O_3 向稳态 Al_2O_3 的转变规律,分析了 MCrAlY 粘接层及基体合金中的各种元素对 TGO 形貌和成分的影响,指出了深入研究粘接层氧化行为的方法以及热障涂层性能的改善措施。

关键词 热障涂层,氧化行为,粘接层,热生长氧化物

中图分类号:TB3

DOI:10.3969/j.issn.1007-2330.2014.02.002

Development in Research on Oxidation Behavior of Thermal Barrier Coatings

REN Weipeng LI Qing SONG Jinxia XIAO Chengbo CAO Chunxiao

(Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095)

Abstract Formation and evolution of the thermally grown oxides(TGO) have great effect on the properties of thermal barrier coatings(TBCs), suggesting a sticking point for analyzing TBCs failure and prolonging the life of TBCs. The research progress of the oxidation behavior of TBCs worldwide is summarized, including oxidation kinetics of bond coating(BC), composition, structure and evolution of TGO, and transformation from metastable Al_2O_3 to stable Al_2O_3 . Effects of elements from BC on the morphology and structure of TGO is analyzed, as well as the elements diffused from substrate. Idea for research of BC-oxidation behavior and methods for properties-improvement of TBCs are indicated.

Key words Thermal barrier coatings, Oxidation behavior, Bond coating, Thermally grown oxide

0 引言

热障涂层具有低的热导率、良好的抗氧化和抗热腐蚀能力,目前已被广泛用于燃气轮机的热端部件^[1-5]。热障涂层系统主要由陶瓷层(TC)和粘接层(BC)构成,陶瓷层把金属基体与高温燃气隔绝,主要起隔热作用;粘接层主要是 MCrAlY(M 是过渡族金属 Fe、Ni、Co、或 NiCo)涂层^[6-8],具有优良的抗高温氧化以及耐热腐蚀性能,并缓和金属基体与陶瓷层热胀系数^[9-11],增强涂层的热稳定性。在过去的几十年内,尽管热障涂层的运行稳定性得到了很大程度的提高,但热障涂层的过早剥落会使金属基体暴露于高温燃气下,产生严重后果。热障涂层在服役过程中,粘接层会产生氧化,产生热生长氧化物层(TGO),许多研究表明,TGO 的组成、结构、形态及生长速率会显著影响热障涂层的使用寿命,热障涂层的失效往往发

生于 TGO/TC 和 TGO/BC 界面^[12]。因此,TGO 的形成、演变规律的研究成为分析热障涂层失效行为和进一步延长其使用寿命的关键之一。本文重点阐述了与热障涂层失效密切相关的粘接层氧化动力学、TGO 生长模式及其影响因素。

1 粘接层氧化动力学

一般情况下,合金的氧化过程会经历以下几个阶段(图1):快速氧化阶段(氧化膜迅速生长期)、稳定氧化阶段(连续的保护性氧化膜生长期)、加速氧化阶段(氧化膜脱落期)。合金的抗氧化性能优劣主要由以下三个因素决定:(1)稳定氧化阶段所持续的时间,即氧化膜脱落时间;(2)脱落前期保护性氧化膜的生长速度;(3)脱落期氧化膜的生长速度。其中第一个因素稳定氧化阶段的持续时间最为关键,但这又会受到第二因素即氧化膜的生长速度、形貌以及成分

收稿日期:2013-07-30

基金项目:国家 863 计划资助项目(2012AA03A511);工信部科技专项资助项目(2012ZX04007-021-03)

作者简介:任维鹏,1984 年出生,博士,主要研究方向为高温合金及其防护涂层。E-mail:weipengrx@126.com

的影响。所以抗氧化性能优异的粘接层 (MCrAlY 合金) 所形成的保护性氧化膜应该具有低的生长速度和良好的黏附力(抗剥落能力)。

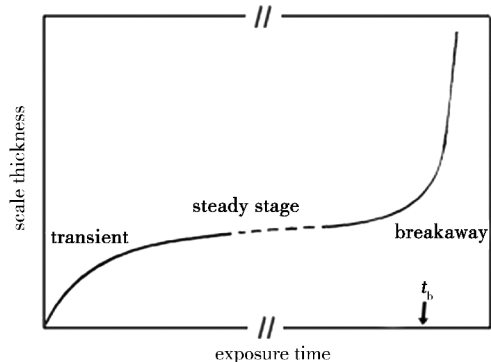


图1 抗氧化性合金的氧化过程示意图

Fig. 1 Schematic reaction kinetics for a protective scale forming alloy indicating the various stage of oxidation

研究表明^[13-16],金属粘接层表面 TGO 的生成与生长是典型的金属表面氧化过程,符合著名的瓦格纳氧化抛物线规律,即图 1 所示的快速氧化阶段和稳定氧化阶段。瓦格纳理论指出,高温氧化时的界面反应足够快,因此氧化速率主要取决于氧化层内粒子的迁移速率。若氧化层内部电场强度一定,粒子在界面的浓度便是决定其迁移速率即氧化速率的关键因素。所以若想在金属粘接层表面获得较为连续、致密且组成为单一 Al_2O_3 的 TGO,在 TGO 形成和生长时,金属粘接层与 TGO 界面上 Al 的分布应较为均匀,并且始终保持一定的浓度。这样使 Al 在 TGO 中具有一定的迁移速率,确保 Al 的选择性氧化的发生和 TGO 的

生成,从而抑制了 Co、Cr、Ni 等有害元素的氧化及扩散。否则,将导致在 TGO 形成过程中 Al 的选择性氧化中断,为 Ni、Co 等氧化生成大体积氧化物提供更多的机会。因此,抑制 Co、Cr、Ni 等有害元素在底层表面及 TGO 中的氧化及扩散,虽然可能会提高 Al 在金属过渡层的扩散速率,不利于抑制 TGO 的生长速度,但是却能有效的减少甚至消除可引发应力集中的缺陷,并使 TGO 单一化(Al_2O_3)、致密化。Quadackers 等^[17]研究氧化物弥散合金 ODM751 的氧化规律时得出,快速氧化物生成时的 Al 的临界浓度约为 1.3wt%,此时,即为氧化膜脱落时间,也就是热障涂层失效时间。

2 TGO 生长模式

研究表明^[18],氧离子在 ZrO_2 基陶瓷中具有非常好的扩散能力,因此,即使热障涂层外层陶瓷层完全致密,也可认为陶瓷层对氧气来说是“透明的”。而实际制备的热障涂层的陶瓷层是多孔的,使得氧气(或氧离子)的扩散更容易,因此,燃气环境中的氧化气氛可直接进入到粘接层表面,导致粘接层氧化并形成厚约 1 ~ 10 μm 的 TGO 层。由于热障涂层种类繁多,粘接层中的元素种类及含量也各不相同,因此,粘接层表面氧化所形成的 TGO 层的成分及结构会出现较大差异,国内外学者对此做了大量研究。

2.1 TGO 中氧化物的形成规律

通常 NiCrAl 合金氧化,首先生成 NiO 、 Cr_2O_3 ,其次是 Al_2O_3 ^[19]。图 2 为 1 000 $^\circ\text{C}$ 下 Ni-Al-O 相图^[20]。

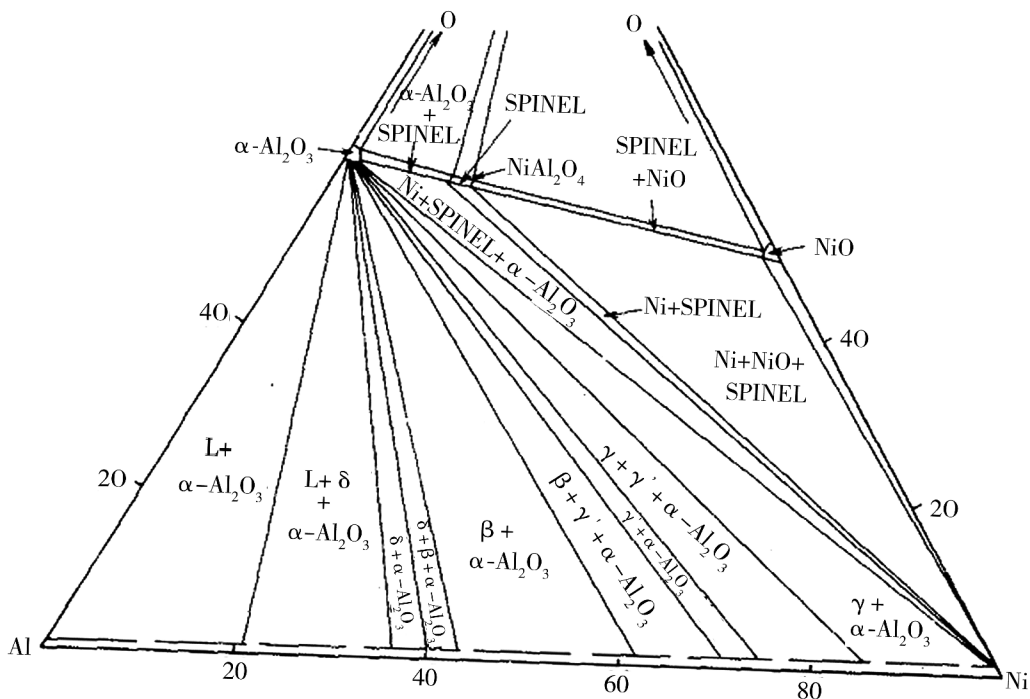


图2 1 000 $^\circ\text{C}$ 下 Ni-Al-O 相图^[20]

Fig. 2 Isothermal section at 1 000 $^\circ\text{C}$ in the Ni-Al-O phase diagram

图3为Ni-Cr-O相图^[21],图中显示了不同元素含量时所能形成的各种不同种类的氧化物。热力学计算^[22-23]得出,即使合金中含有很少量的Al或Cr元素时,其表面的Al₂O₃和Cr₂O₃氧化物也会非常稳定。尽管如此,合金表面连续氧化膜的形成还与合金和氧化膜中相关元素的扩散系数有关。合金晶粒细小或存在氧活性元素时会促进选择性氧化^[24-25],并且形成连续氧化膜所需的元素浓度要低很多。多种影响因素的存在使得形成连续氧化膜所需的元素浓度的确定变得异常复杂,关于相关元素成分的研究结果可概括为氧化物生成趋势图^[26]。图4为NiCrAl合金系统的典型氧化物生成图,为高温合金及涂层系统的设计提供了参考。

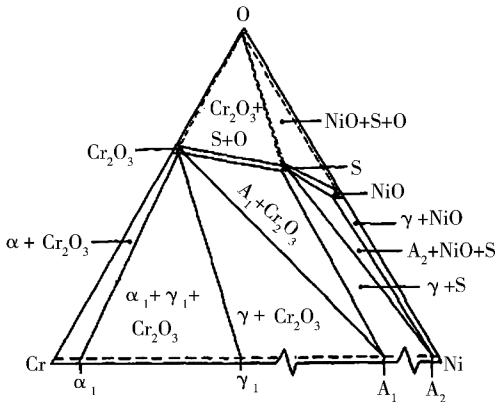


图3 900~1100℃时的Ni-Cr-O相图^[21]

Fig. 3 Schematic representation of the equilibrium oxygen pressure diagram of the Cr-Ni-O system between 900°C and 1100°C

与Ni的失配度^[27],使得Cr₂O₃易于形核。

氧化初期的粘接层表面氧浓度较高,合金氧化反应速度由金属元素的扩散决定^[28],因此,涂层表面形成Al₂O₃膜的快慢与涂层中Al的扩散密切相关。当表面Al被消耗后,由涂层内部的Al向外扩散提供。

粘接层表面Al供应不足或Al元素活性降低到形成尖晶石类氧化物时,表面Al₂O₃膜的形成过程延长,O元素向粘接层的扩散率超过Al元素的扩散率并进入TGO层,在粘接层和TGO层界面上形成Al₂O₃沉淀物。O元素活性增加时,TGO层中Ni、Cr等元素的可溶性也增加,导致阳离子通过TGO层向陶瓷涂层扩散,在TGO层和陶瓷涂层界面上形成Ni、Cr氧化物,并进一步与Al₂O₃反应生成尖晶石氧化物。此时,粘接层表面会形成Al₂O₃与CoAl₂O₄、Co₂CrO₄、NiCrO₃、Ni(Cr, Al)₂O₄等尖晶石类氧化物共存(或部分共存)的混合氧化物区^[29-32],这对热障涂层热力学性能产生明显影响。尖晶石类氧化物生长速度较快,零散地分布在氧化膜表面,且疏松不致密,附着力差,极易脱落,不能形成连续保护膜,只会消耗合金元素,导致粘接层的持续快速氧化和退化,生成的尖晶石类氧化物越多,涂层的抗氧化性能越差。

若粘接层中Al浓度达到选择性氧化临界值时,虽然初期会形成尖晶石类氧化物,但粘接层表面一旦形成完整的Al₂O₃,会阻止Ni、Co等元素扩散至表面发生氧化,抑制尖晶石类氧化物的形成。分析表明^[33-35],氧化过程中氧离子透过TGO层的扩散会导致TGO向粘接层内部生长,但大多数情况下TGO的生长由Al等元素的外扩散控制,此时新的TGO会在陶瓷层/TGO界面或是Al₂O₃的晶界部位生成,因此,尖晶石氧化物会逐渐被新生成的Al₂O₃包围。

另有研究表明^[36-37],TGO层除了包含靠近粘接层的连续Al₂O₃层以及靠近陶瓷层的尖晶石类混合氧化物区外,在TGO/陶瓷层界面附近还会形成一层较薄的YSZ-Al₂O₃混合区,主要是一些细小的ZrO₂和Y₂O₃颗粒弥散分布在Al₂O₃中。该类混合区的形成是由于沉积陶瓷层过程中在粘接层界面附近会形成YSZ细晶粒层,随后的高温暴露实验过程中,Al₂O₃会沿着YSZ细晶粒之间的孔隙向外生长,逐渐包围YSZ细晶粒,从而形成Al₂O₃与YSZ的氧化物混合区^[36]。M. J. Stiger等^[37]研究得出该类混合区的形成是由于Al₂O₃的向外生长进入YSZ层,导致YSZ的破断,破断后的YSZ颗粒球化而分散于Al₂O₃中。混合区的形成Al₂O₃与YSZ细晶粒之间将形成许多微界面,在大的内应力的作用下,裂纹也将容易在这些微界面处形核和长大,加速了热障涂层的失效。

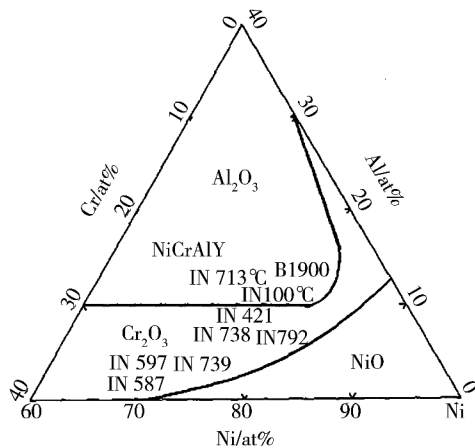


图4 NiCrAl合金系统典型氧化物生成图^[26]

Fig. 4 Oxide map for Ni-Cr-Al system

从图4看出,MCrAlY涂层系统位于Al₂O₃形成区,即MCrAlY粘接层的成分设计目的是表面氧化后获得单一致密的Al₂O₃层,以增强其抗氧化能力,延长热障涂层寿命。而氧化开始时之所以会先形成Cr₂O₃,是因为Cr₂O₃与Ni的晶格失配度大于Al₂O₃。

合理的粘接层的成分设计可保证所形成的 TGO 为生长速度缓慢、均一无缺陷的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, 此类 TGO 具有低的氧离子扩散系数, 因此可作为扩散障来保护粘接层的继续氧化^[34]。研究表明^[38], 在传统双层结构热障涂层系统上加一层氧化铝保护层可显著改善热障涂层的抗氧化性能。另外, 利用真空热处理或低压氧化处理使粘接层预氧化^[39]形成致密的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 薄层, 也可达到改善其抗氧化性能的目的。

2.2 TGO 层中 Al_2O_3 的相变规律

氧化物混合区的存在会对热障涂层热力学性能产生明显影响, 连续致密的 Al_2O_3 层的形成可大大改善粘接层的抗氧化性能。但文献^[40-44]显示, TGO 层中的 Al_2O_3 相变对涂层的性能和寿命也会产生重要影响。氧化铝晶体主要由 γ 、 θ 和 α 三种晶型。其中 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 为亚稳态氧化物, 粘接层氧化后有可能形成以上三种类型的 Al_2O_3 , 但随热暴露时间的延长最终会变为稳定的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, 而且热暴露温度越高, 相转变速度越快^[40], 此相转变会产生大的体积和形貌的变化, 由此产生的应力会加速涂层的失效^[41]。研究表明^[43-44], 不同晶型 Al_2O_3 的形成与氧化温度和时间有关。700 ~ 850°C, 首先形成 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$; 850 ~ 1 050°C, 生成 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 生长迅速, 随着时间的延长, 转变成 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$; 当温度更高时会迅速形成 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 。 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 生长缓慢, 而 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 是一种快速生长的过渡态氧化物, 所以在不同的温度区间合金氧化增重动力学不同。另有研究表明^[42, 45], 涂层中亚稳态氧化铝的形成主要原因是界面处 Al 浓度较高, 而且 Al 浓度高时, $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 或 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 向 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的相转变减慢, 随着 Al 的消耗相转变加快^[29]。因此, 粘接层中合适的 Al 浓度可抑制亚稳态 Al_2O_3 的形成或加速其向稳态 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的转变, 有利于提高热障涂层的性能, 延长其寿命。

3 粘接层中各种元素对 TGO 的影响

MCrAlY 类粘接层中的各类元素对粘接层的氧化及 TGO 的形貌和成分有重要影响。其中的主要元素如 Ni、Co、Cr、Al 等的不同组合及含量的变化可得到抗氧化和抗腐蚀性能不同的粘接层, 其他微量元素对粘接层的性能也有重要影响, 应控制在一定浓度范围内, 另外合金基体中外扩散至粘接层的合金元素也会影响粘接层的性能。

Co 的抗热腐蚀性能优于 Ni, 但抗氧化性能不如 Ni, Ni+Co 的组合有利于涂层的综合抗腐蚀、氧化性能, 并且 Co 的质量分数在 20% ~ 26% 时, Ni+Co 组合的涂层具有最佳的韧性, 因此燃气轮机叶片用的粘接底层更多地是采用抗氧化、抗热腐蚀综合性能好的 NiCoCrAlY 系列^[46]。高的 Al 含量能够延长高温氧化

条件下涂层的寿命, 但也会使脆性提高。因此, 在 MCrAlY 抗氧化层中通常使 Al 的含量控制在 8wt% ~ 12wt%。Cr 可以改善合金的抗热腐蚀和抗氧化性能, 高温条件下, 在粘接底层中的 Al 优先氧化完毕后, Cr 会继续在氧化铝膜与粘接底层之间形成氧化铬膜, 起到屏蔽基体合金的作用。文献^[47-48]表明, Cr 的存在使得 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的形成更容易(更快, 温度更低), 这是由于 Cr 最初氧化形成 Cr_2O_3 , $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 与 Cr_2O_3 具有相同的晶体结构, 因此可在 Cr_2O_3 晶体基础上形核生长。Y 可提高 Al_2O_3 膜层和 MCrAlY 基体间的结合强度, 因此也能显著改善合金的抗氧化性能^[49], 而且 Y 可以改善涂层的抗热震性能。但是, Ragan 等^[50]研究得出, Y 会抑制亚稳态 θ 相或 γ 相 Al_2O_3 向 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 转变, 增大涂层内部的残余应力。原因是 Y 固溶于 Al_2O_3 可改变 $\gamma\text{-}\alpha$ 相变动力学, 并与 Y 的浓度成比例, Y 浓度较小的变化即可导致相转变动力学的较大改变, 但 >1 100°C 时, Y 的抑制作用不明显。Burtin 等^[51]认为 Y 离子浓度较大, 于 Al_2O_3 中占据空位, 降低了相变所需的空位浓度, 从而抑制相变发生, 另外, Y 钉扎于相变界面, 因此降低了相变的速度。通常涂层中 Y 的加入量为 0.3wt% ~ 1wt%。

热暴露时, 基体合金中元素会向涂层中发生外扩散, 影响涂层的性能。如 Ti、Ta 等元素扩散至粘接层表面会发生氧化, 其氧化物颗粒会破坏 TGO 层的黏附力^[52-54]。

研究表明, 杂质元素 S 在粘接层/TGO 界面的偏聚会大大降低 TGO 层的黏附力^[55], 为了消除 S 的有害影响, 粘接层中的 S 元素含量控制在 $10^{-4}\%$ 以下, 或是在粘接层中添加 S 活性元素 Y、Zr 等, 与 S 形成化合物, 从而避免 S 在界面的偏聚。另外, 粘接层中应适当添加对粘接层/TGO 界面结合有利的 Si、Hf 等元素^[56]。

4 结语

粘接层的氧化模式已成为制约热障涂层性能和寿命的关键因素之一。目前的研究结果表明, TGO 存在多种生长模式, 并因粘接层中元素种类和含量的变化而变化; 再者, 因服役环境的差异也会造成不同的 TGO 生长模式。与 TGO 生长相关的热障涂层的失效模式会因粘接层种类及服役环境的不同而不同, 不是完全统一可控的, 因此, 粘接层氧化行为的研究以及热障涂层性能的改善有以下几个方面的工作亟待开展。

(1) 对于特定的涂层系统, 应结合本文所述粘接层氧化规律, 借助各种分析手段, 综合分析粘接层的氧化行为, 得出适应该系统的 TGO 生长模式, 以指导

分析其失效行为;

(2) 建立完善的分析模型,通过试验与计算机模拟相结合,得出涂层系统失效时的 TGO 临界厚度,并充分利用无损检测技术,对服役过程中叶片热障涂层的 TGO 厚度进行定期检查,以掌握其失效时间并及时修复或更换,避免涂层的脱落对发动机其他部件造成损伤;

(3) 通过控制粘接层成分和结构以及表面形貌实现对 TGO 生长过程的调控,获得利于改善热障涂层性能的 TGO 生长模式。

参考文献

[1] Miller R A. Current status of thermal barrier coatings-an overview[J]. Surf. Coat. Technol., 1987, 30: 1-11

[2] Susan Manning Meier, Dinesh K G, Keith D S. Ceramic thermal barrier coatings for commercial gas turbine engines[J]. Progress in Materials Science, 1991, 43(3): 50-53

[3] Padture N P, Gell M, Jordan E H. Thermal barrier coatings for gas-turbine engine applications [J]. Science, 2002, 296(5566): 280-284

[4] Evans A G, Mumm D R, Hutchinson J W, et al. Mechanisms controlling the durability of thermal barrier coatings [J]. Prog. Mater. Sci., 2001, 46: 505-553

[5] 刘海浪, 王宝健, 刘永丹, 等. 热障涂层的研究现状与进展[J]. 新技术新工艺, 2008(5): 92-95

[6] Padture N P, Gell M, Jordan E H. Thermal barrier coatings for gas-turbine engine applications [J]. Science, 2002, 296(4): 280-284

[7] Shi J, Karlsson A M, Baufeld B, et al. Evolution of surface morphology of thermo-mechanically cycled NiCoCrAlY bond coats[J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 434: 39-52

[8] Sidhu T S, Agrawal R D, Prakash S. Hot corrosion of some superalloys and role of high-velocity oxy-fuel spray coatings-a review [J]. Surface and Coatings Technology, 2005, 198: 441-446

[9] Sivakumar R, Mordike B L. High temperature coatings for gas turbine blades: a review [J]. Surface and Coatings Technology, 1989, 37: 139-160

[10] Hesnawi A, Li Hefei, Zhou Zhaohui, et al. Isothermal oxidation behaviour of EB-PVD MCrAlY bond coat [J]. Vacuum, 2007, 81: 947-952

[11] Wortman D J, Nagaraj B A, Duderstadt E C. Thermal barrier coatings for gas turbine use [J]. Mater. Sci. Eng. A, 1989, 121: 433-440

[12] Gella M, Jordan E, Vaidyanathan K, et al. Bond strength, bond stress and spallation mechanisms of thermal barrier coatings [J]. Surface and Coatings Technology, 1999, 120/121: 53-60

[13] 李美姮, 孙晓峰, 张重远, 等. EB-PVD 热障涂层热循环过程中粘结层的氧化和相结构 [J]. 金属学报, 2002, 38 宇航材料工艺 <http://www.yhclgy.com> 2014 年 第 2 期

(1): 79-83

[14] Ma Q, Clarke D R. Stress measurement in single-crystal and polycrystalline ceramics using their optical fluorescence [J]. J. Am. Ceram. Soc., 1993, 76(6): 1433-1440

[15] 李美栓. 金属的高温腐蚀 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2001: 167-178

[16] Hsueh C H, Becher P F, Fuller E R, et al. Surface roughness induced residual stress in thermal barrier coating: computer simulations [J]. Materials Science Forum, 1999, 308-311: 442-449

[17] Quadackers W J, Bongark K. The prediction of break-away oxidation for alumina forming ODS alloys using oxidation diagrams [J]. Werkstoffe und Korrosion, 1994, 45: 232-241

[18] Stott F H, Wood G C. Growth and adhesion of oxide scales on Al₂O₃-forming alloys and coatings [J]. Mater. Sci. Eng., 1987, 87: 267-274

[19] Kear B H, Pettit F S, Fornwalt D E, et al. On the transient oxidation of a Ni-15Cr-6Al Alloy [J]. Oxid. Met., 1971, 3: 557-569

[20] Elrefaie F A, Smeltzer W W. Thermodynamics of Nickel-Aluminium-Oxygen system between 900 and 1 400K [J]. J. Electrochem. Soc., 1981, 128: 2237-2242

[21] Haydn Daviesa, Smeltzer W W. Oxygen and metal activities of the Chromium-Chickel-Oxygen system between 900°C and 1 100°C [J]. J. Electrochem. Soc., 1974, 121(4): 543-549

[22] Pettit F S. Oxidation mechanisms for Nickel-Aluminium alloys at temperatures between 900 and 1 300°C [J]. Trans. Metall. Soc. AIME, 1967, 239: 1296-1305

[23] Birks N, Rickert H. Oxidation mechanism of some nickel-chromium alloys [J]. Inst. Met., 1962-1963, 91: 308-311

[24] Giggins C S, Pettit F S. The effect of alloy grain size and surface deformation one of the selective oxidation of chromium in Nickel-Chromium alloys at temperatures of 900°C and 1 100°C [J]. Trans. TMS-AIME, 1969, 245: 2509-2516

[25] Moulin P, Armanet F, Beranger G, et al. Relationship between structure of Ni-Cr 80-20 alloys and their behavior in oxidation at elevated-temperatures [J]. Mem. Etud. Sci. Rev. Met., 1977, 74: 143-150

[26] Wallwork G R, Hed A Z. The oxidation of Ni-20wt% Cr-2ThO₂ [J]. Oxid. Met., 1971, 3: 229-241

[27] Liang G Y, Zhu C, Wu X Y, et al. The formation model of Ni-Cr oxides on NiCoCrAlY-sprayed coating [J]. Appl. Surf. Sci., 2011, 257: 6468-6473

[28] Jedlinski J, Borchardt G. On the oxidation mechanisms of alumina formers [J]. Oxid. Met., 1991, 36: 317-337

[29] Manap A, Nakano A, Ogawa K. The protectiveness of thermally grown oxides on cold sprayed CoNiCrAlY bond coat in thermal barrier coating [J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2012, 21(3/4): 585-596

[30] Hesnawi A, Li Hefei, Zhou Zhaohui, et al. Isothermal oxidation behaviour of EB-PVD MCrAlY bond coat [J]. Vacuum,

- [31] Lee E Y, Biederman R R, Sisson Jr R D. Diffusional interactions and reactions between a partially stabilized zirconia thermal barrier coating and the NiCrAlY bond coat[J]. Mater. Sci. Eng. ,1989, A121 :467-473
- [32] Mumm D R, Evans A G. On the role of imperfections in the failure of a thermal barrier coating made by electron beam deposition[J]. Acta Mater. ,2000,48(8) :1815-1827
- [33] Stott F H, Wood G C. Growth and adhesion of oxide scales on Al_2O_3 -forming alloys and coatings[J]. Mater. Sci. Eng. , 1987,87 :267-214
- [34] Kofstad P. High Temperature Corrosion [M]. New York, Elsevier Applied Science, 1988
- [35] Stiger M J, Yanar N M, Topping M G, et al. Thermal barrier coatings for the 21st century [J]. Z. Metallkd, 1999, 90 (12) :1069-1078
- [36] 徐前岗,唐建新,陆峰,等. EB-PVD 热障涂层 TGO 中氧化物混合区的形成及其影响[J]. 材料工程,2004(7) :10-17
- [37] Stiger M J, Yanar N M, Topping M G, et al. Thermal barrier coatings for the 21st century [J]. Z Metallkd, 1999, 90 (12) :1069-1078
- [38] Tamura M, Takahashi M, Ishii J, et al. Multilayered thermal barrier coating for land-based gas turbines[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 1999, 8(1) :68-72
- [39] Ramaswamy P, Seetharamu S, Varma K B R, et al. Thermal shock characteristics of plasma sprayed thermal barrier coatings[J]. Mater. Sci. Eng. A, 2001, 303 :100-109
- [40] Karapatis N, Hofmann H, et al. Solidification microstructure of laser remelted Al_2O_3 - ZrO_2 eutectic[J]. Acta Mater. , 1997,45 :5069-5075
- [41] Kitaoka S, Matsudaira T, Wada M. Control of polymorphism and mass-transfer in Al_2O_3 scale formed by oxidation of Alumina-forming alloys[C] // Mohamed El-Amin. Mass transfer in multiphase systems and its applications. Janeza Trdine 9, 51000 Rijeka, Croatia; In Tech. ,2011 :343-366
- [42] Liu G M, Li M S, Ma J H. Transient oxidation behavior of nanocrystalline CoCrAlY coating at 1050°C [J]. Trans. Non-ferr. Met. Soc. China, 2007, 17 :595-599
- [43] Grabke H J, Brumm M W, Wagemann B. The oxidation of NiAl[J]. Materials and Corrosion, 1996, 47 :675-677
- [44] Brumm M W, Grabke H J. The oxidation behaviour of NiAl-I. Phase transformations in the alumina scale during oxidation of NiAl and NiAl-Cr alloys[J]. Corrosion Science, 1992, 33 (11) :1677-1690
- [45] Balmain J, Loudjani M K, Huntz A M. Microstructure and diffusional aspects of the growth of Alumina[J]. Material Science and Engineering A, 1997, 224 :87-100
- [46] 李晓海,陈贵清,等. 热障涂层的研究进展[J]. 宇航材料工艺, 2004, 34(1) :1-6
- [47] Peng X, Clarke D R, Wang F. Transient-Alumina transformations during the oxidation of magnetron-sputtered CoCrAl nanocrystalline coatings[J]. Oxidation of Metals, 2003, 60(3/4) : 225-240
- [48] Renusch D, Veal B, Natesan K, et al, Transient oxidation in Fe-Cr-Ni alloys: a raman-scattering study [J]. Oxid. Met. , 1996, 46(5/6) :365-381
- [49] Mevrel R. State of the art on high-temperature corrosion-resistant coatings[J]. Mater. Sci. Eng. A, 1989, 120 :13-24
- [50] Deirdre D Ragan, Thomas Mates, David R Clarke. Effect of Yttrium and Erbium Ions on epitaxial phase transformations in Alumina[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2003, 86(4) :541-545
- [51] Burtin P, Brunelle J P, Pijolat M, et al, Influence of surface area and additives on the thermal stability of transition Alumina supports. I; kinetic data [J]. Appl. Catal. , 1987, 34 :225-238
- [52] Tawancy H M, Mohamed A I, Abbas N M. Effect of superalloy substrate composition on the performance of a thermal barrier coating system[J]. Journal of materials science, 2003, 38 : 3797-3807
- [53] Smialek J L, Jayne D T, Schaffer J C, et al. Effects of hydrogen annealing, sulfur segregation and diffusion on the cyclic oxidation resistance of superalloys: a review, 1CMC[J]. Thin Solid Films. , 1994, 253 :285-292
- [54] Hesnawi A, Li Hefei, Zhou Zhaohui, et al. Isothermal oxidation behaviour of EB-PVD MCrAlY bond coat[J]. Vacuum, 2007, 81 :947-952
- [55] Smeggil J G. Some comments on the role of yttrium in protective oxide scale adherence [J]. Mater. Sci. Eng. A, 1987, 87 :261-265
- [56] Strangman T E, Vonk S J. Oxidation resistant protective coating system for gas turbine components, and process for preparation of coated components[P]. U. S. ,4743514, 1988-05-10

(编辑 吴坚)