DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2023.3067

温度对高铬二代镍基单晶高温合金氧化行为的影响

常剑秀[1],张骁勇[1],王　浩[2],苏晓龙[3],贾红敏[1],沈思聪[1],申　毅[1],潘瑞娟[1]

(1. 西安石油大学 材料科学与工程学院, 陕西 西安 710065; 2. 中国石油 长庆油田分公司 第一采气厂, 陕西 西安 710016; 3. 国家管网集团 西气东输公司 银川输气分公司,宁夏 银川 750005)

摘　要: 采用不连续增重法研究了一种燃机用高 Cr 二代镍基单晶高温合金在 1 000 ℃和 1 100 ℃的氧化行为,采用 XRD 和 SEM 对样品的氧化层组织形貌进行表征,分析了氧化机理及温度对合金氧化行为的影响。研究表明,实验合金在 1 000 ℃的氧化动力学遵循抛物线规律,氧化 500 h 后仍具有较低的增重速率,外氧化层以 Cr_2O_3 为主,TiO_2 呈团簇状分布在 Cr_2O_3 外侧,内部有少量颗粒状 TiN,整个氧化层完整致密,合金抗氧化性能优异。温度升高至 1 100 ℃后,合金在氧化 100 h 后出现严重剥落,外氧化层疏松多孔,内氧化物呈网状向内部发展,内氮化物的数量明显增多,尺寸明显增大,合金抗氧化性能恶化。温度对合金氧化性能影响的机理为升温导致 Cr_2O_3 挥发速率增大,破坏了 Cr_2O_3 膜的致密性,增大了氧化膜的内应力,降低了氧化膜对氧、氮的抑制作用,合金的抗氧化性能降低。

关键词:单晶高温合金;恒温氧化;温度;内氮化

中图分类号: TG132.3+2　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2023)09-0831-06

Effect of Temperature on the Oxidation Behavior of Second Generation Nickel–Based Single Crystal Superalloy with High Cr Content

CHANG Jianxiu[1], ZHANG Xiaoyong[1], WANG Hao[2], SU Xiaolong[3], JIA Hongmin[1], SHEN Sicong[1], SHEN Yi[1], PAN Ruijuan[1]

(1. College of Materials and Engineering, Xi'an Shiyou University, Xi'an 710065, China; 2. CNPC No.1 Gas Production Plant, Changqing Oilfield Company, CNPC, Xi'an 710016, China; 3. Yinchuan Gas Transmission Branch of West-East Gas Transmission Company, National Pipe Network Group, Yinchuan 750005, China)

Abstract: The oxidation behavior of a second generation nickel-based single crystal superalloy with high Cr content at 1 000 ℃ and 1 100 ℃ was studied by the discontinuous weight gain method. The phase constituents and microstructure of the oxide layer of the alloy were characterized by XRD and SEM. The oxidation mechanism of the alloy and the difference in oxidation behavior at different temperatures were analysed, and the temperature sensitivity of the oxidation behavior of the alloy was clarified. The results show that the oxidation kinetics of the experimental alloy at 1 000 ℃ followed the parabolic law. The weight gain maintains a low level even after 500 h of oxidation. The outer oxide layer is Cr_2O_3 with TiO_2 distributed in clusters outside the Cr_2O_3 layer and a small amount of TiN particles dispersed on the substrate. The whole oxide layer is complete and compact, and the alloy has excellent oxidation resistance. When the temperature rises to 1 100 ℃, spallation occurs after oxidation for 100 h. The outer oxide layer becomes loose and porous, the amounts and size of the inner nitrides increase significantly, and the oxidation resistance of the alloy deteriorates. The mechanism of the influence of temperature on the oxidation performance of the alloy is that the volatilization rate of Cr_2O_3 increases with temperature. As the temperature increases to 1 100 ℃, the increased volatilization rate of Cr_2O_3 increases the porosities of the oxide film, generates an impact on the oxide layer, and reduces the inhibition effect of oxygen and nitrogen, thus

收稿日期: 2023-03-21

基金项目: 国家自然科学基金(51901179);国家科技重大专项(2017-VI-0019-0091);陕西省自然科学基金(2018JQ5198);陕西省教育厅科研计划项目(21JK0832)

作者简介: 常剑秀,1989 年生,博士,副教授. 研究方向为高温合金的成分优化与组织性能研究. Email: jxchang11s@alum.imr.ac.cn

通讯作者: 张骁勇,1971 年生,博士,教授. 研究方向为石油工程材料的组织性能控制、焊接、腐蚀与防护方向的研究. Email: xyzhang@xsyu.edu.cn

引用格式: 常剑秀,张骁勇,王浩,等. 温度对高铬二代镍基单晶高温合金氧化行为的影响[J]. 铸造技术,2023, 44(9): 831-836.
CHANG J X, ZHANG X Y, WANG H, et al. Effect of temperature on the oxidation behavior of second generation Nickel-based single crystal superalloy with high Cr content[J]. Foundry Technology, 2023, 44(9): 831-836.

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

deteriorating the oxidation resistance.

Key words: single crystal superalloy; isothermal oxidation; temperature; internal nitridation

随着环境污染的加剧，发展清洁能源迫在眉睫，燃气轮机将成为未来能源高效转化与洁净利用的核心动力装备。由于服役环境不同，燃机用高温合金与航空发动机用高温合金成分大不相同[1]。燃气轮机工况复杂，所用燃油清洁度较低，由熔融硫酸钠(Na_2SO_4)及氯化钠(NaCl)导致的热腐蚀是叶片材料的主要损伤机制之一[2]。因此，燃气轮机一般采用抗热腐蚀性能优异的抗热腐蚀镍基高温合金作为叶片材料，其成分特点是 Cr 元素含量较高。Cr 是抗热腐蚀高温合金中的关键元素，一般含量在 10%(质量分数)以上，它在高温腐蚀性气氛中会生成 Cr_2O_3，Cr_2O_3 中离子扩散速率较低，一旦形成连续的 Cr_2O_3 膜，就可以保护合金基体不受氧、硫、氯等腐蚀介质的侵袭[3-5]。近年来，随着燃气轮机热效率不断提高，涡轮前进气温度也在不断提高，当前最先进的 G/H 级燃气轮机的进气温度高达 1 550~1 600 ℃，其叶片最高工作温度已经达到 1 000 ℃以上，对叶片材料的抗氧化性能有了更高要求。

抗热腐蚀镍基高温合金的抗氧化性能来自高温下生成的 Cr_2O_3 膜，但 Cr_2O_3 在高温时会挥发成气态 CrO_3，降低 Cr_2O_3 氧化膜的保护效果。由于目前广泛应用的燃机叶片材料的服役温度较低，因此，以高 Cr 为特征的抗热腐蚀高温合金氧化行为的研究多集中在 1 000 ℃及以下。Park 等[6]研究某 8Cr-(4~5)Al 合金的氧化行为时发现，合金在 850 ℃氧化 300 h后的氧化产物为连续的 Cr_2O_3，但升温至 1 000 ℃后氧化膜变为 Al_2O_3。此后，Park[7]又系统研究了(8~15)Cr-(3~8)Al 的系列合金在 1 000 ℃的氧化行为，合金表面的氧化膜以 NiO 和 Al_2O_3 为主，没有形成连续的Cr_2O_3 膜。刘来娣等[8]系统研究了高 Cr/Al 含量的 DZ445 合金在 850~900 ℃的长时氧化行为，研究表明，在氧化 2 600 h 后，合金表面的外层 Cr_2O_3 膜仍然完整，但对合金在高于 900 ℃的氧化行为没提及。Pfennig 等[9]研究了抗热腐蚀高温合金 PWA1483 在 950 ℃的氧化行为，合金的外氧化层以 Cr_2O_3 膜为主，但同样没有提及合金在 1 000 ℃以上的氧化行为。作者曾研究了不同 Re 含量合金在 1 000 ℃的高温氧化行为，研究表明，Re 可以提高 Cr_2O_3 膜的稳定性，含 Re 合金在 1 000 ℃时仍可以生成Cr_2O_3 为主的氧化膜，氧化 500 h 后仍完整而致密[10]。由此可见，目前对高 Cr 抗热腐蚀高温合金氧化行为的研究多集中在 1 000 ℃及以下的高 Cr 无 Re 合金，更高温度下高 Cr 含 Re 合金 Cr_2O_3 膜的温度敏感性目前没有明确结论。低 Cr 的高代次镍基单晶高温合金在 1 000 ℃以上的氧化行为虽有研究，但由于其低 Cr 特性，氧化膜多以 NiO 和 Al_2O_3 为主，对高 Cr 合金不具有参考性。

作者在前期研究中对抗热腐蚀合金的成分进行了优化，在合金中添加了少量 Re 元素，提高材料承温能力同时获得了优异的抗热腐蚀性能[11]，这表明该材料有望在更高服役温度燃气轮机中使用，是先进燃机叶片材料的优秀备选。然而，由于 Cr_2O_3 在高温时的挥发特性，该高 Cr 含 Re 合金在 1 000 ℃以上的氧化行为尚不明确。因此，了解该合金在更高温度下的氧化行为，对于全面理解高 Cr 含 Re 合金的氧化机理及特性具有重要意义。本文以前期研制的二代镍基单晶高温合金实验合金为研究对象，采用不连续增重法研究了其在 1 000 和 1 100 ℃的氧化行为，探究温度对高 Cr 含 Re 合金高温氧化行为的影响。

1 实验材料与方法

1.1 样品制备

实验合金的成分如表 1 所示。采用定向凝固技术制备出尺寸为 ϕ16 mm×22 mm 的单晶试棒，对试棒进行标准热处理。用电火花线切割将试棒加工成 10.0 mm×20.0 mm×1.5 mm 的片状试样，其中样品 20 mm 的边平行于试棒的 <001> 方向。试样所有表面用砂纸磨至 800 #，并进行倒角，将样品用酒精和丙酮进行清洗备用。

表1 实验合金的成分

Tab.1 Compositions of the experimental alloys

(mass fraction/%)

Elements	Cr	Re	Co	W	Mo	Al+Ti+Ta	C	Ni
Contents	9.90	1.95	9.09	5.87	0.93	12.48	0.05	Bal.

1.2 恒温氧化试验

恒温氧化试验依据 HB 5258-2000 进行。将试样置于预烧至恒重的刚玉坩埚中，使之与坩埚壁保持线或点接触。氧化实验分别在 1 000 和 1 100℃的箱式电炉内进行，采用不连续增重法测定合金的氧化动力学曲线。分别在氧化 1、4、7、10、13、25、50、75、100、200 和 500 h 后，取出坩埚并迅速加盖，冷却后称重，实验值为 3 个试样的平均值。

1.3 样品表征方法

采用不连续增重法进行样品的动力学分析。样

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

品热腐蚀一定时间后取出，冷却后用 FA2204N 电子天平测量其质量变化，将各个时间节点所对应的质量数据相连，形成热腐蚀动力学曲线。采用 X'Pert PRO X 射线衍射仪(XRD)对试样氧化后表面的相组成进行鉴定，检测时采用铜靶。采集到的信号使用 Jade 6.0 软件进行分析，获得 XRD 图谱的物相分析结果。采用 Hitachi 公司的 S-3400N 钨灯丝扫描电镜(SEM)来观察试样的表面形貌和截面形貌，并分析试样氧化产物的成分。

2　实验结果及讨论

2.1　氧化动力学和宏观形貌

实验合金在 1 000 和 1 100 ℃恒温氧化后的氧化动力学曲线和宏观形貌如图 1~2 所示。在 1 000 ℃时，合金在氧化开始后的 100 h内迅速增重，100 h之后，样品的增重速率趋于平缓，整体符合抛物线规律，样品在 100 h 的增重约为 7.394 38 mg/cm^2, 500 h 后的增重约为 9.135 54 mg/cm^2。当升温至1 100 ℃时，合金在初始的 75 h 内同样迅速增重，但氧化进行到 100 h 时突然发生失重，样品质量减小至低于初始质量。因为失重严重，在氧化100 h 后停止实验，样品在 75 h后的增重约为 12.382 09 mg/cm^2，在 100 h 后的增重约为 -3.315 05 mg/cm^2。通过对比可以发现，合金在两个温度下的氧化初始阶段氧化行为相似，均为抛物线规律下的缓慢增重，在 1 100 ℃的增重略高于 1 000 ℃，100 h 后二者的氧化行为出现差异。

对比合金在两个温度下的宏观形貌可以发现，氧化开始 4 h 后两个合金表面均呈绿色，氧化膜完整且致密。1 000 ℃氧化 500 h 后，样品表面为绿色基底上分布着白色点状物质，没有出现鼓包、开裂或者剥落。1 100 ℃氧化 100 h 后，样品表面最外层棕色物质出现剥落，可以看到次表层的墨绿色产物。剥落呈现不均匀态，靠近边角处较为严重。

2.2　氧化产物 XRD 分析

结合 XRD 及 SEM 观察结果对氧化产物进行分析，结果如图 3 和表 2 所示。可以看出，不同温度下的氧化产物种类相同，TiO_2 峰强度最高，同时含有 $(Ni,Co)_3O_4$、$Co(Cr,Al)_2O_4$ 和 Cr_2O_3，并能观察到基

表2 实验合金在1 000和1 100 ℃恒温氧化后的XRD分析结果

Tab.2 Results of the XRD patterns of the samples oxidized at 1 000 and 1 100 ℃

Samples	Results
1 000 ℃, 500 h	TiO_2, $(Ni,Co)_3O_4$, $Co(Cr,Al)_2O_4$, Cr_2O_3, γ+γ′
1 100 ℃, 100 h	TiO_2, $(Ni,Co)_3O_4$, $Co(Cr,Al)_2O_4$, Cr_2O_3, γ+γ′

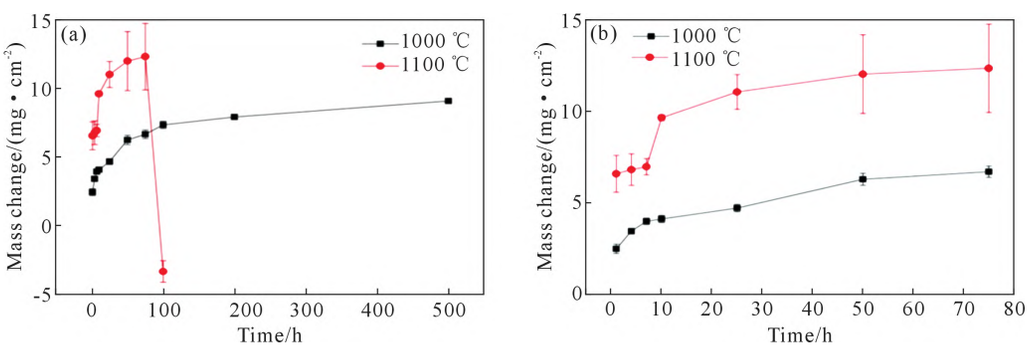


图 1　实验合金在 1 000 和 1 100 ℃的恒温氧化动力学曲线：(a) 完整曲线，(b) 0~75 h 的放大图

Fig.1　Oxidation kinetic curves of the experimental alloy at 1 000 and 1 100 ℃: (a) the entire curves, (b) higher magnification of the curves during 0~75 h

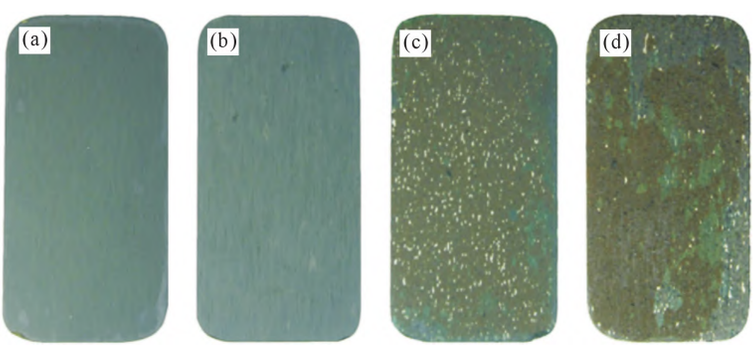


图 2　实验合金在 1 000 和 1 100 ℃恒温氧化后宏观形貌：(a) 1 000 ℃, 4 h, (b) 1 100 ℃, 4 h, (c) 1 000 ℃, 500 h, (d) 1 100 ℃, 100 h

Fig.2　Macroscopic morphologies of the samples after oxidation at 1 000 and 1 100 ℃: (a) 1 000 ℃, 4 h, (b) 1 100 ℃, 4 h, (c) 1 000 ℃, 500 h, (d) 1 100 ℃, 100 h

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

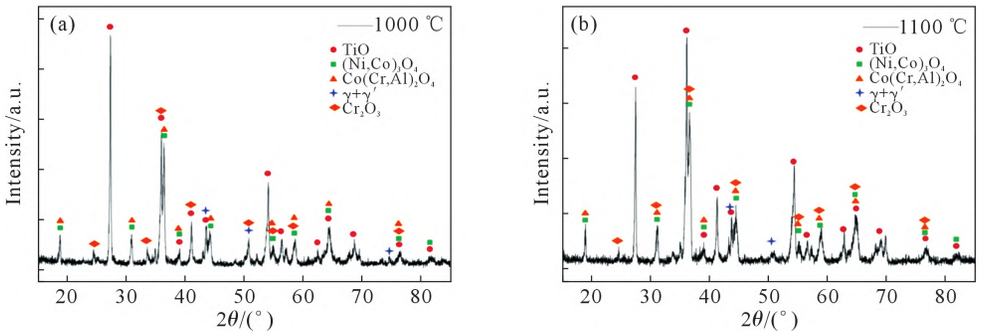


图 3 实验合金在 1 000 和 1 100 ℃恒温氧化后的 XRD 图谱:(a) 1 000 ℃, 500 h, (b) 1 100 ℃, 100 h

Fig.3 XRD patterns of the samples after oxidation: (a) 1 000 ℃, 500 h, (b) 1 100 ℃, 100 h

体峰。

2.3 氧化产物表面形貌

实验合金在 1 000 和 1 100 ℃恒温氧化后的表面形貌如图 4 和表 3 所示。在 1 000 ℃氧化 500 h后,合金表面氧化层完整,为富 Ti 的块状氧化物呈团簇状分布在细小颗粒状的基底上,基底主要为 Cr 的氧化物,含有少量 Al、Ti 和 Ni 的氧化物。在 1 100 ℃氧化 100 h 后,样品最外层依然为块状的富 Ti 氧化物,但该层出现了多处剥落。从侧面可以看到,次外层的氧化物中孔洞较为丰富。

表3 图4中A点和B点的EDS分析结果

Table 3 EDS analysis of points A and B in Fig.4

(atomic percent/%)

Elements	O	Al	Co	Ni	W	Cr	Ti
A	82.98	-	-	0.35	0.13	0.61	15.94
B	67.31	11.43	1.51	6.16	-	11.57	2.01

2.4 氧化层截面形貌

合金在 1 000 ℃氧化 500 h 后,与表面形貌对应,样品截面存在两种类型的区域。合金氧化膜平面区截面形貌如图 5(a)所示,最外层为致密的富含Cr、Al 和 Ni 的氧化物层,内部分布着白色富含 Ta 的氧化物,内层为一连续的 Al_2O_3 层,在基体上出现了少量颗粒状 TiN,外氧化层厚约 10 μm,内氧化层深约 10 μm。凸起区域的截面形貌如图 5(b)所示,氧化物团簇富含 Ti 和 O,含有少量 Cr 和富含 Ta 的白色氧化产物,团簇内部致密,厚约 25 μm。团簇内层为平直的 Al_2O_3 层,基体上分布着少量颗粒状 TiN。从整体上看,氧化层完整而致密。

合金在 1 100 ℃氧化 100 h 后,外层氧化物仍为富含 Cr、Al 和 Ni 的混合氧化物,但该温度下外层氧化膜不再致密,而是呈多孔形态并发生剥落。外氧化层和 Al_2O_3 层之间开裂,基体上的 TiN 呈针状,长约 5~10 μm。氧化物团簇的外层氧化物疏松多孔,内侧氧化物呈楔形向基体内部延伸。相比 1 000 ℃时,TiN 数量明显增多,尺寸明显增大,团簇内层不再平直。

2.5 分析与讨论

铸造镍基高温合金含有多种合金元素,当合金

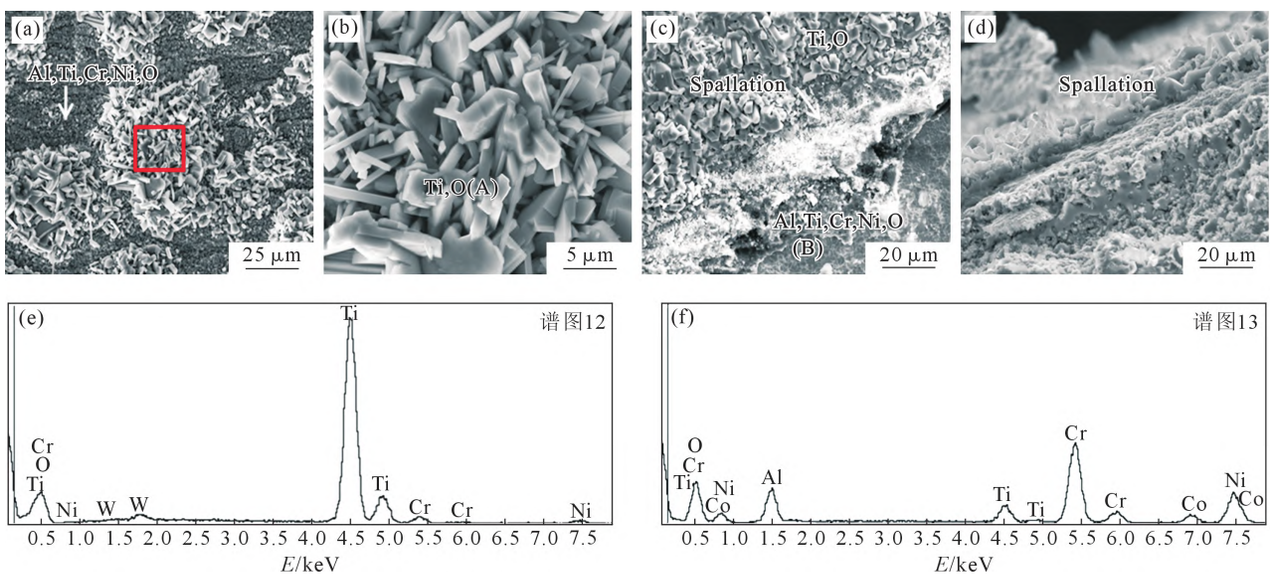


图 4 实验合金在 1 000 和 1 100 ℃恒温氧化后的表面形貌:(a) 1 000 ℃氧化 500 h,(b) 图(a)中红框所示区域的放大图,(c~d) 1 100 ℃, 100 h,(e~f) (b)和(c)中 A 点和 B 点的 EDS 分析结果

Fig.4 Surface morphologies of the samples: (a) oxidized for 500 h at 1 000 ℃, (b) higher magnification of the regions in red frame in (a), (c~d) oxidized for 100 h at 1 100 ℃, (e~f) EDS analyses of points A and B in (b) and (c)

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

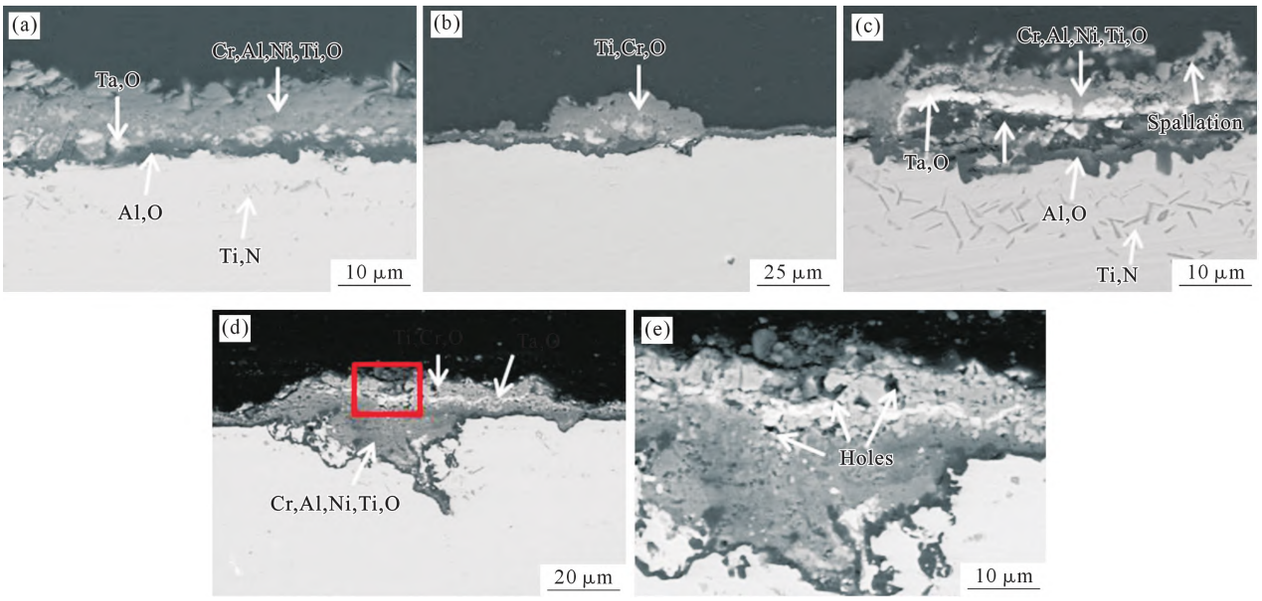


图 5　实验合金在 1 000 和 1 100 ℃恒温氧化后的截面形貌：(a~b) 1 000 ℃氧化 500 h 后平面和氧化物团簇形貌，(c~d) 1 100 ℃氧化 100 h 后平面和氧化物团簇形貌，(e) 图(d)中红框所示区域的放大图

Fig.5　Cross-section morphologies of the samples: (a~b) oxidized for 500 h at 1 000 ℃, (c~d) oxidized for 100 h at 1 100 ℃, (e) higher magnification of the region in the red frame in (d)

暴露在高温空气气氛中时，合金中的金属元素会与空气中的氧、氮等组分发生高温反应，生成相应的氧化物或氮化物。其中合金的 Al、Ti、Cr 与氧的亲和力最高，其氧化物最稳定，因此一般是铸造镍基高温合金高温氧化的主要产物[12]。基体元素 Ni 与氧亲和力较低，但其含量较高，在氧化动力学上更占优势，因此 NiO 也是高温合金氧化的常见产物。燃气轮机用铸造高温合金服役环境中含有氧、硫、氯等腐蚀性介质，要求具有优异的抗热腐蚀性能和抗氧化性能，因此合金中一般含有较高的 Cr 含量，而 Al 含量适中[4-5]。

根据 Giggins 的 Ni-Cr-Al 三元合金氧化理论[3]，本实验合金中 Cr、Al、Ti 含量适中，因此合金生成了以 Cr_2O_3 为主，包含 Al、Ti、Ni 的混合氧化物层，即合金表面上氧化物团簇下方的平面氧化层。由于 Cr_2O_3 中 O 的扩散比 Cr 慢 3~4 个数量级，因此 Cr_2O_3 的生长由 Cr 向外扩散控制[13]，Cr_2O_3 以外氧化层的形式存在。因为 Cr_2O_3 中可以溶解大量的 Ti，且 Ti 比 Cr 运动更快，TiO_2 会在 Cr_2O_3 之上形成[13]，以团簇的形式分布在 Cr、Al、Ti、Ni 混合氧化物层上方，为合金的外氧化层。由于 TiO_2 在最外侧，因此 XRD 图谱中 TiO_2 峰强度最高。本合金中的 Al 含量不足以在氧化初始阶段生成连续的 Al_2O_3 膜，但随着连续 Cr_2O_3 膜的生成，外氧化层与基体截面处的氧分压逐渐降低，Al 元素在此处发生选择性氧化，生成一层连续的内 Al_2O_3 膜[14]，即合金的内氧化层。由于氧化物的化学稳定性远高于相应的氮化物，因此在氧化过程中，内氧化物首先形成，氮则继续穿过已形成的氧化层向内扩散，在基体中氧分压足够低的位置形成氮化物[9]。α-Al_2O_3 中氮的扩散速率很低，因此合金上的 Al_2O_3 膜可以很好的阻碍氮的向内扩散[15]，合金在形成连续的 Al_2O_3 层之前，合金基体内部或多或少出现了氮化物。

对比合金在 1 000 和 1 100 ℃的氧化行为发现，其差异主要为：①1 000 ℃时外氧化层可长时间保持完整致密，而 1 100 ℃时外氧化层中疏松多孔，容易剥落；②1 000 ℃时内氮化物呈颗粒状，数量较少，尺寸较小，而 1 100 ℃时内氮化物的数量明显增多，尺寸明显增大。

分析认为，合金的主要氧化产物为 Cr_2O_3，氧化行为出现差异的原因与 Cr_2O_3 的挥发有关。在 1 000 ℃以上，合金表面的 Cr_2O_3 不再稳定，通过下列反应生成气态的 CrO_3：

$$Cr_2O_3+3/2O_2(g)\rightarrow 2CrO_3(g) \quad (1)$$

随着温度升高，该反应速率增大，即 Cr_2O_3 的挥发加快[16-18]。Cr_2O_3 的挥发带来多方面的影响，首先，Cr_2O_3 的挥发使得原本致密的氧化膜疏松多孔(图 5(c~e))，氮可以通过这些孔洞进入氧化膜内部，在基体上形成大量的氮化物。内氮化物的 PBR 值较高[19-20]，他们的存在使得基体内部产生较大的内应力，促使氧化膜发生起皱和剥落。同时，大量 TiN 的形成消耗了 Ti 元素，不利于保护性 TiO_2 的生成。其次，Cr_2O_3 转变为气态 CrO_3 挥发，气态物质外逸过程中会对氧化膜产生冲击，加剧氧化层的剥落。合金在不同温度下的氧化机理及氧化层结构如图 6 所示。

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

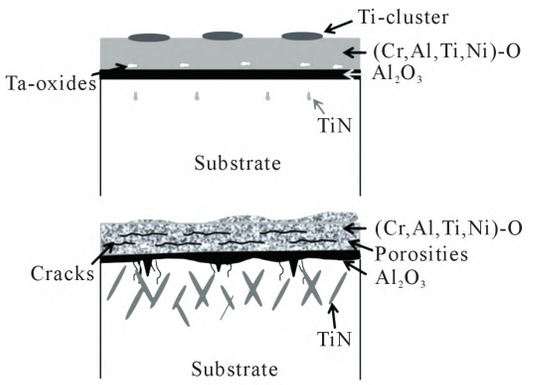


图 6 实验合金氧化机理示意图:(a) 1 000 ℃, (b) 1 100 ℃
Fig.6 Schematic diagrams of the oxidation mechanisms of the alloy: (a) 1 000 ℃, (b) 1 100 ℃

3 结论

(1)实验合金在 1 000 ℃的氧化动力学遵循抛物线规律,氧化 500 h 后仍具有较低的增重速率,氧化层完整致密,拥有优异的抗氧化性能。

(2)温度升高至 1 100 ℃后,合金在 100 h 后外氧化层出现严重剥落, 内部出现严重内氧化和内氮化。

(3)温度对合金氧化性能影响的机理为,升温导致 Cr_2O_3 挥发速率增大,破坏了氧化膜的致密性,增大了氧化膜的内应力,降低了氧化膜对氧、氮的抑制作用,合金的抗氧化性能降低。

参考文献:

[1] 叶新玥,赵云松,张迈,等. 镍基单晶高温合金中 Ru 元素作用的研究进展[J]. 铸造技术,2023, 44(2): 114-121.
YE X Y, ZHAO Y S, ZHANG M, et al. Research progress on Ru element in nickel-based single crystal superalloys [J]. Foundry Technology, 2023, 44(2): 114-121.

[2] ELIAZ N, SHEMESH G, LATANISION R M. Hot corrosion in gas turbine components [J]. Engineering Failure Analysis, 2002, 9(1): 31-43.

[3] GIGGINS C S, PETTIT F S. Oxidation of Ni-Cr-Al alloys between 1 000° and 1 200 ℃[J]. Journal of the Electrochemical Society, 1971, 118(11): 1782-1790.

[4] GOEBEL J A, PETTIT F S, GOWARD G W. Mechanisms for the hot corrosion of nickel-base alloys[J]. Metallurgical Transactions, 1973, 4(1): 261-278.

[5] OTSUKA N, RAPP R A. Effects of chromate and vanadate anions on the hot corrosion of preoxidized Ni by a thin fused Na_2SO_4 film at 900 ℃[J]. Journal of the Electrochemical Society, 1990, 137(1): 53-60.

[6] PARK S J, SEO S M, YOO Y S, et al. Effects of Al and Ta on the high temperature oxidation of Ni-based superalloys[J]. Corrosion Science, 2015, 90: 305-312.

[7] PARK S J, LEE K H, SEO S M, et al. Statistics of oxidation resistance of Ni- (0-15)Co- (8-15)Cr- (0-5)Mo- (0-10)W- (3-8)Al- (0-5)Ti-(0-10)Ta-0.1C-0.01B superalloys at 1 000 ℃ by compositional variations[J]. Rare Metals, 2020, 39(8): 918-927.

[8] 刘来娣,丁彪,任维丽,等. DZ445 镍基高温合金高温长时间氧化形成的多层膜结构[J]. 金属学报,2023, 59(3): 387-398.
LIU L D, DING B, REN W L, et al. Multilayer structure of DZ445 Ni-based superalloy formed by long time oxidation at high temperature[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2023, 59(3): 387-398.

[9] PFENNIG A, FEDELICH B. Oxidation of single crystal PWA 1483 at 950 ℃ in flowing air[J]. Corrosion Science, 2008, 50(9): 2484-2492.

[10] 常剑秀,王栋,董加胜,等. 铼对镍基单晶高温合金恒温氧化行为的影响[J]. 材料研究学报,2017, 31(9): 695-702.
CHANG J X, WANG D, DONG J S, et al. Effect of rhenium addition on isothermal oxidation behavior of a nickel-base single crystal superalloy[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2017, 31(9): 695-702.

[11] CHANG J X, WANG D, LIU X G, et al. Effect of rhenium addition on hot corrosion resistance of Ni-based single crystal superalloys [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2018, 49: 4343-4352.

[12] CHANG J X, FENG W H, ZHAO W W, et al. Investigation on optimal Ta/Cr ratio of a single crystal Ni-base superalloy in view of the isothermal oxidation behavior [J]. Crystals, 2021, 11(11): 1421.

[13] LOBNIG R E, SCHMIDT H P, HENNESEN K, et al. Diffusion of cations in chromia layers grown on iron-base alloys[J]. Oxidation of Metals, 1992, 37(1-2): 81-93.

[14] WANG B, GONG J, WANG A Y, et al. Oxidation behaviour of NiCrAlY coatings on Ni-based superalloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2002, 149(1): 70-75.

[15] HAN S, YOUNG D J. Simultaneous internal oxidation and nitridation of Ni-Cr-Al alloys [J]. Oxidation of Metals, 2001, 55 (3-4): 223-242.

[16] STEARNS C A, KOHL F J, FRYBURG G C. Oxidative vaporization kinetics of Cr_2O_3 in oxygen from 1 000° to 1 300 ℃ [J]. Journal of the Electrochemical Society, 1974, 121(7): 945-951.

[17] TEDMON C S. The effect of oxide volatilization on oxidation kinetics of Cr and Fe-Cr alloys[J]. Journal of the Electrochemical Society, 1966, 113(8): 766-768.

[18] STANISLOWSKI M, WESSEL E, HILPERT K, et al. Chromium vaporization from high-temperature alloys: I. Chromia-forming steels and the influence of outer oxide layers [J]. Journal of the Electrochemical Society, 2007, 154(4): A295-A306.

[19] LITZ J, RAHMEL A, SCHORR M. Selective carbide oxidation and internal nitridation of the ni-base superalloys IN-738-LC and IN-939 in air[J]. Oxidation of Metals, 1988, 30(1-2): 95-105.

[20] HUANG L, SUN X F, GUAN H R, et al. Oxidation behavior of the directionally solidified Ni-base superalloy DS951 in air[J]. Oxidation of Metals, 2005, 64(5-6): 303-318.

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net