

Cr 涂层 Zr-1Nb 合金包壳在高温高压水中的微动磨损行为

廖业宏¹, 戴龚颖^{2,3}, 严俊¹, 林晓冬³, 彭振驯¹, 梁雪³, 李毅丰³, 薛佳祥¹,
李强³

(1. 中广核研究院有限公司 核燃料与材料研究所, 广东 深圳 518026)

(2. 上海大学 材料研究所, 上海 200072)

(3. 上海大学 分析测试中心, 上海 200444)

摘要: 采用 3D 光学表面轮廓仪、扫描电子显微镜、电子背散射衍射和能谱仪等测试技术研究了 290 和 310 °C 下 Cr 涂层 Zr-1Nb 合金包壳管与格架在模拟压水堆一回路水环境中的微动磨损行为。结果表明, 当 Cr 涂层 Zr-1Nb 合金包壳管与对磨副材料 (Zr-4 刚凸或 Inconel 718 弹簧) 组成摩擦副时, 微动磨损机制均以粘着磨损为主, 伴随着对磨副材料向 Cr 涂层包壳管的转移。随温度升高, Cr 涂层包壳管表面磨损量增加, 其抗微动磨损性能下降, 但在试验温度范围内微动磨损机制未发生变化。此外, 当对磨副为刚凸时 Cr 涂层包壳管的磨损程度大于对磨副为弹簧时的磨损程度, 这与对磨副的硬度和接触方式有关。

关键词: 核燃料包壳; Cr 涂层锆合金; 高温高压水; 微动磨损; 对磨副

中图分类号: TG174.4; TL352.2+2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)10-2843-09

燃料元件作为核反应堆的核心部件, 主要由燃料芯块和包裹芯块的包壳管组成。其中, 包壳管在隔离核燃料与冷却水、防止核裂变产物泄漏和有效输出热量等方面发挥着重要作用, 常被称为核反应堆的“第一道安全屏障”。锆合金由于具有较小的热中子吸收截面、优良的抗辐照性能和耐腐蚀性能以及良好的核燃料相容性等优点^[1], 自 20 世纪 50 年代起就被广泛用作水冷核反应堆的燃料包壳材料^[2-3]。经过几十年的研发, 锆合金包壳可在正常运行工况下表现出良好的服役性能^[4]。然而, 在 2011 年日本福岛核事故中, 在失水条件下锆合金包壳与高温水蒸气发生剧烈的锆水反应产生大量氢气, 最终引起氢爆, 造成了严重的核泄漏。由此, 事故容错燃料 (accident tolerant fuel, ATF) 的概念被提出并引起核工业界的广泛关注^[5-8]。

与传统的 UO₂-Zr 燃料体系相比, ATF 能够在相当长一段时间内容忍堆芯失水事故, 并且在正常运行工况下维持或提高燃料的性能^[9]。目前, ATF 的发展主要包括 3 种思路: 提高锆合金包壳的抗高温氧化性能或高温强度, 研发新型非锆包壳材料, 以及研发热导率高、裂变产物包容能力强的新型燃料。上述 3 种路

线中, 从前往后, ATF 的事故容错性能依次提高, 所需研发周期递增, 其不确定性、部署所需时间以及总体方案的风险不断增加^[10-11]。因此, 对 ATF 包壳材料的短期规划以现有锆合金包壳表面改性 (即制备表面涂层) 为主^[12]。目前, 关于锆合金表面金属涂层的研究主要集中在含 Cr 和 Al 元素的涂层上, 这些涂层在高温蒸汽条件下会形成致密的 Cr₂O₃ 和 Al₂O₃ 膜, 可以有效抑制涂层和锆合金进一步氧化。其中, Cr 涂层具有相对较小的热中子吸收截面、优异的抗氧化性能以及锆合金良好的匹配性, 被认为是最有可能实现工业化应用的 ATF 包壳材料之一。

在压水堆运行过程中, 由于冷却水在燃料棒周围自下而上的流动而引起的振动——流致振动, 使包壳管和支撑格架之间不可避免会发生摩擦磨损, 这种现象被称为“格架-包壳磨蚀” (grid-to-rod fretting, GTRF)。GTRF 会导致包壳管变薄和穿孔, 发生渐进式摩擦磨损, 降低包壳管服役寿命, 影响核电站运行安全^[13]。根据统计数据^[14-15], GTRF 是造成反应堆燃料组件失效的主要原因。

由于锆合金包壳服役环境复杂苛刻, 其微动磨损行

收稿日期: 2023-10-29

基金项目: 国家自然科学基金 (52001192, 52201079)

作者简介: 廖业宏, 男, 1974 年生, 博士, 高级工程师, 中广核研究院有限公司, 广东 深圳 518026, E-mail: liaoyehong@cgnpc.com.cn

为受到多种因素的影响^[16]。反应堆活性区核裂变产生的中子辐照会影响锆合金包壳的微观结构和力学性能^[17-18],进而影响其微动磨损行为。反应堆中高温高压水会腐蚀锆合金表面^[19-20],加剧锆合金包壳的磨损。此外,锆合金表面改性也会对微动磨损行为产生影响。由于 Cr 涂层的硬度比锆合金高,在一定条件下可以保护锆合金包壳免受磨粒磨损。例如,Delafoy^[21]和 Bischoff^[22]等的研究发现,相比于无涂层锆合金包壳,Cr 涂层锆合金包壳的耐磨损性能明显改善,但该研究并未对 Cr 涂层包壳的微动磨损机制作出合理解释。事实上,目前关于 Cr 涂层锆合金微动磨损行为的研究较为缺乏,其微动磨损行为和机理仍不清晰。因此,亟需开展 Cr 涂层锆合金在压水堆一回路水环境中的摩擦磨损行为研究,可为 Cr 涂层锆合金包壳的商业化应用提供科学指导。

本工作制备了 Cr 涂层 Zr-1Nb 合金包壳,在模拟压水堆一回路水环境中开展包壳-格架微动磨损试验,通过对比不同温度下 Cr 涂层 Zr-1Nb 合金包壳外表面的磨痕三维形貌、二维轮廓及磨痕微观组织等,研究温度和对磨副材料对 Cr 涂层 Zr-1Nb 合金包壳微动磨损行为的影响及机制,为建立 Cr 涂层锆合金包壳磨蚀失效准则提供数据支撑。

1 实 验

1.1 实验材料

采用外径为 9.5 mm、壁厚 0.57 mm、长度为 130.0 mm 的 Zr-1Nb 合金管为基体,通过磁控溅射方法制备 Cr 涂层 Zr-1Nb 合金包壳。图 1 为磨损前 Cr 涂层 Zr-1Nb 包壳管的截面 SEM 照片,由图可知,Cr 涂层平均厚度约为 15 μm,且均匀、致密,无裂纹、气孔等缺陷,与基体结合良好。

微动磨损试验中的对磨副主要包括格架上的刚凸和弹簧,分别与 Cr 涂层包壳管形成摩擦副。其中,刚凸材质为 Zr-4 合金,弹簧材质为 Inconel 718 合金,2 种材料的化学成分列于表 1 中。

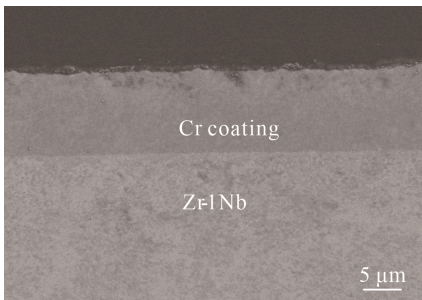


图 1 磨损前 Cr 涂层 Zr-1Nb 包壳的截面 SEM 照片
Fig.1 SEM image of the cross section of Cr-coated Zr-1Nb cladding before fretting wear

表 1 对磨副材料的化学成分

Table 1 Chemical composition of grinding materials (ω/%)								
Material	Sn	Fe	Cr	Zr	Ti	Mo	Nb	Ni
Zr-4	1.50	0.20	0.10	Bal.	-	-	-	-
Inconel 718	-	16.42	19.92	-	1.13	3.26	5.73	Bal.

Cr 涂层对磨副材料的显微维氏硬度如表 2 所示。可知,Cr 涂层硬度高于 Zr-4 合金硬度,但显著低于 Inconel 718 合金。

1.2 微动磨损试验

利用配备有动态循环水回路的高压釜装置,模拟压水堆一回路高温高压水环境,并通过釜内的机械激励,使装配好的包壳管与格架夹持系统间产生与包壳管轴线方向垂直的小幅切向摩擦运动,持续时间为 192 h。试验工装结构示意图如图 2 所示。其中,定位格架类型为 AFA 3G,对包壳管的初始夹持力约为 35 N。试验在高温高压除氧硼锂溶液中进行,通过在水回路中加入调配好的氢氧化锂和硼酸调节硼锂浓度,试验温度为 290、310 ℃,压力为 15.5 MPa。试验过程中包壳管与格架进行与包壳管轴线方向垂直的小幅切向相对运动,位移幅值为 100 μm (±50 μm),相对运动频率为 30 Hz,磨损持续时间为 192 h。微动磨损试验的主要参数列于表 3 中。

磨损试验结束后,为防止磨痕在抽管过程中受到格架刮伤,将 Cr 涂层包壳管抽出一小段距离后旋转 45°再继续抽出,包壳管旋转前后的角度需做好标记。使用去离子水清洗包壳管,然后使用丙酮擦拭,电吹风吹干。

1.3 磨痕形貌表征

磨痕三维形貌和二维轮廓均能直观反映材料的微动磨损程度。因此,在磨损试验后,采用型号为 ZYGO NewView8000 的 3D 光学表面轮廓仪表征 Cr 涂层包壳管的磨痕三维形貌和二维轮廓,获得磨损深度和磨损体积等数据。其中,低于包壳管原始表面的部分定义为材料损失或磨损体积,而高于原始表面的部分为材料转移或磨屑堆积^[23]。为研究 Cr 涂层包壳管的微动

表 2 摩擦副材料的显微硬度

Table 2 Microhardness of grinding materials	
Sample	Vickers microhardness, HV _{0.2} /×9.8 MPa
Cr coating	321.24
Zr-4	237.72
Inconel 718	526.74

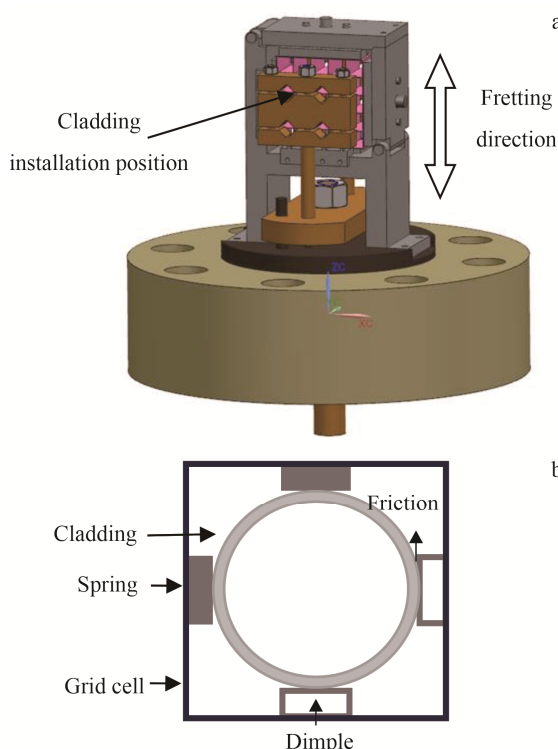


图 2 微动磨损试验工装示意图

Fig.2 Schematic diagrams of fretting wear unit (a) and cladding-dimple/spring grinding pairs (b)

表 3 微动磨损试验主要参数

Table 3 Main testing parameters of fretting wear test

Parameter	Value
Water chemistry	1200 $\mu\text{g/g}$ B+2.2 $\mu\text{g/g}$ Li
Temperature/ $^{\circ}\text{C}$	290, 310
Pressure/MPa	15.5
Dissolved oxygen/ $\mu\text{g}\cdot\text{kg}^{-1}$	<10
Frequency/Hz	30
Amplitude/ μm	100(± 50)
Time/h	192

磨损机制, 采用扫描电子显微镜 (SEM, 型号 ZEISS Gemini 500) 表征磨痕表面微观形貌, 并结合 INCA 能谱仪 (EDS) 分析磨痕表面化学成分及元素分布。

2 实验结果

2.1 磨损前 Cr 涂层 Zr-1Nb 合金包壳的显微组织

微动磨损试验前, 利用电子背散射衍射 (EBSD) 技术分析了 Cr 涂层横截面的晶粒形貌、尺寸和取向, 如图 3 所示。可以看出, Cr 涂层主要是柱状晶组织, 长度为 5~25 μm , 宽度为 1~15 μm , 平均长径比为 9.87, 存在<111>//RD 织构。

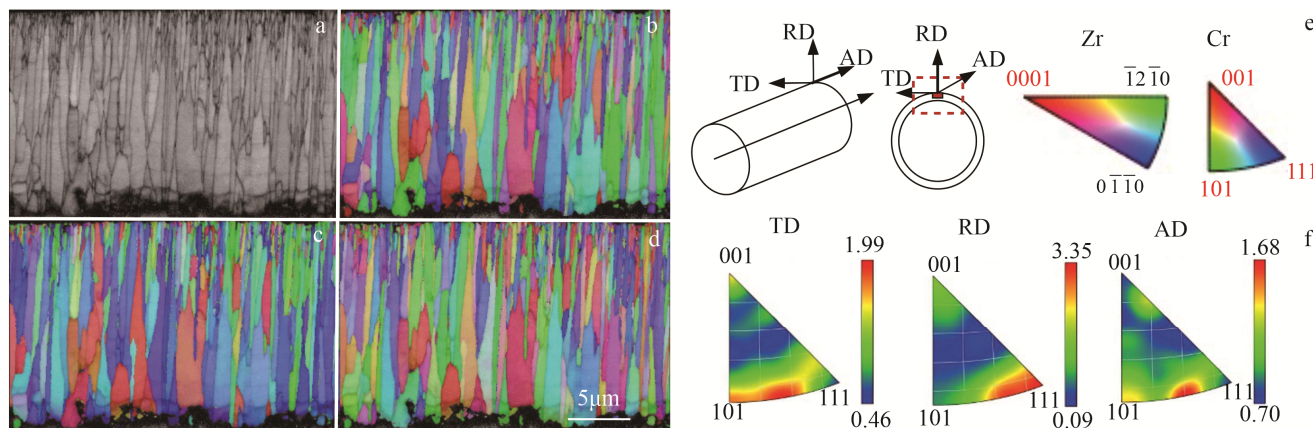


图 3 磨损前 Cr 涂层 Zr-1Nb 合金包壳管横截面显微组织的 EBSD 结果

Fig.3 EBSD results of the cross-sectional microstructure of Cr-coated Zr-1Nb cladding: (a) band contrast map; (b) IPF-X (TD) map; (c) IPF-Y (RD) map; (d) IPF-Z (AD) map; (e) sampling position of EBSD; (f) inverse pole figures

2.2 Cr 涂层 Zr-1Nb 合金包壳的磨痕形貌

图 4 为磨损试验后利用 3D 表面轮廓仪测得的 Cr 涂层包壳管表面磨痕的三维形貌, 磨痕的磨损体积和最大磨损深度列于表 4 中。当对磨副为刚凸时, Cr 涂层表面仅发生了轻微损伤, 并粘附有少量磨屑, 如图 4a 和 4b 所示。此外, 相比于 310 $^{\circ}\text{C}$, 在 290 $^{\circ}\text{C}$ 下 Cr

涂层表面受到的磨损影响范围较大。当对磨副为弹簧时, Cr 涂层表面磨痕明显, 且在 290 $^{\circ}\text{C}$ 下局部形成犁沟和磨屑堆积, 而在 310 $^{\circ}\text{C}$ 下磨痕处粘附有大块磨屑, 如图 4c 和 4d 所示。

图 5 为不同温度下, 采用不同对磨副材料时 Cr 涂层包壳管表面磨痕的二维轮廓。由 5a 和 5b 可知,

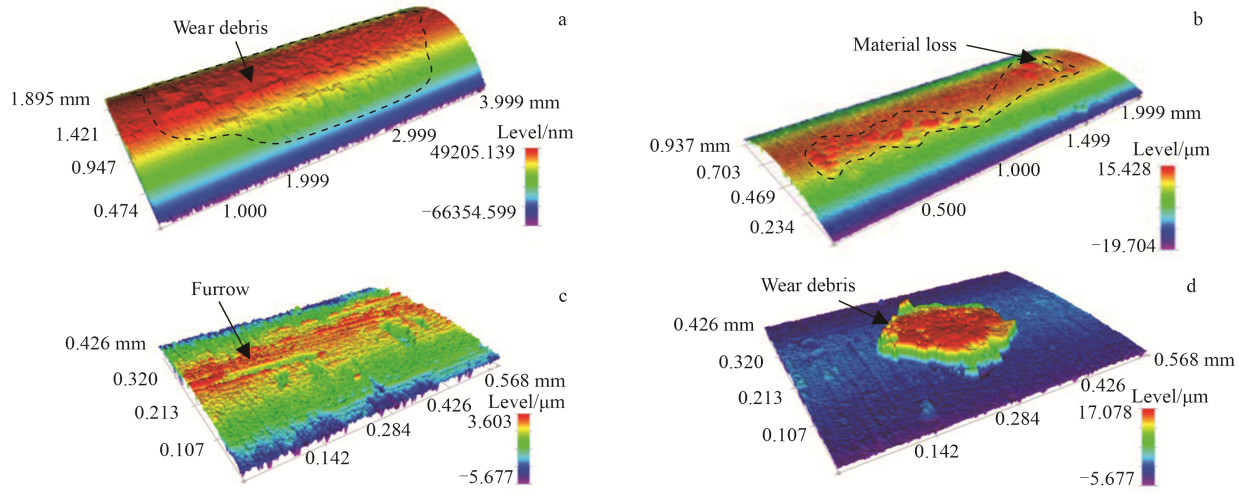


图 4 Cr 涂层 Zr-1Nb 包壳管表面磨痕的三维形貌

Fig.4 3D morphologies of worn scars on Cr-coated Zr-1Nb cladding: (a) wearing with dimple at 290 °C; (b) wearing with dimple at 310 °C; (c) wearing with spring at 290 °C; (d) wearing with spring at 310 °C

表 4 Cr 涂层 Zr-1Nb 包壳管与刚凸、弹簧磨损时的最大磨痕深度、磨损体积与磨损系数

Table 4 Maximum wear depth, wear volume and wear coefficient of Cr-coated Zr-1Nb cladding worn with dimple and spring				
Sample	290 °C-dimple	310 °C-dimple	290 °C-spring	310 °C-spring
Maximum wear depth/ μm	5.2	9.9	1.7	4.4
Wear volume/ nm^3	6.819×10^{16}	5.687×10^{15}	1.420×10^{14}	2.731×10^{14}
Wear coefficient/ Pa^{-1}	1.29×10^{-21}	1.08×10^{-22}	5.39×10^{-24}	1.04×10^{-23}

当对磨副为刚凸时，在 290 和 310 °C 下 Cr 涂层表面都发生了一定程度的材料损失，并有少量磨屑粘附在磨痕表面。此外，290 °C 时 Cr 涂层表面磨痕呈长方形（图 5a），且磨痕面积和磨损体积均大于 310 °C 下 Cr 涂层的表面磨痕（图 5d）。当对磨副为弹簧时，由磨痕的二维轮廓可知，在 290 °C 下 Cr 涂层表面有微量材料损失，磨痕表面有平行于微动方向的犁沟（图 5g）；310 °C 时，包壳管表面粘附有大块磨屑，磨屑两侧伴有少量材料损失（图 5j）。

从表 4 Cr 涂层包壳管表面磨痕深度的测量结果可以看出，当对磨副为刚凸时，Cr 涂层包壳管在 290 和 310 °C 下的最大磨痕深度分别为 5.2 和 9.9 μm ；当对磨副为弹簧时，两温度下 Cr 涂层包壳管的最大磨痕深度分别为 1.7 和 4.4 μm 。这一结果说明，随温度升高，Cr 涂层包壳管与 2 种对磨副磨损产生的最大磨痕深度均增加，表明提高温度加剧了 Cr 涂层包壳管表面的微动磨损。此外，Cr 涂层包壳管与刚凸磨损时的最大磨痕深度大于弹簧。

2.3 Cr 涂层 Zr-1Nb 包壳磨痕表面成分分析

当对磨副为刚凸时，290 °C 下 Cr 涂层 Zr-1Nb 包壳管磨痕表面微观形貌与成分分布结果如图 6 所示。

可以看出，磨痕表面被大量磨屑覆盖。由 EDS 分析结果可知，磨痕表面富含 Zr 和 O 元素，说明磨屑的产生是由于对磨副 Zr-4 刚凸向 Cr 涂层包壳管的材料转移所致。值得注意的是，磨痕表面的 O 含量低于未磨损区域，说明磨损区的氧化程度较小，表面损伤机制以磨损为主。磨痕表面 Cr 含量整体上低于未磨损区，且磨痕边缘出现较多贫 Cr、富 Zr 区域，这是因为磨痕边缘局部被富 Zr 磨屑所覆盖。结合前述表面轮廓仪、SEM 和 EDS 分析结果可知，290 °C 时 Cr 涂层包壳管与刚凸的磨损机制是粘着磨损和材料单向转移。310 °C 下 Cr 涂层包壳管磨痕表面的微观形貌与成分分析结果如图 7 所示。可以看出，磨痕形状近似呈三角形，磨痕面积小于 290 °C，这可能是由于温度升高，表面形成的氧化膜增加了 Cr 涂层表面硬度，一定程度上提高了 Cr 涂层包壳管的抗磨损性能。此外，磨痕两侧被大量磨屑覆盖，结合 EDS 分析结果（图 7d）可知，磨痕整体上贫 Cr、O，富 Zr，推测是由于 Zr-4 刚凸的材料转移至 Cr 涂层包壳管所致。与 290 °C 时相似，磨痕表面的 O 含量低于未磨损区，表明 310 °C 下 Cr 涂层包壳管与刚凸间的磨损机制也主要是粘着磨损和材料单向转移。

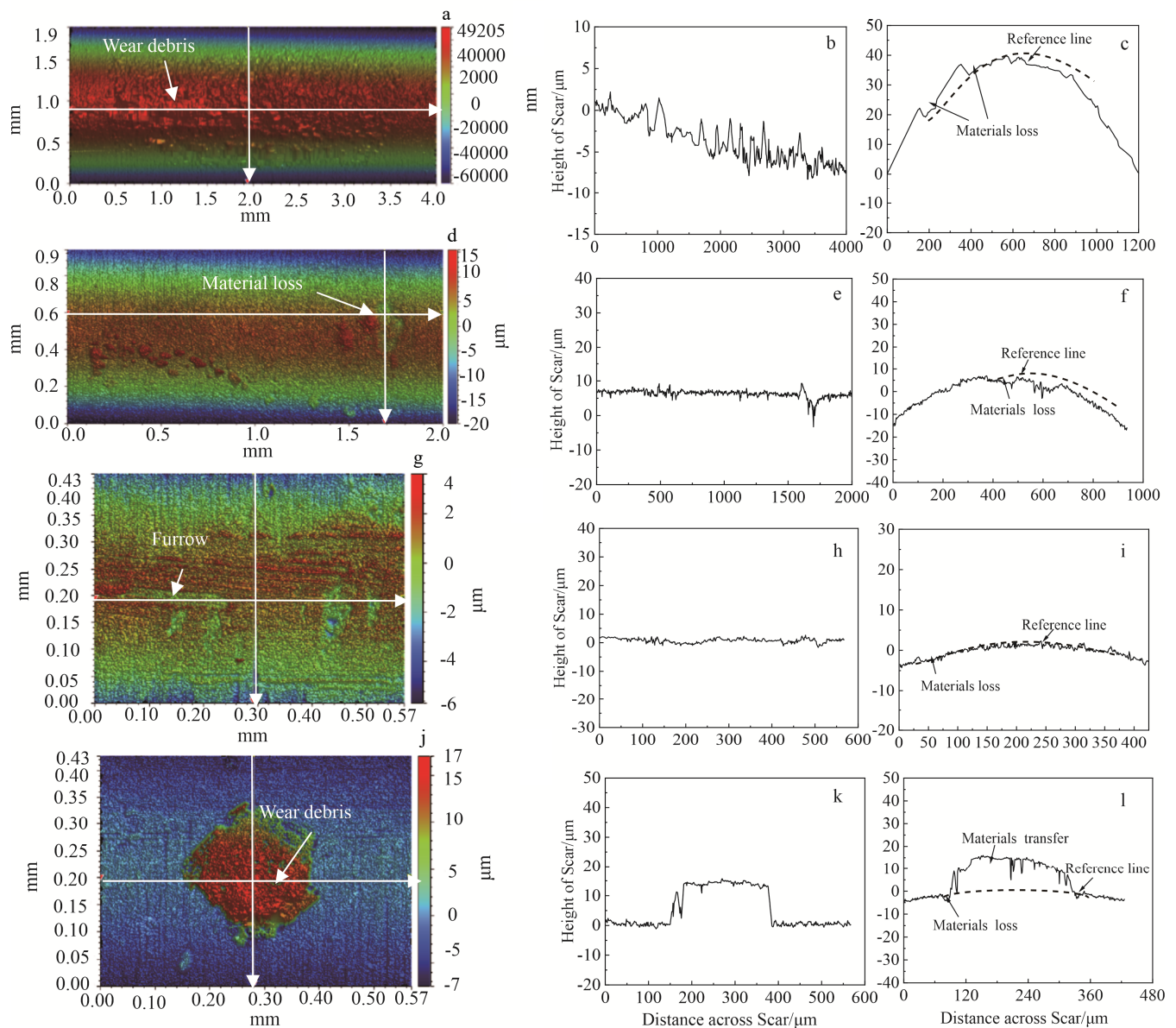


图 5 Cr 涂层 Zr-1Nb 包壳管表面磨痕的二维轮廓及沿 X 和 Y 方向的截面轮廓

Fig.5 2D contour curves of wear scars on Cr-coated Zr-1Nb cladding and sectional profiles of wear scars in X (b, e, h, k) and Y (c, f, i, l) axis: (a-c) wearing with dimple at 290 °C; (d-f) wearing with dimple at 310 °C; (g-i) wearing with spring at 290 °C; (j-l) wearing with spring at 310 °C

当对磨副为弹簧时, 290 °C 下 Cr 涂层 Zr-1Nb 包壳管磨痕表面的微观形貌和元素分布如图 8 所示。可以看出, 磨痕呈长条形, 磨痕中心出现大量平行于微动方向的裂纹, 局部出现磨屑剥落现象, 边缘处有磨屑堆积, 磨痕两侧被致密的磨屑层覆盖。由 EDS 分析结果可知, 磨痕表面主要是 O 和 Cr 元素, 局部贫 Cr 的区域出现 Ni 元素的富集。由于对磨副弹簧为 Ni 基 Inconel 718 合金, 因此 Cr 涂层包壳管表面的 Ni 元素富集是由于弹簧上的材料转移至 Cr 涂层包壳

管所致。此外, 包壳管表面的 O 含量从高到低依次是磨痕两侧的磨屑堆积区、未磨损区域、磨痕中心。这是因为弹簧和 Cr 涂层包壳管紧密接触, 来自弹簧的磨屑易嵌入较软的 Cr 涂层表面, 使磨痕中心富 Ni 贫 O。在微动磨损过程中, 这些富 Ni 碎片被不断挤压、破碎和氧化, 磨屑从接触部位溢出并向磨痕两侧堆积, 导致磨痕两侧 O 含量较高。因此可以得出, 290 °C 下 Cr 涂层包壳管与弹簧间的磨损机制主要以粘着磨损为主, 并伴随着材料转移。

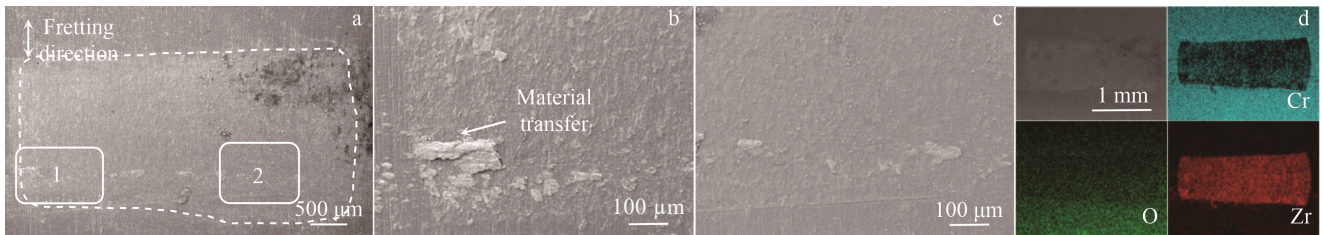


图 6 290 °C 下 Cr 涂层 Zr-1Nb 包壳管与刚凸磨损后的磨痕表面形貌和元素面分布

Fig.6 Wear scar morphologies (a–c) and the corresponding EDS mappings (d) of Cr coated Zr-1Nb cladding worn with dimple at 290 °C: (a) overall SEM image; (b) magnified morphology of region 1; (c) magnified morphology of region 2

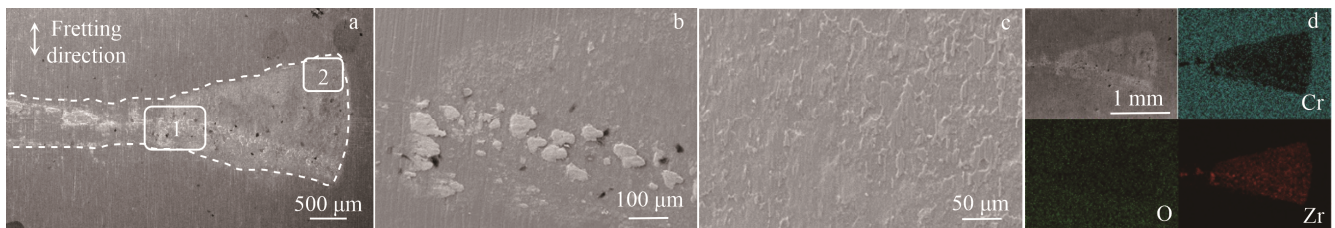


图 7 310 °C 下 Cr 涂层 Zr-1Nb 包壳管与刚凸磨损后的磨痕表面形貌和元素面分布

Fig.7 Wear scar morphologies (a–c) and the corresponding EDS mappings (d) of Cr coated Zr-1Nb cladding worn with dimple at 310 °C: (a) overall SEM image; (b) magnified morphology of region 1; (c) magnified morphology of region 2

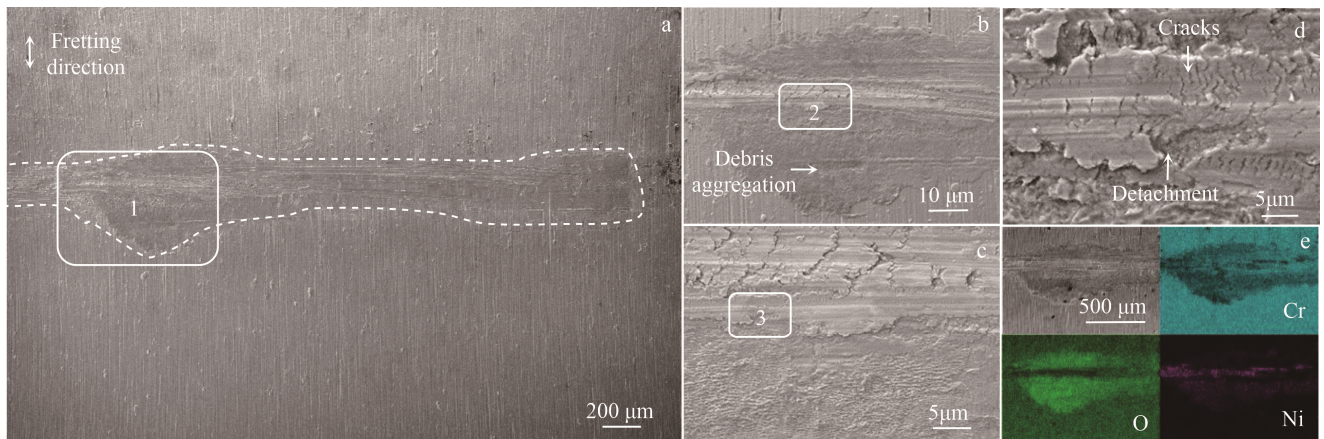


图 8 290 °C 下 Cr 涂层 Zr-1Nb 包壳管与弹簧磨损后的磨痕表面形貌和 EDS 元素面分布

Fig.8 Wear scar morphologies (a–d) and the corresponding EDS mappings (e) of Cr coated Zr-1Nb cladding worn with spring at 290 °C: (a) overall SEM image; (b) magnified morphology of region 1; (c) magnified morphology of region 2; (d) magnified morphology of region 3

Cr 涂层包壳管在 310 °C 下与弹簧微动磨损后，其磨痕表面的微观形貌和元素分布如图 9 所示。由磨痕表面形貌（图 9a~9d）可知，包壳管表面发生轻微损伤，仅局部出现磨屑粘附的现象。此外，磨痕表面显示出一系列平行于微动方向的细小裂纹，并伴有磨屑剥离现象（图 9d）。磨痕表面垂直于微动方向的裂纹和材料剥离是由于实验时插拔棒造成。由 EDS 分析结果可知，磨痕表面主要含有 O 和 Cr 元素，仅局部有 Ni 元素富集，推测是由含 Ni 磨屑粘附或者嵌

入较软的 Cr 涂层表面所致。因此，310 °C 下 Cr 涂层包壳管与弹簧间的磨损机制也以粘着磨损和材料转移为主，这与 290 °C 相似。

3 分析与讨论

3.1 温度对 Cr 涂层 Zr-1Nb 包壳管微动磨损行为的影响

当摩擦副接触面处于相对滑动状态，且局部微凸体界面结合强度高于任一摩擦副材料强度时，粘着节

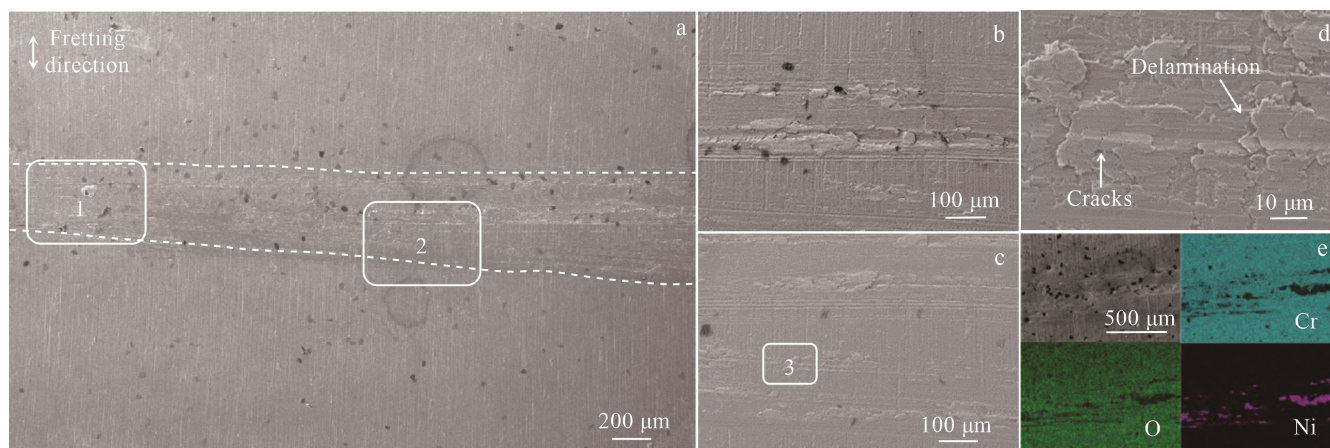


图9 310 ℃下 Cr 涂层 Zr-1Nb 包壳管与弹簧磨损后的磨痕表面形貌和 EDS 元素面分布

Fig.9 Wear scar morphologies (a-d) and the corresponding EDS mappings (e) of Cr coated Zr-1Nb cladding worn with spring at 310 ℃:

(a) overall SEM image; (b) magnified morphology of region 1; (c) magnified morphology of region 2; (d) magnified of region 3

点发生剪切失效, 导致材料由一个表面迁移至另一个表面, 或脱落形成磨粒, 此类磨损称为粘着磨损^[24-25]。根据本工作对磨痕表面形貌的观察结果(图 4~9), 当 Cr 涂层与刚凸接触时, 其磨痕表面无凹坑或裂纹, 而与弹簧接触时, Cr 涂层表面磨痕上的犁沟和裂纹等均主要由插拔棒造成, 而非微动磨损产生。此外, 在 2 种对磨副条件下, Cr 涂层表面的磨痕基本上被来自对磨副的材料覆盖, 表明 Cr 涂层 Zr-1Nb 包壳管与刚凸或弹簧的磨损机制均为粘着磨损。

随温度由 290 ℃升高至 310 ℃, Cr 涂层包壳管与刚凸接触表面最大磨损深度增加, 磨痕面积减小, 表明升高温度降低了 Cr 涂层包壳管的抗微动磨损性能。这是因为摩擦副接触面间的黏着力随温度升高而增大, 从而导致微动阻力增大, 微动区域发生变化^[26], 使磨痕面积随温度升高减小。根据粘着磨损的定义, 两接触面在微动磨损过程中会发生塑性变形和材料粘附, 而材料转移会导致接触面的破坏, 同时引起严重的加工硬化现象。因此, 在摩擦副紧密接触部位, 被碾碎的磨屑在微动过程中会造成更大的磨痕深度。此外, 在磨痕表面被碾碎的磨屑层, 一部分溢出堆积在磨痕两侧, 具有保护表面的作用。因此, 在 310 ℃下磨屑溢出更多, 磨痕面积更小, 磨损深度较大。

当 Cr 涂层包壳管与弹簧磨损时, 与刚凸结果相似, 随温度升高, 接触表面磨损深度增加, 磨痕整体受影响区域减小。在 290 ℃时, 磨痕表面有明显的磨屑粘附和溢出现象, 这些磨屑可以避免对磨副与 Cr 涂层的直接接触, 磨屑在接触面之间相互滑动可以承担部分载荷, 从而降低摩擦力, 减小磨损深度^[27]。然而在 310 ℃时, 由于表面粘附减少, 接触面间溢出的

磨屑不易堆积在表面, 磨屑不断被产生、溢出和流失, 导致磨痕深度不断增加。

3.2 对磨副材料对 Cr 涂层 Zr-1Nb 包壳管微动磨损行为的影响

研究表明, 构成摩擦副的 2 种材料的硬度和磨屑的形成是影响微动磨损的 2 个重要因素^[28]。Lemm 等^[29]研究发现, 当 2 种不同硬度的钢相互摩擦时, 较硬钢的磨损程度大于较软的钢, 这是由于磨损过程中形成的磨屑碎片会嵌入较软钢的表面并在接触面往复摩擦, 使接触部位形成二体磨损, 较硬钢接触表面处于高应力状态下, 发生严重塑性变形、破裂、剥落和冲刷流失, 导致磨痕深度增加。

依据粘着磨损机制和 EDS 分析结果, 在磨损过程中, 来自弹簧和刚凸的磨损材料均转移至 Cr 涂层磨痕表面, 并不断被碾压和碎化, 逐渐形成磨屑层, 且 Cr 涂层包壳管与刚凸磨损时产生的磨屑要多于与弹簧磨损时产生的磨屑。这些磨屑在紧密接触面间会产生犁削作用, 因此更多的磨屑将增加磨损量^[30]。此外, 在本工作所采用的摩擦副中, 3 种材料的硬度关系满足: Inconel 718 弹簧>Cr 涂层包壳管>Zr-4 刚凸(表 2), 因而不同对磨副与 Cr 涂层包壳管的接触方式不同, 刚凸与包壳管之间为面接触, 而弹簧与包壳管之间为线接触。所以, 较软的 Zr-4 刚凸与包壳管摩擦时形成了更大的接触面积, 在与 Cr 涂层包壳管磨损过程中更容易形成紧密结合, 使表面容易产生大面积的粘着磨损, 造成更严重的材料损失。因此, 对磨副为刚凸时 Cr 涂层包壳管的磨损程度大于对磨副为弹簧时的磨损程度。

4 结 论

1) 当对磨副为 Zr-4 刚凸和 Inconel 718 弹簧时, Cr 涂层 Zr-1Nb 包壳管的微动磨损机制均以粘着磨损和材料单向转移为主。

2) 随温度由 290 °C 升高至 310 °C, Cr 涂层 Zr-1Nb 包壳管表面最大磨痕深度增加, 表明升高温度降低了 Cr 涂层包壳管的抗微动磨损性能。

3) 对磨副为刚凸时 Cr 涂层包壳管的磨损程度大于对磨副为弹簧时的磨损程度, 这与对磨副的硬度和与 Cr 涂层包壳管的接触方式有关。

参考文献 References

- [1] Zhao Wenjin(赵文金), Zhou Bangxin(周邦新), Miao Zhi(苗志) *et al. Atomic Energy Science and Technology*(原子能科学技术)[J], 2005(S1): 2
- [2] Terrani K A, Zinkle S J, Snead L L. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2014, 448(1–3): 420
- [3] Terrani K A. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2018, 501: 13
- [4] Motta A T, Couet A, Comstock R J. *Annual Review of Materials Research*[J], 2015, 45: 311
- [5] Carmack J, Goldner F, Bragg-Sitton S M *et al. Overview of the US DOE Accident Tolerant Fuel Development Program*[C]. Charlotte: American Nuclear Society, 2013: 9
- [6] Massara S. *NEA News*[J], 2014, 32(1–2): 27
- [7] Kurata M. *Nuclear Engineer and Technology*[J], 2016, 48(1): 26
- [8] Koo Y H, Yang J H, Park J Y *et al. Nuclear Technology*[J], 2014, 186(2): 295
- [9] Ott L J, Robb K R, Wang D. *Journal of Nuclear Materials*[J], 2014, 448(1–3): 520
- [10] Zinkle S J, Terrani K A, Gehin J C *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2014, 448(1–3): 374
- [11] Liu Junkai(刘俊凯), Zhang Xinhui(张新虎), Yun Di(恽迪). *Materials Review*(材料导报)[J], 2018, 32(11): 1757
- [12] Bai Guanghai(柏广海), Chen Zhilin(陈志林), Zhang Yanwei(张晏玮) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(7): 2035
- [13] Cai Z B, Li Z Y, Yin M G *et al. Tribology International*[J], 2020, 144: 106095
- [14] Liu Jiahuan(刘家欢), Li Zhengxian(李争显), Wang Yanfeng(王彦峰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(8): 3003
- [15] Pearson S R, Shipway P H, Abere J O *et al. Wear*[J], 2013, 303(1–2): 622
- [16] Jiang Haixia(江海霞), Duan Zewen(段泽文), Ma Pengxiang(马鹏翔) *et al. Tribology*(摩擦学学报)[J], 2021, 41(3): 423
- [17] Wu Yazhen(吴亚贞), Xi Hang(席航), Li Guoyun(李国云) *et al. Nuclear Power Engineering*(核动力工程)[J], 2023, 44(2): 116
- [18] Zhao W Z, Quan Q W, Zhang S M *et al. Radiation Physics and Chemistry*[J], 2023, 209: 110986
- [19] Wang Peng(王鹏), Chai Liqiang(柴利强), Zhao Xiaoyu(赵晓宇) *et al. Tribology*(摩擦学学报)[J], 2020, 40(4): 489
- [20] Song Lijun(宋利君), Liu Feihua(刘飞华), Li Chengtao(李成涛) *et al. Nuclear Science and Engineering*(核科学与工程)[J], 2014, 34(1): 97
- [21] Delafoy C, Bischoff J, Larocque J *et al. Proceedings of the Top Fuel*[C]. Prague: European Nuclear Society, 2018: 10
- [22] Bischoff J, Delafoy C, Vauglin C *et al. Nuclear Engineering and Technology*[J], 2018, 50(2): 223
- [23] Elleuch K, Fouvry S. *Wear*[J], 2002, 253(5–6): 662
- [24] Kumara C, Wang R, Lu R Y *et al. Wear*[J], 2022, 488–489: 204172
- [25] Aghababaei R, Brink T, Molinari J F. *Physical Review Letters*[J], 2018, 120(18): 186105
- [26] Chen Yaxuan(陈雅萱). *Fretting Wear of Zirconium Alloy in High Temperature and High Pressure Water Environment*(锆合金在高温高压水环境中的微动磨损研究)[D]. Shanghai: Shanghai University, 2021
- [27] Tatar K, Svenningsson I. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2022, 120: 2923
- [28] Singer I L, le Mogne T, Donnet C *et al. Tribology Series*[J], 1996, 31(8): 79
- [29] Lemm J D, Warmuth A R, Pearson S R *et al. Tribology International*[J], 2015, 81(1): 258
- [30] Halliday J S, Hirst W. *Proceedings of the Royal Society A*[J], 1956, 236(1206): 411

Fretting Wear Behavior of Cr Coated Zr-1Nb Alloy Cladding in High Temperature and High Pressure Water

Liao Yehong¹, Dai Gongying^{2,3}, Yan Jun¹, Lin Xiaodong³, Peng Zhenxun¹, Liang Xue³, Li Yifeng³,
Xue Jiexiang¹, Li Qiang³

(1. Nuclear Fuel and Materials Department, China Nuclear Power Technology Research Institute Co., Ltd, Shenzhen 518026, China)

(2. Institute of Materials, Shanghai University, Shanghai 200072, China)

(3. Instrumental Analysis & Research Center, Shanghai University, Shanghai 200444, China)

Abstract: The fretting wear behaviors of Cr-coated Zr-1Nb cladding tube with different grinding pairs in simulated pressurized water reactor primary water environment at 290 and 310 °C were studied by three-dimensional optical surface profilometer, scanning electron microscope, electron backscattered diffraction and energy spectrometer. The results show that the fretting wear behaviors between the Cr-coated Zr-1Nb cladding and grinding pairs (i.e., Zr-4 dimple or Inconel 718 spring) are both dominated by the adhesive wear mechanism, accompanied by material transfer from the grinding pair to the Cr-coated cladding. With the increase in temperature, the fretting wear resistance of the Cr-coated cladding is decreased, as manifested by increased surface wear depth and volume. However, the fretting wear mechanism still remains unchanged within the temperature range tested in this work. In addition, the wear degree of the Cr-coated cladding with Zr-4 dimple is greater than that with Inconel 718 spring, which is related to the hardness and contact mode of the grinding pair.

Key words: nuclear fuel cladding; Cr-coated zirconium alloy; high temperature and high pressure water; fretting wear; grinding pair

Corresponding author: Liang Xue, Senior Engineer, Instrumental Analysis & Research Center, Shanghai University, Shanghai 200444, P. R. China, Tel: 0086-21-66135030, E-mail: liangxue@shu.edu.cn