



新型镍基高温合金 GH4282 的高温氧化行为

石照夏¹, 颜晓峰^{1,2}, 段春华¹

(1. 钢铁研究总院 高温材料研究所, 北京 100081;
2. 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

摘要: 为研究新型镍基高温合金 GH4282 在 800~1200 °C 空气中的高温氧化行为, 采用静态增重法测定其氧化动力学曲线, 并采用金相显微镜、X 射线衍射仪、扫描电子显微镜和附带能谱以及电子探针分析仪对表面氧化膜组成、结构和形貌及其截面特征进行观察和分析。结果表明: GH4282 合金的氧化动力学符合抛物线规律, 氧化初期时氧化质量增加较快, 随着氧化时间的延长, 氧化质量增加逐渐变得缓慢; 合金在 800 °C 和 900 °C 为完全抗氧化级; 在 1000~1200 °C 为抗氧化级。GH4282 合金的氧化膜分为三层: 外层是 Cr₂O₃ 和 TiO₂ 的混合层, 并含有少量(Ni,Co)Cr₂O₄ 复合尖晶石相; 中间层是 TiO₂ 和 Al₂O₃ 的混合层; 内层是 Al₂O₃ 氧化层。

关键词: 镍基高温合金; GH4282; 高温氧化; 氧化动力学

文章编号: 1004-0609(2019)-12-2729-09

中图分类号: TG172.82

文献标志码: A

为满足航空发动机和燃气轮机对高性能材料的需求, 研制出一种新型沉淀强化型镍基高温合金—GH4282^[1]。该合金通过添加 Al 和 Ti 形成 Ni₃(Al,Ti) 型 γ' 强化相, 加入 Cr 和 Mo 进行固溶强化, 同时与 C 结合形成不同类型的碳化物, 进而阻止晶界滑移以获得良好的抗蠕变性能和韧性。因此, 合金兼具优异的抗蠕变性能、良好的热稳定性和焊接性能, 以及现有其他同类高温合金难以比拟的良好加工性能。此外, 由于该合金具有优异的抗氧化性能, 已成为先进超超临界电站高温/高压锅炉和涡轮部件的候选材料^[2-6]。

服役工况的日益苛刻不仅要求高温合金具有较高的高温强度, 还应具有良好的抗高温氧化性能和耐热腐蚀性能。抗氧化性能已成为判断高温合金使用性能和服役寿命重要而直接的依据之一, 同时也成为评价合金的一项重要技术指标^[7]。通过研究氧化动力学和氧化膜的组成及变化情况是表征高温合金抗氧化性能常用的方法。因具有复杂的化学成分, 不同组分的高温合金在氧化过程中呈现不同的氧化机理, 形成不同的氧化物。对先进超超临界电站用 Inconel 740H 在 1050~1170 °C 的氧化行为和机制研究结果表明, 其氧化由金属元素外扩散和氧元素内扩散控制^[8]。对一种铸造镍基高温合金在 900 °C 和 1000 °C 空气中的氧化行为研究结果表明, 该合金的氧化层由外部尖晶石层

和内部致密的富 Al 层组成, 氧化过程受内部富 Al 层的生长控制^[9]。对镍基高温合金 RR1000 在 700~900 °C 的氧化特征研究结果表明, 合金表面氧化层为富 Cr 层, 并富集一定量的 Ti。Al 的内氧化物在晶内和晶界呈现两种不同形状, 晶内为颗粒状, 晶界呈现条状, 并沿晶向内扩展^[10]。对铸造镍基高温合金 K35 在 850~900 °C 的高温氧化行为研究结果表明, 该合金的高温氧化主要受 Cr³⁺ 通过 Cr₂O₃ 层的扩散控制, 合金在 900 °C 以下完全抗氧化, 在 900~1000 °C 属抗氧化级^[11]。

合金化程度的日益提高, 使得高温合金的抗氧化性能随元素组成及含量不同而千差万别^[11]。因此, 对 GH4282 高温合金的氧化性能进行研究和评价是十分必要的。本文作者通过进行等温氧化试验研究该合金在 800~1200 °C 范围内的氧化动力学规律、氧化膜组成、结构及形貌等特征, 可为该合金的应用提供实验基础和理论依据。

1 实验

试验材料的化学组成(质量分数, %)为: C 0.086, B 0.0054, Cr 19.83, Mo 8.46, Co 10.28, Al 1.58, Ti

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51601041)

收稿日期: 2018-12-07; 修订日期: 2019-03-11

通信作者: 石照夏, 高级工程师, 博士; 电话: 010-62183360; E-mail: zxshiustb@163.com

2.09, Fe 0.1, Si 0.057, Mn < 0.005, S 0.0007, P < 0.005, 余为 Ni。合金采用真空感应熔炼, 经均匀化后热锻成 d 16 mm 的棒材, 之后进行标准热处理((1135 °C, 1 h, 水冷)+(1010 °C, 2 h, 空冷)+(788 °C, 8 h, 空冷))。

将经过标准热处理的棒坯线切割成尺寸为 d 10 mm × 20 mm 的小圆柱试样, 用金相砂纸打磨至 1000#, 将试样放进丙酮溶液中用超声波清洗器清洗干净, 干燥后备用。在氧化试验之前, 先将洗净的 Al_2O_3 坩埚在高于预定试验温度 50 °C 的温度下烘烤至质量恒定。之后放入试样称重后入炉, 在 800、900、1000、1100、1200 °C 下进行氧化试验, 试验时间分别为 25、50、75、100 和 150 h。氧化试验前后试样称质量采用 METTLER TOLEDO AL104 型电子天平, 精度为 0.1 mg, 称质量值为 3 个试样的平均值。采用 OLYMPUS GX71 型金相显微镜、X'PERT MPD 型 X 射线衍射仪、JEOL JSM-6480LV 型扫描电子显微镜和附带能谱仪、JEOL JXA 8530F 型电子探针分析仪综合考察合金氧化膜的成分、结构及形貌等特征。

2 结果及分析

2.1 氧化动力学

图 1 所示为合金在不同试验温度下氧化 150 h 的恒温氧化动力学曲线。由图 1 可知, 在同一试验时间内, GH4282 合金的氧化质量增加随温度的升高而不断增加。通过对比可以看出, 合金在 800 °C 下的氧化质量增加最小, 在 1200 °C 下的氧化质量增加最为显著, 是相同试验时间内其他温度下氧化质量增加的数倍以上。在所研究试验温度下, 合金的氧化动力学曲线变化规律基本相似, 均遵循抛物线规律, 即氧化初期质量增加较快, 随氧化时间延长, 氧化质量增加逐

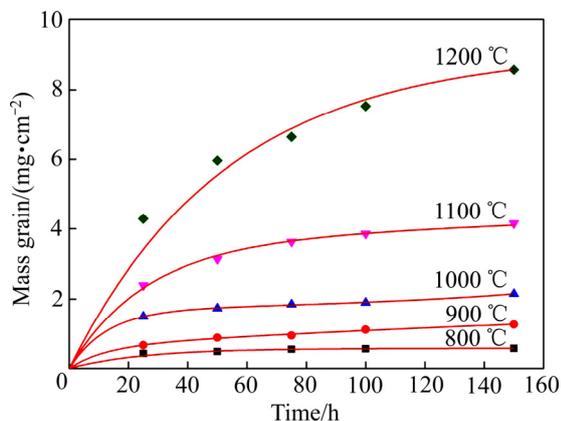


图 1 GH4282 合金在不同温度下的氧化动力学曲线

Fig. 1 Oxidation kinetics curves of superalloy GH4282 at different temperatures

渐趋于缓慢, 最后出现相对平稳阶段。

以往研究结果表明^[12-13], 合金氧化过程中的氧化质量增加随氧化时间变化的氧化动力学可以近似表示为式(1):

$$(\Delta m/A)^2 = k_p t \quad (1)$$

式中: Δm 为氧化质量增加, mg; A 为试样表面积, cm^2 ; k_p 为氧化抛物线速率常数, $mg^2/(cm^4 \cdot h)$; t 为氧化时间, h。

将单位面积氧化质量增加的平方(($\Delta m/A$)²)与氧化时间(t)作图, 如图 2 所示。通过线性拟合可以得到不同温度下的 k_p 值, 如表 1 所列。可以看出, k_p 值随试验温度增加而增加。

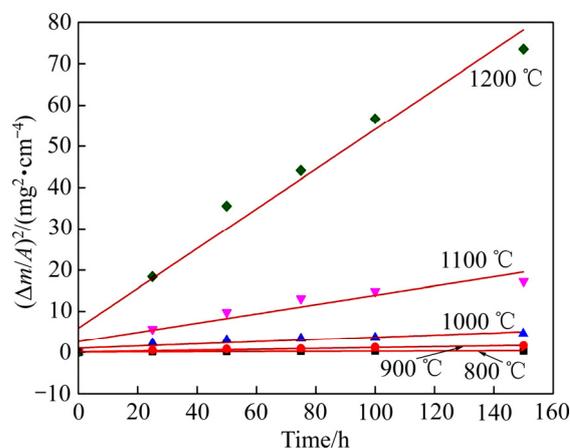


图 2 GH4282 合金在不同温度下氧化质量增加与试验时间的关系

Fig. 2 Relationship between oxidation mass gain and time of superalloy GH4282 at different temperatures

表 1 不同试验温度下 GH4282 合金的氧化抛物线速率常数 (k_p)

Table 1 Oxidation parabolic constant (k_p) of superalloy GH4282 at different temperatures

Temperature/°C	$k_p/(mg^2 \cdot cm^{-4} \cdot h^{-1})$
800	0.002
900	0.010
1000	0.027
1100	0.113
1200	0.482

依据 HB 5258-2000《钢及高温合金的抗氧化性测定试验方法》, 采用式(2)计算不同试验温度下 GH4282 合金的氧化速率:

$$K^+ = (m_1^+ - m_0^+) / (S_0 t) \quad (2)$$

式中: K^+ 为单位面积时间质量的变化, $g/(m^2 \cdot h)$; m_1^+

为试验后试样和坩埚的质量, g ; m_0^+ 为试验前试样和坩埚的质量, g ; S_0 为试样原表面积, mm^2 ; t 为试验时间, h 。表 2 所列为计算得到的不同试验温度下 GH4282 合金的氧化速率。根据该标准判定, GH4282 合金在 $900\text{ }^\circ\text{C}$ 以下属于完全抗氧化级, 在 $1000\sim 1200\text{ }^\circ\text{C}$ 温度范围内为抗氧化级。

表 2 不同试验温度下 GH4282 合金的氧化速率

Table 2 Oxidation rate of superalloy GH4282 at different temperatures

Temperature/ $^\circ\text{C}$	$K^+/(g\cdot m^{-2}\cdot h^{-1})$
800	0.0386
900	0.0847
1000	0.1433
1100	0.2770
1200	0.5717

氧化动力学曲线呈现的抛物线规律表明合金在氧化的不同阶段具有不同的特点。氧化初期, 氧化膜的形成以 O 在金属表面的物理、化学吸附为主, 合金表面上的晶界、位错等缺陷处成为氧化物优先形核位置, 氧化物生长速度快。这是由于此时合金表面尚未形成完整的氧化膜, 或者生成的氧化膜比较薄, 保护性较差, 尚不具备阻挡扩散的作用, 氧化速率受界面反应机制控制, 属于氧化膜形成期^[14-16]。随着氧化时间的延长, 氧化速率逐渐减慢, 氧化质量增加减慢, 转变为抛物线规律。这是由于随着氧化过程的进行, 氧化膜达到一定厚度后, 其保护性增强, 氧化速率由界面反应机制控制转变为元素通过氧化膜的扩散机制控制^[8, 17-18]。随着氧化过程的进行, 氧化膜厚度继续增大, 且其致密性和连续性均显著提高。各试验温度下氧化质量增加均呈抛物线规律, 说明 GH4282 合金在不同温度下的氧化机制近似相同。此外, 在较低的氧化温度下, 氧化膜中的扩散阻力较大, 元素扩散速率较低, 致使氧化速率较小, 氧化过程很快进入稳态阶段, 表明在该温度下较短时间内就能生成完整而致密的氧化膜。在氧化动力学曲线上表现为随试验温度降低, 氧化曲线上较早出现相对平稳阶段(见图 1), 氧化速率随温度的升高而增加(见表 2)是由于元素扩散速率增大的原因造成的。

2.2 氧化产物的组成与分析

图 3 所示为 GH4282 合金在不同温度下氧化 150 h 后表面氧化膜的 XRD 谱。由图 3 可知, 合金经过不同温度氧化后, 各温度下的特征峰发生变化。从图 3(a)和(b)可以看出, 在 $800\text{ }^\circ\text{C}$ 和 $900\text{ }^\circ\text{C}$ 出现强烈的面心立

方 γ 基体特征峰。如前所述, 由于在较低温度下氧化时, 合金氧化质量增加比较少, 且氧化膜厚度较薄, X 射线的穿透深度大于氧化膜的厚度, 因而出现 γ 基体的特征峰。由图 3(a)~(e)可以看出, 试验温度下试样表面氧化膜的成分均主要以立方晶系的 Cr_2O_3 为主, 并含有一定量的四方晶系 TiO_2 。随着氧化温度的升高, 所产生的氧化膜组成有所不同。在 $800\text{ }^\circ\text{C}$, 有立方晶系的 $M'M_2O_4$ 相存在(见图 3(a))。在 $900\text{ }^\circ\text{C}$, 除了 $M'M_2O_4$ 相, 还出现了微弱的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 衍射峰(见图 3(b))。随着氧化温度的进一步升高, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 衍射峰逐渐增强, $M'M_2O_4$ 相的衍射峰逐渐减弱(见图 3(c)~(e))。

合金的表面氧化膜的形成通常是动力学与热力学因素共同决定的。对于 Cr 含量高于 15%(质量分数)的 Ni-Cr-Co 高温合金, 当氧化开始时, Ni、Cr 和 Co 等元素同时氧化生成 Cr_2O_3 和 $(\text{Ni}, \text{Co})\text{O}$ 。高 Cr 含量促进试样表面快速形成 Cr_2O_3 氧化膜, 在动力学就表现为氧化质量增加很快。 $(\text{Ni}, \text{Co})\text{O}$ 颗粒被 Cr_2O_3 包围并逐渐发生固相反应形成 $(\text{Ni}, \text{Co})\text{Cr}_2\text{O}_4$ 尖晶石相^[19]。通常情况下, 温度较低时形成的 Cr_2O_3 层较为致密, 阻碍 O 向内扩散, 在 Cr_2O_3 的孔洞中氧分压非常低, 造成贫 O 区, 从而产生低价 Ti 的氧化物。因此, 在 $800\text{ }^\circ\text{C}$ 时, 形成了以 Cr_2O_3 为主, 含有 TiO_2 及少量 $(\text{Ni}, \text{Co})\text{Cr}_2\text{O}_4$ 复合尖晶石相的氧化物薄膜。该氧化物致密且与基体结合比较牢固, 阻止了 O 和 Cr 元素的扩散, 使氧化速度减慢, 在氧化动力学曲线就表现为质量增加缓慢(见图 1)。

GH4282 合金在不同温度下氧化 75 h 后的氧化膜表面形貌如图 4 所示。从图 4(a)可以看出, 在 $800\text{ }^\circ\text{C}$ 时, 合金氧化后表面形成致密、凹凸起伏的氧化膜, 没有产生裂纹、微空洞及氧化物剥落等宏观缺陷。当温度升至 $900\text{ }^\circ\text{C}$ 时, 氧化物颗粒显著变大(见图 4(b))。有研究表明, 在 $1000\text{ }^\circ\text{C}$ 以下, Ti 的氧化物基本上只有 TiO_2 。这与 XRD 分析结果得到的各氧化温度下表面氧化膜的组成主要是 Cr_2O_3 和 TiO_2 的混合层相符。这是由于温度较低时, 在氧化初期, 合金基体晶界的氧化速度比晶粒内部快的多, 晶界成为快速扩散的通道, 从而导致 Cr、Ti 等元素沿着三角晶界向外扩散的速度比晶粒内部快得多, 因此, 晶界上氧化膜生长快, 经过长时间氧化后, 基体晶粒和晶界上的氧化膜就表现出明显的凹凸起伏的现象^[16]。随着温度的升高, 氧化物的细小颗粒发生聚集长大, 使氧化物晶粒变大, 并出现了明显的微空洞, 导致氧化膜疏松甚至出现开裂和剥落(见图 4(c)和(d))。在较高温度下, 氧化反应加速进行, 导致相同时间内氧化质量增加随温度升高显著增加(见图 1)。

2.3 氧化膜横截面的形貌与组成

图5所示为GH4282合金在不同温度下氧化50 h后的氧化膜横截面形貌。从图5可以看出,将氧化后的样品表面看作基准面,随着氧化温度的升高,氧化膜的厚度不断增大,内氧化质量不断增加,表现为内氧化区厚度逐渐加深。通过测量可以得出GH4282合金在不同温度下氧化50 h的氧化膜厚度变化,如图6所示。由图6可以看出,相同氧化时间内,随温度升高氧化膜厚度呈线性增加规律。

由于试验温度下GH4282合金氧化膜横截面组成

及形貌特征基本相同,选择1200℃下的氧化膜截面对其特征进行分析讨论。图7所示为GH4282合金在1200℃氧化50 h后氧化膜横截面形貌及元素面分布。从图7可以看出,氧化膜存在明显的分层现象。除O外,外层富含Cr和Ti,中间层主要出现Ti富集,而内层则为Al的富集层。结合氧化膜XRD和氧化层能谱分析结果(见图8)可知,氧化产物的最外层主要为 Cr_2O_3 和 TiO_2 的混合物,并以 Cr_2O_3 为主;中间层很薄,主要是 TiO_2 和 Al_2O_3 层;Al元素主要在内氧化层中发生氧化,形成“钉楔”状的 Al_2O_3 内氧化层。

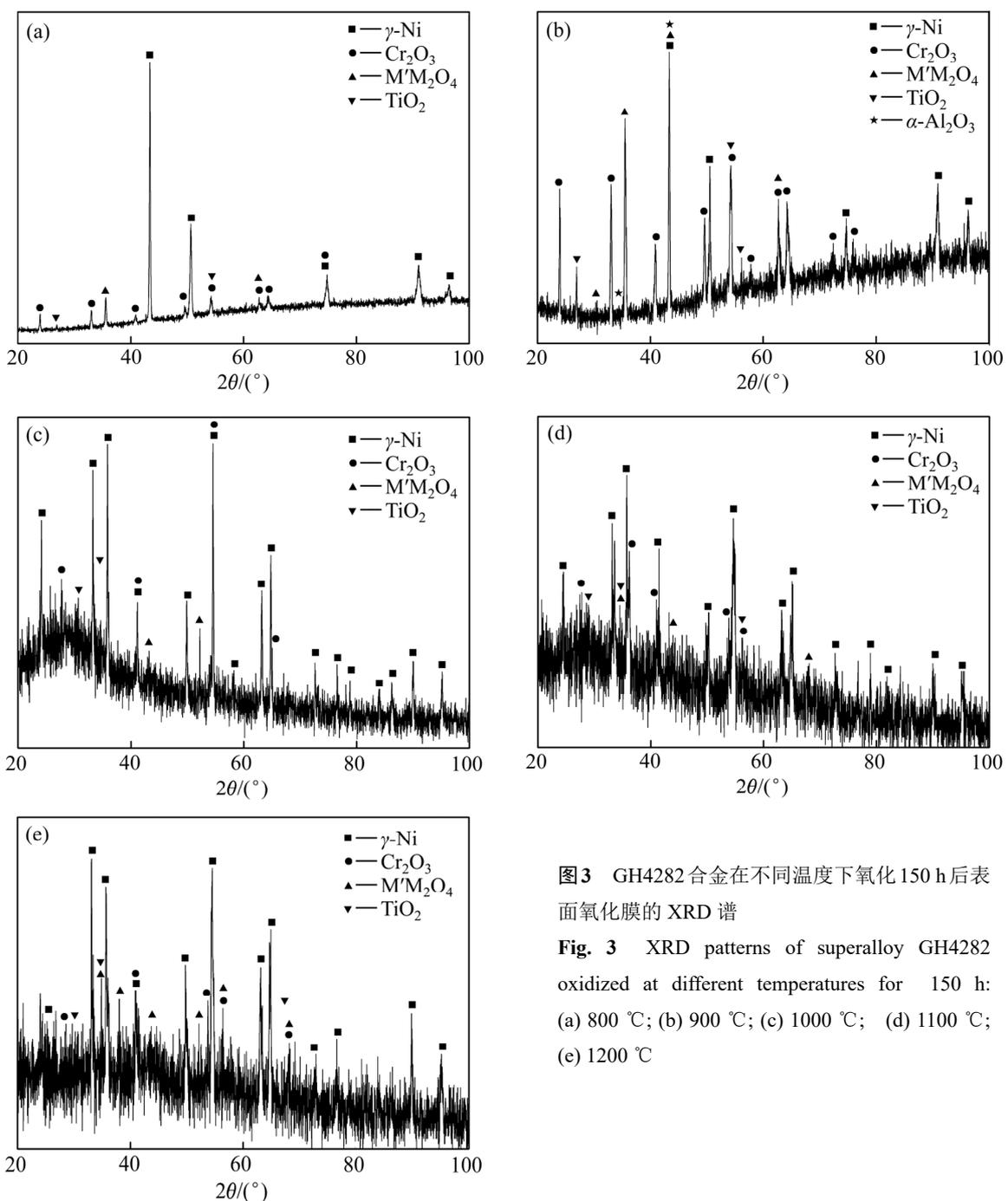


图3 GH4282合金在不同温度下氧化150 h后表面氧化膜的XRD谱

Fig. 3 XRD patterns of superalloy GH4282 oxidized at different temperatures for 150 h: (a) 800 °C; (b) 900 °C; (c) 1000 °C; (d) 1100 °C; (e) 1200 °C

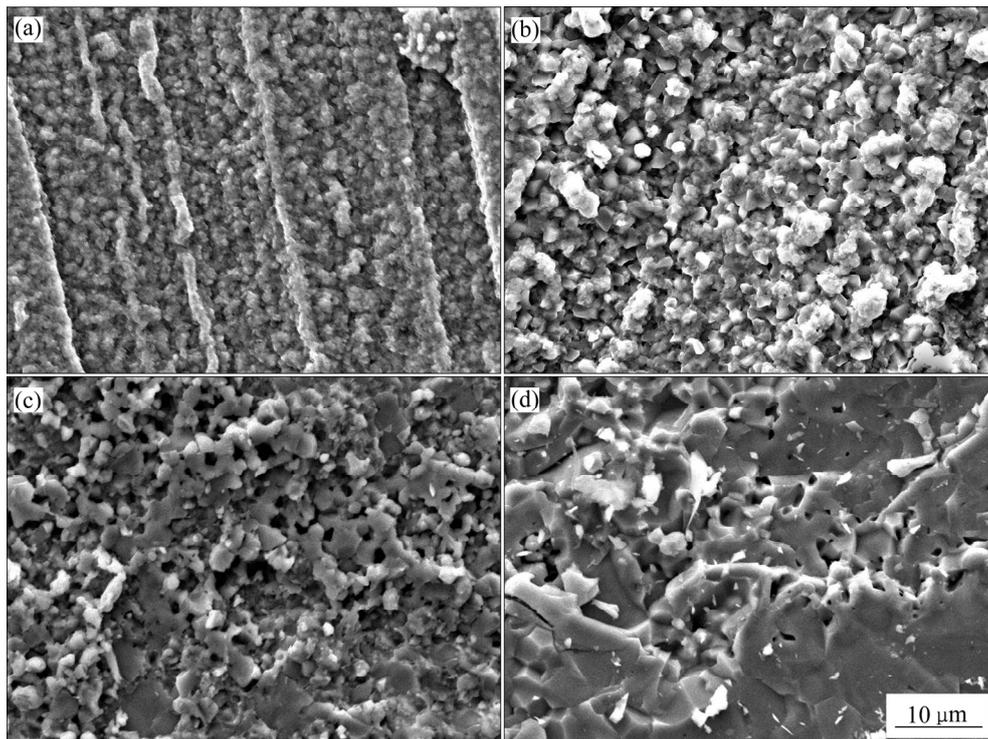


图 4 GH4282 合金在不同温度氧化 75 h 后氧化膜表面形貌

Fig. 4 Surface morphologies of superalloy GH4282 oxidized at different temperatures for 75 h: (a) 800 °C; (b) 900 °C; (c) 1000 °C; (d) 1100 °C

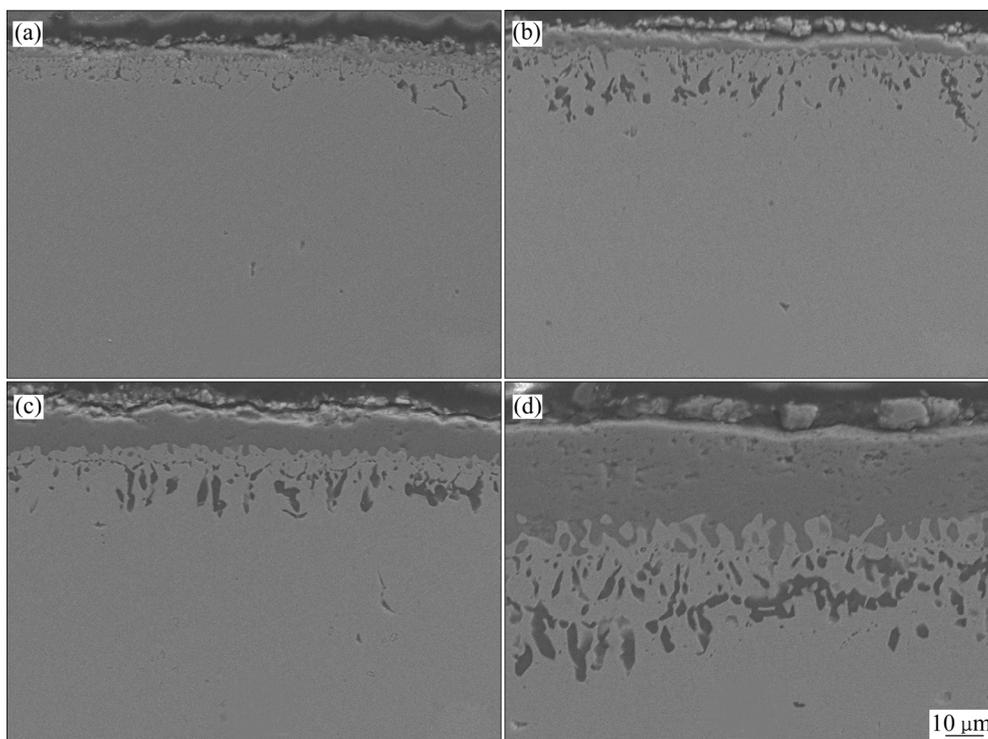


图 5 GH4282 合金在不同温度下氧化 50 h 后的氧化膜横截面形貌

Fig. 5 Cross sectional morphologies of superalloy GH4282 oxidized at different temperatures for 50 h: (a) 800 °C; (b) 900 °C; (c) 1000 °C; (d) 1100 °C

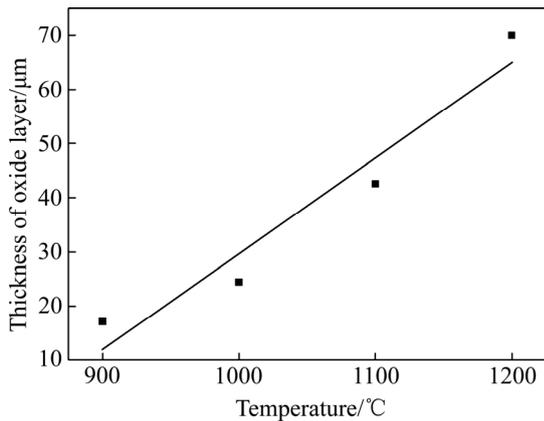


图6 GH4282合金在不同温度下氧化50h后氧化膜厚度随温度的变化

Fig. 6 Variation of oxide scale thickness of superalloy GH4282 oxidized at different temperature for 50 h

根据多元合金选择性氧化的基本规律，合金化元素中Cr元素的浓度高而Al元素的浓度低，Al元素的活性虽然很高，但在氧化初期主要发生Cr的选择性氧化，同时发生Al的内氧化^[20]。Ti元素和O元素的亲和力很强，Ti离子在向外扩散过程中分别在Cr₂O₃层的外表面以及Cr₂O₃膜和基体间氧化形成TiO₂。在Inconel 740H合金的氧化行为中也发现了这一现象^[8]。Ti含量较高时，有利于形成更多的TiO₂氧化膜。随着氧化的进行，在外层和基体的界面也出现了Al₂O₃聚集。形成的外氧化层和基体中间的TiO₂和Al₂O₃层，有效地阻止了O和Cr元素的扩散，使氧化速度减慢，在氧化动力学曲线就表现为质量增加缓慢。由于氧化膜中出现TiO₂相，使氧化膜变得较为疏松，产生少量剥落，破坏了以Cr₂O₃为主的氧化膜的连续性。由于

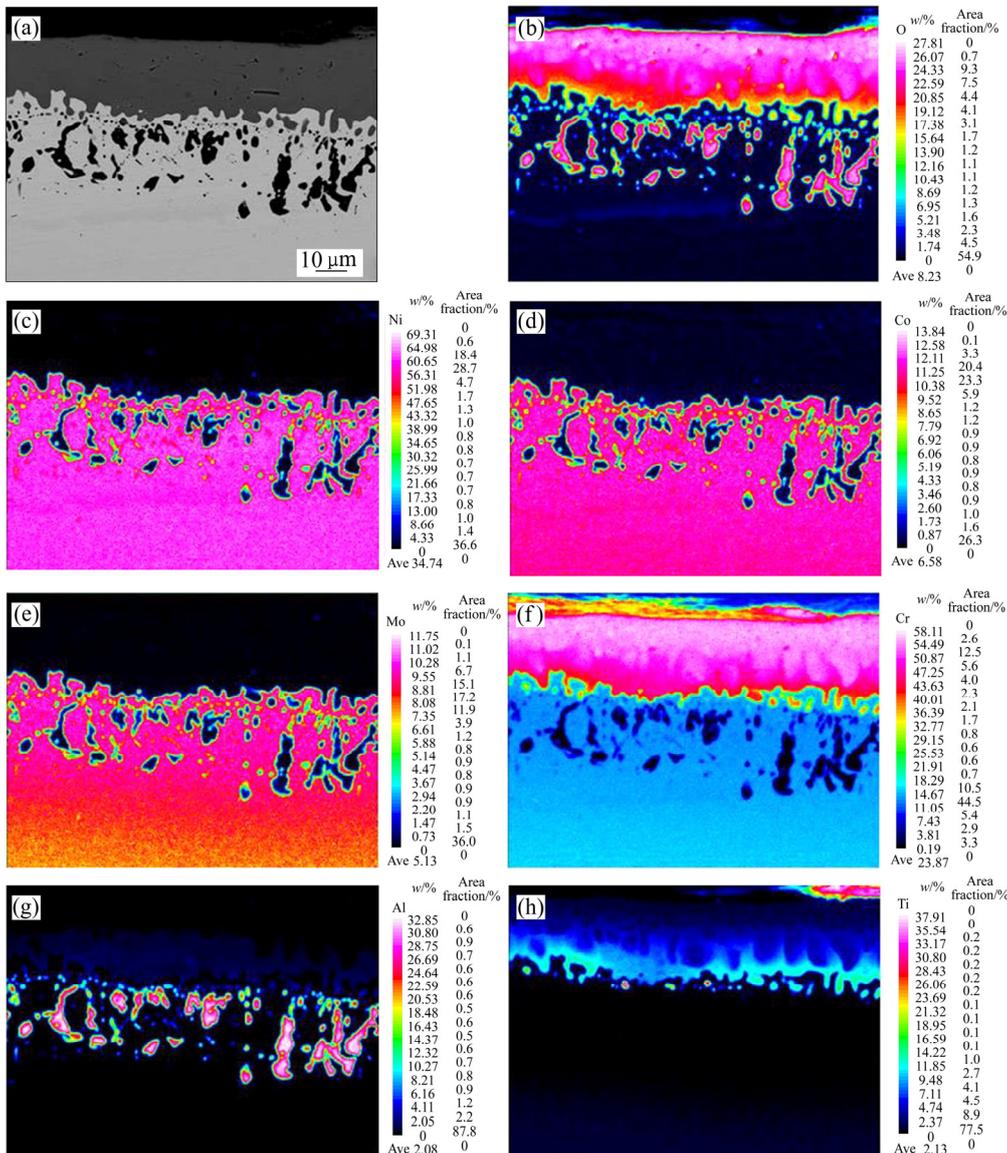


图7 GH4282合金在1200 °C氧化50h后氧化膜横截面形貌及元素面分布

Fig. 7 Morphology(a) and element distributions(b)–(h) of cross section of oxide scale after oxidized at 1200 °C for 50 h: (a) Morphology; (b) O; (c) Ni; (d) Co; (e) Mo; (f) Cr; (g) Al; (h) Ti

外层混合层致密性不足, 加之中间层又有一些孔洞存在, 从而有利于空气中的 O 通过空隙而侵入基体, 与基体中的金属进行选择氧化, 首先与标准生成自由能更负的金属反应, 因此, 内氧化物主要是 Al_2O_3 , 这种内氧化行为在 IN738LC 合金中也已观察到^[21]。

由以上分析可知, GH4282 合金氧化后的氧化层分为三层。图 9 所示为 GH4282 合金氧化过程示意图 ($t_0=0\text{ h}$, $t_1>t_0$)。氧化开始时, O 分子吸附于合金表面并分解为 O 原子。合金元素在气体/基体界面发生氧化。由于从热力学上分析更易形成 TiO_2 , 且合金中含

有大量 Cr, 因此, 合金表面氧化层主要是 Cr_2O_3 和 TiO_2 的混合层。同时, O 向基体的渗入导致内氧化, 形成主要由 TiO_2 和 Al_2O_3 组成的中间层。在这一阶段, 由于表面氧化层致密性降低, O 的扩散相对容易, 此时氧化过程主要受界面反应控制, 氧化质量增加迅速。随着氧化时间的延长, 表面氧化层和内氧化层均进一步生长, 表面氧化层致密性随之增加, 导致 O 向基体的渗入难度增加。随着氧化反应的进行, 在 Cr_2O_3 氧化层表面出现贫 Cr 区, 导致氧化过程开始受 O 的内扩散和金属元素的外扩散控制, 氧化质量增加趋于缓

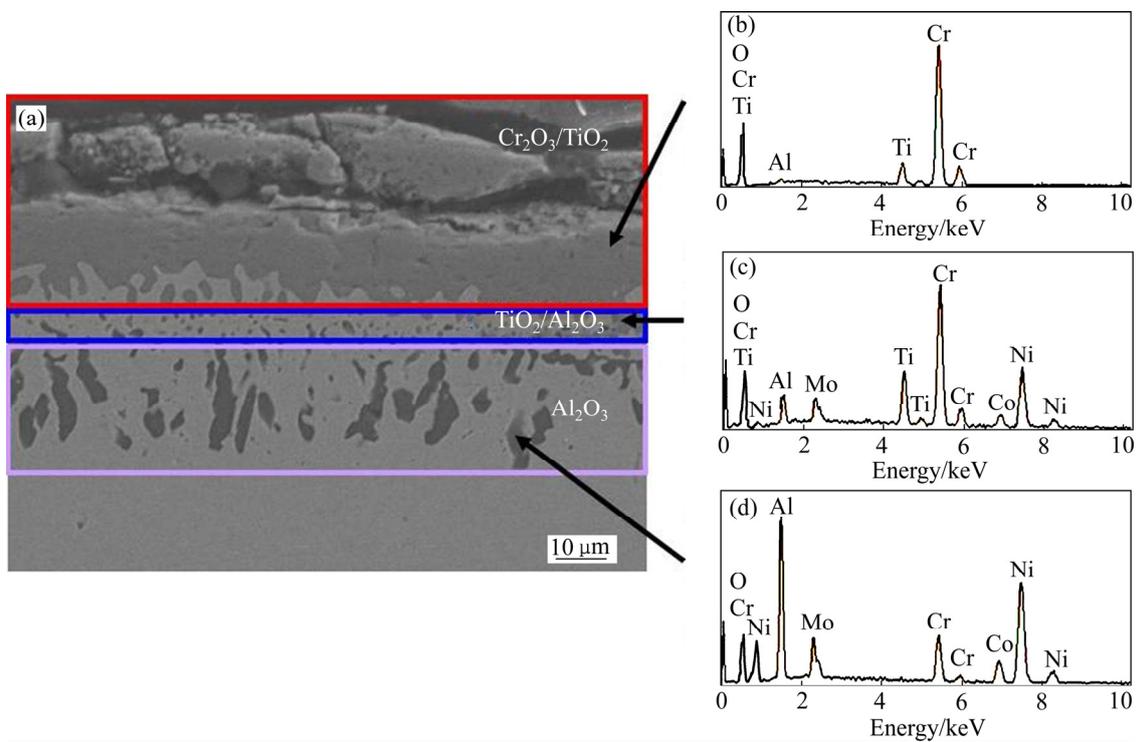


图 8 GH4282 合金在 1200 °C 氧化 50 h 后氧化膜横截面形貌及能谱分析结果

Fig. 8 Morphology of cross section of oxide scale(a) and EDS analysis results of specimens oxidized at 1200 °C for 50 h(b)-(d)

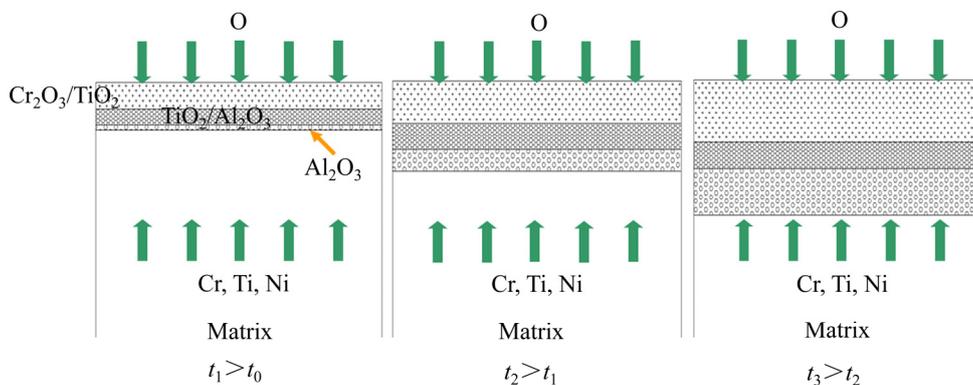


图 9 GH4282 合金氧化过程示意图

Fig. 9 Schematic diagram of oxidation process of superalloy GH4282

慢。后期氧化过程主要受金属元素和 O 的扩散控制。随着氧化过程的进行, Ti 连续向表面进行外扩散, 导致基体贫 Ti。因此, 形成了仅由 Al_2O_3 组成而不含 TiO_2 的内氧化层。

3 结论

1) GH4282 镍基高温合金在 800~1200 °C 的氧化动力学服从抛物线规律, 初期氧化过程主要受界面反应控制, 后期氧化过程受金属元素和 O 元素在氧化膜中的扩散控制。

2) GH4282 合金在 800 °C 和 900 °C 为完全抗氧化级, 在 1000~1200 °C 为抗氧化级。

3) GH4282 合金的氧化膜由三层组成: 外层是 Cr_2O_3 和 TiO_2 的混合层, 并含有少量 $(\text{Ni}, \text{Co})\text{Cr}_2\text{O}_4$ 复合尖晶石相; 中间层是 TiO_2 和 Al_2O_3 的混合层; 内层是 Al_2O_3 氧化层。

REFERENCES

- [1] OSOBA L O, DING R G, OJO O A. Microstructural analysis of laser weld fusion zone in Haynes 282 superalloy[J]. *Materials Characterization*, 2012, 65: 93–99.
- [2] SHI Zhao-xia, YAN Xiao-feng, DUAN Chun-hua, TANG Cun-jiang, PU EN-xiang. Characterization of the hot deformation behavior of a newly developed nickel-based superalloy[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2018, 27(4): 1763–1776.
- [3] Haynes 282 alloy Brochure. [Online] <https://www.haynesintl.com/docs/default-source/pdfs/new-alloy-brochures/high-temperature-alloys/brochures/282-brochure.pdf>
- [4] YANG Y, THOMSON R C, LEESE R M, ROBERTS S. Microstructural evolution in cast Haynes 282 for application in advanced power plants[C]// GRANDY D, SHINGLEDECKER J. *Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants: Proceedings from the Seventh International Conference (EPRI 2013)*. Waikoloa: ASM International, 2014: 143.
- [5] HAWK J A, CHENG T L, SEARS J S, JABLONSKI P D, WEN Y H. Gamma prime stability in Haynes 282: Theoretical and experimental considerations[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2015, 24(11): 4171–4178.
- [6] JOSEPH C. Microstructural characterization of Haynes 282 after heat treatment and forging[D]. Sweden: Chalmers University of Technology, 2015: 7.
- [7] 卢旭东, 田素贵, 孙振东. 一种镍基高温合金在 850 °C 和 950 °C 的氧化行为[J]. *腐蚀科学与防护技术*, 23(4): 298–302.
LU Xu-dong, TIAN Su-gui, SUN Zhen-dong. Isothermal oxidation behavior of a Ni-base superalloy at 850 °C and 950 °C[J]. *Corrosion Science and Protection Technology*, 2011, 23(4): 298–302.
- [8] JIANG He, DONG Jian-xin, ZHANG Mai-cang, ZHENG Lei, YAO Zhi-hao. Oxidation behavior and mechanism of Inconel 740H alloy for advanced ultra-supercritical power plants between 1050 and 1170 °C[J]. *Oxidation of Metals*, 2015, 84(1/2): 61–72.
- [9] WEI H, HOU G C, SUN X F, GUAN H R, HU Z Q. Oxidation behavior of a cast polycrystalline Ni-base superalloy in air: At 900 °C and 1000 °C[J]. *Oxidation of Metals*, 2007, 68: 149–163.
- [10] TAYLOR M P, EVANS H E, STEKOVIC S, HARDY M C. The oxidation characteristics of the nickel-based superalloy, RR1000, at temperature of 700–900 °C[J]. *Materials at High Temperatures*, 2012, 29(2): 145–150.
- [11] 李 云, 尚海波, 郭建亭, 袁 超, 杨洪才. 铸造镍基高温合金 K35 的高温氧化行为[J]. *金属学报*, 2003, 39(7): 749–754.
LI Yun, SHANG Hai-bo, GUO Jian-ting, YUAN Chao, YANG Hong-cai. Isothermal oxidation behavior of a cast Ni-base superalloy K35[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2003, 39(7): 749–754.
- [12] ZHENG L, ZHANG M C, DONG J X. Oxidation behavior and mechanism of powder metallurgy Rene95 nickel based superalloy between 800 and 1000 °C[J]. *Applied Surface Science*, 2010, 256(24): 7510–7515.
- [13] LATIEF F H, KAKEHI K, FU Xin-tao, TASHIRO Y. Isothermal oxidation behavior characteristics of a second generation Ni-base single crystal superalloy in air at 1000 and 1100 °C [J]. *International Journal of Electrochemical Science*, 2012, 7: 8369–8383.
- [14] 李 云, 袁 超, 郭建亭, 杨洪才. 铸造镍基高温合金 K35 的氧化动力学[J]. *东北大学学报(自然科学版)*, 2003, 24(1): 75–78.
LI Yun, YUAN Chao, GUO Jian-ting, YANG Hong-cai. The oxidation kinetics of cast Ni-base superalloy K35[J]. *Journal of Northeastern University(Natural Science)*, 2003, 24(1): 75–78.
- [15] YASHWANTH I V S, GURRAPP A I, MURAKAMI H. Oxidation behaviour of a newly developed superalloy[J]. *Journal of Surface Engineered Materials and Advanced Technology*, 2011, 1: 130–135.

- [16] 赵卓. DZ792 合金的恒温氧化行为研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2009: 24.
ZHAO Zhuo. Isothermal oxidation behavior of DZ792 superalloy[D]. Shenyang: Northeastern University, 2009: 24.
- [17] KUMAR A, NASRALLAH M, DOUGLASS D L. The effect of yttrium and thorium on the oxidation behavior of Ni-Cr-Al alloys[J]. *Oxidation of Metals*, 1974, 8(4): 227–263.
- [18] 史振学, 刘世忠, 王效光, 李嘉荣. 一种单晶高温合金的高温抗氧化性能研究[J]. *铸造*, 2015, 64(4): 339–342.
SHI Zhen-xue, LIU Shi-zhong, WANG Xiao-guang, LI Jia-rong. Study on oxidation resistance of a single crystal superalloy at high temperature[J]. *Foundry*, 2015, 64(4): 339–342.
- [19] 赵双群, 董建新, 张麦仓, 谢锡善. 新型镍基高温合金在 950 °C 和 1000 °C 的氧化行为[J]. *稀有金属材料与工程*, 2005, 34(2): 208–211.
ZHAO Shuang-qun, DONG Jian-xin, ZHANG Mai-cang, XIE Xi-shan. Oxidation behavior of new Ni-based superalloy at 950 °C and 1000 °C [J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2005, 34(2): 208–211.
- [20] 朱日章, 何亚东, 齐慧滨. 高温腐蚀和耐高温腐蚀材料[M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1995: 180.
ZHU Ri-zhang, HE Ya-dong, QI Hui-bin. High-temperature corrosion and materials of high-temperature resistance[M]. Shanghai: Shanghai Science and Technology Press, 1995: 180.
- [21] SEAL S, KUIRY S C, BRACHO L A. Studies on the surface chemistry of oxide films formed on IN-738LC superalloy at elevated temperatures in dry air[J]. *Oxidation of Metals*, 2001, 56(5/6): 583–603.

Isothermal oxidation behavior of newly developed superalloy GH4282

SHI Zhao-xia¹, YAN Xiao-feng^{1,2}, DUAN Chun-hua¹

(1. High Temperature Materials Research Institute, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China;

2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: In order to investigate the isothermal oxidation behavior of a newly developed superalloy GH4282 in air over the temperature range of 800 °C to 1200 °C, the oxidation kinetics curves were determined by static weighting method. The component, structure and morphology of the surface oxide scale, as well as the characteristics of its cross section were observed and analyzed by metallographic microscope, X-ray diffractometer (XRD), scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectrometer (EDS) and electron probe microanalyzer (EPMA). The results show that the oxidation kinetics obeys the parabolic law. The oxidation mass gain grows rapidly during the initial stage of oxidation. With the increase of the oxidation time, the oxidation mass gain gradually slows down. The alloy belongs to the grade of fully oxidation resistance and oxidation resistance over the temperature of 800–900 °C and 1000–1200 °C, respectively. The oxide scale is composed of three layers: the outer layer of Cr₂O₃ and TiO₂ and a small amount of (Ni,Co)Cr₂O₄ composite spinel, the intermediate lay of TiO₂ and Al₂O₃, and an internal layer of Al₂O₃.

Key words: Ni-based superalloy; GH4282; high temperature oxidation; oxidation kinetics

Foundation item: Project (51601041) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2018-12-07; **Accepted date:** 2019-03-11

Corresponding author: SHI Zhao-xia; Tel: +86-10-62183360; E-mail: zxshiustb@163.com

(编辑 李艳红)