

退火温度对 1060Al/TA2/CCSB 爆炸复合板结合界面 微观组织与力学性能的影响

宋慷慨¹, 张聪惠^{1,2}, 李南南³, 宋从斌³, 朱磊³, 王博¹, 王晓霜¹, 郝轲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: 研究了 1060Al/TA2/CCSB 爆炸复合板结合界面在不同退火温度下的显微组织、力学性能。结果表明, 复合板在其界面处呈现连续均匀分布的波状结合, 界面处存在漩涡、熔化块、表面微裂纹和绝热剪切带等缺陷。对复合板进行拉脱测试和剪切测试, 拉脱断裂发生在 1060Al/TA2 界面, 1060Al/TA2 界面的抗剪切强度低于 TA2/CCSB 界面。复合板波状界面的存在, 阻碍了拉伸过程中的颈缩, 使复合板的塑性提高。随着退火温度升高到 400 °C, 结合界面发生回复, 消除了加工硬化效应, 使得界面硬度降低; ASB 消失并转变为等轴 α 晶粒, 缺陷减少; 界面处的熔化块发生溶解, 使复合板结合界面组织结构更加均匀, 获得良好的综合性能。

关键词: 爆炸复合板; 退火; 绝热剪切带; 显微硬度; 力学性能

中图分类号: TG456.6

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)09-3097-09

爆炸焊接是一种以炸药爆炸产生的冲击波将 2 种及 2 种以上不同金属材料连接在一起的方法, 通常用于物理和化学性能相差较大的异种金属焊接。在爆炸焊接完成后, 金属界面出现典型的波状结合, 连续且均匀的波状界面结合质量良好, 结合强度高, 同时具有良好的力学性能。爆炸焊接技术在大规格和形状特殊的复合材料的制备上展现了优势, 目前主要应用于压力容器、航空航天、石油、化工、电子、军工装备和核电等领域, 然而爆炸复合板结合界面处组织的不均匀性和存在的缺陷严重制约了其发展前景^[1]。

由于爆炸焊接是在瞬时高速和高温下覆板和基板相互撞击完成的, 在其结合界面上会发生一系列物理和化学过程, 形成冶金结合^[2]。爆炸焊接过程显著的特征是界面的类流体行为, 这是由超过材料动态屈服强度的高压引起的。因此, 爆炸焊接获得的复合板界面具有典型的波形特征, 其通过提供机械连锁效应^[3]可以提高界面的结合强度。在某些情况下, 由于金属在高温高速下运动, 在波峰和波谷处可以观察到具有强烈物质混合的局部熔融区, 也称为涡流或漩涡。这些区域具有非常复杂的微观结构, 如非晶态组织^[4]、熔化块^[5]、金属间化合物^[6-7]、表面微裂^[8]和再结晶晶粒^[9], 对复合板界面的力

学性能影响很大。普遍认为, 这些特征是在微秒级数的极端条件下产生的, 例如爆炸过程中的高压、金属的强烈混合、快速升温以及随后的高冷却速率。在爆炸焊接复合这种高应变速率的过程中, 材料受到剪切变形和处于近似的绝热过程, 在结合界面形成了绝热剪切带 (adiabatic shear band, ASB)。ASB 是与界面约成 45° 角的一条斜线, 在结合界面处产生, 向基体中蔓延并最终消失于基体中。这些脆性的金属间化合物和熔化块的存在, 会使结合界面处的硬度值升高, 力学性能降低^[10]; 表面微裂纹和 ASB 在应力的作用下会进一步发展成裂纹源, 微裂纹随着应力的增大形核和扩展, 发生结合界面开裂现象^[10]。同时, 在结合界面处发生剧烈塑性变形, 沿着界面波向着基体方向, 结合界面的显微组织、应变呈现梯度分布。文献[11-12]分别提到了热处理温度对铝/钢、钛/钢、铝/铝/钢复合板结合界面强度的影响, 在铝/钢结合界面容易形成 AlFe、AlFe₃ 等脆性金属间化合物, 严重降低复合板力学性能。文献[13]研究了铝/钢爆炸复合板经不同加热温度和加热时间处理后, 结合界面组织和力学性能的变化。结果表明, 随着加热时间变化, 铝一侧在 350 °C 发生再结晶现象, 晶粒长大, 使金属发生软化, 结合界面及其附近的硬度下降, 拉伸性能也降

收稿日期: 2022-09-23

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: 宋慷慨, 男, 2000 年生, 硕士生, 西安建筑科技大学, 陕西 西安 710055, 电话: 029-82202184, E-mail: 2239185679@qq.com

低。文献[14-16]分别研究了不同退火温度对钛/钢、铝/钛、铝/铝/钛、铝/钛/铝爆炸复合板的结合界面的 ASB 的影响,当温度在 400~480 °C 时,钛一侧的 ASB 会消失,ASB 内部晶粒长大,形成细小的等轴晶。然而,这些文献中都没有对结合界面硬度升高的原因做出详细分析,对复合板在拉伸过程中的断裂形式认识还不够充分。在以上文献中所述的爆炸复合板结合界面处存在的缺陷和问题,会使结合界面组织不均匀,最终导致复合板的力学性能下降。因此,对复合板进行退火处理,以消除或减少界面的内应力和缺陷等,保证良好的使用性能。

此外,这些文献大多研究的是钛/钢、铝/钢或以铝为中间层的铝/铝/钢复合板的组织和性能,而对以钛为中间层的铝/钛/钢复合板的组织和性能研究较少。以工业纯钛 TA2 作为中间过渡层,不仅能充分利用 TA2 良好的耐腐蚀性能,而且能减少金属间化合物的产生,能够获得组织成分均匀的界面。因此,本工作将研究不同退火温度对 1060Al/TA2/CCSB 复合板的显微组织和力学性能的影响。表征结合界面熔化块、ASB、旋涡微观形貌,测量界面显微硬度,并进行拉伸、拉脱与剪切试验,分析复合板界面组织对力学性能的影响。

1 实验

实验材料为 1060Al/TA2/CCSB 爆炸复合板,对应厚度分别为 10、2、20 mm,复合板及取样示意图如图 1 所示,其化学成分和力学性能分别见表 1~表 4。

采用 SRIC-1073 型箱式电阻炉对试样进行退火处理,随炉升温,温度范围为 200~400 °C,保温时间均为 2 h,冷却方式为空冷,热处理工艺参数见表 5。



图 1 爆炸复合板示意图

Fig.1 Schematic diagram of composite plate

表 1 1060 纯铝化学成分

Table 1 Chemical composition of 1060 pure aluminum (ω/%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	V	Ti	Al	Bal.
0.25	0.35	0.05	0.03	0.03	0.05	0.05	0.03	>99.60	0.03

表 2 工业纯钛 TA2 化学成分

Table 2 Chemical composition of industrial pure titanium TA2 (ω/%)

Fe	C	N	O	H	Ti	Bal.
0.30	0.08	0.03	0.015	0.25	Remainder	0.10-0.40

表 3 船板用 CCSB 化学成分

Table 3 Chemical composition of CCSB for ship plate (ω/%)

C	Si	Mn	P	S	Fe	Bal.
≤21	≤0.35	0.80-1.20	≤0.035	≤0.035	Remainder	0.10-0.40

表 4 室温复合板各部分力学性能

Table 4 Mechanical properties of each part of composite plate at room temperature

Plate	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	Elongation/%	Shrinkage/%	Impact energy/J
1060Al	≥75	≥35	-	-	-
TA2	441	373	20	40	-
CCSB	400-520	≥235	≥22	-	≥27

表 5 复合板热处理工艺参数

Table 5 Heat treatment process parameters of composite plate

T/°C	25	200	250	300	350	400
t/h	-	2	2	2	2	2

对原始爆炸态及不同退火温度下的复合板的组织形貌、抗拉强度、拉脱强度和界面的剪切强度进行测试。复合板试样按照国标来制备,试样的示意图如图 2~图 4 所示。组织形貌观察的试样用砂纸打磨并抛光后腐蚀,先用 4% 硝酸乙醇溶液腐蚀 CCSB 一侧 15~20 s,再用 1:1:2:16 (HF:HNO₃:HCl:H₂O) 溶液腐蚀 1060Al/TA2 界面 40~45 s,最后用无水乙醇擦拭试样表面并烘干。

采用 GX51 型金相显微镜对结合界面处显微组织进行观察;使用万能力学试验机对复合板进行拉伸、拉脱及剪切性能测试,运用 ZEISS Gemini SEM 300 型扫描电镜 (SEM) 对拉伸断口形貌进行分析。每部分试验及每个温度条件下取 2 个试样,以保证结果的准确性。

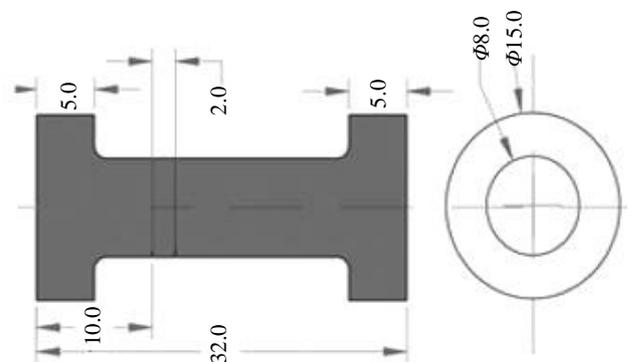


图 2 拉脱试样示意图

Fig.2 Schematic diagram of the pull-off sample

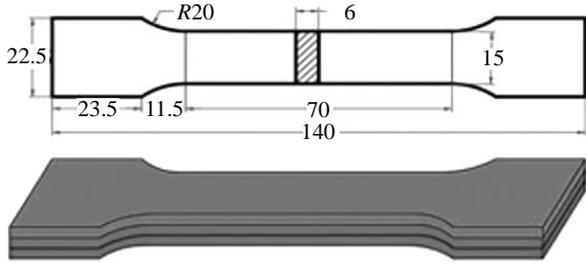


图 3 拉伸试样示意图

Fig.3 Schematic diagram of tensile specimen

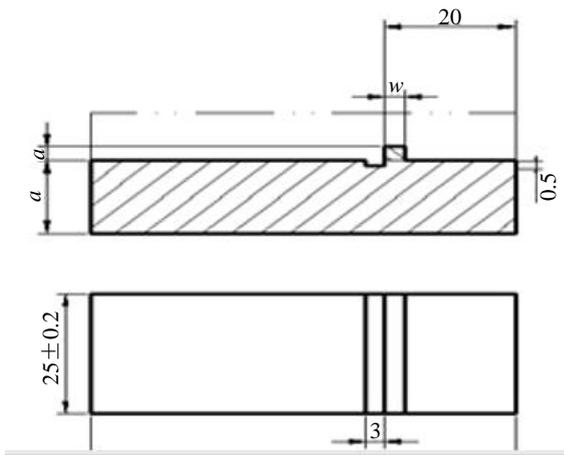


图 4 剪切试样示意图

Fig.4 Schematic diagram of sheared specimen

2 结果与分析

2.1 结合界面组织形貌

爆炸焊接过程中，覆板高速运动，产生瞬时高温、高压，使某些熔点低的金属部分熔化，形成金属射流。金属射流沿着爆炸方向持续运动，形成了波状结合界面和漩涡组织。金属射流的不断运动本身也是对材料在结合之前进行的表面自清洗过程，有利于减少夹杂物的产生，使结合界面缺陷减少。1060Al/TA2/CCSB 爆炸复合板界面是波状结合，出现了典型的漩涡组织，无断层和平直界面出现，结合质量良好，如图 5 所示。

图 5a 是复合板结合界面整体形貌，1060Al/TA2 结合界面波长和波高均比 TA2/CCSB 界面大，TA2/CCSB 界面波形小而排列紧密。1060Al 与 TA2、CCSB 的物理性质差异较大，1060Al 的密度小、熔点低，而 TA2、CCSB 的密度和熔点都相对较高，最终导致 2 个结合界面的波形产生较大的差异。图 5b 和图 5c 分别是 1060Al/TA2 界面和 TA2/CCSB 漩涡区域。在整个漩涡区域，TA2/CCSB 漩涡区外观更加平滑和完整，变形量小；而在 1060Al/TA2 漩涡区域外观呈现出分离状，变形量更大。1060Al、TA2 材料的物理化学、力学性能差异较大，变形程度更为剧烈^[17]。在爆炸复合板波状结合界面容易形成漩涡区域，是界面结合良好的标志^[18]，漩涡区域的存在，会阻碍复合板的变形过程，有利于提高结合强度。

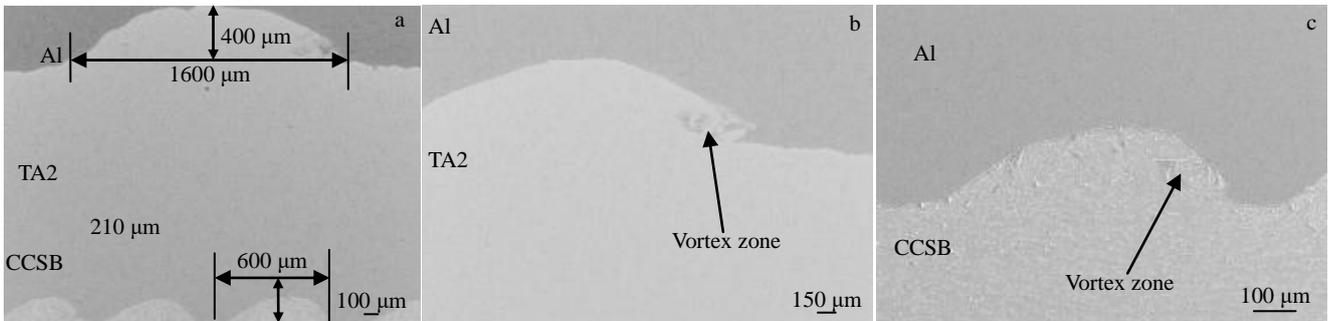


图 5 复合板结合界面区域 SEM 形貌

Fig.5 SEM morphologies of bonding interface area of composite plate: (a) integral bonding interface of composite plate; (b) 1060Al/TA2 bonding interface and vortex zone; (c) TA2/CCSB bonding interface and vortex zone

在爆炸焊接过程中金属流动性不均匀产生漩涡等缺陷，图 6a 是 1060Al/TA2 结合界面的漩涡组织形貌。在漩涡处发生了剧烈的变形过程，一部分的 TA2 金属嵌入到了 1060Al 的基体中，漩涡与 1060Al 的界面处存在细小的间隙；在漩涡中心位置，存在较小的孔洞。细小的间隙和孔洞会在外加应力的作用下进一步发展可能形成裂纹源，裂纹源进一步扩展，造成复合板沿着界面开

裂，影响复合板的力学性能。同样在复合板结合界面上，存在 1060Al 和 TA2 的未完全熔化物，称之为熔化块。熔化块的形成会使结合界面漩涡处硬度值升高，影响其组织均匀性和力学性能。在高速撞击下产生漩涡组织使复合板在界面处更容易形成缺陷，影响其力学性能，但同时漩涡和波状界面的存在，会使微裂纹扩展的路径增长，从而提高结合界面处的结合强度和塑性。

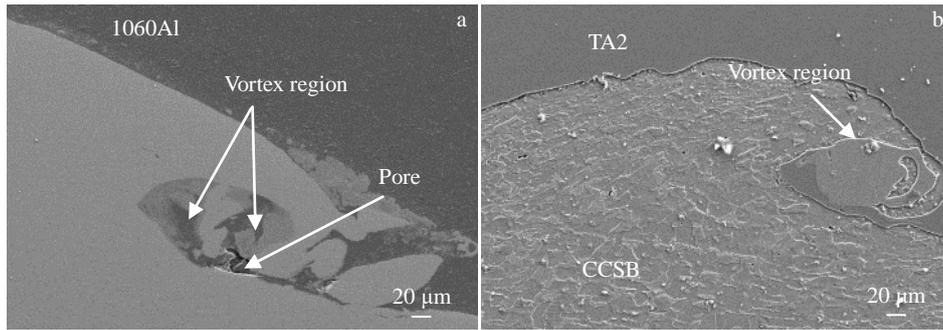


图 6 1060Al/TA2/CCSB 结合界面的漩涡组织形貌

Fig.6 Vortex structure morphologies of 1060Al/TA2/CCSB bonding interface: (a) 1060Al/TA2 vortex region and (b) TA2/CCSB vortex region

图 6b 为 TA2/CCSB 结合界面的漩涡组织形貌，整个漩涡处由 CCSB 包覆，在漩涡的内部主要是 TA2 的成分，该漩涡完全闭合，在漩涡内部没有孔洞形成，只出现了极少量的 TA2 和 CCSB 的熔化块。形成的脆性熔化块主要靠近 CCSB 一侧，导致漩涡内部组织结构不均匀，这些脆性物会使结合界面漩涡处的硬度值升高，影响结合界面组织的均匀性和力学性能。

通过对比分析可知，TA2/CCSB 结合界面比 1060Al/TA2 结合界面的漩涡组织更加均匀，漩涡内部缺陷相对较少，漩涡组织内部结构的不均匀性决定了其结合界面的力学性能不同。

为了使 1060Al/TA2/CCSB 复合板的结合界面组织更加均匀，同时消除结合界面的缺陷，对复合板在不同温度进行退火处理。靠近漩涡处的结合界面在不同温度

的微观组织形貌如图 7 所示。

在图 7a、7a'中，爆炸态的复合板在结合界面处的 1060Al 一侧出现了细小的熔化块；在 TA2/CCSB 结合界面处靠近 CCSB 的一侧存在较大的聚集的熔化块和均匀分布的颗粒物，且在界面和熔化区域出现了表面微裂纹。复合板服役过程中微裂纹作为形核点加速裂纹在界面处扩展，影响复合板的服役寿命。CCSB 一侧产生的熔化块使结合界面的硬度升高，导致复合板沿着界面处的硬度值呈现梯度分布，造成界面处的组织与结构不均匀。

图 7b、7b'是 1060Al/TA2/CCSB 复合板进行退火后的 2 个结合界面的组织形貌。与图 7a、7a'对比分析得出，经过退火处理，1060Al/TA2 结合界面 1060Al 一侧的细小的熔化块消失，有利于提高组织的均匀性，增加其服役寿命。复合板经退火处理后，结合界面处的金属元素

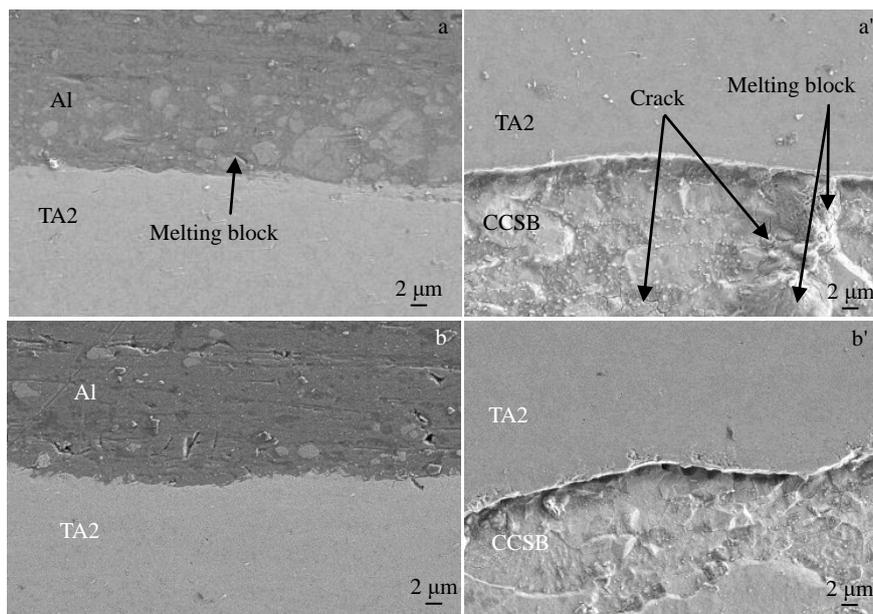


图 7 1060Al/TA2/CCSB 复合板靠近漩涡处的结合界面在不同退火温度的组织形貌

Fig.7 Morphologies of the bonding interface near the vortex of 1060Al/TA2/CCSB composite plate at annealing temperatures of 25 °C (a, a') and 400 °C (b, b')

发生互扩散, 促进结合界面的微裂纹闭合, 从而减少了裂纹源。熔化块和细小的颗粒物属于脆性物质, 随着退火温度的升高, 这些脆性物在温度较高的情况下会进一步扩散, 进入基体金属中。

上述结果表明, 在 1060Al/TA2/CCSB 爆炸复合板界面存在漩涡组织、微裂纹、孔洞、间隙、熔化块等缺陷和夹杂物, 造成复合板结合界面处和漩涡内部的组织与结构的不均匀性, 严重降低了复合板的力学性能。然而, 在 200~400 °C 范围内, 通过对复合板进行不同温度的退火处理, 使复合板的漩涡内部组织及漩涡附近结合界面处的缺陷部分消除, 既改善了复合板的组织与结构的均匀性, 又提高了复合板的使用寿命。

图 8 是 1060Al/TA2/CCSB 爆炸复合板结合界面区域热处理前后金相组织。如图 8a 所示, 爆炸复合后板材 TA2 一侧出现绝热剪切带 (ASB)。随着退火温度的升高 ASB 开始变得模糊, 直至在 400 °C 彻底消失, 如图 8b 所示。这是由于在爆炸焊接过程中 TA2 侧所产生的 ASB 内已发生了动态再结晶, 后续热处理过程中晶粒长大, 形成细小的等轴晶组织^[19]。在图 8c 中, 爆炸态的复合板在钛一侧的晶粒剧烈变形, 晶粒被打碎, 发生严

重塑性变形, 看不到完整的晶粒形貌。随着温度升高在 TA2 一侧开始出现细小的等轴晶, 使组织更加均匀, 1060Al 一侧的晶粒也从拉长的变形晶粒转变为等轴晶粒, 如图 8d 所示。CCSB 组织由珠光体 (黑色部分)+铁素体 (白色部分) 组成, 在变形区域, 晶粒明显被拉长、发生扭转, 产生塑性变形, 晶粒分布较均匀, 如图 8e 所示。当达到 400 °C 时, 其晶粒只是发生一定程度的长大现象, 其形态仍保持原始的轧制流线型, 组织为分布均匀的珠光体+铁素体, 如图 8f 所示。

2.2 力学性能

2.2.1 拉脱强度和剪切强度

用拉脱强度 (或粘结强度) 和剪切强度的来表征爆炸复合板结合界面结合力强弱, 1060Al/TA2/CCSB 爆炸复合板在爆炸态及不同热处理温度下的强度变化如图 9 所示。在室温时, 1060Al/TA2 界面的拉脱强度为 196 MPa, 1060Al/TA2 和 TA2/CCSB 界面抗剪切强度分别为 96 和 229 MPa。

在对复合板进行拉脱实验过程中, 由于 1060Al/TA2 界面的结合力小, 最终在 1060Al/TA2 界面发生断裂。由图 9 可以看出, 复合板的拉脱强度和抗剪切强度随着退

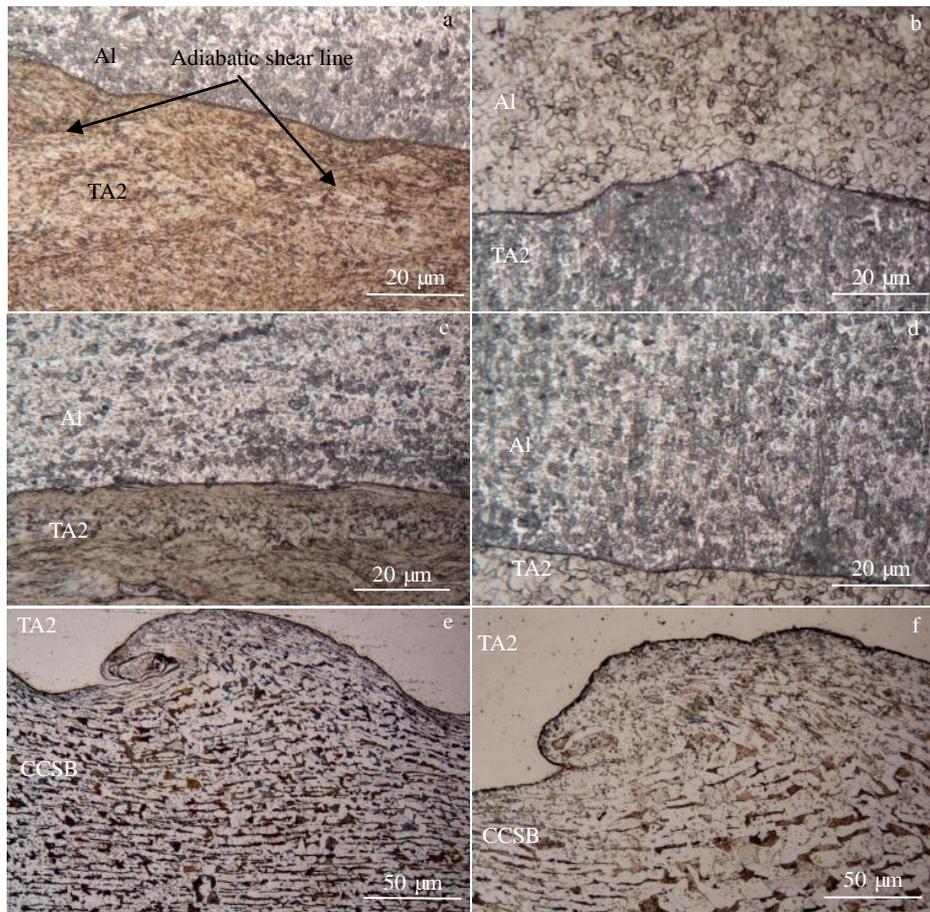


图 8 复合板结合界面区域在不同状态的 OM 组织

Fig.8 OM microstructures of bonding interface area of composite plate under different conditions: (a, c, e) explosive state and (b, d, f) annealed at 400 °C

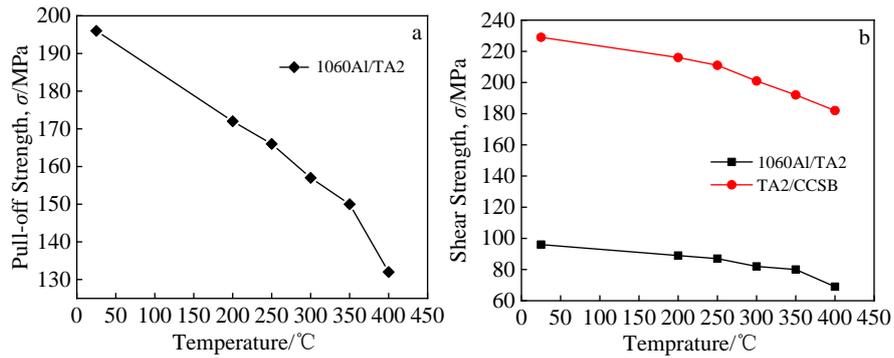


图 9 复合板在爆炸态及不同热处理温度下的强度变化

Fig.9 Strength changes of composite plates under explosion state and different heat treatment temperatures: (a) pull-off strength and (b) shear strength

火温度的升高而降低。当退火温度低于 350 °C 时，复合板的强度下降较慢；当温度高于 350 °C 时，1060Al/TA2 结合界面的拉脱强度和抗剪切强度下降较快，而 TA2/CCSB 结合界面的抗剪切强度下降较慢。当温度高于 350 °C 时，1060Al 已经达到了再结晶温度，在 1060Al 一侧可能会出现部分再结晶现象，使晶粒进一步长大，导致金属软化^[20]，使 1060Al/TA2 界面拉脱强度和抗剪切强度分别下降 60、26 MPa。当温度达到最高 400 °C 时，TA2/CCSB 结合界面抗剪切强度降低到 48 MPa，仍然可以保持较高的强度，在 200~400 °C 温度范围内退火对 TA2/CCSB 界面强度影响不大。

为了确定 1060Al/TA2/CCSB 爆炸焊接复合板剪切断裂形式，对复合板的剪切断面口形貌做进一步分析。1060Al/TA2/CCSB 爆炸焊接复合板的剪切断面口形貌如图 10 所示。由图 10a 可知，1060Al/TA2 界面的剪切断裂是沿着

波状界面的波峰与波谷，剪切断面呈现凹凸状，与波形界面相对应，呈现出典型的波状形貌。在图 10b 中，TA2/CCSB 剪切断面没有出现明显的波状界面，为平面状，在其断面上为 TA2 和 CCSB 混合分布。

通过观察 1060Al/TA2 界面剪切断面，发现其呈现波峰与波谷状交错排列，这是因为剪切断裂恰好发生在 TA2/1060Al 结合界面处，TA2 和 1060Al 的塑性变形不一致造成的^[21-22]。在这些交错排列的波峰与波谷区域，剧烈塑性变形使晶粒被拉长，几乎失去变形能力，出现韧性耗竭现象，使复合板的断裂方式朝着脆性断裂发展^[23-25]。由图 10 可知，TA2/CCSB 界面比 1060Al/TA2 界面的结合强度高。一般情况下，较大波状界面的结合强度低，且容易在结合界面处形成缺陷，所以，1060Al/TA2 界面的结合力小，剪切破坏沿着波峰波谷进行，相当于沿着波峰波谷滑动，即在结合界面处发生剪切断裂。对比图 5 和图 6，TA2/CCSB 界面波形小而密，且界面和漩涡处缺陷较少，其结合强度高，不易沿着界面开裂，断裂位置在波峰和波谷之间的平面上。在此平面上使复合板发生断裂的力要比沿着结合界面断裂的力大很多，所以 TA2/CCSB 结合界面的抗剪切强度大于 1060Al/TA2 结合界面。

2.2.2 拉伸性能及拉伸断面

1060Al、TA2、CCSB 3 种材料均具有良好的力学性能，经过爆炸复合焊接，复合板的拉伸性能较单一材料必然发生改变。复合板的硬度值在结合界面的两侧呈现出梯度变化，硬度随塑性变形程度会发生变化，因此复合板结合界面的强度必然也会随着塑性变形的不同而发生一系列的改变。1060Al/TA2/CCSB 爆炸复合板的室温拉伸应力-应变曲线如图 11 所示。

1060Al/TA2/CCSB 爆炸复合板不仅具有基板 CCSB 的强度，且塑性高于基板和覆板，力学性能优异。复合

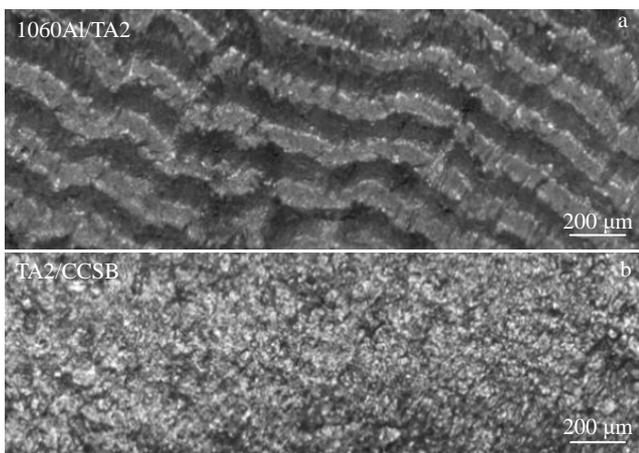


图 10 1060Al/TA2/CCSB 爆炸焊接复合板剪切断面口形貌

Fig.10 Shear fracture morphologies of 1060Al/TA2/CCSB explosive welded composite plate: (a) 1060Al/TA2 and (b) TA2/CCSB

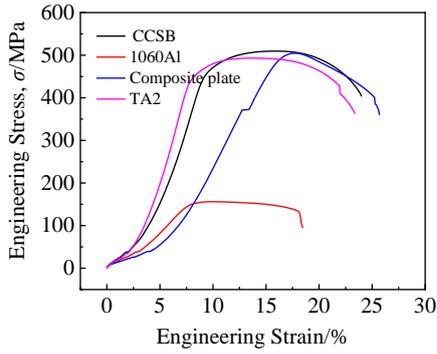


图 11 1060Al/TA2/CCSB 爆炸复合板的室温拉伸应力-应变曲线
Fig.11 Tensile stress-strain curves of 1060Al/TA/CCSB explosive composite plate at room temperature

板抗拉强度理论计算值是 354 MPa，而实际获得的抗拉强度为 486 MPa，这是因为在剧烈的塑性变形过程中，产生了加工硬化现象，导致复合板的抗拉强度升高。此

外，由于连续且均匀的波状结合界面的存在，使复合板在拉应力的作用下，阻碍了复合板的颈缩过程^[26]，使复合板的塑性提高，从而获得了良好的力学性能。

复合板由 1060Al、TA2、CCSB 3 种塑性和强度差异性较大的材料爆炸复合而成，其拉伸断面也必然和单一材料不同。1060Al/TA2/CCSB 爆炸复合板拉伸宏观断口形貌如图 12 所示。

在图 12 中，1060Al、TA2、CCSB 三者均发生明显的颈缩，且颈缩程度 1060Al>TA2>CCSB，所以可初步判断复合板的塑性大小依次为：1060Al>TA2>CCSB；3 种材料在断口处均发生显著的变形，当塑性变形形成颈缩产生的切向应力大于材料结合界面的结合强度时，结合界面会出现撕裂分离^[27]。复合板中 TA2/CCSB 结合界面发生了撕裂分离现象，断口界面呈现“Y”字形断裂。此外，在整个退火过程中，温度对复合板宏观断口形貌几乎没有影响。

图 13a~13c 分别为 1060Al/TA2/CCSB 爆炸复合板拉

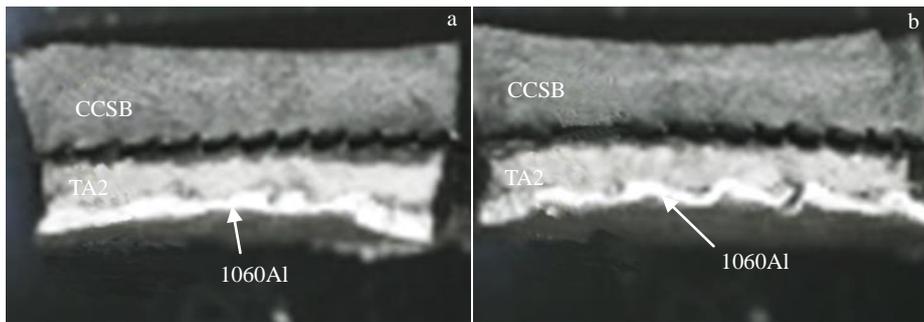


图 12 1060Al/TA2/CCSB 爆炸复合板拉伸宏观断口形貌

Fig.12 Tensile macro fracture morphologies of 1060Al/TA2/CCSB explosive composite plate: (a) original explosive state and (b) annealed at 400 °C

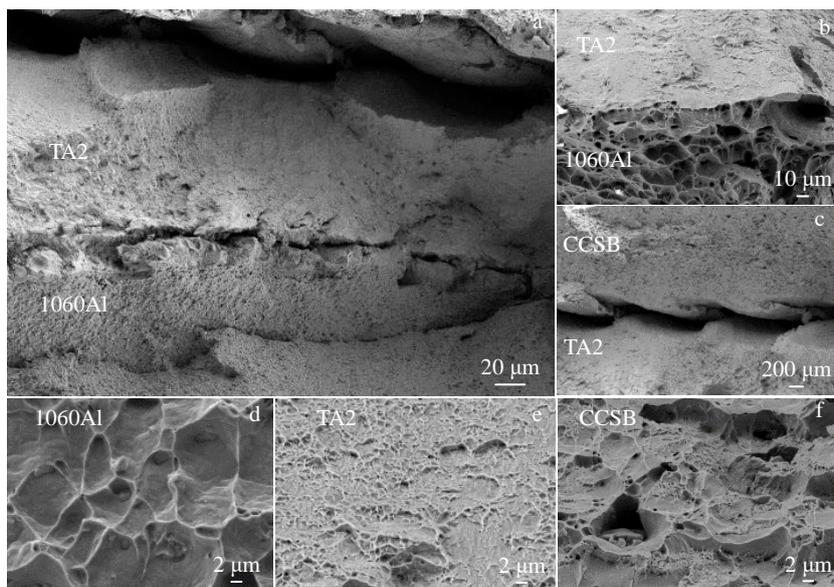


图 13 1060Al/TA2/CCSB 爆炸复合板整体拉伸断口低倍及高倍 SEM 形貌

Fig.13 SEM tensile fracture morphologies of 1060Al/TA2/CCSB explosive composite plate: (a-c) low amplification and (d-f) high amplification

伸断口的低倍 SEM 形貌。与复合板宏观断口相对应,复合板在拉断之后,1060Al/TA2 结合界面仍然粘连在一起,未出现分离现象,在 1060Al 一侧,出现了一定数量且大小不等的韧窝,表现出良好的塑性。TA2/CCSB 结合界面出现了撕裂或剥离现象,主要是由于两者应力分配不均匀、塑性变形不协调引起^[28]。

当试样受单向拉应力时,在材料内部的夹杂物、析出相、晶界或其它塑性变形不连续处发生位错塞积,产生应力集中,进而形成显微孔洞,这种显微孔洞在切应力的作用下不断长大和聚集,最终导致材料断裂^[29]。如图 13d~13f 所示,1060Al、TA2、CCSB 断口均呈现明显的韧性断裂特征,断口表面分布数量且大小不等的圆形或椭圆形的韧窝,在大韧窝周围分布着密集的小韧窝,表明材料在断裂之前发生了塑性变形。在相同的放大倍数下,1060Al 比 TA2 和 CCSB 材料表面的韧窝直径大且深。所以,复合板 3 种材料的塑性大小依次为 1060Al >CCSB >TA2。在拉伸过程中,由于复合板中存在漩涡缺陷,加剧爆炸复合板界面应力、应变的不协调,弱化了爆炸复合板的力学性能。

3 结 论

1) 1060Al/TA2/CCSB 爆炸复合板结合界面呈现出周期性的正弦波状结合,结合界面处存在典型的漩涡组织。

2) 爆炸复合板表现出优异的力学性能,其抗拉强度为 486 MPa,1060Al/TA2 界面的拉脱强度在室温时为 196 MPa,1060Al/TA2 和 TA2/CCSB 界面抗剪切强度在室温时分别为 96 和 229 MPa,且强度均随着退火温度的升高而降低。

3) 1060Al、TA2、CCSB 3 种材料的断裂方式均为韧性断裂;由于塑性变形不同步,导致 TA2/CCSB 界面在断裂过程中被撕裂。连续均匀的波状结合界面的存在,阻碍了复合板在拉伸过程中的颈缩过程,使复合板的塑性提高。

参考文献 References

[1] Li Xu(黎旭), Feng Zhongxue(冯中学), Shi Qingnan(史庆南). *Rare Metals*(稀有金属)[J], 2018(10): 1103

[2] Fan Minyu(范敏郁), Guo Xunzhong(郭训忠), Cui Shengqiang(崔圣强) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(3): 770

[3] Parchuri P, Kotegawa S, Yamamoto H et al. *Materials & Design*[J], 2019, 166: 107 610

[4] Paul H, Morgiel J, Baudin T et al. *Archives of Metallurgy and Materials*[J], 2014, 59(3): 197

[5] Zhang H, Jiao K X, Zhang J L et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 756: 430

[6] Yang M, Ma H H Shen Z W et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2019, 29(4): 680

[7] Carvalho G, Galvo I, Mendes R et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2020, 283: 116 707

[8] Paul H, Miszczyk M M, Chulist R et al. *Materials & Design*[J], 2018, 153: 177

[9] Zhang H, Jiao K X, Liang Z J et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2018, 731: 278

[10] Zhang X, Cui J J, Li G Y. *Materials Letters*[J], 2017, 194: 62

[11] Chu Q L, Min Z, Li J H et al. *Materials Science & Engineering A* [J], 2017, 689: 323

[12] Song J, Kostka A, Veehmayer M et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2011, 528(6): 2641

[13] Duan Chunzheng(段春争), Wang Minjie(王敏杰). *Materials for Mechanical Engineering* (机械工程材料)[J], 2004 (10): 16

[14] Yang Yang(杨扬), Cheng Xinlin(程信林). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报)[J], 2002,12(3): 8

[15] Sun Kun(孙坤), Cheng Xingwang(程兴旺), Zi Xingfa(自兴发) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(12): 2173

[16] Rogers H C, Shastry C V. In Meyers MA, Murr L E eds. *Shock Waves and High-Strain-Rate Phenomena in Metals: Concepts and Applications*[M]. Boston: Springer, 1981: 285

[17] Bataev I A, Bataev A A, Mali V I et al. *Materials & Design*[J], 2012, 35: 225

[18] Yuan Z, Babu S S, Prothe C et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2011, 211(5): 944

[19] Tricarico L, Spina R, Sorgente D et al. *Materials & Design*[J], 2009, 30(7): 2693

[20] Kahraman N, Gülen B, Findik F. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2005, 169(2): 127

[21] Kim H, Park J, Kang M et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 649: 57

[22] Zhen L, Zou D L, Xu C Y et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(21-22): 5728

[23] Wang T, Zhang B G, Feng J C. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(1): 108

[24] Zu Guoyin(祖国胤), Sun Xi(孙溪), Zhang Jinghua(张精华) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2017, 46(10): 3141

[25] Guo Xunzhong(郭训忠), Fan Minyu(范敏郁), Liu Zhongli(刘忠利) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料

- 与工程[J], 2017, 46(5): 1192
- [26] Zhang L J, Qiang P, Zhang J X *et al. Materials and Design*[J], 2014, 64: 462
- [27] Borchers C, Lenz M, Deutges M *et al. Materials & Design*[J], 2016, 89: 369
- [28] Xie M X, Zhang L J, Zhang G F *et al. Materials & Design*[J], 2015, 87: 181
- [29] Wilson D, Saravanan S, Raghukandan K. *Transactions of the Indian Institute of Metals*[J], 2019, 72: 3269

Effect of Annealing Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of Bonding Interface of 1060Al/TA2/CCSB Explosive Composite Plate

Song Kangkai¹, Zhang Conghui^{1,2}, Li Nannan³, Song Congbin³, Zhu Lei³, Wang Bo¹, Wang Xiaoshuang¹, Hao Ke¹

(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: The microstructure and mechanical properties of 1060Al/TA2/CCSB explosive composite plate binding interface at different annealing temperatures were studied. The results show that the composite plate exhibits a continuous and uniform distribution of waves at binding interface, and there are defects such as swirls, melting blocks, surface microcracks and adiabatic shear strips (ASB). Cutting test and microhardness testing were conducted on the composite plate, pulling breakage occurs at the 1060Al/TA2 interface, and the shear strength of the 1060Al/TA2 interface is lower than that of the TA2/CCSB interface. The existence of the wavy interface of the composite plate hinders the necklace process during the stretching process, and improves the plasticity of the composite plate. As the annealing temperature rises to 400 °C, the binding interface responds and the working hardening effect is eliminated, so that the interface hardness decreases. The ASB disappears and converts into an equal shaft alpha grain, and the defect decreases. The melting block at the interface is dissolved, which makes the structure of the composite plate more uniform and obtain good comprehensive performance.

Key words: explosive composite plate; annealing; adiabatic shear band; microhardness; mechanical properties

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