

微弧氧化时间对锆合金表面MAO/Cr复合涂层结构与性能的影响



王郑¹ 王振玉¹ 汪爱英^{1,2} 杨巍³ 柯培玲^{1,2}

1 中国科学院宁波材料技术与工程研究所 中国科学院海洋新材料与应用技术重点实验室 宁波 315201

2 中国科学院大学 材料与光电研究中心 北京 100049

3 西安工业大学 材料与化工学院 西安 710021

摘要 自福岛核事故发生以来,事故容错燃料包壳涂层受到了广泛关注。本工作通过微弧氧化(MAO)和高功率脉冲磁控溅射(HiPIMS) 2种技术在Zirlo锆合金基体上制备了MAO/Cr复合涂层,研究了微弧氧化时间对MAO/Cr复合涂层微观结构、力学性能以及抗高温水蒸气氧化性能的影响。结果表明:当微弧氧化时间由3 min增加到9 min时,复合涂层表面(200)织构系数由83%增加到100%;随着微弧氧化时间的增加,复合涂层的断裂韧性呈先增大后减小的趋势,在6 min时达到峰值 $4.64 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$;经 900°C 水蒸气氧化1 h后,复合涂层体系均产生明显分层,其中MAO3min/Cr与MAO6min/Cr复合涂层增重幅度较小,而MAO9min/Cr复合涂层增重幅度较大,并在表截面形成大量微裂纹。当微弧氧化时间为6 min时,制备的复合涂层具有出色的力学性能和优异的抗高温水蒸气氧化性能。

关键词 微弧氧化,高功率脉冲磁控溅射,微观结构,力学性能,抗高温水蒸气氧化

中图分类号 TG174.4

文章编号 0412-1961(2024)05-0691-08

Influence of Micro-Arc Oxidation Time on Structure and Properties of MAO/Cr Composite Coatings

WANG Zheng¹, WANG Zhenyu¹, WANG Aiyong^{1,2}, YANG Wei³, KE Peiling^{1,2}

1 Key Laboratory of Marine Materials and Related Technologies, Ningbo Institute of Materials Technology and Engineering, Chinese Academy of Sciences, Ningbo 315201, China

2 Center of Materials Science and Optoelectronics Engineering, University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China

3 School of Materials Science and Chemical Engineering, Xi'an Technological University, Xi'an 710021, China

Correspondent: KE Peiling, professor, Tel: (0574)86694790, E-mail: kepl@nimte.ac.cn

Supported by CAS Interdisciplinary Innovation Team (No.292020000008)

Manuscript received 2022-10-12, in revised form 2023-03-05

ABSTRACT Since the 2011 Fukushima nuclear accident, much attention has been given to accident-tolerant fuel cladding coating. In this study, micro-arc oxidation (MAO) and high-power pulsed magnetron sputtering were employed to deposit MAO/Cr composite coatings on the surface of Zirlo alloy. The effects of micro-arc oxidation time on the microstructure, mechanical properties, and high-temperature steam oxidation resistance of MAO/Cr composite coatings were investigated. Results showed that when the micro-arc oxidation time was enhanced from 3 min to 9 min, the (200)-plan texture coefficient increased from

资助项目 中科院创新团队项目 No.292020000008

收稿日期 2022-10-12 定稿日期 2023-03-05

作者简介 王 郑,男,1996年生,硕士生

通讯作者 柯培玲, kepl@nimte.ac.cn,主要从事气相沉积技术的研究

DOI 10.11900/0412.1961.2022.00510

83% to 100%. Moreover, with the increase in micro-arc oxidation time, the composite coating fracture toughness first increased, and then decreased after reaching a peak of $4.64 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ in 6 min. After steam oxidation at 900°C for 1 h, the composite coating systems showed delamination. Among them, MAO3min/Cr and MAO6min/Cr coatings gained less weight, whereas MAO9min/Cr coating gained more weight and formed a large number of microcracks on its surface cross-section. It can be observed that the obtained composite coating with a 6-min micro-arc oxidation has both excellent mechanical properties and outstanding resistance to high-temperature steam oxidation.

KEYWORDS micro-arc oxidation, high-power pulsed magnetron sputtering, microstructure, mechanical property, high-temperature steam oxidation resistance

锆合金具有强度高、导热性好、热中子吸收截面低等优点,被广泛用于核燃料包壳材料^[1,2]。然而,在压水堆电站失水事故(LOCA)工况下,锆合金包壳管被迅速氧化并产生大量的 H_2 和热量,严重时会引起“氢爆”^[2,3]。自2011年日本福岛核事故后,科学家提出了耐事故燃料(ATF)研发计划,其中金属Cr涂层兼具抗蒸汽氧化和高温水腐蚀性能,且不改变传统的燃料体系,被认为是最具应用潜力的ATF锆合金包壳表面涂层^[4-6]。但是,在正常工况高温水服役条件下,Zr和Cr之间存在明显的电势差($\Delta E = 0.809 \text{ V}$)^[7]。而且,镀膜包壳与格架间微动磨损会产生裂纹,使得膜/基界面暴露在高温硼锂水中构成大阴极-小阳极的原电池,引发的阳极反应会加速点蚀坑的形成^[8-10]。反应堆在长时间运行时,相比于裸露的锆管,覆有Cr涂层的锆合金包壳可能更容易发生局部腐蚀损伤,进而对反应堆的安全运行造成严重威胁。另外,在事故工况高温蒸汽环境服役条件下,镀膜包壳内部发生了严重的元素互扩散。一方面,Cr元素向Zr基体扩散,形成脆性 ZrCr_2 层^[11,12]并降低涂层的韧性;另一方面,Zr元素沿Cr涂层的晶界向表面扩散,优先与O反应生成 ZrO_2 ,导致Cr涂层中出现O的快速扩散通道^[13],进而引起涂层的破坏及失效。因此,在锆合金包壳和Cr涂层间插入合适厚度的绝缘层是解决问题的方向。

微弧氧化(MAO)是一种在金属表面原位生长氧化膜层的表面改性技术,可以实现膜基强结合^[14],并大幅度改善锆合金的耐磨抗蚀性能^[15]。Wei等^[16]采用原位高温电化学测试技术,系统研究了Li、B等元素对Zirlo锆基微弧氧化膜抗腐蚀性能的影响,发现微弧氧化膜可保护Zr基体免受 Li^+ 腐蚀。Wang等^[17]研究了Zr-1Nb合金表面微弧氧化膜 $900\sim 1200^\circ\text{C}$ 高温蒸汽氧化行为,结果表明:在低于 1000°C 情况下,MAO膜提高了Zr-1Nb合金的抗蒸汽氧化性能;而在 1100°C 以上,MAO膜丧失了保护作用。Wang等^[17]还通过MAO工艺在Zr-1Nb合金表面制备MAO界面层,采用过滤阴极弧沉积工艺制备Cr涂层,研究

了MAO/Cr复合涂层在 $900\sim 1100^\circ\text{C}$ 高温蒸汽氧化行为,结果表明MAO界面层可有效抑制Zr、Cr 2种元素的互扩散,指出此工艺是改善锆合金包壳抗高温蒸汽氧化性能的有效途径。另外在MAO界面层制备的众多工艺参数中,微弧氧化时间对MAO界面层的厚度和质量起关键作用。然而,微弧氧化时间对锆合金表面MAO/Cr复合涂层力学性能和抗高温蒸汽氧化性能的调控作用及机理尚不明确。

高功率脉冲磁控溅射(HiPIMS)是近年来发展起来的一种物理气相沉积技术,具有离化率高、绕镀性好、结合力强等优势,有利于制备出均匀致密、光滑平整的高质量Cr涂层^[18,19]。另外,与传统的电弧离子镀(AIP)相比,采用HiPIMS技术制备的Cr涂层表面无明显大颗粒,在高温水蒸气环境中表现出了更好的抗氧化性能^[12,20]。目前,国内外对HiPIMS技术的应用主要集中在装饰镀膜和硬质涂层领域,利用HiPIMS技术在锆管表面沉积Cr涂层的研究少有报道。

基于上述锆合金表面微弧氧化膜 ZrO_2 良好的绝缘特性,以及HiPIMS在改善Cr涂层缺陷、致密度和抗高温蒸汽腐蚀性能等方面的综合考虑,设计了MAO/Cr复合涂层的制备工艺,并探讨分析微弧氧化时间对锆合金表面MAO/Cr复合涂层结构与性能的影响,旨在为锆合金包壳表面复合涂层的制备提供参考依据。

1 实验方法

1.1 MAO/Cr复合涂层的制备

实验采用MAO和HiPIMS技术制备MAO/Cr复合涂层。以Zirlo锆合金试样(尺寸为 $15 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$)为基体,依次采用1000、2000和3000号水砂纸打磨表面,再进行酒精超声清洗,烘干备用。

采用MAO-380 V/20 A型直流脉冲微弧氧化装置(图1a),在电压为450 V、频率为600 Hz、占空比为15%的条件下分别微弧氧化3、6和9 min。微弧氧化电解液由10 g/L Na_2SiO_3 和2 g/L NaOH组成,整个微弧氧化过程中溶液温度保持在 30°C 左右。

利用HiPIMS技术在微弧氧化前后的Zr基体表

面分别沉积 Cr 涂层,得到纯 Cr 涂层和 MAO/Cr 复合涂层样品,沉积系统如图 1b 所示。将基体固定于机架并置于 Cr 靶(纯度 99.9%)前,靶基距为 12 cm,腔体加热至 200℃,抽真空至腔体真空度达到 3.7×10^{-3} Pa 后开始实验。为去除基体的表面污染物,通入 40 mL/min 的 Ar 气(纯度 99.999%),向基体施加脉冲负偏压 300 V,通过氩离子辉光放电对基体刻蚀 15 min。待刻蚀结束后,设定好参数开始沉积 Cr 涂层,具体沉积工艺如表 1 所示。根据微弧氧化时间的不同,将得到的 3 种复合涂层分别记为 MAO3min/Cr、MAO6min/Cr 及 MAO9min/Cr。

1.2 高温水蒸气氧化实验方法

高温水蒸气氧化实验在 HLG-14C 高温管式炉与水蒸气发生器的组合装置中进行。先将管式炉升温至 900℃,然后向炉管中通入流速均匀的水蒸气。待水蒸气流速稳定,将样品送入炉管中部并保温 60 min。氧化实验完成后,取出样品空冷至室温。用天平(精度为 0.1 mg)称取样品氧化前后的质量,以

计算样品的氧化增重。将高温水蒸气氧化前后的 MAO/Cr 复合涂层样品用环氧树脂封装,打磨抛光,以备截面形貌观察和成分分析。选用体积分数为 5% 的 HF 溶液刻蚀高温水蒸气氧化后的截面样品,以备截面组织观察。

1.3 涂层的性能表征

采用 D8 Advance X 射线衍射仪(XRD)分析 MAO/Cr 复合涂层样品的物相结构,扫描范围 $2\theta = 30^\circ \sim 90^\circ$ 。利用 Verios G4 型热场发射扫描电镜(SEM)对 MAO/Cr 复合涂层样品的表/截面进行观察,并用配套的能谱仪(EDS)分析样品的成分。利用 HV-1000 型 Vickers 显微硬度计分别测量纯 Cr 涂层和 MAO/Cr 复合涂层样品硬度,施加载荷 500 g,加载时间 10 s。通过式(1)^[21,22]计算样品的断裂韧性(K_{IC}):

$$K_{IC} = 0.016 \left(\frac{E}{H} \right)^{1/2} \left(\frac{P}{c^{3/2}} \right) \quad (1)$$

式中, E 和 H 分别是样品的弹性模量和 Vickers 硬度, P 是加载载荷, c 是裂纹扩展长度的一半。

2 实验结果与讨论

2.1 涂层的相结构与微观形貌

图 2a 为不同微弧氧化时间下 MAO/Cr 复合涂层的 XRD 谱。在 $2\theta = 30^\circ \sim 90^\circ$ 扫描范围内有 3 个特征峰(44° 、 64° 和 82°),分别对应 bcc 结构 Cr 的(110)、(200)和(211)晶面。从图 2a 还可看出,微弧氧化时间对衍射峰位 2θ 的影响较小,而对各个晶面衍射峰强度的影响较大。为了量化微弧氧化时间对复合涂层表面织构的影响,通过 Gautier 法^[23]对织构的变化趋势做归一化处理,织构系数(TC)计算式如下:

$$TC = \frac{I_{(hkl)} / I_{0(hkl)}}{\sum [I_{(hkl)} / I_{0(hkl)}]} \quad (2)$$

式中, $I_{(hkl)}$ 为复合涂层样品在(hkl)晶面的衍射强度, $I_{0(hkl)}$ 为标准无择优取向样品在(hkl)晶面的衍射强度。图 2b 列出了不同微弧氧化时间下复合涂层表面的织构系数。可以看出,3 种涂层均表现出明显的(200)织构。随着微弧氧化时间的增加,呈现出(200)晶面织构系数增大而(110)晶面织构系数减小的趋势。微弧氧化时间为 9 min 时,复合涂层表面完全呈

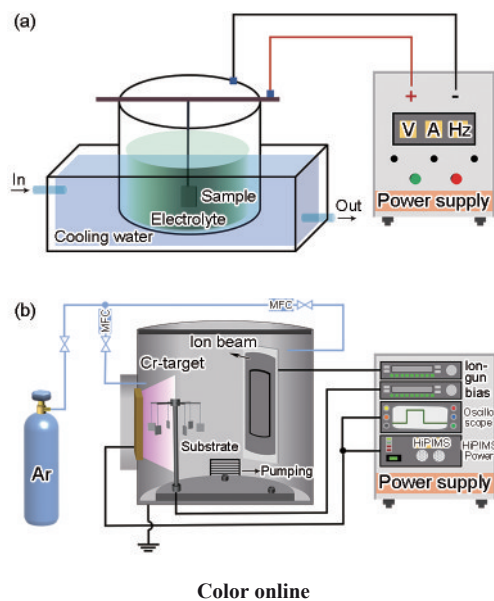


图 1 微弧氧化沉积系统及高功率脉冲磁控溅射沉积系统示意图

Fig.1 Schematics of micro-arc oxidation (MAO) (a) and high-power pulsed magnetron sputtering (HiPIMS) (b) deposition systems (MFC—mass flow controller)

表 1 Cr 涂层沉积参数

Table 1 Deposition parameters of Cr coatings

Method	Time min	Ar flow mL·min ⁻¹	Pressure Pa	Bias voltage V	Power supply				
					Power kW	Current A	Voltage V	Pulse width μs	Duty ratio
Etching	15	40	—	-300	—	—	—	—	—
HiPIMS	420	50	0.27	-80	3.0	4.0	760	100	5%

(200)结构,这意味着微弧氧化时间的增加有利于(200)晶面的生长而抑制了(110)晶面的生长。其原因是:随着微弧氧化时间的增加,微弧氧化界面层内部缺陷引起的应力集中加剧,从而导致金属Cr原子优先选择应变能密度最低^[24]的(200)晶面进行结晶生长。

3种涂层的表/截面形貌见图3。可以看出,复合涂层表面均匀致密,无明显裂纹和孔洞。当微弧氧化时间由3 min增加到9 min时,微弧氧化界面层厚度由3.09 μm 增加到4.03 μm ,Cr层厚度未发生明显变化。此外,MAO界面层结构相对疏松,并在微弧氧化9 min时表现出最多的孔洞和微裂纹。Wang

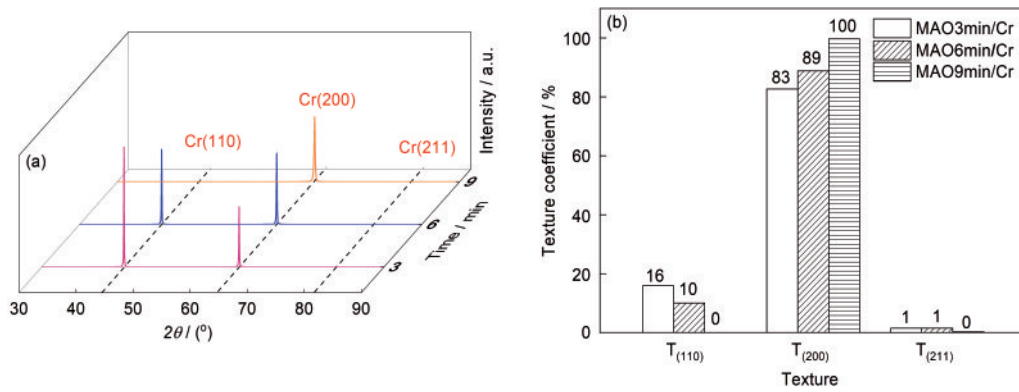


图2 3种复合涂层的XRD谱及织构系数图

Fig.2 XRD spectra (a) and texture coefficients (b) of three composite coatings ($T_{(110)}$, $T_{(200)}$, and $T_{(211)}$ represent (110), (200), and (211) texture, respectively)

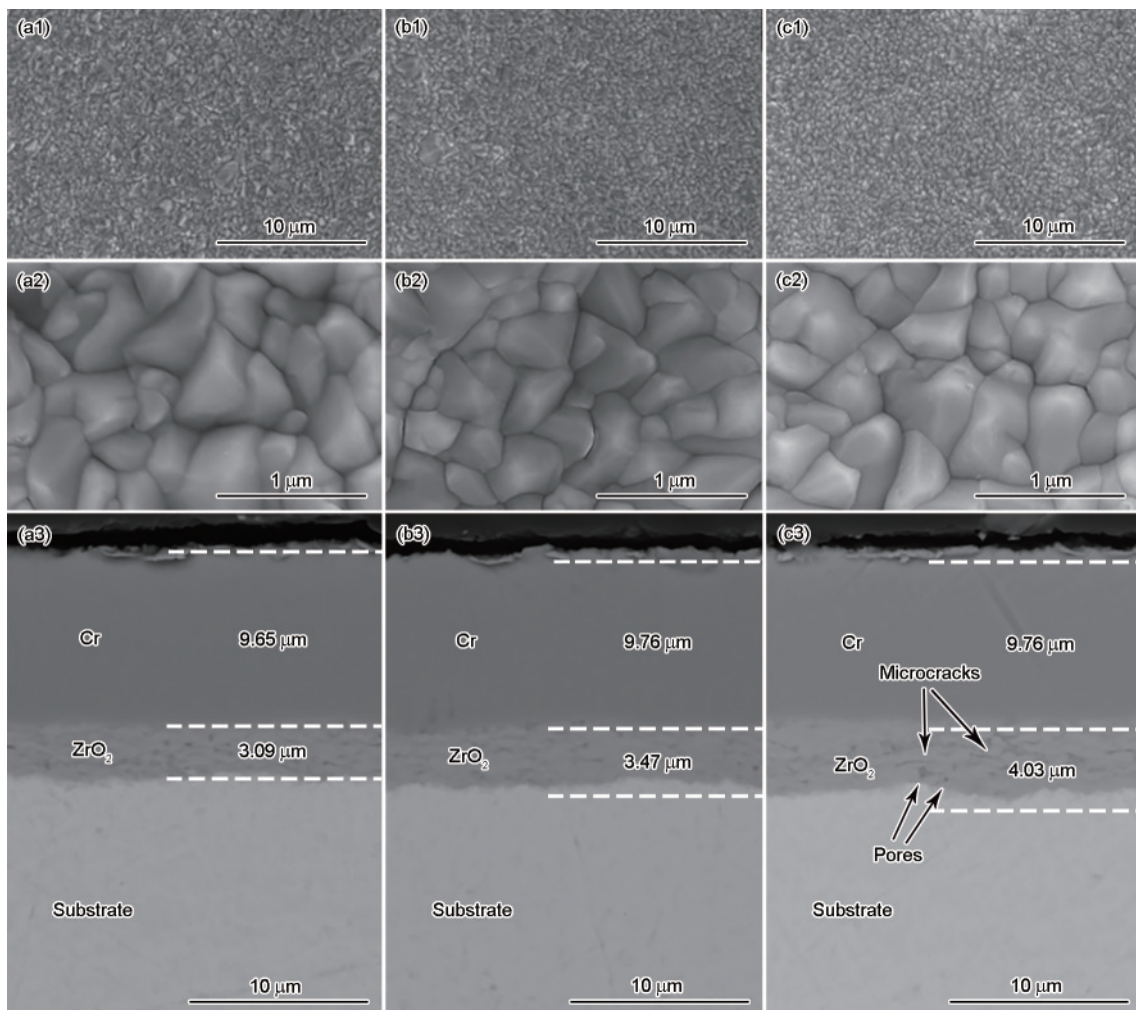


图3 3种复合涂层的表/截面形貌的SEM像

Fig.3 Surface (a1, a2, b1, b2, c1, c2) and cross-sectional (a3, b3, c3) SEM images of the three composite coatings (a1-a3) MAO3min/Cr (b1-b3) MAO6min/Cr (c1-c3) MAO9min/Cr

等^[25]研究表明,MAO 过程中形成的缺陷与熔融物骤冷产生的热应力以及击穿放电通道中残留的气体被包裹在 MAO 界面层内部有关。

2.2 涂层的力学性能

不同微弧氧化时间下涂层的显微硬度曲线和压痕形貌如图 4 所示。相比于纯 Cr 涂层,不同微弧氧化时间的 MAO/Cr 复合涂层显微硬度相对较大且压痕表面均出现微裂纹。3 种复合涂层的断裂韧性见表 2。随着微弧氧化时间的增加,MAO/Cr 复合涂层的断裂韧性呈现先增大后减小的趋势,并在微弧氧化时间为 6 min 时达到峰值 $4.64 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。复合涂层的断裂韧性由表面 Cr 层的织构强度和 MAO 界面层的残余应力决定。根据文献^[26]报道,(200) 织构较强的涂层比随机取向的涂层具有更高的断裂韧性,因而,微弧氧化时间增加会引起(200) 织构系数增大,致使表面 Cr 层的韧性增强。但是残余应力也是影响复合涂层断裂韧性的重要因素,当微弧氧化时间超过一定值时,MAO 界面层中的残余应力迅速增加^[27],从而使复合涂层的断裂韧性急剧降低。

2.3 涂层的高温水蒸气氧化行为

图 5 为 3 种复合涂层在 900°C 水蒸气腐蚀 1 h 后的氧化增重和相应的 XRD 结果及织构系数。由图 5a 可知,当微弧氧化时间为 3 或 6 min 时,复合涂层

的氧化增重相对较小,具有优异的抗氧化性能;当微弧氧化时间增加至 9 min 时,复合涂层的氧化增重陡然升高,其抗氧化性能出现一定程度的下降。根据 Meng 等^[28]研究,(110) 织构较强的 Cr 涂层结构更致密,因而,MAO9min/Cr 复合涂层(110) 织构缺失会导致其抗氧化性能下降。从图 5b 可以看出,经高温水蒸气腐蚀后,涂层表面均由主相 Cr 和少量 Cr_2O_3 相组成,证明复合涂层具有优异的抗高温水蒸气氧化性能。另外,Cr(110) 晶面衍射峰强度相比于原始涂层明显增强,由图 5c 织构系数的计算结果可知: 900°C 、1 h 高温水蒸气氧化后,复合涂层表面织构程度受微弧氧化时间影响较大,并在微弧氧化时间为 6 min 时织构系数 $TC_{(110)}$ 达到最大值(86%)。这主要

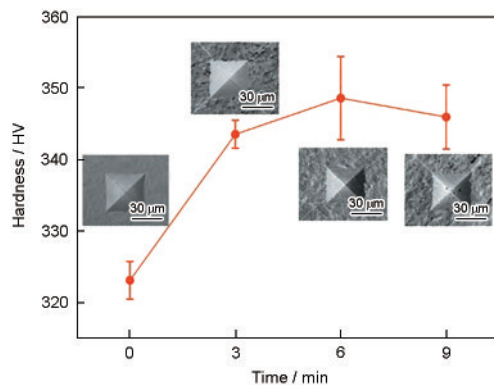


图 4 纯 Cr 涂层和复合涂层的硬度曲线和相应的压痕形貌

Fig.4 Hardness curve and corresponding indentation morphologies (insets) of Cr coating and MAO/Cr composite coatings

表 2 3 种复合涂层的断裂韧性

Table 2 Fracture toughness (K_{IC}) of the three composite coatings

Coating				($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)
	P1	P2	P3	Average
MAO3min/Cr	1.64	1.67	1.73	1.68
MAO6min/Cr	4.75	4.59	4.59	4.64
MAO9min/Cr	2.13	2.03	2.07	2.08

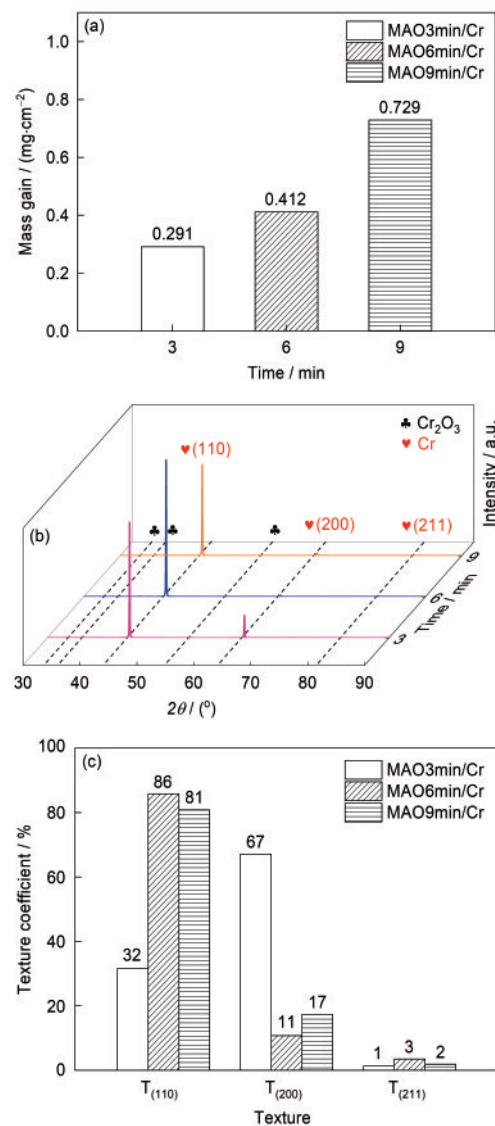
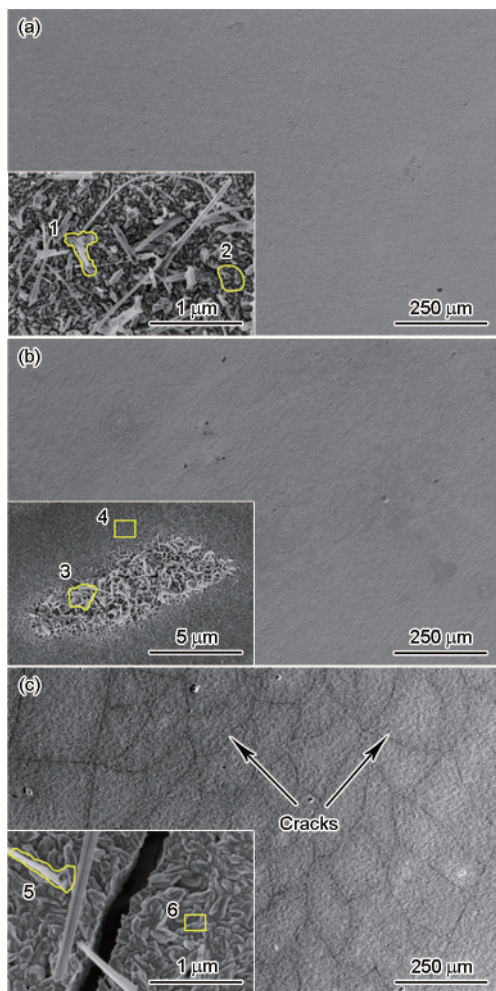


图 5 高温水蒸气腐蚀后 3 种复合涂层的氧化增重和物相组成及织构系数

Fig.5 Mass gain (a), XRD spectra (b), and texture coefficients (c) of the three composite coatings after high-temperature steam oxidation

是因为3种复合涂层在900℃水蒸气环境中发生了不同程度的再结晶,其中具有(110)晶面取向的晶粒在形核或再结晶生长过程中具有较大的优势,从而使高温水蒸气氧化后涂层的(110)织构明显增强。

图6为3种复合涂层在900℃水蒸气氧化1h后的表面微观形貌。可以看出,900℃、1h高温水蒸气氧化后,3种复合涂层表面均光滑平整,但MAO9min/Cr复合涂层表面有大量微裂纹生成。另外,高温氧化后的复合涂层表面出现许多白色絮体,表3中的EDS点扫结果说明白色絮体中O的原子分数大于Cr₂O₃的化学计量。一种可能的原因是:在900℃水蒸气环境中,晶界处的Cr原子优先被氧化成Cr₂O₃,引起体积膨胀并从晶界处溢出,进而在涂层表面形



Color online

图6 高温水蒸气腐蚀后3种复合涂层的表面形貌SEM像

Fig.6 Surface SEM images of the three composite coatings oxidized at 900°C for 1 h (Insets are partial enlarged views)

- (a) MAO3min/Cr
(b) MAO6min/Cr
(c) MAO9min/Cr

表3 图6中各点成分EDS结果

Table 3 EDS results of chemical compositions of the points in Fig.6

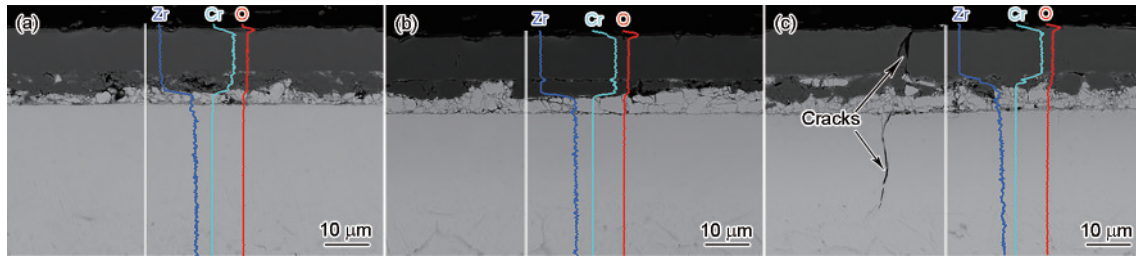
Point	(atomic fraction / %)	
	Cr	O
1	36.94	63.06
2	42.09	57.91
3	35.66	64.34
4	39.37	60.63
5	36.11	63.89
6	40.98	59.02

成白色絮体。白色絮体因具有较高的表面能而更容易吸附空气中的O₂分子,致使絮体中的Cr/O原子比小于2/3。

3种复合涂层在900℃水蒸气氧化1h后的截面形貌及EDS线扫结果见图7。可以看出,900℃、1h高温水蒸气氧化后,膜基体系均产生明显分层。根据EDS线扫描结果,涂层样品从表面至基体可分为Cr₂O₃层、残余Cr层、Zr/Cr/O互扩散层、 α -Zr(O)层和前 β -Zr层。高温下膜基体系的分层与其内部元素的扩散密切相关:MAO界面层由于结构相对疏松,Cr元素容易向其内部扩散并形成Zr/Cr/O互扩散层。另外,MAO界面层富集Zr、O 2种元素,高温下界面层中的O元素会向其浓度更低的Zr基体扩散并形成 α -Zr(O)层。

选用体积分数为5%的HF溶液刻蚀高温水蒸气氧化后的截面,形貌如图8所示。可以看出,第二相在前 β -Zr的三岔晶界处富集,这可能与样品冷却过程中Fe、Cr等元素的析出有关。另外,随着微弧氧化时间的增加, α -Zr(O)层的厚度逐渐增加,并且微弧氧化时间为9 min的复合涂层截面出现明显的纵向裂纹。分析裂纹萌生的主要原因是:由于MAO界面层的热膨胀系数远小于Zr基体,高温下MAO界面层和Zr基体分别受拉应力和压应力的作用,且应力与微弧氧化时间呈正相关。随着微弧氧化时间的增加,MAO界面层内部的缺陷逐渐增多,在拉应力作用下容易形成较宽的纵向裂纹。

图9为MAO9min/Cr复合涂层在900℃水蒸气环境中的氧化过程示意图。随着温度升高至900℃,锆合金的晶体结构由hcp α -Zr (阶段I)转变为bcc β -Zr (阶段II)。在900℃保温过程中,MAO界面层中的O元素向Zr基体扩散,诱导近表面处的Zr基体由 β -Zr转变为脆性 α -Zr(O) (阶段III),应力集中加剧并产生约4.28%的体积膨胀^[29],进而使得裂纹沿



Color online

图7 高温水蒸气腐蚀后3种复合涂层的截面形貌SEM像及EDS线扫描分析

Fig.7 Cross-sectional SEM images and EDS line analyses of the three composite coatings oxidized at 900°C for 1 h

(a) MAO3min/Cr (b) MAO6min/Cr (c) MAO9min/Cr

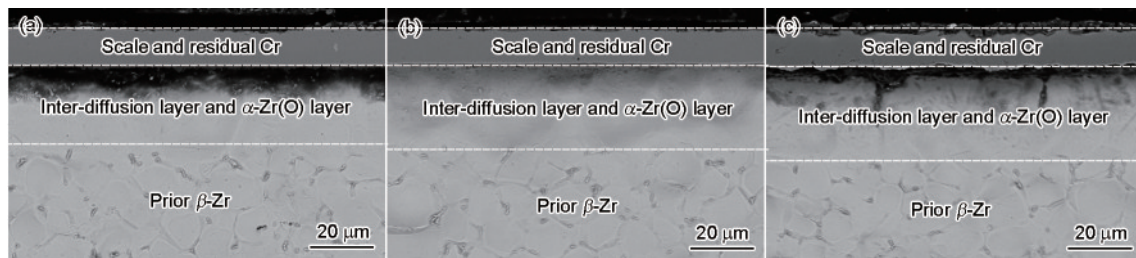
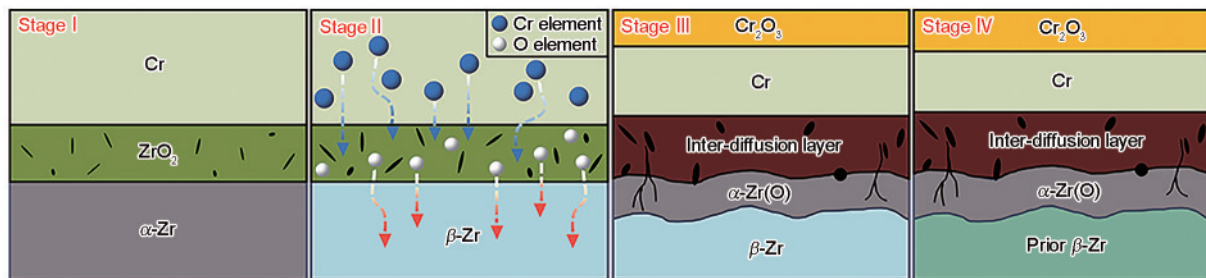


图8 HF酸溶液刻蚀后3种腐蚀态复合涂层的截面形貌

Fig.8 Cross-sectional morphologies of the three corrosive composite coatings etched by HF solution

(a) MAO3min/Cr (b) MAO6min/Cr (c) MAO9min/Cr



Color online

图9 MAO9min/Cr复合涂层在900°C水蒸气环境中的氧化过程示意图

Fig.9 Schematic of oxidation process of the MAO9min/Cr composite coating on Zirlo substrate at 900°C in steam environment

着 α -Zr(O)层向基体扩展。随着温度降低至室温,锆合金的晶体结构由 β -Zr向 α -Zr发生转变,并最终形成前 β -Zr(阶段IV)。

3 结论

(1) 采用微弧氧化和高功率脉冲磁控溅射2种技术,通过调控微弧氧化时间,在Zirlo锆合金表面制备了不同厚度的MAO/Cr复合涂层。

(2) 随着微弧氧化时间的延长,MAO/Cr复合涂层表面的织构系数呈现出(200)晶面增大而(110)晶面减小的趋势。900°C、1 h高温水蒸气氧化后,复合涂层的(110)织构明显增强。

(3) 有MAO界面层的涂层断裂韧性有所降低,随着微弧氧化时间的延长,复合涂层的断裂

韧性先增后减,在微弧氧化时间6 min时达到峰值 $4.64 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。

(4) 随着微弧氧化时间的延长,MAO界面层内部的缺陷增多,MAO/Cr复合涂层的抗高温蒸气氧化性能降低。经过900°C高温水蒸气氧化1 h后,微弧氧化时间为9 min的复合涂层截面出现明显纵向裂纹;MAO界面层内部的缺陷以及金属与陶瓷热膨胀系数的差异诱导了裂纹的萌生,而近表面处Zr基体相变引起的体积膨胀促进了裂纹的扩展。

参考文献

- [1] Azevedo C R F. Selection of fuel cladding material for nuclear fission reactors [J]. Eng. Fail. Anal., 2011, 18: 1943
- [2] Terrani K A. Accident tolerant fuel cladding development: Promise, status, and challenges [J]. J. Nucl. Mater., 2018, 501: 13
- [3] Kim H G, Yang J H, Kim W J, et al. Development status of

- accident-tolerant fuel for light water reactors in Korea [J]. Nucl. Eng. Technol., 2016, 48: 1
- [4] Kim H G, Kim I H, Jung Y I, et al. Adhesion property and high-temperature oxidation behavior of Cr-coated Zircaloy-4 cladding tube prepared by 3D laser coating [J]. J. Nucl. Mater., 2015, 465: 531
- [5] Ko J, Kim J W, Min H W, et al. Review of manufacturing technologies for coated accident tolerant fuel cladding [J]. J. Nucl. Mater., 2022, 561: 153562
- [6] Yang J Q, Steinbrück M, Tang C C, et al. Review on chromium coated zirconium alloy accident tolerant fuel cladding [J]. J. Alloys Compd., 2022, 895: 162450
- [7] Wang X P, Guan H H, Liao Y Z, et al. Enhancement of high temperature steam oxidation resistance of ZrNb alloy with ZrO_2/Cr bilayer coating [J]. Corros. Sci., 2021, 187: 109494
- [8] Zhang L F, Lai P, Liu Q D, et al. Fretting wear behavior of zirconium alloy in B-Li water at 300°C [J]. J. Nucl. Mater., 2018, 499: 401
- [9] Jin D L, Ni N, Guo Y, et al. Corrosion of the bonding at FeCrAl/Zr alloy interfaces in steam [J]. J. Nucl. Mater., 2018, 508: 411
- [10] Lai P, Zhang H, Zhang L F, et al. Effect of micro-arc oxidation on fretting wear behavior of zirconium alloy exposed to high temperature water [J]. Wear, 2019, 424-425: 53
- [11] Jiang J S, Wang D Q, Du M Y, et al. Interdiffusion behavior between Cr and Zr and its effect on the microcracking behavior in the Cr-coated Zr-4 alloy [J]. Nucl. Sci. Tech., 2021, 32: 1
- [12] Han X C, Chen C, Tan Y Q, et al. A systematic study of the oxidation behavior of Cr coatings on Zry4 substrates in high temperature steam environment [J]. Corros. Sci., 2020, 174: 108826
- [13] Brachet J C, Rouesne E, Ribis J, et al. High temperature steam oxidation of chromium-coated zirconium-based alloys: Kinetics and process [J]. Corros. Sci., 2020, 167: 108537
- [14] Shi W C, Dong L M, Li Q, et al. One-step approach for the fabrication and characterization of hydroxyapatite/ TiO_2 composite ceramic coatings by micro-arc oxidation *in situ* on the surface of pure titanium [J]. Key Eng. Mater., 2014, 602-603: 598
- [15] Wang L L, Hu X, Nie X. Deposition and properties of zirconia coatings on a zirconium alloy produced by pulsed DC plasma electrolytic oxidation [J]. Surf. Coat. Technol., 2013, 221: 150
- [16] Wei K J, Wang X P, Zhu M H, et al. Effects of Li, B and H elements on corrosion property of oxide films on ZIRLO alloy in 300°C/14 MPa lithium borate buffer solutions [J]. Corros. Sci., 2021, 181: 109216
- [17] Wang X P, Wei K J, Guan H H, et al. High temperature oxidation of Zr-1Nb alloy with plasma electrolytic oxidation coating in 900-1200°C steam environment [J]. Surf. Coat. Technol., 2021, 407: 126768
- [18] Zuo X, Zhang D, Chen R D, et al. Spectroscopic investigation on the near-substrate plasma characteristics of chromium HiPIMS in low density discharge mode [J]. Plasma Sources Sci. Technol., 2020, 29: 015013
- [19] Quillin K, Yeom H, Dabney T, et al. Microstructural and nanomechanical studies of PVD Cr coatings on SiC for LWR fuel cladding applications [J]. Surf. Coat. Technol., 2022, 441: 128577
- [20] Park J H, Kim H G, Park J Y, et al. High temperature steam-oxidation behavior of arc ion plated Cr coatings for accident tolerant fuel claddings [J]. Surf. Coat. Technol., 2015, 280: 256
- [21] Anstis G R, Chantikul P, Lawn B R, et al. A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture-toughness: I, Direct crack measurements [J]. J. Am. Ceram. Soc., 1981, 64: 533
- [22] Wu J K, Wang H K, Zhang Z C, et al. High-pressure synthesis and performance analysis of WC-cBN-MoS₂ self-lubricating ceramic composites [J]. Int. J. Refract. Met. Hard Mater., 2023, 110: 105989
- [23] Gautier C, Machet J. Effects of deposition parameters on the texture of chromium films deposited by vacuum arc evaporation [J]. Thin Solid Films, 1996, 289: 34
- [24] Zhang J M, Xu K W, Zhang M R. Theory of abnormal grain growth in thin films and analysis of energy anisotropy [J]. Acta Phys. Sin., 2003, 52: 1207
(张建民, 徐可为, 张美荣. 薄膜中异常晶粒生长理论及能量各向异性分析 [J]. 物理学报, 2003, 52: 1207)
- [25] Wang Z X, Zhang J W, Lv W J, et al. Growth mechanism of ceramic coating on ZK60 magnesium alloy Based on two-step current-decreasing mode of micro-arc oxidation [J]. Adv. Eng. Mater., 2022, 24: 2101232
- [26] Huang J H, Wei L J, Ting I S. Evaluation of fracture toughness of VN hard coatings: Effect of preferred orientation [J]. Mater. Chem. Phys., 2022, 275: 125253
- [27] Wang Y M, Zhang P F, Guo L X, et al. Effect of microarc oxidation coating on fatigue performance of Ti-Al-Zr alloy [J]. Appl. Surf. Sci., 2009, 255: 8616
- [28] Meng Y, Zeng S, Teng Z, et al. Control of the preferential orientation Cr coatings deposited on zircaloy substrates and study of their oxidation behavior [J]. Thin Solid Films, 2021, 730: 138699
- [29] Wang S X, Bai S X, Zhu L A, et al. Research progress of chromium coating on zirconium alloy for nuclear fuel cladding [J]. Surf. Technol., 2021, 50(1): 221
(王淑祥, 白书欣, 朱利安等. 核燃料包壳锆合金表面铬涂层研究进展 [J]. 表面技术, 2021, 50(1): 221)

(责任编辑:李海兰)