

拉应力下 T91 钢在 550 °C 液态铅铋中的腐蚀行为

胡亚东^{1,2}, 罗 林¹, 姜志忠¹, 李春京¹, 陈建伟¹

(1. 中国科学院核能安全技术研究所中子输运理论与辐射安全重点实验室, 安徽合肥 230031;

2. 中国科学技术大学, 安徽合肥 230026)

摘要: 为有效评估 T91 钢在液态铅铋合金(lead-bismuth eutectic, LBE)中不同拉应力下的腐蚀行为, 采用小锥度圆锥体试样, 开展了 0~180 MPa 下 T91 钢在 550 °C、 1×10^{-6} wt% 氧浓度 LBE 中的腐蚀实验. 结果表明: $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$ 层和内氧化层始终存在, 而 Fe_3O_4 层在拉应力作用下出现严重的脱落, 且 Fe_3O_4 碎片随应力增加而变小; $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$ 层由于 Cr 富集度不同而呈现出两层亚结构; 随着拉应力的增加, 裂纹数量增加, 尺寸变大, 并不断向基体方向扩展, 到 180 MPa 时已贯穿整个 $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$ 层. 此外, 各氧化层厚度随应力增加而增加, 但增厚速率不断降低.

关键词: 铅铋合金; T91; 腐蚀; 氧化层; 拉应力

中图分类号: TL34 **文献标识码:** A doi: 10.3969/j.issn.0253-2778.2018.05.006

引用格式: 胡亚东, 罗林, 姜志忠, 等. 拉应力下 T91 钢在 550 °C 液态铅铋中的腐蚀行为[J]. 中国科学技术大学学报, 2018, 48(5): 378-384.

HU Yadong, LUO Lin, JIANG Zhizhong, et al. Corrosion behavior of T91 steel in liquid lead-bismuth eutectic at 550 °C under different tensile stresses[J]. Journal of University of Science and Technology of China, 2018, 48(5): 378-384.

Corrosion behavior of T91 steel in liquid lead-bismuth eutectic at 550 °C under different tensile stresses

HU Yadong^{1,2}, LUO Lin¹, JIANG Zhizhong¹, LI Chunjing¹, CHEN Jianwei¹

(1. Key Laboratory of Neutronics and Radiation Safety, Institute of Nuclear Energy Safety Technology,

Chinese Academy of Sciences, Hefei 230031, China;

2. University of Science and Technology of China, Hefei 230026, China)

Abstract: To efficiently evaluate the corrosion behavior of T91 steel in lead-bismuth eutectic (LBE) under different stresses, a corrosion experiment of small tapered conical specimen of T91 in LBE with an oxygen concentration of 1×10^{-6} wt% at 550 °C under 0~180 MPa was carried out. The results showed that the $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$ and internal oxidation zone always exist, but the Fe_3O_4 peels off severely under tensile stress, and its fragments become smaller with the increase of stress; $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$ has two sub-layers, which is caused by different Cr enrichments; As the tensile stress increases, the cracks increase in number and size, extending continuously to the matrix direction, running through the whole $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$ by the time the tensile stress reaches 180 MPa. Moreover, with the tensile stress increasing, the thickness of each oxide layer increases, but the rate of incrustation decreases constantly.

Key words: lead-bismuth eutectic; T91; corrosion; oxide layer; tensile stress

收稿日期: 2017-12-19; 修回日期: 2018-03-08

基金项目: 国家自然科学基金(51501185, 51401204, 51501184), 安徽省自然科学基金(1708085QE96)资助.

作者简介: 胡亚东, 男, 1991年生, 硕士. 研究方向: 反应堆材料腐蚀与防护. E-mail: huyd@mail.ustc.edu.cn

通讯作者: 罗林, 博士/助理研究员. E-mail: lin.luo@fds.org.cn

0 引言

液态铅铋合金(lead-bismuth eutectic, LBE)因其较低的化学活性、良好的传热特性以及固有安全性,成为当前加速器驱动次临界系统(accelerator driven sub-critical system, ADS)散裂靶和冷却剂的首要候选材料^[1-2]. T91 马氏体钢具有良好的高温性能、抗辐照肿胀性能和较高的热导率,可用作中国铅基反应堆(China lead-based reactor, CLEAR)系列堆型燃料包壳和换热器的候选结构材料^[3-6]. 虽然 LBE 具有诸多优势,但是在反应堆工况下 LBE 会对结构材料产生腐蚀作用. 结构材料在 LBE 中腐蚀后,若表面形成的氧化膜致密无裂纹,则可以抑制材料中元素的溶解,达到减缓材料腐蚀的目的. 目前,国内外已针对不同材料在 LBE 环境下的腐蚀开展了大量研究^[7-11].

在实际工况中,材料会受到热应力、结构应力及流体冲击等一些外应力的作用,这些外应力的存在一方面使氧化膜增厚,影响热量传输;另一方面极有可能使氧化膜开裂甚至剥落,导致基体暴露于 LBE 中,使得腐蚀加剧^[12]. 因此有必要开展施加外应力条件下结构材料在 LBE 中的腐蚀研究. 目前国内外关于外应力对结构材料在 LBE 中腐蚀的影响研究较少,Weisenburger 等^[13]开展了 15 MPa 拉应力下 T91 包壳管在 550 °C LBE 中的腐蚀实验,实验结果表明,拉应力增强了 Fe 元素的扩散,加速了氧化膜的生长. Yamaki 等^[14]给管道施加 490 N 的恒定负

载,开展了 HCM12A 钢在 400~500 °C、不同氧浓度 LBE 中的腐蚀实验,结果表明,在压应力的作用下,管壁内的氧化膜与基体发生分离并部分脱落,且氧化膜开裂. 上述实验虽已验证外应力在一定程度上影响了材料的氧化腐蚀,但应力值单一,数据有限,且不能获得应力水平对氧化腐蚀的影响. 为了更全面地反映外应力对氧化膜的影响,需要开展结构材料在 LBE 中不同应力下的腐蚀影响研究.

小锥度圆锥体(small tapered conical, STC)试样可以在恒定载荷下提供一系列初始应力^[15],从而开展一次实验即可获得不同应力下材料的腐蚀性能,提高实验效率. 为了测定不同外应力对结构材料在 LBE 中腐蚀的影响,本文以 T91 钢为研究对象,利用自主研发的高温液态金属慢应变速率拉伸装置,开展拉应力这一典型外应力条件下小锥度圆锥体试样在 550 °C 液态铅铋合金中的腐蚀行为研究,获得腐蚀层在不同拉应力作用下的结构、形貌及生长行为等数据,为较全面地评估 T91 钢在铅基堆中承受复杂应力状态时的服役性能提供支持.

1 实验过程

实验用试样材质为国产马氏体钢 T91,其化学成分如表 1 所列,具体热处理工艺为正火(1050 °C/25 min,空冷)加回火(770 °C/75 min,空冷). 拉伸试样为小锥度圆锥体试样(STC 试样),尺寸如图 1 所示. LBE 是用纯度均为 99.99% 的 Pb 和 Bi 金属按质量百分比为 44.5:55.5 熔炼而成^[16].

表 1 马氏体钢 T91 的化学成分(单位:wt%)

Table 1 Chemical composition of martensitic T91 steel (unit:wt%)

C	Cr	Ni	Mo	Mn	V	Nb	Si	Fe
0.08~0.12	9.24	0.24	1.02	0.51	0.21	0.10	0.25	Bal.

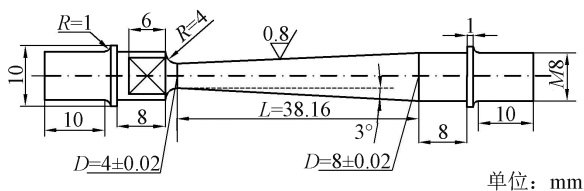


图 1 小锥度圆锥体试样尺寸示意图

Fig.1 Scheme of the STC specimen

实验装置(图 2)为自主研发的高温液态金属慢应变速率拉伸装置,该装置由实验釜、熔化釜、加载控制系统、气相氧控系统、加热保温系统及循环冷却水系统等部分组成. 实验釜和熔化釜内装有 LBE. 考虑到中国铅基研究堆的包壳管设计温度为 500 °C^[17]以

及 T91 钢的高温可靠性要求,实验温度选择为 550 °C,时长 500 h, LBE 中的氧浓度通过自主研发的自动氧测控系统控制在 $(0.98 \sim 1.02) \times 10^{-6}$ wt% 范围内,具体测量和控制原理详见文献[18-19]. 实验时,拉伸装置的实验釜内有相同的两组 STC 试样,同样浸没在 LBE 中. 其中一组处于恒载荷状态,载荷为 2260 N,对应的拉应力为 45~180 MPa;另一组为无应力加载的对比试样. 实验后采用 ZEISS SIGMA 场发射扫描电子显微镜(scanning electron microscopy, SEM)观察腐蚀层的截面形貌并测得其厚度,用附带的能谱仪(energy

dispersive spectrometer, EDS)分析腐蚀层的元素组成及分布.



图 2 高温液态金属慢应变速率拉伸装置
Fig.2 Slow strain rate tensile test device with high temperature liquid metal

2 实验结果与分析

2.1 无应力下的腐蚀产物形貌

图 3 是无应力对比试样腐蚀后的截面形貌及 EDS 面扫描结果.从面扫描结果可知,表面腐蚀层分为三层,最外层为 Fe 的氧化物,中间层为 Fe 和 Cr

的氧化物,最内层同样是 Fe 和 Cr 的氧化物,但 Fe 含量高于中间层,而 O 含量低于中间层.结合表 2 中的点扫描结果及文献[20-21],判断最外层和中间层的主要成分分别为 Fe_3O_4 和 $(Fe,Cr)_3O_4$,最内层为富 Cr 氧化物在晶界处聚集的内氧化层 (internal oxidation zone, IOZ).此外,面扫描结果表明 Fe_3O_4 层有大量 LBE 渗透进来,但大多未渗透至 Fe_3O_4 层和 $(Fe,Cr)_3O_4$ 层的界面. $(Fe,Cr)_3O_4$ 层未有 LBE 渗透进来,说明该层具有较好的保护性.

图 3(a)表明 $(Fe,Cr)_3O_4$ 层明显可分为两个亚层,靠外的亚层(简称外亚层)相对均匀致密,而靠内的亚层(简称内亚层)较疏松,有大量疑似孔洞.这种 $(Fe,Cr)_3O_4$ 分层现象是由温度引起的,因为 T91 钢在同样氧浓度下 $450\text{ }^\circ\text{C}$ [22] 和 $500\text{ }^\circ\text{C}$ [20] 时生成的氧化膜中的 $(Fe,Cr)_3O_4$ 是均匀而致密的单层结构,没有出现疑似孔洞的内亚层.由于内亚层临近 IOZ 层,根据 Müller 等 [23] 提出的元素互扩散理论,可判断该内亚层是由 IOZ 层向 $(Fe,Cr)_3O_4$ 层转变而来的.这种转变需要 Fe、Cr 向外扩散和 O 向基体扩散来实现.比较表 2 中 B、C 和 D(外亚层、内亚层和 IOZ 层)的成分,可知内亚层中 Fe 和 O 的含量已经基本从 IOZ 层转变为外亚层,但 Cr 的含量仍与 IOZ 层一致,还未扩散.据此可推测, $550\text{ }^\circ\text{C}$ 时原 IOZ 层在向 $(Fe,Cr)_3O_4$ 层转变过程中,Cr 元素的扩散速率低于 Fe 和 O 元素的扩散速率,导致 Cr 元素在原 IOZ 层富集,从而呈现疑似孔洞的形貌,形成 $(Fe,Cr)_3O_4$ 内亚层.

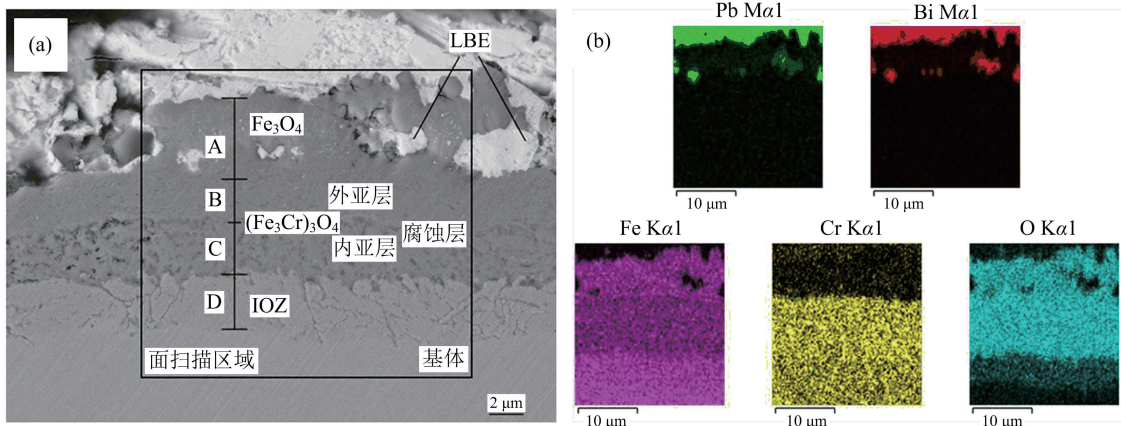


图 3 T91 无应力试样的腐蚀截面形貌(a)及 EDS 面扫描结果(b)
Fig.3 Corrosion sectional morphology (a) and EDS area analysis (b) of T91 unstressed specimen

表 2 图 3 中各区域的 EDS 点分析结果
Table 2 EDS point analysis of areas in Fig.3

区域	原子百分比 / %					
	Fe	Cr	O	Pb	Bi	Si
A	39.0	—	59.7	1.3	—	—
B	32.3	7.8	58.9	—	—	0.6
C	32.1	8.4	58.5	—	—	0.5
D	66.0	8.4	24.5	—	—	0.6

2.2 拉应力下的腐蚀产物形貌

对于施加拉应力的 STC 试样,本文选取了 45, 90, 135 和 180 MPa 四个不同应力下的截面形貌进行观察,如图 4 所示.图 5 是图 4(b)的面扫描结果.结合面扫描分析可知,图 4(b)中表面氧化膜从 LBE 到基体,分别为 $(Fe, Cr)_3O_4$ 层和 IOZ 层,且 $(Fe, Cr)_3O_4$ 层同样有致密的外亚层和疏松的内亚层,但是 $(Fe, Cr)_3O_4$ 层外面没有 Fe_3O_4 层,这明显不同于图 3 中无应力试样腐蚀后的截面形貌.此外,外亚层已出现少量铅铋渗透现象.图 4(a)、(c)和(d)的面扫描结果也表明氧化膜分为 $(Fe, Cr)_3O_4$ 层和 IOZ 层,没有 Fe_3O_4 层,因此在本实验条件下,拉应力会促使 T91 钢表面的 Fe_3O_4 层脱落.对图 4 中腐蚀层附近 LBE 中的 Fe_3O_4 碎片尺寸和数量分析,

发现 45 MPa 下 LBE 有大量 Fe_3O_4 碎片存在, 90 MPa 下 Fe_3O_4 碎片数量减少且尺寸变小, 135 MPa 下 Fe_3O_4 碎片的数量和尺寸进一步减小,而在 180 MPa 下,几乎没有看到明显的 Fe_3O_4 碎片.这表明随着拉应力增加, Fe_3O_4 碎片的尺寸和数量不断减小.

另外,图 4 还表明,45 MPa 下 $(Fe, Cr)_3O_4$ 层致密的外亚层开始出现细裂纹,但裂纹方向近似平行于内外亚层之间的界面和拉应力加载方向,以下简称“平行裂纹”;当应力达到 90 MPa 时,已经出现贯穿整个外亚层的细裂纹,其方向垂直于拉应力加载方向,以下简称“垂直裂纹”;当应力增大到 135 MPa 时,垂直裂纹数量增多,尺寸变粗,有些已开始向内亚层扩展;当应力继续增大到 180 MPa 时,垂直裂纹已经贯穿整个 $(Fe, Cr)_3O_4$ 层.对图 4(d)中方框所示区域进行 EDS 点分析,发现 Pb 含量约为 3.9 %,表明垂直裂纹已有明显的 LBE 渗透.随着拉应力的增大,垂直裂纹不断向 $(Fe, Cr)_3O_4$ 和 IOZ 层界面发展,且尺寸由细变粗,因此垂直裂纹是由拉应力导致的.由于平行裂纹与垂直裂纹的方向明显不同,可知二者不是同一类型,因此推测其形成原因不一致,而除了拉应力之外, $(Fe, Cr)_3O_4$ 层还受到生长应力与热应力^[24]的作用,因此平行裂纹可能是由生长应力或热应力引起的.

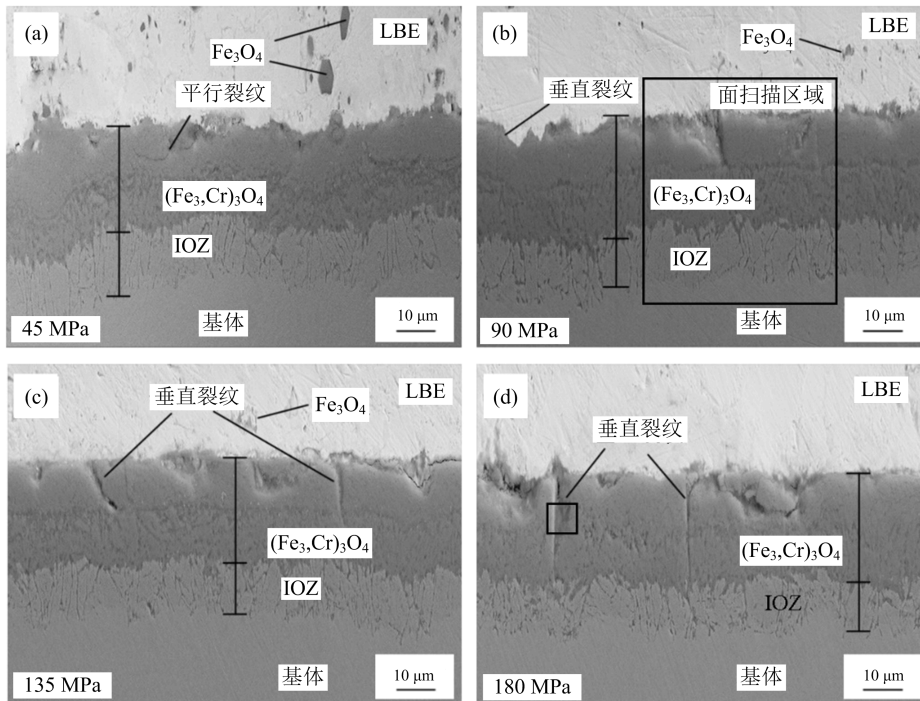


图 4 T91 试样在不同拉应力下的腐蚀截面形貌

Fig.4 Corrosion sectional morphologies of T91 specimen under different stresses

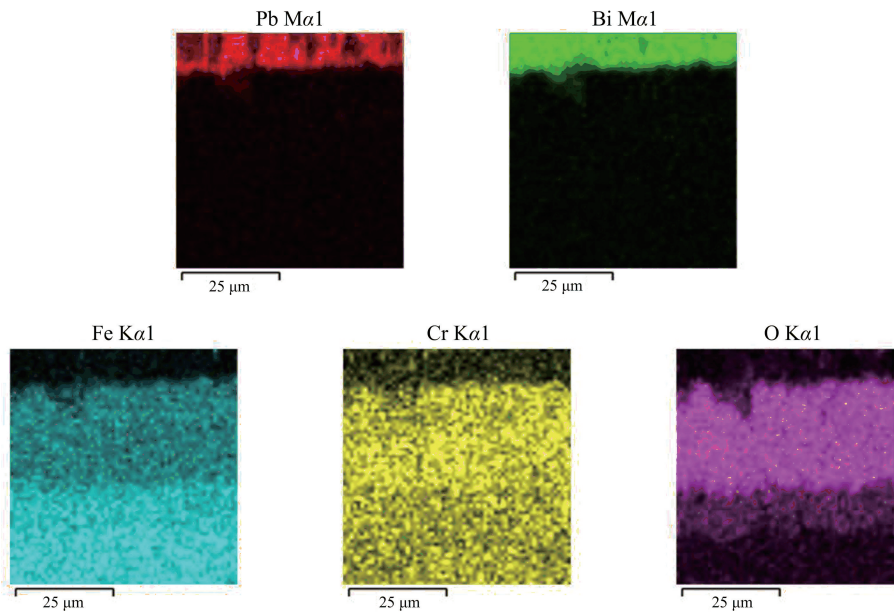


图 5 图 4(b)的区域截面 EDS 面分析结果

Fig.5 EDS area analysis of section in Fig.4(b)

2.3 腐蚀氧化膜生长行为

氧化膜的导热性差,基体表面的氧化膜生长过厚会严重影响材料的热传导效率,因此有必要研究应力对结构材料表面氧化膜厚度的影响.图 6 为试样表面 $(\text{Fe,Cr})_3\text{O}_4$ 层及其各亚层、IOZ 层以及氧化膜总厚度随拉应力的变化曲线,其中厚度为各应力下各完整氧化膜多个位置处测量的平均值.由于 Fe_3O_4 在拉应力加载之后完全脱落,为了便于对比,图 6 中无应力试样氧化膜的总厚度不包括 Fe_3O_4 层的厚度.从图 6 可知,随着拉应力的增加,各层氧化膜的厚度均先快速增加;当超过 90 MPa 之后,除 $(\text{Fe,Cr})_3\text{O}_4$ 的外亚层厚度有降低趋势外,其他层的厚度均随应力缓慢增加.为了便于说明实验现象,本文将氧化膜厚度随应力的平均变化程度定义为“增厚速率”,通过分析氧化膜随拉应力的增厚速率,可以发现随着应力的增加,各层氧化膜的增厚速率下降.造成这种现象的原因分析如下:氧化膜的生长是通过 Fe、Cr 和 O 等元素互扩散实现的.拉应力可以增加氧化膜晶界处的空位和位错数量^[25].由于空位是元素体扩散的通道,位错是元素的快速扩散通道(也称为“短路扩散通道”),因此拉应力会明显加速元素的互扩散,导致 $(\text{Fe,Cr})_3\text{O}_4$ 层和 IOZ 层变厚.而氧化膜的不断增厚又会致元素的扩散行程不断增加,从而导致氧化膜在各应力间的增厚速率不断降低.而 $(\text{Fe,Cr})_3\text{O}_4$ 的外亚层厚度在拉应力较大时略有下降,可能是由于其在高应力下受到的 LBE 侵

蚀加剧所致.

通过比较各层之间的厚度发现,在 0 MPa 时,IOZ 层>外亚层>内亚层,而在 45~180 MPa 时,内亚层>IOZ 层>外亚层,但三者的厚度比较接近.这表明应力对 $(\text{Fe,Cr})_3\text{O}_4$ 层的内外亚层和 IOZ 层厚度增加的影响虽然略有差别,但基本相当.从具体数值上看,45 MPa 下氧化膜总厚度为 32.7 μm ,约是无应力时的 2 倍,而到 180 MPa 时,氧化膜总厚度是 43.8 μm ,约为无应力时的 3 倍,这会严重影响热量的传输.这表明 T91 在 550 $^{\circ}\text{C}$ 的 LBE 环境中用作传热部件时,其承载应力不宜过大.

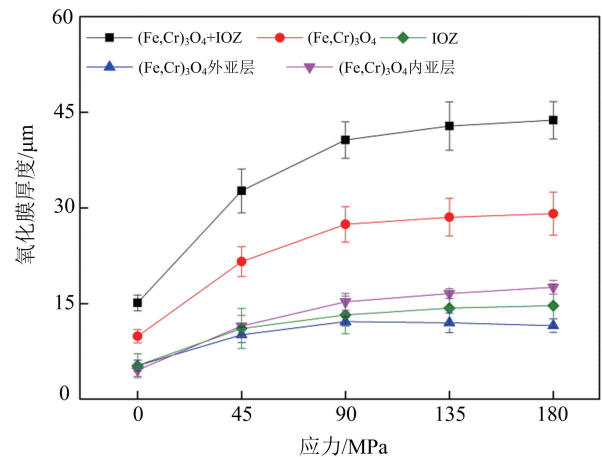


图 6 T91 表面氧化膜厚度随应力的变化

Fig.6 Thickness change of oxide scale on T91 with stresses

3 结论

本文研究了 0~180 MPa 拉应力作用下 T91 钢小锥度圆锥体试样在 550 °C、 1×10^{-6} wt% 氧浓度、液态铅铋合金中的腐蚀行为,主要结论如下:

(I) 无论有无外应力施加, T91 钢表面腐蚀层始终存在 $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$ 层和 IOZ 层。 $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$ 层明显可分为内外两个亚层,其原因是 IOZ 层在向 $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$ 层转变过程中, Cr 元素的扩散速率低于 Fe 和 O 元素的扩散速率,导致 Cr 的富集层形成。

(II) 与无应力试样相比,有应力试样的 Fe_3O_4 层会发生严重的脱落,且随着拉应力的增加, Fe_3O_4 碎片脱落时的尺寸和数量会减小。此外,随着拉应力的增大,垂直裂纹数量增加,且尺寸由细变粗,并不断向 $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$ 层和 IOZ 层界面扩展,到 90 MPa 时已经贯穿 $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$ 外亚层,而到 180 MPa 时,已经贯穿整个 $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$ 层。

(III) 随着拉应力的增加, $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$ 内、外亚层和 IOZ 层的厚度迅速增加,但增厚速率不断降低,这是由于拉应力增加了氧化膜晶界处的空位和位错数量,增强了元素的体扩散和短路扩散,以致氧化膜厚度迅速增加,氧化膜增厚造成元素的扩散行程增加,从而导致氧化膜增厚速率降低。此外, $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$ 中外亚层的厚度在高应力下略有下降,这是由 LBE 对外亚层的侵蚀加剧导致的。

本文揭示了应力对 T91 马氏体钢在 LBE 中腐蚀性能的影响规律,为反应堆工程设计与选材提供了参考。未来可开展腐蚀时间对应力腐蚀行为影响的实验研究,探究氧化膜生长与开裂行为随时间的演变规律,为系统研究马氏体钢氧化膜在液态重金属环境下的失效行为和反应堆的安全分析与设计提供支持。

致谢 本工作得到 FDS 凤麟核能团队其他成员的帮助,在此表示衷心感谢。

参考文献 (References)

[1] SAR F, MHIAOUI S, GASSER J G. Thermal conductivity of liquid lead-bismuth alloys, possible coolants for fourth generation spallation nuclear reactors[J]. Journal of Non-Crystalline Solids, 2007, 353(32-40): 3622-3627.

[2] ZHANG J S. Lead-bismuth eutectic (LBE): A coolant

candidate for Gen. IV advanced nuclear reactor concepts [J]. Advanced Engineering Materials, 2014, 16(4): 349-356.

[3] WU Y C, CHEN Z B, HU L Q, et al. Identification of safety gaps for fusion demonstration reactors [J]. Nature Energy, 2016, 1: 16154-161164.

[4] WU Y C, JIANG J Q, WANG M H, et al. A fusion-driven subcritical system concept based on viable technologies [J]. Nuclear Fusion, 2011, 51(10): 103036-103042.

[5] 吴宜灿, 宋婧, 胡丽琴, 等. 超级蒙特卡罗核计算仿真软件系统 SuperMC [J]. 核科学与工程, 2016, 36(1): 62-71.

WU Yican, SONG Jing, HU Liqin, et al. Super Monte Carlo Simulation Program for nuclear and radiation process: Super MC [J]. Nuclear Science and Engineering, 2016, 36(1): 62-71.

[6] 吴宜灿. 中国 ADS 铅基反应堆设计与研发进展 [J]. Engineering, 2016, 2(1): 134-141.

WU Yican. Design and R&D progress of China lead-based reactor for ADS research facility [J]. Engineering, 2016, 2(1): 134-141.

[7] ZHANG J S. A review of steel corrosion by liquid lead and lead-bismuth [J]. Corrosion Science, 2009, 51(6): 1207-1227.

[8] 田书建, 张建武. 316L 和 T91 不锈钢在 550 °C 静态铅铋合金中的腐蚀行为 [J]. 中国科学技术大学学报, 2015, 45(9): 751-756.

TIAN Shujian, ZHANG Jianwu. Corrosion behavior of 316L and T91 steels in stagnant lead-bismuth eutectic at 550 °C [J]. Journal of University of Science and Technology of China, 2015, 45(9): 751-756.

[9] LI H Q, BAI P W, LIN Z W, et al. Corrosion resistance in Pb-Bi alloy of 15-15Ti steel coated with $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiC}$ bilayer thin films by magnetron sputtering [J]. Fusion Engineering and Design, 2017, 125: 384-390.

[10] SCHROER C, TSISAR V, WEDEMEYER O, et al. Corrosion in steel T91 caused by flowing lead-bismuth eutectic at 400 °C and 10^{-7} mass% solved oxygen [C]// Proceedings of the 24th International Conference on Nuclear Engineering, New York: ASME, 2016.

[11] TIAN S J, JIANG Z Z, LUO L. Oxidation behavior of T91 steel in flowing oxygen-containing lead-bismuth eutectic at 500 °C [J]. Materials and Corrosion, 2016, 67(12): 1274-1285.

[12] 钱余海, 李美栓. 力学载荷作用下合金的高温氧化行为研究状况 [J]. 腐蚀科学与防护技术, 2001, 13(6): 342-346.

QIAN Yuhai, LI Meishuan. A review on high

- temperature oxidation of alloys under mechanical loading [J]. *Corrosion Science and Protection Technology*, 2001, 13(6): 342-346.
- [13] WEISENBURGER A, HEINZEL A, MÜLLER G, et al. T91 cladding tubes with and without modified FeCrAlY coatings exposed in LBE at different flow, stress and temperature conditions [J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2008, 376(3): 274-281.
- [14] YAMAKI E, KIKUCHI K. A stability of oxide layers formed in LBE on HCM12A to external loading[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2010, 398 (1-3): 153-159.
- [15] 全国钢标准化技术委员会. GB/T 15970.1-1995 金属和合金的腐蚀应力腐蚀试验第 1 部分: 试验方法总则 [S]. 北京: 中国标准出版社, 1995.
- [16] 徐敬尧. 先进核反应堆用铅铋合金性能及净化技术研究[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2013.
- [17] WU Y C, BAI Y Q, SONG Y, et al. Development strategy and conceptual design of China Lead-based Research Reactor[J]. *Annals of Nuclear Energy*, 2016, 87: 511-516.
- [18] 王改英, 柏云清, 高胜, 等. 液态铅铋氧浓度测量技术初步研究[J]. *核科学与工程*, 2012, 32(2): 165-169.
WANG Gaiying, BAI Yunqing, GAO Sheng, et al. Preliminary study on the measurement technology of oxygen concentration in liquid lead bismuth[J]. *Nuclear Science and Engineering*, 2012, 32(2): 165-169.
- [19] 张敏, 吴斌, 高胜, 等. 温度对静态铅铋中氧浓度变化的影响[J]. *核科学与工程*, 2014, 34(4): 488-493.
ZHANG Min, WU Bin, GAO Sheng, et al. Effect of temperature on oxygen concentration change in static lead-bismuth eutectic [J]. *Nuclear Science and Engineering*, 2014, 34(4): 488-493.
- [20] 田书建, 姜志忠, 张敏, 等. T91 钢在氧浓度为 0.01 ppm 静态铅铋合金中的界面腐蚀特征[J]. *原子能科学技术*, 2017, 51(1): 158-164.
TIAN Shujian, JIANG Zhizhong, ZHANG Min, et al. Interface corrosion characteristics of T91 steel in static lead-bismuth eutectic with 0.01 ppm oxygen [J]. *Atomic Energy Science and Technology*, 2017, 51(1): 158-164.
- [21] WEISENBURGER A, SCHROER C, JIANU A, et al. Long term corrosion on T91 and AISI 316L steel in flowing lead alloy and corrosion protection barrier development: Experiments and models[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2012, 415(3): 260-269.
- [22] SCHROER C, WEDEMEYER O, SKRYPNIK A, et al. Corrosion kinetics of Steel T91 in flowing oxygen-containing lead-bismuth eutectic at 450 °C[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2012, 431(1-3): 105-112.
- [23] MÜLLER G, SCHUMACHER G, ZIMMERMANN F. Investigation on oxygen controlled liquid lead corrosion of surface treated steels [J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2000, 278(1): 85-95.
- [24] 李美栓. 金属的高温腐蚀[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2001: 201-210.
- [25] 周长海, 马海涛, 王来. 外加应力下合金高温氧化膜的生长及其失效愈合研究现状[J]. *腐蚀科学与防护技术*, 2010, 22(6): 558-562.
ZHOU Changhai, MA Haitao, WANG Lai. A review on oxide-scale growth, failure and its healing behavior during high temperature oxidation of alloys [J]. *Corrosion Science and Protection Technology*, 2010, 22(6): 558-562.