耐事故燃料包壳用FeCrAl合金的腐蚀与辐照性能研究进展

杜东海[1,2] 林腾鸿[1,2] 王 辉[3]

1 西北工业大学 长三角研究院 太仓 215400
2 西北工业大学 清洁能源研究院 太仓 215400
3 四川大学 材料科学与工程学院 成都 610065

摘 要 在日本福岛核事故中，锆合金燃料包壳在高温下与蒸汽快速反应，在短时间内发生破裂，反应产生的H_2引起爆炸，导致放射性物质泄漏，给公众安全和生态环境造成灾难性后果。为提高燃料包壳在严重失水事故下的安全性，核工业界提出了开发耐事故燃料包壳替代原有锆合金包壳的思路。近十几年来，国内外针对耐事故燃料包壳的研发开展了大量工作，其中FeCrAl合金因其优异的抗高温蒸汽腐蚀性能、较好的力学性能以及良好的抗辐照性能，成为中长期内候选包壳材料的重点研究对象，合金的成分筛选、加工制备、服役性能评价已取得较大进展，全尺寸管已进入中子辐照考验的关键阶段。本文围绕核级FeCrAl合金在正常工况和事故工况下的服役性能，介绍了其在高温水中的抗均匀腐蚀和应力腐蚀性能及影响因素、在高温蒸汽中的氧化性能及影响因素，总结了辐照对合金微观组织和力学性能的影响规律，分析了辐照对均匀腐蚀和应力腐蚀的加速作用，以期为合理评价FeCrAl合金服役性能和优化合金提供参考。

关键词 FeCrAl合金，腐蚀，辐照，微观组织，服役性能
中图分类号 TL341 **文章编号** 0412-1961(2026)10-1655-21

Research Progress on Corrosion and Irradiation Performance of Accident-Tolerant Fuel Cladding FeCrAl Alloy

DU Donghai [1,2], LIN Tenghong [1,2], WANG Hui [3]

1 Yangtze River Delta Research Institute, Northwestern Polytechnical University, Taicang 215400, China
2 Institute of Clean Energy, Northwestern Polytechnical University, Taicang 215400, China
3 College of Materials Science and Engineering, Sichuan University, Chengdu 610065, China

Correspondent: DU Donghai, associate professor, Tel: 18817556270, E-mail: dudonghai@nwpu.edu.cn
WANG Hui, professor, Tel: 13709081432, E-mail: qinghe5525@163.com

Supported by National Natural Science Foundation of China (Nos.12375273 and 52122103)
Manuscript received 2024−12−18, in revised form 2025−01−20

ABSTRACT The Fukushima nuclear accident in Japan highlighted the susceptibility of zirconium alloy fuel claddings. Exposure to high temperatures caused the cladding to react rapidly with steam, resulting

资助项目 国家自然科学基金项目Nos.12375273和52122103
收稿日期 2024-12-18 **定稿日期** 2025-01-20
作者简介 杜东海，男，1987年生，副教授，博士
通讯作者 杜东海，dudonghai@nwpu.edu.cn，主要从事核材料高温腐蚀研究
王 辉，qinghe5525@163.com，主要从事核材料制备和服役性能研究
引用格式 杜东海, 林腾鸿, 王 辉. 耐事故燃料包壳用FeCrAl合金的腐蚀与辐照性能研究进展 [J]. 金属学报, 2026, 62: 1655−1675.
Du D H, Lin T H, Wang H. Research progress on corrosion and irradiation performance of accident-tolerant fuel cladding FeCrAl alloy [J]. Acta Metall. Sin., 2026, 62: 1655−1675. DOI: 10.11900/0412.1961.2024.00428

in the release of hydrogen and subsequent explosions. These events led to significant radioactive leakage, posing substantial risks to public and environmental safety. To mitigate these risks, accident-tolerant fuel claddings have been proposed as a replacement for traditional zirconium alloy claddings. In recent years, research has focused on developing accident-resistant cladding materials domestically and internationally. FeCrAl alloys have emerged as key materials for medium- and long-term fuel cladding solutions because of their exceptional resistance to high-temperature steam corrosion and superior performance under irradiation. Significant progress has been made in the screening of alloy compositions, the optimization of processing methods, and the evaluation of service performance. Full-scale FeCrAl tubes have progressed to the critical stage of neutron irradiation tests. This paper comprehensively reviews nuclear-grade FeCrAl alloys and evaluates their performance under normal and accident conditions. This review examines the uniform and stress-corrosion behavior of FeCrAl alloys in high-temperature water, the factors influencing these properties, and their oxidation performance in high-temperature steam. The paper also summarizes the impact of irradiation on the alloy's microstructure and mechanical properties, highlighting the role of irradiation in accelerating uniform and stress corrosion. This analysis provides significant insights into the service performance of FeCrAl alloys and offers valuable knowledge to support their continued optimization as enhanced, accident-tolerant fuel cladding materials.

KEYWORDS FeCrAl alloy, corrosion, irradiation, microstructure, service performance

燃料组件是水冷反应堆的核心部件，燃料芯块中U的裂变为反应堆提供能量。燃料包壳在包容放射性物质和裂变气体的同时，将裂变能量传递给冷却剂，其结构的完整性对反应堆的运行安全至关重要。UO_2-Zr核燃料组件在轻水堆内应用广泛。然而，在2011年日本福岛核事故中，UO_2-Zr燃料元件的温度因堆芯失水而迅速升高，Zr与H_2O反应产生大量H_2和热量。短时间内释放的热量导致堆芯元件出现严重的破损和坍塌，包容放射性物质的第一道安全屏障被破坏[1,2]。Zr与H_2O反应产生的H_2在安全壳内引发爆炸，导致第二、三道安全屏障破坏，引起放射性物质外泄，产生了灾难性后果。

福岛核事故后，为延长堆芯事故时响应时间、提高燃料组件的固有安全性，核电领域研究人员对耐事故燃料(ATF)进行了大量的研究，主要集中于如下两个方向：一是改善燃料芯块成分或结构；二是提高燃料包壳性能。在改善燃料芯块方面，主要是研发具有更优热物理性能和更强裂变产物包容能力的新型燃料，如对UO_2芯块进行掺杂改性(添加改性颗粒：Cr、Mn、Mo、Cr_2O_3、Al_2O_3、SiC)；开发全陶瓷微封装芯块，如硅化铀(U_3Si_2、U_3Si_5)、氮化铀(UN)、碳化铀(UC)等[3,4]。新型燃料芯块的使用涉及一系列设计的改变，导致其研发难度大、周期长。相较于开发新型燃料芯块，提高现有包壳的性能或研发先进包壳是更容易实现的方案。

ATF包壳的研发主要集中于如下两个方向：(1)仍以锆合金为包壳材料，在包壳管外侧制备保护涂层[5]；(2)研发新型包壳材料，如金属包壳(难熔金属，FeCrAl合金)、SiC复合包壳[2]。锆合金包壳涂层种类众多，包括金属涂层(Cr、FeCrAl)、*MAX*相涂层(Ti-Al-C、Cr-Al-C、Ti-Si-C等)、SiC涂层、氮化物涂层(TiN、TiAlN、CrN)等[2,6]。目前，综合考察经济性与安全性，Cr涂层表现最佳，发展速度最快，部分堆内辐照考验已完成。新型燃料包壳中，FeCrAl合金凭借其较高的热导率(约12 W/(m·K))和较低的热膨胀系数、良好的抗高温水和高温蒸汽氧化性能、良好的与UO_2燃料的兼容性、可接受的中子吸收程度(约1.95×10^{-28}~2.34×10^{-28} m^2)、良好的抗辐照损伤性能、较高的力学强度以及优秀的抗蠕变性能[7,8]，已成为极具应用前景的候选材料。在成为候选材料前，FeCrAl合金便已广泛应用于火电厂中，美国橡树岭国家实验室率先对FeCrAl合金展开研究，在商业FeCrAl合金21Cr-5Al-3Mo (APMT)的基础上，通过调节合金成分开发了满足堆内复杂服役环境要求的核级FeCrAl合金(C26M)[9]。FeCrAl合金作为新型燃料包壳材料，其发展速度较快，仅次于含Cr涂层锆合金，目前已进入装料入堆运行考验阶段[10]。

燃料包壳内壁直接与燃料芯块接触，承受高温、高压和高剂量率的中子辐照；外部与冷却剂接触，受到冷却剂压力、冲刷、振动、腐蚀和氢脆的影响。在FeCrAl合金包壳管应用于反应堆之前，对其在正常服役环境和事故工况下的表现进行考察至关重要。目前，已针对FeCrAl合金开展广泛研究，也有较多文献[7,11~19]对其研究进展进行了总结。本文根据最新研究成果，重点关注FeCrAl合金的服役性能，系统梳理了高温腐蚀、辐照以及辐照与腐蚀耦合作用对合金性能的影响，分析了当前FeCrAl合金的研究现状，指出了当前研究的缺陷与不足，以及未来的研究

方向，以期为FeCrAl合金包壳性能的进一步优化提供思路。

1 FeCrAl合金的腐蚀

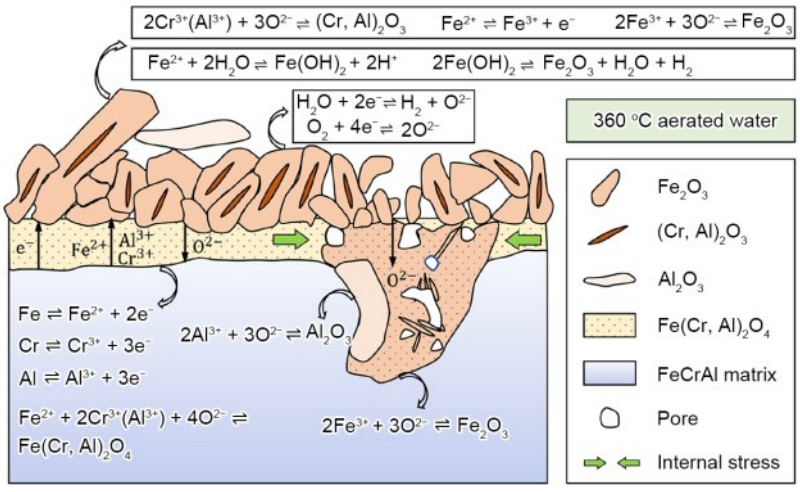
1.1 FeCrAl合金在水环境中的腐蚀

在正常服役工况下，FeCrAl燃料包壳会在中子辐照、高温水、应力作用下发生均匀腐蚀或应力腐蚀。在现有燃料丰度下，为保证反应堆的中子经济性，FeCrAl燃料包壳管壁的设计厚度需小于锆合金，这对其在寿命周期内的结构完整性提出了挑战。管壁均匀腐蚀产生的腐蚀产物不仅影响传热效果，还可能因厚度减薄而影响其强度，在叠加应力的情况下，管壁一旦萌生裂纹，极可能威胁包壳管的服役安全。因此，系统研究合金在高温水中的抗腐蚀性能是材料研发与性能优化的一个重要环节。

1.1.1 *均匀腐蚀*　目前，针对FeCrAl合金在高温水中均匀腐蚀的研究[19~36]大多集中在288~360 ℃的温度区间。288~290 ℃对应沸水堆(BWR)内燃料包壳的服役温度，310~330 ℃对应压水堆(PWR)内燃料包壳的服役温度，而360 ℃是沿用了锆合金包壳管的加速评价方式。均匀腐蚀实验涉及的水化学条件主要包括：模拟BWR的含H水环境和含O水环境，以及模拟PWR的含H环境和低氧水环境(采用N_2或Ar气除O_2)。部分实验在水环境中添加了H_3BO_3和LiOH，但多数研究仍采用纯H_2O作为基础介质。

图1[20]为FeCrAl合金在高温水中的腐蚀过程示意图。在288~360 ℃区间内，材料表面生成双层结构氧化膜，其中外层为富Fe氧化物，内层为富Cr和Al的尖晶石氧化物[22,37,38]。部分研究者[26]将过渡氧化层视为一层单独的氧化膜，而本文仍将过渡氧化层视为内层氧化膜的一部分。外层氧化物的生长主要依靠Fe元素向溶液/材料界面扩散和氧化以及溶液离子的再沉积，内层氧化物的生长主要依赖向内扩散的氧化性物质，如O^{2-}、OH^-或者H_2O分子，符合固态相生长机制[39]。由于O^{2-}在尖晶石结构氧化物中的扩散速率较慢，内层氧化膜主要通过由空洞缺陷向内扩散的H_2O分子引起的金属氧化而形成[40]。金属元素的扩散速率影响合金的腐蚀速率，因此影响元素扩散速率的因素都可能影响合金的腐蚀速率，如环境温度、氧化膜晶体结构、微观缺陷等。环境温度越高，原子活性越大，原子/离子在介质中的扩散速率越快，化学反应加速。在相同腐蚀时间下，FeCrAl合金在BWR含H水环境(290 ℃)中的氧化膜厚度低于PWR含H水环境(330 ℃)[22]。

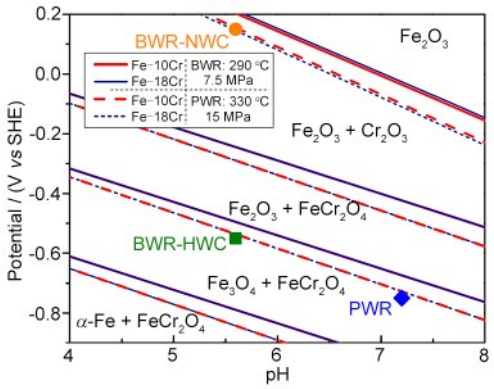
水化学对合金腐蚀的影响主要取决于高温水的腐蚀电位与pH值。图2[22]显示了Fe和Cr元素的氧化物种类随腐蚀电位和pH值的变化。在不同腐蚀电位下，Fe和Cr元素的稳定态氧化物不同。因此，实验过程中常发现含O水中FeCrAl合金表面的氧化物与含H水不同。在含O水环境中，内层氧化物中常形成一层薄薄的Cr_2O_3氧化膜，这种氧化膜结构致密，能显著降低氧化性物质的扩散速率。而在含H水环境中，内层氧化膜主要由尖晶石结构的$Fe(Cr, Al)_2O_4$组成，这种氧化膜对金属的保护性低于Cr_2O_3氧化膜[21,30]。因此，在长期腐蚀浸泡实验中，FeCrAl合金通常在含H水环境中的氧化深度和失重量更大。在含B-Li的水化学环境中，合金的腐蚀增重和氧化膜厚度略低于去离子水环境[41]。



Color online

图1 FeCrAl合金在高温水中的腐蚀过程示意图[20]

Fig.1 Schematic of corrosion process of the FeCrAl alloy in high-temperature water[20]



Color online

图 2 Fe-10Cr与Fe-18Cr合金在沸水堆(BWR)和压水堆(PWR)环境条件下的Pourbaix图[22]

Fig.2 Pourbaix diagrams of Fe−10Cr and Fe−18Cr alloys under boiling water reactor (BWR) and pressurized water reactor (PWR) conditions[22] (SHE—standard hydrogen electrode, NWC—normal water chemistry, HWC—hydrogen water chemistry)

合金主元素Cr、Al与少量的Nb元素对FeCrAl合金的耐均匀腐蚀性能影响较大[32]。在不同水化学条件下，Cr、Al元素对合金腐蚀行为的影响不同[30]。Terrani等[22]研究表明，在含H水环境中，FeCrAl合金通常发生失重，且失重量与合金中Cr、Al含量密切相关。在Cr含量相同的条件下，Al含量越高失重量越大；在Al含量相同的条件下，Cr含量越高失重量越小。这是因为，Cr含量越高越容易生成富Cr的保护性氧化膜($FeCr_2O_4$)，而Al在高温水中生成的Al_2O_3易溶于水。在含O水环境中，FeCrAl合金多表现为增重，而只有当Al含量大于5% (质量分数，下同)时，FeCrAl合金表现为失重。FeCrAl合金在含O环境中的失重量约为含H环境中的1/10，这与含O环境中生成的Cr_2O_3氧化膜具有更好的保护性有关。Liao等[25]研究表明，添加0.5%Nb和1.0%Nb使得生成的氧化膜更加致密，有助于提高FeCrAl合金(Fe-13Cr-4.5Al-2Mo)的耐腐蚀性能。Raiman等[30]研究表明，添加0.96%Nb的C35MN6B合金的腐蚀失重低于未添加Nb的同种合金。然而，当Nb含量达到1.50%时，Nb的有益效应消失，甚至会引起氧化膜的脱落[25]。

为考察正常服役环境中生成的氧化膜在事故工况下对合金耐高温蒸汽氧化性能的影响，Yin等[28]对高温水环境中浸泡腐蚀1 a的FeCrAl合金进行了1200 ℃高温蒸汽氧化实验。结果表明，合金表面生成的Al_2O_3保护性氧化膜厚度与未经高温水浸泡的样品无明显差异，前期生成的氧化膜对高温蒸汽环境中Al_2O_3的生长动力学无明显影响，这表明长期服役的FeCrAl合金包壳管在事故工况下仍然满足其设计功能。然而，研究[42–44]表明，高温预氧化后生成的Al_2O_3保护性氧化膜在高温水中稳定性较差，在长期服役条件下，Al_2O_3氧化膜发生溶解。

基于现有研究结果，核级FeCrAl合金与现役轻水反应堆一回路水化学环境有良好的相容性。虽然其Cr含量低于APMT合金，但仍保持了优秀的耐高温水腐蚀能力。Terrani等[22]研究表明，在含H水环境中腐蚀1 a后，FeCrAl合金包壳厚度的最大减薄量为2 μm，表明其具有优越的耐均匀腐蚀能力。由此可推测，在整个服役期间，FeCrAl燃料包壳厚度的损失量低于2%，为锆合金包壳管的1/5~1/10。然而，堆内包壳管数量多且其腐蚀产物中含有大量易被中子活化的元素，应考虑进一步降低FeCrAl合金的腐蚀速率。添加(1%~3%)Ni元素能够提高FeCrAl合金在氧化性环境中的钝化速率，促进富Cr与Al的氧化膜形成，降低其在还原性环境中的失重量[45]；即使在辐照环境下，通过添加Ni促使合金表面形成$NiFe_2O_4$或$NiCr_2O_4$，也能够保证内层氧化物的生长与稳定，提高合金的耐腐蚀性能[33]。Rebak等[46,47]研究了冷却水中Zn^{2+}对合金耐腐蚀性能的影响，发现溶液中的Zn^{2+}参与了FeCrAl合金表面氧化膜的形成过程，降低了合金表面氧化膜的厚度和腐蚀失重速率。Xue等[48]也开展了类似研究，进一步证明了Zn对提高合金耐均匀腐蚀性能的有益作用。

1.1.2 *应力腐蚀* 燃料包壳管内外存在压力差，芯块与包壳接触等均会产生应力，这可能导致包壳管发生应力腐蚀开裂。为保证燃料包壳的服役安全，研究者对FeCrAl合金在高温水环境中的耐应力腐蚀开裂性能进行了考察。Rebak等[49]测量了约20%冷变形后的商用及核级FeCrAl合金在高温水环境中的应力腐蚀开裂速率，发现核级FeCrAl合金具有较强的耐应力腐蚀开裂能力。在应力强度因子范围小于40 $MPa·m^{0.5}$的条件下，裂纹扩展速率仅为1.0×10^{-10} mm/s，他们认为只有在更高应力强度因子范围下才能观察到明显的裂纹扩展。然而，这种大变形、高应力强度因子范围的条件与包壳管的实际服役工况差别较大。相比于fcc结构，bcc结构材料拥有更多的滑移系，在变形过程中不会像奥氏体不锈钢那样在特定滑移平面累积较高的局部应力。此外，FeCrAl合金的晶界具有更强的抗氧化能力。因而，FeCrAl合金具有优异的耐应力腐蚀裂纹扩展能力。

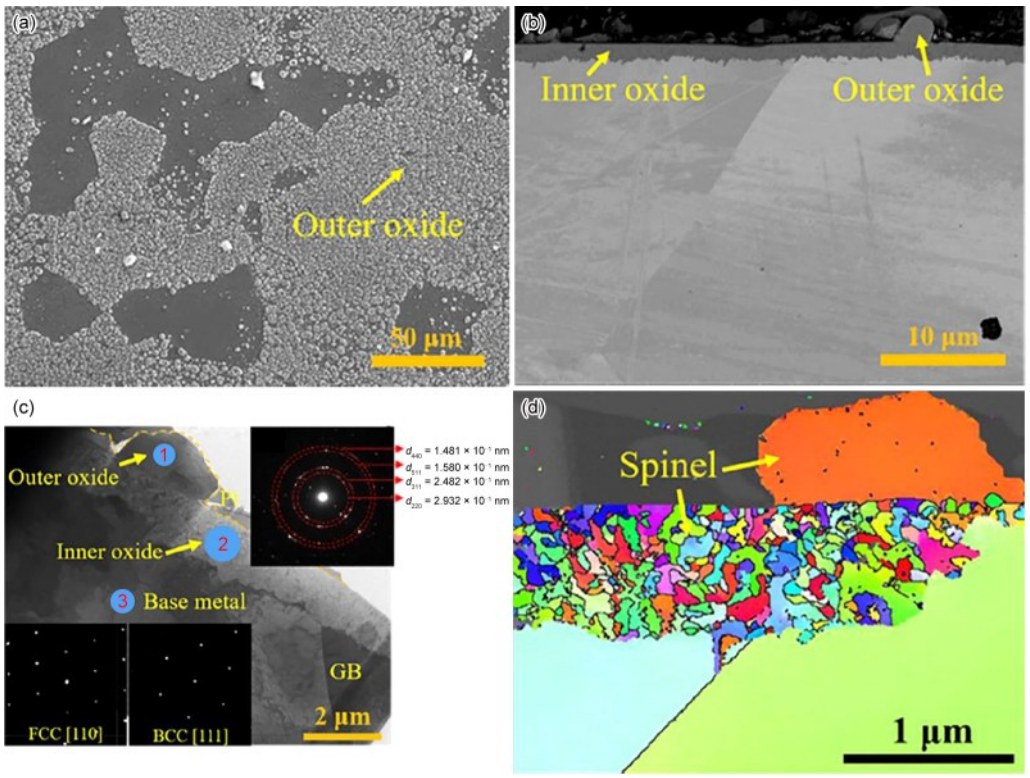
为了弥补对中子经济性的影响，FeCrAl合金包

壳管壁厚度需要控制在 0.3~0.4 mm[8]，这对包壳管的完整性构成严峻挑战。一旦包壳管发生裂纹萌生并开始扩展，裂纹尖端的应力强度因子范围超过裂纹快速扩展临界值，或者裂纹尖端超越线弹性约束状态，导致包壳管失稳断裂。因此，FeCrAl 合金在实际服役工况下的耐应力腐蚀裂纹萌生性能至关重要。Xie 等[50]采用慢应变速率(5×10^{-8} s^{-1})对核级 FeCrAl 合金的耐应力腐蚀裂纹萌生性能进行了研究，发现 FeCrAl 合金在高温水中的应力腐蚀开裂敏感性很低。这主要是因为，在 PWR 环境中，合金表面生成一层均匀的多晶尖晶石结构氧化膜，氧化膜由纳米尺寸的晶粒组成，覆盖在晶界上方，如图 3[50]所示。与应力腐蚀开裂敏感性较高的 304 不锈钢不同，FeCrAl 合金腐蚀后原始晶界消失，未出现晶界优先氧化和晶界迁移现象。与锆合金不同，FeCrAl 合金在裂变产物碘(I_2)的作用下并未出现应力腐蚀开裂现象，表现出优异的耐碘致应力腐蚀开裂性能[51]。然而，在偏离压水堆的正常水化学工况下(如水中同时含有微量 Cu^{2+} 和 Cl^- 的情况下)，FeCrAl 合金会出现严重的应力腐蚀开裂[52]。

1.2 FeCrAl 合金在蒸汽环境中的腐蚀

在堆芯严重失水事故工况下，堆内衰变热导致冷却剂转变为蒸汽，引起燃料组件温度升高。燃料包壳与高温蒸汽发生氧化反应，并释放出大量的热量，进一步升高堆芯内温度。FeCrAl 合金具有优异的耐高温蒸汽氧化性能，能够缓解堆芯事故的发展进程，减轻堆芯安全系统负担，增加应急事故处理时间，进而提高反应堆安全裕度。因此，在新型 FeCrAl 合金的开发进程中，亟须对其耐高温蒸汽氧化性能进行分析。目前，已有大量关于 FeCrAl 合金在 400~1500 ℃蒸汽环境中腐蚀的研究，文献[19]总结了高温蒸汽环境中可能发生的化学反应。FeCrAl 合金在 1000 ℃以上水蒸气中的氧化速率比锆合金低两个数量级，这一优异性能与 FeCrAl 合金在该温度下生成的 α-Al_2O_3 保护性氧化膜有关。FeCrAl 合金腐蚀行为的分析表明，温度和合金成分是影响表面氧化膜结构与成分的主要因素。

1.2.1 温度的影响　根据 FeCrAl 合金的氧化动力学，温度(T)对其氧化行为的影响可大致分为三个区间：400 ℃ ≤ T < 900 ℃、1000 ℃ < T ≤ 1400 ℃、



Color online

图 3 FeCrAl 合金慢拉伸实验后样品氧化膜的表征[50]

Fig.3 Characterizations of oxide film on the FeCrAl alloy sample after slow rate tensile test[50]

(a) surface of FeCrAl alloy coupon

(b) cross-section of FeCrAl alloy coupon

(c) TEM images of oxide and corresponding SAED patterns (insets) (GB—grain boundary, d— interplanar spacing)

(d) inverse pole figure of the surface oxide film

$T>1400$℃。在400 ℃ ≤ $T<900$ ℃的蒸汽环境中，FeCrAl合金表面氧化膜出现成分分层现象，从外向内氧化膜成分依次为富Fe、富Cr、富Al氧化物[53~55]。富Fe氧化物可能为FeO、Fe_2O_3、Fe_3O_4；富Cr氧化物主要是Cr_2O_3、$FeCr_2O_4$；富Al氧化物为Al_2O_3、$FeAl_2O_4$。这主要与Fe、Cr、Al元素在金属基体及氧化膜中的扩散速率以及各自发生氧化所需要的氧分压不同有关。Fe的扩散速率远大于Cr、Al[22,26]，而发生氧化所需要的氧分压表现为Fe < Cr < Al[56]。在400 ℃ ≤ $T<900$ ℃温度区间内，对合金起保护作用的主要是Cr_2O_3，这是因为在该温度范围内，合金表面生成的Al_2O_3 (γ-Al_2O_3、δ-Al_2O_3、θ-Al_2O_3)氧化膜处于热力学非稳定态，其生长速率高、缺陷密度大，对基体的保护性较差[57]。随着腐蚀时间或温度的增加，γ-Al_2O_3、δ-Al_2O_3氧化膜最终转变为θ-Al_2O_3或α-Al_2O_3氧化膜[53]。

在1000 ℃ < T ≤ 1400 ℃范围内，合金表面生成的Al_2O_3氧化膜全部为α型[53,58~60]，基体内Fe、Cr元素的外扩散被抑制，已扩散至表面的Fe、Cr元素与高温蒸汽反应后挥发，合金氧化膜完全由α-Al_2O_3构成。α-Al_2O_3的氧化膜结构可再细分为两层，外层主要由亚稳态Al_2O_3转化形成，内层主要由向内扩散的氧化性介质氧化基体形成[61]。α-Al_2O_3氧化膜结构致密，具有更好的保护性，腐蚀过程由Al、O元素的双向扩散控制转变为O元素由外向内的单向扩散控制[61]。存在这样一个温度区间(900 ℃ < T < 1000 ℃)，亚稳态的θ-Al_2O_3全部转变为稳态α-Al_2O_3[57]，在该温度区间外合金的氧化机理发生变化。

当$T>1400$ ℃时，FeCrAl合金被迅速氧化，整个过程呈现出Fe的氧化动力学特征[51,53,62,63]。发生快速氧化的温度决定了该合金的最高使用温度。研究[64,65]表明，氧化物弥散强化(ODS)-FeCrAl合金通常具有更高的快速氧化温度。目前，主要有两种解释合金快速氧化现象的理论[62]：(1) 生成Al_2O_3时释放的热量使合金表面温度升高，阻碍了Al_2O_3的连续形成，导致合金无法形成真正具有保护作用的氧化膜；(2) Al_2O_3保护性氧化膜的反复开裂和剥落导致基体内部Cr、Al元素匮乏，O的快速侵入导致表面形成过量的富Fe尖晶石氧化物。Al_2O_3保护性氧化膜的反复开裂和剥落与氧化物/基体界面形成的孔洞以及变形相关，界面变形是由氧化物生长和基体晶粒重结晶产生的应力所导致。在快速氧化过程中形成的液相FeO (熔点1377 ℃)中出现孔洞，导致材料的几何形状发生变化[53]。而McMurray等[66]对固液相图进行分析，认为在$T<1560$ ℃条件下，FeCrAl不会形成液相。因此，FeCrAl合金在高温蒸汽环境中形成孔洞的确切原因仍需进一步研究。

值得注意的是，FeCrAl合金在超设计基准事故下的氧化行为还受加热方式的影响。在连续升温实验中，升温速率越高，合金能承受的温度越低，这可能与Al_2O_3形成过程中的放热扰乱了连续保护性氧化膜的生成有关；或者因升温速率过高，导致合金暴露于蒸汽环境中的时间过短，表面还未及时生成较厚的保护性氧化膜，导致氧化物/基体界面氧分压过高，而基体中的Al来不及消耗过剩的O，引起Fe和Cr的快速氧化[53,65,67]。

1.2.2 化学成分的影响　Cr与Al元素的协同作用是FeCrAl合金在蒸汽环境中保持良好抗氧化性能的原因，Cr的“第三元素效应”使合金在较低的Al含量下仍能生成α-Al_2O_3保护性氧化膜。在Al含量较低的FeCrAl合金中，Cr使得Al的氧化方式由内氧化转变为外氧化，氧化过程中生成的α-Cr_2O_3促进α-Al_2O_3形核；但当Al含量较高时，Cr的这种作用不再显著[68,69]。Al含量越低，在高温蒸汽环境中形成保护性α-Al_2O_3氧化膜所需要的Cr含量越高[9,70~73]。Yamamoto等[9]结合Pint等[74]的腐蚀实验数据，总结出了能够保证FeCrAl合金具有良好抗高温氧化能力的Cr、Al元素组合，如图4[9]所示。Pint等[75]还发现，随着合金中Cr、Al含量的增加，合金的最高使用温度也随之上升。然而，Cr含量过高易导致合金在温度约300 ℃的辐照环境中产生富Cr的α'相，引起材料脆化，因此Cr含量通常应被控制在15%以下。Chen等[76]研究表明，合金中的Cr含量应高于7%，否

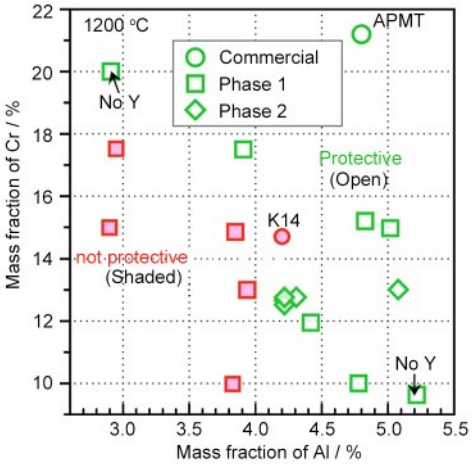


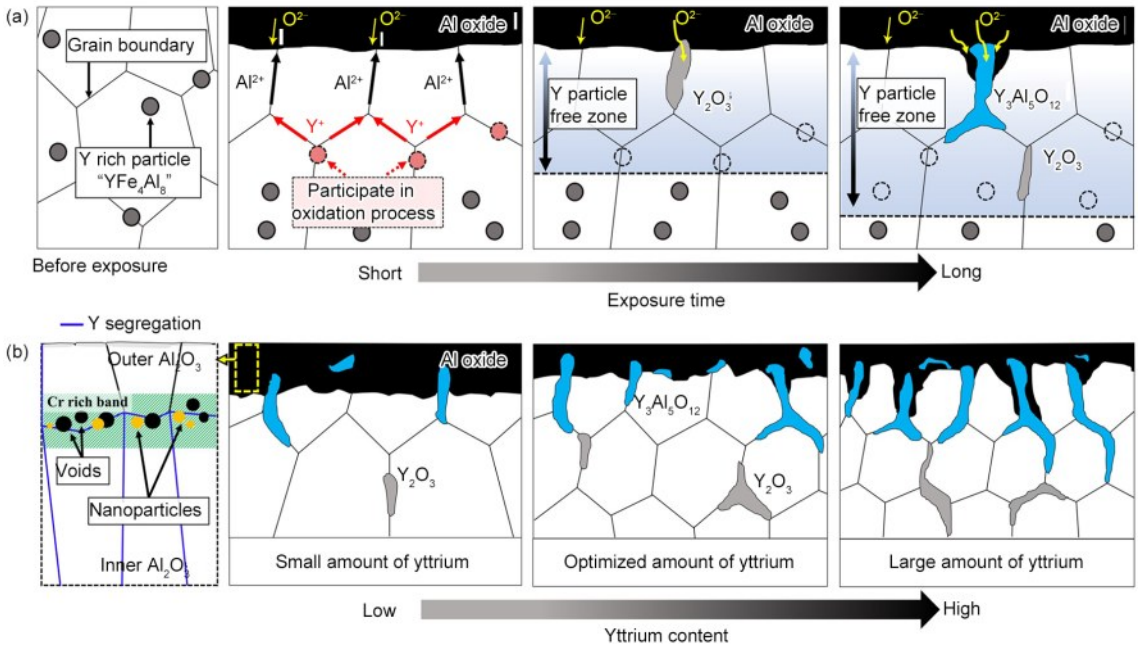
图4 Cr与Al含量对商业和模型FeCrAl合金1200 ℃高温蒸汽氧化性能的影响[9]

Fig.4 Effect of Cr and Al contents on steam oxidation resistance of commercial and model FeCrAl alloys at 1200 ℃[9] (APMT—advanced powder metallurgy tubing alloy)

则在高温蒸汽环境下合金表面不能生成 Al_2O_3 保护性氧化膜。过低的 Al 含量(1%~3%)难以支持合金形成连续致密的 α-Al_2O_3 氧化膜，过高的 Al 含量(>6%)可能导致合金的韧脆转变温度升高，同时影响材料的加工制造和焊接性能[9,77]。此外，当 Al 含量达到 4% 时，辐照位错环的形成受到显著抑制，缓解了材料的辐照硬化[78]，并且随着 Al 含量增加，中子辐照后析出的 α' 相的体积分数也相应减少，缓解了材料的辐照脆化[79]。因此，通常应将 Al 含量控制在 4%~6%。

添加微量合金元素同样能够影响 FeCrAl 合金的氧化行为，如添加活性元素 Y、La、Ce、Gd；IVA 族元素 Ti、Zr、Hf；II 族元素 Ca、Mg；其他元素 Mo、Nb、Pt、Si 等[40,51,56,65,67,80~97]。与不含稀土元素的 FeCrAl 合金相比，Y 和 Gd 能够降低合金氧化膜的生长速率，改善氧化膜在基体上的附着强度，提高合金的耐腐蚀性能。这可能是因为 Y 和 Gd 在 α-Al_2O_3 氧化物晶界偏析，从而抑制 Al^{3+} 向外扩散，降低 O 元素的扩散速率，并使 O 元素的向内扩散成为合金的主要氧化方式。该过程使 α-Al_2O_3 的生长速率和内部应力降低，从而抑制了氧化物和基体界面孔洞的形成[80~83,86,87]。但过量 Y 会导致“过渡掺杂”效应，使得合金晶粒严重细化并在晶界处形成大量的网状 $Y_3Al_5O_{12}$。图 5[86] 为含 Y 的 FeCrAl 合金在 1200 ℃蒸汽环境中氧化行为随时间和 Y 含量变化的示意图。O 元素更易沿着网状 $Y_3Al_5O_{12}$ 扩散，导致合金发生内氧化，减弱 Y 的有益作用[86]。因此，存在一个最佳的 Y 添加量，保证 FeCrAl 合金具有最优的性能。Y 的最优添加量受多种因素影响，如 Y 的添加形式(金属、氧化物)、合金加工方式、合金内其他微量化学成分及含量等。多数情况下，Y 含量应控制在 0.2% 以下。此外，La 有助于改善 Al_2O_3 氧化膜的结构，使其结构更稳定、表面积更大[98]。综上所述，FeCrAl 合金中添加的稀土元素主要通过以下三种方式提高合金的抗高温蒸汽氧化能力：(1) 稀土元素促进 Al_2O_3 氧化膜的形成，降低氧化物与基体界面的氧分压，抑制非稳定态 Al_2O_3 氧化膜的形成；(2) 稀土元素倾向于在晶界和氧化膜/基体界面偏析，阻碍元素的扩散，降低氧化膜的生长速率和生长应力；(3) 稀土元素防止氧化膜/基体界面产生孔洞等缺陷，提高氧化膜的附着能力，同时改善氧化膜的塑性，降低氧化膜的生长应力和热应力。

通常，通过向 ODS-FeCrAl 合金中添加 Zr、Hf、Ti 等元素，以减小氧化物颗粒尺寸、提高其弥散性和稳定性，进而增强合金的力学性能[62,67,99~104]。在高温蒸汽环境中，添加 Zr、Hf 元素不仅显著改善了氧化膜的附着性，还影响了氧化膜形貌。Zr、Hf 具有高亲氧性，在高温氧化初期，它们在 α-Al_2O_3 晶界处偏析，阻止 Al 元素向外扩散，同时抑制含 Y 氧化物的形成[80,92]。随着腐蚀时间的延长，在晶界处偏析的 Zr、



Color online

图 5 在 1200 ℃蒸汽环境中含 Y FeCrAl 合金的氧化行为随时间、Y 含量变化的示意图[86]

Fig.5 Schematics of the oxidation behavior evolutions with time (a) and Y content (b) for Y-containing FeCrAl alloys in a 1200 ℃ steam environment[86]

Hf元素被氧化形成ZrO_2和HfO_2。ZrO_2的形成有助于减小α-Al_2O_3氧化物的晶粒尺寸，增加O元素向内扩散的快速通道，提高氧化膜的生长速率[105]。Hf元素进入α-Al_2O_3的机理与Zr类似，Hf的内氧化速率低于其被包裹进α-Al_2O_3氧化膜的速率，这是因为与Zr元素相比，Hf在FeCrAl合金中的移动性更低。此外，与ZrO_2不同，HfO_2未引起氧化膜的加速生长。与Zr、Hf元素不同，只有极少量的Ti在晶界偏析，由于TiO_2的热力学稳定性低于Al_2O_3，Ti未在内部发生氧化。Ti元素快速从基体扩散至氧化膜/气体界面(钛离子的尺寸相对较小)，并在α-Al_2O_3表面被氧化生成TiO_2。与不含Ti元素的FeCrAl合金相比，含TiFeCrAl合金表面的柱状α-Al_2O_3氧化物晶粒上层出现一层小尺寸的等轴晶，其尺寸随腐蚀时间的增加而增大[91]。外层等轴晶的形成与Al元素的向外扩散速率增加有关，这表明含Ti的FeCrAl合金的高温氧化速率高于不含Ti合金。Kim等[85]认为，氧化膜表面的TiO_2促进水分解成H^+和OH^-。OH^-的扩散速率大于O^{2-}，能够促进O空位的形成，引起氧化膜中孔洞数量的上升，加速Al与Ti的扩散。然而，在1300 ℃时Ti对合金耐腐蚀效果的改善并不显著，这可能与在更高温度下Al_2O_3晶粒尺寸长大且Y的偏析抑制Ti的向外扩散有关。以TiC、TiN、ZrC、ZrN等纳米颗粒形式加入FeCrAl合金中的Ti、Zr等元素，虽然可以细化晶粒并提高合金力学性能[106~109]，但会影响FeCrAl合金的氧化行为。随着合金表面Al_2O_3氧化膜的生长，碳化物/氮化物镶嵌于氧化膜中。最初，这些碳化物/氮化物无明显的负面作用，但随着腐蚀时间的增加，碳化物被氧化成CO，使得局部压力升高并引起微裂纹的形成，O元素扩散加速，最终导致合金的氧化速率提高[80]。

FeCrAl合金中添加Mo、Nb元素不仅起到固溶强化作用，还可以生成Laves相，使合金晶粒细化，力学性能提高[110~113]。MoO_3在800 ℃以上的环境中稳定性较差，因此Mo倾向于在内层氧化物中富集。氧化初期，Mo促进Al扩散，导致合金在氧化初期的增重速率较高，但随着腐蚀时间延长，合金的增重速率降低[89]。然而，也有研究[97]表明，合金中添加Mo元素会对FeCrAl合金耐高温蒸汽腐蚀性能产生负面影响。对于Mo元素的真正影响，需要更多的实验结果来验证。不同温度下Nb元素对高温蒸汽腐蚀的影响机制不同，在1200 ℃的高温蒸汽环境中，Nb元素不仅导致合金的增重速率增加，还引起氧化膜的剥落，严重降低合金的耐腐蚀性能[114]。Zhang等[90]研究表明，在500 ℃的高温蒸汽环境中，Nb元素通过抑制Al的内氧化，促进均匀连续的富Al氧化膜的形成，从而提高合金的耐腐蚀性能[54,115]。综合考虑Nb对合金力学性能的增强作用以及对高温蒸汽中耐腐蚀性能的影响，建议将FeCrAl合金中Nb含量控制在0.5%左右。Pt元素能显著降低FeCrAl合金的增重速率，并且提高氧化膜的附着性[116,117]。其他元素(如C、N、O、Ni、W、Ta、V等)对合金耐高温蒸汽腐蚀性能的影响可参考文献[19]。

2 辐照对FeCrAl合金的影响

在堆内辐照环境下，材料与高能粒子相互作用，形成多种辐照缺陷(位错环、元素偏析、第二相、空洞或气泡)。影响辐照损伤的因素众多，从辐照方面看，主要包括辐照剂量、辐照温度、辐照剂量率，从材料方面看，主要包括合金成分与微观组织。本节主要讨论辐照对FeCrAl合金的微观组织、力学性能、腐蚀和氧化膜稳定性的影响。

2.1 辐照对组织结构的影响

2.1.1 肿胀　辐照产生的空洞和气泡是导致材料出现肿胀的主要原因。研究[118,119]表明，在195~595 ℃的辐照温度范围内，即使中子辐照剂量达到23 dpa时，核级FeCrAl合金中仅能观察到零星分布的空洞，无明显的辐照肿胀。Gelles[120]在快中子堆中将商业FeCrAlY合金辐照至99.4 dpa (辐照温度425 ℃)后，发现其辐照肿胀率仅为0.12%。因此，业界普遍认为核级FeCrAl合金在水冷反应堆内使用时肿胀率较小，辐照肿胀不是影响其服役性能的主要因素。

2.1.2 位错环　在轻水堆运行温度下，FeCrAl合金经中子或离子辐照后，同时在{100}和{111}惯习面分别形成Burgers矢量方向为a<100>和a / 2<111>的位错环。a<100>位错环全部属于间隙原子型，而a / 2<111>位错环可以为空位型或间隙原子型[121]。两种位错环在总位错中的占比及形貌受合金成分、局部微观组织结构、辐照条件影响。由于a<100>位错环对位错移动的阻挡效果更强，采用弥散障碍硬化模式(dispersed barrier hardening mode，DBH)模型计算材料硬化时，需要分别统计不同类型位错环的数量密度并分别进行计算[122]。

位错环密度和不同种类位错环的占比受合金成分影响。Cr含量越高，位错环密度越高，同时a<100>位错环占比也越高[79,123]，如图6[121]所示。然而，离子辐照(Fe^{2+}、300 ℃、16 dpa)实验[124]表明，a<100>位错环占比随Cr含量增加而下降，但考虑到离子辐照与中子辐照的差异，本文以中子辐照实验结果为准。

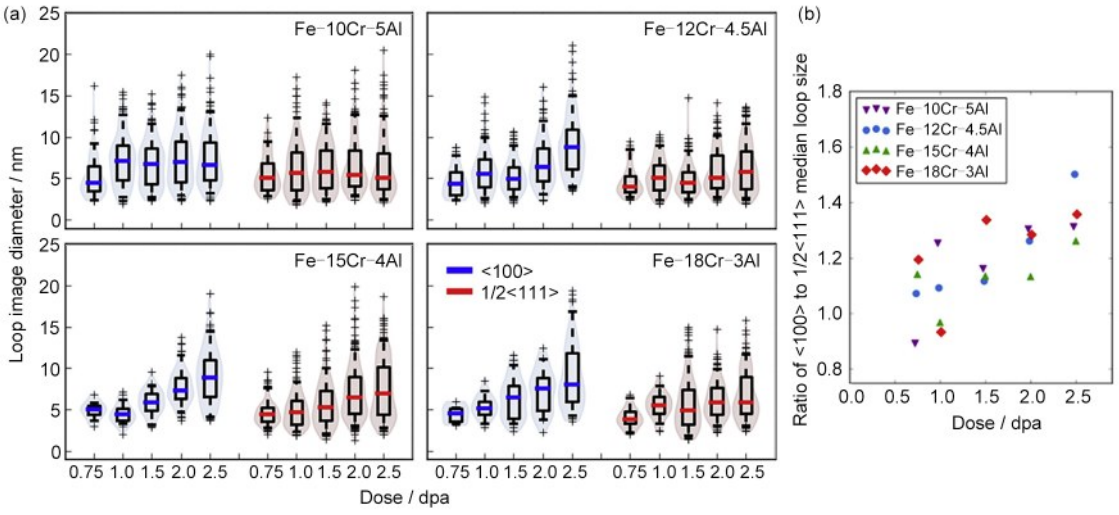
Al 元素对位错环密度的影响，目前尚无一致结论。Zhou 等[78]对离子辐照 FeCrAl 合金((0~8%)Al)的研究表明，Al 对位错环有钉扎作用，随着 Al 含量的增加，位错环尺寸减小而数量密度上升；当 Al 含量为 4% 时 a<100>位错环占比最大。其他微量元素对位错环的演化也存在一定影响，合金中添加 Y 元素能提高 a<100>位错环占比，同时 Y 还能够减少 α'相的析出，降低硬化速率[125]。当 Nb 含量为 0~1.2% 时，a<100>位错环占比先上升后下降，并在 Nb 含量为 0.8% 时达到最大[126]。

辐照温度、剂量、剂量率等因素对合金中位错环的形成具有显著影响。研究[123]表明，FeCrAl 合金位错环的形核剂量较低，在 0.3~0.8 dpa 范围内，位错环的数量密度开始下降。Haley 等[121]的原位辐照研究表明，位错环的形核峰值在 1 dpa (320 ℃)。无论是离子辐照还是中子辐照，位错环随辐照剂量的变化规律基本一致，且该规律与合金成分无关，主要表现为在小的剂量下形成小尺寸高密度位错环，进一步辐照后位错环发生粗化。Li 等[125]研究表明，位错环密度在辐照初始阶段相对稳定，其尺寸随辐照剂量增加快速增长，在辐照后期，随着位错网络的形成，位错环密度显著下降。位错的生长主要通过吸收高活性的点缺陷和缺陷团簇或者不同尺寸位错环间的相互合并实现[127]。Monte Carlo 计算结果[128]显示，bcc 材料中 a / 2<111>位错环合并形成 1 个大的 a / 2<111>位错环或 1 个大的 a<100>位错环。因此，位错环平均尺寸以及 a<100>位错环占比随辐照剂量的增加而增大。

此外，位错网络、晶界、相界面等同样影响位错环的形态和种类。冷变形 FeCrAl 合金的辐照实验结果[129~131]表明，在位错网络、晶界和难熔夹杂物周围形成的位错环密度低、尺寸大，而纳米颗粒强化 FeCrAl 合金在类似辐照剂量下不产生位错环，或者产生的位错环尺寸和密度都较小。位错网络、晶界和相界面作为能量势阱，捕获辐照产生的点缺陷并使其湮灭，降低形成位错环的概率，与已形成的位错环有竞争关系。

2.1.3 *元素偏析与 α'相*　中子辐照后，FeCrAl 合金的晶界处出现元素偏析，晶界富 Cr、贫 Al。Fe 元素在不同区域会同时出现富集与贫化现象，Fe 元素在晶界的偏析行为可以平衡 Cr 与 Al 元素在晶界处的偏析。因此，增加合金中 Fe 含量会导致晶界处 Cr 富集程度增加，同时 Al 贫化程度降低。然而，随着 Cr∶Al 质量比增加，Al 的贫化程度也相应增大。合金中的其他元素(如 Si 等)也在晶界处富集，其中 Mo 和 Y 元素的偏析行为与 Fe 元素相似[132]。

中子辐照后，FeCrAl 合金中析出富 Cr 的 α'相，导致合金硬化和脆化，成为限制 FeCrAl 合金在反应堆内使用寿命的关键因素之一。在 475 ℃以下，Cr 含量高于 9% (原子分数，下同)的 Fe-Cr 二元合金会在热老化过程中出现低温稳定的脆性 α'相[133,134]。在热老化过程中，α'相缓慢析出，而中子辐照能够促进 α'相在更低温度和更低 Cr 含量的条件下析出。随着辐照剂量的增加，α'相的数量密度呈现先增大后减小的趋势，其体积分数和尺寸均呈抛物线型增长，最终趋于平稳[135]。目前，对辐照条件下 FeCrAl 合金中



Color online

图 6 FeCrAl 合金的位错环尺寸以及<100>与 1/2<111>位错环中值尺寸之比随辐照剂量的变化[121]

Fig.6 Loop image sizes for each Burgers vector (a) and ratio of <100> to 1/2<111> median loop size (b) as a function of irradiation dose[121]

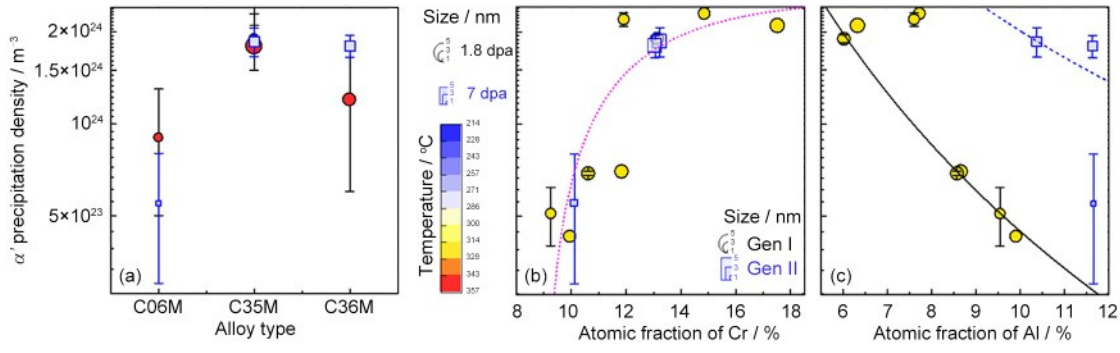
α′相的析出行为已经有较为系统的研究。合金的成分、微观组织和辐照参数均显著影响α′相的析出行为。合金中的Cr含量对α′相的形成产生较大影响，中子辐照后，α′相的体积分数和数量密度都随Cr含量的升高而增加；而Al元素则能降低α′相的稳定性，并减少其中Cr的含量[135]。然而，当Cr含量高于10%时，即使Al含量高达9.3%，合金中仍能析出α′相[136~139]。随辐照剂量增加，α′相发生粗化，其数量密度降低、平均尺寸增大。图7[79]展示了第二代核级FeCrAl合金的α′相数量密度及其与Cr、Al元素含量的关系。可见，在中子辐照剂量为7 dpa的条件下，α′相的数量密度随Cr含量的上升而增加，随Al含量的增加而降低。

为提高FeCrAl合金的高温强度和耐辐照性能而添加的纳米氧化颗粒，同样会影响α′相的析出行为。纳米氧化颗粒/基体界面为缺陷的强吸收陷阱，能降低辐照过程中产生的缺陷密度，从而降低α′相的析出速率。Massey等[140]研究表明，ODS-FeCrAl合金中α′相的数量密度比非ODS合金低1个数量级。Field等[141]还发现，在中子辐照FeCrAl合金中，晶界附近α′相的数量密度比晶粒内部低，进一步证实缺陷陷阱具有抑制α′相析出的作用。研究[79]表明，α′相具有抑制位错环形核的作用，从而降低位错环的数量密度。

在离子辐照实验中，离子的剂量率和注入离子会影响α′相的析出行为，产生与中子辐照结果不一致的现象。剂量率对析出行为的影响源于辐照加速的元素扩散与弹道混合效应引起的元素复位之间的竞争。注入的间隙离子干扰空位和离位原子的平衡，大幅降低空位形核速率，从而抑制α′相析出。大量重离子辐照实验[124,126,130,142,143]表明，即使在215 dpa的高辐照剂量条件下，FeCrAl合金中仍未观察到α′相的析出。实验结果与相场模拟结果[144]均显示，当重离子辐照剂量率超过10^{-5} dpa/s或者电子辐照剂量率超过10^{-4} dpa/s时，剂量率对α′相析出行为产生显著影响。因此，在使用离子与电子辐照模拟Fe-CrAl合金在反应堆内α′相的析出行为时，应确定合适的剂量率。

2.1.4 第二相颗粒 向第二代核级FeCrAl合金中添加Mo、Si、Nb、V、Ti等元素，可实现固溶强化及第二相强化，从而提高合金的高温力学性能。含Mo、Nb元素的合金在热加工和热处理过程中析出Fe_2Nb型Laves相，Laves相能够钉扎位错和晶界，抑制晶粒长大，有效提高合金的高温强度[144]。因此，考察其在辐照环境下的稳定性对合金服役性能的影响至关重要。重离子辐照实验结果[126,145]表明，在室温下辐照1 dpa后，Laves相出现非晶化。原位Fe^+辐照实验结果[146]表明，辐照温度能够影响Laves相非晶化所需的辐照剂量，辐照温度越高，Laves相非晶化所需的辐照剂量越高。如图8[146]所示，当温度低于748 K时，Laves相非晶化的辐照剂量阈值约为0.28 dpa；而在温度为823 K时，辐照剂量阈值为2.88 dpa。随着辐照剂量增加，离位原子不能回到原始位置，并逐渐形成无序的原子排列，最终导致析出相向非晶态转变[147]。尽管Laves相出现了非晶化，但辐照剂量达到11.76 dpa时其仍未发生溶解。Laves相的非晶化机制主要有两种：一种是不均匀非晶化，即非晶化首先出现在Laves相的边缘并随着级联碰撞的过程逐渐向核心发展；另一种是均匀非晶化，辐照损伤缺陷浓度累积超过临界值之后立即出现。在高温下，Mo和Nb易与C和N结合，在基体中析出氮化物和碳化物，从而降低Laves相的强化效果。因此，应严格控制FeCrAl合金中C、N元素的含量。

为进一步提高FeCrAl合金的高温力学性能和



Color online

图7 辐照后不同类型FeCrAl合金中α′析出相的数量密度及其与Cr、Al含量的关系[79]

Fig.7 Number densities of α′ precipitate densities for each Gen II type FeCrAl alloy (a) and as a function of Cr (b) and Al (c) contents in FeCrAl alloys after radiation at 7 dpa[79]

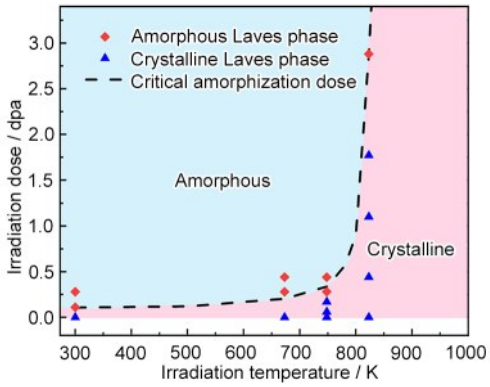


图8 400 keV Fe^+辐照下辐照剂量和辐照温度对Laves相溶解行为的影响[146]

Fig.8 Effect of irradiation dose and temperature on the dissolution of Laves phase under 400 keV Fe^+ irradiation[146]

抗辐照损伤性能，通常采用外加或原位生成的方式在合金中引入增强颗粒，其主要为氧化物颗粒和碳化物颗粒。位错在移动时会绕过这些颗粒，通过Orowan强化机制提高合金的力学性能；颗粒与界面之间是辐照缺陷的强吸收陷阱，能够提高空位和间隙原子的复合湮灭概率，增强合金的抗辐照损伤性能[148,149]。氧化物颗粒主要采用活性元素Y的氧化物Y_2O_3作为增强相。但在FeCrAl合金中，Al容易与Y_2O_3反应生成Y-Al-O颗粒。Y-Al-O颗粒主要包含钙钛矿相$YAlO_3$ (YAP)、石榴石相$Y_3Al_5O_{12}$ (YAG)、单斜相$Y_4Al_2O_9$ (YAM)和六方亚稳相$YAlO_3$ (YAH)四种结构[9,150]。其中，具有YAG结构与YAP结构的第二相粒子尺寸较大，通常为几十到上百纳米，导致FeCrAl合金内部弥散颗粒体系平均尺寸变大、数量密度降低，降低了合金的力学性能和抗辐照损伤能力。随着Y∶Al原子配比的增加，颗粒尺寸呈减小趋势[104]。其他降低纳米氧化物颗粒尺寸的方法主要包括：添加Zr、Hf等元素以促使基体中析出细小的Y-Zr-O和Y-Hf-O相代替粗大的Y-Al-O颗粒[151]；直接使用更细小的氧化物(如Ce_2O_3)代替Y_2O_3作为增强相[94]。碳化物类颗粒主要包括TiC和ZrC。其中纳米ZrC具有稳定性高且难以与Al发生化学反应、中子截面低、硬度高、弥散界面多、熔点高(约3540 ℃，远高于TiC和Y_2O_3)等优势，是理想的增强合金高温力学性能和抗辐照损伤的强化相。

纳米氧化物颗粒在不同辐照环境下表现出不同的稳定性。Massey等[140]研究了ODS-FeCrAl合金中纳米颗粒在中子辐照至1.8 dpa后的稳定性，发现尽管纳米颗粒尺寸未发生变化，但其组成成分发生变化。Jung等[152]研究表明，中子辐照至21 dpa后，ODS-PM2000合金中多数弥散强化颗粒出现了非晶化，其形貌由多面体转变为圆形，虽然平均颗粒尺寸未发生变化，但颗粒的组成成分明显不同。然而，ODS-PM2000合金在150 keV Fe^+辐照下(25~700 ℃)，其弥散强化颗粒的组成成分并未发生变化[153]。Kondo等[129]研究表明，在10.5 MeV Fe^+、300 ℃条件下辐照至20 dpa后，Fe-12Cr-6Al ODS钢中纳米氧化物颗粒的尺寸和分布未发生变化。Chen等[154]研究表明，在3.5 MeV Fe^{2+}、450 ℃条件下辐照至180 dpa后，MA956合金中颗粒的数量密度仅发生轻微变化。虽然在轻水堆辐照环境下纳米氧化颗粒的结构和组成成分发生变化，但其在辐照剂量小于20~30 dpa条件下并未完全溶解。重离子辐照实验结果[142,155]显示，ZrC的尺寸和数量未明显变化，但是富Zr区域内C和Mo的含量随辐照剂量增加而减小，这是因为辐照促进C与Mo结合，形成MoC。合金中引入Zr元素可促使Al-O弥散体转变为Al-Zr-O，降低其与基体之间的界面能，抑制氧化颗粒弥散体在辐照过程中的破坏和重溶。Wharry等[156]总结了Fe-Cr二元bcc合金中纳米颗粒在辐照过程中演化的四种机制：弹道溶解、辐照增强扩散、Ostwald熟化和均匀形核。由于FeCrAl合金同属于bcc体系合金，其内部纳米颗粒在辐照下的演化可能同样遵循上述机制。

2.2 辐照对FeCrAl合金力学性能的影响

2.2.1 *辐照硬化*　中子辐照后，FeCrAl合金的硬度和强度上升，塑性下降。图9[124]展示了离子辐照时FeCrAl合金纳米压痕硬度与辐照剂量的关系。当辐照剂量较小时，合金硬化程度随辐照剂量增加变化明显；随辐照剂量进一步增加，合金的硬度在7 dpa附近达到饱和[157]。辐照过程中产生的位错环和α'相是影响FeCrAl合金力学性能的关键因素。相较于位错环，α'相对位错移动的阻挡较弱，对合金的强化效果低于位错环。但当α'相的数量密度超过10^{24} m^{-3}时，其强化效果较为显著。研究[157]表明，低温(< 400 ℃)中子辐照条件下，当Cr含量(质量分数)高于8%时，辐照硬化与脆化主要受α'相影响，而受位错环的影响较小。一些Cr含量(质量分数) > 18%的FeCrAl合金会在拉伸的弹性变形阶段发生断裂。当Cr含量低于8%时，辐照硬化与脆化主要受位错环影响[122]。Al元素可抑制α'相的析出，因此调节合金中的Al含量能够缓解材料的辐照硬化效应。随着辐照温度升高，合金辐照硬化程度降低[158]。Gussev等[159]研究表明，在温度> 500 ℃时进行中子辐照(< 2 dpa)后，FeCrAl合金的力学性能并未出现显著变化。

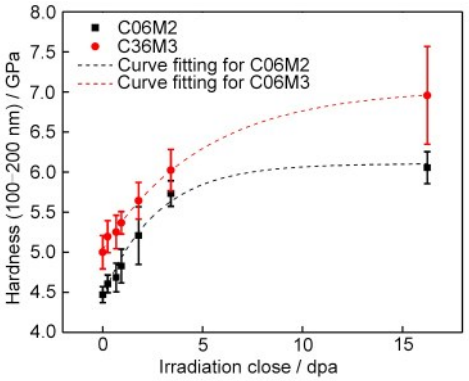


图9 离子辐照后FeCrAl合金纳米压痕硬度与辐照剂量的关系[124]

Fig.9 Relationships between nanoindentation hardness and irradiation dose of FeCrAl alloy after ion irradiation[124]

采用简化的DBH模型计算辐照后合金强度的变化($\Delta\sigma_y$)，该模型是基于移动位错与辐照缺陷的相互作用提出的，计算公式如下[122]：

$$\Delta\sigma_y = M\alpha\mu b\sqrt{\rho d'} \tag{1}$$

式中，M为Taylor因子；α为辐照缺陷对位错移动的阻挡强度，取值范围在0~1之间；μ为剪切模量；b为Burgers矢量模；ρ为某一类辐照缺陷的数量密度；d'为该辐照缺陷相应的尺寸。式(1)仅适用于计算尺寸固定的特定辐照缺陷。为计算不同种类、尺寸和数量密度缺陷对材料硬化的综合贡献，需对各缺陷的贡献进行叠加。常用的累加方法主要有两种：一种是线性累加法，适用于对材料强化作用差别较大的不同种类缺陷；另一种是平方根法，适用于对材料作用效应差别较小的不同种类缺陷[122]。式(1)的估算结果与拉伸测试结果具有很好的一致性，但难以达到精确吻合，主要是因为这种估算方法受表征手段(如TEM的分辨率)和分析方法(如缺陷的统计方法)的影响较大。此外，不同缺陷强化系数的选择也会对估算结果产生较大影响。

显微硬度和纳米硬度能够很好地反映合金在辐照后的力学性能变化，其测量方法简单便捷。采用离子辐照时，由于辐照深度较小(< 25 μm)难以制备拉伸试样，测量材料的显微硬度或者纳米硬度成为研究力学性能变化的有效手段。Yang等[160]对多种钢辐照后硬度变化的研究表明，纳米压痕硬度(H_0)与显微Vickers硬度(H_{V0})存在以下关系：

$$H_{V0} = (81 \pm 10.5)H_0 \tag{2}$$

Busby等[161]统计了大量辐照样品的显微Vickers硬度及屈服强度数据，发现辐照引起的铁素体钢屈服强度增量与显微Vickers硬度增量满足以下关系：

$$\Delta\sigma_y = 3.06\Delta H_{V0} \tag{3}$$

式中，ΔH_{V0}为显微Vickers硬度增量。根据以上公式可估算FeCrAl合金辐照后强度的变化幅度，有助于优化合金成分设计和组织调控以提高FeCrAl合金的抗辐照损伤性能。

2.2.2 辐照韧性　作为燃料包壳，FeCrAl合金因具有良好的韧性从而在服役时能够保持结构完整性。FeCrAl合金的韧脆转变温度在室温以上，随着Al和/或Cr含量的增加，合金韧脆转变温度提高。第二代FeCrAl合金(C06M、C36M)在中子辐照至18.6 dpa (典型轻水堆中寿命末期累积损伤程度)后，在约330和500 ℃辐照条件下，合金的韧脆转变温度无显著变化；在约200 ℃的辐照条件下，两种不同Cr含量的FeCrAl合金的韧脆转变温度分别由110和180 ℃升高至290 ℃[158,162]。然而，近期对堆内辐照(UO_2燃料环境)的FeCrAl (C26M)合金的服役性能研究[10]表明，该合金在低于50 ℃条件下发生了脆性断裂。

2.2.3 辐照蠕变　核级FeCrAl合金燃料包壳在常规服役温度下的蠕变行为会导致包壳尺寸发生变化，进而改变燃料芯块和包壳间的应力，最终影响燃料的燃耗深度。当温度低于600 ℃时，核级FeCrAl合金的蠕变速率可用以下方程表示[163]：

$$\frac{\dot{\varepsilon}}{\sigma^{5.5}} = 1.04\times10^{-32}\exp\left(\frac{-247\,(\mathrm{kJ/mol})}{RT}\right) \tag{4}$$

式中，$\dot{\varepsilon}$为蠕变速率，s^{-1}；σ为施加的应力，Pa；R为气体常数(8.314 J/(mol·K))。Yao等[164]通过分子动力学计算发现，FeCrAl合金的热蠕变速率高于辐照蠕变速率，在低应力下温度对蠕变速率影响较小，当应力超过0.8 GPa后，温度对蠕变速率的影响增大；辐照蠕变速率随着辐照温度线性增加。在Halden反应堆内测量的蠕变速率与分子动力学计算结果无显著差别，FeCrAl合金的辐照蠕变速率约为5×10^{-6} $MPa^{-1}\cdot dpa^{-1}$ [163]，与文献[165]中报道的bcc合金辐照蠕变速率有较好的一致性。考虑到FeCrAl合金在反应堆内表现出较低的蠕变速率，须对燃料芯块几何尺寸进行优化设计，以确保燃料组件具有良好的热传导性。

2.3 辐照对耐腐蚀性能的影响

中子辐照提高了稳态缺陷浓度和元素的扩散速率，使材料的微观结构和化学成分发生变化。水的辐照分解作用提高了腐蚀电位，进而改变材料的均匀腐蚀行为。辐照加速材料腐蚀的现象早有报道，Kammenzind等[166]对Zr-4合金在快中子堆中的辐照腐蚀行为研究表明，锆合金的腐蚀动力学行为与辐

照剂量成正比，其均匀腐蚀速率是高压釜中腐蚀速率的40倍。Wang和Was[167]通过在线质子辐照实验，重现了中子辐照加速Zr-4合金腐蚀的现象。在BWR商业反应堆和麻省理工学院实验堆内分别对C26M合金及Kanthal AF、C36M3、C06M合金进行了辐照腐蚀实验，未观测到辐照明显加速合金腐蚀的现象[118,168]。对美国爱达荷州国家实验室先进试验反应堆(ATR)内辐照后的C26M合金的研究[10]表明，其表面氧化膜厚度为高压釜实验结果的2倍。虽然，辐照可能促进了合金的腐蚀，但考虑到堆内燃料包壳壁存在温度梯度(与高压釜内单一温度条件不同)，这种氧化膜增厚的现象也可能是温度梯度所导致。

Wu等[169]和Wang等[170,171]分别开展了重离子(Fe^{+})辐照以及原位质子和电子辐照腐蚀实验研究。结果表明，在初始腐蚀阶段(< 150 h)，由于辐照导致FeCrAl合金表面Cr元素富集和粗糙度变化，合金的腐蚀增重小于未辐照样品；而当腐蚀时间超过150 h后，合金的腐蚀增重则超过未辐照样品[169]，这主要是由于辐照缺陷加速原子扩散，进而加速腐蚀。Qu等[172]研究表明，辐照后FeCrAl合金外层氧化物的分布以及内层氧化物的化学成分发生变化，同时离子辐照抑制了均匀腐蚀速率而促进局部腐蚀。原位质子辐照实验结果[170,171]表明，水辐照分解产生的H_2O_2提高了局部腐蚀电位，导致富Cr氧化膜过钝化溶解，从而提高材料均匀腐蚀速率。氧化膜的溶解速率受基体中Cr含量的影响，Cr含量越高，氧化膜的溶解速率越低。图10[170]展示了FeCrAl合金(T35Y2)在模拟PWR环境耦合质子辐照下的腐蚀形貌。该合金未辐照区域表面氧化物颗粒尺寸较大且分布稀疏，主要由Fe_3O_4组成(图10a1[170])；辐照区域中氧化物颗粒尺寸更小且更密集，主要由Fe_2O_3组成(图10c1[170])；辐照分解影响区表面氧化颗粒兼具稀疏大尺寸及小尺寸密集颗粒两种形貌(图10b1[170])。截面氧化膜形貌显示，未辐照区域形成双层氧化膜，内层氧化膜厚度约为117 nm，未观察到空洞(图10a2[170])；辐照区域只形成一层具有孔洞的氧化膜，孔洞的形成与辐照引起的富Cr氧化物的溶解有关(图10c2[170])；辐照分解影响区形成了双层氧化膜，内层氧化膜厚约为100 nm，在外层与内层氧化膜间观察到孔洞(图10b2[170])。

大量应力腐蚀研究[173~176]表明，辐照后fcc结构材料的应力腐蚀开裂敏感性增加，导致其服役性能降低。而FeCrAl合金作为bcc结构材料，其抗辐照性能优于fcc结构材料。目前，仅有Ahmedabadi和Was[177]采用慢应变速率的方法研究了APMT合金(质子辐照5 dpa)在BWR环境下的辐照应力腐蚀开裂性能，实验结束后辐照材料表面未出现裂纹。然

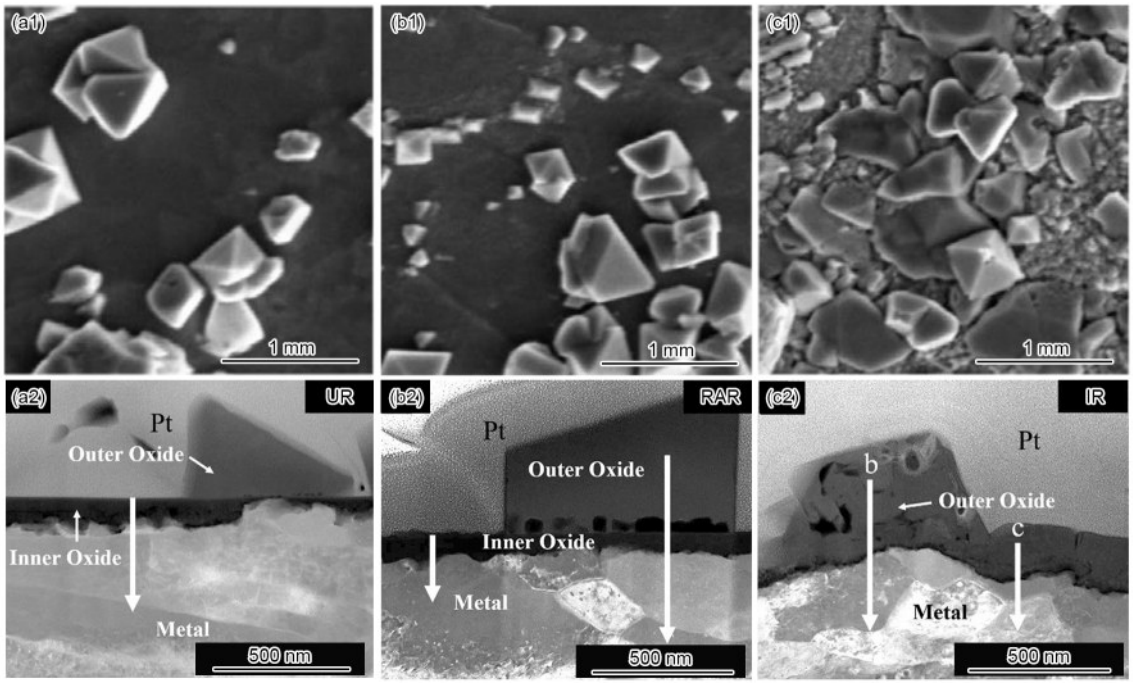


图10 T35Y2合金在模拟PWR环境内耦合质子辐照下的腐蚀形貌[170]

Fig.10 Surface (a1−c1) and cross section (a2−c2) corrosion morphologies of T35Y2 alloys under coupled proton irradiation in simulated PWR environment[170]

(a1, a2) unirradiated region (UR)　(b1, b2) radiolysis affected region (RAR)　(c1, c2) irradiation region (IR)

而，美国爱达荷州国家实验室 ATR 内辐照后的 C26M 合金包壳检验结果[10]表明，氧化物与基体间出现了长度为20~30 μm的裂纹，这是由于燃料芯块与包壳发生了接触，包壳外表面存在环向应力。由此可知，在中子辐照条件下FeCrAl合金有可能发生应力腐蚀开裂。

FeCrAl合金在高温环境中能够形成Al_2O_3保护性氧化膜，因此除作为水冷堆燃料包壳外，FeCrAl合金在四代堆和聚变堆中也有巨大的应用潜力。在高温苛刻环境中服役时，包壳的完整性取决于Al_2O_3氧化膜的保护性，因此，Al_2O_3氧化膜在中子辐照环境下的结构演变直接影响其保护性。Yu等[178]通过预氧化在ODS-FeCrAl合金表面生成厚度为0.7 μm的α-Al_2O_3氧化膜，对其辐照后的形貌分析发现，α-Al_2O_3氧化膜经2 dpa的Fe^{3+}辐照后，α-Al_2O_3晶粒出现

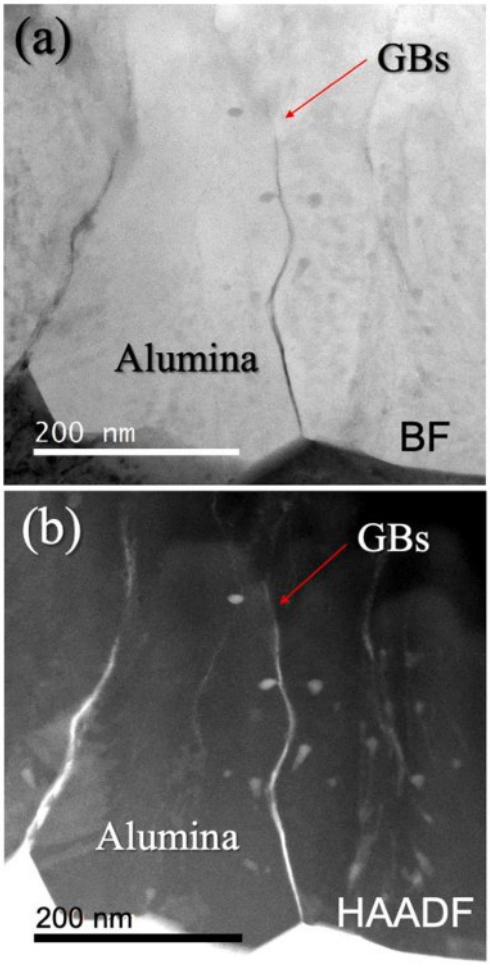


图11 辐照后ODS-FeCrAl合金Al_2O_3氧化膜中Y-Zr在晶界的分布[178](ODS表示氧化物弥散强化)

Fig.11 Bright field (BF) TEM (a) and high-angle annular dark-field (HAADF) (b) images of distribution of Y–Zr at alumina GBs in ODS-FeCrAl Al_2O_3 oxide film after irradiation[178] (ODS—oxide dispersion-strengthened)

轻微长大，但仍保持α相结构；Y-Zr氧化物部分溶解并粗化，活性元素(Y、Zr)在Al_2O_3晶界偏析，α-Al_2O_3氧化膜的硬度随之降低，如图11[178]所示。活性元素在氧化物晶界的偏析导致晶界结合力降低，氧化物在外力作用下出现沿晶开裂。

3 总结与展望

FeCrAl合金能够提高轻水堆的运行安全裕度，在PWR、资源可再生沸水反应堆(RBWR)、超临界水冷堆、小型模块化堆和Pb-Bi堆中也有极为广阔的应用前景。本文结合最新成果，总结并分析了十几年来核级FeCrAl合金在腐蚀和辐照方面的研究进展，对其研究结果总结如下。

核级FeCrAl合金在正常运行工况下的耐均匀腐蚀性能优于锆合金，充分满足服役需求。FeCrAl合金的耐腐蚀性能与Cr、Al元素含量密切相关，同时腐蚀电位的高低差异也会影响合金腐蚀行为，在含O水中表现为增重，而在含H水中表现为减重。合金中添加微量Nb对其耐腐蚀性能的影响仍存在争议，但合金中添加1%~3%的Ni可提高耐腐蚀性能。此外，冷却水中添加Zn^{2+}也可以提高合金的耐腐蚀性能。堆外实验结果显示，FeCrAl合金在正常水化学条件下有较高的抗应力腐蚀开裂和抗碘致开裂性能。然而，当冷却水中含有Cu^{2+}和Cl^-时，FeCrAl合金表现出高的应力腐蚀开裂敏感性。此外，装料FeCrAl合金燃料包壳在堆内服役后也出现了裂纹，因此不排除其在辐照后应力腐蚀开裂敏感性显著上升的可能。

核级FeCrAl合金在高温蒸汽中的抗氧化性能远高于锆合金，甚至可以在1500 ℃的高温蒸汽中短时间内保持结构完整性。在小于900 ℃和大于1000 ℃的两个温度范围内，合金表面形成的氧化膜的结构和化学成分不同。此外，恒温氧化与连续升温氧化模式下合金的氧化行为也存在差异。为维持FeCrAl合金的耐高温蒸汽氧化性能，同时考虑辐照的影响，Cr含量需要控制在7%~15%范围内，Al含量控制在4%~6%范围内。合金中少量或者微量元素Mo、Nb、Zr、Hf、Ti、Y、Pt对其抗高温蒸汽氧化性能的影响仍存在争议，需要开展更多的研究进行验证。

FeCrAl合金在辐照后产生位错环、元素偏析和α'析出相，但很难产生空洞；易出现辐照硬化和脆化，但具有较高的抗辐照肿胀性能。合金的辐照硬化和脆化与位错环和α'相的种类、尺寸、密度密切相关。在位错环方面，a<100>位错环对位错移动的阻

挡效果强于a / 2<111>位错环，对硬化有较高的贡献，并且随着辐照剂量上升，a<100>位错环占比不断升高。Cr含量影响位错环的种类和密度，Cr含量越高，位错环密度越高，a<100>位错环占比也越高。Al元素对位错环密度的影响目前尚无定论。此外，位错环的种类和密度还受到辐照参数以及合金微观组织的影响。α'析出相的形成主要与Cr和Al含量相关，Cr含量越高、Al含量越低越容易析出α'相。增加合金中的缺陷阱密度、提高离子剂量率，会减少α'相的析出。因此，在使用离子与电子辐照模拟FeCrAl合金在反应堆内α'相的析出行为时，应确定合适的剂量率。总之，当Cr含量低于8%时，辐照硬化与脆化主要受位错环影响；当Cr含量高于8%时，辐照硬化与脆化主要受α'析出相的影响。

FeCrAl合金中的第二相(如Laves相、ODS颗粒、碳化物颗粒等)可以显著提高合金的抗辐照损伤性能，虽然这些第二相会在辐照后出现分解和非晶化，但在几十个dpa范围内仍能保持相对稳定状态和强的缺陷吸收能力。FeCrAl合金的韧脆转变温度在室温以上，随着Al和/或Cr含量的增加，合金韧脆转变温度提高；辐照温度越低，合金的韧脆转变温度越高。FeCrAl合金的辐照蠕变速率较低，与反应堆内常用bcc合金结构材料相近。在辐照作用下，合金表面氧化膜的厚度增加，呈现出一定的加速作用，表面α-Al_2O_3氧化膜在辐照作用下仍保持α相结构，具有较强的抗高温氧化能力。

为加快FeCrAl合金在轻水堆内的应用进程，确保其在反应堆内服役的安全，未来关于合金腐蚀和辐照的研究应重点关注以下几方面。

(1) 目前研究主要集中于FeCrAl合金均匀腐蚀方面，需更加关注FeCrAl合金在含H环境中可能出现的局部腐蚀、电偶腐蚀以及氧化膜剥落，开发相应的缓解措施。应力腐蚀开裂的研究比较有限，需要在更广的环境和载荷条件下系统研究其抗应力腐蚀开裂性能，如异常水化学条件引起的开裂和辐照加速应力腐蚀开裂。

(2) 目前关于微量元素对FeCrAl合金高温蒸汽腐蚀的影响还未形成统一认识，需要关注特定微量元素Zr、Y、Nb对FeCrAl合金在高温水和高温蒸汽中的耐腐蚀性能影响存在争议的研究，继续开展更多更严格的验证实验。对超设计基准事故下的失效行为的研究还较少，需要开展更高温度下合金的氧化失效行为与机理研究。

(3) 目前研究的FeCrAl合金中子辐照剂量较低，高剂量的离子辐照多为单束离子，需要开展FeCrAl合金在更高中子辐照剂量和多束离子辐照耦合下微观组织演变的研究，分析位错环、α'相对位错演变以及α'相对材料辐照硬化的影响。

(4) ODS-FeCrAl合金具有更高的强度和抗辐照损伤性能，但是ODS-FeCrAl合金在中子辐照环境下的耐腐蚀性能(均匀腐蚀、应力腐蚀)、韧性和蠕变性能的研究还相对匮乏，相关研究仍需继续进行，为材料设计和加工的继续优化提供支撑。

(5) 目前，多采用板材而非最终态管状材料进行研究，为得到更具有代表性的研究结果，须采用最终成型状态的FeCrAl合金燃料包壳开展工作，为材料入堆服役提供坚实的数据支持。

参 考 文 献

[1] Zinkle S J, Terrani K A, Gehin J C, et al. Accident tolerant fuels for LWRs: A perspective [J]. J. Nucl. Mater., 2014, 448: 374

[2] Terrani K A. Accident tolerant fuel cladding development: Promise, status, and challenges [J]. J. Nucl. Mater., 2018, 501: 13

[3] Yun D, Lu C Y, Zhou Z J, et al. Current state and prospect on the development of advanced nuclear fuel system materials: A review [J]. Mater. Rep. Energy, 2021, 1: 100007

[4] Savchenko A M, Karpyuk L A, Novikov V V, et al. New ATF concepts and materials: Evaluation and investigations [R]. Analysis of Options and Experimental Examination of Fuels for Water Cooled Reactors with Increased Accident Tolerance (ACTOF) IAEA-TECDOC—1921, Vienna: International Atomic Energy Agency, 2020: 155

[5] Tang C C, Stueber M, Seifert H J, et al. Protective coatings on zirconium-based alloys as accident-tolerant fuel (ATF) claddings [J]. Corros. Rev., 2017, 35: 141

[6] Liu J K, Zhang X H, Yun D. A complete review and a prospect on the candidate materials for accident-tolerant fuel claddings [J]. Mater. Rep., 2018, 32: 1757
(刘俊凯, 张新虎, 恽 迪. 事故容错燃料包壳候选材料的研究现状及展望 [J]. 材料导报, 2018, 32: 1757)

[7] Tangirbergen A, Amangeldi N, Revankar S T, et al. A review of irradiation-induced hardening in FeCrAl alloy systems for accident-tolerant fuel cladding [J]. Nucl. Eng. Des., 2024, 429: 113659

[8] Terrani K A, Zinkle S J, Snead L L. Advanced oxidation-resistant iron-based alloys for LWR fuel cladding [J]. J. Nucl. Mater., 2014, 448: 420

[9] Yamamoto Y, Pint B A, Terrani K A, et al. Development and property evaluation of nuclear grade wrought FeCrAl fuel cladding for light water reactors [J]. J. Nucl. Mater., 2015, 467: 703

[10] Colldeweih A W, Petersen P G, Matos M D, et al. Post irradiation examinations of FeCrAl cladding in PWR conditions [J]. J. Nucl. Mater., 2025, 603: 155402

[11] Rebak R B. Improved and innovative accident-tolerant nuclear fuel materials considered for retrofitting light water reactors—A review [J]. Corros. Mater. Degrad., 2023, 4: 466

[12] Qian L B, Liu Y, Huang T, et al. Research progress in high-temperature thermo-mechanical behavior for modelling FeCrAl cladding under loss-of-coolant accident condition [J]. Prog. Nucl. Energy, 2023, 164: 104848

[13] Ukai S, Sakamoto K, Ohtsuka S, et al. Alloy design and characterization of a recrystallized FeCrAl-ODS cladding for accident-tolerant BWR fuels: An overview of research activity in Japan [J]. J. Nucl. Mater., 2023, 583: 154508

[14] Wang X, Shen X P. Research progress of ODS FeCrAl alloys—A review of composition design [J]. Materials, 2023, 16: 6280

[15] Qiu G X, Wei X L, Miao D J, et al. Research progress of nuclear FeCrAl cladding materials [J]. J. Iron Steel Res., 2022, 34: 884
(邱国兴, 韦旭立, 缪德军等. 核级FeCrAl包壳材料研究进展 [J]. 钢铁研究学报, 2022, 34: 884)

[16] Huang X, Li X Y, Fang X D, et al. Research progress in FeCrAl alloys for accident-tolerant fuel cladding [J]. J. Mater. Eng., 2020, 48(3): 19
(黄 希, 李小燕, 方晓东等. 容错事故燃料包壳用FeCrAl合金的研究进展 [J]. 材料工程, 2020, 48(3): 19)

[17] Tao X K, Huang Z G, Guo Q M, et al. Research progress of FeCrAl alloy for cladding material of new type of light water reactor [J]. Hot Work. Technol., 2018, 47(6): 23
(陶小康, 黄重国, 郭青苗等. 新型轻水反应堆包壳材料FeCrAl合金的研究进展 [J]. 热加工工艺, 2018, 47(6): 23)

[18] Zhou J, Qiu S Y, Du P N, et al. Research progress in the FeCrAl alloys for accident tolerant fuel cladding [J]. Mater. Rep., 2017, 31(suppl.2): 47
(周 军, 邱绍宇, 杜沛南等. 耐事故燃料包壳用FeCrAl不锈钢的研究进展 [J]. 材料导报, 2017, 31(增刊2): 47)

[19] Jiang G Y, Xu D H, Feng P, et al. Corrosion of FeCrAl alloys used as fuel cladding in nuclear reactors [J]. J. Alloys Compd., 2021, 869: 159235

[20] Lin X D, Liang X, Li Y F, et al. Microstructural understanding of general and localized corrosion of Fe13Cr4Al2Mo1.2Nb alloy in high temperature aerated water and superheated steam [J]. Corros. Sci., 2022, 203: 110341

[21] Rebak R B, Larsen M, Kim Y J. Characterization of oxides formed on iron–chromium–aluminum alloy in simulated light water reactor environments [J]. Corros. Rev., 2017, 35: 177

[22] Terrani K A, Pint B A, Kim Y J, et al. Uniform corrosion of FeCrAl alloys in LWR coolant environments [J]. J. Nucl. Mater., 2016, 479: 36

[23] Kim Y J, Wagenbaugh F, Jurewicz T B, et al. Environmental behavior of light water reactor accident tolerant candidate cladding materials under design conditions [A]. Proceedings of the CORROSION 2015 [C]. Dallas: NACE, 2015: 5817

[24] Jiang G Y, Xu D H, Wei Y, et al. Corrosion of Zircaloy-4, Zr–1Nb and FeCrAl alloys in deaerated water at 330 ºC and 14 MPa: Superior corrosion resistance and corrosion mechanism of FeCrAl alloy by experiments and molecular dynamics simulations [J]. Chem. Eng. J., 2023, 462: 142143

[25] Liao J J, Wang H, Wu J, et al. Addition of niobium in Fe–13Cr–4.5Al–2Mo alloy used as ATF cladding: Effect on high temperature water corrosion and in-situ electrochemistry [J]. Mater. Des., 2022, 220: 110854

[26] Ning F Q, Wang X, Yang Y, et al. Uniform corrosion behavior of FeCrAl alloys in borated and lithiated high temperature water [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2021, 70: 136

[27] Jiang G Y, Xu D H, Yang W P, et al. Incipient corrosion of FeCrAl alloys in H_3BO_3- and LiOH-containing pure water at 360 ºC and 18.5 MPa [J]. J. Nucl. Mater., 2021, 557: 153299

[28] Yin L, Jurewicz T B, Larsen M, et al. Uniform corrosion of FeCrAl cladding tubing for accident tolerant fuels in light water reactors [J]. J. Nucl. Mater., 2021, 554: 153090

[29] Li J, Wu S J, Yang Y, et al. Study on corrosion resistance of ODS-FeCrAl tube for ATF [J]. Nucl. Power Eng., 2021, 42(4): 119
(李 静, 吴飒建, 杨 英等. ATF用ODS-FeCrAl管材的耐腐蚀性能研究 [J]. 核动力工程, 2021, 42(4): 119)

[30] Raiman S S, Field K G, Rebak R B, et al. Hydrothermal corrosion of 2nd generation FeCrAl alloys for accident tolerant fuel cladding [J]. J. Nucl. Mater., 2020, 536: 152221

[31] Li N, Parker S S, Saleh T A, et al. Intermediate temperature corrosion behaviour of Fe–12Cr–6Al–2Mo–0.2Si–0.03Y alloy (C26M) at 300–600 °C [J]. Corros. Sci., 2019, 157: 274

[32] Park D J, Kim H G, Park J Y, et al. A study of the oxidation of FeCrAl alloy in pressurized water and high-temperature steam environment [J]. Corros. Sci., 2015, 94: 459

[33] Joyce L, Wang P, Umretiya R V, et al. Oxide layers in Ni-doped FeCrAl alloy in 320 ºC radioactive hydrogenated water [J]. J. Nucl. Mater., 2024, 593: 154987

[34] Nagothi B S, Qu H Z, Zhang W M, et al. Hydrothermal corrosion of latest generation of FeCrAl alloys for nuclear fuel cladding [J]. Materials, 2024, 17: 1633

[35] Hu Y H, Ling Y H, Zhao X F, et al. Corrosion of FeCrAl–1Nb alloy in deaerated water at 290 ºC and 7 MPa: The oxidation behavior of grain boundary [J]. Corros. Sci., 2024, 235: 112159

[36] Hu Y H, Ling Y H, Wang W P, et al. Corrosion behavior of Laves precipitates in FeCrAl–1Nb alloy at 290 ºC and 7 MPa: The size effect and critical role of pH [J]. Corros. Sci., 2024, 240: 112498

[37] Kuang W J, Han E H, Wu X Q, et al. Microstructural characteristics of the oxide scale formed on 304 stainless steel in oxygenated high temperature water [J]. Corros. Sci., 2010, 52: 3654

[38] Terachi T, Arioka K. Characterization of oxide film behaviors on 316 stainless steels in high temperature water—Influence of hydrogen and oxygen considerations for initiation of SCC [A]. Proceedings of the CORROSION 2006 [C]. San Diego: NACE, 2006: 06608

[39] Wright I G, Dooley R B. A review of the oxidation behaviour of structural alloys in steam [J]. Int. Mater. Rev., 2010, 55: 129

[40] Robertson J. The mechanism of high temperature aqueous corrosion of stainless steels [J]. Corros. Sci., 1991, 32: 443

[41] Lin X D, Ma H B, Ren Q S, et al. Corrosion behaviors of Fe13Cr5Al4Mo alloy in high-temperature high-pressure water environments [J]. Acta Metall. Sin., 2022, 58: 1611
(林晓冬, 马海滨, 任啟森等. Fe13Cr5Al4Mo合金在高温高压水环境中的腐蚀行为 [J]. 金属学报, 2022, 58: 1611)

[42] Rebak R B, Jurewicz T B, Kim Y. Oxidation resistance of FeCrAl

in simulated BWR and PWR water chemistries [A]. 2017 Water Reactor Fuel Performance Meeting [C]. Jeju Island, Republic of Korea, 2017

[43] Xie J Y, Ma X, Kuang W J. Improving the corrosion resistance of FeCrAl alloy in high temperature hydrogenated water through gaseous pre-oxidation [J]. Corros. Commun., 2024, 15: 36

[44] Rebak R B. Versatile oxide films protect FeCrAl alloys under normal operation and accident conditions in light water power reactors [J]. JOM, 2018, 70: 176

[45] Qu H J, Abouelella H, Chikhalikar A S, et al. Effect of nickel on the oxidation behavior of FeCrAl alloy in simulated PWR and BWR conditions [J]. Corros. Sci., 2023, 216: 111093

[46] Rebak R B, Yin L, Zhang W M, et al. Effect of the redox potential on the general corrosion behavior of industrial nuclear alloys [J]. J. Nucl. Mater., 2023, 576: 154257

[47] Rebak R B, Jurewicz T B, Larsen M, et al. Zinc water chemistry reduces dissolution of FeCrAl for nuclear fuel cladding [J]. Corros. Sci., 2022, 198: 110156

[48] Xue C C, Zhang Z Y, Tan J B, et al. Effects of Zn injection on corrosion behavior and crud deposition of FeCrAl fuel cladding under subcooled nuclear boiling condition in high-temperature pressurized water [J]. Corros. Sci., 2023, 211: 110909

[49] Rebak R B, Yin L, Andresen P L. Resistance of ferritic FeCrAl alloys to stress corrosion cracking for light water reactor fuel cladding applications [J]. Corrosion, 2020, 76: 3632

[50] Xie J Y, Zhang S H, Dong J Y, et al. Insights into the superior stress corrosion cracking resistance of FeCrAl alloy in high temperature hydrogenated water: the critical role of grain boundary oxidation [J]. Corros. Sci., 2022, 208: 110668

[51] Sakamoto K, Miura Y, Ukai S, et al. Development of accident tolerant FeCrAl-ODS fuel cladding for BWRs in Japan [J]. J. Nucl. Mater., 2021, 557: 153276

[52] Xiao T, Xiao J, Chen Y, et al. Stress corrosion behavior of FeCrAl ferrite stainless steel under PWR water deviation condition [J]. At. Energy Sci. Technol., 2019, 53: 414
(肖 婷, 肖 军, 陈 勇等. FeCrAl铁素体不锈钢在压水堆水化学偏离工况下的应力腐蚀行为 [J]. 原子能科学技术, 2019, 53: 414)

[53] Kim C, Tang C C, Grosse M, et al. Oxidation mechanism and kinetics of nuclear-grade FeCrAl alloys in the temperature range of 500−1500 ºC in steam [J]. J. Nucl. Mater., 2022, 564: 153696

[54] Qian Y, Sun R R, Zhang W H, et al. Effect of Nb on microstructure and corrosion resistance of Fe22Cr5Al3Mo alloy [J]. Acta Metall. Sin., 2020, 56: 321
(钱 月, 孙蓉蓉, 张文怀等. Nb对Fe22Cr5Al3Mo合金显微组织和耐腐蚀性能的影响 [J]. 金属学报, 2020, 56: 321)

[55] Sun R R, Yao M Y, Lin X D, et al. Effect of Ti on the corrosion behavior of Fe22Cr5Al3Mo alloy in 500 ºC superheated steam [J]. Acta Metall. Sin., 2022, 58: 610
(孙蓉蓉, 姚美意, 林晓冬等. 添加Ti对Fe22Cr5Al3Mo合金在500 ℃过热蒸汽中腐蚀行为的影响 [J]. 金属学报, 2022, 58: 610)

[56] Sun R R, Yao M Y, Zhang J, et al. Effect of Y on the corrosion behavior of Fe22Cr5Al3Mo alloy in 500 ºC super-heated steam [J]. Corros. Sci., 2022, 196: 110022

[57] El Kadiri H, Molins R, Bienvenu Y, et al. Abnormal high growth rates of metastable aluminas on FeCrAl alloys [J]. Oxid. Met., 2005, 64: 63

[58] Kim C, Kim H, Heo W, et al. High-temperature steam oxidation behavior of alumina-forming duplex FeNiCrAl and ferritic FeCrAl alloys at 800 ºC to 1050 ºC [J]. Corros. Sci., 2021, 190: 109658

[59] Berthomé G, N'Dah E, Wouters Y, et al. Temperature dependence of metastable alumina formation during thermal oxidation of FeCrAl foils [J]. Mater. Corros., 2005, 56: 389

[60] Rebak R B, Gupta V K, Larsen M. Oxidation characteristics of two FeCrAl alloys in air and steam from 800 ºC to 1300 ºC [J]. JOM, 2018, 70: 1484

[61] Falaakh D F, Kim S, Bahn C B. Microstructure of aluminium oxide formed on ferritic FeCrAl alloy after high-temperature steam oxidation [J]. Mater. High Temp., 2020, 37: 207

[62] Dryepondt S, Unocic K A, Hoelzer D T, et al. Development of low-Cr ODS FeCrAl alloys for accident-tolerant fuel cladding [J]. J. Nucl. Mater., 2018, 501: 59

[63] Pint B A. Performance of FeCrAl for accident-tolerant fuel cladding in high-temperature steam [J]. Corros. Rev., 2017, 35: 167

[64] Narukawa T, Kondo K, Fujimura Y, et al. Oxidation and embrittlement behavior of FeCrAl-ODS cladding tube under loss-of-coolant accident conditions [J]. J. Nucl. Mater., 2023, 587: 154736

[65] Lipkina K, Hallatt D, Geiger E, et al. A study of the oxidation behaviour of FeCrAl-ODS in air and steam environments up to 1400 ºC [J]. J. Nucl. Mater., 2020, 541: 152305

[66] McMurray J W, Hu R, Ushakov S V, et al. Solid−liquid phase equilibria of Fe−Cr−Al alloys and spinels [J]. J. Nucl. Mater., 2017, 492: 128

[67] Maeda T, Ukai S, Hayashi S, et al. Effects of zirconium and oxygen on the oxidation of FeCrAl-ODS alloys under air and steam conditions up to 1500 ºC [J]. J. Nucl. Mater., 2019, 516: 317

[68] Bye G C, Simpkin G T. Influence of Cr and Fe on formation of α-Al_2O_3 from γ-Al_2O_3 [J]. J. Am. Ceram. Soc., 1974, 57: 367

[69] Yoneda S, Hayashi S, Ukai S. The transition from transient oxide to protective Al_2O_3 scale on Fe−Cr−Al alloys during heating to 1000 ºC [J]. Oxid. Met., 2018, 89: 81

[70] Niu Y, Wang S, Gao F, et al. The nature of the third-element effect in the oxidation of Fe−*x*Cr−3at.% Al alloys in 1atm O_2 at 1000 ºC [J]. Corros. Sci., 2008, 50: 345

[71] Tang C C, Jianu A, Steinbrueck M, et al. Influence of composition and heating schedules on compatibility of FeCrAl alloys with high-temperature steam [J]. J. Nucl. Mater., 2018, 511: 496

[72] Stott F H, Wood G C, Stringer J. The influence of alloying elements on the development and maintenance of protective scales [J]. Oxid. Met., 1995, 44: 113

[73] Unocic K A, Yamamoto Y, Pint B A. Effect of Al and Cr content on air and steam oxidation of FeCrAl alloys and commercial APMT alloy [J]. Oxid. Met., 2017, 87: 431

[74] Pint B A, Terrani K A, Yamamoto Y, et al. Material selection for accident tolerant fuel cladding [J]. Metall. Mater. Trans., 2015, 2E: 190

[75] Pint B A, Unocic K A, Terrani K A. Effect of steam on high tem-

perature oxidation behaviour of alumina-forming alloys [J]. Mater. High Temp., 2015, 32: 28

[76] Chen G, Yang H Y, Sun H Y, et al. Exploring the high-temperature steam oxidation behaviors of the lean-Cr (7−10 wt%) FeCrAl alloys [J]. Corros. Sci., 2022, 194: 109927

[77] Gussev M N, Field K G, Yamamoto Y. Design, properties, and weldability of advanced oxidation-resistant FeCrAl alloys [J]. Mater. Des., 2017, 129: 227

[78] Zhou X, Guo L P, Wei Y X, et al. Effect of aluminum content on dislocation loops in model FeCrAl alloys [J]. Nucl. Mater. Energy, 2019, 21: 100718

[79] Mao K S, Massey C P, Yamamoto Y, et al. Improved irradiation resistance of accident-tolerant high-strength FeCrAl alloys with heterogeneous structures [J]. Acta Mater., 2022, 231: 117843

[80] Naumenko D, Pint B A, Quadakkers W J. Current thoughts on reactive element effects in alumina-forming systems: In memory of John Stringer [J]. Oxid. Met., 2016, 86: 1

[81] Amano T, Hara A, Sakai N, et al. Oxide adherence of Fe−20Cr−4Al alloys with small amounts of sulfur and reactive elements (Y, Hf) [J]. Mater. High Temp., 2000, 17: 117

[82] Golightly F A, Stott F H, Wood G C. The influence of yttrium additions on the oxide-scale adhesion to an iron−chromium−aluminum alloy [J]. Oxid. Met., 1976, 10: 163

[83] Yang Z, Pan J, Wang Z X, et al. New insights into the mechanism of yttrium changing high-temperature oxide growth of Fe−13Cr−6Al−2Mo−0.5Nb alloy for fuel cladding [J]. Corros. Sci., 2020, 172: 108728

[84] Yu H, Kondo S, Kasada R, et al. Development of nano-oxide particles dispersed alumina scale formed on Zr-added FeCrAl ODS ferritic alloys [J]. Nucl. Mater. Energy, 2020, 25: 100798

[85] Kim S, Lee C H, Jang J H, et al. High-temperature steam oxidation of (Ti, Mo)C-forming FeCrAlY alloy [J]. J. Nucl. Mater., 2023, 574: 154220

[86] Kim S, Lee C H, Kim T, et al. Effects of yttrium on the oxidation behavior of Fe13Cr6AlY alloys under 1200 °C steam [J]. J. Alloys Compd., 2023, 960: 170642

[87] Liu R, Sun H L, Guo Q Q, et al. A study of the oxidation of Gd-doped FeCrAl in 1000 °C steam environments [J]. J. Mater. Eng. Perform., 2023, 32: 978

[88] Li Q, Long D J, Song P, et al. Alumina grain growth and grain boundary segregation of FeCrAl-based oxide dispersion-strengthened alloys at high temperature [J]. Corros. Sci., 2022, 208: 110630

[89] Qi W, Yang K, Wang P, et al. High-temperature steam oxidation behavior of an FeCrAl alloy with controlled addition of Mo [J]. J. Mater. Sci., 2022, 57: 20909

[90] Zhang W H, Qian Y, Sun R R, et al. Oxidation characteristics of Fe22Cr5Al3Mo−*x*Nb alloys in high temperature steam [J]. Corros. Sci., 2021, 191: 109722

[91] Huang T H, Naumenko D, Song P, et al. Effect of titanium addition on alumina growth mechanism on yttria-containing FeCrAl-base alloy [J]. Oxid. Met., 2018, 90: 671

[92] Hayashi S, Maeda T. Effect of Zr on initial oxidation behavior of FeCrAl alloys [J]. Oxid. Met., 2020, 93: 573

[93] Sigler D R. Adherence behavior of oxide grown in air and synthetic exhaust gas on Fe−Cr−Al alloys containing strong sulfide-forming elements: Ca, Mg, Y, Ce, La, Ti, and Zr [J]. Oxid. Met., 1993, 40: 555

[94] Shibata H, Ukai S, Oono N H, et al. Development of accident tolerant FeCrAl-ODS steels utilizing Ce-oxide particles dispersion [J]. J. Nucl. Mater., 2018, 502: 228

[95] Li S, Yuan Y, Zhou R N, et al. Initial oxidation mechanism of FeCrAl thin films with Nb and Si additions [J]. Thin Solid Films, 2023, 782: 140015

[96] Liu Y, Ma H B, Wu L X, et al. Effect of trace Y on mechanical and oxidation properties of FeCrAl alloy cladding [J]. Nucl. Tech., 2023, 46: 060202
(刘 洋, 马海滨, 吴利翔等. 微量Y对FeCrAl合金包壳力学与氧化性能的影响 [J]. 核技术, 2023, 46: 060202)

[97] Qu H J, Chikhalikar A S, Abouelella H, et al. Effect of molybdenum on the oxidation resistance of FeCrAl alloy in lower temperature (400 °C) and higher temperature (1200 °C) steam environments [J]. Corros. Sci., 2024, 229: 111870

[98] Ozawa M, Araki K I. Effect of La modification on the stability of coating alumina layer on FeCrAl alloy substrate [J]. Surf. Coat. Technol., 2015, 271: 80

[99] Massey C P, Edmondson P D, Unocic K A, et al. The effect of Zr on precipitation in oxide dispersion strengthened FeCrAl alloys [J]. J. Nucl. Mater., 2020, 533: 152105

[100] Jia H D, Zhang R Q, Long D J, et al. Effect of zirconium content on mechanical properties of ODS FeCrAl alloy [J]. Mater. Sci. Eng., 2022, A839: 142824

[101] Niu B, Wang Z H, Wang Q, et al. Effect of Zr addition on the stability of precipitated Laves phase and mechanical properties of Fe−Cr−Al-based alloys at high temperatures [J]. Prog. Nat. Sci. Mater. Int., 2022, 32: 114

[102] Jia H D, Zhang R Q, Long D J, et al. Effect of zirconium content on the microstructure of ODS FeCrAl alloys [J]. Int. J. Energy Res., 2021, 45: 10226

[103] Shi Y N, Lu Z, Yu L, et al. Microstructure and tensile properties of Zr-containing ODS-FeCrAl alloy fabricated by laser additive manufacturing [J]. Mater. Sci. Eng., 2020, A774: 138937

[104] Massey C P, Dryepondt S N, Edmondson P D, et al. Multiscale investigations of nanoprecipitate nucleation, growth, and coarsening in annealed low-Cr oxide dispersion strengthened FeCrAl powder [J]. Acta Mater., 2019, 166: 1

[105] Naumenko D, Kochubey V, Niewolak L, et al. Modification of alumina scale formation on FeCrAlY alloys by minor additions of group IVa elements [J]. J. Mater. Sci., 2008, 43: 4550

[106] Yan Y Q, Ao J Q, Ji Y Q, et al. Cracking inhibition and strengthening of FeCrAlY alloy through addition of TiC nanoparticles during laser melting deposition [J]. Vacuum, 2023, 212: 112014

[107] Lv W J, Yang X S, Ji Y Q, et al. Effects of TiC nanoparticle additions on microstructure and mechanical properties of FeCrAl alloys prepared by directed energy deposition [J]. J. Nucl. Mater., 2021, 554: 153094

[108] Wan H Y, An X G, Kong Q Q, et al. Fabrication of ultrafine grained FeCrAl−0.6wt.%ZrC alloys with enhanced mechanical properties by spark plasma sintering [J]. Adv. Powder Technol., 2021, 32: 1380

[109] Ding R F, Wang H, Jiang Y, et al. Effects of ZrC addition on the microstructure and mechanical properties of Fe−Cr−Al alloys fabricated by spark plasma sintering [J]. J. Alloys Compd., 2019, 805: 1025

[110] Wang H, Gao Y X, Sun M, et al. Strengthening mechanism of Nb addition in Fe−13Cr−4.5Al−2Mo alloys assessed by internal friction measurement [J]. J. Nucl. Mater., 2020, 542: 152461

[111] Sun ZQ, Bei H B, Yamamoto Y. Microstructural control of FeCrAl alloys using Mo and Nb additions [J]. Mater. Charact., 2017, 132: 126

[112] Wang H, Gao Y X, Sun M, et al. Effects of Nb addition and heat treatment on the microstructure, mechanical property and internal friction behavior of FeCrAlMo cladding alloys [J]. J. Nucl. Mater., 2022, 572: 154044

[113] Wen D H, Jiang B B, Wang Q, et al. Microstructure evolution at elevated temperature and mechanical properties of MoNb-modified FeCrAl stainless steel [J]. Acta Metall. Sin., 2022, 58: 883
(温冬辉, 姜贝贝, 王 清等. MoNb改性FeCrAl不锈钢高温组织演变和力学性能 [J]. 金属学报, 2022, 58: 883)

[114] Chen G, Wang H, Sun H Y, et al. Effects of Nb-doping on the mechanical properties and high-temperature steam oxidation of annealing FeCrAl fuel cladding alloys [J]. Mater. Sci. Eng., 2021, A803: 140500

[115] Shi Z L, Pang X Y, Zhang K, et al. Corrosion behavior of Nb-doped FeCrAl alloy in 500 ºC steam [J]. Corros. Sci., 2024, 232: 112036

[116] Huang T H, Lü J G, Song P, et al. Effect of Pt doping on oxide scale formation on yttria-dispersion FeCrAl alloy at 1200 ºC [J]. Corros. Sci., 2020, 168: 108580

[117] Amano T. High-temperature oxidation of FeCrAl(Y, Pt) alloys in oxygen−water vapour [J]. Mater. High Temp., 2011, 28: 342

[118] Field K G, Briggs S A. Radiation effects in FeCrAl alloys for nuclear power applications [A]. Comprehensive Nuclear Materials [M]. 2nd Ed., Amsterdam: Elsevier, 2020: 293

[119] Little E A, Stow D A. Void-swelling in irons and ferritic steels: II. An experimental survey of materials irradiated in a fast reactor [J]. J. Nucl. Mater., 1979, 87: 25

[120] Gelles D S. Microstructural examination of several commercial alloys neutron irradiated to 100 dpa [J]. J. Nucl. Mater., 1987, 148: 136

[121] Haley J C, Briggs S A, Edmondson P D, et al. Dislocation loop evolution during *in-situ* ion irradiation of model FeCrAl alloys [J]. Acta Mater., 2017, 136: 390

[122] Field K G, Hu X X, Littrell K C, et al. Radiation tolerance of neutron-irradiated model Fe−Cr−Al alloys [J]. J. Nucl. Mater., 2015, 465: 746

[123] Field K G, Briggs S A, Sridharan K, et al. Dislocation loop formation in model FeCrAl alloys after neutron irradiation below 1 dpa [J]. J. Nucl. Mater., 2017, 495: 20

[124] Aydogan E, Weaver J S, Maloy S A, et al. Microstructure and mechanical properties of FeCrAl alloys under heavy ion irradiations [J]. J. Nucl. Mater., 2018, 503: 250

[125] Li F, Long Y X, Guo D X, et al. Ion irradiation defects and hardening in FeCrAl alloy [J]. Metals, 2022, 12: 1645

[126] Zhou X, Wang H, Guo L P, et al. Effect of niobium content on irradiation microstructure and hardening in FeCrAl-based alloys [J]. J. Mater. Sci. Technol., 2021, 95: 181

[127] Hernández-Mayoral M, Heintze C, Oñorbe E. Transmission electron microscopy investigation of the microstructure of Fe−Cr alloys induced by neutron and ion irradiation at 300 ºC [J]. J. Nucl. Mater., 2016, 474: 88

[128] Xu H X, Stoller R E, Osetsky Y N, et al. Solving the puzzle of <100> interstitial loop formation in bcc Iron [J]. Phys. Rev. Lett., 2013, 110: 265503

[129] Kondo K, Aoki S, Yamashita S, et al. Ion irradiation effects on FeCrAl-ODS ferritic steel [J]. Nucl. Mater. Energy, 2018, 15: 13

[130] Han X X, Zhang C H, Niu M K, et al. A comparison study of change in hardness and microstructures of a Zr-added FeCrAl ODS steel irradiated with heavy ions [J]. Mater. Sci. Eng., 2022, A841: 143050

[131] Wang R Z, Wang H, Zhu X H, et al. Effects of Fe-ions irradiation on the microstructure and mechanical properties of FeCrAl−1.5wt.%ZrC alloys [J]. Nanomaterials, 2021, 11: 3423

[132] Patki P V, Pownell T J, Bazarbayev Y, et al. Systematic study of radiation-induced segregation in neutron-irradiated FeCrAl alloys [J]. J. Nucl. Mater., 2023, 574: 154205

[133] Bonny G, Terentyev D, Malerba L. On the $\alpha-\alpha'$ miscibility gap of Fe−Cr alloys [J]. Scr. Mater., 2008, 59: 1193

[134] Bachhav M, Robert Odette G, Marquis E A. α' precipitation in neutron-irradiated Fe−Cr alloys [J]. Scr. Mater., 2014, 74: 48

[135] Field K G, Littrell K C, Briggs S A. Precipitation of α' in neutron irradiated commercial FeCrAl alloys [J]. Scr. Mater., 2018, 142: 41

[136] Edmondson P D, Briggs S A, Yamamoto Y, et al. Irradiation-enhanced α' precipitation in model FeCrAl alloys [J]. Scr. Mater., 2016, 116: 112

[137] Briggs S A, Edmondson P D, Littrell K C, et al. A combined APT and SANS investigation of α' phase precipitation in neutron-irradiated model FeCrAl alloys [J]. Acta Mater., 2017, 129: 217

[138] Massey C P, Zhang D L, Briggs S A, et al. Deconvoluting the effect of chromium and aluminum on the radiation response of wrought FeCrAl alloys after low-dose neutron irradiation [J]. J. Nucl. Mater., 2021, 549: 152804

[139] Zhang D L, Briggs S A, Edmondson P D, et al. Influence of welding and neutron irradiation on dislocation loop formation and α' precipitation in a FeCrAl alloy [J]. J. Nucl. Mater., 2019, 527: 151784

[140] Massey C P, Edmondson P D, Field K G, et al. Post irradiation examination of nanoprecipitate stability and α' precipitation in an oxide dispersion strengthened Fe−12Cr−5Al alloy [J]. Scr. Ma-

ter., 2019, 162: 94

[141] Field K G, Briggs S A, Edmondson P, et al. Evaluation on the effect of composition on radiation hardening and embrittlement in model FeCrAl alloys [R]. Oak Ridge: Oak Ridge National Laboratory, 2015

[142] Shen S K, Wu Z F, Wang Y F, et al. Microstructure and radiation stability of nano-dispersoids in particle-reinforced FeCrAl alloys with different Zr concentrations [J]. J. Alloys Compd., 2022, 925: 166625

[143] Chen C L, Richter A, Kögler R. The effect of dual Fe^{+}/He^{+} ion beam irradiation on microstructural changes in FeCrAl ODS alloys [J]. J. Alloys Compd., 2014, 586: S173

[144] Ke J H, Reese E R, Marquis E A, et al. Flux effects in precipitation under irradiation—Simulation of Fe–Cr alloys [J]. Acta Mater., 2019, 164: 586

[145] Xu H, Si S Y, Li Y P, et al. The effect of Laves phase on heavy-ion radiation response of Nb-containing FeCrAl alloy for accident-tolerant fuel cladding [J]. Fundam. Res., 2022, 2: 437

[146] Li Y P, Ran G, Pei K F, et al. *In-situ* TEM study on composition change and amorphous transformation of Laves phase precipitates in FeCrAl alloy during Fe^{+} irradiation [J]. J. Nucl. Mater., 2022, 563: 153620

[147] Shen H H, Zhang J M, Peng S M, et al. In situ TEM investigation of amorphization and recrystallization of $Zr(Fe, Cr, Nb)_2$ precipitates under Ne ion irradiation [J]. Vacuum, 2014, 110: 24

[148] Jia H D, Wang Y J, Wang Y, et al. Recent progress on creep properties of ODS FeCrAl alloys for advanced reactors [J]. Materials, 2023, 16: 3497

[149] Wu Z F, Xu L D, Chen H Q, et al. Significant suppression of void swelling and irradiation hardening in a nanograined/nano-precipitated 14YWT-ODS steel irradiated by helium ions [J]. J. Nucl. Mater., 2022, 559: 153418

[150] Jia H D, Zhou Z J. Research progress in microstructure and service performance of high-strength and corrosion-resistant ODS FeCrAl alloy [J]. Chin. J. Eng., 2022, 44: 198
(贾皓东, 周张健. 高强度耐腐蚀ODS-FeCrAl合金微观结构、力学性能研究进展 [J]. 工程科学学报, 2022, 44: 198)

[151] Han X X, Zhang C H, Niu M K, et al. Irradiation hardening of FeCrAl ODS alloys with Zr/Hf addition after high-energy self-ions irradiation [J]. Nucl. Mater. Energy, 2023, 37: 101556

[152] Jung H J, Edwards D J, Kurtz R J, et al. Structural and chemical evolution in neutron irradiated and helium-injected ferritic ODS PM2000 alloy [J]. J. Nucl. Mater., 2017, 484: 68

[153] de Castro V, Briceno M, Jenkins M L, et al. *In-situ* Fe^{+} ion irradiation of an oxide dispersion strengthened steel [J]. J. Phys. Conf. Ser., 2014, 522: 012032

[154] Chen T Y, Kim H, Gigax J G, et al. Radiation response of oxide-dispersion-strengthened alloy MA956 after self-ion irradiation [J]. Nucl. Instrum. Methods Phys. Res., 2017, 409B: 259

[155] Wang R Z, Wang H, Zhu X H, et al. Evolution of microstructure and mechanical properties of ZrC reinforced FeCrAl alloy after Fe-ions irradiation [J]. J. Nucl. Mater., 2021, 557: 153243

[156] Wharry J P, Swenson M J, Yano K H. A review of the irradiation evolution of dispersed oxide nanoparticles in the b.c.c. Fe–Cr system: Current understanding and future directions [J]. J. Nucl. Mater., 2017, 486: 11

[157] Field K G, Briggs S A, Sridharan K, et al. Mechanical properties of neutron-irradiated model and commercial FeCrAl alloys [J]. J. Nucl. Mater., 2017, 489: 118

[158] Chen X, Field K, Massey C P, et al. Post-irradiation fracture toughness characterization of generation II FeCrAl alloys [A]. Proceedings of 2022 ASME Pressure Vessels and Piping Conference [C]. New York: American Society of Mechanical Engineers, 2022: V04BT06A019

[159] Gussev M N, Cakmak E, Field K G. Impact of neutron irradiation on mechanical performance of FeCrAl alloy laser-beam weldments [J]. J. Nucl. Mater., 2018, 504: 221

[160] Yang Y T, Zhang C H, Ding Z N, et al. A correlation between micro- and nano-indentation on materials irradiated by high-energy heavy ions [J]. J. Nucl. Mater., 2018, 498: 129

[161] Busby J T, Hash M C, Was G S. The relationship between hardness and yield stress in irradiated austenitic and ferritic steels [J]. J. Nucl. Mater., 2005, 336: 267

[162] Chen X, Field K G, Campbell A, et al. Fracture toughness characterization of generation II FeCrAl alloys after ~18 dpa irradiation [R]. Oak Ridge: Oak Ridge National Laboratory, 2021

[163] Terrani K A, Karlsen T M, Yamamoto Y. Input correlations for irradiation creep of FeCrAl and SiC based on in-pile Halden test results [R]. Oak Ridge: Oak Ridge National Laboratory, 2016

[164] Yao H, Ye T Z, Wu J M, et al. Creep properties of FeCrAl alloy at high temperature under neutron irradiation [A]. Proceedings of the 29th International Conference on Nuclear Engineering [C]. American Society of Mechanical Engineers, 2022, 86366: V002T02A005

[165] Ehrlich K. Irradiation creep and interrelation with swelling in austenitic stainless steels [J]. J. Nucl. Mater., 1981, 100: 149

[166] Kammenzind B F, Gruber J A, Bajaj R, et al. Neutron irradiation effects on the corrosion of zircaloy-4 in a pressurized water reactor environment [A]. 18th International Symposium on Zirconium in the Nuclear Industry [C]. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2018: 448

[167] Wang P, Was G S. Oxidation of Zircaloy-4 during *in situ* proton irradiation and corrosion in PWR primary water [J]. J. Mater. Res., 2015, 30: 1335

[168] Lin Y P, Fawcett R M, Desilva S S, et al. Path towards industrialization of enhanced accident tolerant fuel [A]. TopFule 2018 [C]. Prague: Czech Republic, 2018

[169] Wu W S, Ran G, Li Y P, et al. Early corrosion behaviour of irradiated FeCrAl alloy in a simulated pressurized water reactor environment [J]. Corros. Sci., 2020, 174: 108824

[170] Wang P, Grdanovska S, Bartels D M, et al. Effect of radiation damage and water radiolysis on corrosion of FeCrAl alloys in hydrogenated water [J]. J. Nucl. Mater., 2020, 533: 152108

[171] Wang P, Grdanovska S, Bartels D M, et al. Corrosion behavior of ferritic FeCrAl alloys in simulated BWR normal water chemistry [J]. J. Nucl. Mater., 2021, 545: 152744

[172] Qu Z, Xie Y P, Ma J J, et al. Unveiling the dual role of ion irradiation on the corrosion behavior of lean-Cr FeCrAl alloys in a simulated PWR environment [J]. Corros. Sci., 2024, 237: 112344

[173] Little E A. Development of radiation resistant materials for advanced nuclear power plant [J]. Mater. Sci. Technol., 2006, 22: 491

[174] Du D H, Sun K, Was G S. IASCC of neutron irradiated 316 stainless steel to 125 dpa [J]. Mater. Charact., 2021, 173: 110897

[175] Wang M, Song M, Lear C R, et al. Irradiation assisted stress corrosion cracking of commercial and advanced alloys for light water reactor core internals [J]. J. Nucl. Mater., 2019, 515: 52

[176] Du D H, Sun K, Was G S. Crack initiation of neutron-irradiated 304L stainless steel in PWR primary water [J]. Corros. Sci., 2021, 193: 109902

[177] Ahmedabadi P M, Was G S. Stress corrosion cracking of ferritic-martensitic steels in simulated boiling water reactor environment [J]. Corrosion, 2016, 72: 66

[178] Yu H, Wang H R, Kondo S, et al. Radiation tolerance of alumina scale formed on FeCrAl ODS ferritic alloy [J]. Nucl. Mater. Energy, 2021, 29: 101102

(责任编辑:梁 烨)