

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2026.07.10

# 使役应力对 GH3535 合金在熔盐环境中腐蚀行为的影响

王 亮, 孔德英, 马 青

中核嘉华设备制造股份公司, 甘肃 嘉峪关 735100

**摘 要:** 为评估服役应力对镍基高温合金熔盐腐蚀性能的影响, 以 GH3535 合金为研究对象, 采用四点弯曲加载装置施加 348 MPa 拉伸应力, 在 700 °C FLiNaK 熔盐中进行 240 h 浸泡试验。通过失重测试、SEM/EPMA 微观表征及 ICP-OES 熔盐成分分析, 研究应力状态下合金的腐蚀动力学行为、组织演变特征及元素扩散规律。结果表明, 加载试样的单位面积失重达 5.21 mg/cm<sup>2</sup>, 约为空载试样 (1.29 mg/cm<sup>2</sup>) 的 4 倍。空载试样以晶间腐蚀为主, 晶界处腐蚀深度超过 100 μm; 施载后腐蚀形貌由沿晶溶解向晶内迁移转变, 表层形成厚度逾 100 μm 的泡沫状腐蚀影响层, 腐蚀前沿延伸至距表面 300 μm 以深。元素分布分析显示, 晶界区域呈现贫 Cr、贫 Ni、富 Mo 的特征; 腐蚀产物由保护性 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 层转变为非保护性 FeCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 尖晶石相。

**关键词:** GH3535 合金; FLiNaK 熔盐; 应力腐蚀; 晶间腐蚀

**中图分类号:** TG172.82      **文献标识码:** A      **文章编号:** 1001-2303(2026)07-0081-07

## Stress-assisted Corrosion Behaviour of GH3535 Alloy in FLiNaK Molten Salt Environment

WANG Liang, KONG Deying, MA Qing

CNNC Jiahua Equipment Manufacturing Co., Ltd., Jiayuguan 735100, China

**Abstract:** To evaluate the effect of service stress on the molten salt corrosion performance of nickel-based superalloys, GH3535 alloy was investigated using a four-point bending fixture applying 348 MPa tensile stress in FLiNaK molten salt at 700 °C for 240 h immersion tests. Through mass loss measurement, SEM/EPMA microstructural characterization, and ICP-OES molten salt composition analysis, the corrosion kinetics behavior, microstructural evolution characteristics, and elemental diffusion patterns of the alloy under stress conditions were examined. Results showed that the mass loss per unit area of the loaded specimen reached 5.21 mg/cm<sup>2</sup>, approximately 4 times that of the unloaded specimen (1.29 mg/cm<sup>2</sup>). The unloaded specimen exhibited predominantly intergranular corrosion, with corrosion depth at grain boundaries exceeding 100 μm; after loading, the corrosion morphology transitioned from intergranular dissolution to grain interior migration, forming a foam-like corrosion-affected layer exceeding 100 μm in thickness on the surface, with the corrosion front extending to depths greater than 300 μm from the surface. Elemental distribution analysis revealed that the grain boundary region exhibited characteristics of Cr depletion, Ni depletion, and Mo enrichment; corrosion products transformed from a protective Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> layer to a non-protective FeCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> spinel phase. The research results can provide experimental basis for material selection and life prediction of key structural components in molten salt reactors.

**Keywords:** GH3535 alloy; FLiNaK molten salt; stress corrosion; intergranular corrosion

**引用格式:** 王亮, 孔德英, 马青. 使役应力对 GH3535 合金在熔盐环境中腐蚀行为的影响[J]. 电焊机, 2026, 56(7): 81-87.

**Citation:** WANG Liang, KONG Deying, MA Qing. Stress-assisted Corrosion Behaviour of GH3535 Alloy in FLiNaK Molten Salt Environment[J]. Electric Welding Machine, 2026, 56(7): 81-87.

收稿日期: 2025-09-05      修回日期: 2025-10-20

基金项目: 甘肃省科技重大专项(23ZDGH001)

作者简介: 王 亮(1989—), 硕士, 高级工程师, 主要从事金属材料的腐蚀与防护研究。E-mail: wangliang@lshec.com。

## 0 引言

熔盐堆作为国际核能论坛选定的第四代核反应堆候选堆型之一,也是唯一采用液态燃料的反应堆,其基于熔盐的能源生产与储存系统有望为世界提供安全、可靠、高效、低排放且经济的能源<sup>[1-2]</sup>。

熔盐堆结构材料需在严苛的服役条件下稳定工作,面临高温、熔盐腐蚀及核辐射损伤等多重挑战<sup>[3]</sup>。因此,开发适用于熔盐堆的结构材料,不仅要求其具备足够的力学性能,还必须满足服役环境下的化学稳定性(尤其是耐腐蚀性能),这已成为熔盐堆工业化发展的核心问题之一<sup>[4-5]</sup>。

20世纪50、60年代,美国国家实验室为熔盐堆的回路管道、堆芯容器及换热器等关键部件,成功研制出固溶强化的Ni-16Mo-7Cr基高温合金(Hastelloy N)<sup>[6]</sup>。该合金的综合性能,特别是抗腐蚀性能,基本满足熔盐堆的运行要求。为满足我国熔盐堆发展需求,中科院金属研究所研制了镍基高温合金GH3535。该合金成分与Hastelloy N相近,力学性能及耐高温熔盐腐蚀性能亦与之相当。目前,GH3535合金已应用于熔盐堆回路管道、换热器等关键部件的制造,其焊接接头的长期服役可靠性是工程应用中的关键环节<sup>[7, 8]</sup>。

然而,由于熔盐工作温度远高于传统传热介质,结构合金在熔盐作用下可能出现性能退化,微小的环境波动即可能引发表面状态和性能的显著变化<sup>[9]</sup>。准确评估金属在服役负载下的腐蚀行为,是预测其使用寿命的关键。其中,应力腐蚀开裂是奥氏体合金在腐蚀介质中承受高温高压时最常见的失效形式<sup>[10]</sup>。在核电调峰过程中,功率变化导致的热胀冷缩会使熔盐管道承受巨大轴向载荷,甚至引发局部塑性变形。塑性应力会显著加剧腐蚀,例如提高材料的点蚀和晶间腐蚀的敏感性<sup>[11-12]</sup>。而应力腐蚀一旦萌生,极易在熔盐堆设备上快速扩展,导致部件失效和冷却剂泄漏,直接威胁核电站安全运行。值得注意的是,焊接接头区域由于存在残余应力、微观组织不均匀性以及成分偏析等问题,其应力腐蚀敏感性通常高于母材,是熔盐回路系统中潜在的薄弱环节。

鉴于此,本研究以GH3535合金为对象,精确表

征并深入探讨其在FLiNaK熔盐中在使役应力作用下的腐蚀行为,旨在揭示其应力辅助腐蚀机理,从而为熔盐堆核电站的安全可靠运行与推广提供科学支撑。

## 1 试验材料及方法

### 1.1 试验材料

试验所用GH3535热轧镍基高温合金板材由中国科学院金属研究所提供。其显微组织如图1所示,化学成分见表1。该合金基体为奥氏体组织,内部存在大量退火孪晶。此外,晶粒内弥散分布着大量的初生M<sub>6</sub>C型碳化物析出相,其中M代表合金元素(如Ni、Mo、Cr和Fe)。



图1 GH3535合金的微观结构

Fig. 1 Microstructure of GH3535 alloy

表1 GH3535合金的化学成分(质量分数, %)

Table 1 Chemical composition of GH3535 Alloy (wt. %)

| Ni    | Mo   | Cr   | Fe   | Mn   | Si   | Al   | C     | Co    | Ti    |
|-------|------|------|------|------|------|------|-------|-------|-------|
| 70.60 | 17.2 | 6.95 | 4.06 | 0.63 | 0.43 | 0.03 | 0.054 | 0.004 | 0.002 |

试验所用FLiNaK三元共晶熔盐(46.5 mol% LiF-11.5 mol% NaF-42.0 mol% KF)由西亚化学科技有限公司提供,氧含量在80~200 ppm范围内,水分含量(以氢氧化物计)约10 ppm。FLiNaK熔盐在700℃下的主要物理化学性质如表2所示。

### 1.2 应力腐蚀试验

依据弯曲梁应力腐蚀试验标准规程(ASTM G39-99),本研究设计了一套氧化锆四点弯曲夹具用于向试样施加应力,其结构及组装方法如图2所示。在四点弯曲加载下,试样内侧承受压应力,外侧承受拉应力。本研究仅关注试样外侧在拉应力

表2 FLiNaK熔盐在700℃下的主要物理化学性质参数

Table 2 Major physicochemical properties of FLiNaK molten salt at 700℃

| 熔点<br>/°C | 沸点<br>/°C | 密度<br>/(g·cm <sup>-3</sup> ) | 比热容<br>/(J·g <sup>-1</sup> ·°C <sup>-1</sup> ) | 粘度<br>/cP | 热导率<br>/(W·m <sup>-1</sup> ·K <sup>-1</sup> ) |
|-----------|-----------|------------------------------|------------------------------------------------|-----------|-----------------------------------------------|
| 454       | 1570      | 2.02                         | 1.88                                           | 2.9       | 0.92                                          |

作用下的腐蚀行为。试样的挠度通过位移计进行监测,最大挠度(位移)控制在1 mm。最大拉伸应力 $\sigma$ 按公式(1)计算<sup>[13]</sup>:

$$\sigma = \frac{12Ety}{(3H^2 - 4A^2)} \quad (1)$$

式中  $E$  为试样的弹性模量(取值为170 GPa);  $t$  为试样厚度(单位:mm);  $y$  为外支撑点之间的最大挠度(由位移计测量,单位:mm);  $H$  为外支撑点间距,本研究中设置为80 mm;  $A$  为外支撑点与内支撑点

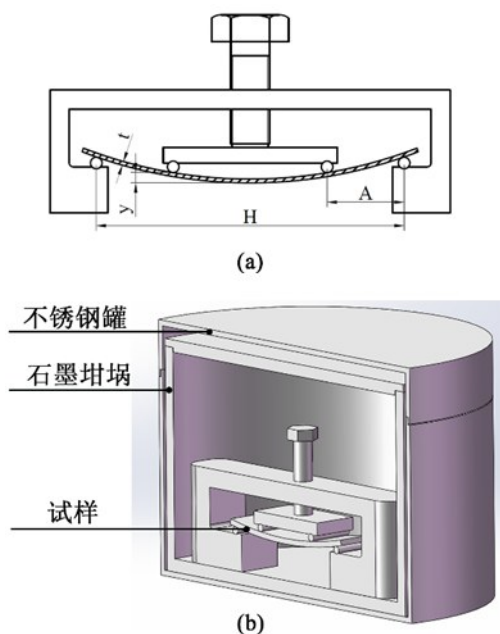


图2 (a)四点弯曲夹具,(b)熔盐腐蚀装置

Fig. 2 (a) Four-point bending fixture; (b) Molten salt corrosion apparatus

之间的距离,本研究中设置为20 mm。计算得到试样外侧所受的最大拉伸应力约为348 MPa。

根据ASTM G1-03标准设计熔盐浸泡腐蚀试验。通过线切割将材料制备成试样,尺寸130 mm×25 mm×3 mm。测试前,试样依次经2000# SiC砂纸研磨、丙酮脱脂和无水乙醇清洗。随后,使用游标卡尺测量尺寸,在精度0.1 mg的电子天平上称重。

实验开始前,将316L不锈钢罐、用于组装试样

的氧化锆夹具以及石墨坩埚,先后用蒸馏水和乙醇清洗,之后置于40℃真空干燥箱中干燥12 h,再转移至充有高纯氩气(99.999%)的手套箱中。在手套箱内,将装有试样的氧化锆夹具放入石墨坩埚。接下来,向坩埚中填充并覆盖800 g FLiNaK三元共晶盐混合物。然后,将整个石墨坩埚组件密封于316L不锈钢罐内。最后,将密封罐转移至马弗炉中,加热至700℃并保温240 h。

此外,为作对比,在相同熔盐腐蚀环境中还测试了由四点弯曲夹具组装但未施加应力的试样。为保障结果可靠性,应力加载组与无应力对照组各设置3个平行试样,所有试样均在700℃、240 h的相同熔盐环境下进行腐蚀试验。腐蚀试验结束后,先将316L不锈钢罐随炉冷却至室温。之后,取出试样,将其浸入1.0 mol/L Al(NO<sub>3</sub>)<sub>3</sub>溶液中24 h,以彻底去除表面残留的FLiNaK盐。最后,对试样进行酒精超声波清洗、干燥、称重,并储存于真空干燥箱中,以备后续取样与表征。

为保证结果可靠性,每种实验条件重复三次,结果取平均值。腐蚀失重以单位面积的质量损失( $\Delta W/A$ )表示。腐蚀速率(CR)按公式(2)计算<sup>[14]</sup>:

$$CR = \frac{K \cdot \Delta W}{A \cdot \rho \cdot T} \quad (2)$$

式中  $CR$  为腐蚀速率(单位:g/m<sup>2</sup>·h);  $K$  为常数,  $K=1.00 \times 10^4$  g·cm<sup>3</sup>/(m<sup>2</sup>·h·g);  $\Delta W$  为腐蚀前后试样的质量差(单位:g);  $A$  为腐蚀前试样的总表面积(单位:cm<sup>2</sup>);  $T$  为浸泡时间(单位:h)。

### 1.3 微观组织表征

本研究采用光学显微镜(OM, Zeiss Axio vert. A1)观察GH3535合金的组织特征,其样品制备过程包括:先进行机械抛光(依次使用400#至2000# SiC砂纸打磨,最后用0.05 μm氧化铝悬浮液抛光至镜面),随后用王水(HNO<sub>3</sub>:HCl=1:3,体积比)浸湿无绒棉球轻拭表面侵蚀20 s,并立即用无水乙醇超声清洗,干燥备用。利用扫描电子显微镜(SEM, FEI Nanosem 430)观察熔盐浸泡后试样的腐蚀形貌。借助电子探针显微分析仪(EPMA, 岛津 EPMA-1600)检测合金元素分布采用电感耦合等离子体发射光谱法(ICP-OES; Thermo ICP 6300)分析腐蚀后熔盐的化学成分。

## 2 试验结果与讨论

### 2.1 腐蚀失重

图3为空载与施加载荷的GH3535合金试样在700℃FLiNaK熔盐中浸泡240h后的质量损失规律。空载试样和加载试样的质量损失分别为 $1.29 \pm 0.16 \text{ mg/cm}^2$ 和 $5.21 \pm 1.35 \text{ mg/cm}^2$ ,对应的平均失重速率则分别为 $0.0054 \text{ mg/cm}^2 \cdot \text{h}$ 和 $0.027 \text{ mg/cm}^2 \cdot \text{h}$ 。结果表明,施加应力显著加剧了合金的腐蚀失重,加载试样的质量损失及失重速率均约为空载试样的4倍。这清楚表明,应力对GH3535合金在熔盐环境中的腐蚀行为具有重要影响。

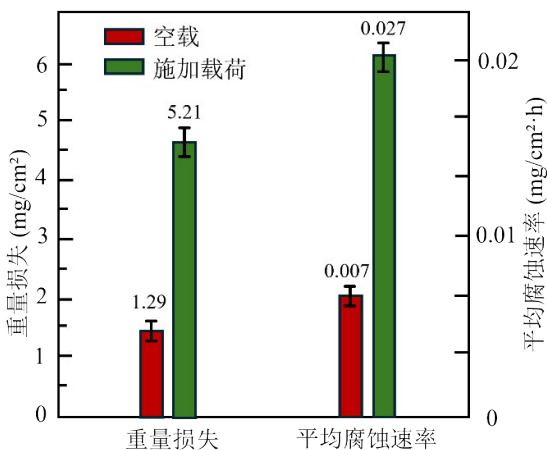


图3 GH3535合金试样在FLiNaK熔盐中浸泡240h后的质量变化特征

Fig. 3 Mass change characteristics of GH3535 alloy specimens after immersion in FLiNaK molten salt for 240 hours

进一步测量了腐蚀试验前后FLiNaK熔盐中合金元素含量的变化,如图4所示。施加载荷的试样对应的熔盐中合金元素含量变化幅度明显大于空载试样;同时观察到,无论是否施加应力,熔盐中Mo、Cr、Ni元素的含量在腐蚀后均有所增加,其中Mo元素的增量最大,Cr元素次之;与之相反,Fe元素的含量则呈现下降趋势。这种特征性的元素分布变化源于腐蚀过程中的置换反应<sup>[15-16]</sup>:腐蚀产物中的 $\text{FeF}_3$ 会与合金基体中的Mo、Cr发生反应,导致 $\text{Fe}^{3+}$ 被还原并从熔盐中析出,以固态Fe的形式重新沉积;与此同时,Mo和Cr则溶解进入熔盐,导致其浓度相应升高。

### 2.2 腐蚀形貌与元素分布

图5为GH3535合金在空载与施载条件下腐蚀

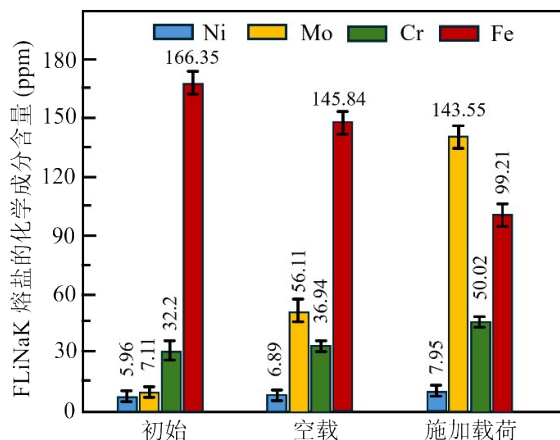


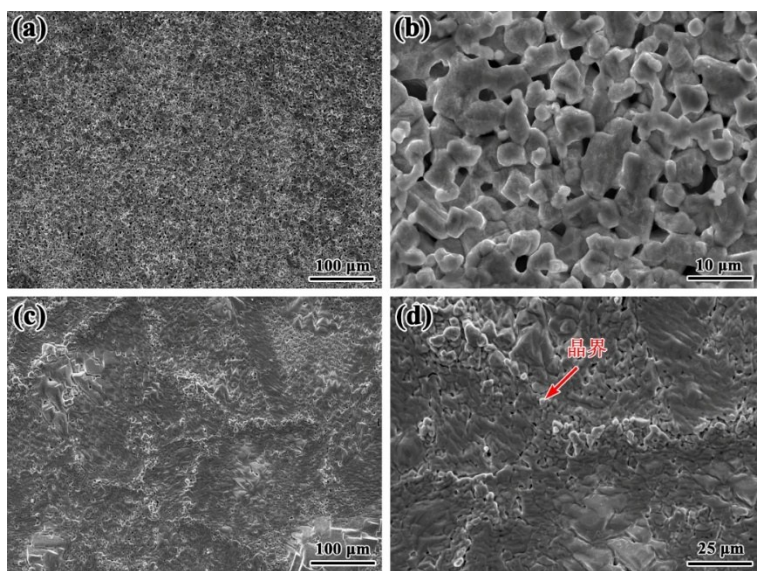
图4 腐蚀试验前后FLiNaK熔盐中合金元素含量的变化

Fig. 4 Change in alloying element content in FLiNaK molten salt before and after corrosion testing

后的表面形貌。空载试样表面形成均匀但多孔结构的腐蚀膜;而施载试样表面则出现显著的脊状突起,其走向特征与包围区域的尺寸分布均与合金的晶界形貌及晶粒尺度高度吻合。这一现象表明,应力作用显著加剧了晶界区域的腐蚀反应进程,甚至促使晶界成为腐蚀扩展的主导路径。

图6对比了GH3535合金在空载与施载条件下腐蚀后的横截面形貌。尽管空载试样表面腐蚀膜均匀(见图5a),但从横截面形貌可看出呈现典型的晶间腐蚀特征(见图6a,6b),表面晶界区域普遍发生深度超过 $100 \mu\text{m}$ 的腐蚀裂纹;而施载试样近表面形成泡沫状腐蚀影响层,其腐蚀进程呈现显著阶段性:初始阶段腐蚀沿晶界快速扩展,导致晶界区域形成疏松多孔结构(见图6d);后续阶段腐蚀由晶界向晶内迁移,腐蚀前沿已延伸至距表面 $300 \mu\text{m}$ 深区域,同时表层完全溶解的腐蚀层厚度超过 $100 \mu\text{m}$ 。

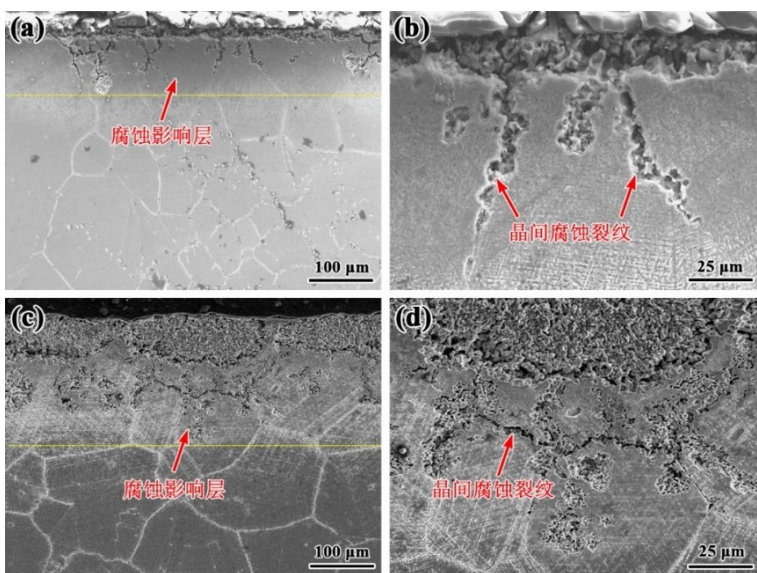
为深入分析合金元素的扩散机制,采用EPMA对施加载荷的GH3535合金试样近表面区域的主要合金元素分布进行了测量,如图7所示。结果表明,熔盐侵入的晶界区域呈现出贫铬(Cr)、贫镍(Ni)和富钼(Mo)的特征。这一现象与合金元素在FLiNaK熔盐中的反应活性密切相关:其主要合金元素生成氟化物的倾向性顺序为 $\text{Cr} > \text{Fe} > \text{Ni} > \text{Mo}$ ,如图8所示。该顺序表明,Cr、Fe、Ni元素与熔盐及其杂质的亲和力显著高于Mo元素。因此,在晶界处,亲和力强的Cr、Fe、Ni元素优先溶解进入熔盐,并沿着晶界快速向基体表面扩散。晶界扩散之所以占主导,是



(a,b)空载,(c,d)施载

图5 GH3535合金腐蚀测试后的表面形貌

Fig. 5 Surface morphology of GH3535 alloy after corrosion testing



(a,b)空载,(c,d)施载

图6 GH3535合金腐蚀测试后的横截面形貌

Fig. 6 Cross-sectional morphology of GH3535 alloy after corrosion testing

因为晶界处的原子处于高能态(偏离平衡位置)且存在大量缺陷(如空位、杂质原子和位错),使得溶质原子沿晶界向表面扩散的速率远高于其从晶粒内部向晶界补充的速率。最终,这种扩散动力学的不平衡导致了晶界处Cr和Ni元素的显著贫化。相反,Mo元素由于与熔盐及杂质的亲和力弱,难以溶解形成 $\text{MoF}_3$ 并沿晶界向外扩散,因此得以在晶界区域相对富集。

### 2.3 应力辅助腐蚀机理讨论

在高温熔盐环境中,合金基体中的所有元素理论上均有机会与熔盐杂质(如 $\text{H}_2\text{O}$ )发生反应。反应起始于金属元素M(代表GH3535合金中的主要元素Fe、Cr、Ni等)的氧化溶解: $\text{M} \rightarrow \text{M}^{n+} + ne^-$ 。溶解的金属离子 $\text{M}^{n+}$ 随后可能发生水解反应: $\text{M}^{n+} + n\text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{M}(\text{OH})_n + n\text{H}^+$ ,生成的氢氧化物 $\text{M}(\text{OH})_n$ 进一步脱水形成氧化物: $2\text{M}(\text{OH})_n \rightarrow \text{M}_2\text{O}_n + n\text{H}_2\text{O}^{[17]}$ 。

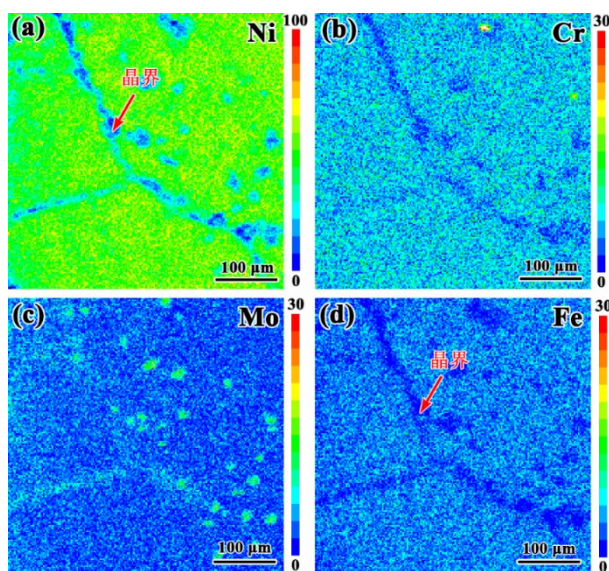


图7 施加载荷试样腐蚀后近表面区域的元素分布特征  
Fig. 7 Element distribution characteristics in the near-surface region of the loaded specimen after corrosion

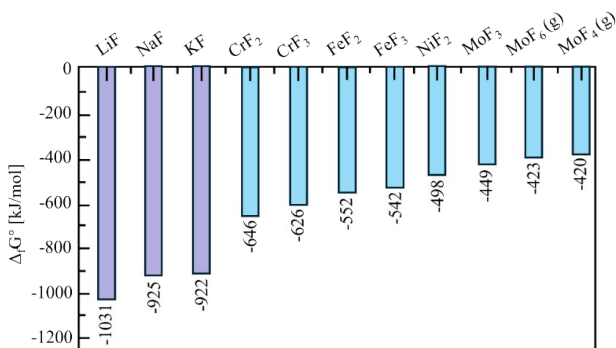


图8 GH3535主要合金元素的氟化物的吉布斯自由能  
Fig. 8 Gibbs free energy change for fluorides of major alloying elements in GH3535 alloy

与其他主要元素(Ni、Fe)相比,Cr与H<sub>2</sub>O的亲合力更高,因此在基体表面优先生成Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub><sup>[16]</sup>。这些Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>颗粒聚结形成致密连续的钝化层,有效阻碍了阴离子向内扩散以及Fe、Ni阳离子向外扩散。因此,后续氧化膜的生长速率主要受限于金属离子在该富铬氧化物层中的扩散能力。已知各种离子在Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>中的扩散速率顺序为: $D_{\text{Fe}^{2+}} > D_{\text{Ni}^{2+}} \geq D_{\text{Cr}^{3+}}$ <sup>[19-20]</sup>。Fe<sup>2+</sup>和Ni<sup>2+</sup>的快速扩散促使它们迁移至氧化膜最外层,并分别沉积形成Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>和NiO。然而,高温下Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>本身不够稳定,向外扩散的Fe<sup>2+</sup>可与其反应生成尖晶石结构的FeCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub><sup>[21]</sup>。

施加应力后,基体中的空位浓度显著升高,这为元素通过空位机制进行扩散提供了更多通道和

更高的概率。同时,金属原子的化学势增量可表示为<sup>[22]</sup>:

$$\Delta\mu_M = RT \ln \frac{N}{N_0} \quad (3)$$

式中  $N_0$ 和 $N$ 分别代表施加应力前后基体中的空位浓度(而非位错密度); $R$ 为气体常数( $R=N_A k$ ); $N_A$ 为阿伏伽德罗常数; $k$ 为玻尔兹曼常数; $T$ 为绝对温度(单位:K)。该式表明,基体中的化学势随空位浓度 $N$ 的增加而升高。

应力导致的塑性变形产生大量空位、位错等缺陷,显著提高了金属基体的势能。金属原子从基体向氧化层扩散需要足够的化学势梯度作为驱动力。因此,空位浓度升高和势能增加共同作用,驱动更多的Fe原子向氧化层扩散。这进一步促进了Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>层的成分演变,推测保护性Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>层可能因大量Fe<sup>2+</sup>的向内扩散而逐渐转化为非保护性的尖晶石型复合氧化物(如FeCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>)<sup>[22]</sup>,从而消耗了富铬保护层,最终导致基体的耐腐蚀性能下降。

### 3 结论

本研究系统考察了GH3535镍基高温合金在700 °C FLiNaK熔盐环境中服役应力对其腐蚀行为的影响机制,获得以下主要结论:

(1)应力显著加速腐蚀进程。在700 °C FLiNaK熔盐中,应力使GH3535合金的腐蚀速率显著提升,严重威胁熔盐堆管道安全运行。

(2)应力诱导腐蚀模式转变。空载条件下腐蚀主要表现为晶间腐蚀,表面晶界区域普遍发生深度超过100 μm的腐蚀裂纹;施加应力后,腐蚀进程转变为两阶段模式:首先沿晶界快速溶解形成疏松通道,继而向晶内迁移,导致表层形成泡沫状腐蚀层。

(3)应力加剧腐蚀的微观机制。塑性变形导致空位浓度增加,提升元素化学势,促进Cr、Ni元素沿晶界扩散并在晶界处贫化;同时,应力加速保护性Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>层向非保护性FeCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub>尖晶石相的转变,从而削弱合金的耐蚀性能。

### 参考文献:

- [1] 周兴泰,李志军,陆燕玲,等. 钎基熔盐堆材料发展战

- 略[J]. 中国工程科学, 2019, 21(1): 29–38.
- ZHOU X T, LI Z J, LU Y L, et al. Development strategy for thorium molten salt reactor materials[J]. Strategic Study of CAE, 2019, 21(1): 29–38.
- [2] Humphrey U E, Khandaker M U. Viability of thorium-based nuclear fuel cycle for the next generation nuclear reactor: Issues and prospects[J]. Renewable and Sustainable Energy Reviews, 2018, 97: 259–275.
- [3] 娟侯, 俞国军, 华孙, 等. 熔盐堆中结构材料的腐蚀研究[J]. 核科学与工程, 2018, 38(2): 171–185.
- HOU J, Yu G J, HUA S, et al. Research progresses on structural materials corrosion in molten salt reactor[J]. Nuclear Science and Engineering, 2018, 38(2): 171–185.
- [4] Liang W, Li X, Wang Y, et al. Understanding of the stress assisted cracking behavior of Ni-based alloy GH3535 in molten LiF–NaF–KF salt[J]. Corrosion Science, 2025, 254: 113038.
- [5] 涛刘, 董加胜, 光谢, 等. GH3535合金在FLiNaK熔盐中的腐蚀行为[J]. 金属学报, 2015, 51(9): 1059–1066.
- LIU T, DONG J S, XIE G, et al. Corrosion behavior of GH3535 superalloy in FLiNaK molten salt [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(9): 1059–1066.
- [6] Jiang D, Zhang D, Li X, et al. Fluoride–salt–cooled high-temperature reactors: Review of historical milestones, research status, challenges, and outlook[J]. Renewable and Sustainable Energy Reviews, 2022, 161: 112345.
- [7] Song A, Liu C, Leng B, et al. Superior corrosion resistance of the weld metal in a GH3535/Inconel 625 dissimilar joint in molten nitrate salts [J]. Corrosion Science, 2026, 271: 114090.
- [8] Dai N, Leng B, Liu H, et al. Insights into crevice corrosion in high temperature molten salt system: nickel-based GH3535 alloy exposed to static FLiNaK salt at 700 °C [J]. Journal of Nuclear Materials, 2026, 626: 156584.
- [9] Li X, Chang L, Liang W, et al. Creep deformation and fracture of Ni-based alloy GH3535 in molten FLiNaK and Ar environment[J]. Corrosion Science, 2025, 250: 112902.
- [10] Ehrnsten U, Andresen P L, Que Z. A review of stress corrosion cracking of austenitic stainless steels in PWR primary water[J]. Journal of Nuclear Materials, 2024, 588: 154815.
- [11] Ning Z, Li Z, Zhou Q, et al. Mechanistic insights into electrochemical–mechanical coupling: PDM-based explanation for accelerated pitting corrosion of 09CrCuSb under low elastic stress [J]. Corrosion Science, 2025, 251: 112917.
- [12] Zhou Y, Liu J, Chen K, et al. Predicting intergranular stress corrosion cracking of stainless steels in high-temperature water by incorporating crystallographic factor[J]. Acta Materialia, 2025, 297: 121322.
- [13] ASTM G39–99, Standard practice for preparation and use of bent-beam stress–corrosion test specimens [S]. ASTM International, 2016.
- [14] Gu Y, Zhang W, Xu Y, et al. Stress-assisted corrosion behaviour of Hastelloy N in FLiNaK molten salt environment[J]. npj Materials Degradation, 2022, 6: 90.
- [15] Ai H, Liu Y, Shen M, et al. Dissolved valence state of iron fluorides and their effect on Ni-based alloy in FLiNaK salt[J]. Corrosion Science, 2021, 192: 109794.
- [16] Liu Y, Song Y, Ai H, et al. Corrosion of Cr in molten salts with different fluoroacidity in the presence of CrF3 [J]. Corrosion Science, 2020, 169: 108636.
- [17] Tan J, Wu X, Han E, et al. The effect of dissolved oxygen on fatigue behavior of Alloy 690 steam generator tubes in borated and lithiated high temperature water [J]. Corrosion Science, 2016, 102: 394–404.
- [18] Xu Y, Jing H, Xu L, et al. Effect of overload on the oxidation behavior of CF8A austenitic stainless steel in a high-temperature water environment [J]. Corrosion Science, 2020, 162: 108219.
- [19] Dieckmann R, Mason T O, Hodge J D, et al. Defects and cation diffusion in magnetite (III.) tracerdiffusion of foreign tracer cations as a function of temperature and oxygen potential [J]. Berichte der Bunsengesellschaft für physikalische Chemie, 1978, 82(8): 778–783.
- [20] Dieckmann R. Point defects and transport properties of binary and ternary oxides [J]. Solid State Ionics, 1984, 12: 1–22.
- [21] Wang J, Zhu T, Wu Y, et al. The effect of nano-sized precipitates on stress corrosion cracking propagation of Alloy 718 under constant loads in PWR primary water [J]. Corrosion Science, 2025, 242: 112577.
- [22] Xu Y, Jing H, Xu L, et al. Microstructural evolution and oxidation behaviour of CF8A austenitic stainless steel during corrosion fatigue in a simulated pressurised water reactor environment [J]. Corrosion Science, 2020, 163: 108286.