

# 高温堆芯熔融物池反应机制研究

薛宝权<sup>1,2,3</sup>, 杨亚倩<sup>2,3</sup>, 梁田<sup>2,3</sup>, 陈波<sup>2,3</sup>, 马颖澈<sup>2,3</sup>, 刘奎<sup>2,3</sup>, 单宏伟<sup>4</sup>,  
康泰峰<sup>4</sup>, 顾培文<sup>5</sup>

- (1. 中国科学技术大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110016)
- (2. 中国科学院金属研究所 师昌绪先进材料创新中心, 辽宁 沈阳 110016)
- (3. 中国科学院 核用材料与评价重点实验室, 辽宁 沈阳 110016)
- (4. 中核北方核燃料元件有限公司, 内蒙古 包头 014000)
- (5. 上海核工程研究设计院有限公司, 上海 200233)

**摘要:** 为模拟核电厂高温堆芯熔融物堆内滞留的瞬态现象, 采用冷坩埚电磁感应加热熔炼 50 kg 级  $ZrO_2$ -Fe-Zr 体系的混合物, 通过 XRD、SEM、EDS 等检测手段分析了凝固后的熔融物铸锭的氧化层、金属层和氧化结壳的物相和元素分布情况。结果表明: 50 kg 级初始熔池形成过程中, 高温熔融物由于重力作用和不相容性分离成金属层和氧化层的 2 层结构, 在熔池顶部及周围形成氧化结壳。之后, 由于二次加料形成顶部液态金属 3 层熔池, 顶部金属熔池可穿过氧化物硬壳以液滴状逐渐沉降到熔池底部。

**关键词:** 核电安全; 严重事故; 熔融物堆内滞留(IVR); 熔融氧化锆; 分层机制

中图分类号: TL69

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)03-0913-08

自日本福岛核电站发生严重核泄漏事故后, 世界各国对核电安全给予了更高关注, 核电严重事故迅速成为国际上研究的热点<sup>[1, 2]</sup>。在冷却水丧失的严重事故中, 裂变热将堆芯及周围组件熔化, 汇集至反应堆容器下封头, 形成由裂变热加热的熔融物熔池<sup>[3-6]</sup>。熔融物堆内滞留(IVR)是一种有效的严重事故管理策略, 通过反应堆容器外部的冷却水冷却压力容器, 将放射性熔融物池稳定滞留在压力容器内部<sup>[2, 7, 8]</sup>。但 IVR 策略的不确定因素之一是熔融物顶部金属层的热流聚焦效应, 它决定了容器壁上的最大热流密度<sup>[8, 9]</sup>。国外采用  $UO_2$  原型材料开展了熔融物相互作用试验<sup>[10-13]</sup>, 但受当时技术条件限制, 试验在加热、测量等方面存在一些不足, 导致业内对试验结果有较大争议。国内对于 IVR 策略的研究仅局限于严重事故分析程序来模拟原型反应堆下熔池情况, 对于实验研究尚属一片空白。此外, 反应堆严重事故堆芯熔融物主要为  $UO_2$ - $ZrO_2$ -Fe-Zr 体系, 其中  $UO_2$  和  $ZrO_2$  的特性类似, 尤其两者熔点基本接近<sup>[14-18]</sup>, 故常选用  $ZrO_2$ -Fe-Zr 体系的混合物来代替真实堆芯熔融物。

为掌握 IVR 策略下熔池形成过程中可能发生的分层现象, 本研究采用冷坩埚电磁感应加热的方法熔

化了  $ZrO_2$ -Fe-Zr 体系的模拟材料, 并使用二次投料反映了堆芯熔化、坍塌过程中金属下落到熔融物池的分层现象。

## 1 实验

在 50 kg 级试验台架上进行实验, 氩气气氛下, 采用超音频冷坩埚电磁感应熔炼炉对熔融物进行加热熔化。表 1 为实验的原料成分及实验参数。

一次原料为 27.2 kg 的 10%Fe+90% $ZrO_2$  碎锭、6.4 kg 的 10%Fe+90% $ZrO_2$  混合粉、8.4 kg 纯  $ZrO_2$  粉及 700 g 304 不锈钢环, 二次加料为 8 kg Fe+2 kg Zr 混合物。

坩埚中装入原料, 并向炉体内通入 Ar 气保护气体。启动高频电源, 缓慢提升电源功率, 直至不锈钢环引燃原型  $ZrO_2$ -Fe 体系熔融物形成初始熔池, 继续提高功率至设定值, 保温 40 min 后停电。熔融物冷却至第 2 天出炉, 凝固的熔融物锭采用环氧树脂包裹, 解剖后分析。图 1 给出了实验过程熔体的变化情况。

## 2 结果与讨论

### 2.1 50 kg 铸锭宏观组织及密度

收稿日期: 2021-03-18

基金项目: 中国科学院核用材料与评价重点实验室 2021 年度开放课题 (2021NMSAKF04)

作者简介: 薛宝权, 男, 1996 年生, 硕士生, 中国科学技术大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110016, E-mail: bqxue19s@imr.ac.cn

表 1 熔融物热力学平衡试验工况说明

Table 1 Description of thermodynamic equilibrium test conditions of the corium

Initial composition, mass fraction	Maximum melting power/kW	Crucible diameter, $\Phi$ /mm	Temperature/K	Duration/min
First charges: ZrO <sub>2</sub> 92% + Fe 8%	343	240	3100	40
Second charges: Fe 80%+Zr 20%				

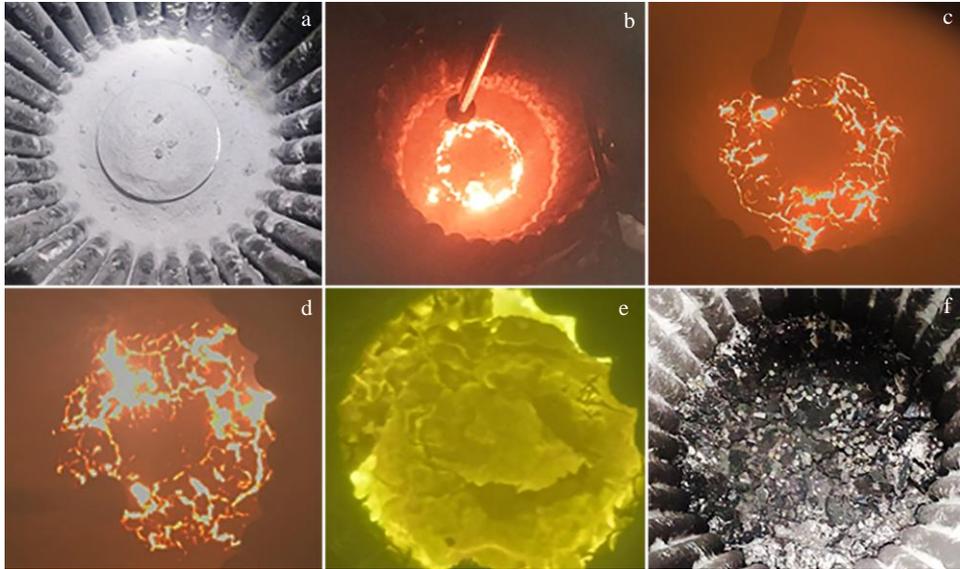


图 1 高温熔融物熔炼过程

Fig.1 Melting process of high temperature melts: (a) charging; (b) ignited stainless steel ring; (c) corium beginning to melt; (d) initial molten pool forming; (e) stable state of the molten pool; (f) secondary feeding and molten pool cooling

图 2a、2b 分别给出铸锭的宏观截面实物图和示意图，其为 3 层熔池结构，金属层主要分布在熔池顶部、氧化物内部及熔池底部。初始熔池表面因熔融氧化物和空气之间存在温差而可能产生较薄的氧化壳，此外，二次加料时因下落金属冲撞等原因可能使得结壳破碎或产生裂纹；因顶层金属层与氧化物之间存在温差也可能再次产生氧化结壳，结壳厚度逐渐增加，且顶层金属在中心部位多而使得结壳呈凹陷状态。

表 2 是铸锭金属层和氧化层 EDS 成分分析结果。可见，铸锭顶部金属层的平均组分为 Fe 和 Zr，原子比大约为 4:1；底部金属层的平均组分为 Fe、Cr、Ni 和 Zr，原子比大约为 14:2:1:4；氧化层的平均组分为 Zr 和 O，原子比大约为 1:2。表 3 为铸锭氧化层和金属层的平均密度值，结果显示金属层的密度均大于氧化层的密度。

2.2 50 kg 铸锭微观组织及物相

图 3a 为标注不同取样位置的截面图，图 3b~3i 分别示出铸锭氧化层顶部 4#、中部边缘 5#、中部 6#及底部 7#位置的 SEM-BSE 照片。4#位置的微观组织主要由灰色基体相和不规则白相组成，白相呈细丝状或液滴状分布在灰相基体中。根据表 4 中 A 点和 B 点

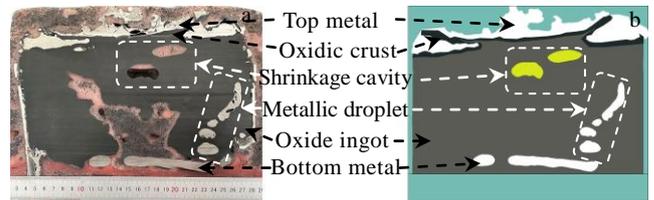


图 2 铸锭宏观截面图及原理示意图

Fig.2 Macroscopic section diagrams of the ingot (a) and schematics (b)

表 2 铸锭金属层和氧化层 EDS 成分分析结果

Table 2 EDS analysis results of metal layer and oxide layer for the ingot

Location	Content	Fe	Cr	Ni	Zr	O
Top metal	$\omega/\%$	72.57	-	-	27.43	-
	mol%	81.21	-	-	18.79	-
Oxide ingot	$\omega/\%$	-	-	-	75.24	24.76
	mol%	-	-	-	34.81	65.19
Bottom metal	$\omega/\%$	60.90	7.92	5.09	26.09	-
	mol%	67.50	9.43	5.37	17.70	-

表 3 铸锭氧化层和金属层的平均密度

Table 3 Average density of the oxide layer and metal layer for the ingot

Location	Average density/g cm <sup>-3</sup>
Top metal	7.52
Oxide	5.78
Bottom metal	7.506

EDS 能谱分析结果, 可知基体成分和白相成分均为 Zr 和 O, 只是原子比不同, 基体中 Zr:O=1:2, 白相中 Zr:O=3:2, 结合图 4 铸锭氧化层(4#) 的 XRD 物相分析结果, 可以确定 4#氧化层基体成分为 m-ZrO<sub>2</sub>, 白色

富锆相为 Zr<sub>3</sub>O, 这可能与熔池冷却结晶过程中发生的锆元素偏析有关。根据表 4 示出的各特征位置能谱分析结果及图 4 示出的 XRD 物相分析结果, 可看出 5#、6#、7#的分析结果与 4#一致, 基体相均为 m-ZrO<sub>2</sub>, 白色富锆相均为 Zr<sub>3</sub>O。这也说明铸锭氧化物组织均匀, 氧化铸锭各位置白色相均以不规则液滴状和细丝状均匀分布于灰色基体。此外, 铸锭氧化层各位置组织唯一存在的差异在于白相与灰相的面积比不同, 由图 3b、3d、3f 和 3h 中可观察到 6#和 7#位置的白相与灰相面积比明显高于 4#和 5#。由此可见, 铸锭中氧化层下部的白相要多于上部及边缘处白相。

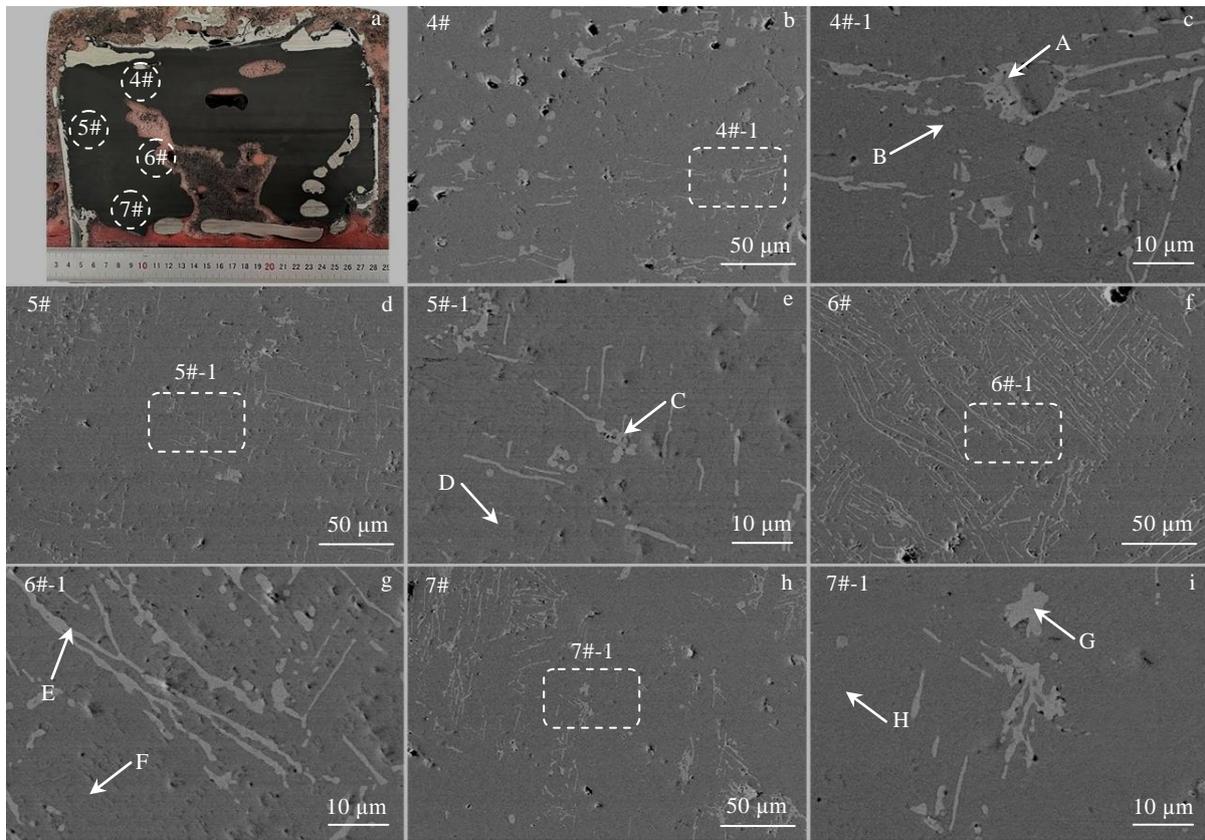


图 3 铸锭氧化层各特征位置微观组织 SEM-BSE 照片

Fig.3 SEM-BSE images of the characteristic position of oxide layer for the ingot: (a) marked sampling position of cross-sectional view of the ingot ; (b, c) position 4#; (d, e) position 5#; (f, g) position 6#; (h, i) position 7#

表 4 对应图 3 特征位置的 EDS 成分分析结果

Table 4 EDS analysis results of the corresponding feature locations in Fig.3 (at%)

Location	Zr	O	Composition	Location	Zr	O	Composition
A	59.74	40.26	Zr-rich phase	E	57.43	42.57	Zr-rich phase
B	34.19	65.81	ZrO <sub>2</sub>	F	30.51	69.49	ZrO <sub>2</sub>
C	55.46	44.54	Zr-rich phase	G	60.75	39.25	Zr-rich phase
D	32.40	67.60	ZrO <sub>2</sub>	H	34.59	65.41	ZrO <sub>2</sub>

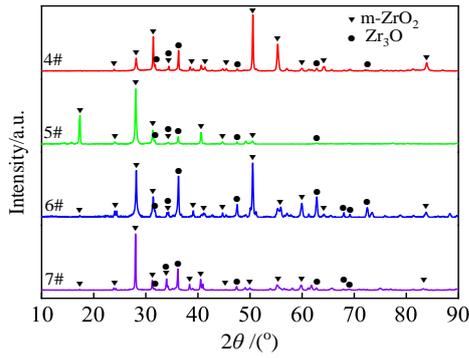


图 4 铸锭氧化层各特征位置 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of the characteristic positions of the oxide layer for the ingot

图 5b~5i 分别为在铸锭金属层铸锭顶部(1#)、中部(8#和 9#)及底部(10#)位置的 SEM-BSE 照片。表 5 为对应位置的 EDS 分析结果。铸锭 1#位置金属层为二次加料之后形成的顶部金属，所加原料为锆和铁的混合物，图 5b 和 5c 分别为顶部金属 1#和 1#-1 位置微观组织，主要以深灰色基体相和白相为主，白相主要以较大块状长条状及带状分布于基体中。表 5 中 A 点和 B 点示出了 1#-1 白相及基体的原子分数，白相的主要组分为 Fe 和 Zr 元素，Fe: Zr 原子比接近 2:1，基体成分主要为 Fe。结合图 6 铸锭金属层的 XRD 物相分析结果，可确定铸锭顶层金属基体相为  $\alpha$ -Fe，白相为 Fe 和 Zr 在高温下反应生成的金属间化合物  $Fe_2Zr$ 。

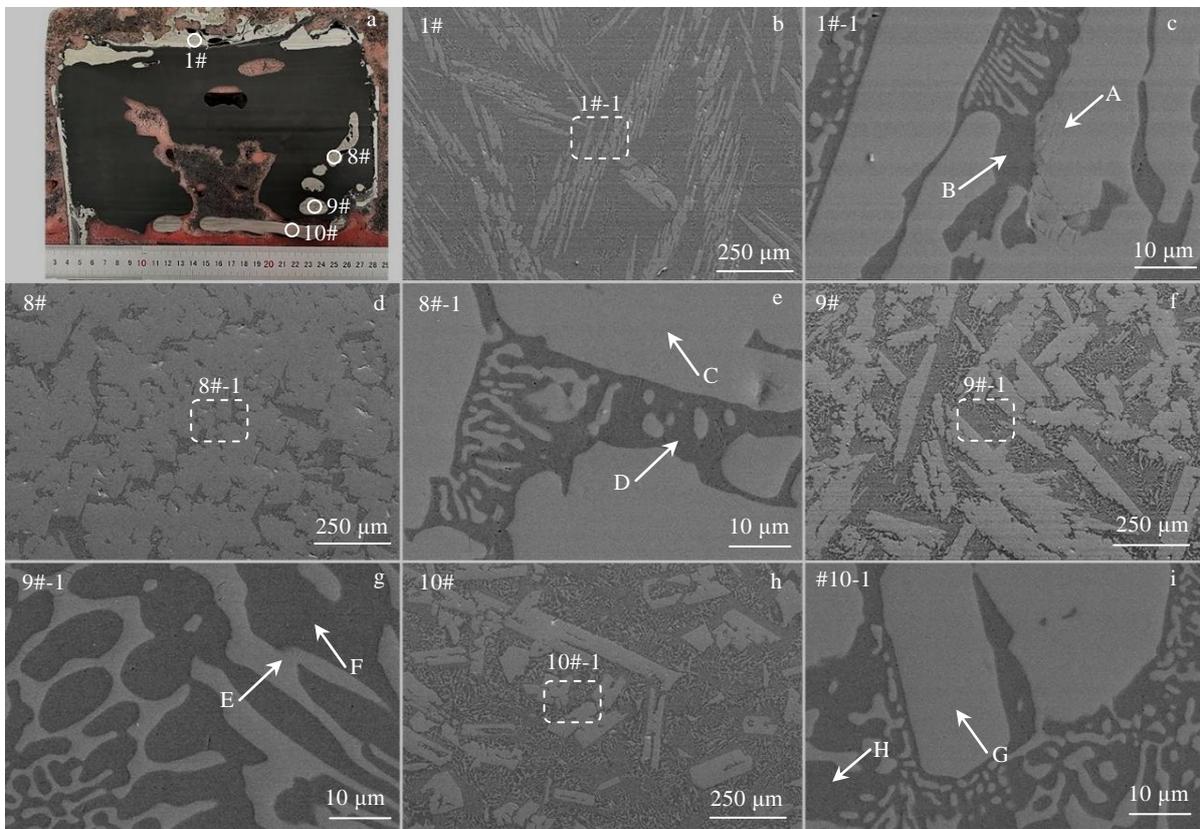


图 5 铸锭金属层各特征位置微观组织 SEM-BSE 照片

Fig.5 SEM-BSE images of the characteristics position of metal layer for the ingot: (a) marking sampling position of cross-sectional view of the ingot; (b, c) position 1#; (d, e) position 8#; (f, g) position 9#; (h, i) position 10#

图 5d 和 5e 分别为铸锭 8#位置处液滴状金属微观组织，其与顶层金属 1#位置和 9#位置存在差别，其中白色相所占面积较大，灰色相较少，由对应组织 EDS 能谱分析结果和 XRD 物相分析结果可知，白相和深灰相组分与顶层金属一致，只是白相的比例增多，这可能与金属铁和铁锆化合物的密度差异有关，密度大

的下降速度快。氧化物中液滴状金属 8#和 9#位置金属微观组织均由白相和灰相组成，且与顶层金属 1#位置的微观组织及 EDS 能谱分析结果基本一致，可以确定氧化物中呈下降趋势的液滴状金属来自顶部液态金属，表中铸锭金属层的密度均大于氧化物的密度，故其因自身重力作用而向熔池底部沉降。

表 5 对应图 5 特征位置的 EDS 分析结果

Table 5 EDS analysis results of the corresponding feature locations in Fig.5 (at%)

Location	Fe	Zr	Cr	Ni	Composition
A	67.88	32.12	-	-	Fe <sub>2</sub> Zr in the iron matrix
B	100.00	-	-	-	Iron
C	67.98	32.02	-	-	Fe <sub>2</sub> Zr in the iron matrix
D	100.00	-	-	-	Iron
E	60.06	39.94	-	-	Fe <sub>2</sub> Zr in the iron matrix
F	100.00	-	-	-	Iron
G	58.53	31.74	3.74	5.98	(Fe,Cr,Ni) <sub>2</sub> Zr
H	81.81	-	14.87	3.32	Steel

图 5h 和 5i 为铸锭底部金属层 10#位置的微观组织, 表 5 中 G 点和 H 点示出白相和灰相的主要组分原子分数, 白相主要组分为不锈钢元素和 Zr 元素, 原子比接近 2:1, 灰相主要组分为不锈钢元素, 由图 6 铸锭 10#位置 XRD 物相分析知, 底部金属主要物相为 Fe<sub>2</sub>Zr 和  $\alpha$ -Fe。底部金属层中存在大量 Fe 和部分 Cr、Ni 元素, 可说明第 1 次加料中的 Fe 和置于顶部的不锈钢环熔化后因铁的密度高于氧化锆而首先沉降到熔池底部; 此外, 因为第 1 次加料时只加入了 Fe、ZrO<sub>2</sub> 和不锈钢环, 所以底部金属和液滴状金属中 Fe<sub>2</sub>Zr 的存在基本说明了二次加料形成的部分顶层液态金属已经穿过熔融氧化物沉降到熔池底部。

2.3 50 kg 铸锭中顶层金属与氧化结壳的界面反应

图 7 为在铸锭氧化壳取标号为 2#和 3#的样品位置, 图 8 示出氧化结壳 2#和 3#位置 XRD 物相分析结果, 氧化结壳主要物相均为 m-ZrO<sub>2</sub>。

铸锭结壳 2#和 3#位置的 SEM/EDS 定性分析的结果基本一致, 下面主要以 2#位置为例展开介绍。2#

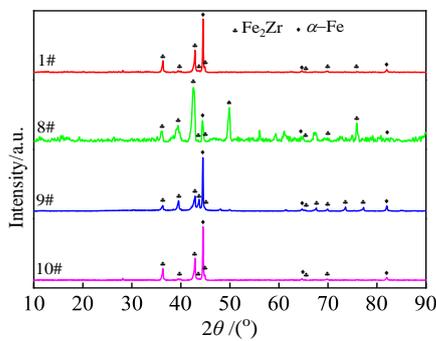


图 6 铸锭金属层各特征位置的 XRD 图谱

Fig.6 XRD patterns of the characteristic positions of the metal layer for the ingot

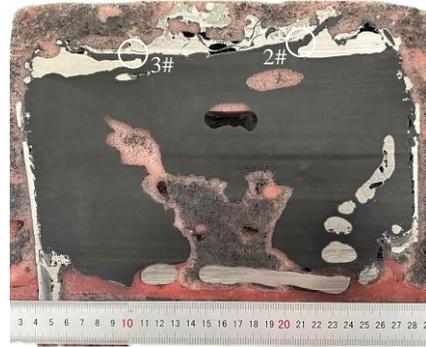


图 7 铸锭的结壳处取样位置

Fig.7 Sampling position at the crust of the ingot

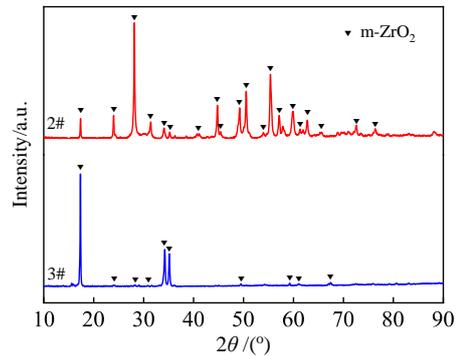


图 8 铸锭氧化结壳 XRD 图谱

Fig.8 XRD patterns of oxidation crust of the ingot

位置液态金属与结壳界面处的交互过程由图 9 金相组织所示, 在液态金属与固态氧化结壳相互作用期间, 基本可以确定存在 2 种渗透机制<sup>[19-22]</sup>, 第 1 种是熔融金属合金可以通过溶解机制渗透通过结壳, 图 9a 为由溶解过程形成的微观组织, 代表着相互作用区, 图 9b 为液态金属与结壳的相互作用过程, 图 9c 为在相互作用区的顶部包含由金属包围的熔融物壳的不连续小岛; 在中部区域, 发现相互连接的充满金属的通道组织; 在底部区域, 连续的结壳中发现孤立的金属夹杂物和少量条带状金属相通道。图 9e 和 9g 分别为相互作用区下面的结壳及与其相接的熔融氧化物区分别存在微小的圆形和不规则夹杂物。这些组织序列表明溶解过程导致混合金属熔体渗透通过结壳<sup>[23-25]</sup>。第 2 种是金属熔体通过结壳在凝固过程中产生的宏观裂纹缺陷或一些较大的缺口穿过结壳, 在铸锭顶部结壳的宏观形貌中可以观察到较多穿过结壳进入氧化物的金属熔体主要是在熔池边缘处。

图 10 为铸锭 2#金属层与氧化结壳之间界面处 SEM 照片和 EDS 元素面分布图, 图 10b~10d 分别为 Fe、Zr、O 元素在相互作用区的含量变化, 可明显观察到铁元素向结壳中渗透, 这与图 9 金相观察的结果基本一致。

图 11 为铸锭氧化结壳处 SEM 照片及 EDS 元素面分布，图 11a 和 11b 显示出相互作用区长条金属相通通道的微观形貌。图 11c 和 11d 为相互作用区金属液滴的微观形貌。可以从结壳中长条状金属相通道和液滴状金属观察到结壳与金属相互溶解的过程，A 点和 E 点主要为 Fe 元素，B 点和 D 点主要为 Fe 和 Zr 元素，

原子比为 2:1，C 点和 F 点主要为 Zr、O 元素，原子比为 1:2。表 6 为图 11b 和 11d 对应位置的 EDS 成分分析结果，渗透进入结壳的金属相均是以 Fe 和 Zr 元素组成的边缘相包裹 Fe 相的形态进入。由此可见，只有顶层液态金属主要相  $Fe_2Zr$  和氧化壳主要相  $ZrO_2$  可以发生溶解反应。

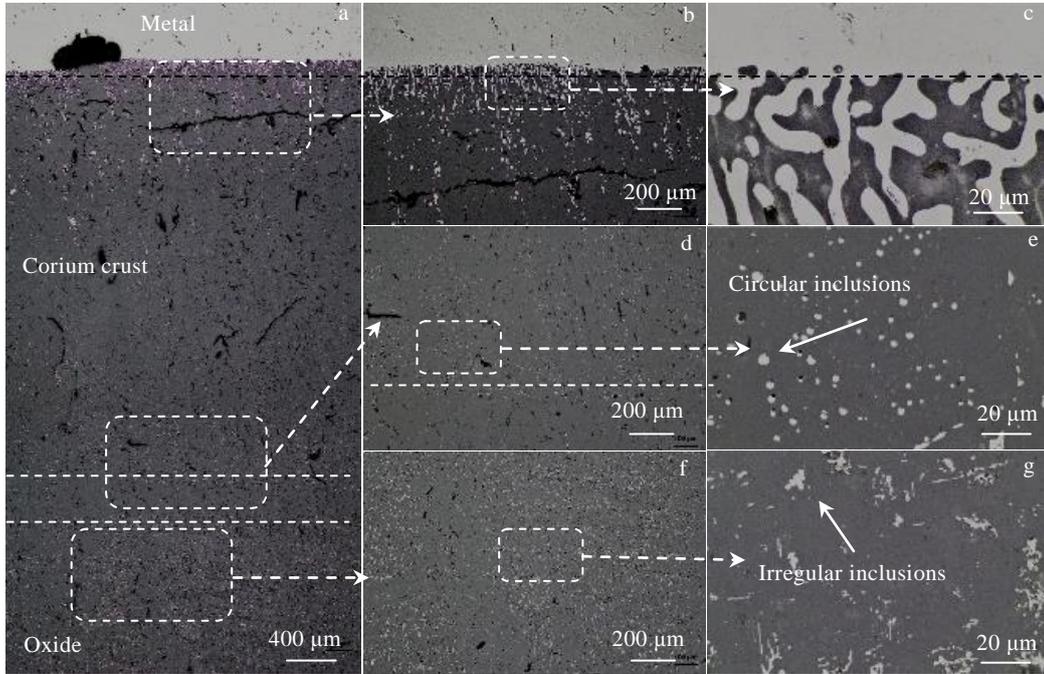


图 9 铸锭顶部 2#金属层与熔融氧化物结壳界面处 OM 照片

Fig.9 OM images of the interface between 2# metal layer and the molten oxide crust at the top of the ingot: (a) macroscopic topography of interaction interface; (b, c) magnified images of the interface position in Fig.9a; (d, e) oxidation crust position in Fig.9a; (f, g) oxide position in Fig.9a

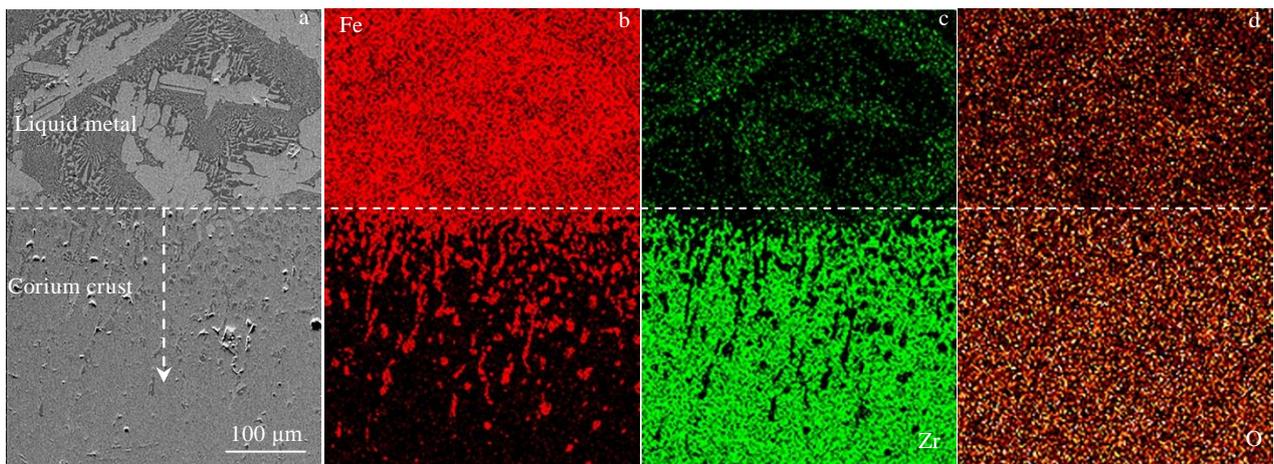


图 10 铸锭顶部 2#金属层与氧化结壳之间界面处 SEM 照片和 EDS 元素面分布

Fig.10 SEM image (a) and EDS element mappings (b~d) of the interface between 2# metal layer and the oxidized crust at the top of the ingot: (b) Fe, (c) Zr, and (d) O

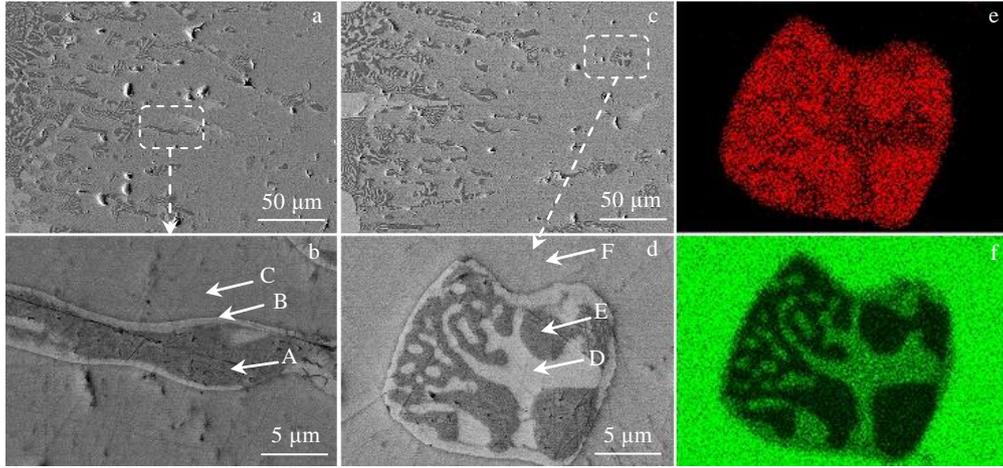


图 11 铸锭氧化结壳处 SEM 照片和 EDS 元素面分布

Fig.11 SEM images (a~d) and EDS element mappings of Fe (e) and Zr (f) corresponding to Fig.11d for oxidation crust of the ingot: (a, c) crust and (b, d) inclusions in the crust

表 6 图 11b、11d 对应特征位置的 EDS 分析结果

Table 6 EDS analysis results of the corresponding characteristic locations in Fig.11b and 11d (at%)

Location	Fe	Zr	O	Composition
A	100.00	-	-	Iron
B	69.80	30.20	-	Intermetallics Fe <sub>2</sub> Zr
C	-	31.21	68.79	m-ZrO <sub>2</sub>
D	66.72	33.28	-	Intermetallics Fe <sub>2</sub> Zr
E	100.00	-	-	Iron
F	5.76	29.70	64.54	m-ZrO <sub>2</sub>

综上所述，铸锭顶层金属熔化后可通过结壳凝固过程中形成的裂纹或裂缝穿过熔融氧化物沉降到熔池底部；其余被致密均匀的氧化结壳阻挡在熔池上面的大部分金属在与结壳之间的相互作用区缓慢溶解渗透。

### 3 结 论

1) 50 kg 级高温熔融物的一次熔池分层明显且稳定，密度大的金属铁和 304 不锈钢环熔体处于熔池底部，且氧化锆和铁及 304 不锈钢在高温下基本不发生相互作用。

2) 50 kg 级铸锭氧化层主要物相为 m-ZrO<sub>2</sub> 和富锆相 Zr<sub>3</sub>O，氧化结壳主要为 m-ZrO<sub>2</sub>；金属层主要为 α-Fe 和 Fe<sub>2</sub>Zr。

3) 50 kg 级高温熔融物熔池在二次加料之后不稳定，顶层部分铁和锆金属熔体可通过氧化结壳的裂纹或裂缝穿透结壳进入到熔融氧化物中，以液滴状逐渐沉降到熔池底部；还可通过溶解机制在结壳中形成由

Fe<sub>2</sub>Zr 包裹 Fe 的金属相通道，只不过这一过程是相当缓慢的。

### 参考文献 References

[1] Ma W, Yuan Y, Sehgal B R. *Engineering*[J], 2016, 2(1): 103

[2] Liu X J, Luo Y J, Zhen C *et al.* *Energy*[J], 2018, 156: 458

[3] Bechta S V, Krushinov E V, Vitol S A *et al.* *Nuclear Engineering and Design*[J], 2010, 240(5): 1229

[4] Zhang L T, Zhang Y P, Zhao B *et al.* *Progress in Nuclear Energy*[J], 2016, 86: 132

[5] Zhang Y P, Zhang L T, Zhou Y K *et al.* *Annals of Nuclear Energy*[J], 2016, 89: 19

[6] Khabensky V B, Granovsky V S, Almjashev V I *et al.* *Nuclear Engineering and Design*[J], 2018, 327: 82

[7] Zhang Y P, Qiu S Z, Su G H *et al.* *Nuclear Engineering and Design*[J], 2011, 241(12): 4634

[8] Park R J, Kang K H, Hong S W *et al.* *Nuclear Engineering and Technology*[J], 2012, 44(3): 237

[9] Almjashev V I, Granovsky V S, Khabensky V B *et al.* *Nuclear Engineering and Design*[J], 2018, 332: 31

[10] Li Y L, Chen R H, Guo K L *et al.* *Progress in Nuclear Energy*[J], 2017, 100: 1

[11] Caróni L, Fichot F, Seignour N. *Annals of Nuclear Energy*[J], 2018, 118: 363

[12] Zhou Y K, Zhang Y P, Luo S M *et al.* *Progress in Nuclear Energy*[J], 2018, 108: 398

[13] Chen L W, Han K, Li T *et al.* *Progress in Nuclear Energy*[J], 2018, 103: 209

[14] Hayward P J, George I M. *Journal of Nuclear Materials*[J],

- 1996, 232(1): 1
- [15] Hayward P J, George I M. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1996, 232(1): 13
- [16] Stolyarova V, Shilov A, Shultz M. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1997, 247: 41
- [17] Hong S W, Min B T, Song J H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 357(1-2): 297
- [18] Piluso P, Trillon G, Journeau C. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2005, 344(1-3): 259
- [19] Pivano A, Piluso P, Chikhi N *et al. Nuclear Engineering and Design*[J], 2019, 355: 110 271
- [20] Lomperski S, Farmer M T. *Nuclear Engineering and Design*[J], 2009, 239(11): 2551
- [21] Liu Aihui(刘爱辉), Li Bangsheng(李邦盛), Sui Yanwei(隋艳伟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(2): 335
- [22] Sui Yanwei(隋艳伟), Feng Kun(冯坤), Cheng Cheng(程成) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(12): 3062
- [23] Wang Yangwei(王扬卫), Yu Xiaodong(于晓东), Wang Fuchi(王富耻) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(S1): 777
- [24] Wang Jiafang(王家芳), Wang Jiannong(王健农), Yang Jie(杨杰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2002, 31(5): 40
- [25] Ma Guangcai(马广才), Li Wen(李文), Li Hong(李宏) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2006, 42(2): 201

## Reaction Mechanism of High-Temperature Corium Pool of Core

Xue Baoquan<sup>1,2,3</sup>, Yang Yaqian<sup>2,3</sup>, Liang Tian<sup>2,3</sup>, Chen Bo<sup>2,3</sup>, Ma Yingche<sup>2,3</sup>, Liu Kui<sup>2,3</sup>, Shan Hongyi<sup>4</sup>, Kang Taifeng<sup>4</sup>, Gu Peiwen<sup>5</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China)

(2. Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research,

Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(3. CAS Key Laboratory of Nuclear Materials and Safety Assessment, IMR(NMSA), Shenyang 110016, China)

(4. CNNC North Nuclear Fuel Components Co., Ltd, Baotou 014000, China)

(5. Shanghai Nuclear Engineering Research and Design Institute Co., Ltd, Shanghai 200233, China)

**Abstract:** In order to simulate the transient phenomenon of retention in high temperature core melt of nuclear power plant, the mixture of 50 kg ZrO<sub>2</sub>-Fe-Zr system was melted by electromagnetic induction in a cold crucible. The phase and element distribution of oxide layer, metal layer and oxide crust of solidified melt ingot were analyzed by XRD, SEM, EDS and so on. The results show that during the formation of the 50-kg-scale initial molten pool, the high temperature molten material is separated into a two-layer structure of metal layer and oxide layer due to gravity and incompatibility, and an oxidation crust is formed on and around the top of the molten pool. After that, due to the secondary feeding to form a three-layer molten pool with the top liquid metal, the top metal molten pool can gradually settle to the bottom of the molten pool by the oxide hard crust.

**Key words:** nuclear power safety; severe accident; in-vessel corium retention; molten zirconia; stratification mechanism

---

Corresponding author: Liang Tian, Ph. D., Associate Researcher, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, E-mail: tliang@imr.ac.cn