

镍基高温合金 CM247LC 水蒸气氧化行为研究

车雪雨¹, 玄伟东¹, 赵丹¹, 刘铭¹, 尹茗慧¹, 任忠鸣¹

(1 上海大学 材料科学与工程学院 先进特殊钢全国重点实验室, 上海 200444)

摘 要: 系统研究了镍基高温合金 CM247LC 在 1100 °C、不同水蒸气含量下氧化 2 h 的行为。采用扫描电子显微镜 (SEM)、能谱仪 (EDS)、X 射线衍射 (XRD) 和热力学计算对氧化膜的表面和截面形貌、物相组成及形成机理进行了分析。结果表明: 水蒸气显著加速 CM247LC 合金的氧化, 水蒸气含量增加导致氧化增重加剧, 氧化膜厚度逐渐增加。表面氧化膜从细小均匀的氧化物颗粒演变为粗大颗粒, 并逐渐团聚成氧化膜。氧化膜呈现多层结构, 主要由 NiO、Cr₂O₃、HfO₂、TiTaO₄、CoCr₂O₄ 和富 Al 氧化物组成, 其形成顺序与各氧化物生成的吉布斯自由能顺序一致。水蒸气促进了氧化物的生长, 并引发氧化膜剥落, 从而降低合金的抗氧化性能。

关键词: 镍基高温合金; 水蒸气氧化; 动力学; 氧化机理

中图分类号: **文献标识码:** A **文章编号:**

1 引言

镍基高温合金是航空航天、能源动力等领域关键热端部件的核心材料, 尤其适用于承受极高温、复杂应力与苛刻环境的涡轮叶片等部件^{[1][5]}。其中, 镍基定向柱晶高温合金 CM247LC 以其优异的高温强度、抗蠕变性能和疲劳性能, 广泛应用于先进航空发动机和燃气轮机发动机的涡轮叶片^{[6][8]}。然而, 随着对动力装置效率与推重比要求的不断提升, 涡轮前进口温度持续攀升, 工作环境也日趋复杂^{[9][11]}。航空航天领域一直是能源消耗和碳排放的重要来源之一。随着全球航空运输量的持续增长, 传统航空燃料带来的环境问题日益突出。为了应对这一挑战, 氢能作为一种清洁能源, 逐渐被引入航空航天领域, 成为该领域的研究热点。纯氢燃料燃烧温度更高, 燃烧产物为水蒸气。大量研究表明, 水蒸气会加速高温合金的氧化过程, 其破坏性往往远超干燥空气^{[12][16]}。Wu 等人^[12]探究了第二代单晶镍基高温合金 TMS-82+在 900 °C 干空气和含 15% 水蒸气的湿空气中进行 200 h 的循环氧化行为。结果表明, 湿空气中的增重为干空气中的 1.6 倍, 两种环境下的氧化膜结构相似, 但水蒸气促进了 NiO、Cr₂O₃ 和尖晶石相 NiCr₂O₄ 的生长。Wollgarten 等人^[13]研究了 Ni-14Cr-9Co 基模型合金在干空气和含 20% 水蒸气中的短期氧化行为。结果表明, 水蒸气总体上促进了富 Ni 氧化物的生长。水蒸气可促进保护性氧化膜开裂与剥落, 引发加速氧化, 导致合金力学性能急剧退化, 严重威胁部件的使用寿命与运行安全, 对高温合金的服役性能提出了更大的挑战。Xu 等人^[15]研究了 GH4742 镍

基变形高温合金在 900-1100 °C 的 Ar+20%O₂ 和 Ar+20%H₂O 气氛中氧化 50 h 的行为。结果表明, H₂O 环境中的氧化增重均高于 O₂ 环境, 水蒸气促进了空洞形成, 抑制了保护性 Cr₂O₃ 层生成。1100 °C 水蒸气环境中, 氧化膜发生剥落。然而, 目前水蒸气对 CM247LC 合金氧化行为的影响鲜有研究。因此, 深入研究 CM247LC 合金在高温水蒸气环境中的氧化膜演变和氧化机制, 对于评估其长期服役可靠性、发展新型防护技术、乃至指导下一代抗氧化高温合金的设计, 都具有至关重要的理论价值。

本文旨在系统探讨镍基定向柱晶高温合金 CM247LC 在高温水蒸气环境下的氧化动力学、氧化膜结构与演化规律, 并分析其失效机理, 为该合金在严苛环境下的安全应用提供科学依据和数据支持。

2 实验

2.1 实验材料

试验所采用材料为定向凝固制备的 CM247LC 棒材, 合金成分如表 1 所示。首先采用四步固溶处理+时效处理来优化合金组织, 具体热处理工艺为 950 °C×1 h+1050 °C×1.5 h+1200 °C×0.1 h+1270 °C×8 h/氩气快冷 (固溶处理), 1080 °C×6 h+870 °C×16 h/空冷 (时效处理)。将经过热处理后的 CM247LC 合金棒进行线切割, 加工成尺寸为 7 mm×5 mm×5 mm 的块状样品。随后将块状样品放入酒精中进行多次超声清洗, 除去表面油污等。采用 240#至 3000#的砂纸, 从粗到细对合金样品进行打磨。打磨结束后, 使用 1.5 μm 的金刚石研磨膏对样

收到初稿日期:

基金项目: 国家自然科学基金 (52274386)

作者简介: 车雪雨, 女, 2001 年生, 硕士, 上海大学材料科学与工程学院, 上海 200444, E-mail:3308329627@qq.com

品进行抛光。将抛光后的样品放入酒精中进行超声清洗，随后吹干备用。

表 1 CM247LC 合金的化学成分 (质量分数 wt. %)

Table 1 Chemical composition (wt.%) of CM247LC alloy

Element	C	Co	W	Ti	Ta	Al	Cr	Hf	Mo	Ni
Content	0.07	9.2	9.5	0.7	3.2	5.6	8.1	1.4	0.5	bal.

2.2 氧化实验

将处理完成的样品放入石英管式炉中进行不同水蒸气含量的氧化实验，每组实验准备 3 个平行样品。采用真空泵将石英管抽真空，并持续通入氩气以维持真空状态。升温至 1100℃后打开水蒸气发生装置，通入水蒸气。通过控制水蒸气流量在 Ar+10%H₂O、Ar+50%H₂O 和 Ar+90%H₂O 的水蒸气中氧化 2 h，随后样品在氩气保护气氛下随炉冷却至室温。实验过程中气体流速为 3 L/min。

2.3 表征方法

采用蔡司 GeminiSEM 300 型扫描电子显微镜 (SEM) 对氧化后样品的表面和截面形貌进行观察，采用配套的能谱仪 (EDS) 对样品氧化膜元素分布进行检测分析。采用 X 射线衍射仪 (XRD) 对氧化后样品表面进行物相分析。测试选用 K α 射线，步长为 0.02°，扫描角度范围为 10-90°。

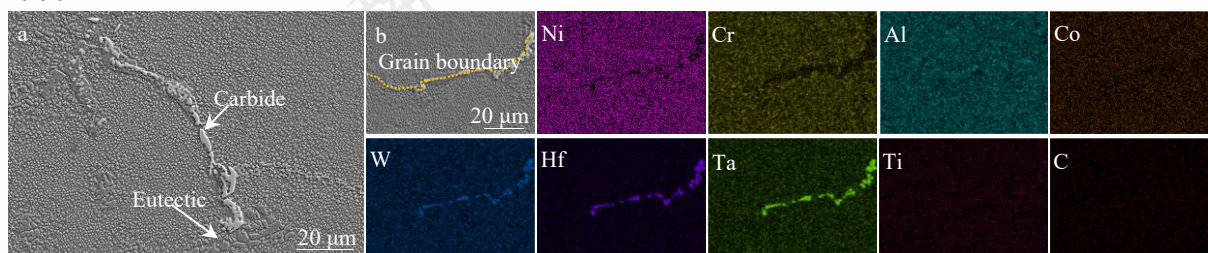


图 1 CM247LC 合金的 SEM 形貌和 EDS 结果

Fig.1 SEM morphology and EDS results of CM247LC alloy

表 2 晶界处碳化物点扫分析结果 (at. %)

Table 2. EDS Point Analysis Results of Carbides at Grain Boundaries (at. %)

Element	C	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Hf	Ta
1	56.68	0	4.47	0.79	1.03	4.74	15	17.29
2	58.85	0	3.42	0.68	1.38	5.39	15.82	14.46

3.2 氧化动力学

图 2 为 CM247LC 合金不同水蒸气含量下单位面积重量变化曲线。由图 2 可清晰观察到，不同水蒸气含量下，合金重量均呈现增重现象。当水蒸气含量为 Ar+90%H₂O 时，合金增重达到 1.69 mg/cm²。随着水蒸气含量的增加，合金重量逐渐增加，且氧化速率呈现逐渐增大的特征。这表明水蒸气促进了 CM247LC 合金的氧化进程。

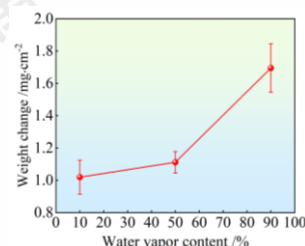


图 2 CM247LC 合金不同水蒸气含量下单位面积重量变化曲线

Fig.2 Weight change per unit area curves of CM247LC alloy under various water vapor contents

3.3 微观形貌

图 3 为 CM247LC 合金在不同水蒸气含量下氧化的表面形貌。其中,图 3 (d)、(e) 和 (f) 分别为图 3 (a)、(b) 和 (c) 中黄色框的放大图。从图 3 (a) 和 (d) 可以看出,Ar+10%H₂O 中氧化后,未出现明显的裂纹和剥落。合金表面形成均匀的氧化物颗粒,但氧化物尺寸较小且分布较松散。随着水蒸气含量升高到 Ar+50%H₂O 时,合金表面氧化物颗粒尺寸显著增加,大量氧化物颗粒团

聚连接,但未形成致密的氧化膜。当达到 Ar+90%H₂O 高浓度水蒸气时,合金表面出现明显剥落现象,呈现多层氧化膜结构,如图 3 (c) 所示。观察图 3 (f) 可知,下方暴露出的氧化膜同样存在大量孔洞。采用 EDS 进一步对图 3 中氧化物颗粒进行分析,点分析结果如表 3 所示。合金表面形成的氧化物颗粒主要为富 Ni 氧化物。水蒸气促进了富 Ni 氧化物的生长。

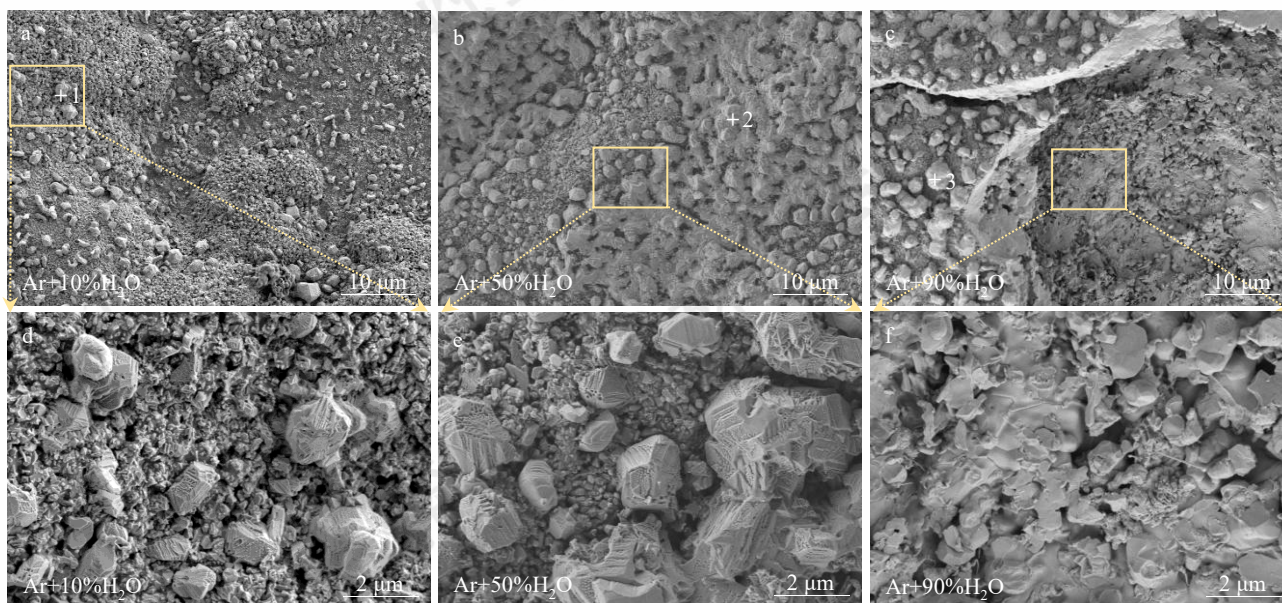


图 3 CM247LC 合金不同水蒸气含量下氧化的表面形貌: (a) 和 (d) Ar+10%H₂O; (b) 和 (e) Ar+50%H₂O; (c) 和 (f) Ar+90%H₂O

Fig.3 Surface morphology of CM247LC alloy after oxidation under different water vapor contents: (a) and (d) Ar+10%H₂O; (b) and (e) Ar+50%H₂O; (c) and (f) Ar+90%H₂O

表 3 图 3 所示的氧化膜 EDS 点扫分析结果

Table 3 EDS point analysis results of the oxide scale shown in Fig.3

元素	O	Ni	Co	Cr	Al	Ti	Ta
1	50.9	28.7	9.9	3.6	0.9	0.7	0.1
2	42.2	46.9	6.8	3.4	0.3	0.3	0.1
3	45.2	40.3	10.8	0.7	0.5	0.2	1.4

图 4 为 CM247LC 合金在不同水蒸气含量下氧化的截面形貌和氧化膜厚度变化曲线。由图 4 可知,三种水蒸气含量下,合金均形成多层氧化膜结构。在 Ar+10%H₂O 低水蒸气含量下,合金氧化膜厚度约为 9.8 μm。外部氧化膜较为致密(图 4 (a)),内部形成不连续的深色氧化膜。在 Ar+50%H₂O 中,合金氧化厚度约为 10.3 μm。与 Ar+10%H₂O 中氧化膜相比,Ar+50%H₂O 中形成的外部氧化膜和内部氧化膜均更厚。合金最内部形

成不连续的岛状氧化物,如图 4 (b) 所示。观察图 4 (c) 可知,Ar+90%H₂O 高水蒸气含量中,合金氧化膜厚度约为 12.2 μm。合金内部仍形成不连续氧化物,这表明合金发生严重的内氧化。图 4 (d) 为氧化膜厚度随水蒸气含量的变化曲线。由图可知,随水蒸气含量增加,氧化膜厚度呈现增加趋势,这表明水蒸气促进了表面氧化物生长,从而导致氧化膜厚度逐渐增加。

收到初稿日期:

基金项目:国家自然科学基金(52274386)

作者简介:车雪雨,女,2001 年生,硕士,上海大学材料科学与工程学院,上海 200444, E-mail:3308329627@qq.com

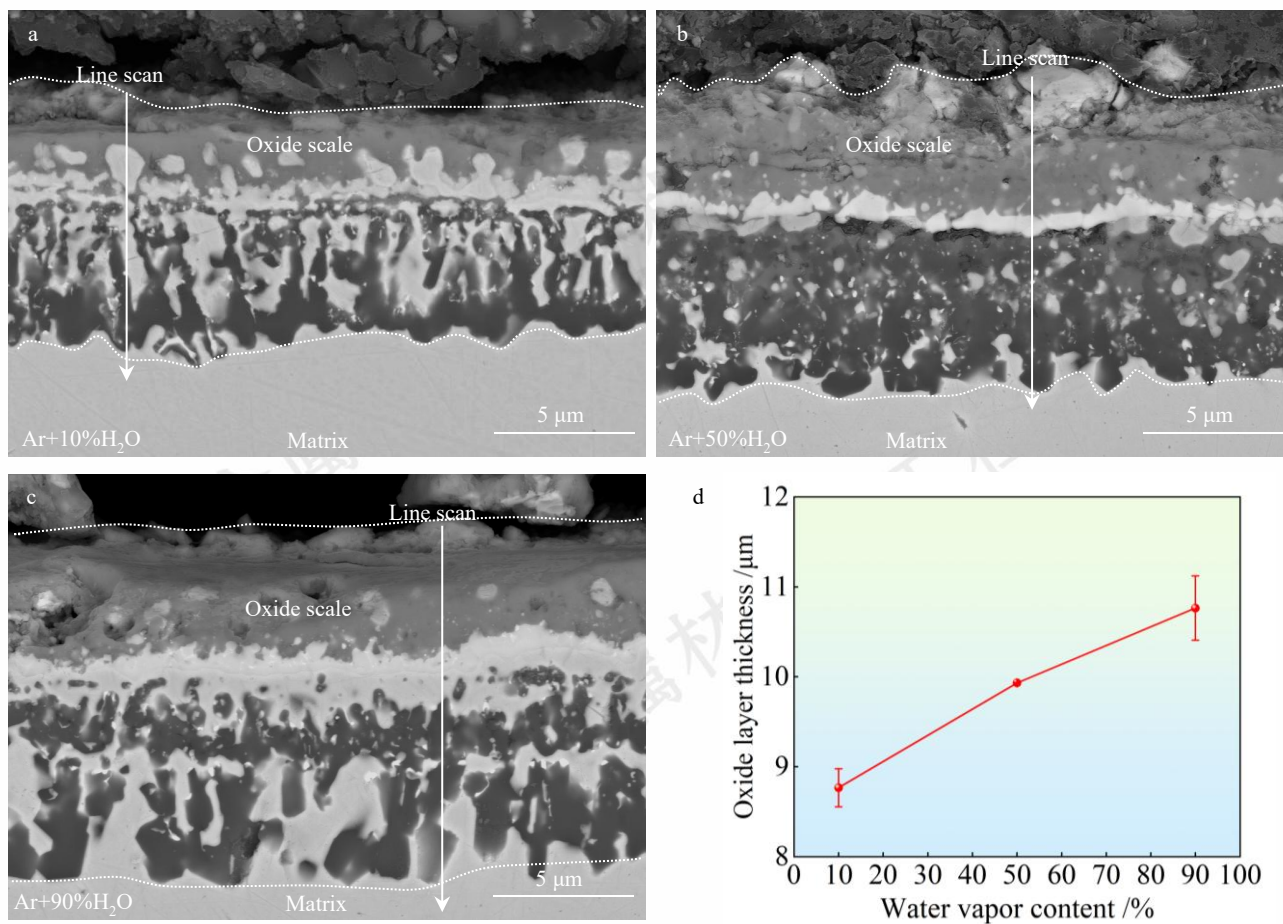


图 4 CM247LC 合金不同水蒸气含量氧化后的截面形貌和氧化膜厚度变化曲线: (a) Ar+10%H₂O; (b) Ar+50%H₂O; (c) Ar+90%H₂O; (d) 氧化膜厚度变化曲线

Fig.4 Cross-sectional morphology and oxide scale thickness change curve of CM247LC alloy after oxidation under different water vapor contents:

(a) Ar+10%H₂O; (b) Ar+50%H₂O; (c) Ar+90%H₂O; (d) oxide scale thickness change curve

3.4 物相分析

为了进一步分析氧化膜的成分, 对不同水蒸气含量下的截面形貌进行了 EDS 分析, 如图 5 和 6 所示。从图中可清晰识别氧化膜的多层结构以及氧化膜随水蒸气含量增加的演变过程。根据元素分布, Ar+10%H₂O 中氧化膜可分为三层结构。如图 6 (a) 所示, 从外到内依次标记为 I、II 和 III 层。结合图 5 和图 6 可知, I 层为富 Cr 氧化物, II 层为富 Ti、Ta 氧化物, III 层为不连续的富 Al 氧化物。I 层下部区域和最内部不连续的富 Al 氧化物中存在未氧化区域, 这表明合金发生严重的内氧化。另外, 富 Al 氧化物和基体界面

处形成亮白色的富 Hf 氧化物。根据图 5 (b) 和图 6 (b) 可知, Ar+50%H₂O 中形成的氧化膜分为四层结构。从外到内依次标记为 I、II、III 和 IV 层。I 层为不连续的富 Ni 氧化物颗粒, II 层为富 Cr 氧化物, III 层为富 Ti、Ta 氧化物, 第 IV 层为富 Al 氧化物。富 Al 氧化物中同样存在少量未氧化颗粒。图 5 (c) 为 Ar+90%H₂O 中氧化膜的元素分布情况, 结合图 6 (c) 可知, 氧化膜可分为四层结构。同样从外到内依次标记为 I、II、III 和 IV 层。与图 5 (b) 结果相同, I 层为富 Ni 氧化物颗粒, II 层为富 Cr 氧化物, III 层为富 Ti、Ta 氧化物, IV 层为富 Al 氧化物。

收到初稿日期:

基金项目: 国家自然科学基金 (52274386)

作者简介: 车雪雨, 女, 2001 年生, 硕士, 上海大学材料科学与工程学院, 上海 200444, E-mail:3308329627@qq.com

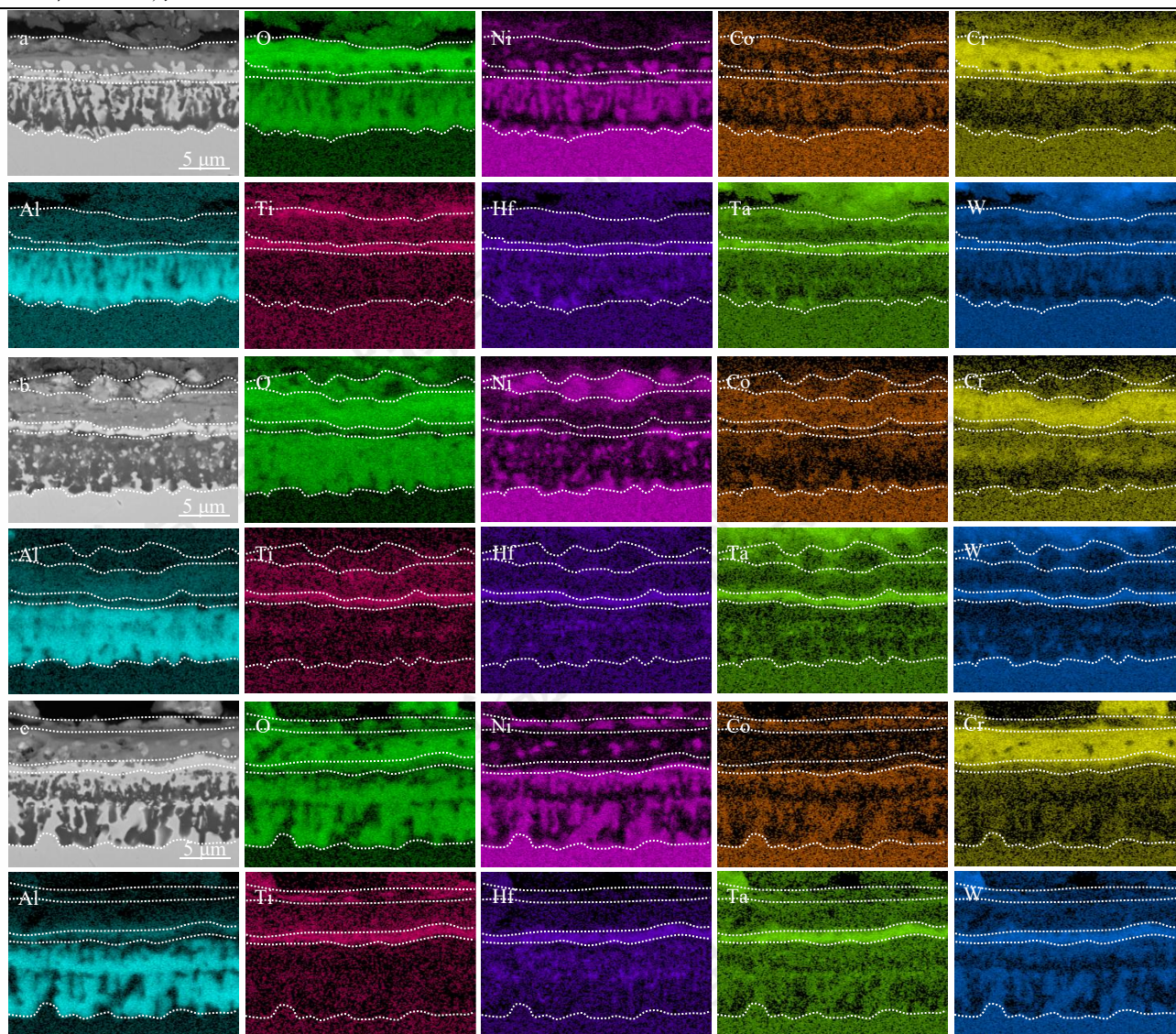


图 5 CM247LC 合金不同水蒸气含量氧化后的元素分布: (a) Ar+10% H_2O ; (b) Ar+50% H_2O ; (c) Ar+90% H_2O ;

Fig.5 Elemental distribution of CM247LC alloy after oxidation under different water vapor contents: (a) Ar+10% H_2O ; (b) Ar+50% H_2O ; (c) Ar+90% H_2O

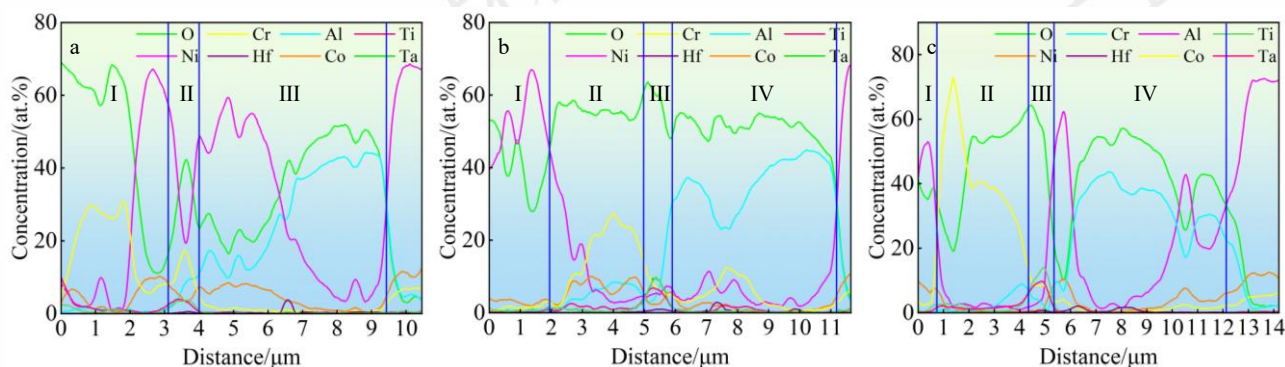


图 6 CM247LC 合金不同水蒸气含量氧化后的线分析结果: (a) Ar+10% H_2O ; (b) Ar+50% H_2O ; (c) Ar+90% H_2O ;

Fig.6 Line scan analysis results of CM247LC alloy after oxidation under different water vapor contents: (a) Ar+10% H_2O ; (b) Ar+50% H_2O ; (c) Ar+90% H_2O

通过 XRD 进一步确定了氧化膜的物相, 结果如图 7 所示。右上角图片为紫色虚线框的放大图。从图中可知,

收到初稿日期:

基金项目: 国家自然科学基金 (52274386)

作者简介: 车雪雨, 女, 2001 年生, 硕士, 上海大学材料科学与工程学院, 上海 200444, E-mail:3308329627@qq.com

随着水蒸气含量的增加,氧化膜的物相组成未发生转变。从 Ar+10%H₂O 到 Ar+90%H₂O,氧化膜均由 NiO、Cr₂O₃、HfO₂、TiTaO₄ 和 CoCr₂O₄ 组成。结合图 5 可知,在不同水蒸气含量下氧化后,氧化膜形成四层结构。第一层为 NiO,第二层为 Cr₂O₃ 和 CoCr₂O₄,第三层为 TiTaO₄,第四层为富 Al 氧化物和 HfO₂。

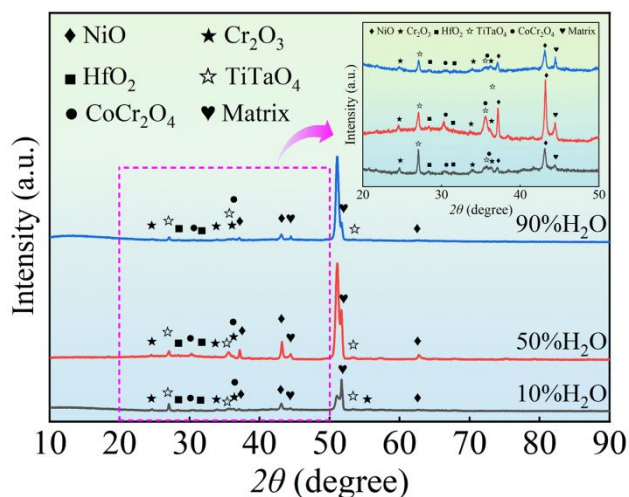


图 7 CM247LC 合金不同水蒸气含量下氧化的 XRD 图谱

Fig.7 XRD patterns of CM247LC alloy after oxidation under different water vapor contents

4 讨论

4.1 氧化热力学

氧化物生成吉布斯自由能是判断氧化反应能否自发进行的热力学依据,吉布斯自由能越负,对应氧化物的热力学稳定性越高,氧化过程中优先生成。

实验结果表明,无论水蒸气含量高低,CM247LC 合金的氧化膜均形成了清晰的多层结构。结合 XRD 物相分析(图 7)和截面 EDS 元素分布(图 5),可以确定 CM247LC 合金氧化膜从外到内依次为:最外层的 NiO、次外层的 Cr₂O₃ 和 CoCr₂O₄、次内层的 TiTaO₄ 以及最内层的富 Al 氧化物和 HfO₂。这一氧化膜的形成顺序并非偶然,而是由合金元素与氧结合的热力学驱动力所决定。借助 HSC 软件计算了相关氧化物的生成吉布斯自由能,如图 8 所示。结果显示各种氧化物均可以自发形成,且其生成顺序依次为: HfO₂、Al₂O₃、TiO₂、Ta₂O₅、Cr₂O₃、CoO、NiO。这一热力学稳定性的顺序与实际观测到的氧化膜从内到外的物相分布顺序完全吻合。稳定性强的 HfO₂ 和 Al₂O₃ 在合金最内部形成,稳定性最弱的 NiO 分布在合金最外层。这表明,在高温氧化过程中,合金元素对氧的亲合力是驱动选择性氧化和元素扩散分层的主导因素。

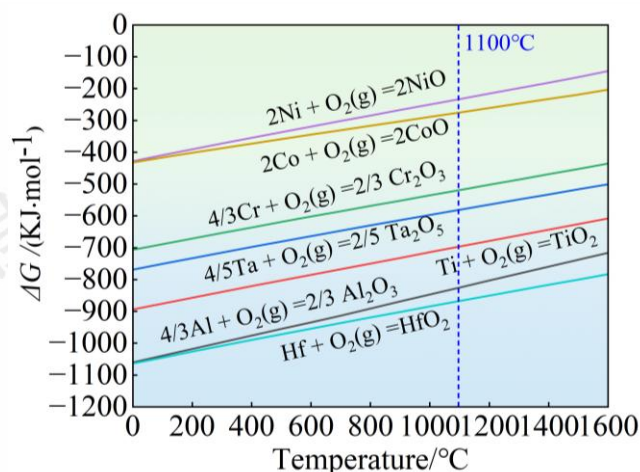


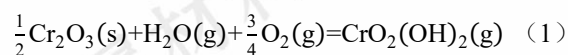
图 8 各氧化物的吉布斯自由能(通过 HSC 软件计算)

Fig.8 Gibbs free energy of oxides (Calculated by HSC software)

4.2 水蒸气影响

值得注意的是,尽管氧化膜的物相组成未随着水蒸气含量升高而发生变化,但水蒸气含量显著影响了氧化速率。这表明水蒸气通过调控氧化动力学过程、改变氧化膜微观结构与应力状态,成为加速 CM247LC 合金氧化的关键因素。

如图 2 结果所示,随着水蒸气含量从 10%升高至 90%,合金的单位面积氧化增重明显加剧,氧化速率加快,氧化膜总厚度也随之增加。图 3 和图 4 表明,水蒸气促进了表面氧化物颗粒的生长,同时促进内部氧化物不断向内生长,从而导致氧化膜厚度逐渐增加。在高温环境下,水蒸气分子可分解出 O 原子,吸附在合金表面^[17],显著提高了合金表面的氧分压,进而加快了合金元素的氧化速率。水蒸气的存在促进了 Cr₂O₃ 形成挥发性物质^[15],反应式如(1)所示。这一反应会导致氧化膜中形成大量孔洞与缺陷,为 O 的向内扩散和合金元素的向外扩散提供了快速通道^{[18][19]}。这是导致水蒸气加速 CM247LC 合金氧化的原因。



表面形态的演变揭示了水蒸气对氧化膜结构完整性的影响(图 3)。高水蒸气环境促进了保护性较差的 NiO 在外层的优先生长^[20]。同时,水蒸气加速了内层氧化物的生长,不同氧化物之间因热膨胀系数和生长应力的差异,会加剧氧化膜内部的应力积累^{[21][22]},最终导致氧化膜发生剥落,进一步恶化合金的抗氧化性能。Xu 等人^[15]指出相同温度下,空气环境下氧化未发生明显脱落,而水蒸气促进了氧化物脱落。Chen 等人^[23]指出水蒸气促进氧化膜较短时间内逐渐开裂剥落。随水蒸气含量增加,氧化物更易脱落。图 3(c)中可以明显看出,

水蒸气含量增加,合金表面发生开裂脱落。然而在低水蒸气含量下,合金表面氧化膜未发生明显脱落现象。

图 4 和图 5 的截面形貌和元素分布表明,随着水蒸气含量增加,合金内部富 Al 氧化膜厚度逐渐增加。并且从图 5 和图 6 中可知,未氧化的颗粒分布于富 Cr 氧化物下方和富 Al 氧化物层。这一现象表明合金发生严重的内氧化行为,并随着水蒸气含量增加,内氧化逐渐加剧。为了进一步明确合金内各元素的扩散方向,通过 Pt 标记实验确定合金的原始界面。图 9 为 CM247LC 合金沉积 Pt 层和水蒸气环境下氧化的截面形貌及元素分布。结果表明, Ni 和 Co 元素向外扩散,在合金表面发生外氧化, Cr、Ti、Ta 和 Al 元素在合金内部发生内氧化。

根据 Wagner 理论^[24]可知,溶质元素 B 发生外氧化的临界条件如公式 (2) 所示:

$$N_B^* > \left(\frac{\pi g}{2v} N_O \frac{D_O V_m}{D_B V_{OX}} \right)^{1/2} \quad (2)$$

其中, N_B^* 为溶质元素 B 发生外氧化的临界浓度, N_O 为氧分压, D_O 和 D_B 分别为氧元素和溶质元素 B 的扩散系数, V_m 和 V_{OX} 分别为基体和氧化物的摩尔体积分数。Cheng 等人^[25]指出当 Al 含量大于 7 wt.% 时, Al 发生外氧化, 优先形成 Al_2O_3 , 当 Cr 含量小于 8 wt.%, Al 含量小于 7 wt.% 时, Ni 发生外氧化, 优先形成 NiO。CM247LC 合金中 Al 和 Cr 元素含量分别为 5.6 wt.% 和 8.1 wt.%, Al 元素含量小于 7 wt.%, Cr 元素含量略高于 8 wt.%, 但水蒸气促进了 Ni 元素向外扩散^[18]。Yang 等人^[27]指出水蒸气环境下, Ni 向外扩散, 快速在表面形成一层 NiO, 并且形成岛状的 $Al_2O_3 + NiAl_2O_4$ 内氧化区。Zhu 等人^[28]也得到相同结果, Ni 向外扩散, 在最外层形成 NiO。因此 NiO 为外部氧化膜, $Cr_2O_3 + CoCr_2O_4$ 、TiTaO₄ 和富 Al 氧化物 + HfO₂ 三层氧化膜为内部氧化膜。

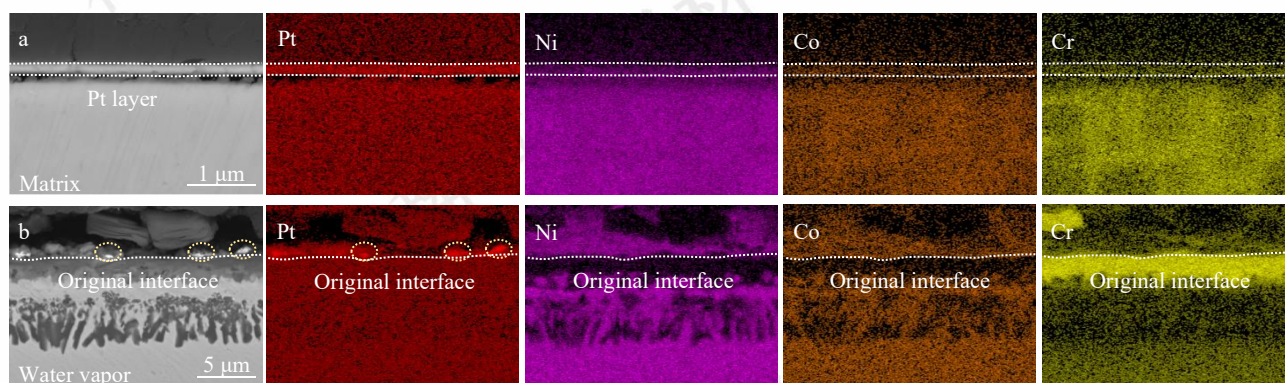


图 9 CM247LC 合金沉积 Pt 层和水蒸气环境下氧化的截面形貌及元素分布: (a) Pt 层; (b) 水蒸气环境

Fig. 9 Cross-sectional morphology and elemental distribution of CM247LC alloy with deposited Pt layer and oxidation in a water vapor environment: (a) Pt layer; (b) Water vapor environment

4.3 氧化机理

CM247LC 合金的氧化行为遵循热力学主导的选择性氧化, 并受水蒸气的影响。图 10 为不同水蒸气含量下氧化过程示意图。氧化反应初期, 合金表面氧分压较高, 合金中所有元素均可以与氧发生反应。由于 Ni 元素与氧的亲合力最弱, 因此 NiO 在氧化膜最外层生成并且水蒸气促进 Ni 元素向外扩散, 加速 NiO 在外层生长。 Cr_2O_3 的吉布斯自由能低于 NiO, 因此 Cr_2O_3 层在 NiO 层下方形成。同时 Cr_2O_3 会与 CoO 进一步发生固相反应生成

$CoCr_2O_4$ 尖晶石相。随着向合金内部深入, 氧分压逐渐降低, Ti、Ta 元素扩散并发生氧化, 形成 TiTaO₄ 复合氧化物。合金中 Hf、Al 与氧的亲合力远高于 Ti、Ta、Cr、Co、Ni 等元素, 因此在合金最内部生成热力学稳定性极高的 HfO₂ 和富 Al 氧化物。随着氧化反应的进行, 水蒸气破坏 Cr_2O_3 层产生大量孔洞, 进一步促进氧的向内扩散, 导致富 Al 氧化物进一步向合金内部发展。最终形成多层氧化膜结构, 由内到外依次为富 Al 氧化物 + HfO₂、TiTaO₄、 $Cr_2O_3 + CoCr_2O_4$ 、NiO。

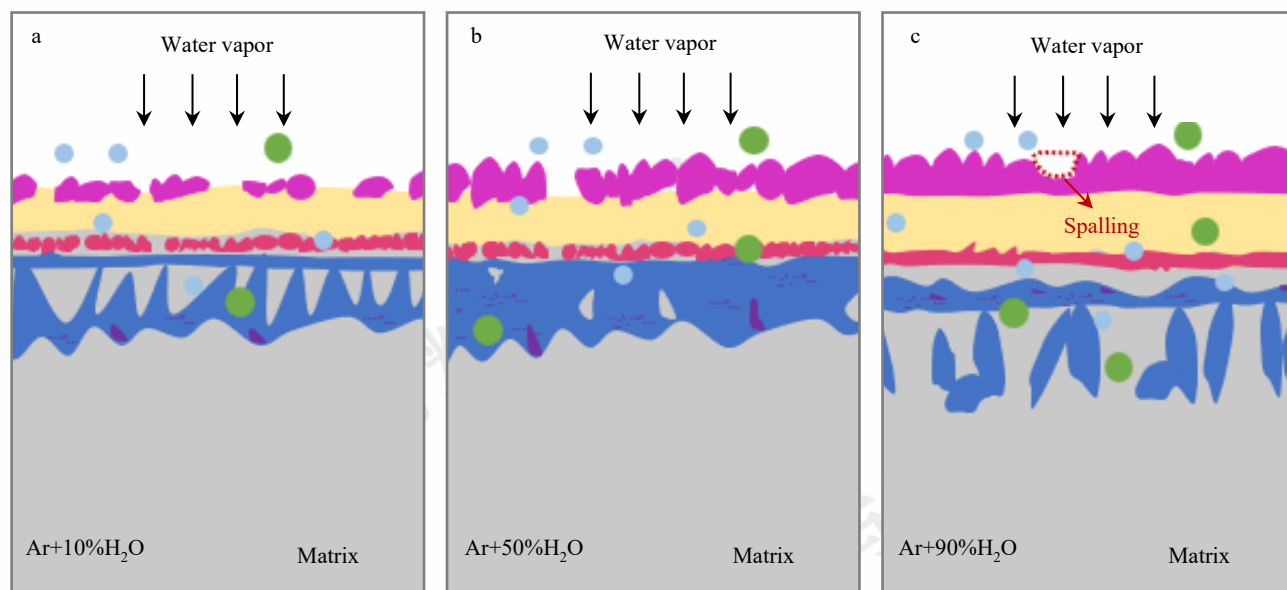


图 10 CM247LC 合金不同水蒸气含量下氧化过程示意图

Fig.10 Schematic Illustration of the Oxidation Process of CM247LC Alloy under Different Water Vapor Contents

5 结论

(1) 水蒸气促进了氧化物的向内和向外生长。随着水蒸气含量从 10%增加至 90%，氧化膜厚度逐渐增加。合金单位面积的氧化增重显著加剧，氧化速率加快。

(2) 水蒸气环境下，Ni 和 Co 元素向外扩散，在合金表面发生外氧化。Cr、Ti、Ta 和 Al 元素在合金内部发生内氧化。

(3) 在不同水蒸气含量下，氧化膜的物相组成相同。合金氧化膜均形成四层结构：第一层为 NiO，第二层为 Cr_2O_3 和 CoCr_2O_4 ，第三层为 TiTaO_4 ，第四层为富 Al 氧化物和 HfO_2 。

(4) 水蒸气加速了 CM247LC 合金的氧化进程。其加速机制主要源于两方面：一是水蒸气分解提供了 O 原子，从而提高合金表面氧分压。二是水蒸气促进 Cr_2O_3 层产生挥发性物质，导致大量孔洞生成，为 O 的向内扩散和合金元素的向外扩散提供通道。

参考文献 References

- [1] Zhai Yadi, Chen Yanhui, Zhao Yunsong *et al. Acta Materialia*[J], 2021, 215: 116991.
- [2] Zhang Jian(张健), Wang Li(王莉), Xie Guang(谢光) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2023, 59(09): 1109.
- [3] Li Cong(李聪), Zhang Zhuo(张卓), Ren Yanjie(任延杰) *et al. Materials China(中国材料进展)* [J], 2025, 44(10): 903.
- [4] Mallikarjuna H T, Richards N L, Caley W F. *Materialia*[J], 2018, 4: 487.
- [5] Lu Jianqing(卢建强), Wang Linlin(王琳琳), Ou Meiqiong(欧美琼) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2025, 54(07): 1873.
- [6] Hu Zeqi, Song Rui, Liu Xunchen *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2026, 1061: 187453.
- [7] Kong Zhiqiang(孔志强), Liu Manping(刘满平), Cui Zhuang(崔壮) *et al. Journal of Netshape Forming Engineering(精密成形工程)*[J], 2023, 15(10): 187.
- [8] Shu Guogang(束国刚), Xuan Weidong(玄伟东), Yu Xu(余旭) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2025, 54(8): 1997.
- [9] Xie Youshui(谢由水), Li Xiaopeng(李晓鹏), Zhao Yihan(赵义瀚) *et al. Journal of Materials Engineering(材料工程)*[J], 2025, 53(9): 65.
- [10] Yu Minghan, Wang Li, Liu Jing *et al. Corrosion Science*[J], 2026, 264: 113748.
- [11] Teng Jianwei, Gong Xiaojuan, Yang Biaobiao *et al. Corrosion Science*[J], 2022, 198: 110141.
- [12] Wu Ying, Narita Toshio. *Surface and Coatings Technology*[J], 2007, 202: 140.
- [13] Wollgarten K, Galiullin T, Nowak W J *et al. Corrosion Science*[J], 2020, 173: 108774.
- [14] Ni Yifan(倪一帆), Yang Changshun(杨昌顺), Wang Miaomiao(王苗苗). *Journal of Chinese Society of Power*

收到初稿日期:

基金项目: 国家自然科学基金(52274386)

作者简介: 车雪雨, 女, 2001 年生, 硕士, 上海大学材料科学与工程学院, 上海 200444, E-mail:3308329627@qq.com

- Engineering*(动力工程学报)[J], 2021, 41(7): 596.
- [15] Xu H, Yang S F, Wang E H *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2024, 174: 15.
- [16] Wu Sajian(吴飒建), Li Jing(李静), Liu Shi(刘实). *Atomic Energy Science and Technology*(原子能科学技术)[J], 2020, 54(4): 648.
- [17] Yang Yali(杨亚丽), Lu Chunhai(陆春海), Huang Juan(黄娟) *et al. Chinese Journal of Catalysis*(催化学报)[J], 2009, 30(4): 328.
- [18] Opila Elizabeth J, Myers Dwight L, Jacobson Nathan S *et al. The Journal of Physical Chemistry A*[J], 2007, 111: 1971.
- [19] Yu Zhongdi, Chen Minghui, Shen Changbin *et al. Corrosion Science*[J], 2017, 121: 10.
- [20] Maris-Sida M C, Meier G H, Pettit F S. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2003, 34: 2609.
- [21] Geng Jihua(耿纪华), Ning Bingkun(宁炳坤), Chen Yongnan(陈永楠) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2026.
- [22] Xiong Jiangying(熊江英), Yin Chao(尹超), Zou Zhihuan(邹志欢) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(12): 3475.
- [23] Chen Guang(陈广), Ding Qian(丁茜), Zhang Guangfeng(张广丰), *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(12): 3553.
- [24] Carl Wagner. *Journal of The Electrochemical Society*[J], 1952, 99: 369.
- [25] Cheng Congqian, Hu Yebing, Cao Tieshan, *et al. Corrosion Science*[J], 2020, 176: 108942.
- [26] Shi Shengkai, Ye Zhengrong, Li Xiaoshuang, *et al. Corrosion Communications*[J], 2024, 15: 42.
- [27] Yang Yifan(杨依凡), Sun Wenyao(孙文瑶), Chen Minghui(陈明辉), *et al. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection*(中国腐蚀与防护学报)[J], 2023, 43(1): 55.
- [28] Zhu Zhongliang(朱忠亮), Ma Chenhao(马辰昊), Li Yuyang(李宇旻), *et al. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection*(中国腐蚀与防护学报)[J], 2022, 42(4): 655.

Study on the Steam Oxidation Behavior of Nickel-Based Superalloy CM247LC

Che Xueyu¹, Xuan Weidong¹, Zhao Dan¹, Liu Ming¹, Yin Minghui¹, Ren Zhongming¹

(1. Shanghai University School of Materials Science and Engineering, National Key Laboratory of Advanced Special Steel, Shanghai 200444, China)

Abstract: A systematic investigation was conducted on the oxidation behavior of nickel-based superalloy CM247LC at 1100 °C for 2 h under different water vapor contents. The surface and cross-sectional morphologies, phase composition, and formation mechanism of the oxide scale were analyzed by means of scanning electron microscopy (SEM), energy-dispersive spectroscopy (EDS), X-ray diffraction (XRD), and thermodynamic calculations. The results indicate that water vapor significantly accelerates the oxidation of CM247LC alloy. As the water vapor content increases, the oxidation weight gain intensifies and the oxide scale thickness gradually rises. The surface oxide scale evolves from fine and uniform oxide particles into coarse particles, which subsequently agglomerate to form a continuous oxide layer. The oxide scale exhibits a multi-layer structure, primarily composed of NiO、Cr₂O₃、HfO₂、TiTaO₄、CoCr₂O₄ and Al-rich oxides. The formation sequence of these oxides is consistent with the order of their Gibbs free energies of formation. Water vapor promotes the growth of oxides and induces spallation of the oxide scale, thereby deteriorating the oxidation resistance of the alloy.

Key words: nickel-based superalloy; water vapor; oxidation kinetics; oxidation mechanism

Corresponding author: Xuan Weidong, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Advanced Special Steel, School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200444, P. R. China, Tel: 0086-21-66136579, E-mail: wdxuan@shu.edu.cn