

铝合金/镁合金爆炸复合界面低温退火后的结构演化

颜银标¹, 王进华², 申小平¹, 张立奎¹, 周熙¹

(1. 南京理工大学 材料科学与工程系, 南京 210094;
2. 中国兵器科学研究院 宁波分院 轻质材料研究所, 宁波 315103)

摘要: 对 AZ31B/7075 爆炸复合材料进行 220℃ 以下低温退火。用 Axiover 40 MAT 型光学显微镜、Quanta200 型扫描电镜、EDAX 能谱仪及 INSTRON 3367 型力学性能试验机对复合界面结合区进行金相组织观察、成分线扫描以及剪切强度测试, 研究复合界面结合区的低温退火演化机制。结果表明: 随着加热温度的升高和保温时间的延长, 在结合区镁合金发生回复、再结晶和晶粒长大, 爆炸形成的绝热剪切带逐渐消失; 原清晰的复合界面转变为具有一定厚度的由镁、铝互扩散形成的扩散层, 扩散层组织结构由以固溶体为主逐渐转变为以金属间化合物为主, 界面剪切断口由韧性断裂转变为脆性断裂; 复合界面剪切强度取决于扩散层的组织结构, 当扩散层组织以固溶体为主时, 适当的加热可产生固溶强化而提高界面剪切强度, 当扩散层组织以金属间化合物为主时, 将降低界面剪切强度。

关键词: 铝合金/镁合金复合材料; AZ31B/7075 复合材料; 爆炸复合; 界面演化; 扩散层; 绝热剪切带; 剪切强度

中图分类号: TB331

文献标志码: A

Microstructure evolution of interface of aluminum alloy/magnesium alloy explosive composite plates after low temperature annealing

YAN Yin-biao¹, WANG Jin-hua², SHEN Xiao-ping¹, ZHANG Li-kui¹, ZHOU Xi¹

(1. Department of Materials Science and Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China;

2. Lightweight Materials Institute, Ningbo Branch, China Academy of Ordnance Science, Ningbo 315103, China)

Abstract: The magnesium alloy (AZ31B)/aluminum alloy (Al7075) explosive composite plates were annealed at temperature below 220℃. The microstructure, elemental distribution and shear strength of the interface were studied with Axiover 40 MAT optical microscope, Quanta200 scanning electron microscope, EDAX energy dispersive spectrometer and INSTRON 3367 mechanical properties testing machine, respectively. The interface evolution due to low-temperature annealing was discussed. The results show that the recovery, recrystallization and grain growth of magnesium alloy at the binding region occur with increasing the heating temperature and prolonging the holding time, and the explosive adiabatic shear bands gradually disappear. The magnesium and aluminum inter-diffusion layers are formed instead of the original sharp composite interface, and the dominant components in the diffusion layer are gradually changed from solid solution into intermetallic compounds. At the same time, the characteristics of the interfacial shear fracture change from ductile to brittle fracture. The composite interfacial shear strength depends on the structure of the diffusion layer. When the structure of the diffusion layer is dominated by solid solution, the interfacial shear strength will be enhanced by proper heat treatment because of the solid solution strengthening. However, the interfacial shear strength is decreased by heating when the diffusion layer structure is dominated by intermetallic compounds.

Key word: Al/Mg composite; AZ31B/7075 composite explosive recombination; interface evolution; diffusion layer; adiabatic shear bands; shear strength

爆炸复合界面两侧区域因高能量冲击波作用而发生剧烈的塑性变形^[1], 两侧材料均产生一定程度的硬化。尤其是在界面结合区还存在不同程度的残余应力^[2-3], 导致复合板材扭曲、翘曲等变形, 从而影响爆炸复合板材而无法直接被使用。因此, 需对爆炸复合板进行整形。对于铝合金/镁合金爆炸复合板, 镁合金室温塑性变形能力差, 加上爆炸复合引起的加工硬化, 室温整形势必将造成镁合金及界面的损伤, 还将增大结合区的残余应力, 从而严重影响复合板的使用性能。

为了消除铝合金/镁合金爆炸复合板材的变形, 降低整形对复合板的损伤, 减小结合区的残余应力, 有必要对爆炸复合板进行低温退火处理或加热至一定温度进行整形^[4-7]。本文作者对 AZ31B/7075 爆炸复合板进行 120~220 ℃ 范围内的低温退火, 研究加热工艺参数对复合板界面区域的成分、组织及性能的影响, 为制订正确的加热工艺或整形工艺提供数据。

1 实验

1.1 材料

本研究所用的铝合金/镁合金复合材料是由厚度均为 10 mm 的 AZ31B 镁合金热挤压板与 7075 铝合金热轧板经爆炸复合而成。AZ31B 的主要化学成分为(质量分数, %)Al 3.1, Zn 1.2, Mn 0.3, Cr 0.2, Mg 余量。7075 的主要化学成分为(质量分数, %)Zn 5.6, Mg 2.7, Cu 1.8, Fe 0.5, Ti 0.2, Mn 0.3, Si 0.4, Al 余量。

1.2 爆炸复合板的低温退火

将 AZ31B/7075 爆炸复合板加工成 30 mm × 10 mm × 20 mm(长 × 宽 × 板)的试样, 试样长度方向与 AZ31B 挤压方向、7075 轧制方向平行。然后将试样置于 SX-3-900 型箱式电阻炉中进行 220 ℃ 以下的低温退火, 加热工艺参数为: 加热温度分别为 120、170 和 220 ℃, 每个加热温度下的保温时间均分别为 4、8 和 12 h, 保温后缓冷。

1.3 爆炸复合板界面成分的测定及组织观察

将加热前、后的 AZ31B/7075 复合板在 Axiover 40 MAT 型光学显微镜下进行金相组织观察。在 Quanta200 型扫描电子显微镜上, 借助 EDAX 能谱仪, 采用线扫描法分析界面附近化学成分在加热前、后的变化。

1.4 复合板界面力学性能测试及断口分析

目前, 国内外多采用界面剪切强度作为衡量复合

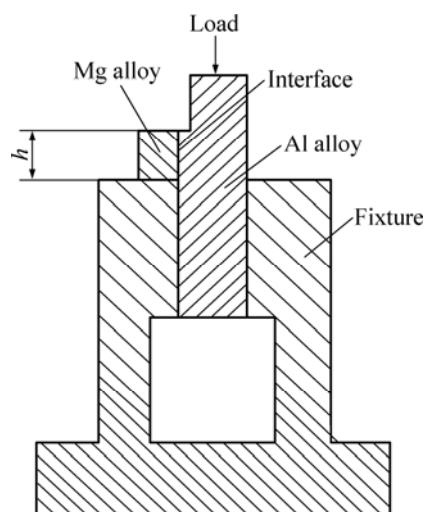


图 1 剪切实验装置示意图

Fig.1 Schematic diagram of shear test

界面结合性能的主要指标。在本研究中, 将复合板按图 1 加工成剪切试样, 参照复合钢板力学及工艺性能试验方法的国家标准^[8], 在 INSTRON 3367 型试验机上, 借助图 1 所示的剪切试验装置, 以 1 mm/min 的加载速率, 施加静压力, 使平行于试验力方向的基材(铝合金)与覆材(镁合金)的结合面承受剪力至断裂, 以测定界面剪断时的载荷 F ; 再按下式计算得到剪切强度。

$$\tau_b = \frac{F}{w \times h}$$

式中: τ_b 为剪切强度, MPa; F 为剪断时的载荷, N; h 和 w 分别为镁合金的高度 h 和宽度 w (垂直于纸面方向), m。

在 Quanta200 型扫描电子电镜上观察剪切断口形貌。

2 结果与分析

2.1 爆炸复合界面结合区加热后的组织演化

图 2 所示为 AZ31B/7075 在 220 ℃ 以下加热后爆炸复合界面结合区的典型金相组织。由图 2 可看出, 在加热保温时间相同的情况下, 加热温度对界面区域组织有显著影响; 在 120 ℃ 加热时, 未观察到界面形态发生明显变化, 镁合金侧组织无静态再结晶, 在界面附近仍然观察到大量的绝热剪切带^[9-14](见图 2(c)); 在 170 ℃ 加热时, 界面虽无明显改变, 但结合区中的镁合金组织变化明显, 原绝热剪切带因发生静态再结

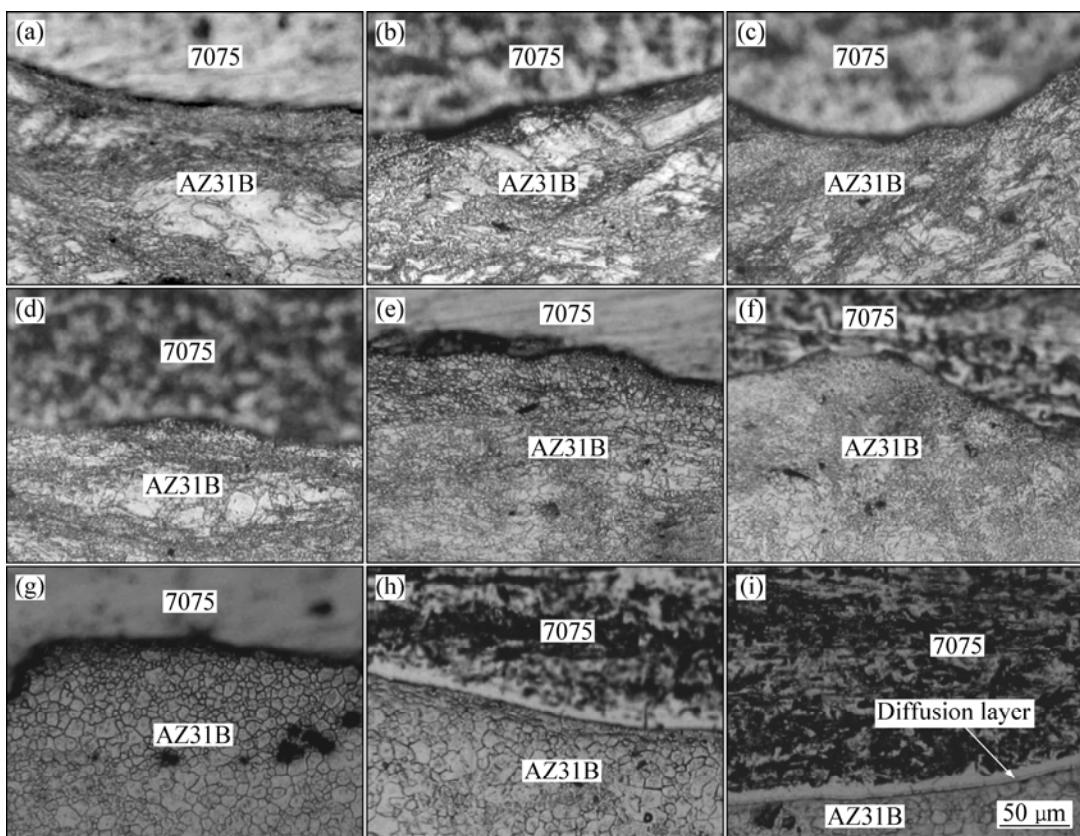


图 2 AZ31/7075 爆炸复合材料低温退火后的界面组织演化

Fig.2 Microstructure evolution of AZ31/7075 explosive composite plate interface after low temperature annealing: (a) 120 °C, 4 h; (b) 120 °C, 8 h; (c) 120 °C, 12 h; (d) 170 °C, 4 h; (e) 170 °C, 8 h; (f) 170 °C, 12 h; (g) 220 °C, 4 h; (h) 220 °C, 8 h; (i) 220 °C, 12 h

晶而逐渐消失，镁合金晶粒呈细小等轴状(见图 2(f))；在 220 °C 加热时，镁合金侧组织已完全再结晶、晶粒开始长大，绝热剪切带完全消失，界面处出现明显的扩散层，这表明在该温度下，界面处发生显著的合金元素扩散并形成了新相(见图 3(i))。

从图 2 可看出，在较低加热温度(170 °C)下，保温时间的长短对爆炸复合界面形貌及镁合金侧的组织影响不大；当加热温度较高时(>170 °C)，镁合金侧组织中的绝热剪切带将随保温时间的延长而逐渐消失，并发生完全再结晶和晶粒长大，而界面也将出现扩散层，扩散层厚度随保温时间的延长而变厚。

2.2 爆炸复合界面结合区加热后的元素分布及组织结构演化

图 3 所示为未低温退火的复合界面结合区线扫描得到的镁、铝的分布。从图 3 中可看出，复合界面结合区存在由镁、铝元素互扩散形成的扩散层，扩散层中的镁、铝元素的变化率随扩散距离的增大而增大，扩散层厚度约为 3.4 μm。该扩散层是由短时爆炸复合作用所致。

低温退火后的复合界面成分分布如图 4 所示。由图 4 可看出，在相同保温时间的条件下，随加热温度的升高，界面结合区镁、铝元素变化线依次从窄区域、大斜率的线性变化→较宽区域、小斜率的线性变化→窄区域、大斜率的线性变化区域和镁、铝成分相对量几乎保持恒定的区域。

根据镁–铝二元合金相图^[15]可知，镁与铝可形成固溶体、两种金属间化合物及共晶体；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%；超过固溶度后，镁与铝形成 2 种金属间化合物：脆性 Al_3Mg_2 (其中 Mg 的质量分数为 37.3%)和 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ (其中 Mg 的质量分数为 55.7%)。图 4 表明，在较低温度加热时，界面结合区的镁(铝)在铝合金(镁合金)中以相互固溶为主，形成镁溶于铝合金中的固溶体层(铝合金侧)与铝溶于镁合金中的固溶体层(镁合金侧)，此时虽会有铝、镁金属间化合物分布在两固溶体层界面附近，但符合铝、镁金属间化合物成分要求的扩散区域很薄，因而，金属间化合物量很少。随着加热温度的升高，镁(铝)在铝合金(镁合金)中的固溶度逐渐增大；但当加热温

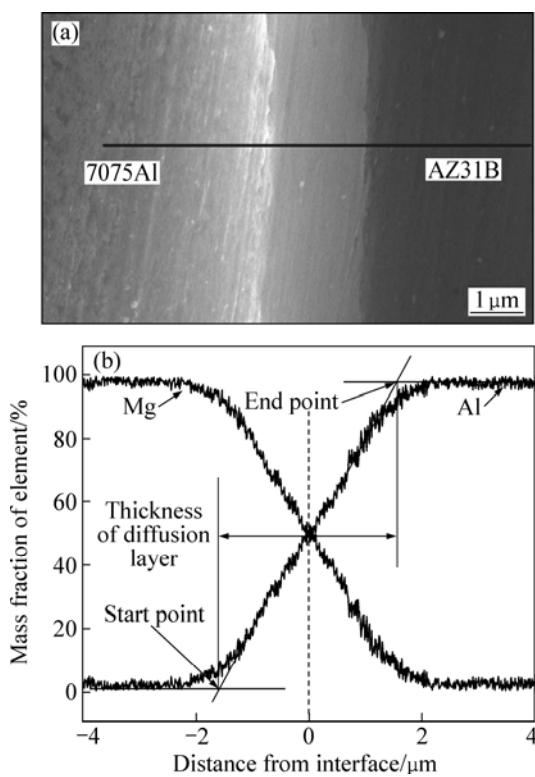


图3 复合界面的线扫描与扩散层厚度和元素含量的关系

Fig.3 Line scanning image (a) and relationship between thickness of distance from interface and mass fraction of elements (b) for composite interface

度达220℃时,镁(铝)在铝合金(镁合金)中大量扩散,在中间形成超过镁(铝)在铝合金(镁合金)中的固溶度极限的、具有一定厚度的、由大量金属间化合物构成的扩散层(见图4(c))。

在相同加热温度条件下,当加热温度较低时,随保温时间的延长,扩散区稍有变宽,其中的镁、铝元素变化率也稍有减小,扩散层仍主要由铝合金固溶体层、镁合金固溶体层组成。当加热温度升高到170℃时,变化趋势与前述相近;但当保温时间达12 h时,扩散区变宽幅度明显增加,其中还存在铝、镁元素质量比与 Al_3Mg_2 的相近的区域,这表明此时扩散层由含镁的铝合金固溶体层、 Al_3Mg_2 层、含铝的镁合金固溶体层组成。当加热温度达220℃时,界面结合区元素分布随保温时间的延长产生急剧变化:元素分布曲线呈三段式,即剧变段—缓变水平段—剧变段。剧变段对应的是固溶体;靠近铝合金一侧的是缓变水平段,镁和铝质量分数分别为32.9%和62.9%,成分与 Al_3Mg_2 相近;靠近镁合金一侧的缓变水平段,镁和铝质量分数分别为65.1%和32.4%,成分与 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 相

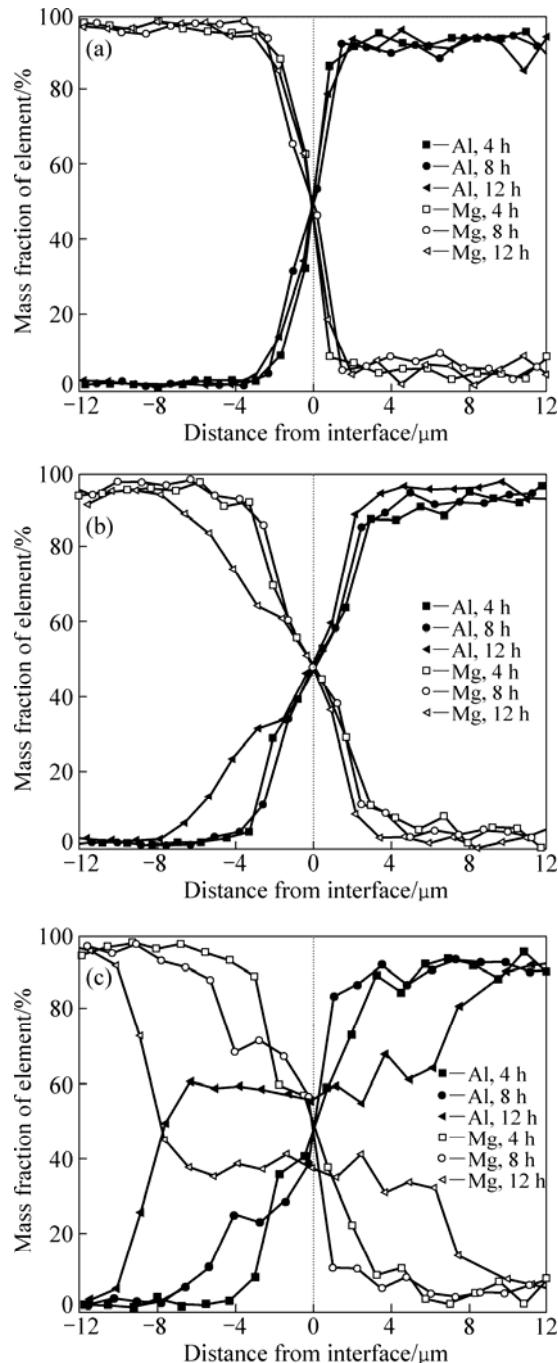


图4 爆炸复合界面结合区退火后的元素分布

Fig.4 Element distribution of interface area after low temperature annealing: (a) 120℃; (b) 170℃; (c) 220℃

近。由此可判定:靠近铝合金一侧的扩散层以 Al_3Mg_2 为主,靠近镁合金一侧的扩散层以 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 为主,即该扩散层分别由铝合金固溶体层、 Al_3Mg_2 层、 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 层和镁合金固溶体层组成。

2.3 爆炸复合界面结合区加热后的扩散层厚度变化

在扫描电镜上用线扫描法测定界面扩散层厚度的

方法如图3所示。由线扫描法获得界面附近镁或铝的质量分数距界面距离的变化线(见图3(b))，然后确定镁或铝的开始变化点、终了变化点，这两点的距离即为扩散层厚度。

根据图3所示的方法，可测定不同加热条件下的界面结合区扩散层厚度，从而获得界面扩散层厚度随加热工艺的变化关系如图5所示。从图5中可看出，在较低温度加热时，界面处的扩散层厚度变化并不显著，即使加热较长时间，界面扩散层厚度增加幅度也不大；但随着加热温度的升高，界面扩散层厚度明显增大，当加热温度达220℃时，随保温时间的延长，扩散层厚度从5.6μm迅速增加到20.8μm。

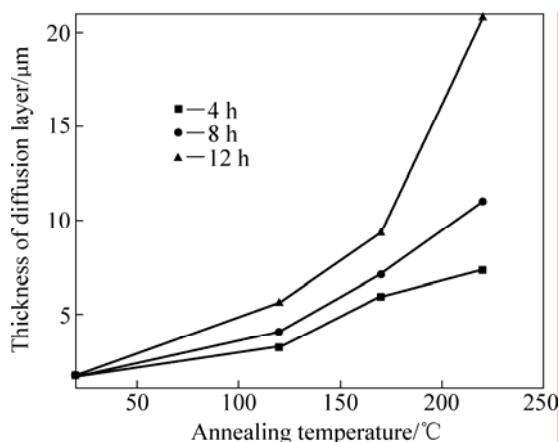


图5 低温退火后复合界面扩散层厚度的变化

Fig.5 Change of thickness of diffusion layer after low temperature annealing

2.4 加热后复合界面剪切强度的变化

图6所示为不同加热工艺对AZ31B/7075爆炸复合板界面剪切强度的影响。从图6中可以看出，经不同温度加热后，复合界面剪切强度随保温时间的变化趋势与加热温度有关。经120℃加热、保温不超过4h后，界面剪切强度与原始剪切强度相同；保温时间超过4h后，界面剪切强度开始下降；保温12h后的剪切强度约为原始值的80%；经170℃加热、保温时间4h后，界面剪切强度由原始剪切强度70.4 MPa上升到78.8 MPa；当保温时间超过4h后，界面剪切强度开始下降，保温12h后剪切强度约为原始值的70%，下降幅度比120℃时的大；经220℃加热后，界面剪切强度随保温时间的延长而连续下降，下降幅度均比120℃、170℃时的大，保温12h后的剪切强度仅有原始值的一半。

复合界面剪切强度发生上述变化的原因与加热保

温时形成的扩散层结构有关。加热温度较低(120℃)，保温时间较短，镁、铝元素互扩散较少，但仍因固溶强化使界面结合区剪切强度提高；而镁、铝元素互扩散也会形成镁、铝金属间化合物。但金属间化合物的形成存在一个与加热温度、保温时间相关的孕育期^[16]。此时的加热条件可能达到孕育期的临界值，镁、铝形成的金属化合物引起的强度降低与固溶强化相抵消，因此，剪切强度基本不变。当加热温度升高(170℃)时，镁、铝元素互扩散增加，提高镁(铝)在铝合金(镁合金)固溶体中的固溶度，界面结合区的固溶强化效果提高幅度大于镁、铝形成的金属化合物引起的强度降低幅度，因而剪切强度不降低反而上升；随保温时间的延长，界面组织也发生再结晶，界面元素开始大量扩散，镁、铝形成的金属化合物增加，从而使剪切强度降低；当加热温度达220℃时，超过金属间化合物形成的孕育期，且界面镁、铝原子互扩散大幅度增加，扩散层厚度也明显增加，这样在扩散层中出现镁、铝元素相对质量比与镁铝金属间化合物相当的扩散区，并随保温时间的延长，该扩散区厚度大幅度增加，这就导致剪切强度连续显著降低。

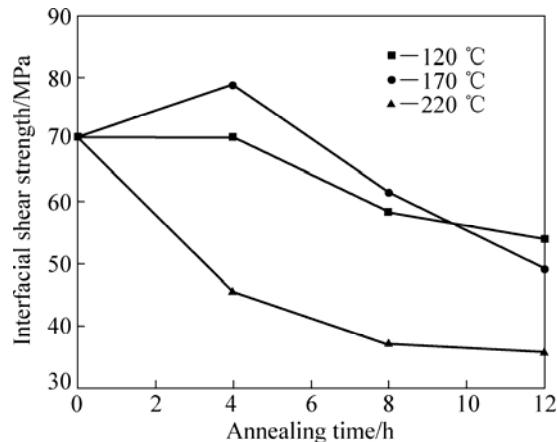


图6 低温退火后复合板界面剪切强度的变化

Fig.6 Change of interfacial shear strength after low temperature annealing

2.5 低温退火后爆炸复合板的断口观察与分析

图7所示为不同退火温度下复合材料剪切断口的SEM像。由图7(a)和(b)可看出，断口存在大量韧窝，属于韧性断裂；而由图7(c)中可以看到大量的解理面，在解理面上有二次裂纹，属于脆性断裂。这是因为随着温度的升高，界面结合区生成脆性的金属间化合物。

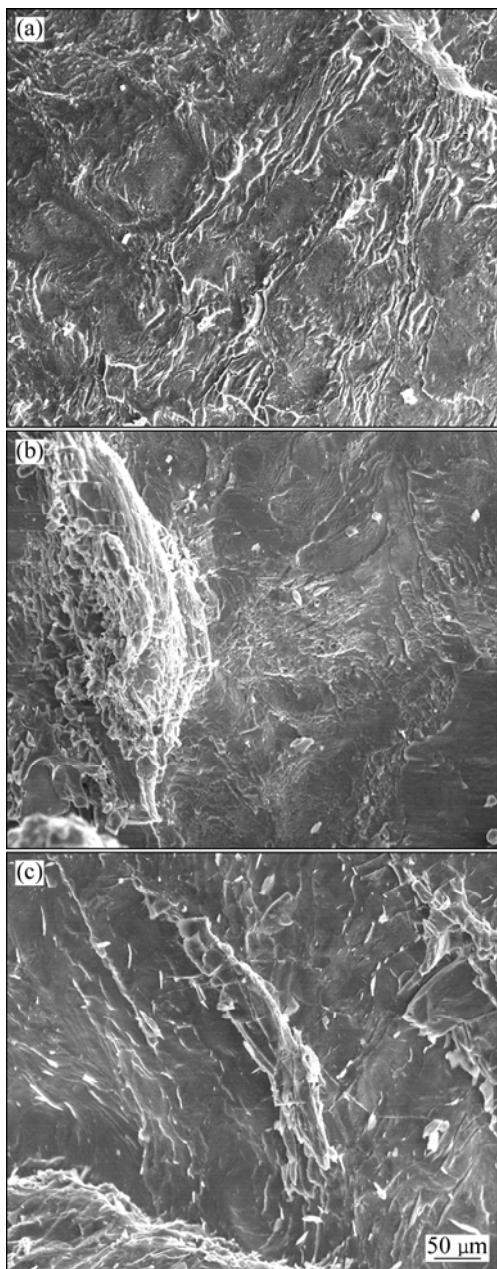


图7 不同退火温度下复合材料的断口的SEM像

Fig.7 SEM images of fracture of composites after low temperature annealing: (a) 120℃, 4 h; (b) 170℃, 4 h; (c) 220℃, 4 h

3 结论

1) 爆炸复合材料界面结合区镁合金侧组织随加热温度的升高、保温时间的延长将发生回复、再结晶和晶粒长大, 爆炸形成的绝热剪切带逐渐消失; 经220℃加热, 原清晰的复合界面转变为具有一定厚度的扩散层。

2) 低温加热形成的扩散层主要由镁、铝互扩散而成; 靠近镁合金(铝合金)侧形成以铝(镁)溶入镁合金(铝合金)的固溶体; 随加热温度的升高、保温时间的延长, 两固溶体层间还出现 Al_3Mg_2 或 Al_3Mg_2 和 $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ 构成的金属间化合物层。

3) 扩散层厚度随加热温度的升高、保温时间的延长而增加, 增加幅度随加热温度的升高而急剧增大。

4) 低温加热后的爆炸复合界面剪切强度取决于扩散层的组成结构。当扩散层组织以固溶体为主时, 适当的加热条件可产生固溶强化而提高界面剪切强度; 当扩散层组织以金属间化合物为主时, 将降低界面剪切强度, 剪切断口以脆性断裂为主。

REFERENCES

- [1] 郑远谋. 镍-不锈钢复合板的退火[J]. 广东有色金属, 1997(1): 30-34.
ZHENG Yuan-mou. Annealing of explosive composite nickel stainless steel plate[J]. Guangdong nonferrous metal, 1997(1): 30-34.
- [2] 《有色金属及其热处理》编写组. 有色金属及其热处理[M]. 北京: 国防工业出版社, 1981.
"Non-ferrous metals and their heat treatment" group to prepare. Non-ferrous metals and their heat treatment[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1981.
- [3] 王治平, 高国庆. 不锈钢/碳钢爆炸复合板消除应力热处理[J]. 高压物理学报, 1998, 12(1): 60-66.
WANG Zhi-ping, GAO Guo-qing. Eliminating the stress of stainless steel/carbon steel explosive cladding plate to heat treatment[J]. High Pressure Physics, 1998, 12(1): 60-66.
- [4] 郑远谋. 爆炸复合材料中的残余应力[J]. 上海有色金属, 2002, 23(2): 53-57.
ZHENG Yuan-mou. Residual stress in explosion cladded material[J]. Shanghai Nonferrous Metal, 2002, 23(2): 53-57.
- [5] 罗宏. 2205双相不锈钢-低碳钢爆炸复合板的热处理[J]. 机械工人: 热加工, 2007(9): 50-61.
LUO Hong. Heat treatment of 2205 duplex stainless steel-low carbon steel explosive clad plate[J]. Mechanics: Thermal Processing, 2007(9): 50-61.
- [6] 杨扬, 张新明. 热处理后钛/钢爆炸复合界面微观组织结构[J]. 中南工业大学学报: 自然科学版, 1995, 26(1): 105-108.
YANG Yang, ZHANG Xin-ming. The microstructures in the explosive cladding titanium/mild steel interface after heat treatment[J]. Journal of Central South University of Technology: Natural Science Technology, 1995, 26(1): 105-108.
- [7] 侯法臣, 赵路遇. 热处理温度对254SMO/16MnR爆炸复合板组织和性能的影响[J]. 钢铁, 1995, 30(12): 39-44.
HOU Fa-chen, ZHAO Lu-yu. Effects of heat treatment

- temperature on structure and properties of 254SMO/16MnR explosive clad plate[J]. Steel, 1995, 30(12): 39–44.
- [8] GB/T6396—2008. 复合钢板力学及工艺性能试验方法[S]. GB/T6396—2008. Test method of composite plate mechanical and technical performance[S].
- [9] 杨 扬. 金属爆炸复合技术与物理冶金[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006.
YANG Yang. Composite technology of metal explosion and the physical metallurgy[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006.
- [10] 王耀华, 洪 津. SA266—304 爆炸复合板的三种结合界面[J]. 材料科学与工艺, 1998, 6(4): 35–38.
WANG Yao-hua, HONG Jing. Three interfaces of explosive welding of steel SA266 — 304[J]. Materials Science and Technology, 1998, 6(4): 35–38.
- [11] 张建臣. 碰撞角对爆炸复合材料界面状态的影响[J]. 实验力学, 2007, 22(1): 63–68.
ZHANG Jian-chen. Influences of collision angle on the interface state of explosive compound materials[J]. Experimental Mechanics, 2007, 22(1): 63–68.
- [12] 王素霞. 爆炸复合材料界面组织结构与性能[J]. 钢铁, 1994, 29(4): 38–42.
WANG Su-xia. Interfacial structure and performance of blast complexed material[J]. Steel, 1994, 29(4): 38–42.
- [13] 杨文彬, 奚进一. 爆炸复合板的界面波及其影响[J]. 爆破器材, 1998, 27(4): 24–28.
YANG Wen-bin, XI Jin-yi. Interface wave and its effects on explosive clad plate[J]. Blasting Equipment, 1998, 27(4): 24–28.
- [14] BAI Y. Adiabatic shear banding[J]. Res Mechanica, 1990, 31: 133–203.
- [15] MONDOLFO L F. 铝合金的组织与性能[M]. 王祝堂, 译. 北京: 冶金工业出版社, 1988.
MONDOLFO L F. Microstructure and properties of aluminum alloy[M]. WANG Zhu-tang, transl. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1988.
- [16] 何康生, 曹雄夫. 异种金属焊接[M]. 北京: 机械工业出版社, 1986.
HE Kang-sheng, CAO Xiong-fu. Dissimilar metal welding[M]. Beijing: Mechanical Industry Press, 1986.

(编辑 李艳红)