

锆-钛-钢复合板界面损伤机理及表面耐腐蚀性能

张伯君¹, 业成¹, 周彬彬², 方学锋¹, 文耀华¹, 周昌玉²

(1. 南京市锅炉压力容器检验研究院, 江苏 南京 210019)

(2. 南京工业大学, 江苏 南京 211816)

摘要: 运用内聚力模型研究了锆-钛-钢复合板在粘结试验中的界面损伤过程, 并利用扫描电子显微镜分析了界面断裂机理。运用正交试验研究了不同热处理工艺条件下的表面耐腐蚀性能, 分析了保温温度、保温时间和升降温速率对粘结性能的影响。结果表明, I型裂纹加载下, 界面损伤由内壁处开始, 并逐渐发展至整个界面。界面整体属于脆性断裂, 而波峰与波谷的过渡斜面则为混合断裂。腐蚀试验的塔菲尔极化曲线研究结果表明, 锆覆层在 HCl 溶液中以点腐蚀为主, 而在 HAc 溶液中以均匀腐蚀为主。爆炸焊接后, 锆复合板的耐点蚀性能低于纯锆材料, 并且保温温度越高, 保温时间越长, 耐腐蚀性能下降越明显。

关键词: 锆复合板; 热处理; 粘结强度; 内聚力模型; 塔菲尔极化曲线

中图分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)03-1037-07

近年来, 随着我国石化和核电行业的高速发展, 越来越多的大型成套装置在高温、高压、强腐蚀、强辐照等苛刻环境中工作^[1]。锆材由于其优异的力学、加工和耐腐蚀性能, 特别是在强还原性酸和含卤族离子酸中具有良好的耐腐蚀性, 目前已经广泛用于成套装置的核心设备上^[2]。锆材的成本很高, 为了使经济性与耐腐蚀性并存, 目前许多锆制设备采用了复合板结构。锆复合板不但具备锆材优异的耐腐蚀性能, 还具有钢材的高强度和刚度等特点, 现已成为许多核心装备制造的首选材料^[3]。近年来, 锆复合板普遍采用了钛材作为过渡层的锆/钛/钢三层复合板形式, 相比锆/钢二层复合板, 三层复合板层间结合面的力学性能和质量控制都有了很大程度的提升, 市场所占比重越来越高。

目前, 锆复合板的焊接和力学性能研究成果远少于钛复合板, 主要方向集中在爆炸成型和焊接工艺的优化方面。王小绪等^[4]研究了碰撞速度、碰撞角和碰撞压力等对锆复合板界面波形、剪切强度和元素扩散的影响。周文超等^[5]研究了纯锆材料及锆复合板在焊接过程中氩气保护、钨极氩弧焊工艺参数、坡口形式对焊接接头性能的影响。Prazmowski^[6]通过观察锆复合板设备失效部位的微观组织和断口形貌, 研究了疲劳裂纹的萌生机理与损伤模式。由于锆钛 2 种金属可无限互溶, 因此锆/钛/钢三层复合板的薄弱界面存在于

钛/钢界面上。江海涛课题组^[7-9]通过金相分析、断口形貌分析、能谱分析、拉剪性能试验等, 研究了不同的热处理工况下钛/钢爆炸复合板界面组织特征和力学性能。Akbari 等^[10]研究了钛/钢爆炸复合板界面附近元素扩散细晶区的形成机理, 归纳了保温温度、保温时间对界面微观组织的影响规律。目前, 锆材的耐腐蚀研究主要集中在纯锆材料的研究上, 锆复合板的研究较少。李锐^[11]研究了核电用纯锆材料在纯水以及 LiOH 溶液中的耐腐蚀性能, 并采用透射电镜观察了锆基体和氧化膜的显微组织。Nagano 等^[12,13]研究了纯锆材料在各类无机酸中的电化学腐蚀规律。

综上所述, 锆/钛/钢三层复合板在焊接完成以后的热处理工艺对力学和耐腐蚀性能研究鲜见报道。虽然本课题组已经在粘结强度^[14]和界面断裂特性^[15,16]方面做了初步探索, 但是粘结界面的损伤机理尚未深入研究, 热处理对锆覆层的耐腐蚀性能影响也未进一步分析。复合板界面的损伤过程一般可采用内聚力模型, 该模型不仅能够对初始损伤进行预测, 还能模拟损伤的扩展过程^[17]。显微组织观察表明, 金属复合板界面是一层很薄但成分、结构复杂的物质, 因此用内聚力模型可以近似地对界面情况进行整体描述^[18]。

鉴于以上问题, 本研究将在前期工作的基础上, 继续研究粘结界面损伤机理和热处理对耐腐蚀性能的影响, 希望能够为今后锆复合板的运用提供有力的技术支撑。

收稿日期: 2020-03-10

基金项目: 国家自然科学基金(51475223); 江苏省重点研发计划项目(BE2017617); 国家重点研发计划课题(2017YFC0805605)

作者简介: 张伯君, 男, 1983年生, 博士, 高级工程师, 南京市锅炉压力容器检验研究院, 江苏 南京 210019, 电话: 025-86673591, E-mail: zhangbojun1983@163.com

1 实验

为保证研究的连贯性，本研究中的正交表设计与文献[14]保持一致，影响因素分别考虑保温温度(T)、保温时间(t)和热处理升降温速率(v)，每个因素考虑 4 种水平。正交试验采用 L16 (4^3) 正交表制定 16 组试验，热处理正交表设计见表 1。此外，为了考虑有无热处理对铝复合板性能的变化情况，本次还将补充未经热处理试样的粘结试验。热处理工艺对铝复合板粘结性能的影响见文献[18]，本工作重点研究 I 型裂纹加载下，结合面断裂过程中的损伤渐进机理。

经过不同热处理以后，铝复合板表面覆层的微观组织会产生差异，进而导致其耐腐蚀性能有所区别。研究铝复合板在经过不同热处理工艺以后，耐酸性溶液的性能差异。溶液分别考虑醋酸(HAc)和盐酸(HCl) 2 种，前者可以考虑铝覆层耐均匀腐蚀的能力，后者考虑耐点腐蚀的性能。

在不同热处理试板上，切割出铝复合板粗加工试样，尺寸为 (10 mm×10 mm×5 mm)。再经过铣床加工，单独铣出铝覆层，尺寸为 10 mm×10 mm×1.5 mm (1.5 mm 为厚度)，将表面铝覆层用导电银胶 914 固化剂固定，内部引导线迁出。试样制备完后，用砂纸将表面进行打磨，去除氧化层。

腐蚀溶液采用 HCl 和 HAc 2 种。其中，盐酸溶液由质量分数 37%的浓盐酸稀释成 Cl 浓度为 1 mol/L 的试验 HCl 溶液；醋酸溶液由无水冰乙酸稀释成浓度为 1 mol/L 的试验 HAc 溶液。本次电化学腐蚀试验设备采用 PARSTAT MC 多通道多功能电化学工作站，用于

测量铝覆层在 2 种溶液内的极化曲线，测试方法采用 Tafel 方法。

2 计算模型

2.1 有限元模型

通过爆炸焊接制成的铝-钛-钢复合板拥有呈波状结合的结合界面，波状界面尺寸微小且表现出周期性，此处为简化计算模型，视为均质材料，定义为 Interface。其厚度根据实际测量值和参考文献[19,20]，取值为 0.1 mm。模型尺寸与试样尺寸一致。

采用 ABAQUS 有限元分析软件对粘结试样界面损伤过程进行模拟，建立的三维模型如图 1 所示。钢层 Q345R、钛层 TA2 和铝层 Zr702 都采用八节点三维应力单元 C3D8R，减缩积分，沙漏控制。有研究指出，内聚力模型对网格的依赖程度较低^[15]，且经过课题组以前的研究论证，因此本研究再不讨论网格对计算精度的影响。界面层 Interface 采用 8 节点 COH3D8 内聚力单元，扫掠划分网格，扫掠方向为 Y 方向。图 1 为有限元模型设置及材料定义示意图。粘结试验中将粘结试样置于粘结装置中，在试样内孔中以顶杆进行位移加载，在顶杆的挤压下，上面两层材料与下层材料间的界面层逐渐破坏并分离。因此，设置的有限元边界条件如图 1a 所示，位移加载如图 1b 所示。图 1b 中，通过绑定加载面与参考点，实现位移加载。材料设置及网格划分如图 1c 和 1d 所示。

2.2 材料模型

表 1 热处理试验正交试验表

Table 1 Orthogonal Test of heat treatment test

Process No.	$T/^\circ\text{C}$	t/h	$v/^\circ\text{C}\cdot\text{h}^{-1}$
1	500	1	30
2	500	2	60
3	500	4	90
4	500	6	120
5	540	1	60
6	540	2	30
7	540	4	120
8	540	6	90
9	580	1	90
10	580	2	120
11	580	4	30
12	580	6	60
13	620	1	120
14	620	2	90
15	620	4	60
16	620	6	30

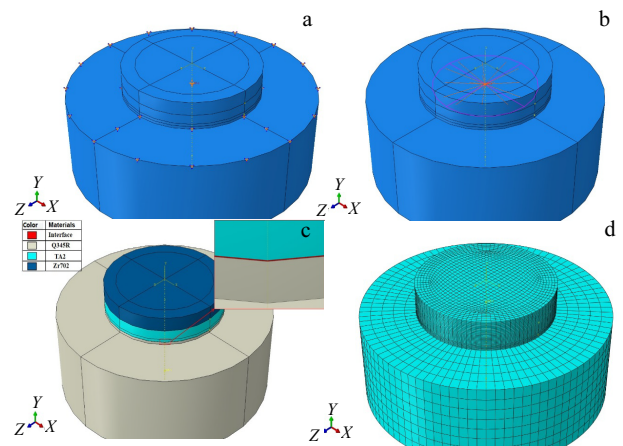


图 1 设置的有限元边界条件、参考点与平面进行绑定、材料设置示意图及网格划分

Fig.1 Boundary condition (a); binding of reference point and plane (b); schematic diagram of material setting (c); mesh generation (d)

对基体 Q345R、中间层 TA2 和覆层 Zr702 进行弹塑性材料参数定义。采用内聚力 Cohesive 单元来描述界面层 Interface 在粘结过程中的损伤演化，定义最大名义应力准则为其 Traction-separation 准则。基于本课题组之前的研究工作^[14]，定义内聚力 Cohesive 模型参数如表 2 所示。表 2 中的参数获取，首先对锆-钛-钢复合板进行力学性能试验，根据未经热处理组的试验结果取损伤初始法向、切向内聚力 σ_n 、 σ_{n1} (σ_{n2}) 分别为 325.50、183.21 (183.21) MPa。由锆-钛-钢复合板剪切试验测得的剪切性能应力位移曲线，结合双线性张力位移关系，进而确定出界面层的临界能量释放率 G_C 。利用反向有限元求解的方法，确定界面层的剪切模量 G_1 和 G_2 ，并假设界面层各向同性，确定其弹

性模量 E 。

3 结果与讨论

3.1 复合板界面粘结损伤过程

锆-钛-钢复合板粘结试样界面损伤过程的标量刚度退化参数 SDEG (scalar stiffness degradation) 云图如图 2 所示，图中 U_{22} 表示 Y 方向加载位移。图 2 表明，内壁处界面层的 SDEG 首先开始增加，随着载荷步的增加，整个界面层的 SDEG 都开始大于 0，表明界面整体开始发生损伤。云图中 SDEG 数值最先达到 1 的内壁附近的单元逐渐开始破坏、失效，从而丧失了继续承载的能力。最终，当位移增长到一定值后，整个界面的内聚力单元全部破坏，这意味着界面完全损伤，上下材料发生脱离。

表 2 内聚力模型参数

Table 2 Parameters of cohesive zone model

$(E/K_{nn})/MPa$	$(G_1/K_{nn})/MPa$	$(G_2/K_{tt})/MPa$	σ_n/MPa	σ_{n1}/MPa	σ_{n2}/MPa	$G_C/N \cdot mm^{-1}$
4420	1700	1700	325.5	183.21	183.21	3.69

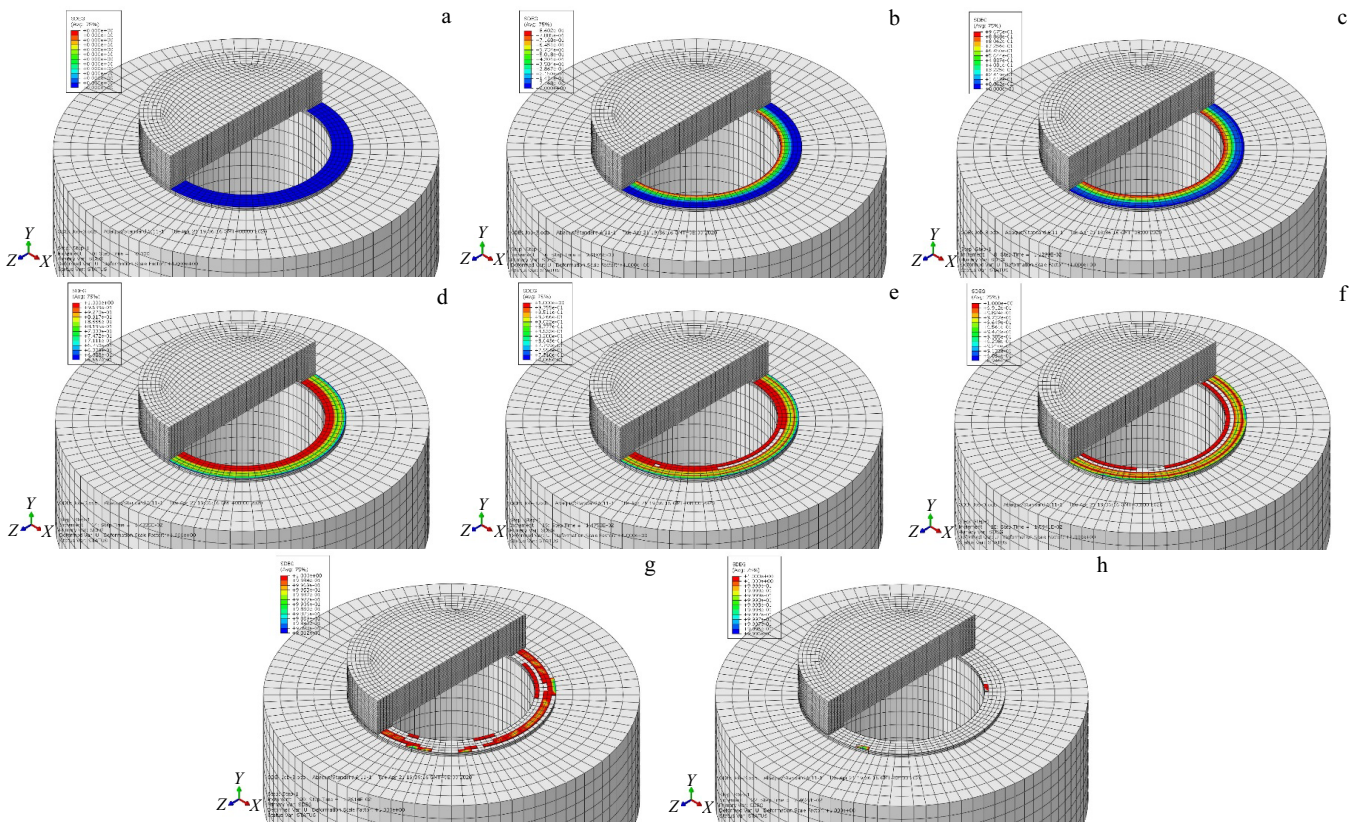


图 2 不同 U_{22} 下材料粘结界面 SDEG 云图

Fig.2 SDEG cloud charts of material bond interface under different U_{22} : (a) 0, (b) 0.001, (c) 0.0113, (d) 0.0142, (e) 0.0148, (f) 0.0159, (g) 0.0186, and (h) 0.0246

为了定量研究界面损伤过程与加载位移的联系，图 3 给出了内壁处单元损伤参数 SDEG 及损伤状态参数 STATUS (status, some failure models) 随加载位移的变化。由图 3a 表明，该内聚力单元的损伤程度首先快速增加，随后进入稳定上升阶段，SDEG 随着加载位移呈线性增长，最后缓慢提高，直至达到最大值 1。损伤参数 STATUS 可以表示单元是否失效，数值只有 1 和 0，二者之间没有中间量。由图 3b 表明，当加载位置至 0.017 mm 时，STATUS 开始下降，表明此时内聚力单元已经破坏，丧失承载能力。

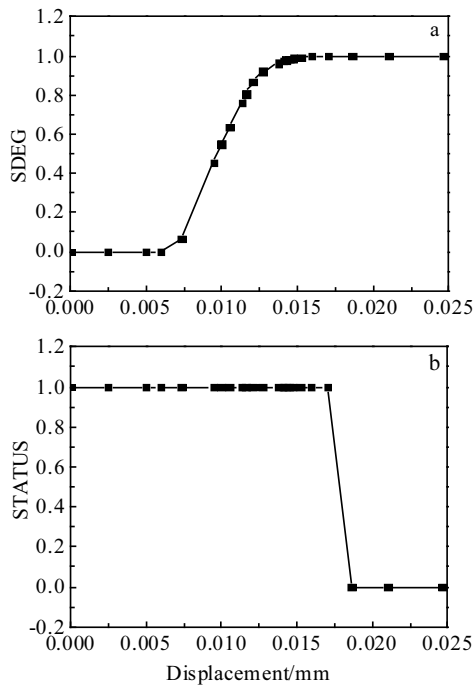


图 3 界面损伤过程 SDEG 及 STATUS

Fig.3 SDEG (a) and STATUS (b) change in interface damage process

图 4 为有限元与试验的应力-位移曲线对比，其中峰值应力的误差约为 5.5%。由图 4 表明，有限元方法得到的界面粘结力变化曲线与试验结果相近，其准确性得到了验证。这表明，表 2 的内聚力参数可以对铝-钛-钢复合板的 I 型损伤过程进行准确描述。

3.2 界面损伤断口分析

图 5 给出了未热处理条件下，粘结试样界面的 SEM 形貌。从图 5a 中可以清晰地观察到由于爆炸焊接工艺而形成的周期性波纹结构，此外还观察到密集且平行的条状撕裂棱形貌。图 5b 为一处波峰与波谷的观察结果。从图 5b 中可以看出，断口平面遍布着细微的破碎晶体，表明界面分离过程伴随着部分晶粒的破碎，因此在 I 型载荷下，界面发生了迅速的脆性断裂。波峰与波谷呈现

出台阶状解理面，因此该处为典型的解理断裂。波峰与波谷过渡斜面与试验施加应力方向相一致，在剪切力的影响下，形成了细小而致密的抛物线状剪切韧窝。可见，I 型加载下，界面整体表现出脆性断裂特征，而波峰与波谷过渡斜面表现出脆性解理断裂和少量韧性断裂特征，即为混合断裂模式。

3.3 热处理工艺对表面耐腐蚀的影响

3.3.1 Tafel 极化曲线测试

本次采用 Tafel 极化曲线测量不同热处理条件下钎覆层的耐腐蚀性能，电解质溶液选取 Cl⁻浓度为 1 mol/L 盐酸。复合板未进行热处理时，钎覆层的 Tafel 极化曲

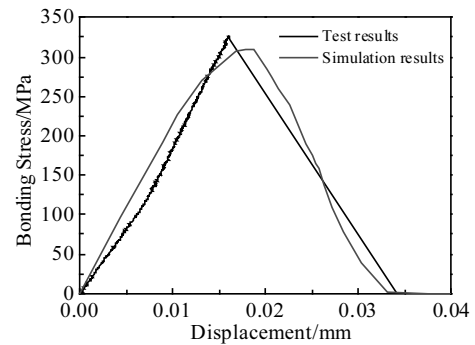


图 4 有限元与试验的界面应力-位移曲线对比

Fig.4 Comparison of interface stress-displacement curves between finite element and test

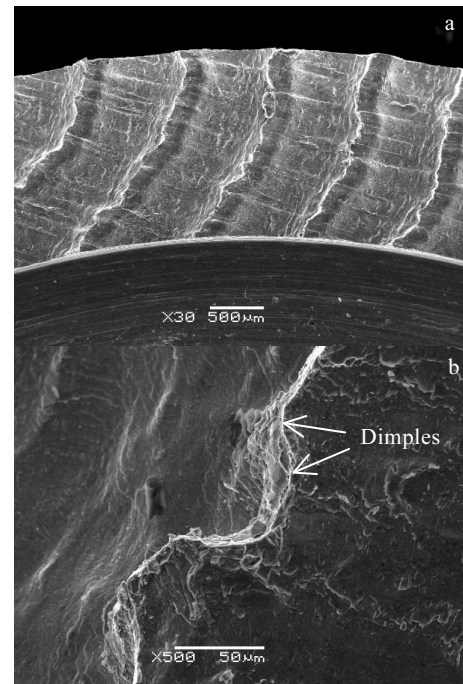


图 5 粘结试样界面断口 SEM 形貌

Fig.5 Fracture SEM morphologies of bonding samples: (a) macroscopic fracture surface and (b) crest and trough

线如图 6 所示。图中横坐标为相对于参比电极（甘汞电极）的极化电位，纵坐标为电流密度的常用对数值。由图 6 可以看出，锆覆层的 Tafel 曲线可分为 4 段。（1）AB 段：随着电位的增加，通过锆覆层的电流密度下降，直至最低点 B；（2）BC 段：到达 B 点以后，随着电位增加，腐蚀电流突然上升，此时 B 点对应的电位可以认为是锆覆层在该溶液介质中的自腐蚀电位，即 -0.41 V(SCE)；（3）CD 段：随着电位的增加，锆覆层的电流缓慢上升。原因是由于锆覆层上生成一层致密氧化膜，阻止了电流的快速增长。曲线的斜率越小，材料的钝化膜越致密。其中，CD 段和 AB 段直线段的交点 F 一般认为是材料在该溶液介质中的腐蚀电流；（4）DE 段：当极化电位增加至 D 点时，腐蚀电流再次快速上升，此时 D 点的电位一般称为击穿电位^[21,22]。原因是锆材在盐酸溶液中由于电位的提高 Cl⁻破坏了锆覆层上的钝化膜，锆覆层上发生点腐蚀。击穿电位 D 可以认为是锆覆层在该溶液中的点腐蚀电位，即 +0.35 V(SCE)。

试验完成后，锆覆层表面出现了大量点腐蚀凹坑。根据 NB/T 47011-2010《锆制压力容器》标准释义中数据，在 1 mol/L 的 Cl⁻溶液中，纯锆的点腐蚀电位为 +0.38 V(SCE)，略高于本次试验得到的锆复合板覆层的点腐蚀电位 +0.35 V(SCE)。由此可得，经过爆炸焊接以后，锆复合板的耐点腐蚀性能有所下降，在较低电位时就可能表现出点腐蚀现象。

根据正交试验表 1 的各种热处理工艺，不同热处理状态下锆覆层的腐蚀电流密度、腐蚀电位和击穿电位结果见表 3。由表可知，随着保温温度升高、保温时间延长，锆覆层的点腐蚀电位降低，耐电化学腐蚀性能略有下降。在本次试验范围内，锆覆层的腐蚀电流密度、腐蚀电位和击穿电位并未发生较大变化。腐蚀电流的范围从 10^{-5.6} 变化至 10^{-4.5} A/cm²，腐蚀电位范围从 -0.45 V 变化至 -0.39V(SCE)，击穿点腐蚀电位从 +0.28 V(SCE)变化至 +0.35 V(SCE)。热处理完成以后，锆复合板覆层的耐

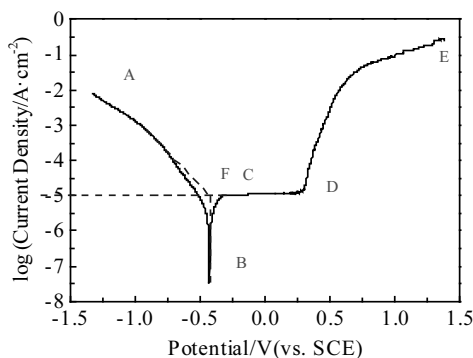


图 6 锆覆层（未热处理）在 HCl 溶液中的 Tafel 极化曲线
Fig.6 Tafel polarization curve of Zr cladding in HCl solution

腐蚀性能均低于纯锆材料。热处理保温温度越高，保温时间越长，击穿电位从 +0.35 V(SCE) 下降至 +0.29 V(SCE)，耐腐蚀性能下降越明显。

3.3.2 耐醋酸腐蚀性能试验分析

为了和含氯离子的盐酸溶液进行对比，将采用浓度为 1 mol/L 的试验 HAc 溶液对锆覆层进行电化学腐蚀试验，测量其 Tafel 极化曲线。图 7 为锆覆层在 1 mol/L HAc 溶液中的 Tafel 曲线(锆复合板未进行热处理)。由图 7 可

表 3 不同热处理条件下锆覆层的腐蚀电流密度、腐蚀电位和击穿电位

Table 3 Corrosion current densities, corrosion voltages and breakdown voltages of Zr cladding after different heat treatments

Process No.	log(corrosion current density/ A·cm ⁻²)	Corrosion voltage/ V(SCE)	Breakdown voltage/ V(SCE)
0 (without heat treatment)	-5.0	-0.41	+0.35
1	-4.8	-0.44	+0.33
2	-4.9	-0.45	+0.33
3	-4.6	-0.43	+0.32
4	-4.8	-0.41	+0.31
5	-4.6	-0.41	+0.31
6	-4.5	-0.40	+0.31
7	-5.5	-0.42	+0.32
8	-5.6	-0.42	+0.30
9	-4.7	-0.41	+0.30
10	-5.0	-0.39	+0.30
11	-5.1	-0.41	+0.31
12	-4.8	-0.44	+0.29
13	-4.6	-0.42	+0.30
14	-4.6	-0.43	+0.29
15	-4.8	-0.44	+0.29
16	-4.8	-0.45	+0.28

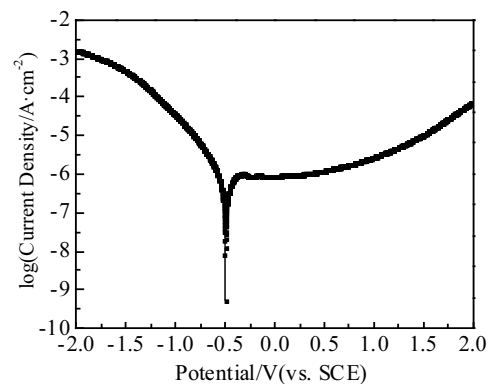


图 7 未热处理锆覆层在 1 mol/L HAc 溶液中的 Tafel 曲线
Fig.7 Tafel curve of zirconium coating in 1 mol/L HAc solution (without heat treatment)

知, HAc 溶液中的 Tafel 曲线与 HCl 溶液相比的最大区别是整条曲线不存在击穿电位, 即 HAc 溶液中锆材基本不存在点腐蚀现象。当极化电位超过腐蚀电位以后, 锆材料的电流密度斜率平缓增加, 不存在类似击穿电位的突变点。随着电位的提高, 材料的腐蚀逐渐加剧。

4 结 论

1) I 型加载下, 裂纹由内壁处萌生, 并迅速扩展至整个结合界面。钛-钢界面整体表现出脆性断裂特征, 而波峰与波谷过渡斜面表现出脆性解理断裂和少量韧性断裂特征, 即为混合断裂模式。

2) HCl 溶液锆覆层的 Tafel 曲线存在明显的击穿电位, 而在 HAc 溶液中基本不存在。表明在 HCl 溶液中锆覆层以点腐蚀为主, 而在 HAc 溶液中以均匀腐蚀为主。

3) 根据 NB/T 47011-2010 标准释义中数据, 在 1 mol/L 的 Cl⁻ 溶液中, Zr 母材的点腐蚀电位为 +0.38 V(SCE), 略高于本次试验得到的锆复合板覆层(未进行热处理)的点腐蚀电位 +0.35 V(SCE)。经过爆炸焊接以后, 锆复合板的耐点腐蚀性能有所下降。

4) 在本次热处理试验范围内, 随着保温温度的升高和保温时间的延长, 锆覆层的点腐蚀电位降低越明显, 但是总体变化不大。热处理完成以后, 锆覆层的耐腐蚀性能低于纯锆材料。

参考文献 References

- [1] Chen Xuedong(陈学东), Cui Jun(崔 军), Zhang Xiaohu(章小浒). *Pressure Vessel Technology* (压力容器)[J], 2012, 29(12): 1
- [2] Huang Jiahu(黄嘉琥). *Handbook for Design and Selection of Petrochemical Equipment-Nonferrous Metals Containers* (石油化工设备设计选用手册-有色金属制容器)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2009
- [3] NB/T 47011-2010[S]. 2010
- [4] Wang Xiaoxu(王小绪), Zhao Zheng(赵 铮), Wang Jinxiang(王金相) et al. *Explosion and Shock Waves*(爆炸与冲击)[J], 2014, 34(6): 685
- [5] Zhou Wenchao(周文超), Zhou Wei(周 为). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2013, 42(23): 182
- [6] Prazmowski M, Rozumek D, Paul H. *Engineering Failure Analysis*[J], 2017, 75: 21
- [7] Yan Xiaoqian(阎晓倩), Jiang Haitao(江海涛), Zeng Shangwu(曾尚武) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2013, 34(S1): 77
- [8] Jiang Haitao(江海涛), Yan Xiaoqian(阎晓倩), Liu Jixiong(刘继雄) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2014, 43(11): 2631
- [9] Jiang Haitao(江海涛), Yan Xiaoqian(阎晓倩), Liu Jixiong(刘继雄) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(4): 972
- [10] Akbari M S A A, Farhadi S P. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 494: 329
- [11] Li Rui(李 锐). *Nuclear Power Engineering*(核动力工程)[J], 2018, 39(5): 43
- [12] Nagano H, Kajimura H. *Corrosion Science*[J], 1996, 38(5): 781
- [13] Nagano H, Kajimura H, Yamanak K. *Materials Science and Engineering A*[J], 1995, 198(1): 127
- [14] Qiu Weiguang(邱伟光), Zhang Bojun(张伯君), Ye Cheng(业成) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(11): 3451
- [15] Zhou Binbin(周彬彬), Qiu Weiguang(邱伟光), Zhang Bojun(张伯君) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(4): 1137
- [16] Zhou Binbin, Chang Le, Zhang Bojun et al. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*[J], 2018, 95: 59
- [17] Wang Bin(王 彬). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Wuhan: Wuhan University of Technology, 2017
- [18] Feng Zhe(冯 哲), Zhang Qingdong(张清东), Zhang Liyuan(张立元). *The 10th China Iron and Steel Annual Meeting and the 6th Baosteel Academic Annual Meeting*(中国钢铁年会暨宝钢学术年会)[C]. Shanghai: Chinese Society for Metals, 2017
- [19] Zhai Weiguo(翟伟国). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2013
- [20] Zhang Baoqi(张保奇). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2005
- [21] McCafferty E. *Corrosion Science*[J], 2005, 47: 3202
- [22] Cao Chunan(曹楚南). *Principles of Electrochemistry of Corrosion*(腐蚀电化学原理)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2008

Interface Damage Mechanism and Surface Corrosion Resistance of Zirconium-Titanium-Steel Clad Plate

Zhang Bojun¹, Ye Cheng¹, Zhou Binbin², Fang Xuefeng¹, Wen Yaohua¹, Zhou Changyu²

(1. Nanjing Boiler and Pressure Vessel Inspection Institute, Nanjing 210019, China)

(2. Nanjing Tech University, Nanjing 211816, China)

Abstract: The cohesive zone model was used to study the interface damage process of zirconium-titanium-steel clad plate in bonding test, and the interface fracture mode was analyzed by SEM. The corrosion resistance of the surface under different heat treatment conditions was studied by orthogonal test, and the effects of holding temperature, holding time and rise and fall rate of temperature were analyzed. The results show that the interface damage starts from the inner wall and gradually develops to the whole interface under mode-I loading. The whole interface belongs to brittle fracture, while the transition slope of wave crest and wave trough is mixed fracture. The results of Tafel polarization curves show that the main corrosion mode of zirconium coating is spot corrosion in HCl solution and uniform corrosion in HAC solution. After explosive welding, the corrosion resistance of zirconium composite plate is lower than that of pure zirconium material, and worse corrosion-proof ability can be obtained under higher temperature and longer holding time.

Key words: zirconium clad plate; heat treatment; shearing strength; cohesive zone model; Tafel polarization curves

Corresponding author: Ye Cheng, Researcher, Nanjing Boiler and Pressure Vessel Inspection Institute, Nanjing 210019, P. R. China, Tel: 0086-25-86673591, E-mail: 24252309@qq.com