

热处理工艺对锆-钛-钢爆炸复合板粘结性能影响

邱伟光¹, 张伯君^{1,2}, 业成², 周彬彬¹, 周昌玉¹

(1. 南京工业大学, 江苏 南京 211816)

(2. 南京市锅炉压力容器检验研究院, 江苏 南京 210028)

摘要: 为得到锆-钛-钢爆炸复合板最优热处理工艺, 采用正交试验法研究保温温度、保温时间和热处理升降温速率 3 个因素对复合板粘结强度和残余应力的影响。结果表明, 保温温度 540 °C、保温时间 1 h、热处理升降温速率 60 °C/h 为最优热处理工艺, 复合板可以获得最佳粘结强度和残余应力状态组合, 保温温度过高, 时间太长都会降低粘结强度。此外, 还对最优热处理工艺下复合板结合面进行了显微硬度测定, 微观组织和断口形貌的观察。分析显示, 复合板结合界面附近形成细晶区, 显微硬度较大; 结合面粘结试验断裂形式为韧性加解理混合型断裂。

关键词: 锆-钛-钢复合板; 热处理; 粘结强度; 正交试验方法

中图分类号: TB33; TG146.4⁺14

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)11-3451-07

锆因其具有优异的耐腐蚀性能和良好的机械加工性能^[1-3], 适宜用作压力容器的壳体、换热器管板、塔器部件和管道等。采用纯锆材制造压力容器, 不仅耗资大, 而且造成资源浪费, 所以通常将锆与钢复合后使用, 目前主要通过爆炸焊接技术制备大面积的锆复合钢板^[4]。这种复合板作为压力容器主体材料不仅综合利用了锆和钢的优点, 而且极大地降低了制造成本。锆与钢直接复合容易形成脆硬的金属间化合物, 降低结合强度, 因此需要在锆与钢之间添加过渡层^[5]。通常在锆与钢之间采用工业级纯钛板 (通常厚度 2~3 mm) 作为过渡层, 成为锆-钛-钢的三层复合板。由于锆与钛之间不会形成脆性的金属间化合物, 钛与钢也较易结合, 因此比锆钢复合板具有更好的复合质量。相对于其他材料复合钢板, 三层复合板是锆复合钢板的特点^[6]。

目前, 关于未热处理的钛钢复合板断裂及力学行为研究较多^[7,8]。Akbari^[9]和 Kundu^[10]等人研究了不同热处理工艺下钛钢爆炸复合板扩散区的形成和金属间化合物的组成。王小绪^[4,11]等人研究了爆炸焊接参数对锆钢复合板界面波的影响以及钛作为过渡层提高锆钢复合板结合强度的有效性。由于锆与钛的物化性能存在差异, 锆复合板的热处理不能完全参考传统的钛钢复合板热处理工艺。对于锆复合板的加工成型和热处理工艺等方面研究也相对较少。

本研究以热处理工艺为切入点, 研究热处理工艺

对锆复合板粘结性能的影响, 揭示热处理工艺对锆复合板粘结性能的变化规律, 并给出合理的锆复合板热处理工艺, 为我国今后锆制压力容器的制造提供技术支持。

1 实验

复材: 厚度为 2 mm 的工业纯锆 Zr702; 过渡层: 厚度为 2 mm 的工业纯钛 TA2; 基材: 厚度为 12 mm 的 Q345R。爆炸成型后复合板尺寸为 1500 mm×600 mm×16 mm。3 种材料的化学成分 (质量分数, %) 分别为: (1) Zr702: Hf 4.5, Fe+Cr 0.2, H 0.005, N 0.025, C 0.05, O 0.16, Zr 余量; (2) TA2: Fe 0.3, C 0.1, N 0.05, H 0.015, O 0.25, 其他元素 0.5, Ti 余量; (3) Q345R: C 0.15, Si 0.39, Mn 1.43, P 0.018, S 0.005, Fe 余量。

先将钛板与基层钢板爆炸复合, 对成型的钛-钢复合板进行校平处理和表面清洁, 然后将复层锆板与钛-钢复合板进行爆炸焊接, 获得锆-钛-钢复合板。2 次爆炸复合方式都为中心起爆法爆炸焊接。试验装置如图 1 所示。

表 1 为热处理工艺因素水平值。如表 1 所示, 热处理工艺包括保温温度 T 、保温时间 t 和热处理升降温速率 v 3 个影响因素, 其中温度变化率 v 指在 300 °C 以上分别为 30、60、90、120 °C/h。为了降低试验次数并保证试验的科学合理性, 研究采用正交试验法,

收稿日期: 2016-11-15

基金项目: 国家自然科学基金 (51475223); 江苏省博士后基金 (1401160C); 南京市质监局科技项目 (KJ2014011); 南京市质监局科技项目 (KJ2014012)

作者简介: 邱伟光, 男, 1990 年生, 硕士, 南京工业大学机械与动力工程学院, 江苏 南京 211816, 电话: 025-58139951, E-mail: qiuwg1990@163.com

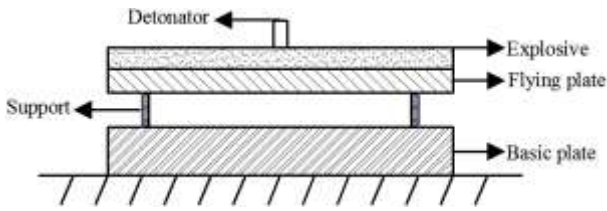


图 1 中心起爆法爆炸焊接示意图

Fig.1 Sketch map for explosive welding by center priming

表 1 热处理工艺因素水平
Table 1 Factors and levels of heat treatment

| Level | 1 | 2 | 3 | 4 |
|--|-----|-----|-----|-----|
| Holding temperature, $T/^\circ\text{C}$ | 500 | 540 | 580 | 620 |
| Holding time, t/h | 1 | 2 | 4 | 6 |
| Rate of temperature, $v/^\circ\text{C h}^{-1}$ | 30 | 60 | 90 | 120 |

利用 $L_{16}(4^3)$ 正交表制定 16 组试验, 如表 2 所示。对热处理后的 16 组不同板材加工制样, 测定粘结强度、残余应力, 给出锆复合板最优热处理工艺。采用 HVS-1000Z 型显微硬度计测量上述最优热处理工艺下复合板界面附近显微硬度分布。测试方法为: 以钛-钢结合面为基准线分别向基层、钛层和锆层进行测量, 测量点间隔约 0.4 mm。采用蔡司 AXIO Imager A1m 光学显微镜观察 3 种材料在上述最优热处理工艺下的显微组织。采用 Phenom ProX 型扫描电镜观察最优热处理工艺下复合板粘结试样断口形貌。

2 结果与讨论

2.1 复合板粘结强度及残余应力分析

2.1.1 粘结强度结果

由于锆和钛可以相互无限溶解, 结合面一般不会出现脆性的金属间化合物, 因而结合质量较易保证, 本次试验主要测定钛-钢结合面的粘结强度。试样规格执行 GB/T6396-2008《复合钢板力学及工艺性能试验方法》标准^[12], 使用 MTS-880 液压式万能试验机测定钛-钢结合面的粘结强度。试验结果见图 2。

热处理的目的在于消除爆炸焊接应力, 稳定组织和获得最优的物理-力学性能。不同热处理工艺对钛-钢界面结合强度影响很大, 应该指出, 由于退火后钛-钢结合面金属间化合物的存在, 将严重削弱它们基体间的结合强度^[9,13]。由图 2 可知, 钛-钢结合面粘结强度值随着热处理工艺的改变呈现波动性的下降趋势。由文献^[14]可知, 随着加热温度的升高, 其结合面处金属间化合物会明显增加, 热处理过程加速界面元素扩散和组织的转变, 削弱了结合强度。由于热处理工

艺的不同, 相同温度下所得粘结强度值会呈现上下波

表 2 正交试验表

Table 2 Orthogonal test procedure of heat treatment

| Process No. | $T/^\circ\text{C}$ | t/h | $v/^\circ\text{C h}^{-1}$ |
|-------------|--------------------|--------------|---------------------------|
| 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 |

动的现象。对于锆复合板而言, 它的消除应力退火温度不宜过高, 否则粘结强度将损失太大。

2.1.2 残余应力结果

试验使用 Proto-iXRD 便携式残余应力分析系统对 16 组不同热处理工艺下复合板基层和过渡层进行残余应力测定, 测定点为距钛-钢结合面 1 mm 处, 测定方向为截面厚度方向。残余应力测定点位置如图 3 所示, 测定结果如图 4 所示。

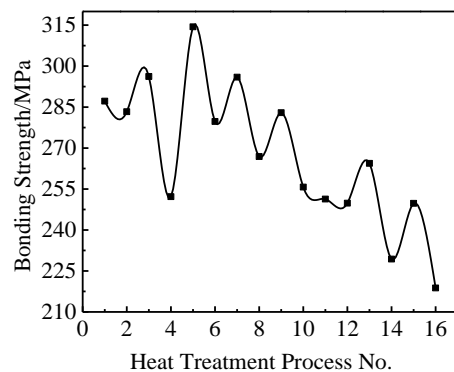


图 2 粘结强度变化趋势

Fig.2 Bonding strength trend

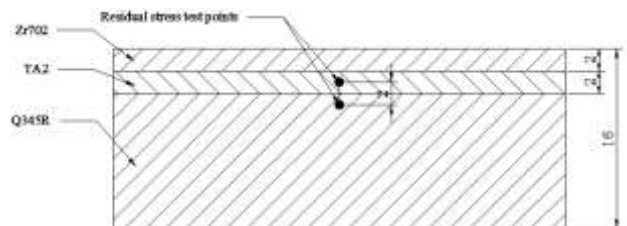


图 3 残余应力测定点示意图

Fig.3 Residual stress test points

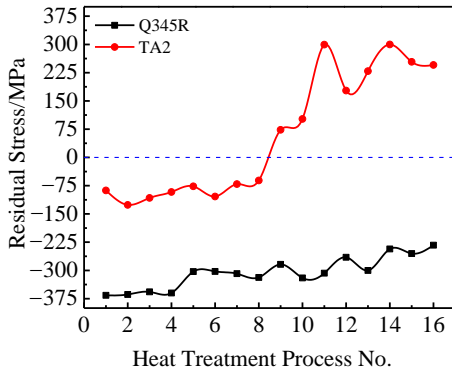


图 4 基层与 TA2 层残余应力趋势

Fig.4 Residual stress trend of Q345R and TA2

随着热处理工艺的改变，Q345R 侧残余应力绝对值呈现波动性的减小趋势，TA2 侧残余应力由开始的压应力逐渐转变为拉应力并波动性的增大，且两者差值不断增大。这是由于：爆炸焊接工艺的特殊性，基层受到冲击压力而产生残余压应力，TA2 层由于之后随着热处理工艺的改变，Q345R 侧残余应力绝对值呈现波动性的减小趋势，TA2 侧残余应力由开始的压应力逐渐转变为拉应力并波动性的增大，且两者差值不断增大。这是由于：爆炸焊接工艺的特殊性，基层受到冲击压力而产生残余压应力，TA2 层由于之后锆层的爆炸复合冲击，也产生了残余压应力；由于锆材和钛材的热膨胀系数比基层碳钢低很多，在同一升温条件下，TA2 层将会受到拉应力，随着温度的升高，从压应力逐渐转变为拉应力，此时基层压应力逐渐降低，复合板整体开始弯曲变形。

实际上，爆炸焊接是由金属强烈变形及熔化产生的结合力和爆炸产生的残余拉应力相互作用的结果。当结合力超过残余拉应力时，金属之间就结合起来，超过的越多，结合得越牢固。当结合力小于拉应力时，金属之间就不能结合^[15]。因此，产生大的残余拉应力对结合区粘结合强度有不利影响。

由于 TA2 层与基层之间有一定的粘结合强度和塑性的结合层相连接，所受的应力很大部分可以通过结合

层由厚实的基层所分担。结合图 2 和图 4 分析可知，随着热处理工艺的改变，TA2 侧残余压应力逐渐转变为拉应力并升高，且与基层压应力差值增加，使得结合界面粘结合强度不断降低，这与粘结合强度试验结果相符。

所以，热处理温度过低，将不能消除爆炸产生的界面两侧材料局部冲击硬化，残余应力不能消除或明显降低^[16]；温度过高，结合面金属间化合物会产生或增加且复层残余拉应力值过大，结合界面的粘结合强度降低。

2.2 热处理工艺优化

分别以粘结合强度、Q345R 侧和 TA2 侧残余应力为考核指标进行方差分析，如表 3 所示。表中 *ss* 为结果的方差，*p* 为结果可信程度的一个递减指标，表明样本中变量的关联是否是总体中各变量关联的可靠性指标，*p* 值越小可靠性指标显著性水平越明显。根据各因素水平的 *p* 值和方差大小，可以将各因素的主次关系排序为：（1）以粘结合强度为考核指标时， $T > t > v$ ；（2）以 Q345R 侧残余应力为考核指标时， $T > v > t$ ；（3）以 TA2 侧残余应力为考核指标时， $T > t > v$ 。

平均粘结合强度、Q345R 侧和 TA2 侧残余应力随工艺参数变化规律如图 5 所示。可知，各因素对上述 3 个考核标准的影响规律并不一致。（1）锆复合板钛-钢结合面粘结合强度值最高的热处理工艺为 $T2t1v2$ ；（2）基层 Q345R 侧残余应力为压应力，用负值表示，所以最小值的热处理工艺为 $T4t4v2$ ；（3）TA2 层残余应力由一开始的压应力转变为拉应力，即由负值转变为正值，但是残余应力在降低和消除，所以最小值的热处理工艺为 $T2t1v4$ 。

保温温度 *T* 对各指标来讲都是最主要影响因素，保温温度 (*T*) 对于粘结合强度和 TA2 侧残余应力的影响规律一致，取 $T2$ 水平下能达到最优指标，但 Q345R 侧残余应力最优水平为 $T4$ 。由于 Q345R 侧残余应力变化较小且对结果影响不大，综合考虑下选择最优保温温度 *T* 为 540 °C。

保温时间 (*t*) 对于粘结合强度和 TA2 侧残余应力指标为次要因素。虽然以 Q345R 侧残余应力为考核指标时 $T > v > t$ ，但是从表 3 中 *p* 值大小可以看出 *t* 和 *v* 对考核指标的影响都不显著，对结果几乎没有影响。为了满足综合指标的提升，将保温时间 *t* 定为次要因素。

表 3 各指标方差分析表

Table 3 Analysis of variance for indexes

| Factor | Bonding strength | | Residual stress of Q345R | | Residual stress of TA2 | |
|----------|------------------|----------|--------------------------|----------|------------------------|----------|
| | ss | <i>p</i> | ss | <i>p</i> | ss | <i>p</i> |
| <i>T</i> | 5615.655 | 0.000506 | 22290.410 | 0.001736 | 380709.100 | 0.000347 |
| <i>t</i> | 3505.885 | 0.001837 | 786.274 | 0.594547 | 8522.598 | 0.548374 |

| | | | | | | |
|----------|---------|----------|----------|----------|-----------|----------|
| v | 465.996 | 0.154875 | 1553.609 | 0.344676 | 4858.268 | 0.731123 |
| Residual | 370.272 | - | 2305.198 | - | 21949.410 | - |

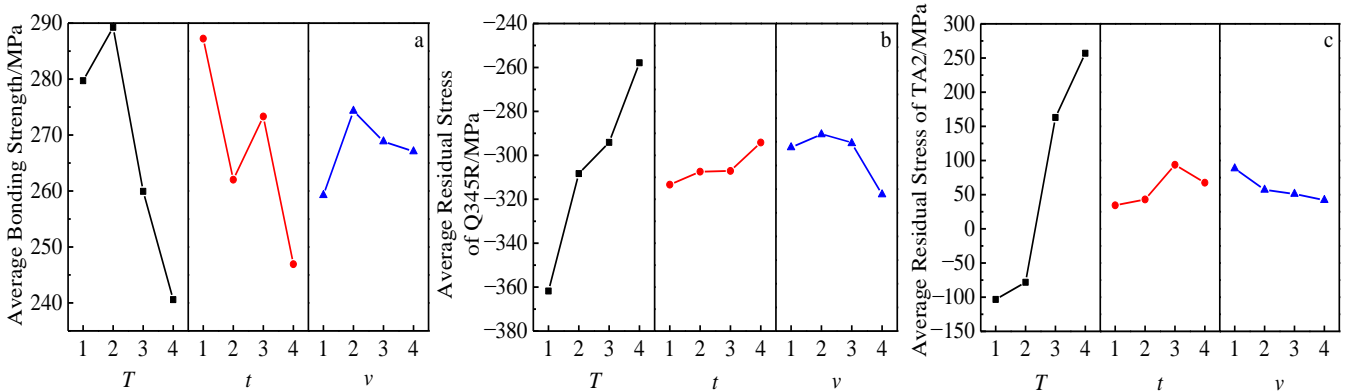


图 5 各因素-指标曲线

Fig.5 Factors-indexes curves: (a) bonding strength, (b) residual stress of Q345R, and (c) residual stress of TA2

取 t_1 水平下粘结强度和 TA2 侧残余应力均达到最优指标, 考虑图 5b 中 Q345R 侧残余应力在 $t_1 \sim t_4$ 之间变化很小, 所以综合考虑下选择最优保温时间 (t) 为 1 h。

热处理升降温速率 (v) 对 3 个考核指标的影响都不显著, 且从图 5c 中可以看出, v_2 和 v_4 对 TA2 侧残余应力影响变化很小, 所以选择最优升降温速率 (v) 为 60 °C/h。

由以上分析可知, 最优热处理工艺为 $T_2t_1v_2$, 即 540 °C+1 h+60 °C/h。在该工艺下, 基层 Q345R 侧残余应力值为 -303.07 MPa, 为残余压应力; 过渡层 TA2 侧残余应力值为 -76.7 MPa, 为残余压应力。残余应力都得到一定的降低且两者差值相对较小。根据资料介绍^[17], 在此温度下钛-钢结合面产生的脆性金属间化合物极少。综合上述 2 个原因, 在该工艺条件下钛-钢结合面粘结强度为 314.39 MPa, 为粘结强度最大值。

根据上述正交试验分析结果可知, 保温温度 (T) 和保温时间 (t) 分别是影响粘结强度的主要和次要因素, 而升降温速率 (v) 对粘结强度值影响很小。当只考虑 T 和 t 对粘结强度影响时, 可以得到图 6 所示的变化规律。从图中可知: (1) 当 T 为 540 °C、 t 为 1 h

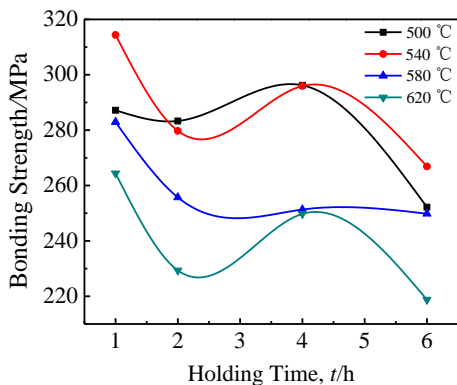


图 6 T 和 t 对粘结强度的影响

Fig.6 Effect of T and t on bonding strength

时, 得到最大粘结强度值, 与上述分析结果一致;

(2) 不同保温时间对粘结强度有较大影响, 随着保温时间由 1 h 延长到 2 h, 粘结强度下降明显, 当延长到 4 h 时, 强度又有所回升, 当继续延长到 6 h 后, 粘结强度急剧下降, 成为最低点。

2.3 最优热处理工艺下复合板界面微观组织与显微硬度

测得复合板试样的显微硬度分布曲线如图 7 所示。从图 7 中可以看出, 在结合界面区域的硬度值最高。分析其原因, 这是由于在结合面处材料的塑性变形程度最大 (加工硬化), 形成了细小等轴晶粒区^[18], 导致该处的硬度值最高。爆炸焊接时, 界面两侧原子不可避免地发生扩散, 但时间短扩散很不充分。在热处理工艺为 540 °C+1 h+60 °C/h 的条件下, 结合区较大的金属塑性变形会促进元素的扩散^[19], 导致距离结合面 0.8 mm 左右范围内的硬度值也相对较大。当距离继续增大, 达到变形层之外, 硬度就趋于基体金属的原始硬度。界面过渡区域比基体金属显微硬度高的原因, 除了塑性变形外, 结合面处可能形成的金属间化合物也是硬度值升高的原因之一。

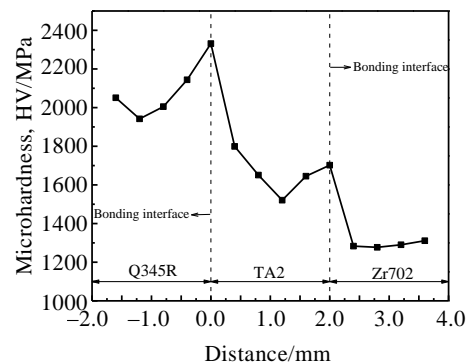


图 7 界面显微硬度分布趋势

Fig.7 Microhardness near the bonding interface



图 8 复合板界面微观组织

Fig.8 Microstructures of clad plate interface: (a) Zr702, (b) TA2, and (c) Q345R

复合板界面的显微组织见图 8。从图 8a 中可看到部分等轴 α -Zr 晶粒，但大小不均匀，晶粒较细为块状多边形，在此温度下组织未完全再结晶；从图 8b 中可看到明显的等轴 α -Ti 晶粒，且晶粒较为均匀，此温度对于钛层为消除应力退火没有引起组织再结晶；从图 8c 中可看到明显的铁素体和珠光体组织，同样此温度对于基层碳钢也为消除应力退火没有发生再结晶现象。从上述 3 幅图中可以观察到锆-钛结合面和钛-钢结合面处都存在一定厚度的细晶区，这主要是由于板与板之间在碰撞点发生瞬间绝热剪切所形成的射流粒子在喷射过程中被连续挤压在两板之间，又迅速被常温板材冷却，高温熔化状态下的细微晶粒来不及再结晶和晶粒长大就被冻结下来，形成一层细晶区^[20]。爆炸产生巨大压力使结合界面发生塑性变形，使错位密

度增大，晶格产生畸变，导致该区晶粒细化，最后形成一层薄的细晶区。用文献[21]可知，这种细晶变形层一般由流动层和畸变层构成。由于结合面细晶区的存在，使得结合面区域显微硬度增大，这与图 7 所得结果一致，且耐腐蚀性能增强（见图 8）。锆-钛和钛-钢结合面没有明显出现如文献[22,23]所提出的金属间化合物层，且所得薄层细晶区均匀致密，无明显空洞或裂纹缺陷，说明了此热处理工艺较佳。

2.4 最优热处理工艺下复合板界面粘结断口形貌

粘结试验断口形貌如图 9 所示。从图 9a 中可以看出，断口上分布着周期性的凸起和凹沟，即为前述金相组织图片中观察到的波状结合形貌。图 9b 为其中一处波峰与波谷的过渡形貌。从图 9c 中可以看出，波谷中心呈较大解理断口形貌，波谷与波峰过渡区域呈台

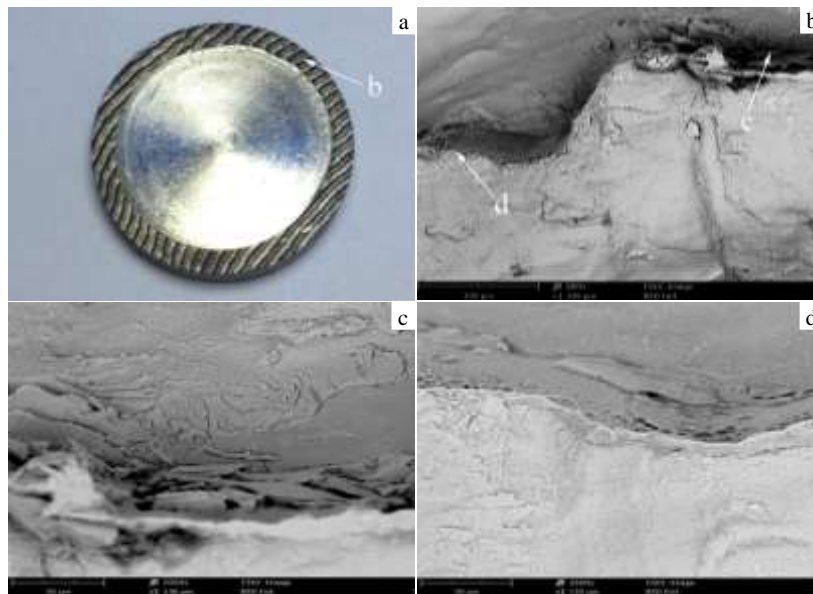


图 9 粘结试验断口形貌

Fig.9 Fracture morphologies of bonding test: (a) macroscopic fracture surface, (b) transition area, (c) trough fracture surface, and (d) crest fracture surface

阶状解理断面,断面上存在河流花样,为典型解理断口形貌。从图 9d 中可以看到波峰与波谷过渡斜面上分布着一定宽度的剪切韧窝,这是由于斜面与试验施加应力方向相一致,导致在此处产生一定的剪切应力,出现成抛物线状的韧窝。从波峰表面(钛侧断面)可以看出含有部分解理面二次裂纹和撕裂棱。综合分析认为,在此最优热处理工艺下,复合板钛-钢结合面粘结断裂形式为韧性加解理混合型断裂。这是由于碰撞过程中产生的熔化、偏聚、夹杂等缺陷破坏了材料的连续性,且由于结合显微硬度值和界面处微观组织可知,界面生成的细晶塑性变形区共同导致材料韧性降低。另外,残余应力的存在也会影响结合面的断裂形式^[24]。

3 结 论

1) 铝-钛-钢爆炸复合板粘结强度随热处理温度升高而降低,过渡钛层残余应力随温度升高由压应力转变为拉应力。钛层残余应力对钛-钢结合面粘结强度有显著影响,残余拉应力过大会明显降低粘结强度。

2) 铝-钛-钢爆炸复合板最优热处理工艺为 540 °C+1 h+60 °C/h,且对性能影响的显著性为:保温温度(T)>保温时间(t)>热处理升降温速率(v)。保温温度过高,保温时间太长都会降低粘结强度。

3) 最优热处理工艺下结合界面处产生薄层细晶区,且均匀致密,所测得硬度在界面处最高,以结合界面为中心向两侧减小。结合界面处未发现明显金属间化合物层,说明热处理工艺较佳。

4) 在最优热处理工艺下,复合板钛-钢结合面粘结试验断裂形式为韧性加解理混合型断裂。

参考文献 References

- [1] Zhou Wenchao(周文超), Zhou Wei(周 为). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2013, 42(23): 182
- [2] Hurm, Ling X. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*[J], 2009, 86: 813
- [3] Hu Xiaodong(胡效东), Jiang Di(姜 迪), Li Yajiang(李亚江) et al. *Journal of Southwest Jiaotong University*(西南交通大学学报)[J], 2014(5): 862
- [4] Wang Xiaoxu(王小绪), Wang Jinxiang(王金相), Zhao Zheng(赵 铮) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(3): 682
- [5] Zheng Yuanmou(郑远谋). *The Principle and Application of Explosive Welding and Metallic Composite*(爆炸焊接与金属复合材料的原理与应用)[M]. Changsha: Central South University Press, 2007
- [6] *Zirconium Pressure Vessels*(锆制压力容器), NB/T 47011-2010[S]. 2010
- [7] Akbari Mousavi S A A, Farhadi Sartangi P. *Materials and Design*[J], 2009, 30: 459
- [8] Nizamettin K, Behc et G 'ulenc, Fehim F. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2005, 169: 127
- [9] Akbari Mousavi S A A, Farhadi Sartangi P. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 494: 329
- [10] Kundu S, Roy D, Chatterjee S et al. *Materials and Design*[J], 2012, 37: 560
- [11] 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
- [12] *Clad Steel Plates-Mechanical and Technological Test*(复合钢板力学及工艺性能试验方法), GB/T 6396-2008[S]. 2008
- [13] 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
- [14] Jiang Haitao, Yan Xiaoqian, Liu Jixiong et al. *Trans Nonferrous Met Soc China*[J], 2014, 24: 697
- [15] Zheng Yuanmou(郑远谋). *Shanghai Nonferrous Metals*(上海有色金属)[J], 2002, 23(2): 53
- [16] Wang Zhiping(王治平), He Zhi(何 智), Li Qiang(李 强). *Chinese Journal of High Pressure Physics*(高压物理学报)[J], 1998, 12(1): 60
- [17] Rare Metal Materials Processing Manual Editorial Team(稀有金属材料加工手册编辑组). *Rare Metal Materials Processing Manual*(稀有金属材料加工手册)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1982
- [18] Liu Jixiong(刘继雄), Zhao Aimin(赵爱民), Jiang Haitao(江海涛) et al. *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2012, 37(4): 38
- [19] Fang jixiang(方吉祥), Zhao Kang(赵 康), Liu Jifeng(刘继锋) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2002, 23(2): 4
- [20] Hu Lanqing(胡兰青), Wei Yinghui(卫英慧), Xu Bingdu(许并杜) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2004, 25(1): 46
- [21] Ma Dongkang(马东康), Zhou Jinbo(周金波). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 1999, 28(1): 26

- [22] Wang Guanglei(王光磊), Luo Zongan(骆宗安), Xie Guangming(谢广明) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(2): 387
- [23] 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
- [24] Zhong Qunpeng(钟群鹏), Zhao Zihua(赵子华). *Fracture* (断裂学)[M]. Beijing: Higher Education Press, 2006: 176

Effect of Heat Treatment on Bonding Property of Explosive-Welded Zirconium-Titanium-Steel Clad Plate

Qiu Weiguang¹, Zhang Bojun^{1,2}, Ye Cheng², Zhou Binbin¹, Zhou Changyu¹

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

(2. Nanjing Boiler and Pressure Vessel Inspection Institute, Nanjing 210028, China)

Abstract: In order to obtain the optimal heat treatment condition of explosive-welded zirconium-titanium-steel clad plate, the effects of holding temperature, holding time and temperature rate on bonding strength and residual stress of clad plate were studied by an orthogonal test method. The results show that the clad plate can get the best combination of bonding strength and residual stress under the condition of holding temperature 540 °C, holding time 1 h and temperature rate 60 °C/h. When the holding temperature is too higher or the holding time is too longer, the bonding strength of explosive-welded zirconium-titanium-steel clad plate will decrease. Besides, the microhardness of bonding interface was measured and the microstructures and the fracture morphology were observed under the optimal heat treatment condition. The analysis shows that the fine grain zone is formed near the bonding interface and its microhardness is higher. The fracture appearance of bonding test is a mixture of ductile and cleavage fracture.

Key words: zirconium-titanium-steel clad plate; heat treatment; bonding strength; orthogonal test method

Corresponding author: Zhou Changyu, Professor, School of Mechanical and Power Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 211816, P. R. China, Tel: 0086-25-58139951, E-mail: changyu_zhou@163.com