

# GH3535 合金 700 °C 恒温氧化行为研究

范金鑫<sup>1,2,3</sup>, 陆燕玲<sup>1,3</sup>, 李志军<sup>1,3</sup>, 董加胜<sup>4</sup>, 张继祥<sup>2</sup>, 周兴泰<sup>1,3</sup>, 怀平<sup>1,3</sup>

(1. 中国科学院上海应用物理研究所, 上海 201800)

(2. 重庆交通大学, 重庆 400074)

(3. 中国科学院核辐射与核能技术重点实验室, 上海 201800)

(4. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

**摘要:**利用增重法,研究了 GH3535 合金在 700 °C/700 h 下的恒温氧化行为。采用扫描电镜(SEM)、X 射线衍射(XRD)、电子探针(EPMA)和同步辐射荧光(SRXRF)分析技术研究了 GH3535 合金高温氧化膜的氧化动力学、形貌及氧化物的组成。结果表明, GH3535 合金在 700 °C/700 h 氧化后表面氧化膜无明显剥落,氧化动力学曲线遵循立方规律,氧化膜厚度为 5 μm 左右,无内氧化现象发生。700 °C 下, GH3535 合金属于完全抗氧化等级。合金表面生成的氧化膜成分以 NiO、Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 和 NiMn<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 为主。

**关键词:** GH3535 镍基合金; 高温氧化; 氧化动力学; 氧化膜; 同步辐射

中图分类号: TG146.1<sup>+</sup>5; TG113.23<sup>+</sup>3

文献标志号: A

文章编号: 1002-185X(2015)08-1953-06

高温合金由于其较高的高温强度、良好的韧性、优越的抗腐蚀和抗氧化能力,在化工、石油和核工业等领域得到了广泛地应用<sup>[1-3]</sup>。在 2011 年启动的中国科学院战略性先导科技专项《未来先进核裂变能》中,已将 Ni-Mo-Cr 系高温合金选定为钚基熔盐堆的关键结构材料<sup>[4]</sup>。在熔盐堆中,结构材料需在高温、中子辐照、熔融氟盐中长期、稳定地工作,除了应具有足够的力学性能外,还必须考虑它在服役环境下的化学稳定性如氧化、热腐蚀性能等。美国橡树岭国家实验室(ORNL)在 20 世纪 50~60 年代发展熔盐堆的同时,研发了专门用于该熔盐堆的高温合金结构材料-Hastelloy N 合金。ORNL 选用 Hastelloy N 合金做回路,运行温度范围 560~760 °C,9 年后发现氧化层厚度约为 50 μm<sup>[5,6]</sup>。GH3535 合金是一种和 Hastelloy N 合金成分及性能极其相似的新型国产镍基高温合金,现阶段仍处于研制起步阶段,缺乏相应的数据积累及分析经验。

由于熔盐堆的最高工作温度为 700 °C,本工作开展了 GH3535 合金的 700 °C 氧化实验以探究该合金在空气环境中的抗氧化性能。利用先进同步辐射技术如 XRD、SRXRF 和常规测试手段如 SEM、EDS、EPMA 相结合的方法,研究了氧化层形貌及结构,以期 GH3535 合金的应用提供理论依据。

## 1 实验

利用真空感应炉+真空自耗法制备 Φ16 mm 的 GH3535 合金试棒,化学成分如表 1 所示。首先将合金试棒在 1177 °C 固溶处理 30 min,水冷。将固溶处理好的材料线切割成 30 mm×10 mm×2 mm 的标准试样,用金相砂纸逐级打磨至 1200#,将试样标记并精确测量尺寸,最后用乙醇清洗、去油、烘干后待用。

恒温氧化实验依据 GB/T 13303-1991《钢的抗氧化性能测试方法》和 HB5258-83《钢及合金抗氧化性的测定方法》进行,选用 3 个样品进行平行实验。将试样置于预先烧至恒重的石英坩埚中,使之与坩埚壁保持点(线)接触。实验设备选用带有小孔的箱式电炉,以保证空气自由进入。试验温度为 700 °C,控温精度 ±2 °C。氧化一定时间后(分别 1、4、7、10、20、40、70、100、150、200、300、400、500、700 h。)取出坩埚在精度为 0.1 mg 的天平上称重。为保证数据的准确性,每个数据为 3 个试样氧化增重的平均值。

表 1 GH3535 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of GH3535 superalloy (wt%)

Ni	Mo	Cr	Fe	Co	Mn	Ti	Si	C
Bal.	16.60	7.09	3.83	<0.002	0.52	<0.002	0.46	0.04

收稿日期: 2014-08-22

基金项目: 中国科学院战略性先导科技专项项目(XDA02040000); 国家自然科学基金资助项目(51371188); ANSTO-SINAP 联合材料研究项目(S2013GR0678)

作者简介: 范金鑫,男,1985年生,硕士生,中国科学院上海应用物理研究所,上海 201800,电话: 021-39194076, E-mail: fanjinxin@163.com

通过测定合金在氧化期间的增重，绘制氧化动力学曲线，评定合金的抗氧化性级别。利用 LEO1530VP 型扫描电镜及能谱仪分析氧化膜表面及截面组织形貌及成分；采用上海光源硬 X 射线微聚焦光束线站 (BL15U) 和电子探针观察氧化膜和基体中主要元素的分布情况；采用上海光源衍射线站 (BL14B) 对 GH3535 合金表面氧化膜进行 X 射线掠入射分析，研究氧化层表面物相结构。

## 2 结果与讨论

### 2.1 氧化动力学曲线

图 1 为 GH3535 合金 700 °C/700 h 恒温氧化动力学曲线。结果表明，氧化初期合金增重较快，随氧化时间延长，合金表面形成了一定量的保护性氧化膜，产生很大的阻滞氧化作用，氧化膜生长速度逐渐变缓。GH3535 合金氧化 700 h 后增重 1.1617 mg/cm<sup>2</sup>，氧化速率为 0.0166 g/(m<sup>2</sup> h)，属于完全抗氧化等级。因此 GH3535 合金在 700 °C 下具有非常优异的抗氧化性能，属于完全抗氧化性合金。

将 GH3535 合金氧化增重的立方与时间做图，结果如图 2 所示。因此，在本实验条件下 GH3535 合金的氧化动力学遵循立方规律，表明该合金形成的氧化膜具有优良的保护性。氧化立方规律为：

$$\Delta M^3 = K_c t$$

式中， $\Delta M$  为单位面积氧化增重， $K_c$  为氧化速率常数， $t$  为氧化时间。

根据上式求出氧化期间的氧化速率常数  $K_c$  为  $2.37 \times 10^{-3} \text{ mg}^3/(\text{cm}^6 \text{ h})$ 。

### 2.2 形貌分析

#### 2.2.1 表面氧化膜形貌

图 3 为 GH3535 合金在 700 °C 空气中氧化 700 h 后的表面形貌，试样表面呈墨绿色，没有出现氧化膜剥落现象。氧化膜完整、致密，表面存在一定的瘤状

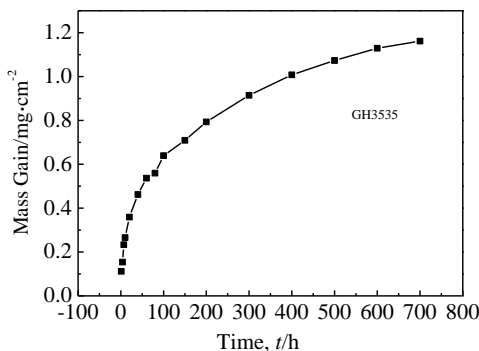


图 1 GH3535 合金氧化动力学曲线

Fig.1 Oxidation kinetics curve of GH3535 superalloy at 700 °C

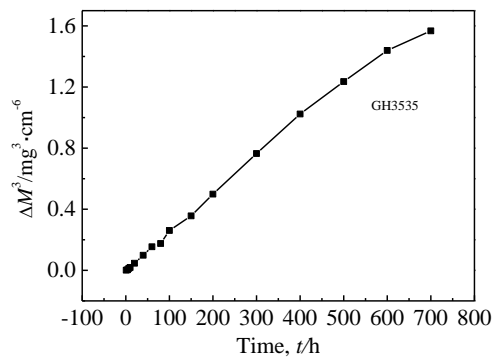


图 2 GH3535 合金氧化增重的立方与时间的关系

Fig.2 Dependence for cubic of mass gain  $\Delta M^3$  on oxidation time at 700 °C for GH3535 superalloy

氧化物，氧化颗粒大小不均匀，但分布较为规则，氧化颗粒生长方向与试样机械研磨方向一致。图 3a 表明试样表面没有完全被氧化物颗粒覆盖，高倍组织显示氧化物颗粒主要由尖晶石组成 (图 3b)，平均尺寸在 1 μm 左右。700 °C 空气氧化后生成的氧化膜较为致密，能够有效的阻止 O 的进入，使合金有着良好的抗氧化性。但由于氧化时间较长，冷热疲劳循环使部分氧化颗粒出现裂纹，如图 2c 中箭头所示。对氧化膜和尖晶石进行 EDS 分析，发现氧化膜除主要含有 Ni、O、Cr 元素外，还有少量的 Fe 和 Mn 元素，但未发现 Mo 元素。说明在 700 °C 空气氧化时，GH3535 合金的氧化膜组成是 NiO、Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> 和 MnO<sub>2</sub> 以及几种元素组成的复合氧化物。

#### 2.2.2 截面氧化膜形貌

GH3535 合金 700 °C 氧化 700 h 后横截面形貌如图 4 所示。将氧化后的样品表面当作基准面，实际氧化层厚度为 3~5 μm。由于氧化层较薄，难以确定氧化膜是否存在分层现象<sup>[6]</sup>。氧化层由表面向内以条状形态垂直生长，存在少量的氧化孔洞。氧化层和基体之间无明显界面。EDS 线扫描结果表明，氧化膜中富含 Ni 和 Cr，推测氧化膜的组成主要为 NiO 和 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>。同时可以看出，GH3535 合金在氧化 700 h 后，合金晶界与晶内出现了一定的析出相，析出相尺寸大小不等，尺寸为 1~10 μm。EDS 图谱分析表明析出相富含 Mo 和 Si，贫 Ni、Fe、Cr，但没有发现 C 元素出现明显变化。这一结果与 GH3535 热稳定性研究所得结果吻合。

### 2.3 截面氧化膜元素分布 (XRF)

在上海光源 BL15U1 线站对 GH3535 合金进行同

步辐射微束硬 X 射线荧光二维扫描成像 ( $\mu$ -XRF Mapping), 以得到合金元素在截面内的元素分布情

Mn 与 O 发生反应形成的氧化层, 并且这一层区域几乎不含 Ni 和 Mo。往下是蓝带层, 说明该处出现 Cr、

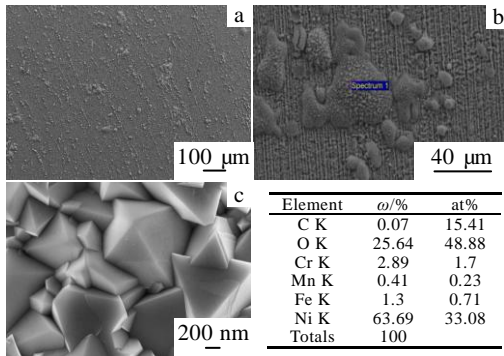


图 3 GH3535 合金的表面氧化膜形貌及 EDS 结果

Fig.3 Morphology of surface oxidation film and EDS spectrum GH3535 alloy: (a) the sample surface morphology, (b) clusters oxide, (c) high magnification clusters, and (d) EDS result

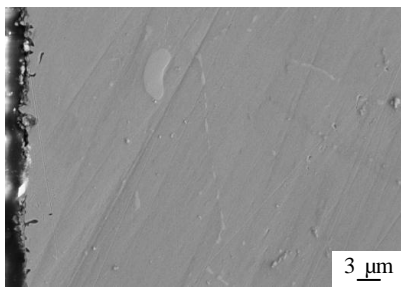


图 4 GH3535 合金 700 °C 氧化 700 h 的横截面形貌

Fig.4 Cross section morphology of GH 3535 alloy oxidized at 700 °C for 700 h

况。实验中入射 X 射线能量为 20.05 keV, 光斑大小为 2  $\mu$ m $\times$ 3  $\mu$ m, 用于激发 Cr、Fe、Ni、Mo、Mn 5 种元素的荧光信号, 5 种元素的荧光峰位选区范围分别为: 525~555、625~655、733~763、1720~1765、575~605, 探测器为七元 (Si/Li) 探测器。扫描区域选择在样品的表面位置, 大小为 200  $\mu$ m $\times$ 100  $\mu$ m, 步长为 3  $\mu$ m, 每步扫描时间为 0.5 s。

图 5 所示为合金元素在 GH3535 氧化层截面内的元素分布情况, 颜色的不同代表着元素含量的差别, 其中完全红色区域为环氧树脂。每一小格刻度为 10  $\mu$ m。通过图谱分析可直观发现元素分布存在明显分层现象, 大约分为 2 层。Ni、Fe 元素在外氧化层较基体贫乏, 在内层表现为富集, 略高于基体。与 Fe 和 Ni 相比, Cr、Mn 的 Mapping 图多出一些凸出的黄色或者绿色带, 表明此处含 Cr、Mn 元素, 很可能是 Cr、

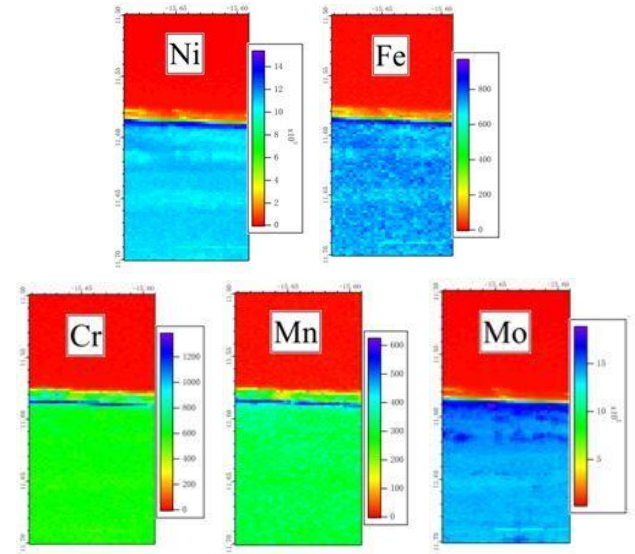


图 5 GH3535 合金氧化层中元素分布 Mapping 图

Fig.5  $\mu$ -XRF cross sectional element mapping in GH3535 alloy oxidized at 700 °C for 700 h

Mn 的富集, 导致 Ni 和 Fe 相对于基体的含量降低, 表现在 Mapping 图谱上计数降低。这说明, 合金的氧化主要通过 Cr 与 O 发生反应。当表面的 Cr 元素发生氧化后, 与基体内形成了浓度梯度, Cr 元素在氧化过程会从体内开始往表面扩散, 导致里层 Cr 的流失和样品表面的富集。因此, Cr、Mn 元素表现为表层的含量等同于基体。在氧化深度约 5  $\mu$ m 处均形成了平直且均匀的富集层。

利用 Cr 元素分布图中计数增加的区域来估算氧化深度。对于 GH3535 合金来说, 氧化深度约为 12  $\mu$ m。氧化层中元素分布较为均匀, Ni、Cr、Fe、Mn 4 种主要元素均表现为在表层形成富集区, 浓度远高于基体。表明 4 种元素在氧化膜中均形成了致密的氧化物, 合金在此温度下的抗氧化性能优越。此结果同 SEM 分析结果比较, 氧化膜偏厚, 可能与扫描斑点尺寸有关。

### 2.4 电子探针分析

为进一步确定氧化膜元素成分, 利用岛津 EPMA-1720H 型电子探针对于样品进行元素分析, 并与荧光分析结果进行比较。电子束斑 1  $\mu$ m $\times$ 1  $\mu$ m, 步长 0.8  $\mu$ m, Mapping 区域为长条状样品的中心位置附近区域。首先使用二次电子像 (SEI) 和背散射电子像 (BEI) 对样品进行观测, 并选择样品边缘进行定性分析。随后在选定区域进行扫描以得出样品内元素分布情况。

图 6 为 GH3535 合金氧化层的 EPMA 图谱。所选区域 GH3535 合金的截面背散射电子像中，黑色区域为环氧树脂，在样品表层出现少量氧化坑及孔洞，合金内出现析出相。由图 5 可以看出，EPMA 的结果与荧光图谱结果相似，颜色差别对应着该元素含量的不同，黑色区域表示几乎不含对应的元素。结果显示 Cr、Mn、Si 元素在表面分布均比基体富集，这部分是合金在氧化过程中形成的氧化产物。这说明氧化层富含 Cr、Mn、Si、Ni、Fe、Mo 在氧化膜中比基体贫乏，Cr、Mn 表现出明显分层现象，且呈 3 层分布。从 Cr、Mn 元素分布情况确定氧化膜厚度为 5 μm 左右，远低于荧光分析结果，没有发生内氧化现象。氧化膜与基体分界清晰，并且平直，氧化膜中的元素分布非常均匀，说明氧化膜致密程度非常好，能够起到良好的抗氧化效果。

以右表面氧化产物层为例，表面的氧化产物又可分为 3 部分。由图 6 可以看出 Cr 的元素分布图与 Ni 和 Fe 相比，多出一部分，利用 SEM/EDS 分析表明这是含 Cr 的氧化层。在第二部分里，Cr 和 Mn 与基体相比富集，Ni 计数降低，这说明第二部分包含大量的 Cr，少量的 Ni 和 Mn。第三部分也包含一定的 Cr 和 Mn。利用 Cr 来估算氧化深度，氧化层深度约 5 μm。以上结果表明，在氧化过程中，表面的 Cr 与 O 发生了氧化反应。合金氧化层以内的区域 Cr 元素总体来讲比较均匀，未发生高温氧化。由于 Fe 在基体中含量为 4%，当 Cr 大量扩散到表层后，氧化层中 Fe、Ni 的元素含量与基体相比明显减少，因而氧化层中表现为 Fe、Ni 贫瘠（蓝色）。综上所述，可以得出如下结论，Cr 最容易被氧化，这与文献[6]得到的实验结果一致。

2.5 XRD 分析

利用上海光源 14B 衍射线站，对 GH3535 合金在 700 °C 空气中氧化 700 h 的表面氧化膜进行了 X 射线掠入射分析。入射波长 0.123 98 nm，扫描范围 10°~65°；掠入射角度 1°；XRD 结果如图 7 所示。可以看出，GH3535 合金在 700 °C 氧化 700 h 后，表面氧化膜的成分以 NiO，Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 为主，还存在尖晶石结构的 NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 和 NiMn<sub>2</sub>O<sub>4</sub>。没有发现 Mo 氧化物的衍射峰，可能是由于氧化温度较高，MoO<sub>2</sub> 挥发使合金表面贫 Mo。结合 SEM、EDS 分析结果，致密的 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 和 NiMn<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 为氧化膜的组成相，起到了良好的抗氧化效果。

2.6 讨论

合金表面氧化膜的形成通常是由动力学和热力学因素共同决定的。GH3535 合金所含元素多达 10 种以上，氧化过程必然十分复杂。根据合金的氧化原理，

氧化反应的吉布斯自由能 ΔG 必须小于零反应才能进行，且 ΔG 越小生成的氧化物越稳定<sup>[7]</sup>。由表 2 可知，

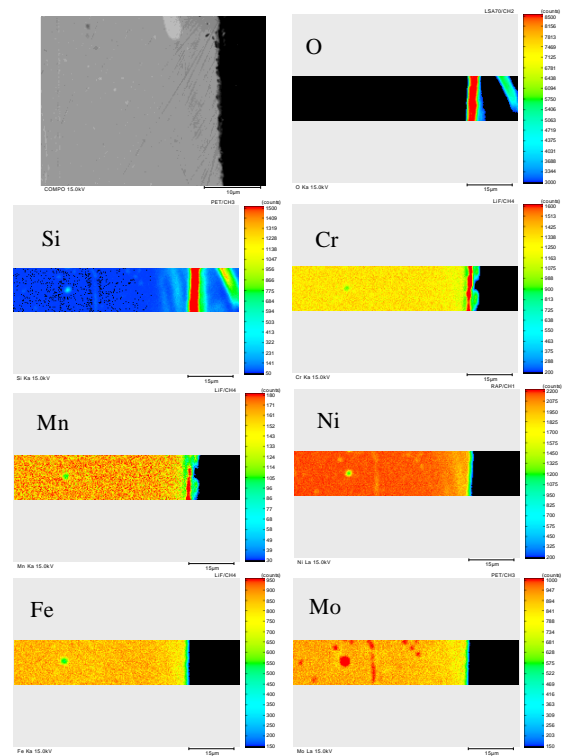


图 6 利用电子探针技术对 GH3535 截面分析得到的元素分布图

Fig.6 Distribution of elements in GH3535 cross profile through EPMA

Al、Si 与 O 形成氧化物的标准吉布斯自由能低于合金中其它组元氧化物的生成吉布斯自由能，然而 Al 和 Si 在合金中属于微量元素，因此氧化初期主元元素 Ni 首先与氧反应形成 NiO 晶核，随后 NiO 不但沿垂直表面方向生长而且也向侧面长大。NiO 是一种阳离子不足的 p-型半导体<sup>[8]</sup>，氧在 NiO 中的自扩散比 Ni 慢很多。Ni 通过 NiO 层向外扩散，且以晶界扩散为主，在 NiO 膜外表面与氧结合生成新的 NiO。

在 NiO 生长过程中，由于 GH3535 合金中 Cr 含量和 Mo 含量也相对较高，且吉布斯自由能 ΔG 较小，因此几乎在 NiO 形成的同时 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 和 MoO<sub>2</sub> 也迅速形成。此外，Ni 的向外迅速扩散引起它附近 Cr 和 Mo 含量的升高，也促进了 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 和 MoO<sub>2</sub> 的生成。所以氧化初期合金表面形成以 NiO 为主、Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 与 MoO<sub>2</sub> 并存的混合氧化膜，其中 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的抗氧化性能最佳，而 NiO 不具有抗氧化特性，保护性较差。随着氧化的继续进行，氧逐渐穿过 NiO 层向化合物内部扩散。在这一阶段，氧化膜还不能完全覆盖试样表面，其氧化动力学曲线的控制环节为合金表面金属与气体的界

面反应。这种反应速率较快,使得氧化初期的动力学曲线表现为合金迅速增重。

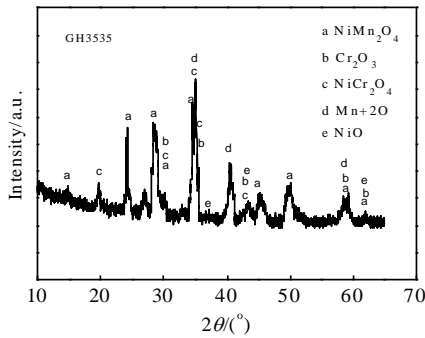


图 7 GH3535 合金氧化膜 XRD 图谱

Fig.7 XRD pattern of GH3535 alloy after oxidized at 700 °C for 700 h

表 2 各种元素 700 °C 形成氧化物的吉布斯自由能

Table 2 Gibbs free energy of oxidation layers of different elements at 700 °C

Oxide	$\Delta G_{\theta} / \text{kJ mol}^{-1}$
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	-913.31
Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	-585.39
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	-377.3
Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub>	-398.83
MoO <sub>2</sub>	-410.78
MoO <sub>3</sub>	-333.06
NiO	-301.81
SiO <sub>2</sub>	-735

随着氧化的继续进行,上述氧化物不断增多,氧化层逐渐覆盖整个试样表面,由于氧化层的阻隔作用,氧化的继续进行必须依靠原子的扩散,氧化速率显著减慢,这时的氧化阶段称为慢速氧化阶段。此时,Cr、Ni 和 O 在不断增厚的 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、NiO 膜中的扩散愈来愈困难,扩散限制了氧化速率。由于 Kirkendall 效应,开始在氧化层,氧化层/合金界面处产生孔隙<sup>[9,10]</sup>。当氧化层达到一定厚度后,Cr、Ni 向外扩散的距离变得更远,而且扩散也变得十分困难。此时,Cr、Ni 的向外扩散成为氧化反应速率的主要控制因素,Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的生长方向为垂直于氧化层/基体界面<sup>[11]</sup>。Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的形成降低了基体和膜间界面处 O 的活性,有效地阻止了 O 元素的扩散,从而使氧化速度放慢,在氧化动力学曲线上表现为氧化增重缓慢增长。

同时,随氧化时间延长,NiO 与 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒间发生固相反应: NiO+Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>→NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>,生成 NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 复合氧化物,这种具有尖晶石结构的复合氧化物和外氧化层可以阻止多种金属元素向外扩散的速率以及 O 向内的扩散速率,使氧化速度减慢,在氧化动力学曲线

表现为氧化增重缓慢增长直至趋于稳定。实际上,NiO 和 NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 的生成都会降低氧化膜/合金界面的氧分压。通过“吸氧效应”<sup>[12,13]</sup>有效的抑制了氧进入到合金内部,防止了内氧化,促进了 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的选择性氧化膜的生成,增强了氧化膜的致密性,使氧化膜保护性更强。

另外,GH3535 合金中添加了 0.6% 的元素 Mn,虽然 Mn 含量较低,但 Mn 和 Cr 原子直径相差不大,化学活性也相似,Mn 离子向外扩散与 O 离子相遇,可生成 MnO,扩散时可与 NiO 发生固相反应生成 MnCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>: MnO+ NiO → NiMn<sub>2</sub>O<sub>4</sub>。NiMn<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 氧化物可抑制 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 进一步氧化和挥发对合金氧化行为所产生的不利影响<sup>[14]</sup>,也使合金的抗氧化能力得到改善。值得一提的是,虽然 GH3535 合金 Mo 含量高达 17%,但氧化层没有发现 Mo 氧化物的衍射峰,可能是由于氧化温度较高,MoO<sub>2</sub> 挥发使合金表面贫 Mo。Mo 元素在高温下极易氧化,但合金中加入 >6% 的 Cr 可抑制 Mo 的有害作用<sup>[15]</sup>。

结合 XRD 分析、表面分析和截面分析结果可知,GH3535 合金氧化层主要由 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、NiO、NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>、NiMn<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 组成。其中合金中的 Cr 元素与 O 元素形成的 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 起到了重要作用。Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 具有低的阳离子空位的保护层,因而降低了金属元素向外扩散的速率以及氧气氛向内的扩散率。因此,Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 是 GH3535 合金氧化膜中主要抗氧化性的组成物。

### 3 结 论

- 1) 在 700 °C 条件下,GH3535 合金 700 h 增重为 1.1617 mg/cm<sup>2</sup>,氧化速率为 0.0166 g/(m<sup>2</sup> h),属于完全抗氧化等级。合金的氧化动力学曲线遵循立方规律。
- 2) GH3535 合金氧化膜表面较平整致密,但有微小裂纹出现,无内氧化现象,抗氧化性能良好。氧化物颗粒富含 O、Ni、Cr,但不含 Mo 和 Si 元素。GH3535 氧化膜的厚度为 5 μm 左右。氧化层主要由 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 组成,并伴随有 NiO、NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 及 NiMn<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 等氧化物。
- 3) 经过 700 °C/700 h 氧化,GH3535 合金内部出现析出相,析出相多沿晶界分布,富含 Mo、Si 元素。这一结果与 GH3535 热稳定性研究所得结果吻合。

#### 参考文献 References

[1] Rehak R B, Crook P. *Advanced Materials & Processes*[J], 2000, 157(2): 37  
 [2] Akhter J I, Shaikh M A, Ahmad M *et al. Journal of Materials Science Letters*[J], 2001, 20(4): 333  
 [3] Turchi P E A, Kaufman L, Liu Z K. *Calphad*[J], 2007, 31(2):

- 237
- [4] Jiang Mianheng(江绵恒), Xu Hongjie(徐洪杰), Dai Zhimin(戴志敏). *Bulletin of the Chinese Academy of Sciences*(中国科学院院刊)[J], 2012, 27(3): 366
- [5] Rosenthal M W, Haubenreich P N, Briggs R B. *ORNL-4812*[R], 1972
- [6] Koger J W. *ORNL-TM-4189*[R], 1972
- [7] Li Tiefan(李铁藩). *High Temperature Oxidation and Hot Corrosion of Metals*(金属高温氧化和热腐蚀)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2003
- [8] Geng Shujiang(耿树江), Zhu Shenglong(朱圣龙), Wang Fuhui(王福会). *Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection*(中国腐蚀与防护学报)[J], 2003, 23(6): 335
- [9] Stott F H, Wood G C, Stringer J. *Oxidation of Metals*[J], 1995, 44(1-2): 113
- [10] Tang Z, Shemet V, Niewolak L *et al. Intermetallics*[J], 2003, 11(1): 1
- [11] Greene G A, Finfrock C C. *Oxidation of Metals*[J], 2001, 55(5-6): 505
- [12] Hussain N, Shahid K A, Khan I H *et al. Oxidation of Metals*[J], 1995, 43(3-4): 363
- [13] Jiang Yan(姜艳). *Anisotropic Oxidation Behaviors of Some Single Crystalline Alloys and Compounds*(几种化合物与合金的单晶及其氧化各向异性)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2010
- [14] Beltran A M. *Cobalt Mar*[J], 1970, 46: 3
- [15] Geng L, Na Y S, Park N K. *Materials & Design*[J], 2007, 28(3): 978

## Isothermal Oxidation Behavior of GH3535 Superalloy at 700 °C

Fan Jinxin<sup>1,2,3</sup>, Lu Yanling<sup>1,3</sup>, Li Zhijun<sup>1,3</sup>, Dong Jiasheng<sup>4</sup>, Zhang Jixiang<sup>2</sup>, Zhou Xingtai<sup>1,3</sup>, Huai Ping<sup>1,3</sup>

(1. Shanghai Institute of Applied Physics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 201800, China)

(2. Chongqing Jiaotong University, Chongqing 400074, China)

(3. Key Laboratory of Nuclear Radiation and Nuclear Energy Technology, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 201800, China)

(4. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

**Abstract:** Isothermal oxidation kinetics and oxidation mechanism of GH3535 superalloy was studied at 700 °C for 700 h. The morphology and component of the high-temperature oxide scale for GH3535 alloy was analyzed by SEM, XRD, EPMA and SRXRF techniques. The results show that the oxidation kinetics curve of GH3535 alloy follows the cubic law at 700 °C. Thickness of the oxidation film is about 5 μm and internal oxidation does not occur. The oxidation film has no obvious spallation and it is composed of NiO, Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, NiCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> and NiMn<sub>2</sub>O<sub>4</sub>.

**Key words:** GH3535 superalloy; high-temperature oxidation; oxidation kinetics; oxide scales; synchrotron radiation

Corresponding author: Lu Yanling, Ph. D., Department of Nuclear Materials Science and Engineering, Shanghai Institute of Applied Physics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 201800, P. R. China, Tel: 0086-21-39194767, E-mail: luyanling@sinap.ac.cn