文章编号:1674-2869(2025)03-0315-10

高温液态铅铋腐蚀环境下堆芯构件的机械性能研究进展

郑小涛[1,2],张 亮[1],戴耀南*[1,2]
1. 武汉工程大学机电工程学院,湖北 武汉 430205;
2. 湖北省绿色化工装备工程技术研究中心(武汉工程大学),湖北 武汉 430205

摘 要:作为最有发展前景的第四代核能技术,铅冷快堆(LFR)虽已累积近百堆年的运行经验,但仍面临长周期运行条件下堆芯构件高温液态金属腐蚀与结构完整性评价等诸多挑战,成为制约民用LFR技术发展的主要瓶颈之一。为保证控氧液态铅铋共晶(LBE)环境下LFR堆芯构件完整性,针对LFR候选材料在高温LBE环境下的抗腐蚀效应成为研究重点。本文聚焦奥氏体及马氏体不锈钢等堆芯主体材料,综合分析并概述了这些材料在高温LBE环境下的腐蚀机理,以及拉伸-蠕变-疲劳等机械性能的变化规律,总结提出了部分材料的腐蚀速率预测模型,以补充LFR堆芯构件在高温LBE环境下的腐蚀效应的评价方法和标准。面向液态LBE加速奥氏体不锈钢蠕变和疲劳开裂的微观机理及其交互作用机制的研究,将进一步丰富和完善LFR技术的评价体系。

关键词:铅冷快堆;抗腐蚀效应;机械性能;腐蚀速率预测模型
中图分类号:TL34 **文献标识码**:A **DOI**:10.19843/j.cnki.CN42-1779/TQ.202405007

Research progress on mechanical properties of core components in high-temperature liquid lead-bismuth corrosion environments

ZHENG Xiaotao[1,2], *ZHANG Liang*[1], *DAI Yaonan*[*1,2]
1. School of Mechanical and Electrical Engineering, Wuhan Institute of Technology, Wuhan 430205, China;
2. Hubei Provincial Engineering Technology Research Center of Green Chemical Equipment(Wuhan Institute of Technology), Wuhan 430205, China

Abstract: As the most promising fourth-generation nuclear energy technology, lead-cooled fast reactors (LFR), having being in operation for nearly a century, still face significant challenges including high-temperature liquid metal corrosion of core components and structural integrity evaluation under long-term operating conditions, which constitute one of the major bottlenecks hindering the development of civilian LFR technology. To ensure the integrity of LFR core components in an oxygen-controlled liquid lead-bismuth eutectic (LBE) environment, the corrosion resistance of candidate materials for LFR in high-temperature LBE environments has become a research focus. This paper focuses on the core materials such as austenitic and martensitic stainless steels, comprehensively analyzes and summarizes their corrosion mechanisms in high-temperature LBE environments, as well as the variation patterns of mechanical properties such as tensile, creep, and fatigue, and proposes a corrosion rate prediction model for some materials to complement

收稿日期:2024-05-12
基金项目:国家自然科学基金(52275159);湖北省杰出青年自然科学基金(2022CFA059);武汉工程大学第十五届研究生教育创新基金(CX2023220)
作者简介:郑小涛,博士,教授。Email:xiaotaozheng@163.com
***通信作者**:戴耀南,博士,讲师。Email:dyn1121758919@163.com
引文格式:郑小涛,张亮,戴耀南. 高温液态铅铋腐蚀环境下堆芯构件的机械性能研究进展[J]. 武汉工程大学学报,2025,47(3):315-324.

the evaluation methods and standards for the corrosion effects of LFR core components in high-temperature LBE environments. Studies on the micro-mechanisms and interaction mechanisms of creep-fatigue cracking in austenitic stainless steels accelerated by LBE will further enrich and refine the evaluation system for LFR technology.

Keywords: lead-cooled fast reactors; corrosion resistance effect; mechanical property; corrosion rate prediction model

核反应堆技术历经三代演进,在经济性和安全性方面已具有巨大成就,但仍存在核资源利用率不高、放射性废物累积和本质安全等问题。21世纪以来,尤其是2011年福岛核电站事故后,国际核能界积极推进更加高效、清洁和安全的第四代快中子堆系统,其可将铀资源利用率从压水堆的约1%提高到60%~70%,减少核裂变废物,实现核能的可持续发展[1]。铅冷快堆(lead-cooled fast reactor, LFR)(图1[2])采用液态铅或铅铋共晶(lead-bismuth eutectic, LBE)合金作为冷却剂,具有低熔点(分别接近327和125 ℃)、高沸点(分别接近1 745和1 670 ℃)、低摩擦系数(0.1)、稳定的化学性质,以及优异的导热、传热和自然循环能力,特别是铅基材料与放射性元素碘和铯形成化合物而降低放射源活性,具有更高的本质安全性,有利于堆芯结构紧凑性和小型化设计,是最有发展前景的第四代核能技术之一。目前,世界各国正积极推进LFR的商业应用,如俄罗斯SVBR-100、BREST-300,美国SSTAR、ENHS,欧盟ELFR、ALFRED,日本LSPR、PBWFR,韩国URANUS和中国CLEAR等[3]。

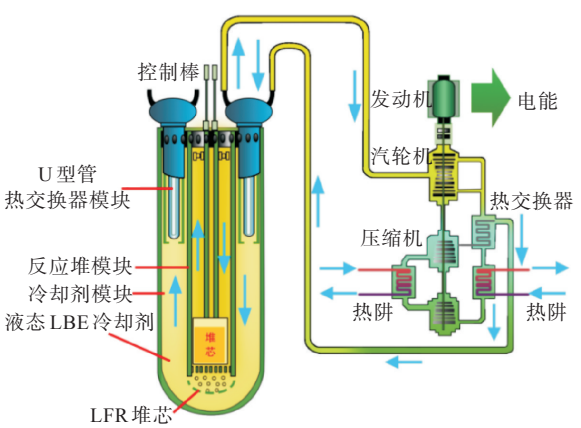


图1 典型池式LFR系统示意图

Fig. 1 Typical pool-typel LFR system

鉴于LFR堆芯的运行环境(高达550 ℃的服役温度、LBE腐蚀及长周期运行),自LFR概念提出以来,研究人员一直在寻找合适的结构材料作为堆芯构件材料,包括奥氏体不锈钢(如316L、304L等)和质量分数9%~12%Cr铁素体/马氏体钢(如T91、HT-9等)等,不锈钢内部各化学元素的质量分数见表1[4-6]。考虑到T91与316L在核反应堆中已收集大量的服役性能数据,并被美国机械工程师协会(American Society of Mechanical Engineers, ASME)等相关手册收录,故LFR主要选用T91与316L钢作为堆芯材料。

堆芯材料与LBE接触时,主要面临液态金属腐蚀(lquid metal corrosion,LMC)和液态金属脆化(liquid metal embrittlement,LME)两种材料降解腐蚀效应[7-9],而目前针对LBE腐蚀研究的实验条件广泛(温控范围573~1 073 K,时间跨度100~15 000 h,氧浓度质量分数介于10^{-12}至氧饱和状态,流速0~5 m/s),尚未形成统一的LBE腐蚀试验标准[10]。因此,针对高温条件下堆芯材料LBE腐蚀失效的机理一直是综述文章的核心议题[11]。同时,在高温LBE环境中,T91等铁素体/马氏体钢具有液态金属脆性,而316L等奥氏体不锈钢虽然在液态LBE环境中的LME效应不明显,但蠕变寿命、疲劳寿命和循环载荷下的机械性能明显下降,具体如图2[10]所示。因此,针对T91与316L钢在

表1 LFR备选材料内部化学元素的质量分数

Tab. 1 Mass fraction of chemical elements in the internal LFR alternative materials

材料	ω(C)/%	ω(Si)/%	ω(Mn)/%	ω(Cr)/%	ω(Ni)/%	ω(Mo)/%	ω(N)/%	ω(Al)/%
316	0.040	0.69	1.22	16.83	10.79	2.06	–	–
316L	0.019	0.67	1.81	16.73	9.97	2.05	0.029	0.018 3
316H	0.050	0.44	1.76	16.26	10.16	2.05	0.050	–
304L	0.020	0.49	1.67	18.50	8.31	0.39	0.069	–
316Ti	0.050	0.60	1.70	16.00	14.00	2.50	–	–
T91	0.100	0.22	0.38	8.99	0.11	0.89	–	0.010 0

高温液态LBE环境中的机械性能变化成为研究重点[12-13]。

本文重点以T91与316L等堆芯构件材料在高温LBE环境下进行的各类机械性能测试试验为主线，总结了高温LBE中T91与316L钢的腐蚀特性及机械性能变化规律，为后续LFR堆芯材料的选择及优化研究提供借鉴。

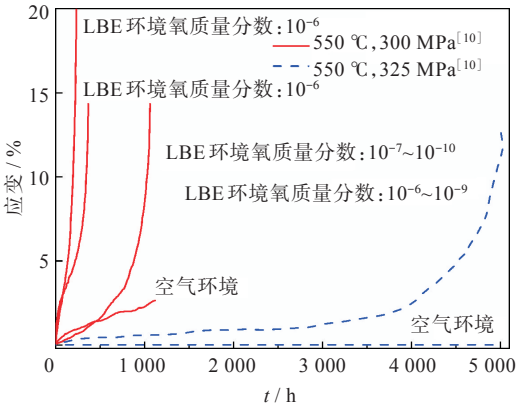


图2　316L不锈钢蠕变性能的变化趋势

Fig. 2　Trend of change in creep properties of 316L stainless steel

1　高温LBE的腐蚀特性

LBE的腐蚀机制取决于堆芯材料的化学成分、液态金属中的氧含量、温度及流速[14]，通常参照Ellingham图预估LBE的腐蚀机理[15]。因实验条件广泛，目前尚无统一的LBE腐蚀试验标准，但结合静态浸泡实验、动态流动实验以及大型回路腐蚀实验等多种实验手段（表2），通过理论分析仍能总结出堆芯材料的LBE腐蚀特性（表3）。

1.1　LMC行为研究

由表3可知，根据LMC的影响机制，LMC可分为局部损伤效应（点蚀等）[27]和均匀损伤效应[28]。当LBE处于高氧浓度时，基体钢表面在原位易形成氧化膜而发生氧化腐蚀，虽然氧化膜因其致密、无缺陷、附着性、抗自发剥落等特点而有望保护基体钢免受铅和铋的过度氧化[29]，但随着氧化膜厚度的增长，其低导热特性将严重阻碍反应堆部件的热交换需求，进而影响基体钢的使用寿命[30]，因此，研究材料钢的氧化动力学[作为温度和液态重金属溶液（heavy liquid metal，HLM）氧浓度的函数]特性，解析氧原子进入LBE的难易程度成为LMC氧化腐蚀机制的研究方向。

基体钢中的铬（Cr）、铁（Fe）等组成元素与氧元素发生反应形成Fe_3O_4和Cr_2O_3等金属氧化物[31]，阻碍氧的扩散，降低LBE中自由氧元素的浓度，导致钢的持续腐蚀。当液态Pb或LBE中溶解氧含量较低时，抑制了钢表面稳定无缺陷氧化层的形成，溶解腐蚀成为主要的LMC过程。由于基体钢元素溶解度的温度依赖性，其溶解腐蚀的严重程度随温度升高而升高[32]，导致不同基体钢的元素发生选择性溶解，并渗透到晶界/孪晶界形成应力集中点，促进裂纹成核及蠕变性能的退化[33]。因此，研究氧控制技术（表4），解析合金元素从基体钢上析出的难易程度，对进一步研究LBE—基体钢界面的扩散行为以及揭示具体的溶解腐蚀机理而言至关重要。

在液态LBE中，HLM流动模式等机械、化学机制可能导致保护氧化层的损坏或局部溶解腐蚀增强（溶解点蚀）[38-39]，进而形成表面侵蚀，这不是由于基体钢自身在HLM中的溶解，而是沉淀/钢基体界面允许HLM进入钢体以攻击原本钝化（原位表面氧化）的钢表面所形成的[40]。HLM流速的不同造成基体钢LMC机制的不同，在低HLM流速（即层流）下，总体腐蚀速率由HLM边界层（即靠近钢表面的边界层）中溶解物质的传质所决定；在中HLM流速下，介质边界层内的传质过程加速，腐蚀速率由HLM/钢界面的腐蚀活化反应控制，与

表2　堆芯材料在高温LBE中腐蚀实验方法对比

Tab. 2　Comparison of experimental methods for corrosion of core materials in LBE

实验方法	优点	缺点	研究对象	研究重点
静态浸泡实验[16]	操作简单、成本低廉、环境较稳定	不符合实际流动环境，且实验周期较长	初步探索材料的长期腐蚀性能	材料的腐蚀速率、腐蚀产物的生成与演变以及材料表面的微观结构变化
动态流动实验[17-18]	实验周期较短、更准确地反映材料在高温LBE中的腐蚀行为	设备较复杂、成本较高、实验条件难以准确控制	模拟及评估实际反应堆对材料腐蚀行为的影响	材料在动态环境下的腐蚀速率变化、腐蚀产物的冲刷与沉积行为以及微观结构演变
大型回路实验[19-20]	模拟反应堆实际运行条件，有较高的实际应用价值	设备庞大昂贵、实验周期长、操作复杂	全面评估反应堆系统对材料长期腐蚀性能	不同设备及位置材料的均匀腐蚀、局部腐蚀以及腐蚀产物分布和迁移等

表3 堆芯材料在高温LBE中腐蚀特性

Tab. 3 Corrosion characteristics of core materials at high temperature LBE

	影响因素	影响机制	形成机理	研究重点
LMC[21-23]	◆材料：组成元素、晶体结构、显微组织、变形缺陷等； ◆冷却剂：HLM的溶解氧浓度、杂质、温度和流动类型等； ◆液态环境：温度、暴露时间等	氧化	氧元素与材料中金属元素发生化学反应	材料表面氧化膜的种类及厚度
		溶解	材料组成元素（Fe、Cr等）在LBE中的溶解度	材料组成元素对腐蚀行为的影响
		表面侵蚀	高温高速流态引起的壁面剪切应力和流体湍流	材料在高温LBE中的腐蚀动力学
		微动磨损	两个固体表面相互连续摩擦	微动磨损过程中的力学行为
LME[24-26]	温度；施加应变率；机械约束；氧浓度；材料预曝光；材料化学成分；材料冶金状态	润湿接触	液态金属渗入材料的微观结构形成裂纹形核	材料的断裂韧性、疲劳寿命和蠕变性能
		应力应变	材料发生塑性变形	材料的机械性能
		中子辐照	改变材料的微观结构，如晶格畸变、空位产生等	材料的延展性和断裂韧性

表4 氧控制技术汇总

Tab. 4 Summary of oxygen control techniques

氧控制技术	原理	反应原理	控制关系
气态控氧[34-35]	向HLM注入氢化或氧化气体的自动控制	$PbO(溶)+H_2(气)\rightarrow H_2O+Pb(液)$ $Pb(液)+O_2(气)\rightarrow PbO(溶)$	$\frac{p_{H_2}}{p_{H_2O}}=\frac{C_O^s}{C_O}\cdot\exp\left(\frac{\Delta_fG^O(H_2O)-\Delta_fG^O(PbO)}{R\theta}-\ln a_{Pb}\right)$
固态控氧[36]	自动调节填充PbO固体球的旁路中的温度和LBE流量	$PbO(固)\rightarrow[Pb](LBE)+[O](LBE)$	$-\frac{dm_o}{dt}=K_p\left(1-\alpha_0\right)S_p$ $K_p=Sh\cdot D\cdot C_S\cdot\rho\cdot 360/l$
氧泵[37]	调节外部施加的电势来控制氧离子	电化学抽氧	/

注：p_{H_2}为气相氢分压，p_{H_2O}为气相水蒸汽分压，C_O^s为LBE饱和氧溶解度，C_O为气相氧分压相对应LBE的氧含量，$\Delta_fG^O(H_2O)$和$\Delta_fG^O(PbO)$分别为生成1 mol的H_2O和PbO的标准摩尔吉布斯自由能，R为阿伏伽德罗常量，θ为温度，a_{Pb}为LBE中铅元素的活度；m_O为固态氧化铅中所含氧的总质量，t为时间，K_p为溶解系数，α_o为当前LBE中的氧活度，S_p为固体氧化铅颗粒与LBE接触的总表面面积（即浸没在LBE的氧化铅颗粒的表面积总和），Sh为舍伍德数，D为LBE中氧的扩散系数，C_s为LBE中饱和氧浓度，ρ为液态金属的密度，l为特征长度。

HLM的流速无关；在高HLM流速下，氧化物及碳化物等固体颗粒形成基体钢表面的烧蚀，降低材料的机械性能。因此，开展堆芯构件机械性能变化趋势的研究对反应堆部件结构完整性的评估及优化具有重要意义。

1.2 LME行为研究

LME是指金属材料通过微观尺度上的空洞形核、生长和聚合，从正常韧性断裂模式转变为脆性断裂模式，使得金属材料在宏观尺度上展现出其延展性、极限抗拉强度（但不包括屈服强度）以及抗疲劳性能的显著降低，特别是在液态金属环境条件下进行测试时，当覆盖在钢表面的氧化层失效或失去保护作用后，裂纹萌生，随后迅速扩展，导致复杂的断裂，而且材料的韧性也将大幅度下降[41]。

根据金属材料机械性能的变化机理，造成金属材料产生LME的因素主要分为两类，具体包括：驱动LME的金属晶体结构、化学成分、相分布、应力水平和预暴露等内部因素[42]；塑性变形、断裂等与腐蚀相互作用的“动力学”（温度及等应变速率）等外部因素[43]。基于影响因素的多样及复杂，虽然目前尚无针对LME形成机制的统一解释规范，但表面能降低、局部塑性、应力辅助溶解及原子扩散穿透等机制模型涵盖了主要的LME机制[44]，针对此类机制，目前常采用强化固溶体化学成分、预暴露、拉伸伸长率预评估、液体和固体金属的紧密接触等方法降低LME的影响程度。由于在原子尺度上，导致材料在LBE接触时LME敏感性差异的潜在机制仍未明确，其对钢材料机械性能的影响仍是研究的重点方向。

2　高温铅铋暴露下不锈钢机械性能的变化

不锈钢在经受合金元素溶解、氧化、迁移等铅铋腐蚀效应影响后，需对其机械性能和蠕变-疲劳性能进行系统分析，以研究其在不同温度及铅铋暴露时间下的抗腐蚀性。

2.1　铅铋暴露下不锈钢拉伸性能变化分析

不锈钢的拉伸性能测试试验主要针对其屈服强度（yield strength，YS），极限抗拉强度（ultimate tensile strength，UTS），平均延伸率（uniform elongation，UE）和总延伸率（total elongation，TE）的变化展开研究，现有实验结果主要包括对304L、T91、316L及SIMP不锈钢的研究，其中，T91和SIMP不锈钢的拉伸性能曲线如图3（a）和图3（b）所示，304L和316L的拉伸性能参数如表5所示。

图3表明，在空气环境及600 ℃环境下，随着反应时间的增加，T91及SIMP不锈钢的铅铋暴露样品与热老化处理样品的YS、UTS及TE明显下降；同时，随着反应时间及铅铋暴露时间的增加，在室温下的拉伸实验数据表明其YS、UT明显下降，TE基本不变，这表明不锈钢暴露于铅铋中会降低不锈钢的拉伸性能。由图3（a）和图3（b）可知，不锈钢的拉伸性能与铅铋暴露时间及温度有着密切的联系，这是由于随着铅铋暴露时间的增加，不锈钢基体中Fe、Cr、Ni等元素在高温作用下与LBE中Pb、Bi、O等元素发生复杂的化学反应，同时也伴随着合金元素的溶解、氧化等现象，并在高温驱动下加速了元素的迁移，同时元素迁移又促进了溶解过程，使材料表面均匀地遭受破坏。基体表面由于铁元素的溶解及铅铋中氧元素与基体的交换，使得基体本身的元素含量平衡被打破，在铅铋中基体表面的氧化层[PbO层与（Fe、Cr）O尖晶石层]破坏了材料完整性，大大降低了不锈钢的机械性能，最直观的便是与热老化相比，在铅铋环境下不锈钢的屈服强度及极限抗拉强度大幅下降，总延伸率也有一定程度的降低，具体见图3（c）。由图3（c）可知，铅铋环境对不锈钢界面的拉伸性能影响显著，但受限于实验条件的限制，主要研究了部分目标材料在有限条件下的机械性能，而针对不锈钢在铅铋环境下的机械性能缺乏有力的证明。因此，为研究长时高温铅铋环境下不锈钢机械性能的变化规律，开展等效加速实验和模拟仿真实验显得尤为重要。表5表明，304L不锈钢在

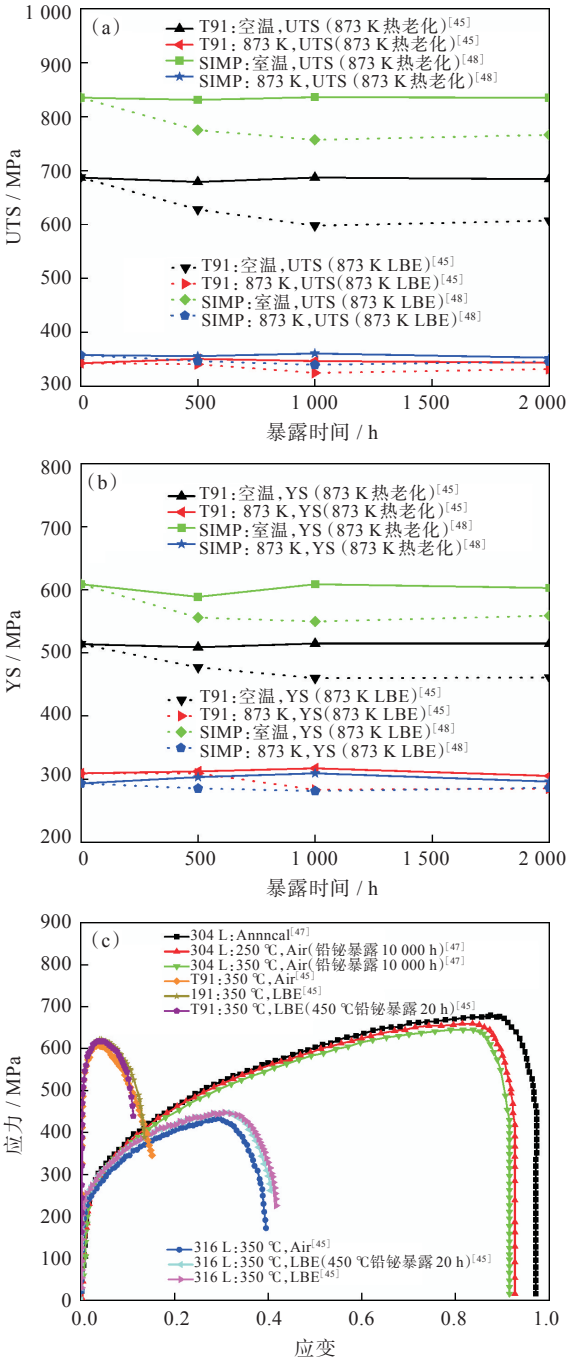


图3　铅铋环境下LFR备选材料拉伸变化曲线[45,47-48]：（a）UTS，（b）YS，（c）应力-应变

Fig. 3　Tensile change curve of LFR candidate materials in lead-bismuth environment[45,47-48]: (a) UTS, (b) YS, (c) stress-stran

表5　铅铋暴露条件下部分核级不锈钢的拉伸性能参数

Tab. 5　Tensile properties of some nuclear-grade stainless steels under lead-bismuth exposure

型号	θ / ℃	t / h	条件	YS / MPa	UTS / MPa	TE / %
316L[45]	350	20	LBE	200	444	40.1
304L[46]	25	0	空气	290	676	82.0
	250	10 000	LBE	298	660	78.0
	350	10 000	LBE	288	646	75.0

相同铅铋暴露时间下，随着反应温度的升高，不锈钢的TE基本保持不变，但YS和UTS呈降低趋势。

2.2 不锈钢蠕变及疲劳分析

LFR系统中产生的热-机械载荷将导致构件产生不可忽略的应力和变形，在复杂载荷作用下材料主要因发生蠕变、疲劳及蠕变-疲劳交互行为而失效。因此，为开展LFR堆芯构件腐蚀-应力交互作用的物理化学机制研究，在研究不锈钢拉伸等机械性能外，还需开展蠕变、疲劳等性能的研究。

2.2.1 蠕变行为 目前，液态铅铋环境下不锈钢的蠕变和疲劳实验研究仍然较少，关于液态铅铋加速不锈钢蠕变、疲劳寿命和疲劳开裂的阐述仍主要停留在唯象层面，故有必要从物理、化学等微观层面解析液态铅铋造成不锈钢构件蠕变、疲劳失效作用机制。为探究铅铋腐蚀-应力交互条件下不锈钢的蠕变行为，对部分316L和T91不锈钢在液态铅铋和空气中的蠕变断裂试验参数进行汇总，具体如图4所示。

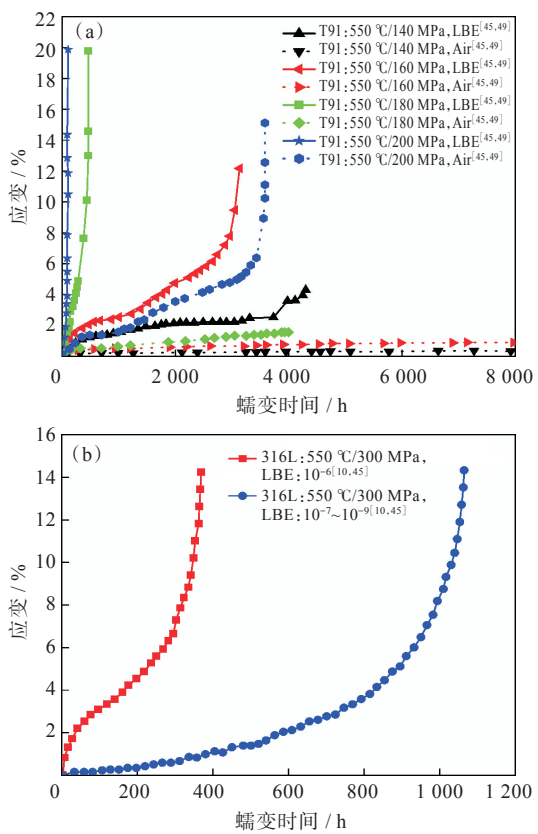


图4 蠕变断裂试验结果参数：(a)T91不锈钢，(b)316L不锈钢

Fig. 4 Parameters of creep fracture test results: (a)T91 stainless steels, (b)316L stainless steels

由图4可知，在铅铋环境下试样的蠕变断裂时间明显短于空气环境下的蠕变断裂时间，试样的蠕变断裂时间会随着氧浓度的升高而降低。此外，试验应力越高其所对应的蠕变速率越快，同时试样的蠕变断裂时间也随着应力水平的增大而减小。随着蠕变时间的增加，蠕变应变并不是光滑连续的曲线，其原因可能是试验过程中调整试样而导致的位移传感器测量值的跳跃。随着液态铅铋中氧浓度的增加，不锈钢的蠕变断裂时间显著降低，这是由于液态铅铋中的氧元素与不锈钢材料发生反应形成表面氧化物从而降低了材料本身的强度，同时也说明在低氧浓度中铅铋对材料破坏程度低于高氧浓度。

2.2.2 疲劳行为 蠕变-疲劳载荷为LFR系统运行过程中不可或缺的极端工况之一，在此工况下，对液态LBE环境中不锈钢的蠕变-疲劳寿命尚缺少实验研究，复杂应力模式和LBE腐蚀-氧化的交互作用、裂纹萌生和扩展机制仍鲜有报道，导致目前相关强度设计准则和完整性评价方法的缺失。因此，在蠕变-疲劳载荷作用下不锈钢液态LBE腐蚀-氧化应力交互机制及其对蠕变-疲劳裂纹萌生、扩展和失效机制的影响亟待深入研究，构建在该严苛环境下不锈钢构件的强度设计准则和完整性评价方法显得尤为迫切。目前，关于液态铅铋环境下不锈钢疲劳寿命和疲劳开裂的阐述仍停留在唯象层面，主要对已有试验的微观(图5[50])和宏观(图6[51-53])现象进行分析阐述。

图5为疲劳裂纹在同一晶界的变化趋势图。图5显示了T91不锈钢在液态LBE环境下的疲劳裂纹扩展机理，表明少量的溶解氧也可驱动裂纹氧化物在晶格中的扩散，在尖端处发生塑性变形，激活位错源，从而加剧裂纹的形成。由图6可知，试样的总应变范围随着循环次数的增加而减少，同时与空气环境对比，相同循环次数时铅铋环境下试样的应变范围明显更低，说明铅铋环境对材料的损伤极大。

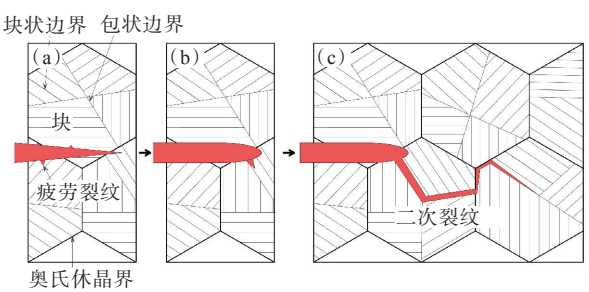


图5 LFR备选材料疲劳微观机理：(a)裂纹萌生，(b)裂纹扩展，(c)二次裂纹生成

Fig. 5 Fatigue microscopic mechanism of LFR candidate materials: (a) crack initiation, (b) crack propagation, (c) Secondary crack generation

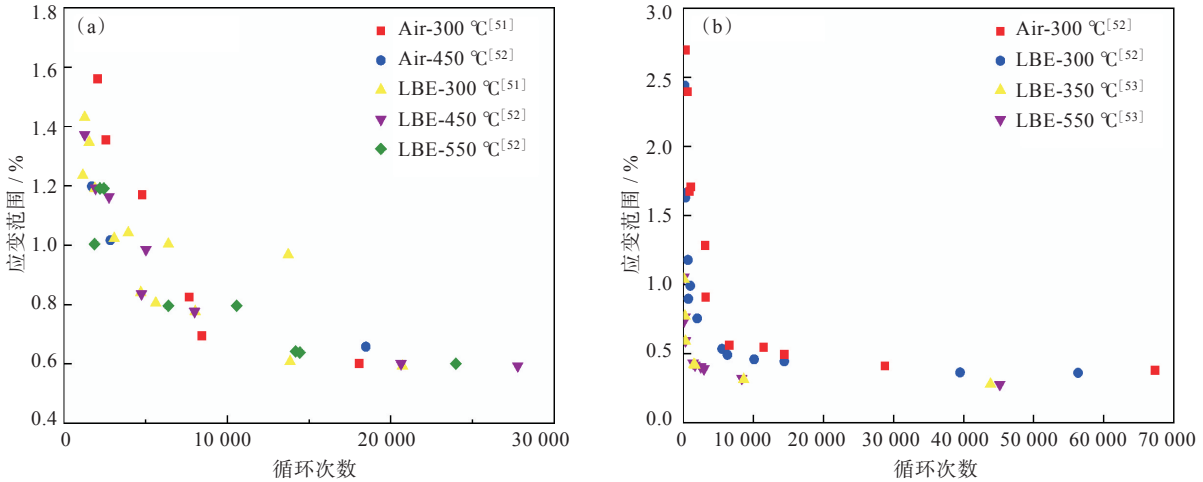


图6　LFR备选材料疲劳数据：(a)T91不锈钢，(b)316L不锈钢

Fig. 6　Fatigue data of LFR candidate materials: (a)T91 stainless steels, (b)316L stainless steels

2.3　不锈钢的腐蚀速率预测

由于在液体LBE拉伸载荷下，大多数奥氏体不锈钢并未出现LME现象，故目前国际推荐316L作为LFR堆芯构件的首选材料，虽在短期内(1年或1 000 h)表现出较好的耐蚀性和稳定性，但其在长期服役条件下的可靠性仍待验证。与此同时，局部缺陷腐蚀会导致材料优先失效，因此，针对材料的最大腐蚀深度及腐蚀速率的预测成为提高LFR堆芯构件完整性评价方法的关键。表6为不同时间、不同温度下的最大腐蚀数据汇总表。表7[57]为316L不锈钢不同时间、不同温度下的平均腐蚀数据汇总表。

将表7中数据进行拟合，可得316不锈钢高温液态LBE环境下的平均腐蚀深度随温度与时间的拟合方程，即式(1)与式(2)，其决定系数R^2均大于0.8，拟合方程能较好解释数据的变动。由式(1)和式(2)可知，温度越高、腐蚀时间越长，腐蚀层厚度越大。

$$\delta = 4.76 + \frac{170\,908.81}{(1+\mathrm{e}^{\frac{T-794.83}{31.51}})\cdot(1+\mathrm{e}^{\frac{t-1703.45}{304.45}})} \quad (R^2 = 0.877) \tag{1}$$

$$\delta = 415.5 - 1.36T - 0.32t + 0.00107T^2 + 1.08\times10^{-6}t^2 + 6.23\times10^{-4}Tt \quad (R^2 = 0.847) \tag{2}$$

式中：δ为腐蚀层厚度，μm。

表6　LFR堆芯构件材料最大腐蚀数据

Tab. 6　Maximum corrosion data of LFR core component material

材料	θ / ℃	t / h	最大腐蚀深度 / μm	氧含量	流速 /（m/s）	来源
316L	450	5 015	80.0	10^{-7}	2	文献[54]
		8 766	210.0			
	550	2 011	87.0	10^{-6}		
		7 500	281.0			
		10 000	336.5			
		15 000	344.0			
	550	1 991	87.0	1.6×10^{-6}	2	文献[55]
		7 518	287.0			
		10 021	350.0			
		15 028	346.0			
316SS	450	3 000	80.0	5×10^{-8}	静态	文献[56]
	550	3 000	350.0	3×10^{-9}		

表7 316L不锈钢平均腐蚀数据

Tab. 7 Average corrosion data of 316L stainless steel

t / h	不同温度下的平均腐蚀深度/ μm			
	490 ℃	535 ℃	565 ℃	570 ℃
175	0.696 0	1.000	1.261	1.437
500	2.902 0	13.573	12.664	13.414
1 250	0.811 0	40.272	27.434	18.081
2 300	3.097 3	57.235	58.094	162.953
3 000	2.979 4	59.166	122.974	132.254

3 结 论

为了提高LFR候选材料在高温LBE环境下的抗腐蚀效应，本文对LFR候选材料在高温液态铅铋环境下的LMC特性及LME特性的影响因素、机制及研究重点进行了总结。为了保证钢的可靠和应用，未来应侧重于解析氧原子进入LBE的难易程度，通过对基体钢中合金元素在LBE的扩散行为机理分析，开展堆芯构件机械性能变化趋势的相关研究。

根据LFR候选材料的拉伸、蠕变、疲劳参数，及得到的腐蚀速率预测方程，可知LFR候选材料中的奥氏体不锈钢虽然在液态LBE环境中的脆化效应不明显，但蠕变寿命、疲劳寿命和循环载荷下的机械性能明显下降。然而，关于液态LBE加速奥氏体不锈钢蠕变和疲劳开裂的阐释仍主要停留在唯象层面，且液态LBE环境下316L不锈钢的蠕变-疲劳寿命尚缺少实验研究，因此，未来有必要从物理、化学反应等微观层面剖析液态LBE造成316L构件蠕变、疲劳失效的作用机制，从根本上解释液态LBE腐蚀如何增强外加应力的作用效果。

参考文献

[1] 夏榜样，徐灿，秦天骄，等. 长循环铅冷快堆堆芯装载方法研究[J]. 核动力工程，2023，44(6)：260−265.

[2] 林强，冯金辉，陈刚，等. 铁素体/马氏体钢在液态铅铋中的断裂力学试验研究进展[J]. 固体力学学报，2023，44(3)：317−345.

[3] 梁娜，姚存峰，龙斌，等. 铅冷快堆结构材料耐蚀涂层技术研究概述[J]. 材料导报，2022，36(23)：21090168.

[4] MUSTARI A P A，TAKAHASHI M. Study on corrosion of welded steel for LBE-cooled fast reactors [J]. Progress in Nuclear Energy，2011，53(7)：1073−1077.

[5] ZHU Z G，ZHANG Q，TAN J B，et al. Corrosion behavior of T91 steel in liquid lead-bismuth eutectic at 550 ℃：effects of exposure time and dissolved oxygen concentration [J]. Corrosion Science，2022，204：110405.

[6] LEE J K，BAE S，DHAR S A. Versatile testing facility for heavy liquid metal-cooled fast reactor at the university of Pittsburgh [J]. Nuclear Technology，2024，210(4)：772−780.

[7] 王军健，李华鑫，李红菊，等. 静态腐蚀条件下铁素体/马氏体钢和奥氏体不锈钢与液态铅铋合金相容性研究进展[J]. 强激光与粒子束，2023，35(5)：056001.

[8] VOGT J B，SERRE I P. A review of the surface modifications for corrosion mitigation of steels in lead and LBE [J]. Coatings，2021，11(1)：53.

[9] 吴欣强，戎利建，谭季波，等. 耐Pb-Bi腐蚀Si增强型铁素体/马氏体钢和奥氏体不锈钢的研究进展[J]. 金属学报，2023，59(4)：502−512.

[10] YURECHKO M，SKRYPNIK A，WEDEMEYER O，et al. Creep of 316L austenitic steel at 450−550 ℃ in static lead-bismuth eutectic covered by argon-hydrogen gas [J]. Journal of Nuclear Materials，2022，558：153344.

[11] ODAIRA N，SAITO S. Characterization of mechanical strain induced by lead-bismuth eutectic (LBE) freezing in stainless steel cup [J]. Heliyon，2020，6(2)：e03429.

[12] KLOK O，LAMBRINOU K，GAVRILOV S，et al. Effect of deformation twinning on dissolution corrosion of 316L stainless steels in contact with static liquid lead-bismuth eutectic (LBE) at 500 ℃ [J]. Journal of Nuclear Materials，2018，510：556−567.

[13] 李清，袁小会，刘岑，等. 有效试验数据对钢材机械性能分布规律的影响[J]. 武汉工程大学学报，2015，37(4)：69−73.

[14] ILINČEV G. Research results on the corrosion effects of liquid heavy metals Pb，Bi and Pb-Bi on structural materials with and without corrosion inhibitors [J]. Nuclear Engineering and Design，2002，217(1/2)：167−177.

[15] LI C，FANG X D，WANG Q S，et al. A synergy of different corrosion failure modes pertaining to T91 steel impacted by extreme lead-bismuth eutectic flow pattern [J]. Corrosion Science，2021，180：109214.

[16] CHARALAMPOPOULOU E，LAMBRINOU K，DONCK T V D，et al. Early stages of dissolution corrosion in 316L and DIN 1.497 0 austenitic stainless steels with and without anticorrosion coatings in static liquid lead-bismuth eutectic (LBE) at 500 ℃ [J]. Materials Characterization，2021，178：111234.

[17] LI X H，ZENG X，ZHAO Z C，et al. Fast-flowing LBE corrosion of the SiC pump impeller：numerical and experimental investigations [J]. International

Journal of Applied Ceramic Technology，2023，20（1）：436-450.

[18] REN H，ZHANG X X，CHEN Y X，et al. Synergistic effects of Si and Y on corrosion behavior of cast cladding steels by pre-laying Y powder for nuclear applications in static liquid LBE[J]. Journal of Nuclear Materials，2022，566：153781.

[19] SCHROER C，WEDEMEYER O，NOVOTNY J，et al. Selective leaching of nickel and chromium from Type 316 austenitic steel in oxygen-containing lead-bismuth eutectic（LBE）[J]. Corrosion Science，2014，84：113-124.

[20] LAMBRINOU K，CHARALAMPOPOULOU E，DONCK T V D，et al. Dissolution corrosion of 316L austenitic stainless steels in contact with static liquid lead-bismuth eutectic（LBE）at 500 ℃[J]. Journal of Nuclear Materials，2017，490：9-27.

[21] KLOK O，LAMBRINOU K，GAVRILOV S，et al. Effect of LEB oxygen concentration on the onset of dissolution corrosion in 316 L austenitic stainless steel at 450 ℃[J]. Journal of Nuclear Engineering and Radiation Science，2018，4(3)：031019.

[22] ROY M，MARTINELLI L，GINESTAR K，et al. Dissolution and oxidation behaviour of various austenitic steels and Ni rich alloys in lead-bismuth eutectic at 520 ℃[J]. Journal of Nuclear Materials，2016，468：153-163.

[23] REN H，ZENG X，ZHANG X X，et al. Dissolution corrosion of FeCrAl alloy exposed to oxygen-depleted lead-bismuth eutectic containing Ni impurities at 600 ℃[J]. Nuclear Materials and Energy，2024，38：101590.

[24] HEINITZ S，SCHUMANN D，NEUHAUSEN J，et al. A comparison between the chemical behaviour of lead-gold and lead-bismuth eutectics towards 316L stainless steel[J]. Radiochimca Acta，2013，101（10）：637-643.

[25] CHEN Q S，ZHAI L H，CHEN Y X，et al. Corrosion behaviour of 11Cr1Si ferritic/martensitic steel in static liquid lead-bismuth eutectic at 450-550 ℃[J]. Nuclear Materials and Energy，2023，35：101429.

[26] ZHOU J Y，SUN Y，HU T H，et al. Uncovering the mechanism of the LME susceptibility for the galvanized and electrogalvanized DP 1180 steels[J]. Materials Today Communications，2024，38：108530.

[27] WANG S，CHEN C B，JU J，et al. Suppression of LME cracks in Sn bronze-steel system based on multi-material additive manufacturing[J]. Materials Letters，2023，335：133775.

[28] ZHANG J S，LI N. Review of the studies on fundamental issues in LBE corrosion[J]. Journal of Nuclear Materials，2008，373(1/2/3)：351-377.

[29] CHEN X，STUBBINS J F，HOSEMANN P，et al. Analysis of corrosion scale structure of pre-oxidized stainless steel 316 in molten lead bismuth eutectic and the relation to impedance spectroscopy response[J]. Journal of Nuclear Materials，2010，398（1/2/3）：172-179.

[30] FENG S W，SUN X Y，CHEN G，et al. LBE corrosion fatigue life prediction of T91 steel and 316 SS using machine learning method assisted by symbol regression[J]. International Journal of Fatigue，2023，177：107962.

[31] SHI K，YANG J，CHEN Q S，et al. Corrosion behavior of ion-irradiated 12Cr2W2Mn F/M steel in liquid LBE[J]. Nuclear Materials and Energy，2021，28：101033.

[32] SCHROER C，KOCH V，WEDEMEYER O，et al. Silicon-containing ferritic/martensitic steel after exposure to oxygen-containing flowing lead- bismuth eutectic at 450 and 550 ℃[J]. Journal of Nuclear Materials，2016，469：162-176.

[33] TSISAR V，SCHROER C，WEDEMEYER O，et al. Long-term corrosion of austenitic steels in flowing LBE at 400 ℃ and 10^{-7} mass% dissolved oxygen in comparison with 450 and 550 ℃[J]. Journal of Nuclear Materials，2016，468：305-312.

[34] LI N. Active control of oxygen in molten lead-bismuth eutectic systems to prevent steel corrosion and coolant contamination[J]. Journal of Nuclear Materials，2002，300(1)：73-81.

[35] MÜLLER G，HEINZEL A，SCHUMACHER G，et al. Control of oxygen concentration in liquid lead and lead-bismuth[J]. Journal of Nuclear Materials，2003，321（2/3）：256-262.

[36] LIM J，MARIËN A，ROSSEEL K，et al. Accuracy of potentiometric oxygen sensors with Bi/Bi_2O_3 reference electrode for use in liquid LBE[J]. Journal of Nuclear Materials，2012，429(1/2/3)：270-275.

[37] LIM J，MANFREDI G，GAVRILOV S，et al. Control of dissolved oxygen in liquid LBE by electrochemical oxygen pumping[J]. Sensors and Actuators B：Chemical，2014，204：388-392.

[38] LUO W W，HUANG Q Y，LUO L，et al. Effect of minor addition of Ce on microstructure and LBE corrosion resistance for CLAM steel[J]. Corrosion Science，2022，209：110796.

[39] WAN Q，WU Z Y，LIU Y，et al. Lead-bismuth eutectic（LBE）corrosion mechanism of nano-amorphous composite TiSiN coatings synthesized by

cathodic arc ion plating [J]. Corrosion Science, 2021, 183: 109264.

[40] ZHAO L, YAO C F, ZHANG H P, et al. Experimental investigation on corrosion of structural steels in molten Pb-Mg and LBE [J]. Nuclear Materials and Energy, 2022, 33: 101310.

[41] PETERSSON C, SZAKALOS P, PETTERSSON R, et al. Negative effect of bismuth in lead on liquid metal embrittlement of a ferritic steel [J]. Journal of Nuclear Materials, 2024, 588: 154829.

[42] YE C Q, VOGT J B, SERRE I P. Liquid metal embrittlement of the T91 steel in lead bismuth eutectic: the role of loading rate and of the oxygen content in the liquid metal [J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 608: 242-248.

[43] ZHAO J W, WANG Y B, ZENG P C, et al. High-temperature corrosion behavior of 316 H stainless steel in lead-bismuth eutectic containing cesium [J]. Corrosion Science, 2024, 236: 112282.

[44] YAO M J, PRADEEP K G, TASAN C C, et al. A novel, single phase, non-equiatomic FeMnNiCoCr high-entropy alloy with exceptional phase stability and tensile ductility [J]. Scripta Materialia, 2014, 72/73: 5-8.

[45] STERGAR E, EREMIN S G, GAVRILOV S, et al. Influence of LBE long term exposure and simultaneous fast neutron irradiation on the mechanical properties of T91 and 316L [J]. Journal of Nuclear Materials, 2016, 473: 28-34.

[46] DAS C, GAWDE P S, KRISHNAMURTHY N. Effect of flowing lead-bismuth eutectic on the mechanical and structural properties of stainless steel 304L [J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2014, 67(2): 193-196.

[47] GONG X, SHORT M P, AUGER T, et al. Environmental degradation of structural materials in liquid lead-and lead-bismuth eutectic-cooled reactors [J]. Progress in Materials Science, 2022, 126: 100920.

[48] LIU J, SHI Q Q, LUAN H, et al. Oxidation and tensile behavior of ferritic/martensitic steels after exposure to lead-bismuth eutectic [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 670: 97-105.

[49] JIANU A, MÜLLER G, WEISENBURGER A, et al. Creep-to-rupture tests of T91 steel in flowing Pb-Bi eutectic melt at 550 ℃ [J]. Journal of Nuclear Materials, 2009, 394(1): 102-108.

[50] VOGT J B, BOUQUEREL J, CARLE C, et al. Stability of fatigue cracks at 350 ℃ in air and in liquid metal in T91 martensitic steel [J]. International Journal of Fatigue, 2020, 130: 105265.

[51] VOGT J B, SERRE I P. Fatigue behaviour of a martensitic and an austenitic steel in heavy liquid metals [J]. Procedia Engineering, 2013, 55: 812-818.

[52] GORSE D, AUGER T, VOGT J B, et al. Influence of liquid lead and lead-bismuth eutectic on tensile, fatigue and creep properties of ferritic/martensitic and austenitic steels for transmutation systems [J]. Journal of Nuclear Materials, 2011, 415(3): 284-292.

[53] GONG X, MARMY P, VERLINDEN B, et al. Low cycle fatigue behavior of a modified 9Cr-1Mo ferritic-martensitic steel in lead-bismuth eutectic at 350 ℃: effects of oxygen concentration in the liquid metal and strain rate [J]. Corrosion Science, 2015, 94: 377-391.

[54] TSISAR V, SCHROER C, WEDEMEYER O, et al. Corrosion behavior of austenitic steels 1.497 0, 316L and 1.457 1 in flowing LBE at 450 and 550 ℃ with 10^{-7} mass% dissolved oxygen [J]. Journal of Nuclear Materials, 2014, 454(1/2/3): 332-342.

[55] SCHROER C, KONYS J. Quantification of the long-term performance of steels T91 and 316L in oxygen-containing flowing lead-bismuth eutectic at 550 ℃ [J]. Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, 2010, 132(8): 082901.

[56] KURATA Y, FUTAKAWA M, SAITO S. Corrosion behavior of steels in liquid lead-bismuth with low oxygen concentrations [J]. Journal of Nuclear Materials, 2008, 373(1/2/3): 164-178.

[57] SAPUNDJIEV D, VAN DYCK S, BOGAERTS W. Liquid metal corrosion of T91 and A316L materials in Pb-Bi eutectic at temperatures 400-600 ℃ [J]. Corrosion Science, 2006, 48(3): 577-594.

本文编辑:霍淑利