

含铝强化奥氏体钢在 550 °C 液态铅铋中的腐蚀行为*

甘舒匀¹⁾ 徐帅^{1)†} 李炳生²⁾ 柴林江³⁾ 陈黎明²⁾ 何晓珣²⁾
汪利²⁾ 刘思捷²⁾ 文春梅¹⁾ 李佳奇²⁾ 伍忠政²⁾

1) (西南科技大学材料与化学学院, 绵阳 621010)

2) (西南科技大学, 环境友好能源国家重点实验室, 绵阳 621010)

3) (重庆理工大学材料成型及控制工程系, 重庆 400054)

(2023 年 7 月 7 日收到; 2023 年 11 月 27 日收到修改稿)

先进铅冷快堆和加速器驱动次临界系统商业化的关键材料问题是结构材料与铅基冷却剂之间的相容性问题, 结构钢材料需要在高温液态铅铋共晶中具有优异的抗腐蚀能力. 含铝强化奥氏体钢 (alumina-forming austenite steel, AFA 钢) 因其表面可以形成 Al_2O_3 膜而在极端环境中具有良好的耐蚀性能. 本文研究了降低 Ni 元素成分和高温预氧化对 AFA 钢耐铅铋腐蚀性能的影响, 利用扫描电子显微镜、能量色散 X 射线光谱仪、X 射线衍射技术, 对 AFA 钢在 550 °C 液态铅铋饱和溶氧条件下腐蚀 600 h 的氧化层形貌及结构进行表征. 结果表明: 降低合金中 Ni 含量和高温预氧化处理都会促进样品表面形成保护性 Al_2O_3 氧化膜, 进而降低腐蚀层厚度, 提升材料耐铅铋腐蚀性能.

关键词: 铝强化奥氏体钢, 氧化层, 铅铋共晶, 高温预氧化

PACS: 61.66.Dk, 68.18.-g, 68.47.Gh

DOI: 10.7498/aps.73.20231103

1 引言

铅冷快堆经过了几十年的研究, 在堆型设计、冷却剂选择及氧控技术等方面取得了较大的技术突破, 但是结构材料耐蚀性问题目前仍是制约铅冷快堆发展的主要因素. 液态铅铋共晶 (lead bismuth eutectic, LBE) 会对结构材料中的 Cr, Ni 等元素进行溶解腐蚀或氧化腐蚀, 极大影响结构材料的性能^[1-5].

目前国内外都在积极开展铅基快堆中的结构材料的研发, 从技术成熟度和经济性角度, 国际上推荐的选材方案包括奥氏体钢和铁素体/马氏体钢. 铁素体/马氏体钢在铅基系统中具有较优异的

耐腐蚀性能和抗辐照性能, 但在 200—450 °C 应用时, 容易出现液态金属脆化现象, 辐照损伤或应力加载还会加速材料液态金属脆化^[6-10]. 与铁素体/马氏体钢相比, 奥氏体钢不存在液态金属脆化现象, 在高温下表现出更优异的抗蠕变性能, 且以 316L 和 15-15Ti 为代表的传统奥氏体钢整体机械性能和焊接性能优异, 所以被作为铅基快堆结构材料的重要候选材料^[9-11]. 但传统奥氏体钢中的 Ni 元素较高, 而 Ni 元素在铅铋中的溶解度远高于 Fe, Cr 元素, 因此, 在溶解腐蚀方面传统奥氏体钢比铁素体/马氏体钢要严重得多^[3,12,13].

为了克服上述材料的性能不足, 研究人员将目光转向了可在腐蚀环境中生成保护性 Al_2O_3 膜的含铝奥氏体不锈钢, 俗称铝强化奥氏体钢 (alu-

* 高等学校博士学科点专项科研基金 (批准号: 20zx7104) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: shuaixu2020@swust.edu.cn

mina-forming austenitic stainless steels, AFA 钢). AFA 钢最早由美国国家橡树岭实验室在 2007 年提出^[14,15], 属于一种耐热钢, 可应用于 600—900 °C 的高温环境, 其主要的合金成分为 Fe, Ni, Cr, Al, Mo, Mn, Nb, 比较出名的 AFA 钢的成分设计为 20Ni14Cr2.5Al2.5Mo2Mn0.86Nb0.1C (注: 无特殊说明, 全文合金成分数字都表示质量分数, 余量为 Fe). 然而, 目前 AFA 钢中 Ni 的质量分数一般控制在 20%—25%^[16-23], 较高的 Ni 含量在氧浓度较低 (10⁻⁸% 以下) 的条件下更容易被溶解腐蚀^[2], 在不控氧条件下 Ni 元素在 LBE 中的溶解度也较 Fe, Cr 元素在 LBE 中的溶解度更高, 也容易被 LBE 溶解腐蚀^[24], 从而影响结构材料的使用年限和反应堆的安全性能, 且 Ni 成本较高. 因此, 本研究的第一个目标就是研究降低 Ni 含量的 AFA 钢, 探究其在饱和氧浓度液态铅铋中的抗腐蚀性能.

根据目前的研究报道, 过低的 Al 元素含量将不能形成致密的 Al₂O₃ 层, 而 AFA 钢中具有一定的 Cr 含量, 利用 Cr 的第三元素效应促使少量 Al (质量分数约 2.5%) 能生成保护性 Al₂O₃ 膜, 因此为了形成有保护性效果的 Al₂O₃ 氧化层, AFA 钢中 Al 质量分数一般控制在 2.5%—4.0% 之间^[15,20-23,25,26]. AFA 钢在液态铅铋环境中腐蚀时, 由于液态铅铋腐蚀条件苛刻, 材料或许在第一时间并不能形成致密 Al₂O₃ 膜, 从而对样品的保护性能不理想. 因此可以对样品提前进行高温预氧化, 得到致密 Al₂O₃ 膜. Chen 等^[27-29] 通过对含铝不锈钢进行高温静态氧化实验, 使样品表面预先形成致密的 Al₂O₃ 层, 在一定程度上保护基体不受侵蚀. 因此, 本研究的第二个目标就是对样品进行预氧化表面处理, 通过在一定温度下高温氧化, 提前得到一层具有保护性的氧化膜. 探究预氧化后的 AFA 钢在液态铅铋中的抗腐蚀性能.

综上, 本实验采用真空熔炼法制备 Fe-18Ni-14Cr-3Al-4Mo-2Nb-0.1C (简称为 18-Ni 钢) 和 Fe-25Ni-14Cr-3Al-4Mo-2Nb-0.1C (简称为 25-Ni 钢), 进行 550 °C 饱和氧条件下静态 LBE 腐蚀试验, 探

明 Ni 含量变化以及预氧化处理对 AFA 钢的腐蚀性能影响.

2 实验

2.1 材料制备

采用真空熔炼法制备设计成分为 Fe-18Ni-14Cr-3Al-4Mo-2Nb-0.1C (质量分数 (%), 下同, 简称为 18-Ni 钢) 和 Fe-25Ni-14Cr-3Al-4Mo-2Nb-0.1C (简称为 25-Ni 钢) 的 AFA 钢. 钢锭在 1200 °C 条件下按 3:1 的锻造比进行锻造, 接着进行空冷. 18-Ni 钢和 25-Ni 钢实际化学成分如表 1 所示.

对锻造态 18-Ni 钢和 25-Ni 钢进行电子背散射衍射 (electron back scatter diffraction, EBSD) 和扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM) 分析, 如图 1 所示. 通过 EBSD 结果分析表明, 18-Ni 钢具有奥氏体 γ (图 1(b) 红色区域) 和铁素体 α 双相结构 (图 1(b) 蓝色区域), 铁素体相中所占比例为 3.85%, 25-Ni 钢由于稳定奥氏体相的 Ni 元素含量较高, 组织全为奥氏体相结构. 此外, SEM 分析还表明, 18-Ni 钢铁素体相中存在大量球形颗粒 (图 1(c) 中 α 相区域), 尺寸为几十至一百纳米, 这与 Chen 等^[30-32] 的研究结果一致, 为 B2-NiAl 相.

18-Ni 钢出现明显铁素体相, 利用 Thermal-Calc 软件针对不用 Ni 含量成分设计的 AFA 钢进行了相图计算, 绘制出了相关相图, 如图 2 所示. 可以看出, 在 1200 °C, 两种钢的主要物相为面心立方 (fcc) 的奥氏体相, 占比约 100%, 随着温度降低, 体心立方 (bcc) 的铁素体相不断增加, 在同一温度条件下, 18-Ni 钢铁素体相含量更高, 比如, 在 600 °C 时, 18-Ni 钢的铁素体相含量为 33.9%, 奥氏体相含量为 56.8%, 而 25-Ni 钢的铁素体相含量为 0%, 奥氏体相含量为 87.8%, 验证了 Ni 含量是扩大奥氏体相区的元素, 此外, 随着温度降低, Laves 相、M₂₃C₆ 等析出相总的含量也不断增大.

表 1 18-Ni 钢和 25-Ni 钢的实际化学成分 (质量分数, %)

Table 1. The actual chemical composition of 18-Ni steel and 25-Ni steel (mass percentage, %).

	Ni	Cr	Al	Mo	Nb	Fe
18-Ni	19.25	14.21	2.66	3.62	1.8	Bal.
25-Ni	26.67	14.11	2.76	3.55	1.81	Bal.

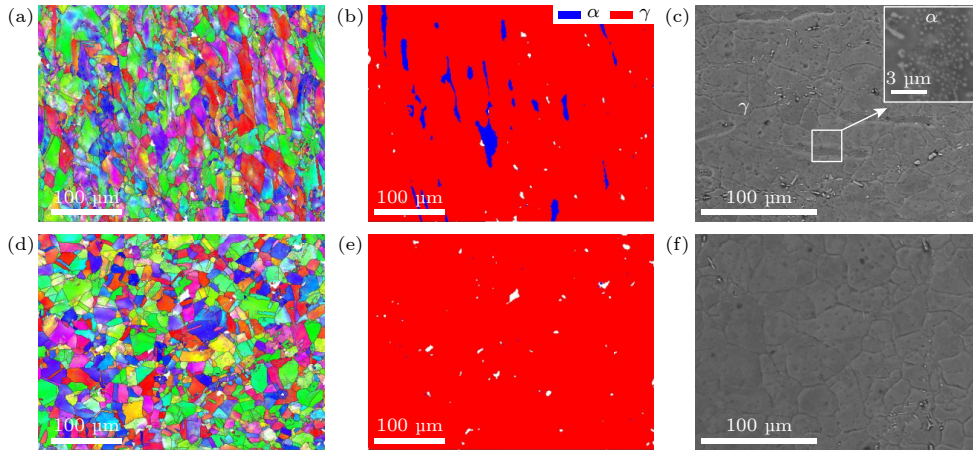


图 1 锻造态钢的EBSD图和SEM图 (a) 18-Ni钢EBSD图; (b) 基于图(a)的18-Ni钢相分布图; (c) 18-Ni钢SEM图, 右上角图像放大了 α 相区域; (d) 25-Ni钢EBSD图; (e) 基于图(d)的25-Ni钢相分布图; (f) 25-Ni钢SEM图

Fig. 1. EBSD and SEM images of steels: (a) EBSD images of 18-Ni steel; (b) phase distribution of 18-Ni steel; (c) SEM image of 18-Ni steel, the upper right corner picture magnifies the of α phase area; (d) 25-Ni steel EBSD image; (e) phase distribution of 25-Ni steel; (f) 25-Ni steel SEM image.

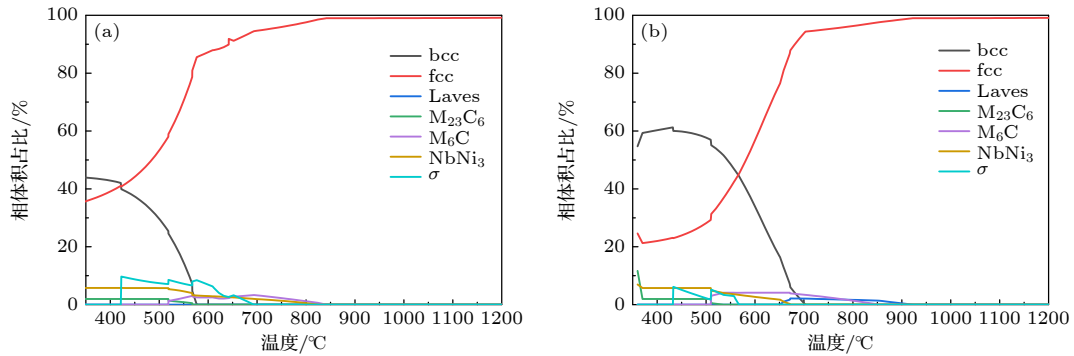


图 2 不同成分钢相体积分比随温度变化相图 (a) 18-Ni钢; (b) 25-Ni钢

Fig. 2. Phase volume-temperature phase diagrams of different steels: (a) 18-Ni steel; (b) 25-Ni steel.

2.2 铅铋腐蚀实验

从锻造钢锭上切割尺寸为 $10\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 1\text{ mm}$ 的方形试样, 利用 400#—2000#砂纸对试样表面进行打磨, 接着进行丙酮清洗和脱脂处理. 将准备好的试样进行后续铅铋腐蚀试验和预氧化试验. 铅铋腐蚀试验在高温铅铋炉 (SRS13A) 中进行, 预氧化试验在马弗炉 (XMTA-87000) 中进行. 将样品分成 3 组, 第 1 组腐蚀样品被安装在样品夹中, 用铁棒绑住样品夹置于炉内, 腐蚀温度为 $550\text{ }^\circ\text{C}$, 腐蚀时间为 600 h. 第 2 组与第 3 组样品在马弗炉中 $850\text{ }^\circ\text{C}$ 保温 20 h 进行预氧化, 第 2 组样品只进行预氧化, 第 3 组样品预氧化后, 再同第 1 组腐蚀条件一样进行铅铋腐蚀测试.

2.3 腐蚀后表征

铅铋腐蚀结束后, 使用清洗液 (CH_3COOH :

$\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}:\text{H}_2\text{O}_2 = 1:1:1$) 将样品浸泡 12 h, 去除表面铅铋, 再使用无水乙醇以及丙酮进行清洗. 将清洗好的样品利用扫描电子显微镜 (scanning electron microscopy, SEM)(TM4000) 分析腐蚀产物表面形貌, 利用 X 射线衍射 (X-ray diffraction, XRD)(Smartlab 型) 分析腐蚀产物结构. 为了进一步表征腐蚀产物成分、分布情况和厚度等, 将样品进行冷镶后利用 SEM、能谱仪 (energy dispersive spectrometer, EDS) 表征了腐蚀产物截面. 预氧化样品也进行了类似的表征, 其中对未腐蚀的预氧化样品使用拉曼光谱 (Raman(Renishaw)) 在激光波长 532 nm 条件下进行表面氧化物的物相分析.

3 实验结果与分析

3.1 锻造态样品铅铋腐蚀行为表征与分析

由于实验钢样品使用样品夹进行实验, 使得

实验钢被夹持区域在 550 °C 条件下未受到大量 LBE 的腐蚀, 氧化产物宏观形貌如图 3 所示, 而 XRD 实测为实验钢表面全部区域, 故 XRD 结果为实验钢表面所有氧化物的物相结果, 因此由 LBE 腐蚀区域形成的氧化物主要由形貌及元素分析进行确认. 锻造态 18-Ni 钢和 25-Ni 钢在 550 °C 的 LBE 中腐蚀 600 h 后的 XRD 图谱如图 4 所示, 腐蚀后的 18-Ni 钢表面衍射峰对应的物相主要包括 Fe_3O_4 (PDF: 04-007-1061), Al_2O_3 (PDF: 01-086-1410) 和 MoFeO_4 (PDF: 04-002-5150), 25-Ni 钢表面的衍射峰对应的物相主要包括 Fe_3O_4 , Al_2O_3 , MoFeO_4 , $(\text{Cr, Fe})_2\text{O}_3$ (PDF: 00-002-1357) 和奥氏体基体相. 25-Ni 钢较 18-Ni 钢出现较强的基体相可能是 25-Ni 钢的被夹持区域氧化层较薄的缘故. 在 18-Ni 和 25-Ni 钢都检测到 Al_2O_3 的峰, 说明 18-Ni 钢和 25-Ni 钢腐蚀后都有 Al_2O_3 的生成.

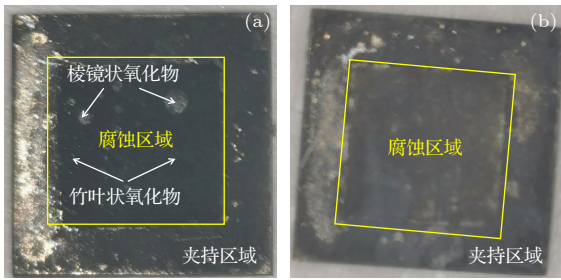


图 3 锻造态样品在 550 °C LBE 腐蚀 600 h 后宏观形貌图 (a) 18-Ni 钢; (b) 25-Ni 钢

Fig. 3. Macro morphology of the forged steels after 600 h LBE corrosion at 550 °C: (a) 18 Ni steel; (b) 25-Ni steel.

锻造态 18-Ni 钢和 25-Ni 钢腐蚀后表面形貌如图 5 所示, 18-Ni 钢表面氧化层出现竹叶状和棱状的氧化物颗粒, 如图 5(b) 所示. 棱状氧化物尺寸在 2 μm 左右, 竹叶状氧化物长度超过 3 μm , 竹叶状氧化物十分疏松, 使得金属离子、氧离子和铅铋在其扩散更容易. 在 18-Ni 钢氧化层表面发现部分腐蚀层厚度较薄的区域, 与前面分析的 EBSD 数据相比较, 此区域分布形态和 α 相分布极为相似, 说明双相中的 α 相抗腐蚀性能优于 γ 相, 导致腐蚀层厚度增长速率不一致. 25-Ni 钢表面氧化物颗粒全为竹叶状, 如图 5(d) 所示, 整体氧化层 (图 5(c)) 较 18-Ni 钢更为疏松, 铅铋更容易进入基体对其腐蚀.

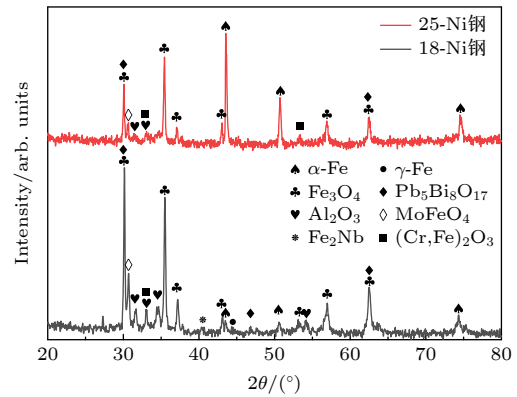


图 4 锻造态 18-Ni 钢和 25-Ni 钢在 550 °C LBE 中腐蚀 600 h 后表面 XRD 图

Fig. 4. XRD patterns of forged 18-Ni steel and 25-Ni steel after 600 h LBE corrosion at 550 °C.

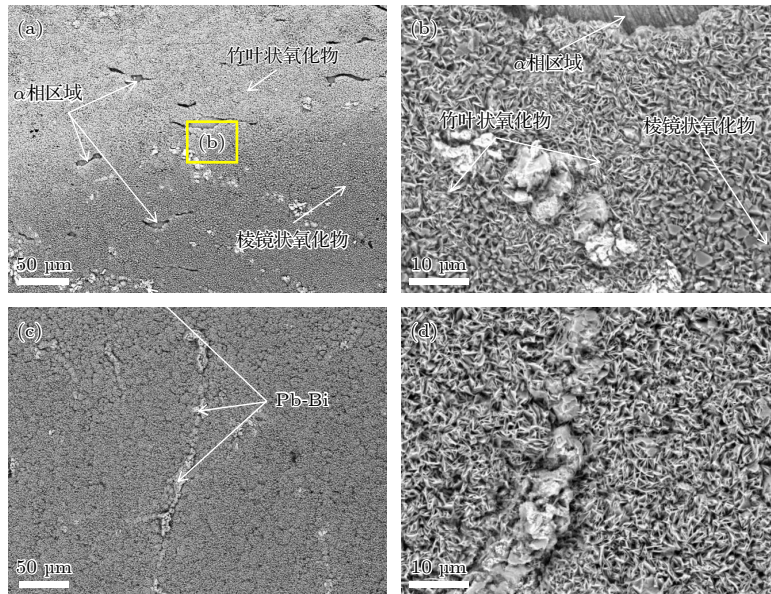


图 5 样品在 550 °C LBE 腐蚀 600 h 后表面 SEM 图 (a), (b) 18-Ni 钢; (c), (d) 25-Ni 钢

Fig. 5. The surface SEM image of the sample after LBE corrosion at 550 °C for 600 h: (a), (b) 18-Ni steel; (c), (d) 25-Ni steel.

为了进一步确定 18-Ni 钢和 25-Ni 钢在 550 °C 液态铅铋中腐蚀后生成氧化层的物相组成, 对样品截面氧化层进行 SEM 形貌和 EDS 元素分析. 如图 6 和图 7 所示, 两种钢进行腐蚀后都生成了双层氧化层. 18-Ni 钢外氧化层厚度为 0.5—5 μm, 外氧化层较厚区域为 Fe 的氧化物, 结合 XRD 分析, 为 Fe₃O₄. 内氧化层在 3 μm 左右, 主要为贫 Fe 富 Al, Ni 氧化物, 在部分区域有粗颗粒的生成, 使内氧化层厚度达到 6 μm 左右, 对粗颗粒进行点扫 (图 7(a) 和表 2 中的点 2), 得到该粗颗粒的元素主要为 Nb 元素, 结合相图和 XRD 图, 该粗颗粒为 Laves

(Fe₂Nb) 相, Laves 相在奥氏体不锈钢中是常见含 Nb 析出相, 在高温服役过程中存在粗化倾向 [33],

表 2 图 7 中氧化物点扫描成分组成 (%)

Table 2. Composition of oxides after point scanning analysis in Fig.7(%).

区域	Cr	Al	Fe	Nb	O
点1	0.3	0	43.3	2.7	53.6
点2	2.2	13.6	10.6	12.4	47.0
点3	1.9	16.6	7.3	2.0	48.2
点4	1.3	0.5	58.9	0.7	35.5
点5	18.8	1.9	36.4	2.2	37.0
点6	8.6	8.6	34.0	17.5	7.9

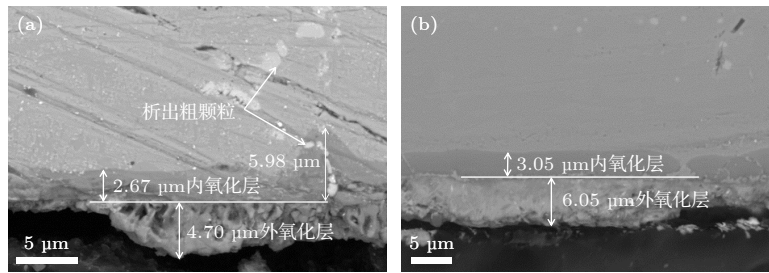


图 6 锻造态样品在 550 °C LBE 中腐蚀 600 h 的截面 SEM 图 (a) 18-Ni 钢; (b) 25-Ni 钢

Fig. 6. SEM images show the cross-sectional oxide layer morphology of the forged steels after LBE corrosion at 550 °C: (a) 18-Ni steel; (b) 25-Ni steel.

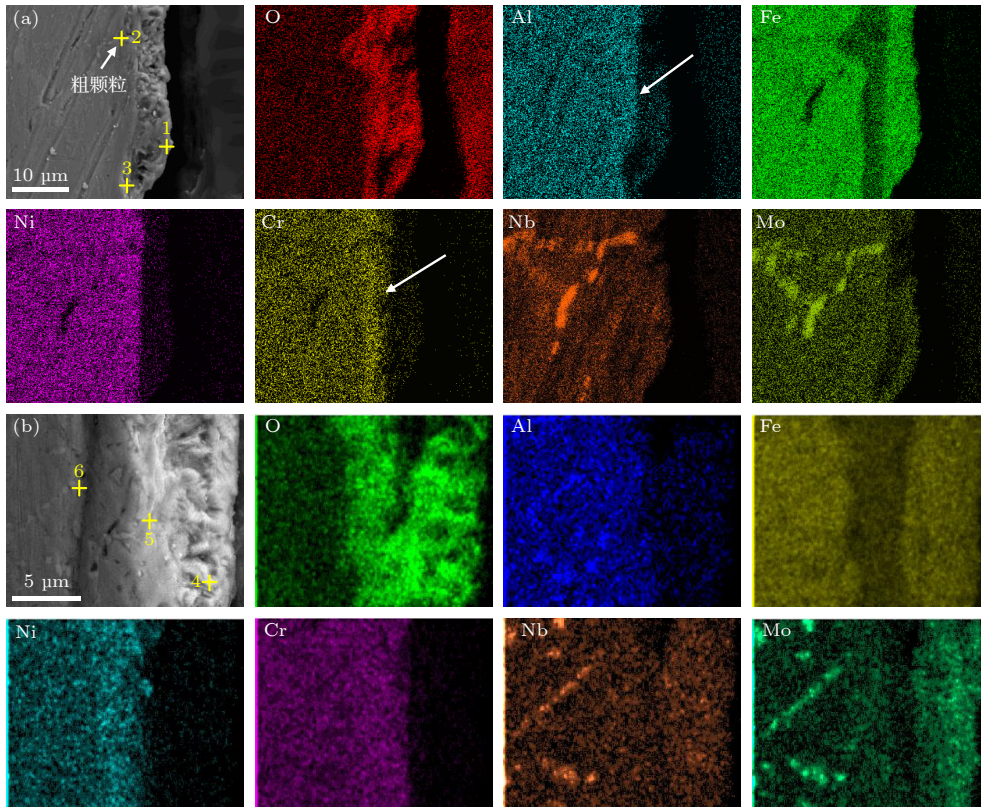


图 7 锻造态样品在 550 °C LBE 中腐蚀 600 h 的截面 EDS 图 (a) 18-Ni 钢; (b) 25-Ni 钢

Fig. 7. Cross-section EDS diagram of forged steels after LBE corrosion at 550 °C: (a) 18-Ni steel; (b) 25-Ni steel.

析出相与基体的相界面缺陷会导致金属离子和氧离子之间的扩散加快, 加速腐蚀. 25-Ni 钢氧化层厚度较为均匀, 氧化层为 9 μm 左右, 外氧化层为 Fe 的氧化物, 结合 XRD 分析, 为 Fe₃O₄, 厚度为 4—6 μm, 内氧化层为 (Cr, Fe)₂O₃, 厚度为 3—4 μm.

上述结果表明, 双相结构的 18-Ni 钢在腐蚀后的氧化层呈现薄厚不均匀的现象, 整体氧化层略薄于 25-Ni 钢. 此结果与 Ejenstam 和 Szakálos^[34] 的结果一致, 14Ni-AFA 钢和 20Ni-AFA 钢在氧浓度为 10⁻⁷% 下长期腐蚀过程, 14Ni-AFA 钢为双相结构, 对 LBE 的抗腐蚀效果强于只有奥氏体相的 20Ni-AFA 钢. 本实验两种钢 Al 质量分数为 3%, 金属与氧化膜界面 Al 含量较低, Al 从奥氏体基体向外迁移缓慢, 在短时间内无法形成持续有效的屏障, 难以阻止氧和 LBE 的进一步入侵. 因此 25-Ni 钢氧化层在同等条件下并未形成明显的含 Al 氧化层, 而 18-Ni 钢由于 α 相的存在, 为基体表面元素扩散提供了更多的 Al, 使其在靠近基体表面缓慢形成一层较薄的 Al 氧化层, 因此对比氧化层的厚度及铅铋合金进入的深度, 得出 18-Ni 钢的抗腐蚀性能更佳, 但是苛刻的 LBE 条件使基体表面的保护性氧化膜形成缓慢, 在腐蚀前期主要还是由 Fe₃O₄ 保护基体, 随着时间的延长, Fe₃O₄ 逐渐长大, 由棱状转变为竹叶状, 致密性变差, 容易脱落, 保护性逐渐减弱.

3.2 预氧化样品铅铋腐蚀行为表征与分析

3.2.1 预氧化样品表征与分析

在 850 °C 下 20 h 的条件下, 根据相图所示, 18-Ni 钢在 850 °C 高温下稳定后会生成 Laves 相. 通过 XRD 图谱 (图 8) 对比锻造态和预氧化后的

样品进行扫描, 发现 850 °C 预氧化后的 18-Ni 钢和 25-Ni 钢碳化物的物相 (NbC) 消失, 出现了较为明显的 Laves 相的峰, 与相图的结果相符合, 如图 8 所示.

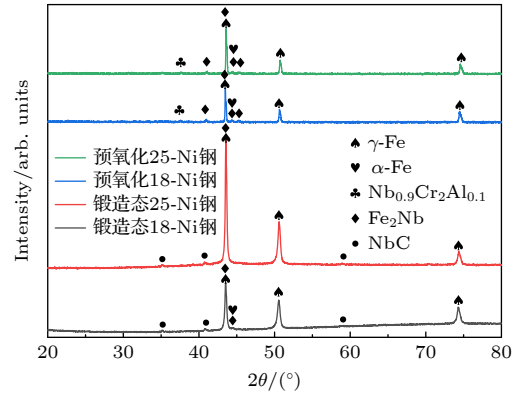


图 8 锻造态钢和 850 °C 高温预氧化后钢的 XRD 图

Fig. 8. XRD patterns of the forged steels and pre-oxidized steels at 850 °C.

由于氧化物较薄, 在 XRD 上并未探测出明显氧化物的衍射峰, 因此对预氧化样品表面用 532 nm 激发波长进行室温拉曼测试, 得到结果如图 9 所示, 18-Ni 钢的同条件下氧化后氧化层主要为 Fe₂O₃ 和 Al₂O₃, 25-Ni 钢主要为 Fe₃O₄, 说明 25-Ni 钢在 850 °C 下空气氧化 20 h 后主要生成 Fe₃O₄, Fe₂O₃ 和 Al₂O₃ 的拉曼数据来自 RRUFF 项目网站 (<http://rruff.info/>).

预氧化后的 18-Ni 钢和 25-Ni 钢的表面 SEM 图如图 10 和图 11 所示, 在样品表面都出现了氧化层. 由图 10(a) 可观察到 18-Ni 钢预氧化后产生的氧化层出现两种形态, 对其放大后, 发现在其表面出现较大颗粒 (图 10(c)), 且颗粒存在气孔, 较为疏松, 大颗粒物体旁则为较平整且致密的氧化层.

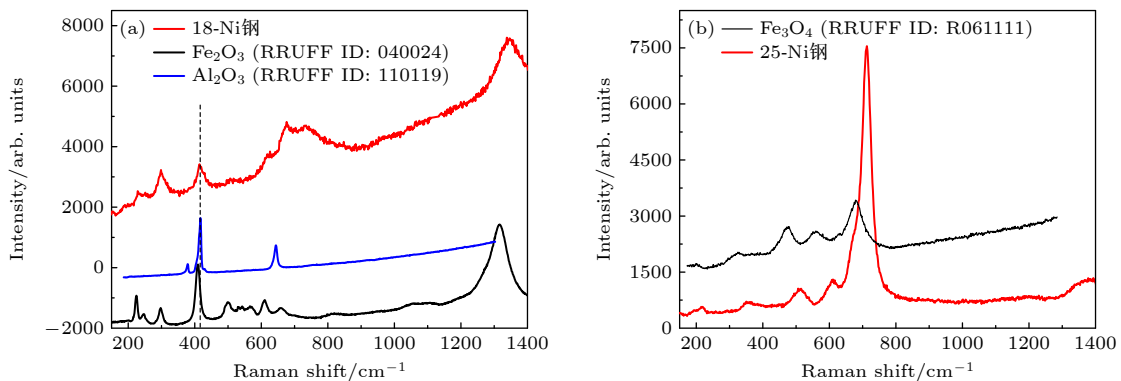


图 9 850 °C 预氧化 20 h 后 18-Ni 钢和 25-Ni 钢的拉曼光谱图

Fig. 9. Raman spectra of different samples obtained with 532 nm excitation wavelength: (a) 18-Ni steel; (b) 25-Ni steel.

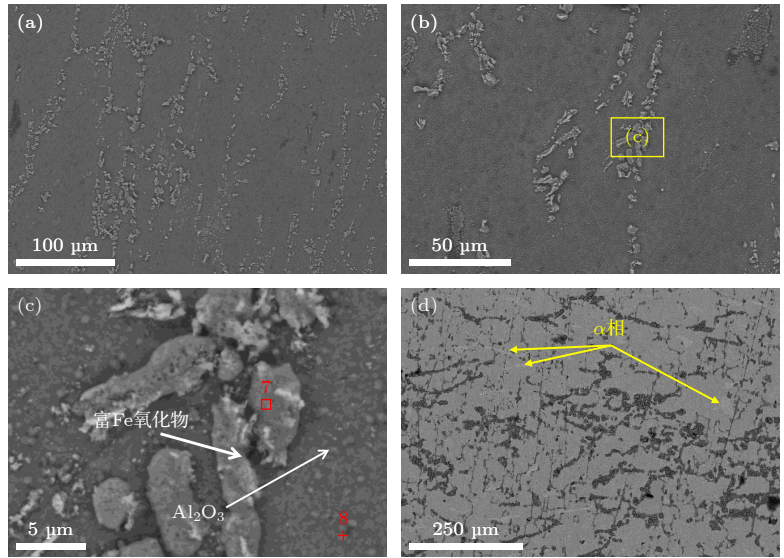


图 10 850 °C 预氧化 20 h 后 18-Ni 钢的表面 SEM 图

Fig. 10. SEM images of the surface of 18-Ni steel after pre-oxidation at 850 °C for 20 h.

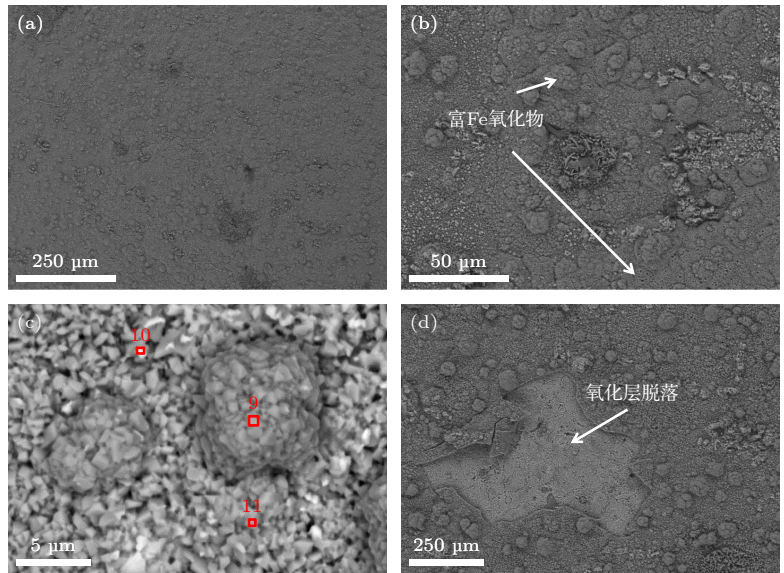


图 11 850 °C 预氧化 20 h 后 25-Ni 钢的表面 SEM 图

Fig. 11. SEM image of the surface of 25-Ni steel after pre-oxidation at 850 °C for 20 h.

对大颗粒进行点扫, 点扫结果如表 3 所示, 测出 7 点处主要为 Fe 的氧化物, 结合 Raman 图谱分析, 其氧化物为 Fe_2O_3 , 对点 8 处小颗粒进行分析, 得到此处主要为 Al 的氧化物, 结合 Raman 图谱分析, 其氧化物为 Al_2O_3 . 25-Ni 钢出现明显氧化层, 氧化物颗粒尺寸较大, 且出现团聚现象. 对团聚颗粒 (点 9) 和非团聚颗粒 (亮点颗粒点 10 和灰色颗粒点 11) 进行点扫成分分析, 与 Raman 结合分析, 点 9 和点 11 处主要为 Fe_3O_4 , 点 10 处主要为 Al 和 Cr 的氧化物. 点 10 处说明 25-Ni 钢与氧化后主要生成 Fe_3O_4 , 同时也有少部分 Al 和 Cr 的

氧化物生成. 通过预氧化后的表面 SEM 图, 我们可以看到 18-Ni 钢进行预氧化后 α 相还明显存在, 说明预氧化并未改变样品的组织结构. 25-Ni 钢预

表 3 图 10 和图 11 中氧化物点扫描成分组成 (%)
Table 3. Composition of oxides after point scanning analysis in Fig.10 and Fig.11(%).

区域	Cr	Al	Fe	O
点7	3.28	1.51	50.12	38.59
点8	9.94	14.24	44.26	9.46
点9	7.56	2.18	51.11	36.15
点10	25.00	5.88	38.62	22.34
点11	15.42	0.69	75.67	5.20

氧化后氧化层较厚,且有脱落,不利于材料 LBE 腐蚀性能.

预氧化后的 18-Ni 钢和 25-Ni 钢的截面 EDS 图,如图 12 所示. 18-Ni 钢表面覆盖着一层薄氧化保护层,厚度不足 $1\ \mu\text{m}$,截面能谱显示,薄氧化物主要富集 Al 和 O,同时结合拉曼和 SEM 分析,此氧化层为 Al_2O_3 ,因其厚度较薄,因此在 XRD 中衍射峰较为微弱,由于 Fe_2O_3 的分布不均匀且分布较少,故未能在此截面观察到明显的 Fe 元素富集. 25-Ni 钢表面覆盖着一层厚度为 $2\ \mu\text{m}$ 左右的氧化层,截面能谱显示,25-Ni 钢表面氧化物也主要富集 Al 和 O,同时也观察到在 O 元素分布的地方,Fe 和 Cr 元素也在其中,但未有明显 Fe, Cr 元素的富集,说明 25-Ni 钢表面的亮点颗粒主要为 Al_2O_3 ,Cr 元素的含量偏高是受到基体的影响. 截面能谱显示出 25-Ni 钢生成的 Al_2O_3 不如 18-Ni 钢连续,对其接下来的耐腐蚀性能会有所影响.

在 $850\ \text{°C}$ 温度下保温 20 h 条件下预氧化的样品经表征后,18-Ni 钢和 25-Ni 钢表面都有生成

氧化层,对基体在 LBE 中的腐蚀都会具有一定保护效果,但 25-Ni 钢表面出现一层较厚氧化层且容易脱落,对钢的防护效果会降低.

3.2.2 预氧化样品 LBE 腐蚀后表征及分析

表面进行预氧化后的 18-Ni 钢和 25-Ni 钢在 $550\ \text{°C}$ 的 LBE 中腐蚀 600 h 后的 XRD 图谱如图 13 所示,腐蚀后的 18-Ni 钢表面衍射峰与 25-Ni 钢基本一致,主要物相包括 Fe_3O_4 (PDF: 04-007-1061), Al_2O_3 (PDF: 01-086-1410), MoFeO_4 (PDF: 04-002-5150) 和 $(\text{Cr}, \text{Fe})_2\text{O}_3$ (PDF: 00-002-1357),两种钢的氧化层生长可能基本一致. 在 18-Ni 钢和 25-Ni 钢中都检测到 Al_2O_3 的峰,可以初步得出,高温预氧化后再进行 $550\ \text{°C}$ 的 LBE 腐蚀,比锻造态样品直接进行腐蚀更易生成 Al_2O_3 .

预氧化后的 18-Ni 钢和 25-Ni 钢在 $550\ \text{°C}$ LBE 腐蚀 600 h 后的表面 SEM 图如图 14 所示. 18-Ni 钢表面出现两种不同形态氧化物,部分区域出现致密的氧化皮,能清晰看见基体划痕,如图 14(a)

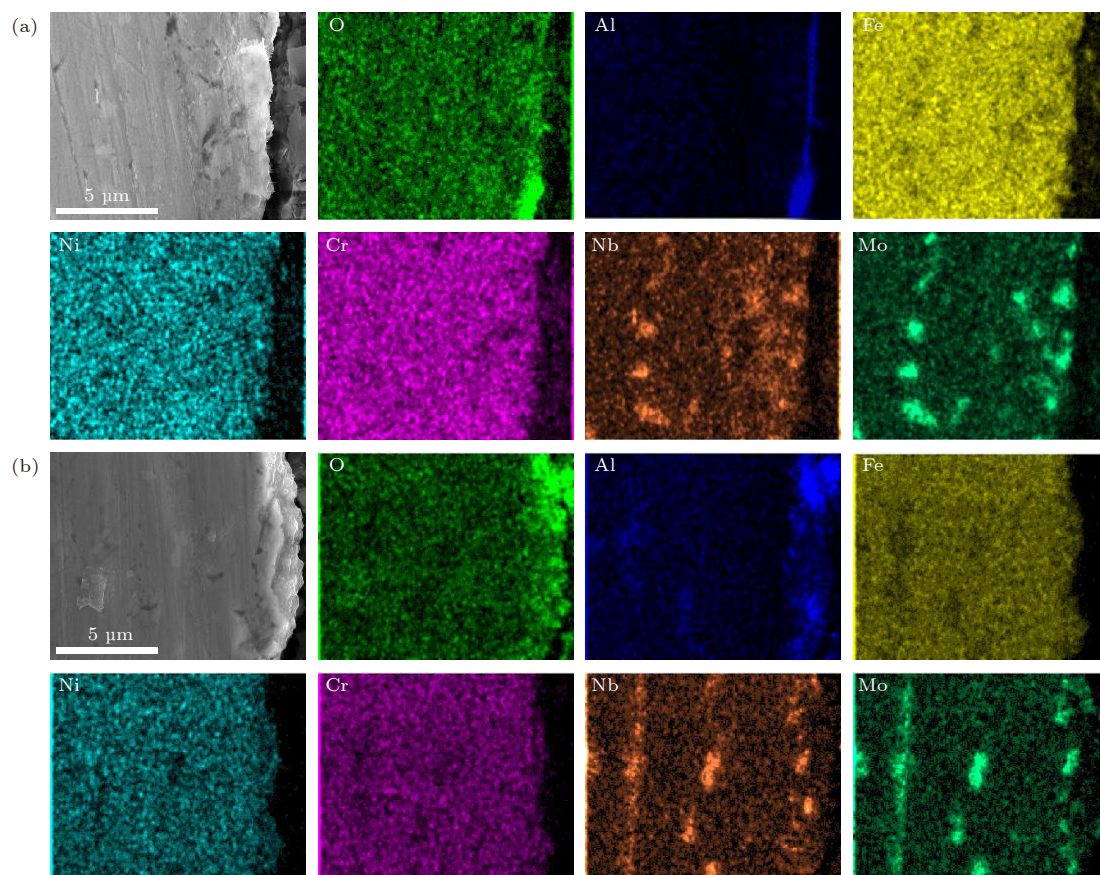


图 12 $850\ \text{°C}$ 预氧化 20 h 后 18-Ni 钢和 25-Ni 钢的截面 EDS 图 (a) 18-Ni 钢; (b) 25-Ni 钢

Fig. 12. Cross-section EDS diagrams of 18-Ni steel and 25-Ni steel after pre-oxidation at $850\ \text{°C}$ for 20 h: (a) 18-Ni steel; (b) 25-Ni steel.

所示, 说明其与基体紧紧相连, 该区域氧化层较薄, 这部分区域与前期 EBSD 中的 α 区域相似, 推测这层氧化皮为保护性 Al_2O_3 , 其余区域则生成棱状颗粒氧化物, 如图 14(b) 所示, 结合 XRD 分析可得, 此时的棱状氧化物为 Fe_3O_4 , 该扫描分析采用背散射电子信号, 元素原子序数越大, 呈现出的图像越亮, 因此结合 XRD 分析, 推测氧化物表面覆盖着亮点颗粒物应为 MoFeO_4 . 25-Ni 钢表面呈现出暗区氧化物和表面亮区氧化物, 结合 XRD 分析, 亮区氧化物同样推测为 MoFeO_4 , 暗区氧化物为 Fe_3O_4 .

为了进一步确定预氧化后的 18-Ni 钢和 25-Ni 钢在 550 °C 液态铅铋中腐蚀后生成氧化层的物相

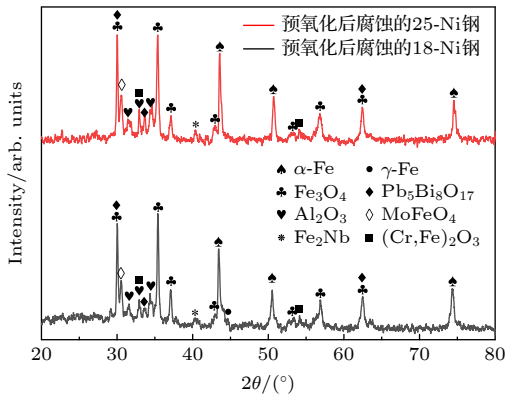


图 13 预氧化后的 18-Ni 钢和 25-Ni 钢在 550 °C LBE 腐蚀 600 h 后的 XRD 图

Fig. 13. The XRD diagram of pre-oxidized 18-Ni steel and 25-Ni steel after LBE corrosion at 550 °C.

组成, 对样品截面氧化层进行 EDS 元素分析. 如图 15 所示, 18-Ni 钢在预氧化后进行腐蚀, 基体表面生成了两层氧化层, 其中外层主要为 Fe 的氧化物, 内层为较致密的 Al 氧化层, 结合表 4 中的元素组成, 外层氧化层主要为 Fe_3O_4 , 内层氧化层主要为 Al_2O_3 , 整体氧化层为 3—4 μm , 比未预氧化样品腐蚀后的氧化层 (7 μm) 薄, 说明预氧化后的 Al_2O_3 极大地保护了基体元素不向外扩散. 25-Ni 钢表面出现双层氧化层, 与未预氧化时腐蚀效应一致, 结合表 3 中的元素组成, 外氧化层为 Fe_3O_4 , 内氧化层为 Al, Ni 和 Mo 元素的富集, 预氧化后的氧化层厚度为 6—7 μm , 比未预氧化样品腐蚀后的氧化层 (9 μm) 薄. 25-Ni 钢在预氧化后生成的氧化层主要为 Fe_3O_4 , 虽生成了部分 Al_2O_3 , 但生成的 Al_2O_3 不连续, 且表面氧化层较 18-Ni 钢表面形成的氧化膜更易脱落, 故在铅铋腐蚀中, 25-Ni 钢基体易与 LBE 直接接触, 产生与未预氧化样品相同的 LBE 腐蚀效果, 因此与 18-Ni 钢相比, 25-Ni 钢 850 °C 预氧化 20 h 后对 LBE 的防护效果较差.

表 4 图 15 中氧化物点扫描成分组成 (%)

Table 4. Composition of oxides after point scanning analysis in Fig.15 (%).

区域	Cr	Al	Fe	Ni	O
点12	9.2	4.4	49.5	4.2	30.9
点13	1.5	39.7	2.6	2.1	53.5
点14	1.1	1.1	85.7	0.0	10.9
点15	2.1	17.8	7.4	20.9	52.0

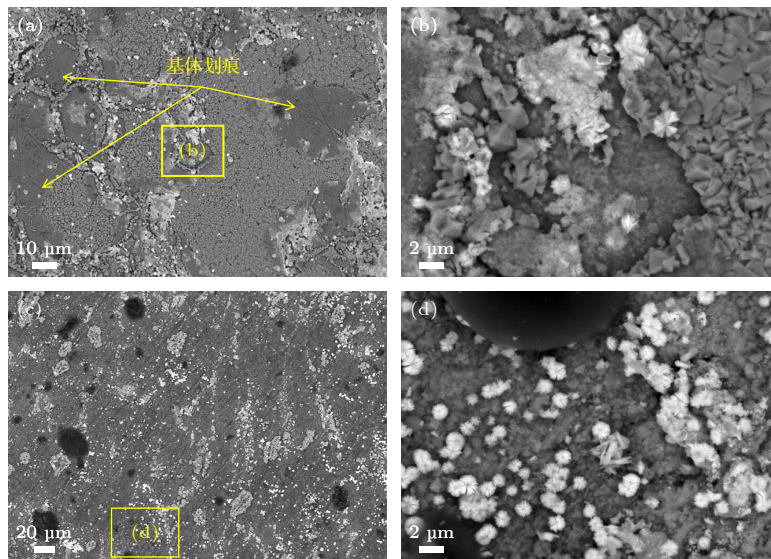


图 14 预氧化样品在 550 °C LBE 腐蚀 600 h 后的表面 SEM 图 (a), (b) 18-Ni 钢; (c), (d) 25-Ni 钢

Fig. 14. Surface SEM images of pre oxidized samples after LBE corrosion at 550 °C for 600 h: (a) (b) 18-Ni steel; (c), (d) 25-Ni steel.

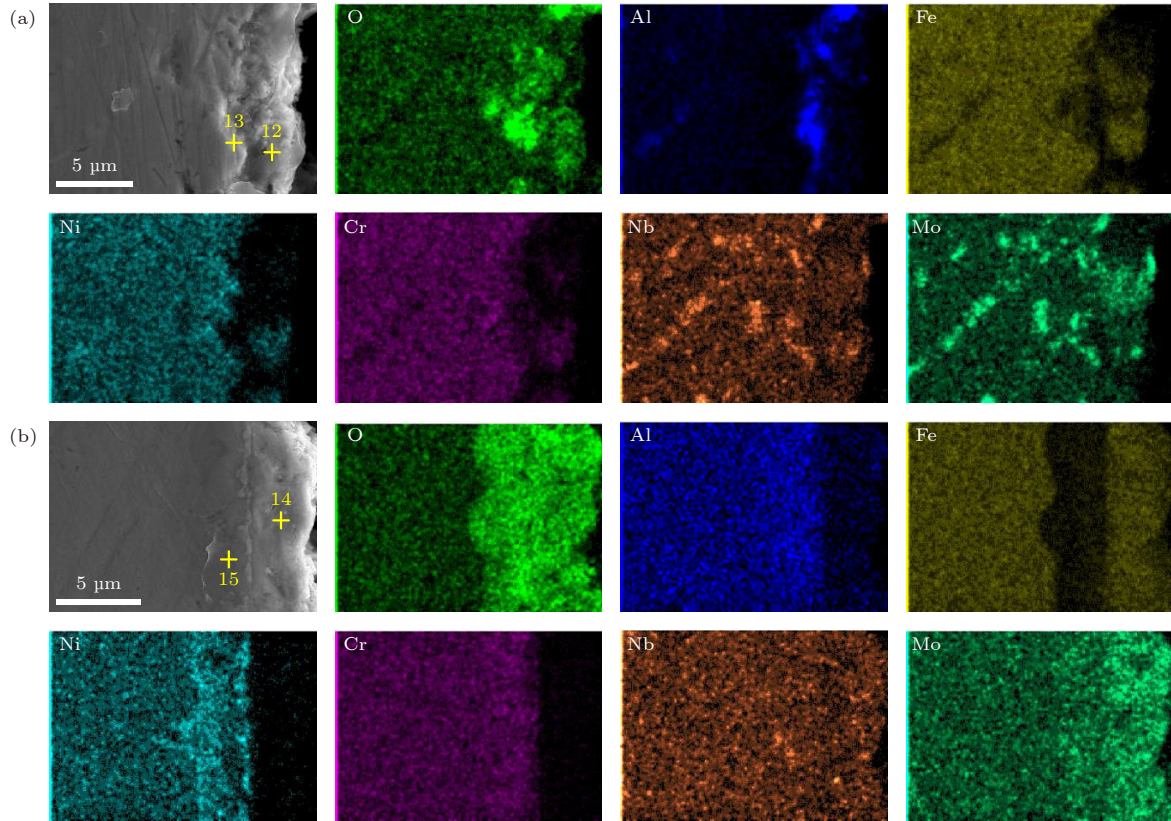


图 15 预氧化样品在 550 °C LBE 腐蚀 600 h 后的截面 EDS 图 (a) 18-Ni 钢; (b) 25-Ni 钢

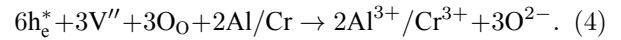
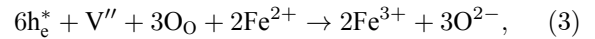
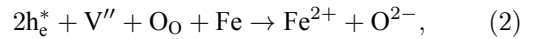
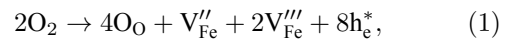
Fig. 15. Cross section EDS diagram of pre-oxidized sample after 600 h of LBE corrosion at 550 °C: (a) 18-Ni steel; (b) 25-Ni steel.

3.3 18-Ni 钢和 25-Ni 钢 LBE 腐蚀机理分析与讨论

3.3.1 锻造态样品 18-Ni 钢和 25-Ni 钢的 LBE 腐蚀机理

目前奥氏体钢在 LBE 中的腐蚀因元素溶解和相变产生而未有统一机理^[3,12,13,35-38]. 本实验中的锻造态 18-Ni 钢和 25-Ni 钢在 550 °C 饱和氧浓度 LBE 中腐蚀 600 h 出现双层氧化层, 腐蚀机理与 Wang 等^[37,38] 等的 316 奥氏体钢腐蚀机理相似, 不控氧条件下, 出现双层氧化层. Bischoff 等^[39-42] 提出的氧化生长/形成机制“可用空间模型”可以很好地描述本研究中锻造态 AFA 钢的腐蚀行为. “可用空间模型”描述了向内的氧化剂扩散和向外的阳离子扩散同时发生. 氧化腐蚀初始, LBE 中的氧气与 AFA 钢表面进行反应, 形成极薄氧化膜 (Fe_2O_3), 氧化物薄膜形成之后将金属基体与氧气隔开, 反应物质 (氧离子与阳离子) 通过氧化膜传质扩散, 氧化物将会沿薄膜两个方向 (向外和向内) 继续生长, 分别为阳离子 (Fe) 向外扩散形成的外氧化层与氧离子 (O) 向内扩散氧化形成的内氧化层. 腐蚀初

期 LBE 中的氧气被基体表面吸收, 产生铁空位, 这些空位随着电子空穴向内迁移, 迫使铁向外移动. 相应的点缺陷方程式为^[43]

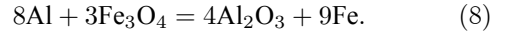
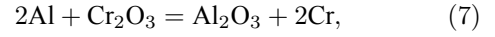
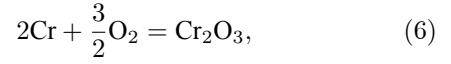
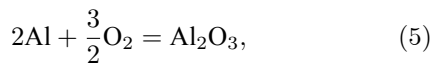


随着时间的延长, Fe 向外扩散形成 Fe_3O_4 外氧化层, O 向内扩散与基体元素形成贫 Fe 富 Al, Cr 内氧化层, 在 Al 元素质量分数达到 5% 以上时, 含 Al 的铁基合金、铜基合金或镍基合金都因为能生成保护性 Al_2O_3 而具有非常好的抗氧化性能^[44]. 本实验中 Al 元素质量分数为 3%, 需进一步提高才会形成连续致密的 Al_2O_3 膜^[45]. 25-Ni 钢腐蚀后产生的内氧化层没有 Al 的明显富集, 但在双相 18-Ni 钢内氧化层中有 Al 元素的富集, 且整体氧化层厚度薄于 25-Ni 钢 ($8 \mu\text{m} < 10 \mu\text{m}$). 这是由于 18-Ni 钢含有部分铁素体相, 而铁素体相中存在 B2-NiAl 相, 为 (4) 式反应过程中能够提供较为

丰富的 Al 元素, 形成了较为连续的 Al_2O_3 氧化膜, 可以抵挡基体元素向外扩散和铅铋向内腐蚀 [30]. 锻造态 18-Ni 钢和 25-Ni 钢腐蚀机理示意图如图 16 所示.

3.3.2 预氧化处理后 18-Ni 钢和 25-Ni 钢的 LBE 腐蚀机理

通常情况下, 对足够高 Al 含量的奥氏体钢进行高温预氧化, 可提前生成一层氧化膜, 对基体进行保护, 可用于较苛刻的环境中. Fe-20Cr-5Al 和 Ni-15Cr-4Al 三元合金在 750 °C 温度以上长期加热时, 氧化产物几乎都转变成 Al_2O_3 [46]. 在 Fe-20Cr-5Al 三元合金钢中的 Fe 元素浓度远远高于 Cr, Al 元素, 所以 Cr, Al 元素的活性虽然高, 但氧化初期主要还是发生 Fe 的选择性氧化, 同时发生 Cr, Al 内氧化. 因此外氧化层先形成了 Fe 的瞬态氧化物, 一般先为 FeO 和 Fe_2O_3 , 在高温下, FeO 会生成较为稳定的 Fe_3O_4 [42,47]. 内氧化层主要为 Al 和 Cr 元素的氧化反应, 在 850 °C 时, Cr_2O_3 的 ΔG^0 (标准自由能变化) 高于 Al_2O_3 [48,49], 表明 Al_2O_3 热力学更稳定, 因此当合金中 Cr 和 Al 共存时, Al 优先选择性氧化, 所以内氧化层主要形成纯 Al_2O_3 , 长期加热, Al_2O_3 热力学比 Fe_3O_4 热力学更稳定, Al 还原 Fe_3O_4 , 使氧化产物变为 Al_2O_3 . 反应方程式为 [48]



由于本实验样品 Al 元素的质量分数不高, 为 3%, 因此在预氧化后的 25-Ni 钢中的氧化膜主要为 Fe 的氧化, 生成的氧化物为 Fe_3O_4 和少部分的 Al_2O_3 . 但 18-Ni 钢存在 B2-NiAl 相, 先在表面形成 Fe 的瞬态氧化物 FeO 和 Fe_2O_3 , 同时 Al 元素与氧气发生内氧化, 而随着氧化反应的进行, B2-NiAl 向界面提供 Al, 加速 Al_2O_3 的形成, 阻碍 O 的扩散、抑制 FeO 和 Fe_2O_3 的生长. 因此随着腐蚀时间的增加, 含双相的 18-Ni 钢内氧化层会生成稳定的 Al_2O_3 [50], 此时氧化膜主要为 Al_2O_3 和被抑制生长较为稳定的 Fe_2O_3 [26]. 850 °C 预氧化 20 h 后 18-Ni 钢较 25-Ni 钢能够产生更多 Al_2O_3 , 对 LBE 更具有防护效果.

预氧化后的 18-Ni 钢形成了较为连续的 Al_2O_3 , 在腐蚀实验中对 LBE 进行了一定程度上的防护, 但由于 Al_2O_3 不完全连续, 部分区域的氧化物为 Fe_2O_3 , 在腐蚀过程中 Fe 通过 Fe_2O_3 进行传质扩散, 逐渐形成外氧化层 Fe_3O_4 . 预氧化后的 25-Ni 钢形成 Fe_3O_4 和少部分的 Al_2O_3 , 容易脱落, 与 LBE 直接接触, 产生与未预氧化样品相同的 LBE 腐蚀效果. 预氧化后 18-Ni 钢和 25-Ni 钢腐蚀机理示意图如图 17 所示.

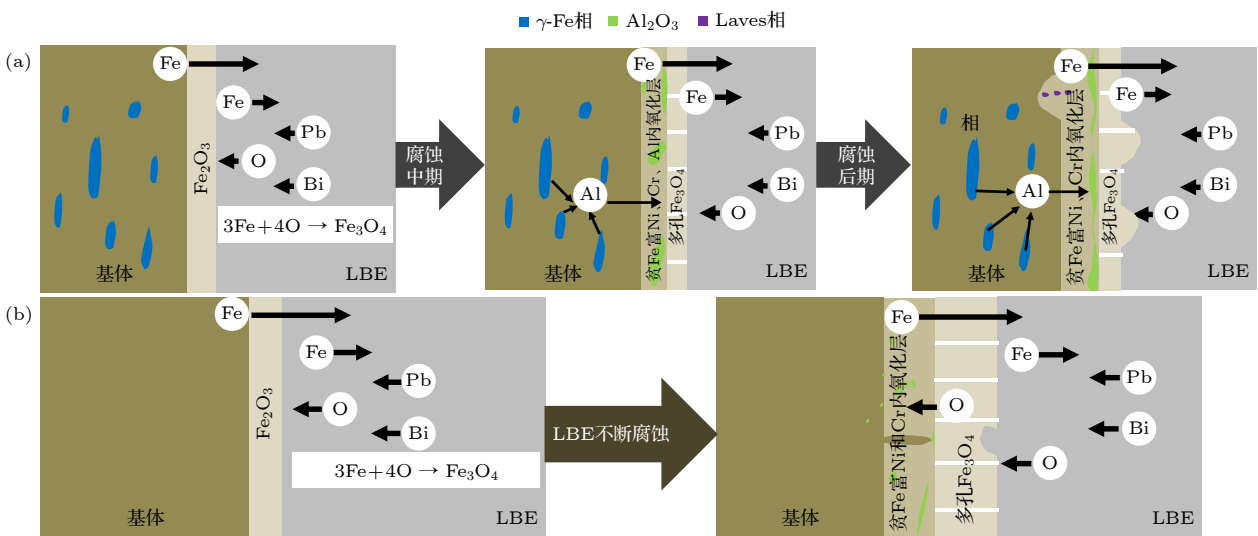


图 16 锻造态样品钢腐蚀过程示意图 (a) 18-Ni 钢; (b) 25-Ni 钢

Fig. 16. Schematic diagram shows the corrosion process of the forged steels: (a) 18-Ni steel; (b) 25-Ni steel.

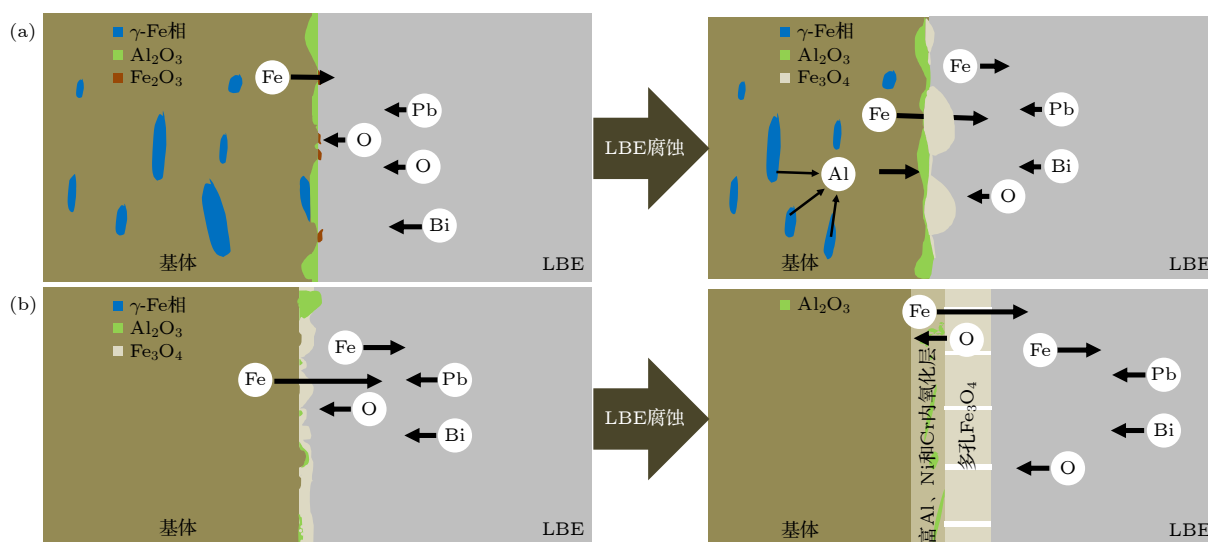


图 17 预氧化后样品钢腐蚀过程示意图 (a) 18-Ni 钢; (b) 25-Ni 钢

Fig. 17. Schematic diagram shows the corrosion process of the pre-oxidized steels: (a) 18-Ni steel; (b) 25-Ni steel.

4 结 论

奥氏体相和铁素体相双相的 18-Ni 钢在 550 °C 的液态铅铋环境中腐蚀 600 h, 因为其 α 相的存在, 在内氧化层中生成较连续的 Al_2O_3 , 阻挡 LBE 的腐蚀, 生成的氧化层厚度为 3—8 μm , 而单相的 25-Ni 钢的氧化层厚度为 7—10 μm , 相比 25-Ni 钢的氧化层厚度, 18-Ni 钢的氧化层厚度有所下降, 对铅铋的防护效果更佳。

850 °C 高温预氧化使样品都生成了致密的氧化层, 18-Ni 样品钢预氧化后的氧化膜为 Al_2O_3 和少量 Fe_2O_3 , 25-Ni 样品钢预氧化后的氧化膜为 Fe_3O_4 和少量的 Al_2O_3 。

预氧化后 18-Ni 钢和 25 Ni 钢 LBE 腐蚀产物分析表明, 两种钢氧化层厚度都比未预氧化腐蚀后的氧化层薄 2—3 μm , 18-Ni 钢的氧化层厚度减小幅度更大, 说明对铅铋的防护效果比 25-Ni 钢更优。

降低 Ni 元素的含量和提前对样品进行预氧化都可以在一定程度上减缓样品的基体元素被铅铋渗透腐蚀, 但降低 Ni 含量带来的其他性能的改变 (如蠕变性能) 还需要进一步研究。

参考文献

[1] Liu Y H, Song Y Y, Chen S H, Rong L J 2016 *Acta Met. Sin.* **52** 298
 [2] Schroer C, Wedemeyer O, Novotny J, Skrypnik A, Konys J

2014 *Corros. Sci.* **84** 113
 [3] Yamaki E, Ginestar K, Martinelli L 2011 *Corros. Sci.* **53** 3075
 [4] Sapundjiev D, Dyck V S, Bogaerts W 2006 *Corros. Sci.* **48** 577
 [5] Kurata Y, Futakawa M, Saito S 2005 *J. Nucl. Mater.* **343** 333
 [6] Anderoglu O, Byun T S, Toloczko M, Maloy S A 2012 *Metall. Mater. Trans. A* **44** 70
 [7] Chen L Z, Zhou Z J, Schroer C 2020 *Mater. Rep.* **34** 05098 (in Chinese) [陈灵芝, 周张健, Schroer C 2020 *材料导报* **34** 05098]
 [8] Gong X, Marmy P, Qin L, Verlinden B, Wevers M, Seefeldt M 2014 *Mater. Sci. Eng. A* **618** 406
 [9] Vogt J, Proriol-Serre I 2013 *Procedia Eng.* **55** 814
 [10] Gong X, Li R, Sun M Z, Ren Q S, Liu T, Short M P 2016 *J. Nucl. Mater.* **482** 225
 [11] Liang N, Yao C F, Long B, Fu X G 2022 *Mater. Rep.* **36** 21090168 (in Chinese) [梁娜, 姚存峰, 龙斌, 付晓刚 2022 *材料导报* **36** 21090168]
 [12] Kurata Y, Futakawa M, Saito S 2008 *J. Nucl. Mater.* **373** 167
 [13] Ju N, Lei Y C, Chen G, Zhu Q, Li T Q 2019 *Atomic Energy Sci. Technol.* **53** 432 (in Chinese) [鞠娜, 雷玉成, 陈钢, 朱强, 李天庆, 王丹 2019 *原子能科学技术* **53** 432]
 [14] Brady M P, Yamamoto Y, Santella M L, Pint B A 2007 *Scripta Mater.* **57** 1119
 [15] Yamamoto Y, Takeyama M, Lu Z P, Liu C T, Evans N D, Maziasz P J, Brady M P 2008 *Nature* **30** 191
 [16] Lutz B S, Yanar N M, Holcomb G R, Meier G H 2017 *Oxid. Met.* **87** 587
 [17] Gao Q Z, Liu Z Y, Li H J, Zhang H L, Jiang C C, Hao A M, Qu F, Lin X P 2021 *J. Mater. Sci. Technol.* **68** 99
 [18] Meng H J, Wang J, Wang L, Fang X D, Dong N, Zhang C L, Han P D 2020 *Mater. Charact.* **163** 110233
 [19] Shi H, Tang C C, Jianu A, Fetzer R, Weisenburger A, Steinbrueck M, Grosse M, Stieglitz R, Müller G 2020 *Corros. Sci.* **170** 108654
 [20] Shen L, Wu B J, Zhao K, Peng H B, Wen Y H 2021 *Corros. Sci.* **191** 109754
 [21] Yamamoto Y, Brady M P, Ren Q Q, Poplawsky J D, Hoelzer D T, Lance M J 2022 *JOM* **74** 1462

- [22] Yamamoto Y, Ren Q Q, Brady M P 2022 *Metals* **12** 717-7
- [23] Zhao W X, Jiang S H, Liu W H, Peng X Y, Wang H, Wu Y, Liu X J, Lu Z P 2022 *Mater. Sci. Eng. A* **857** 143995
- [24] OECD/NEA (translated by Rong L J, Zhang Y T, Lu S P, Chen X Q, Wang P, Xiong C, Ye Z F, Li Y Y) 2007 *Handbook on Lead-Bismuth Eutectic Alloy and Lead* (Beijing: Science Press) pp72-73 (in Chinese) [经济合作与发展组织/核能署 著 (戎利建, 张玉妥, 陆善平, 陈星秋, 王培, 熊超, 叶中飞, 李依依 译) 2007 铅与铅铋共晶合金手册 (北京: 科学出版社) 第 72—73 页]
- [25] Brady M P, Yamamoto Y, Santella M L, Maziasz P J, Pint B A, Liu C T, Lu Z P, Bei H 2008 *JOM* **60** 12
- [26] Yamamoto Y, Takeyama M, Lu Z P, Liu C T, Evans N D, Maziasz P J, Brady M P 2008 *Intermetallics* **16** 458
- [27] Chen X N, Yao Y Q, Li D S, Luo R, Zheng Q, Tang Z D 2017 *Heat Treat. Met.* **42** 75 (in Chinese) [程晓农, 姚永泉, 李冬升, 罗锐, 郑琦, 唐桢丁 2017 金属热处理 **42** 75]
- [28] Hosemann P, Bai S, Bickel J, Qiu J 2021 *JOM* **73** 4014
- [29] Liu Y C, Chen S M, Ouyang F Y, Kai J J 2018 *J. Nucl. Mater.* **505** 13
- [30] Chen L Z, Tsisar V, Wang M, Schroer C, Zhou Z J 2021 *Corros. Sci.* **189** 109591
- [31] Chen L Z 2021 *Ph. D. Dissertation* (Beijing: University of Science and Technology) (in Chinese) [陈灵芝 2021 博士学位论文 (北京: 北京科技大学)]
- [32] Wang M, Sun Y D, Feng J K, Zhang R Q, Tang R, Zhou Z J 2016 *Int. J. Min. Met. Mater.* **23** 316
- [33] Zhou D Q 2014 *Ph. D. Dissertation* (Beijing: University of Science and Technology) (in Chinese) [周德强 2014 博士学位论文 (北京: 北京科技大学)]
- [34] Ejenstam J, Szakálos P 2015 *J. Nucl. Mater.* **461** 164
- [35] Muller G, Heinzel A, Konys J, Schumacher G, Weisenburger A, Zimmermann F, Engelko V, Rusanov A, Markov V 2002 *J. Nucl. Mater.* **301** 42
- [36] Xiong J, Deng P, Gao J, Zhao Y F 2022 *Sci. Technol. Inno.* **10** 55 (in Chinese) [熊静, 邓平, 高军, 赵永福 2022 科学技术创
- 新 **10** 55]
- [37] Wang J J, Li H X, Li H J, Zheng W J, Lv C Y, Ma Y H, Ren S D, Bao S Y, He Y M, Yang J G 2023 *High Power Laser Part. Beams* **35** 056001 (in Chinese) [王军健, 李华鑫, 李红菊, 郑文健, 闫川阳, 马英鹤, 任森栋, 包士毅, 贺艳明, 杨建国 2023 强激光与粒子束 **35** 056001]
- [38] Wu X Q, Rong L J, Tan J B, Chen S H, Hu X F, Zhang Y P, Zhang Z Y 2023 *Acta Metall. Sin.* **59** 504 (in Chinese) [吴欣强, 戎利建, 谭季波, 陈胜虎, 胡小锋, 张洋鹏, 张兹瑜 2023 金属学报 **59** 504]
- [39] Bischoff J, Motta A T 2012 *J. Nucl. Mater.* **424** 261
- [40] Bischoff J, Motta A T, Eichfeld C, Comstock R J, Cao G P, Allen T R 2013 *J. Nucl. Mater.* **441** 604
- [41] Tan L, Ren X, Allen T R 2010 *Corros. Sci.* **52** 1520
- [42] Xiao J M, Cao C N 2002 *Principles of Material Corrosion* (Beijing: Chemical Industry Press) pp96-99 (in Chinese) [肖纪美, 曹楚南 2002 材料腐蚀学原理 (北京: 化学工业出版社) 第 96—99 页]
- [43] Xu S, Long F, Persaud S Y, Guo N, Yao Z W, Daymond M R, Gao W H, Zhang L F, Zhou Z J 2020 *Corros. Sci.* **165** 108380
- [44] Liu P S 2023 *Rare Metal Mat. Eng.* **32** 684 (in Chinese) [刘培生 2023 稀有金属材料与工程 **32** 684]
- [45] Boggs W E 1971 *J. Electrochem. Soc.* **118** 906
- [46] Li M S, Zhou Y C 2005 *Corros. Sci. Prot. Technol.* **17** 409 (in Chinese) [李美栓, 周延春 2005 腐蚀科学与防护技术 **17** 409]
- [47] Stott F H, Wei F I, 1989 *Oxid. Met.* **31** 386
- [48] Li T F 2003 *High Temperature Oxidation and Hot Corrosion of Metals* (Beijing: Chemical Industry Press) pp31-35 (in Chinese) [李铁藩 2003 金属高温氧化和热腐蚀 (北京: 化学工业出版社) 第 31—35 页]
- [49] Ellingham H J T 1944 *J. Soc. Chem. Ind.* **63** 125
- [50] Kang X T, Yang K, Chi Y D, Wang J, Wang H, Li Y N, Wang J Y 2012 *Rare Metal Mat. Eng.* **41** 822 (in Chinese) [康新婷, 杨坤, 迟煜焱, 王建, 王辉, 李亚宁, 王建永 2012 稀有金属材料与工程 **41** 822]

Corrosion behavior of aluminum reinforced austenitic steel in liquid lead bismuth at 550 °C*

Gan Shu-Yun¹⁾ Xu Shuai^{1)†} Li Bing-Sheng²⁾ Chai Lin-Jiang³⁾
Chen Li-Ming²⁾ He Xiao-Xun²⁾ Wang Li²⁾ Liu Si-Jie²⁾
Wen Chun-Mei¹⁾ Li Jia-Qi²⁾ Wu Zhong-Zheng²⁾

1) (*School of Materials and Chemistry, Southwest University of Science and Technology, Mianyang 621010, China*)

2) (*State Key Laboratory for Environment-Friendly Energy Materials, Southwest University of Science and Technology, Mianyang 621010, China*)

3) (*Department of Material Forming and Control, Chongqing University of Technology, Chongqing 400054, China*)

(Received 7 July 2023; revised manuscript received 27 November 2023)

Abstract

The key material issue for the commercialization of advanced lead cooled fast reactors and accelerator driven subcritical systems is the compatibility between structural materials and lead based coolants. Structural steel materials require excellent corrosion resistance in high-temperature liquid lead bismuth eutectic (LBE) alloy. Aluminum forming austenitic steel (AFA steel) has excellent corrosion resistance in extreme environments due to its ability to form an Al_2O_3 film on its surface. However, excessively high Ni elements are more easily dissolved or oxidized in LBE than Fe and Cr elements. Therefore, this work investigates the effect of reducing Ni element composition (25-Ni steel and 18-Ni steel) on the corrosion resistance of steel in LBE. Surface treatment can protect the substrate from corrosion to some extent, so herein we explore whether it has a protective effect on AFA steel in LBE by generating Al_2O_3 through high-temperature pre oxidation. The morphology and structure of the oxide layer of AFA steel corroded for 600 h in LBE with saturated dissolved oxygen at 550 °C are characterized by scanning electron microscope (SEM), energy dispersive spectrometer (EDS), X-ray diffraction (XRD), and other technologies. The results indicate that the oxide film formed after corrosion of 18-Ni steel is thinner than that after corrosion of 25-Ni steel. Performing high-temperature pre oxidation is beneficial to forming a protective Al_2O_3 oxide film on the surface of the sample, thereby reducing the thickness of the oxide layer and improving the material's LBE corrosion resistance. The reduction in thickness of the oxide layer generated after pre oxidation of 18-Ni steel is greater than that of 25-Ni steel, so the anti-corrosion effect of 18-Ni steel after pre oxidation is better than that of 25-Ni steel.

Keywords: aluminum forming austenitic steel, oxide layer, lead bismuth eutectic, high temperature pre oxidation

PACS: 61.66.Dk, 68.18.-g, 68.47.Gh

DOI: 10.7498/aps.73.20231103

* Project supported by the Specialized Research Fund for the Doctoral Program of Higher Education of China (Grant No. 20zx7104).

† Corresponding author. E-mail: shuaixu2020@swust.edu.cn

含铝强化奥氏体钢在550 °C液态铅铋中的腐蚀行为

甘舒匀 徐帅 李炳生 柴林江 陈黎明 何晓珣 汪利 刘思捷 文春梅 李佳奇 伍忠政

Corrosion behavior of aluminum reinforced austenitic steel in liquid lead bismuth at 550 °C

Gan Shu-Yun Xu Shuai Li Bing-Sheng Chai Lin-Jiang Chen Li-Ming He Xiao-Xun Wang Li Liu Si-Jie Wen Chun-Mei Li Jia-Qi Wu Zhong-Zheng

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 73, 026104 (2024) DOI: 10.7498/aps.73.20231103

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.73.20231103>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

T91钢和SIMP钢表面 AlO_x 涂层在600 °C静态液态铅铋共晶中的稳定性和腐蚀行为

Stability and corrosion behavior of AlO_x coating on T91 steel and SIMP steel in static liquid Pb–Bi eutectic at 600 °C

物理学报. 2022, 71(15): 156103 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20220356>

铸造奥氏体不锈钢中铁素体与奥氏体位向关系及其对声衰减的影响

Orientation relationship between ferrite and austenite and its influence on ultrasonic attenuation in cast austenitic stainless steel

物理学报. 2018, 67(23): 238102 <https://doi.org/10.7498/aps.67.20181251>

CLAM钢表面Fe–Al合金渗层的制备

Preparation of Fe–Al alloy layer on CLAM steel

物理学报. 2021, 70(3): 036801 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20200762>

高居里温度铋层状结构钛钽酸铋($\text{Bi}_3\text{TiTaO}_9$)的压电、介电和铁电特性

Piezoelectric, dielectric, and ferroelectric properties of high Curie temperature bismuth layer–structured bismuth titanate–tantalate ($\text{Bi}_3\text{TiTaO}_9$)

物理学报. 2019, 68(14): 147701 <https://doi.org/10.7498/aps.68.20190222>

一种铅铋合金薄膜低温相的结构及超导物性表征

Characterization of structure and superconducting properties of low–temperature phase of Pb–Bi alloy films

物理学报. 2021, 70(17): 170703 <https://doi.org/10.7498/aps.70.20210482>

Ag(111)和Au(111)上铋的初始生长行为

Initial growth behavior of bismuth on Ag(111) and Au(111)

物理学报. 2022, 71(2): 026101 <https://doi.org/10.7498/aps.71.20211360>