

5083Al/1060Al/TA1/Ni/SUS304 五层爆炸复合板退火组织演化及力学性能

宋从斌¹, 张聪惠^{1,2}, 朱文光¹, 李南南³, 朱磊³, 何晓梅¹, 查勇超¹

(1. 西安建筑科技大学, 陕西 西安 710055)

(2. 有色金属增值冶金与加工国际联合研究中心, 陕西 西安 710055)

(3. 西安天力金属复合材料股份有限公司, 陕西 西安 710201)

摘要: 为改善 5083Al 和 304 不锈钢爆炸焊接质量, 提升隔热效果, 本研究采用 1060Al、TA1 和 Ni 作夹层材料, 制备了具有热传导梯度的五层爆炸复合板。为消除爆炸焊接后的残余应力, 减少绝热剪切带和微裂纹等缺陷, 采用 550 °C × 60 min 退火工艺对五层爆炸复合板进行退火处理, 并通过 SEM、EBSD 和万能试验机等手段, 分析研究退火对其组织演化及力学性能的影响。结果表明: 五层爆炸复合板的 4 个焊接界面均呈波形, 且在界面处存在微裂纹、孔洞、绝热剪切带和漩涡区等缺陷。经退火处理, 4 个焊接界面均发生不同程度的再结晶, 微裂纹、绝热剪切带等缺陷得到有效改善; 5083Al/1060Al/TA1 界面的 β 相和 Al-Ti 金属间化合物增多, TA1/Ni 界面在原 TiNi₃ 熔化层的基础上新增 TiNi 熔化层和 Ti₂Ni 熔化层。界面抗拉剪强度均有所降低, 但仍远高于相应国标使用要求; 拉脱试样在 5083Al/1060Al 界面断裂分离。

关键词: 爆炸焊接; 金属间化合物; 力学性能; 界面

中图分类号: TG456.6

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)05-1737-09

随着现代工业的发展, 单一材料很难适应复杂的工业环境, 研究人员采取钎焊^[1]、熔钎焊^[2]、搅拌摩擦焊^[3]、轧制^[4]、点焊^[5]、激光焊^[6]、磁脉冲焊^[7]和爆炸焊^[8]等技术, 实现了异种材料的连接, 得到兼具多种优异性能的复合材料。其中, 爆炸焊接融合了熔化焊、扩散焊和压力焊等固态焊接技术的特点, 成为近年来广为关注并应用的异种材料连接技术。

铝合金具有低密度、低成本和优异耐腐蚀性, 常被用来取代钢结构材料, 广泛应用于石油化工、钻井平台、舰船及汽车等领域。但由于铝合金和基体钢结构性能差异显著, 焊接时易出现未焊合或焊合后界面形成脆性金属间化合物、熔化区、微裂纹和绝热剪切带等微观缺陷^[9], 易导致材料失效。

为改善铝和钢的焊接质量, 爆炸焊接过程中通常加入一层或多层夹层材料^[10]。合理的夹层材料设计, 既能减少炸药消耗^[11], 又能抑制界面处产生大量熔化区^[12]和金属间化合物^[13], 从而改善焊接接头的质量。夹层材料的加入还能使焊接窗口的下边界下移, 增加可焊性区域面积^[14-15], 为工业生产提供更大的灵活性。

目前, 铝合金和钢的夹层材料主要有铝^[16]、钛^[17]、铜^[18]和钼^[19]等。综合考虑成本等因素, 工业上多采用铝和钛金属作为夹层材料制备铝-铝-钢和铝-钛-钢。其中, 铝-钛-钢的结合强度优于铝-铝-钢, 更适用于对性能要求较高的场所, 但是焊接难度大^[20]。Fang 等^[21]对比研究 5083Al/TA2 间有无 1060Al 夹层材料发现, 1060Al 夹层材料的加入能实现界面呈波形结构, 提高抗剪切和抗拉伸强度。钛或钛合金与钢复合时, 因 Fe 与 Ti 溶解度低, 界面易形成 Fe₂Ti、FeTi 和 TiC 等脆性金属间化合物, 从而降低钛/钢的结合质量^[22]。Yang 等^[23]提出 Ni 夹层材料的加入可以抑制钛和钢基体金属元素的互扩散, 避免 Fe₂Ti、FeTi 和 TiC 等脆性金属间化合物的生成。Ti 与 Ni 溶解度较大, 其界面虽然也可能生成 Ti-Ni 系金属间化合物, 但其塑性仍优于 Fe₂Ti、FeTi 和 TiC 等脆性金属间化合物^[22]。对于含 Ni 的钢而言, 以 Ni 作为夹层材料, 不会因引入母材外的元素而产生脆性金属间化合物, 且 Chatterjee^[24]和 Kundu^[25]研究表明, 镍与钢的界面具有较高的结合强度。

收稿日期: 2022-06-08

基金项目: 国家自然科学基金(51674187); 陕西省科技统筹创新工程计划(2019ZDLGY05-03)

作者简介: 宋从斌, 男, 1994 年生, 硕士生, 西安建筑科技大学, 陕西 西安 710055, 电话: 029-82202184, E-mail: 2206126674@qq.com

5083Al 为 Al-Mg 系合金, 与 304 不锈钢 (06Cr19Ni10, SUS304) 相容性较差, 为改善爆炸焊接质量并获得良好的热传导梯度, 本研究引入 1060Al、TA1 和 Ni 作为夹层材料, 制备了 5083Al/1060Al/TA1/Ni/SUS304 五层爆炸复合板。为消除爆炸焊接引入的残余应力, 减少绝热剪切带和微裂纹等缺陷, 进一步对 5083Al/1060Al/TA1/Ni/SUS304 五层爆炸复合板进行退火处理, 研究退火对其微观组织及力学性能的影响。

1 实验

本实验采用 5083Al、1060Al、TA1、Ni 和 SUS304 五种退火态单一板材。焊接面打磨处理后, 采用图 1a 平行布药方式及表 1 最优焊接窗口工艺, 依次实现 Ni/SUS304、Ni/TA1、TA1/1060Al、1060Al/5083Al 界面的爆炸焊接。5083Al、1060Al、TA1、Ni 和 SUS304 的厚度分别为 35, 4, 2, 2, 58 mm。经切割并腐蚀后的试样横截面如图 1b 所示。为改善异种金属的可焊性, 先形成的复合板与下一层板材复合前, 需经超声波探伤并进行相应的去应力退火。

根据前期不同退火处理温度的腐蚀试验结果, 本研究采取 550 °C ×60 min 对五层复合板进行退火, 利用金相显微镜、扫描电子显微镜(ZEISS, Gemini SEM 300)、X 射线衍射仪(D8 ADVANCE, XRD)、电子背散射衍射仪(Oxford, EBSD)和电子万能试验机(Css-Waw300d1)分别对退火前(爆炸态)和退火后

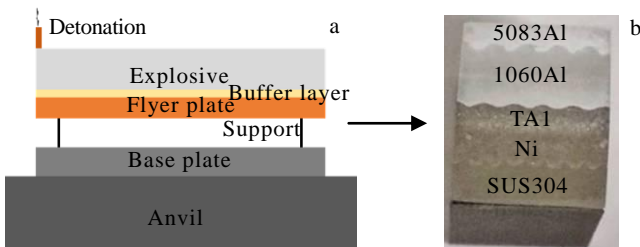


图 1 爆炸焊接示意图及五层爆炸复合板实物

Fig.1 Schematic of explosive welding (a) and five-layer explosive composite plate (b)

表 1 五层复合板各界面爆炸焊接窗口参数最优值

Table 1 Optima parameters of the explosion welding window at each interface for the five-layer composite plate

Interface	Vc/m s ⁻¹	Vp/m s ⁻¹	β/(°)
Ni/SUS304	2636	842.9	18.4
TA1/Ni	2741	885.9	18.6
1060Al/TA1	2605	810.5	17.7
5083Al/1060Al	2559	707.9	14.9

Note: Vc-velocity of collision point, Vp-velocity of flyer plate impact, β-collision angle

(退火态) 的复合板进行微观组织表征及力学性能测试。拉剪和拉脱试验根据 GB/T6396-2008 和 GB/T 228.1-2010 标准进行, 试样尺寸如图 2。其中, 抗拉剪强度根据公式(1):

$$\sigma = F_{\max} / S = F_{\max} / WB \quad (1)$$

式中, F_{\max} 为施加力的最大值, S 为样品接触面积, W 为宽度, B 为长度。

2 结果与分析

2.1 微观组织

一般来说, 良好的波形结构具有较好的结合强度^[26], 本研究所制备五层复合板的 4 个界面均呈现波形结构(图 1b)。当复板撞击基板时, 碰撞点处因受力凹陷, 来不及变形的区域被挤压凸起, 在剪切作用下, 碰撞点逐渐从波谷转移到波峰位置, 随后下降, 如此规律的循环, 最终形成了周期性波形结构^[27]。图 3a~3d 是五层爆炸复合板微观界面 SEM 照片。受爆炸焊接过程中界面聚集的夹杂物、脆性金属间化合物及焊接温度场的影响^[28-29], 因冷凝时体积收缩不均, 在 5083Al/1060Al 界面和 TA1/Ni 界面萌生了微裂纹; 因残留气体被金属射流包裹在 1060Al/TA1、TA1/Ni 和 Ni/SUS304 界面产生了孔洞; 较多的残留气体因被绝热压缩, 导致与之接触的金属发生熔化, 经冷凝后在 TA1/Ni 界面形成熔化层。

受塑性变形温度场的影响, 在界面附近形成漩涡区, 其形成的简化机理如图 4 所示。炸药引爆后, 获得动能的复板与基板发生强烈碰撞, 引发塑性变形, 晶粒呈纤维状(图 4a)。基、复板界面因产生更多的热能, 升温使靠近界面的两侧金属发生熔化(图 4b)。金属熔体沿着 A 方向向前移动, 逐渐聚集在波前压力较小的空腔内, 形成漩涡区(图 4c)。图 4d 表示的为最终形成的漩涡区, 漩涡区除基、复板金属元素外, 还新生成了金属间化合物。

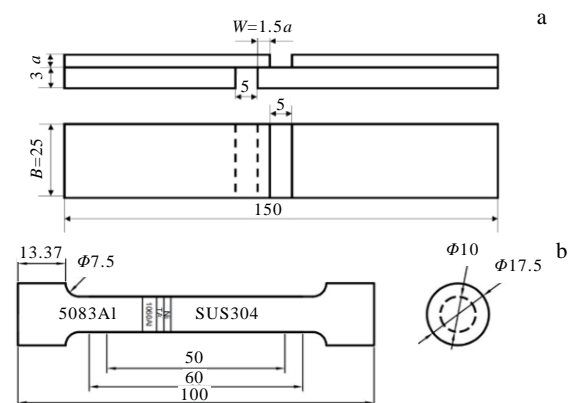


图 2 拉剪试样和拉脱试样尺寸

Fig.2 Sample dimensions for shears test (a) and pull-off test (b)

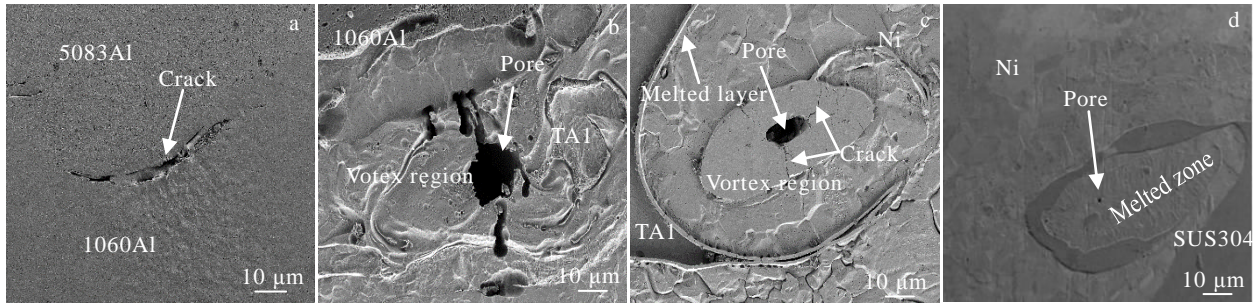
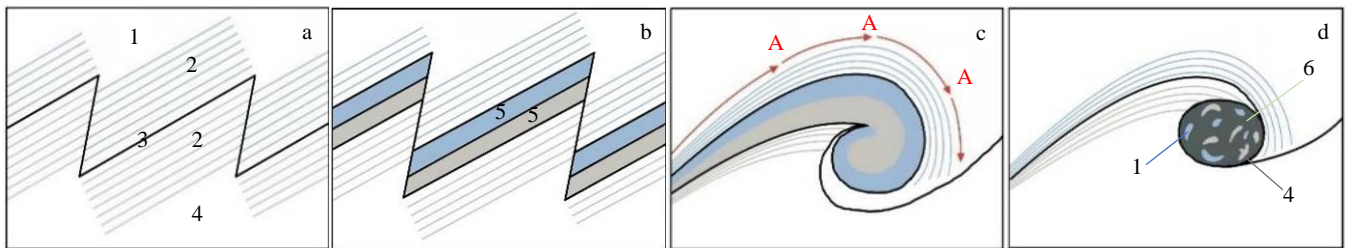


图 3 五层爆炸复合板界面微观图

Fig.3 Interface micrographs of five-layer explosion composite plate: (a) 5083Al/1060Al interface, (b) 1060Al/TA1 interface, (c) TA1/Ni interface, and (d) Ni/SUS304 interface



1-compound plate, 2-metal deformation streamline, 3-interface, 4-base plate, 5-metal melt on both sides near the interface, 6-vortex melting block, A-metal melt flow direction

图 4 爆炸焊接漩涡区的成因与过程示意图

Fig.4 Schematic of the causes and process of explosive welding vortex melting block: (a) deformation of the interface of the base-clad plate, (b) melting of the interface of the base-clad plate, (c) movement of the melt of the base-clad plate, and (d) formation of the vortex region

5083Al/1060Al 界面爆炸态和退火态微观组织如图 5a, 5b 所示。由图 5a 可看出, 1060Al 侧晶粒尺寸相比 5083Al 侧更大。在 5083Al 侧, 距离界面越近, 晶粒尺寸越小。同时, 在大晶粒 5083Al 和 1060Al 晶界处发生了动态再结晶, 形成了较小的多边形晶粒^[30]。界面处的剧烈塑性变形和局部高温, 为铝形核提供了驱动力。Bataev 等^[31] 研究认为, 焊接界面温度甚至可达 10^9 K/s。Yang 等^[32] 研究 Cu/Q235 钢爆炸焊接界面亦发现, 其应变速率可达 10^7 s⁻¹, 碰撞点处压力可达 9 GPa, 导致动态回复与再结晶的发生。由图 5b 可知, 5083Al/1060Al 界面两侧晶粒经退火得到进一步长大。

1060Al/TA1 界面爆炸态和退火态微观组织如图 5c, 5d 所示。由图 5c 可知, 受焊接过程中温度场^[32-33] 及 5083Al/1060Al 界面焊接前去应力退火的影响, 1060Al/TA1 界面晶粒均发生一定程度的再结晶, 低

再结晶温度的 1060Al 更容易发生再结晶并长大。由图 5d 可知, 经 550 °C 退火, 1060Al 和 TA1 晶粒进一步长大。

TA1/Ni 界面爆炸态和退火态微观组织如图 5e, 5f 所示。受有限的滑移系^[34]、低冲击韧性(19.6 J/cm²)和导热性(7~8 W/(m·°C))等影响, TA1 在高温、高压、高应变率的爆炸焊接条件下, 滑移和孪生不能有效协调, 进而在 TA1 基体产生绝热剪切带(ASB)(图 5e)。由图 5e 可知, Ni 侧晶粒尺寸远大于 TA1, 这是由于受 TA1 和 Ni 焊接时的温度场、后续 1060Al/TA1、5083Al/1060Al 焊接前去应力退火及其焊接时温度场的影响, 焊接后 TA1/Ni 界面的晶粒发生动态和静态再结晶, 且具有低再结晶温度的镍优先再结晶。漩涡区边界处存在较大的温度梯度, 晶粒呈现超细晶^[32]。由图 5f 可知, 经退火处理, TA1/Ni 界面两侧晶粒均得到长大, Ni 长大得更明显。

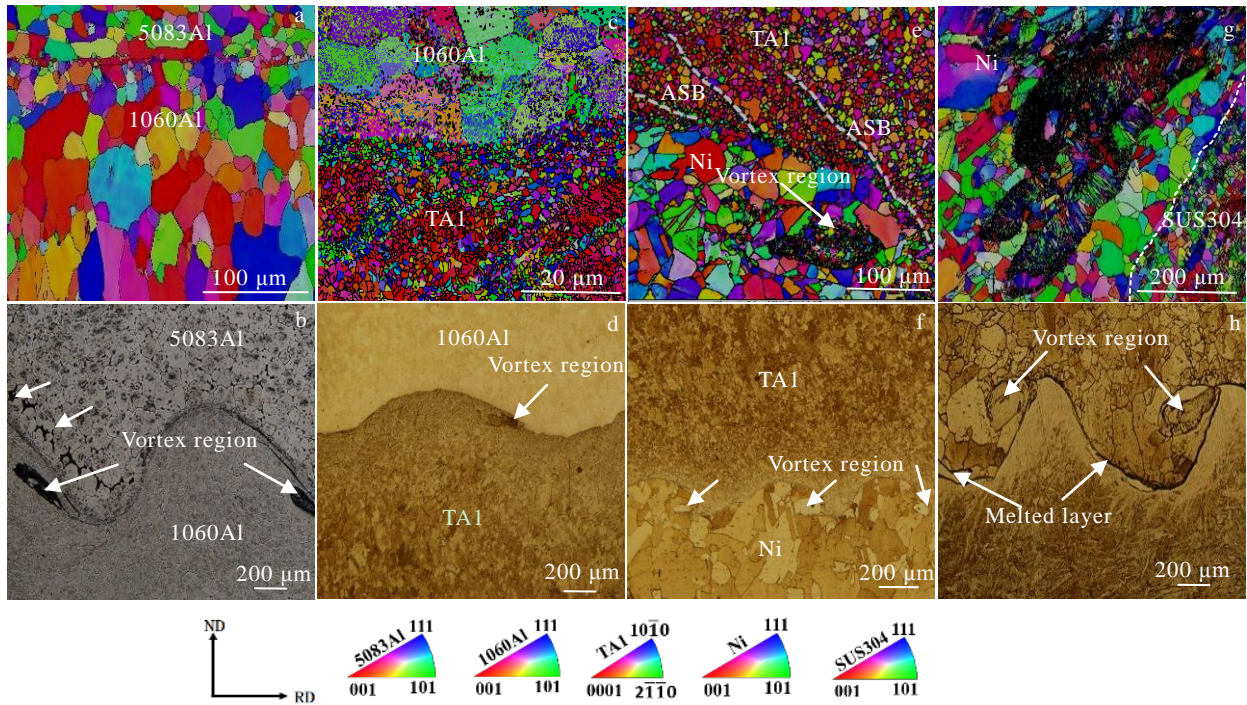


图 5 五层复合板爆炸态和退火态界面微观组织

Fig.5 Interface microstructure of five-layer composite plate in exploded state and annealed state: (a, b) 5083Al/1060Al interface, (c, d) 1060Al/TA1 interface, (e, f) TA1/Ni interface, and (g, h) Ni/SUS304 interface

Ni/SUS304 界面爆炸态和退火态微观组织如图 5g, 5h 所示。由爆炸态的组织 (图 5g)可知, 受焊接前去应力退火及焊接温度场的影响, Ni 侧晶粒发生动态再结晶, 在大晶粒的晶界处有小的多边形晶粒形成^[30], 漩涡区内晶粒由于快速冷凝, 定向凝固产生柱状晶, SUS304 基体晶粒较小。退火态微观组织如图 5h 所示, 经 550 °C 温度退火, 低再结晶温度的 Ni 原子激活能增加、扩散加速, 界面处晶粒因晶界迁移而长大明显。SUS304 侧界面处的晶粒亦发生长大, 但由于退火温度低于 SUS304 再结晶温度, 故长大程度相对 Ni 较小。

2.2 界面金属间化合物

图 6 为 5083Al/1060Al 界面爆炸态和退火态 SEM 照片及相图。对爆炸态试样进行 EBSD 物相分析 (图 6a), 界面及 5083Al 基体存在微量的 $\beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$ 相。由图 5b 知, 经退火处理, 5083Al 晶界处有黑色不连续的相析出; 随远离界面, 晶界处的析出相含量降低。退火态的界面微观组织如图 6b, 6c 所示, 5083Al 基体有黑色析出相, 由能谱分析及 XRD (图 6d) 可知, 黑色析出相为 β 相。

图 7a 为爆炸态 1060Al/TA1 界面 EBSD 物相统计图, 结果显示铝钛界面存在 Al_3Ti 、 Al_2Ti 、 AlTi 和 Ti_3Al 金属间化合物。其中, 大量的 Al_3Ti 和 Al_2Ti 及少量的 AlTi 金属间化合物分布在 1060Al 侧; Ti_3Al

金属间化合物则完全分布于 TA1 侧。Fronczek 等^[35]对 Al/Ti 爆炸焊接复合板的金属间化合物进行研究也发现了类似结果, 界面还存在 Al_3Ti 熔化层。由图 7b 知, 经退火处理, Al 所对应的衍射峰的峰值下降, Al-Ti 系所对应的衍射峰的数量增多且峰值增高, 表明 Al 含量降低而 Al-Ti 系金属间化合物含量增加。

图 8 为 TA1/Ni 界面的 XRD 和 EBSD 物相分析结果。由图 8a, 8b 知, 界面除 Ti 相和 Ni 相外, 还存在 TiNi_3 金属间化合物、 Ti_2Ni 金属间化合物、 TiNi 金属间化合物。图 8a 的金属间化合物的研究结果表明, 钛镍界面均存在互扩散, 但 Ni 向 TA1 基体的扩散大于 TA1 向 Ni 基体中的扩散, 在 TA1 基体主要形成 TiNi_3 金属间化合物, 而在 Ni 基体主要形成 Ti_2Ni 金属间化合物, 这主要是因为二者的固溶度存在差异。由图 8a 可知, 图 5e 漩涡区内的超细晶主要为 TiNi_3 金属间化合物。因剧烈碰撞, 钛、镍金属表层熔化, 形成的金属射流被捕获到压力较小的空腔内形成漩涡, 吉布斯自由能低的 TiNi_3 金属间化合物优先在漩涡内大量生成^[36]。

TA1/Ni 界面爆炸态和退火态 SEM 照片如图 8c, 8d 所示。快速冷凝时, 应力使得金属体积收缩不均匀, 微裂纹在熔化层中产生。经退火处理, 原子间扩散使微裂纹得到改善, 但同时也生成了新的熔化层,

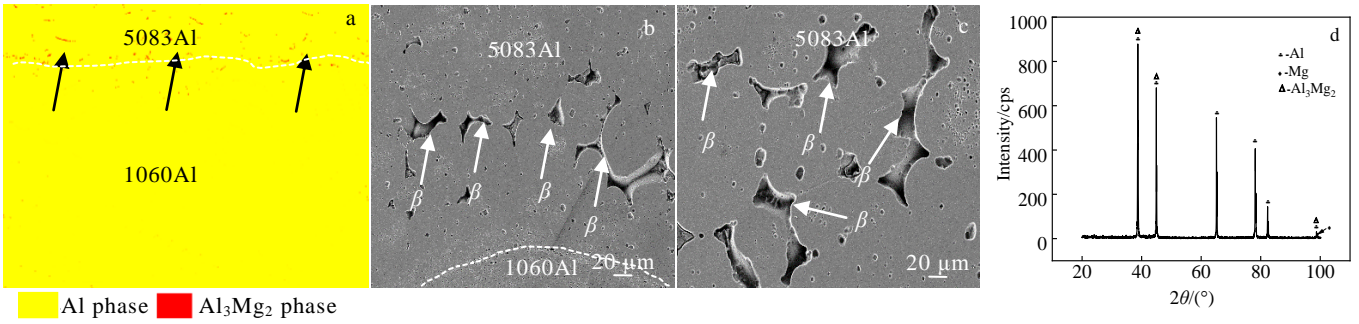


图 6 5083Al/1060Al 界面爆炸态相图、退火态扫描照片及退火态 XRD 图谱

Fig.6 Phase diagram of exploded state (a), SEM images of annealed state (b, c), and XRD pattern of annealed state (d) for 5083Al/1060Al interface

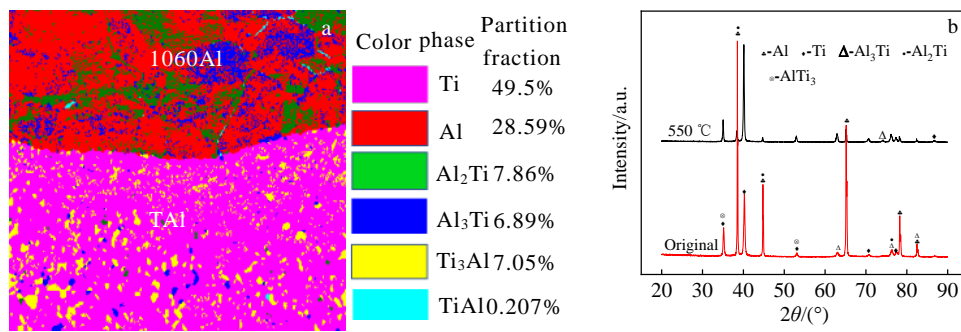


图 7 1060Al/TA1 界面爆炸态相组成统计图及爆炸态和退火态 XRD 图谱

Fig.7 Statistical diagram of phase composition in exploded state (a) and XRD patterns of exploded state and annealed state (b) for 1060Al/TA1 interface

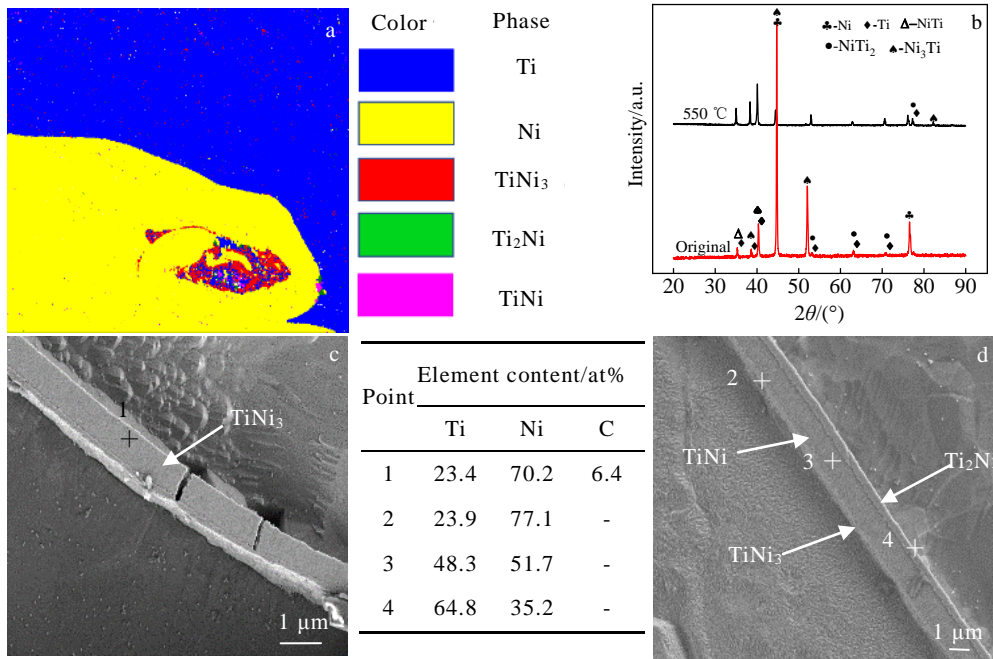


图 8 TA1/Ni 界面爆炸态相组成统计图、爆炸态和退火态 XRD 图谱、爆炸态和退火态 SEM 照片及能谱分析

Fig.8 Statistical diagram of the phase composition in the explosive state (a), XRD patterns of the explosive and annealed states (b), and SEM images and EDS analysis results of exploded and annealed states (c, d) for TA1/Ni interface

且熔化层内存在由 2 种金属熔化反应所生成的金属间化合物。为判断可能生成的金属间化合物，对熔化层进行 EDS 点分析。结果表明，退火前 Ti 和 Ni 的原子分数分别为 23.4% 和 70.2%，其原子比大约等于 1:3；经退火处理，靠近钛一侧的熔化层，Ni 和 Ti 的原子比大约等于 1:2；而靠近镍一侧的熔化层，Ni 和 Ti 的原子比大约等于 3:1；中间的熔化层，Ni 和 Ti 的原子比大约等于 1:1。EDS 分析点 1、2、3 和 4 所对应熔化层的金属间化合物分别为 TiNi₃、TiNi₃、TiNi 和 Ti₂Ni^[37-38]。相比退火前 TiNi₃ 熔化层，在退火后又新生成 TiNi 和 Ti₂Ni 熔化层。TiNi 中间熔化层的形核依赖于 TiNi₃ 熔化层和 Ti₂Ni 熔化层的形核与生长^[39-40]，这也导致退火后 TiNi₃ 相熔化层厚度明显减小。

为进一步证实 TiNi₃ 熔化层优先在 TA1/Ni 界面形核，且 TiNi 熔化层是在 TiNi₃ 熔化层和 Ti₂Ni 熔化层形核的基础上生长，本研究利用热力学和界面能加以证实。考虑 TA1 等相变温度，Ti-Ni 系各相反应生成的吉布斯自由能如表 2 所示。

根据“ΔG 越小，反应越容易”原则，由表 2 可知，在相同温度下，Ti-Ni 系 3 种金属间化合物所对应的熔化层生成的先后顺序分别为 TiNi₃、Ti₂Ni、NiTi^[39]。

在实际过程中，当初生相在 Ti/Ni 界面生成以后，后续会生成新的 Ti-AB，Ni-AB 或 AB-AB(AB 为 TiNi₃、Ti₂Ni、NiTi 金属间化合物)界面。生成新界面会涉及新的界面能和表面能，但由于过程复杂，本研究均按照 Ti/Ni 界面为初生相分别计算 TiNi₃、

Ti₂Ni 和 NiTi 金属间化合物的界面能增长量。通过计算，Ti-Ni 系 3 种金属间化合物对应的熔化层界面能增长量如表 3 所示。

根据“界面能的增长量越大，形核越难，扩散也越难”原则^[41]，由表 3 可知，TiNi₃、Ti₂Ni 和 NiTi 的界面能增长量依次增大，说明形核的难度也依次增大。结合实验、热力学和界面能的结果，TiNi₃ 熔化层最容易在 TA1/Ni 界面形核，TiNi 熔化层在 TiNi₃ 熔化层和 Ti₂Ni 熔化层形核的基础上生长。

2.3 力学性能

2.3.1 拉剪强度

对爆炸态和退火态的 1060Al/TA1、TA1/Ni、Ni/SUS304 界面进行拉剪试验，其结果如图 9a、9b 所示。爆炸态的拉剪试样从变形到分离开裂，拉剪强度曲线相对平滑，而退火态的拉剪试样塑性变形到一定程度后，抗拉剪强度降低且曲线上出现拐点。其主要归因于试样经 550 °C 退火，整体塑性相比退火前均得到改善，但由于界面金属间化合物的增多，降低了界面结合质量，导致抗拉剪强度下降。降低后的抗拉剪强度仍高于相应国标的使用要求。

界面的开裂分离，主要受脆性金属间化合物和界面微观组织的影响。如图 3b 和图 7 所示，1060Al/TA1 界面在焊接后形成了可能作为裂纹源的微孔洞和金属间化合物。经退火处理，界面附近微缺陷虽得到改善，但脆性的金属间化合物也会因此增加。在外加载荷作用时，裂纹易在此处萌生与扩展^[30,42-43]，最终加速复合材料的开裂分离。相比退火态 1060Al/

表 2 各相反应生成的吉布斯自由能

Table 2 Gibbs free energy of reaction between phases

Reaction formula	Gibbs free energy/J · mol ⁻¹	Temperature/K
Ti+3Ni=TiNi ₃	$\Delta G(T) = -193407.105 + 10265.775T^{0.5} - 1314.602T - 9.194 \times 10^{-2}T^2$	298.15-1166
	$\Delta G(T) = -150758.606 + 58.608T - 7.487 \times 10^{-3}T^2 + 22.191T \ln T$	1166-1729
2Ti+Ni=Ti ₂ Ni	$\Delta G(T) = -187169.905 + 10265.775T^{0.5} - 2689.298T - 1.522 \times 10^{-2}T^2 - 72.270T \ln T$	298.15-1166
	$\Delta G(T) = -91514.589 + 57.124T - 7.434 \times 10^{-3}T^2 - 27.888T \ln T$	1166-1729
Ti+Ni=TiNi	$\Delta G(T) = -123930.097 + 10265.775T^{0.5} - 1297.619T - 7.883 \times 10^{-2}T^2 - 53.011T \ln T$	298.15-1166
	$\Delta G(T) = -845502.439 + 75.592T + 2.06 \times 10^{-2}T^2 - 30.82T \ln T$	1166-1513

表 3 钛镍界面能增长量

Table 3 Increment of titanium-nickel interface energy (mJ/m²)

Phases	TiNi	Ti ₂ Ni	TiNi ₃
Increment	741.582	730.953	727.05

TA1 曲线，退火态的 TA1/Ni 曲线虽出现拐点，但拐点出现转折幅度较小。这是因为 TA1/Ni 界面的熔化层(图 8)一定程度上阻挡了两侧金属间原子的扩散，避免了大量的 Ti-Ni 系金属间化合物的产生。同时，由图 8 可观察到，经 550 °C 退火，TA1/Ni 界面中的微裂纹与孔洞因原子的扩散而得到改善^[44-45]。

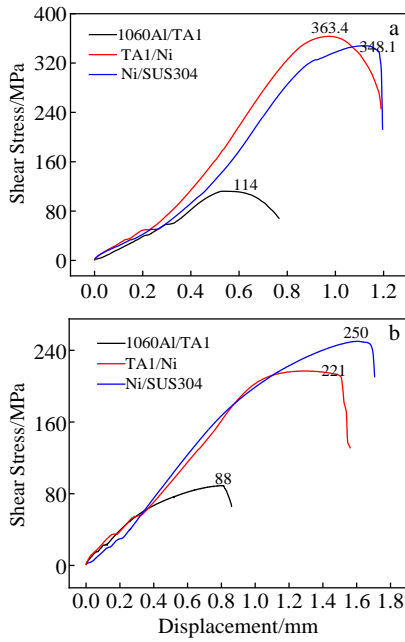


图 9 爆炸态和退火态的五层爆炸复合板拉剪强度曲线

Fig.9 Tensile shear strength curves of five-layer explosive composite panels in exploded state (a) and annealed state (b)

2.3.2 拉脱强度

爆炸态及退火态 5083Al/1060Al/TA1/Ni/SUS304 五层爆炸复合板的拉脱试验结果如图 10 所示。爆炸态及退火态的五层复合板发生断裂和分离均在 5083Al/1060Al 界面，其主要原因是 5083Al/1060Al 界面两侧的基体强度相比其他材料最低，在拉脱过程中，塑性变形开始后较多的应变分布于 5083Al/1060Al 界面附近。此外，由图 3b 可观察到，5083Al 和 1060Al 界面存在裂纹，这些裂纹在外载荷作用下会成为裂纹源并逐渐发展为宏观裂纹，宏观裂纹继续扩展最终导致 5083Al/1060Al 界面的开裂分离。

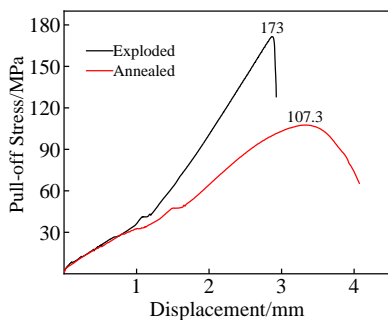


图 10 爆炸态和退火态的五层爆炸复合板拉脱强度曲线

Fig.10 Pull-off strength curves of five-layer explosive composite panels in exploded state and annealed state

经 550 °C 退火，界面抗拉脱强度从爆炸态的 173 MPa 逐渐降低到退火态的 107.3 MPa。5083Al/1060Al 界面是五层爆炸焊接的最后焊接界面，该界面仅受到本身焊接温度场的影响，原子扩散有限且局部应力集中严重，从而导致爆炸态曲线在该界面出现拐点且骤降。经 550 °C 退火，5083Al 和 1060Al 界面原子充分扩散，晶粒也发生了再结晶，使得五层复合板残余应力进一步得到释放，抗拉脱强度有一定下降，但材料整体塑性得到改善。

3 结 论

1) 所制备的 5083Al/1060Al/TA1/Ni/SUS304 不锈钢五层爆炸复合板，4 个焊接界面均呈现理想的波形结构。经退火处理，4 个界面进行不同程度的回复再结晶及长大。

2) 焊接界面处存在绝热剪切带、裂纹、孔洞和漩涡区，经退火处理，绝热剪切带和熔化层中的微裂纹等得到改善。

3) 5083Al/1060Al 界面存在非连续的 β 相；1060Al/TA1 界面存在 Al_3Ti 、 Al_2Ti 、 $AlTi$ 和 Ti_3Al 相；TA1/Ni 界面存在 $TiNi_3$ 、 Ti_2Ni 和 $TiNi$ 相。

4) 经退火处理，界面抗剪切强度均因金属间化合物增多而降低，但仍远高于相应国标使用要求。拉脱试验断裂均发生在 5083Al/1060Al 界面，经退火处理，塑性提高。

参考文献 References

[1] Fedorov V, Uhlig T, Wagner G. *Metals-Open Access Metallurgy Journal*[J], 2021, 11(2): 217
 [2] Wang T, Zhang Y Y, Li X P *et al. Vacuum*[J], 2017, 141: 281
 [3] Wang T, Komarasamy M, Liu K *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 737: 85
 [4] Clérico P, Mininger X, Prévond L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 798: 67
 [5] Azhari-Saray H, Sarkari-Khorrami M, Nademi-Babahadi A *et al. Intermetallics*[J], 2020, 124: 106 876
 [6] Xia H B, Tan C W, Tian R Y *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 54: 347
 [7] Shim J, Kang B, Kim I. *Journal of Mechanical Science and Technology*[J], 2017, 31(8): 3793
 [8] Du Xiangpeng(杜向鹏), Liu Hongwei(刘洪伟), Guo Cheng(郭成) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2007, 36(S3): 3
 [9] Zhou Q, Liu R, Zhou Q *et al. Materials Science and*

- Engineering A*[J], 2021, 820: 141-559
- [10] Aceves S M, Espinosa-Loza F, Elmer J W *et al.* *International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2015, 40(3): 1490
- [11] Wu X M, Shi C G, Fang Z H *et al.* *Materials & Design*[J], 2021, 197: 109-279
- [12] Dai J, Yu B L, Ruan Q D *et al.* *Materials*[J], 2020, 13(9): 2053
- [13] Habib M A, Keno H, Uchida R *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 217: 310
- [14] Hokamoto K, Fujita M, Izuma T *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1993, 24A: 10
- [15] Raghukandan K. *Materials Science Forum*[J], 2013, 767: 109
- [16] Han J H, Ahn J P, Shin M C. *Journal of Materials Science*[J], 2003, 38(1): 13
- [17] Pan C X, Shi Y X, Sun G Z *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*[J], 1997, 33(11): 1199
- [18] Srivastava N, Upadhyay A, Kumar S *et al.* *Trans Tech Publications*[J], 2015, 830-831: 306
- [19] Aceves S M, Espinosa-Loza F, Elmer J W *et al.* *International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2015, 40(3): 1490
- [20] Mao Qiushui(毛秋水). *Research on Welding Performance of Aluminum-Aluminum-Steel Composite Materials for Ships*(舰船用铝-铝-钢复合材料焊接性能研究)[D]. Zhenjiang: Jiangsu University of Science and Technology, 2009
- [21] Fang Z H, Shi C G, Sun Z R *et al.* *Materials Research Express*[J], 2019, 6(10): 1065f9
- [22] Deng Y, Sheng G, Xu C *et al.* *Materials & Design*[J], 2013, 46: 84
- [23] Yang D H, Luo Z A, Xie G M *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 753: 49
- [24] Kundu S, Sam S, Chatterjee S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(15): 4910
- [25] Kundu S, Chatterjee S, Olson D *et al.* *Metallurgical & Materials Transactions A*[J], 2007, 38(9): 2053
- [26] Qiu R, Satonaka S, Iwamoto C. *Materials & Design*[J], 2009, 30(9): 3686
- [27] Zhang T T, Wang W X, Zhang W *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 735: 1759
- [28] Zhou Heng(周恒). *Microstructure and Evolution Process of TiNi Alloy/Q235 Steel Explosive Composite Interface*(TiNi合金/Q235钢爆炸复合界面微观结构及其演化过程)[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2021
- [29] Gloc M, Wachowski M, Plocinski T *et al.* *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2016, 671: 446
- [30] Qiang Z A, Rui L A, Qiang Z B *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 820: 141-559
- [31] Bataev I A, Lazurenko D V, Tanaka S *et al.* *Acta Materialia*[J], 2017, 135: 277
- [32] Yang M, Xu J F, Ma H H *et al.* *Composites Part B Engineering*[J], 2021(1): 108-685
- [33] Yang Ming, Xu Junfeng, Chen Daiguo *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2021, 566: 150-703
- [34] Wang C L, Yu D P, Niu Z Q *et al.* *Acta Materialia*[J], 2020, 200: 101
- [35] Fronczek D M, Wojewoda-Budka J, Chulist R *et al.* *Materials & Design*[J], 2016, 91: 80
- [36] Laeng J, Xiu Z M, Xu X X *et al.* *Physica Scripta*[J], 2007, T129: 250
- [37] Rosenthal I, Miriyev A, Tuval E *et al.* *Metallography Microstructure & Analysis*[J], 2014, 3(2): 97
- [38] Yang J H, Zhang L X, Sun Z *et al.* *Vacuum*[J], 2017, 146: 179
- [39] Topolski K, Wieceński P, Szulc Z *et al.* *Materials & Design*[J], 2014, 63: 479
- [40] Zhou Y, Wang Q, Sun D L *et al.* *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2011, 509(4): 1201
- [41] Liu J P, Su Y Q, Xu Y J *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2011, 40(5): 753
- [42] Sahul M, Sahul M, Lokaj J *et al.* *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2018, 27(11): 5665
- [43] Li H Z, Cao L M, Liang X P *et al.* *Metals*[J], 2020, 10(12): 1654
- [44] Shao X, Guo X L, Han Y F *et al.* *Materials & Design*[J], 2015, 65: 1001
- [45] Garmong G, Paton N E, Argon A S. *Metallurgical Transactions A*[J], 1975, 6: 1269

Annealing Microstructure Evolution and Mechanical Properties of the 5083Al/1060Al/TA1/Ni/SUS304 Five-Layer Explosive Composite Plate

Song Congbin¹, Zhang Conghui^{1,2}, Zhu Wenguang¹, Li Nannan³, Zhu Lei³, He Xiaomei¹, Zha Yongchao¹

(1. Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

(2. The International Joint Research Center for Value-added Metallurgy and Processing of Non-ferrous Metals, Xi'an 710055, China)

(3. Xi'an Tianli Clad Metal Materials Co., Ltd, Xi'an 710201, China)

Abstract: In order to improve the quality of explosive welding of 5083Al and 304 stainless steel and improve the thermal insulation effect, 1060Al, TA1 and Ni were used as interlayer materials to prepare a five-layer explosive composite plate with thermal conductivity gradient. In order to eliminate the residual stress after explosive welding and reduce defects such as adiabatic shear bands and micro-cracks, the five-layer explosive composite plate was annealed at 550 °C for 60 min. The effect of annealing on its microstructure evolution and mechanical properties was studied by SEM, EBSD and universal testing machine. The results show that the four welding interfaces of the five-layer explosive composite plate are all corrugated, and there are defects such as micro-cracks, pores, adiabatic shear bands and vortex areas at the interfaces. After annealing, the four welding interfaces are recrystallized to different degrees, and the defects such as microcracks and adiabatic shear bands are effectively improved. β phase and Al-Ti intermetallics are increased in amount in the 5083Al/1060Al/TA1 interfaces. On the basis of the original TiNi₃ melting layer, a new TiNi melting layer and a new Ti₂Ni melting layer appear in the TA1/Ni interface. The tensile and shear strengths of the interface are decreased, but they are still far higher than the requirements of the corresponding national standards; the pull-off samples are fractured and separated at the 5083Al/1060Al interface.

Key words: explosive welding; intermetallic compound; mechanical properties; interface

Corresponding author: Zhang Conghui, Ph. D., Professor, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, Tel: 0086-29-82202184, E-mail: zhangconghui@xauat.edu.cn