

退火对 AZ91/1060 爆炸复合板界面的影响

吴 琼, 杨素媛, 蒋 雯, 杨胜男

(北京理工大学, 北京 100081)

摘 要: 将 AZ91 镁合金/1060 纯铝爆炸复合板进行退火处理, 对热处理前后结合界面处的显微组织、成分分布、力学性能进行分析和研究。结果表明, 退火过程中镁元素易于向纯铝中扩散, 扩散层主要位于靠近界面的纯铝中; 退火后的复合板界面处的扩散层厚度和最高硬度均比未热处理时有明显提高, 高硬度层从原始复合板界面的镁合金一侧转移到纯铝一侧, 原始复合板中引起界面处硬度升高的原因是加工硬化效应, 热处理后界面处的高硬度是由于在扩散层中产生镁-铝固溶体和金属间化合物; 随着退火温度的升高, 界面处扩散层厚度增加, 组织中发生再结晶趋势增强, 形变带逐渐消失。

关键词: 爆炸焊接; 热处理; 结合界面; 镁合金; 纯铝

中图分类号: TG456.6

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)06-1662-06

爆炸焊接是一种利用炸药的爆炸载荷使复板和基板发生高速碰撞从而使材料复合的焊接方式^[1]。由于爆炸焊接可以实现大面积同种或异种材料的复合而且结合强度不低于母材, 因此受到了广泛关注^[2,3]。但是在爆炸焊接过程中, 复板和基板的高速碰撞会使结合界面两侧的金属发生剧烈塑性变形, 结合界面处会产生一定厚度的硬化层和不同程度的残余应力。Sedighi 等^[4]研究 Al/Cu/Al 爆炸复合板发现在 Al/Cu 结合界面处存在很高的残余拉应力。Wronka 等^[5]发现碳钢/不锈钢爆炸复合板结合界面处的硬度明显高于母材。因此, 对爆炸焊接后的材料进行热处理是十分必要的。Bina 等^[6]研究了热处理对铜/不锈钢结合界面的影响, 结果表明, 经过热处理后的复合材料的抗拉强度和延伸率都有所提高。爆炸复合材料在经过热处理后也可能形成金属间化合物, 影响结合界面的强度, 要控制好加热温度和保温时间。Bataev^[7]发现 Ti/Al 爆炸复合材料在回火过程中出现 Al₃Ti 金属间化合物, 保温的前 4 h 中变形剧烈的地方产生的 Al₃Ti 相更多。

爆炸焊接是使镁合金和铝合金面复合的理想方式之一, 爆炸焊接既可以避免镁合金和铝合金复合过程中形成金属间化合物, 又可以大面积复合。Yan 等^[8]成功实现了 7075 铝合金和 AZ31 镁合金的爆炸焊接。研究表明, 在结合界面处镁合金一侧产生大量孪晶和剪切带, 界面处加工硬化严重。由于镁合金室温下塑性差, 因此在爆炸焊接过程中更容易受到损伤, 合理的热处理工艺可以消除这些损伤。Zhang 等^[9]对 AZ31B/AA6061

爆炸复合板材进行热处理工艺研究, 结果表明, 退火温度在 200 °C 到 250 °C 之间时, 抗拉强度提高, 并且随着退火温度的升高, 延伸率明显增加。但针对镁合金/铝合金爆炸焊接后的热处理对结合界面的影响的研究工作仍然少有报道。

本工作是对 AZ91 镁合金/1060 纯铝爆炸复合板进行不同温度及保温时间的退火, 探究退火前后以及不同退火工艺对焊接结合面处组织、成分、性能的影响。为有效制定镁/铝爆炸复合板热处理工艺提供理论依据。

1 实 验

本实验以 AZ91/1060 爆炸复合板为研究对象, AZ91 镁合金为基板, 厚度为 4 mm, 1060 纯铝为复板, 厚度为 2 mm。1060 纯铝和 AZ91 镁合金的成分如表 1 所示。应用膨化硝酸炸药实现爆炸复合, 爆速为 2000 m/s, 装药厚度为 12 mm。基板和复板平行放置, 基/复板间隙为 5 mm, 边部中心起爆。将复合板材加工成 10 mm×10 mm×5 mm 的试样。低温热处理工艺参数: 加热温度为 100、150、200 °C, 在每个加热温度下保温时间分别是 5、10、15 h。高温热处理工艺参数: 加热温度为 300、350、400 °C, 在每个加热温度下保温时间分别是 10、20、30 min。应用金相显微镜和能谱分析对热处理前后的试样进行观测, 分析不同热处理工艺对界面处显微组织以及界面两侧元素扩散的影响规律。利用维氏硬度计, 对热处理前后的试样进行硬度测试, 加载力为 0.245 g, 加载时间为 10~15 s。

收稿日期: 2016-05-21

作者简介: 吴 琼, 男, 1990 年生, 硕士生, 北京理工大学材料科学与工程学院, 北京 100081, 电话: 010-68912712, E-mail: 1210119038@qq.com

表 1 AZ91 镁合金和 1060 纯铝的成分

Table 1 Chemical compositions of AZ91 Mg alloy and 1060 pure Al (ω/%)

Material	Al	Zn	Mn	Cu	Mg	Fe	Si
1060	Bal.	0.04	0.02	0.03	0.02	0.22	0.15
AZ91	8.89	0.85	0.23	0.003	Bal.	0.008	0.08

2 结果与讨论

2.1 爆炸复合板结合界面研究

图 1 为原始爆炸复合板结合界面处的显微组织。结合界面呈波浪形，波长约为 730 μm，峰高为 110~185 μm。结合处基本没有裂纹、空洞等缺陷，复合效果良好。在镁合金一侧形成大量形变带，这是因为在复合过程中，镁合金受到纯铝的快速冲击，剧烈的碰撞导致形变带的生成（如箭头所示）。

图 2 为结合界面两侧的硬度分布。可看到纯铝靠近界面处的硬度约为 0.44 GPa，随着到界面距离的增加，硬度没有明显变化。镁合金靠近界面处的硬度达到 1.28 GPa，随着到界面距离的增加，硬度值先减小，然后趋于稳定值，最后达到 0.80~0.85 GPa。镁合金靠近界面处的硬度约为基体硬度的 1.5 倍，高硬度层的厚度约为 300 μm。在爆炸焊接过程中，镁合金受到纯铝的快速冲击而发生剧烈塑性变形，位错相互缠结使得位错运动受阻，加工硬化导致了镁合金一侧硬度的升高。在图 3 AZ91/1060 界面能谱线扫描中可以看到，铝元素从纯铝到镁合金线性减少，而镁元素反之，扩散层厚度约为 1.3 μm。在爆炸焊接过程中，纯铝在爆炸力的作用下与镁合金碰撞，瞬时产生高压高热，因此会出现原子扩散现象，但结合过程只有 10⁻⁶ s^[8]，原子扩散时间较短，所以扩散层厚度较小。

2.2 退火后爆炸复合板结合界面研究

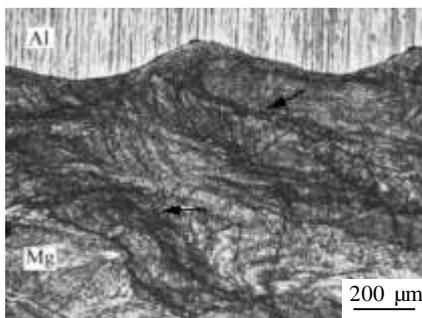


图 1 AZ91/1060 爆炸复合板界面显微组织

Fig.1 Microstructure of bonding interface of AZ91/1060 composite plates

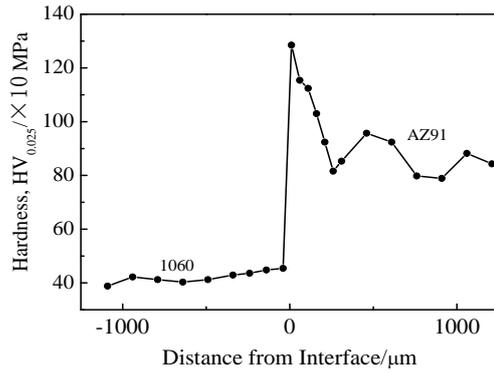


图 2 AZ91/1060 爆炸复合板界面两侧的硬度分布

Fig.2 Hardness across the bonding interface of AZ91/1060 composite plates after explosive welding

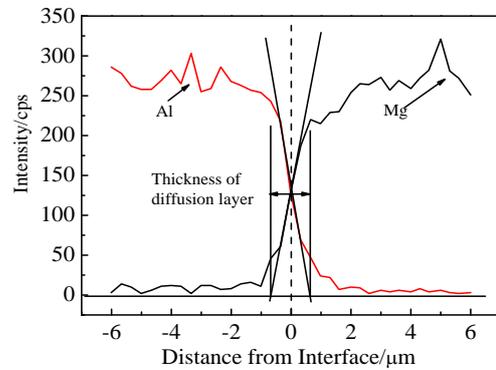


图 3 AZ91/1060 界面处能谱线扫描

Fig.3 Compositional profiles of bonding interface of AZ91/1060 composite plates measured by EDS line scan

图 4 为低温热处理后界面组织演化照片。可以看到退火温度为 100 °C 时，形变带有所减少，但依然存在。退火温度为 150 °C 时，形变带已经大量消失。退火温度为 200 °C 时，形变带已经基本消失，组织中出现再结晶现象。由图 4i 可看到，再结晶形成的新晶粒多集中在原形变带附近（如箭头所示）。在 100~200 °C 热处理时，同一温度下退火，保温时间对显微组织的影响不明显，显微组织变化不显著。而当保温时间一定，退火温度升高，形变带明显减少，显微组织变化明显。

图 5 为高温热处理后界面的组织演化照片。退火温度为 300 °C 时，形变带明显减少，部分区域仍有形变带存在。退火温度为 350 °C 时，组织中出现新生成的等轴晶，形变带已经完全消失。退火温度为 400 °C 时，组织中再结晶明显，相比于 350 °C 退火时，晶粒已经发生长大，形变带完全消失。在图 5i 中可以看到，在 AZ91 与 1060 的结合界面处偏向纯铝的一侧有一条明显的扩

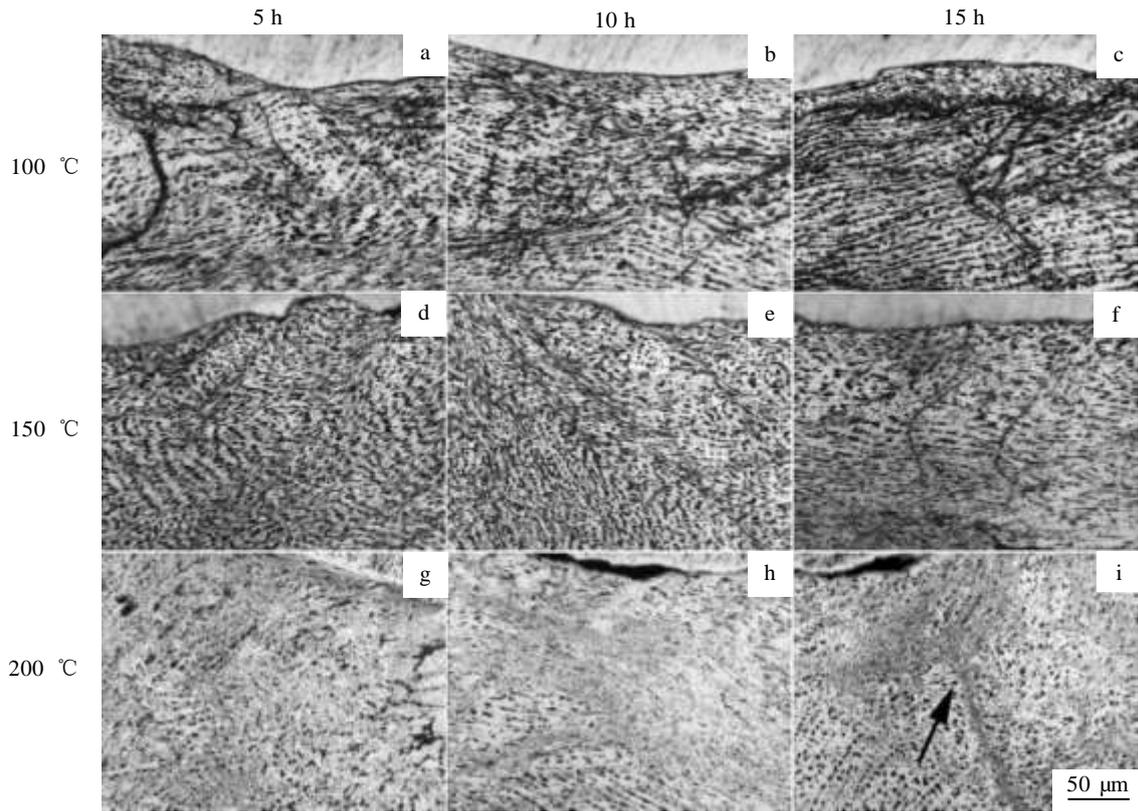


图 4 AZ91/1060 爆炸复合板界面处镁合金一侧低温退火后组织变化

Fig.4 Optical micrographs of AZ31 near the interface in the explosive welding composite plates after low temperature annealing

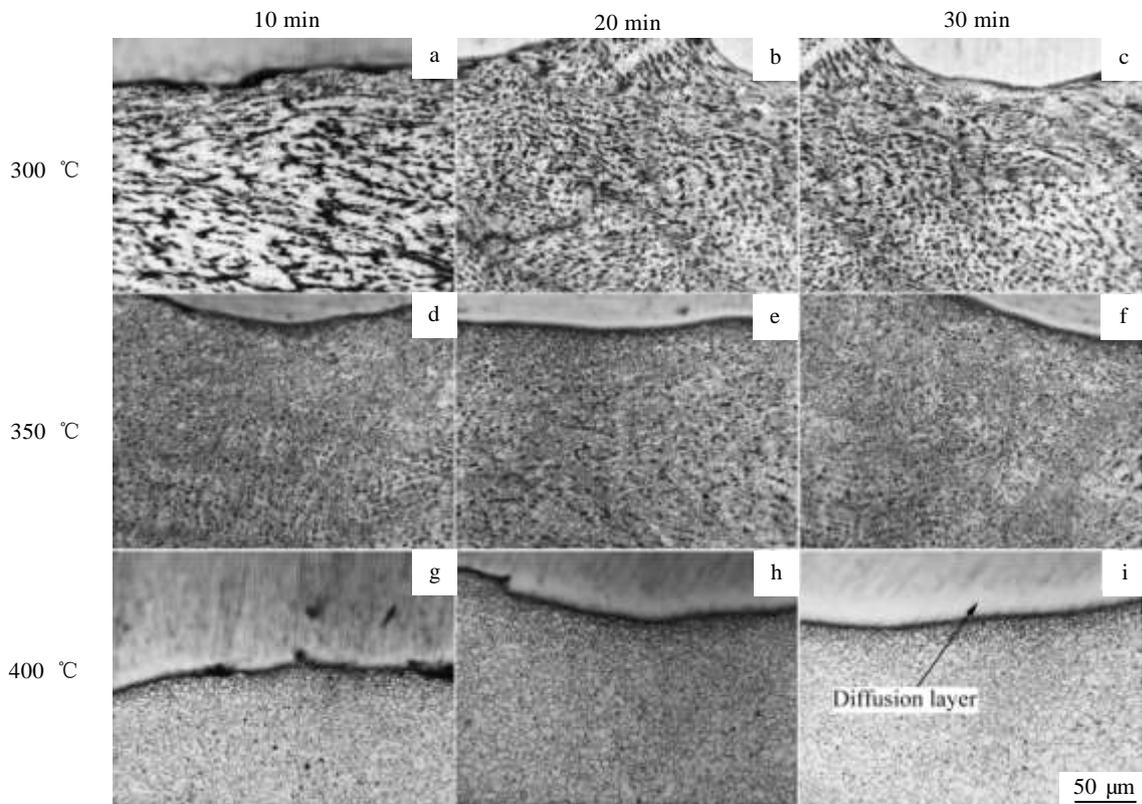


图 5 1060/AZ91 爆炸复合板界面处镁合金一侧高温退火后组织变化

Fig.5 Optical micrographs of AZ31 near the interface in the explosive welding composite plates after high temperature annealing

散带,说明此时原子扩散明显,扩散层厚度较大。在高温热处理中,同一退火温度下,不同保温时间的显微组织差异不大;而同一保温时间,随着退火温度的升高,组织变化明显,再结晶趋势增强。

图 6 为不同热处理后扩散层的厚度变化。由图 6a 可知,在低温热处理时,退火温度一定,扩散层厚度随保温时间的增加而增加;保温时间一定,扩散层厚度随退火温度的增加而增加。退火温度对于扩散层厚度的变化有明显的影 响,在保温时间为 15 h 时,退火温度为 100 °C 时扩散层厚度为 3 μm,当退火温度为 200 °C 时,扩散层厚度达到 5.8 μm,增加近一倍。在图 6b 中可看到,在高温热处理下,扩散层厚度也是随保温时间的增加和退火温度的升高而变大,退火温度为 400 °C 时的扩散层厚度比其它退火温度下的扩散层厚度要明显增加。热处理后的扩散层厚度均比未经退火时的要明显增加。

图 7 为 400 °C/30 min 退火后复合板界面能谱线扫描。从图 7 中可以看到,在退火温度为 400 °C,保温时间为 30 min 时,界面处能谱线扫描中出现了平台,说明在界面处发生了明显的原子扩散现象,形成了较厚的扩散层。图 8 为 400 °C/30 min 退火后复合板界面

处的 SEM 照片。在图 8 中看到,镁原子易于向纯铝中扩散,使得界面处纯铝一侧出现明显的扩散层。一般来说,半径小、熔点高的元素易于向半径大的、熔点低的元素中扩散^[10]。镁元素熔点为 650 °C,铝元素熔点为 660 °C,两者熔点相近。两者半径分别为 $1.364 \times 10^{-10} \text{ m}$ 、 $1.43 \times 10^{-10} \text{ m}$,因此镁元素易于向铝中扩散。根据镁-铝二元合金相图,在 25~ 450 °C 时,镁在铝中的固溶度为 1.9%~17.4%,在 25~ 437 °C 时,铝在镁中的固溶度为 2.0%~12.7%^[11]。在低温热处理中,镁原子向纯铝中扩散,在靠近镁合金一侧会形成铝固溶于镁合金的固溶体,在靠近纯铝一侧会形成镁固溶于纯铝的固溶体。但由于在低温时,原子扩散能力不强,扩散层较薄,因此在扩散层中以固溶体为主。在高温热处理时,原子扩散能力增强,使得镁元素(铝元素)在纯铝中(镁合金中)的含量超过了固溶体的溶解极限,此时会在靠近纯铝一侧形成 Al_3Mg_2 金属间化合物,在靠近镁合金一侧形成 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 金属间化合物。在图 8 中界面处的扩散层中可以看到颜色不同的两个分层,为了鉴定每一层的成分,在图 8 中所示位置处进行能谱分析,结果见表 2。从表 2 中可以看到,在扩散层中,镁元素和铝元素的原子比已经远远超出了固溶体中的镁/铝原子比,而且扩散层中的镁/铝原子比与 Al_3Mg_2 和 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 两种金属间化合物中的镁/铝原子比相近。根据能谱分析可以确定,在靠近 1060 纯铝的扩散层中存在 Al_3Mg_2 金属间化合物,靠近 AZ91 镁合金的扩散层中存在 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 金属间化合物。这与先前的研究工作的结论^[9]也是一致的。

图 9 为低温退火后界面两侧的硬度分布。可以看到,热处理后板材界面处的最高硬度均大于未热处理复

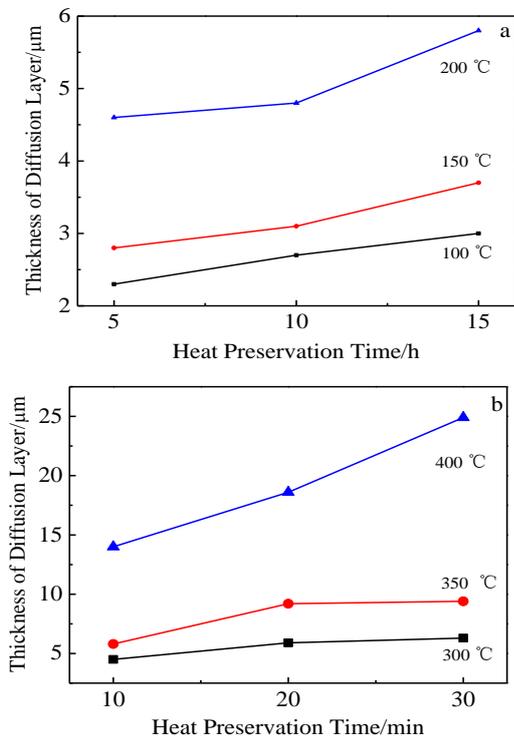


图 6 AZ91/1060 爆炸复合板热处理后扩散层的厚度变化
Fig.6 Change of thickness of diffusion layer of AZ91/1060 composite plates after annealing: (a) low temperature annealing and (b) high temperature annealing

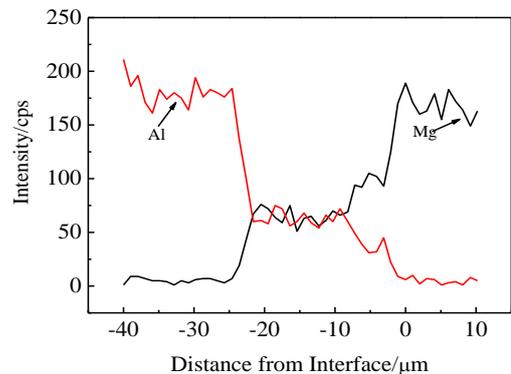


图 7 400 °C/30 min 退火后复合板界面能谱线扫描
Fig.7 Compositional profiles of bonding interface of AZ31/1060 composite plates annealed at 400 °C for 30 min measured by EDS line scan

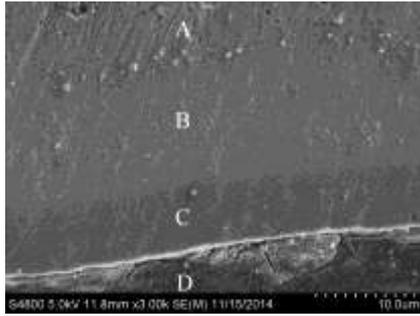


图 8 400 °C/30 min 退火后复合板界面的扫描电镜照片

Fig.8 SEM image of the composite interface after annealing at 400 °C for 30 min

表 2 图 8 中所示区域的能谱分析

Table 2 Chemical composition of different regions in Fig.8 via

EDS point analysis (at%)

Point	Mg	Al
A	13.03	86.97
B	37.41	62.59
C	58.78	41.22
D	87.14	12.86

合板材界面处的最高硬度。在纯铝一侧，硬度在界面处急剧增加，而远离界面处的硬度稳定，趋于纯铝的硬度值。在镁合金一侧，靠近界面处并没有硬化现象，且硬度值不随到界面距离的增加而明显变化。低温退火后界面处的硬化层在纯铝一侧，而未经退火处理的复合板材中，硬化层在镁合金一侧。原因在于热处理后镁合金一侧的镁原子易于扩散到纯铝一侧，在扩散层中形成固溶体和金属间化合物，Mg-Al 固溶体和金属间化合物的硬度明显大于纯铝基体的硬度，因此会使得纯铝在靠近结合界面处的硬度提高。镁合金靠近界面处的硬度降到镁合金基体的硬度范围内是因为热处理过程中镁合金发生软化效应（回复和再结晶），消除了原始板材中的加工硬化现象，因此镁合金一侧硬度下降。

图 10 为高温退火后界面两侧的硬度分布。可以看到，界面处的最高硬度值和低温处理后界面处的最高硬度差别不大。高硬度层由原始板材中的镁合金侧转移至纯铝一侧，原始板材中镁合金一侧的高硬度层消失。扩散层中的 Mg-Al 金属间化合物和固溶体导致了退火后结合界面处高硬度层的产生。

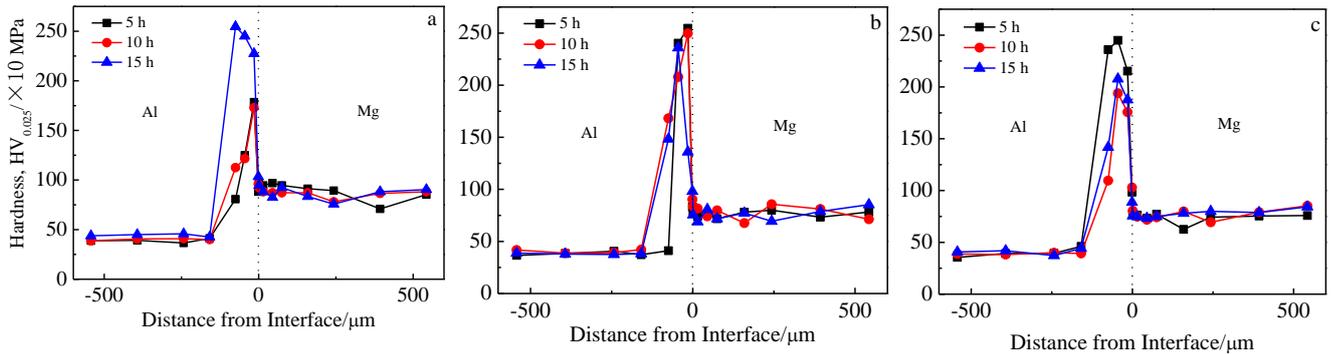


图 9 AZ91/1060 复合板低温退火后界面两侧的硬度分布

Fig.9 Hardness across the bonding interface of AZ91/1060 composite plates after low temperature annealing: (a) 100 °C, (b) 150 °C, and (c) 200 °C

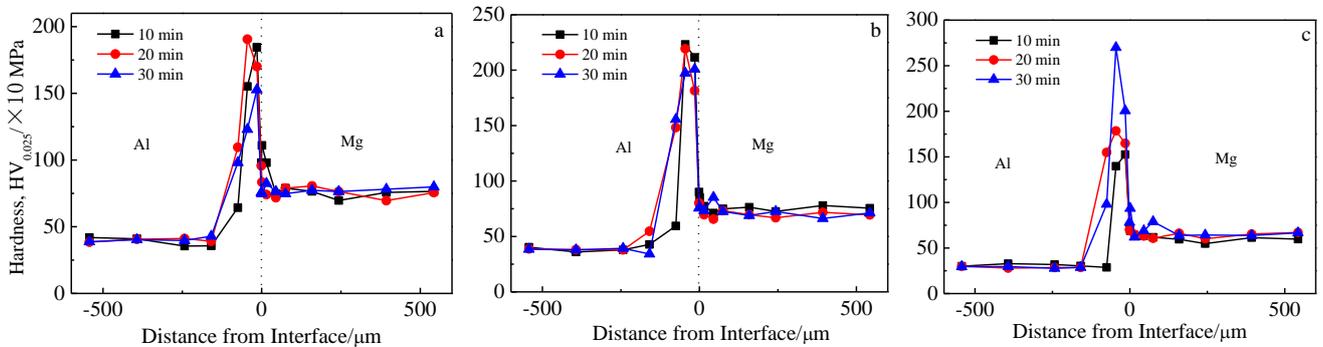


图 10 AZ91/1060 复合板高温退火后界面两侧的硬度分布

Fig.10 Hardness across the bonding interface of AZ91/1060 composite plates after high temperature annealing: (a) 300 °C, (b) 350 °C, and (c) 400 °C

3 结 论

1) AZ91/1060爆炸复合板经退火处理后,随着退火温度的升高,原始组织中的形变带逐渐消失。组织中开始发生再结晶现象,再结晶多发生在形变带附近。

2) 在退火过程中,镁原子易于向纯铝中扩散,扩散层出现在结合界面处纯铝一侧。在扩散层中存在Mg-Al金属间化合物和固溶体。扩散层厚度随保温时间的增加和退火温度的升高而变大。

3) 复合板材经过退火后,界面处最高硬度均大于原始组织中的最高硬度。高硬度层由原始复合板中镁合金一侧转移到纯铝一侧。高硬度层的形成是因为扩散层中生成了Mg-Al金属间化合物和固溶体。镁合金因为发生再结晶使得原始组织中的加工硬化层消失。

参考文献 References

- [1] Mendes R, Ribeiro J B, Loureiro A. *Materials & Design*[J], 2013, 51: 182
- [2] Akbari Mousavi S A A, Al-Hassani S T S, Atkins A G. *Materials & Design*[J], 2008, 29(7): 1334
- [3] Acarer M, Demir B. *Materials Letters*[J], 2008, 62(25): 4158
- [4] Sedighi M, Honarpisheh M. *Materials & Design*[J], 2012, 37: 577
- [5] Wronka B. *Journal of Materials Science*[J], 2010, 45(15): 4078
- [6] Bina M H, Dehghani F, Salimi M. *Materials & Design*[J], 2013, 45: 504
- [7] Bataev I A, Bataev A A, Mali V I *et al.* *Materials & Design*[J], 2012, 35: 225
- [8] Yan Y B, Zhang Z W, Shen W *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2010, 527(9): 2241
- [9] Zhang N, Wang W, Cao X *et al.* *Materials & Design*[J], 2015, 65: 1100
- [10] Wang Heng(王 恒), Liu Liming(刘黎明), Liu Xujing(柳绪静). *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2005, 26(7): 5
- [11] Yan Yinbiao(颜银标), Wang Jinhua(王进华), Shen Xiaoping(申小平) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报)[J], 2010, 20(4): 674

Effect of Annealing on Bonding Interface of AZ91/1060 Explosive Welding Composite Plates

Wu Qiong, Yang Suyuan, Jiang Wen, Yang Shengnan
(Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

Abstract: AZ91 Mg alloy/1060 pure Al explosive composite plates were annealed. The microstructures, element distributions and mechanical properties of the bonding interfaces before and after annealing were studied. The results show that Mg atoms diffuse from AZ91 to 1060 during the annealing process and the diffusion layer is in 1060 near the interface. The thickness of diffusion layer and the highest hardness of composite plates increase obviously after annealing. The high hardness layer is in AZ31 near the interface in composite plates before annealing; however after annealing the high hardness layer is in 1060 near the interface. The hardness increase before annealing results from work hardening while the hardness increase after annealing is attributed to solid solution and intermetallic compounds formed in diffusion layers. With the increase of annealing temperature, the thickness of diffusion layers increases, recrystallization tendency is more obvious and deformation bands disappear gradually.

Key words: explosive welding; heat treatment; bonding interface; magnesium alloy; pure aluminum

Corresponding author: Yang Suyuan, Professor, School of Materials Science and Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-68912712, E-mail: yangsuyuan@bit.edu.cn