

5052/AZ31/5052 镁铝复合板成形极限及界面扩散行为

马艳彦, 池成忠, 林 鹏, 闫辰侃, 梁 伟

(太原理工大学, 山西 太原 030024)

摘 要: 镁铝复合板是一种节能降耗的新型材料, 研究其成形性能对于推广其工业应用具有重要意义。通过刚模胀形实验获得了 5052/AZ31/5052 镁铝复合板在 170 和 230 °C 时的成形极限曲线, 分析了胀形试样破裂处的断口形貌及胀形过程界面扩散行为。结果表明: 镁铝复合板在 230 °C 下具有较好的成形性能; 胀形过程能促使界面附近镁铝元素分布均匀化, 对扩散层的厚度影响不大, 同时可以消除缺陷、增加机械咬合面积, 有利于提高界面的结合强度。

关键词: 镁铝复合板; 成形极限曲线; 断口; 界面; 扩散

中图分类号: TG146.2⁺2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)08-2086-06

镁合金是一种新型的环境友好结构材料, 具有比强度高、比刚度、抗震性、电磁屏蔽性强, 耐冲击性好, 质轻等一系列优点, 被广泛应用于电子产品、航空航天、国防军事等领域^[1]。但镁合金的室温力学性能差及耐腐蚀性能低的缺点在很大程度上限制了其进一步的应用和发展^[2-5]。铝合金具有良好的塑性变形能力且其耐腐蚀性能很强^[6]。在镁合金表面包覆铝合金制得的镁铝复合板在充分发挥镁合金性能优势的同时其塑性变形能力和耐腐蚀性显著提高。由于这种材料具有广阔的应用前景, 近年来逐步开始了对 Al/Mg/Al 三层复合板的研究, 镁铝复合板及其制品的大量生产应用将指日可待^[7-9]。

镁铝复合板的研究目前尚处初级阶段, 主要集中于轧制复合机理、轧后退火制度及轧制前后界面结构的研究。陈等^[10]研究了 Al(AA1100)/Mg(AZ31)/Al(AA1100)复合板热轧复合过程, 发现复合板通过扩散层实现冶金结合, 退火温度影响扩散层的厚度、复合板的力学性能以及结合强度, 最终得到最佳退火工艺为 300 °C/60 min。A. Macwan 等^[11]研究了轧后退火制度对复合板性能的影响, 发现扩散层厚度随退火温度的升高而增大, 在 200~400 °C 的退火温度范围内, 屈服强度呈线性递减而延伸率呈线性增加, 抗拉强度在 200~250 °C 上升, 在 250 °C 时达到最大值, 随后开始下降。Luo 等^[12]采用 2 道次热轧工艺制备了 Al(5052)/Mg(AZ31)/Al(5052)复合板, 研究了复合板界

面的微观结构, 发现第 2 道次轧制后, 沿轧制方向的扩散层断裂后散布在结合界面上, 一定程度上限制了裂纹在界面上的传播, 改善了复合板的结合性能。然而, 对于镁铝复合板的成形过程对其界面结构的影响, 国内外文献报道仍然较少。

本实验通过刚模胀形实验研究了 5052/AZ31/5052 镁铝复合板在 170 和 230 °C 时的成形极限, 采用 MIRA 3 LMH 场发射扫描电子显微镜 (SEM) 及其配备的 X-Max 20 能谱分析仪 (EDS) 分析了胀形试样破裂处的断口形貌及胀形过程界面扩散行为, 以期深入探讨镁铝复合板的成形性能, 为其广泛应用提供理论基础与技术支撑。

1 实 验

实验所用镁铝复合板由厚 2.7 mm 的 AZ31 镁合金板和厚 0.38 mm 的 5052 铝合金板经 4 道次热轧复合而成。最终得到厚度为 1 mm 的 5052/AZ31/5052 镁铝复合板, 轧后退火工艺为 180 °C/120 min, 空冷。轧制前镁铝复合板组料方式示意图如图 1 所示, 板料原始轧制方向正交于轧制复合方向。

成形极限曲线是对板料成形性能的一种定量描述, 反映板料成形过程中能够达到的极限应变, 直观准确地评定金属板料的成形性能。本实验采用刚模胀形法获得成形极限曲线。按照国家标准 GB/T 15 825.8-2008, 制得如图 2 所示试样, 共 10 组, 每组

收稿日期: 2015-08-10

基金项目: 国家自然科学基金 (51175363, 51274149)

作者简介: 马艳彦, 女, 1988 年生, 硕士生, 太原理工大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024, 电话: 0351-6010021, E-mail: 15626001551@163.com

2 个。成形极限实验中不同的应变状态通过试样宽度的不同来体现, 试样宽度从 20 mm 递增到 180 mm, 其应变状态从近似单向拉伸逐步过渡为平面应变(试样宽度 90 mm), 随后变为双向拉伸, 最后达到双向等拉^[13,14]。实验前在试样表面印制直径 $d_0=2.5$ mm 相切型圆形网格。胀形模具示意图如图 3 所示, 刚性凸模半球直径为 100 mm, 以 2 mm/min 的速度分别在 170 和 230 °C 的条件下完成胀形, 润滑剂为二硫化钼。

为了验证镁铝复合板在不同温度下胀形的断裂机制, 采用扫描电子显微镜对典型试样进行胀形破裂处的微观断口形貌分析。在不破坏断口形貌的前提下, 分别截取 170 和 230 °C 胀形试样破裂部位的四边形试样, 其中一边为新鲜的断口。

镁铝复合板界面结合情况在很大程度上决定了其成形性能。胀形前后界面微观形貌和结合情况是否发生变化也是衡量复合板成形性能的重要指标。分别对

轧制复合后、180 °C/120 min 退火后、170 和 230 °C 胀形后试样的界面做 SEM 分析, 并采用 EDS 进行界面处线扫描和面扫描。

2 结果与讨论

2.1 复合板胀形件宏观形貌

在理想的胀形条件下, 如: 气压胀形和液压胀形, 破裂发生在胀形件最顶端^[15]。本实验采用的刚模胀形法, 由于受到摩擦力的影响, 胀形破裂发生在顶端附近, 胀形后的试样如图 4 所示。观察 3 种应变状态下典型试样后发现, 对于相同尺寸的试样, 170 °C 下胀形, 裂纹几乎贯穿整个宽度方向甚至直接断裂, 而在 230 °C 下胀形, 裂纹尺寸较短且其周围可以观察到明显的缩颈现象, 由此可知 230 °C 下胀形镁铝复合板的塑性更佳。

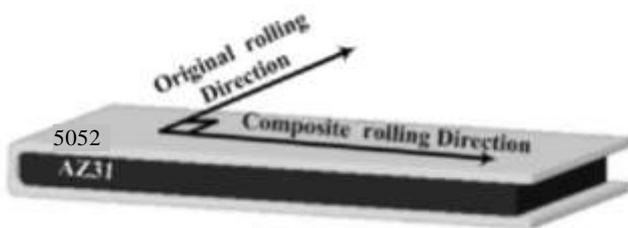
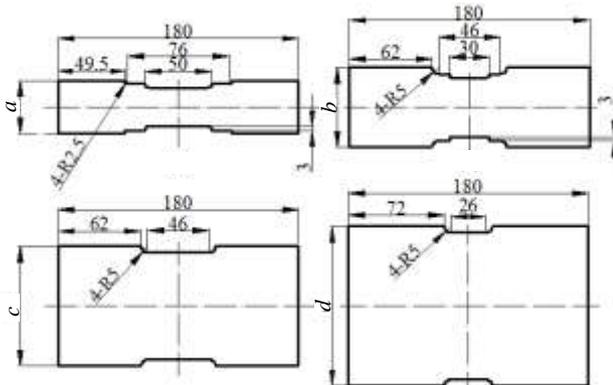


图 1 轧制前镁铝复合板组料方式示意图

Fig.1 Schematic diagram of 5052/AZ31/5052 alloy laminated composite plate before rolling



$a=20, 40; b=60, 80; c=90; d=100, 120, 140, 160$

Besides, foursquare specimen (180 mm × 180 mm) is used for equi-biaxial tension

图 2 成形极限试验试样图

Fig.2 Specimen diagrams of forming limit tests

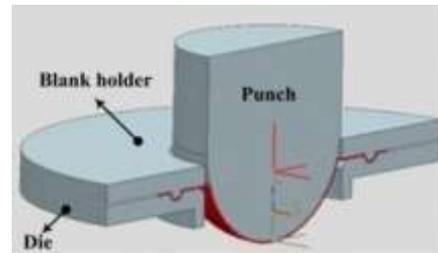


图 3 胀形模具示意图

Fig.3 Schematic diagram of bulging mold



图 4 胀形后的试样

Fig.4 Specimen after bulging

170 和 230 °C 下所有试样的胀形高度如图 5 所示。在单向拉伸应变状态和平面应变状态下，230 °C 的极限拱顶高度略高但相差不大；双向拉伸应变状态下，230 °C 的极限拱顶高度明显高于 170 °C 的极限拱顶高度，最大相差达 10 mm。

2.2 成形极限曲线

胀形后，复合板表面的网格圆发生畸变，越靠近破裂点畸变越严重，在每个试样上选取 3 个距离破裂点最近的完整网格，然后利用 JLC 型测量显微镜测出网格长轴 d_1 和短轴 d_2 ，根据公式：

$$\epsilon_1 = \ln \frac{d_1}{d_0} \times 100\% \quad (1)$$

$$\epsilon_2 = \ln \frac{d_2}{d_0} \times 100\% \quad (2)$$

计算表面主应变 ϵ_1 和表面次应变 ϵ_2 。闫辰侃^[16]采用多项式拟合方法，严密精准地绘制了镁铝复合板的成形极限曲线，并证明了该拟合方法的合理性。本研究亦采用三阶四项式回归分析法拟合镁铝复合板的成形极限曲线。所得 170 和 230 °C 镁铝复合板的回归方程分别为：

$$\epsilon_1 = 0.164\ 92 - 0.208\ 69\epsilon_2 + 2.066\ 35\epsilon_2^2 + 0.063\ 86\epsilon_2^3 \quad (3)$$

$$\epsilon_1 = 0.234\ 62 + 0.072\ 10\epsilon_2 + 4.707\ 39\epsilon_2^2 - 9.725\ 67\epsilon_2^3 \quad (4)$$

根据表达式 (3)、(4) 可获得成形极限曲线，如图 6 所示。可以看出，胀形温度为 230 °C 的成形极限曲线整体明显高于 170 °C 时的成形极限曲线，说明在 230 °C 下镁铝复合板的成形性能更好。平面应变点 $\epsilon_2=0$ 决定了成形极限曲线位置的高低，因此平面应变点是成形极限图中至关重要的一点，在实际生产中，充 分 考

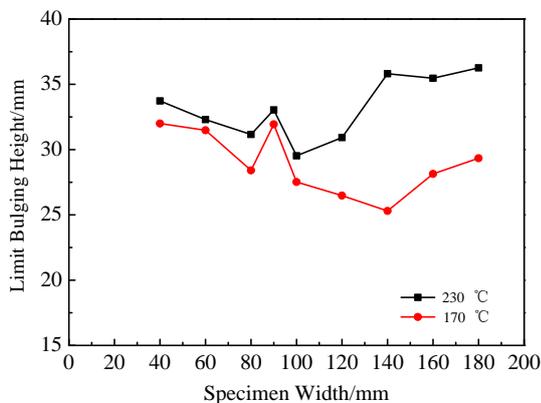


图 5 镁铝复合板在 170 和 230 °C 下不同宽度试样极限胀形高度

Fig.5 Limit bulging height of magnesium-aluminum composite

plate at 170 and 230 °C

考虑平面应变点的发生条件，可以有效避免变形失效的发生，提高成品率。

目前对于单独镁合金板成形极限曲线的研究已趋于成熟，上海交通大学钟敏等^[17]建立了 1 mm 厚 AZ31 镁合金板在 150~250 °C 的成形极限曲线计算模型：

$$\begin{cases} \epsilon_1 = a + k\epsilon_2 & \epsilon_2 \leq 0 \\ \epsilon_1 = a + b\epsilon_2^c & \epsilon_2 > 0 \end{cases} \quad (5)$$

式中， a 为平面应变状态下的主应变， a 与温度的函数关系为 $a=0.1454+6.88 \times 10^{-5}T+2.452 \times 10^{-6}T^2$ ，将 $T=230$ °C 代入，得 $a=0.290\ 935$ 。即，当 $\epsilon_2=0$ 时， $\epsilon_1=0.290\ 935$ 。式 (4) 中，当 $\epsilon_2=0$ 时， $\epsilon_1=0.234\ 62$ 。可以得知，5052/AZ31/5052 镁铝复合板的成形极限曲线略低于 AZ31 镁合金板的成形极限曲线，最低点的相对偏差仅为 19.4%。由此可见，在 AZ31 镁合金板外包覆 5052 铝合金板材轧制复合后，对其成形性能影响不大。轧制复合过程中形成的扩散层必然会对复合板的成形性能产生影响，然而，表层的 5052 铝合金使得板料具有了较好的耐腐蚀性能，综合考虑，镁铝复合板的综合性能更优，这使得镁铝复合板具有更广泛的工业应用价值。

2.3 复合板胀形过程中的断裂机制

选取平面应变状态下的试样进行 SEM 分析。由于轧制后外层包覆的铝合金较薄，厚度仅为 0.11 mm，主要作用是提高耐腐蚀性能，镁铝复合板的成形性能主要由镁合金决定。图 7 为不同胀形温度下镁合金基体断口形貌图。根据图中断口形貌特征，并参照李娟等人^[18]的研究结果，在 170 °C 下胀形，温度相对较低，镁合金塑性变形能力较差，断口形貌较为平滑，只有一些尺寸较小、深度较浅的韧窝分布，并且断口边缘没有出现明显颈缩，因此在 170 °C 下的胀形属于脆性和韧性混合断裂机制。胀形温度为 230 °C 时，随着温

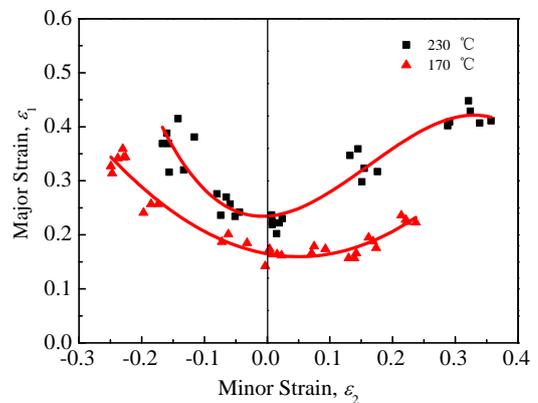


图 6 镁铝复合板成形极限曲线

Fig.6 Forming limit curves of 5052Al/AZ31Mg/5052Al tri-layer

clad sheets

度升高, 镁合金塑性变形能力提高, 有利于韧窝的形成与扩展, 韧窝宽度和深度均有所增加, 断口呈韧性断裂。进一步验证了镁铝复合板在 230 °C 时有较好的成形性能。

2.4 复合板胀形过程中的界面扩散行为

在平面应变状态的胀形试样最高点处截取约 10 mm×8 mm 的小块试样进行 SEM (配备 EDS) 分析。图 8 所示为镁铝复合板各个阶段沿轧制复合方向界面 SEM 照片。图 8a 为轧制后界面 SEM 照片, 可明显观察到镁基体与铝基体之间已经发生反应扩散生成扩散层, 呈断续分布。有关研究表明^[19], 扩散层由两相组成, 近铝端为 Al₃Mg₂, 近镁端为 Mg₁₇Al₁₂。扩散层为硬度明显高于基体的金属间化合物^[20]。热轧复合过程

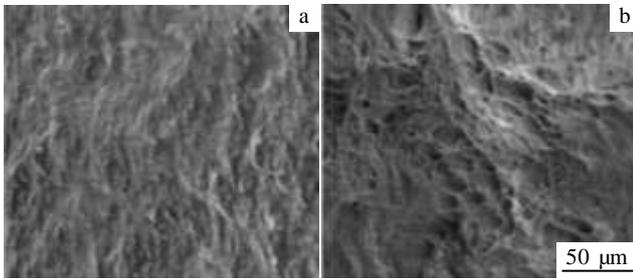


图 7 不同胀形温度下镁合金基体断口形貌

Fig.7 SEM fracture morphologies of magnesium alloy at different bulging temperatures: (a) 170 °C and (b) 230 °C

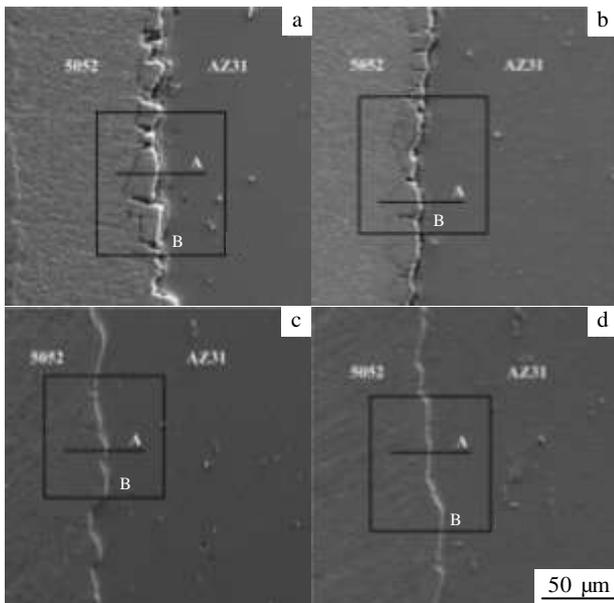


图 8 镁铝复合板界面 SEM 照片

Fig.8 SEM images of the joint interface of Mg-Al composite plate: (a) as rolled state, (b) annealed at 180 °C/60 min, (c) bulged

at 170 °C, and (d) bulged at 230 °C

中, 经扩散反应形成的连续扩散层, 由于塑性较差, 轧制力的不断增大使其发生断裂, 散布在结合面上。这种非连续分布的金属间化合物在一定程度上限制了裂纹在界面上的传播与扩展, 提高了扩散层的塑性, 使得镁铝复合板的结合性能得到改善^[12]。轧制后经 180 °C/60 min 退火的结合界面如图 8b 所示, 界面形态变化不显著。图 8c, 8d 分别显示了 170 和 230 °C 胀形试样最高点处界面结合情况, 可以明显看出胀形后比胀形前界面咬合面积增大, 界面组织更加均匀。这是由于塑性变形可进一步消除气孔、裂纹等缺陷, 同时增大机械咬合面积, 有利于提高界面结合强度。

对图 8 中各图 A 处进行 EDS 线扫描, 结果如图 9 所示。图 9 中, Mg、Al 原子图谱交汇处为金属间化合物, 胀形前后板料厚度发生了变化, 用扩散层厚度与总厚度的比值 (以下简称厚度比) 来衡量扩散层厚

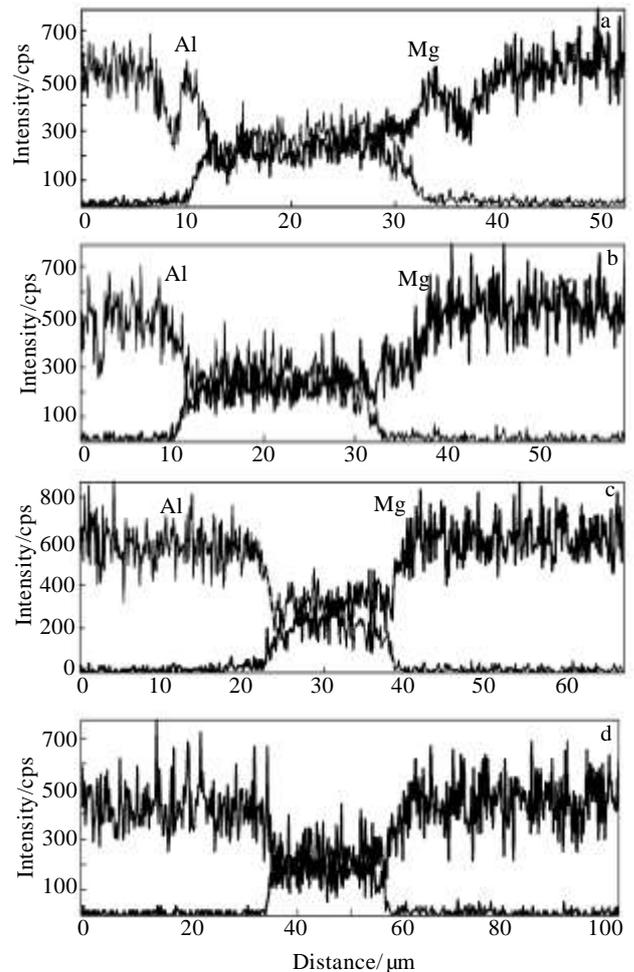


图 9 图 8 中 A 处元素线扫描能谱

Fig.9 Element line scanning spectra of A zone in Fig.8: (a) as rolled state, (b) annealed at 180 °C/60 min, (c) bulged at

170 °C, and (d) bulged at 230 °C

度的变化较为合理。就扩散层本身而言,其存在对复合板的成形性能不利,但又是异种金属之间实现冶金结合不可避免的,因此,无论轧制复合、轧后退火以至后续的塑性变形,将扩散层的厚度限制在一定范围内是保证复合板成形性能的关键。经计算:轧制态、经 180 °C/60 min 退火态、170 °C 胀形态、230 °C 胀形态试样的厚度比依次为 1.9%、2.1%、1.8%、2.4%。可以看出,扩散层厚度比在轧制退火后仅比退火前增长了 0.2%,说明 180 °C/60 min 的退火制度合理,并没有使得扩散层明显增厚。胀形前后以及不同胀形温度之间扩散层的变化都不明显。由于选取线扫描区域的随机性并考虑到测量误差的影响,这样的变化可忽略不计。一方面说明,塑性变形并不是影响扩散层厚度的主要因素,另一方面说明,170 和 230 °C 的胀形温度还不足以影响扩散层的厚度。严格控制轧制和退火温度是将扩散层厚度控制在合理范围内的关键,既要保证金属基体间的机械咬合和冶金结合,又不影响界面的结合强度。

对图 8 中各图 B 处进行 EDS 元素面扫描,结果如图 10 所示。从图 10a 中可以清晰地分辨出碎化分布在界面上的金属间化合物的边缘。图 10b 中金属间化合物的边缘已经模糊,说明发生了一定程度的原子扩散,原子扩散到边缘的空隙中。从图 10c 图 10d 中可以看出, Mg 原子在 Al 中扩散深度较大。这是由于温度和塑性变形为原子扩散提供了驱动力,结合面附近的原子被激活而扩散到彼此的基体中,这样使得界面处的成分更加均匀,一定程度上改善了界面的结合性能。图 10a、10b、10c、10d 中 Mg 原子扩散深度平均值依次约为 37、39、46、50 μm, Al 原子扩散深度平均值

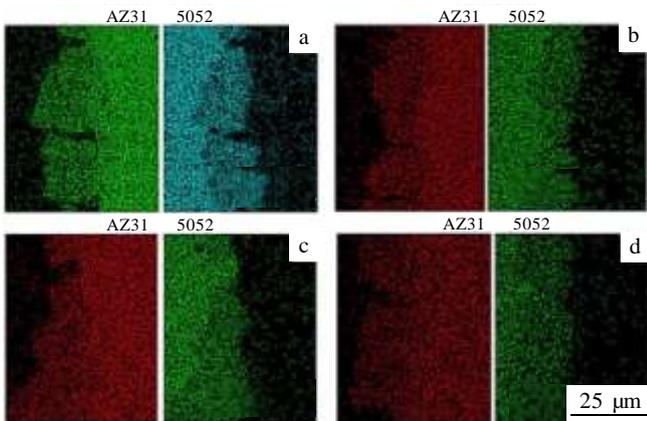


图 10 图 8 中 B 处 EDS 元素面扫描图

Fig.10 EDS element surface scanning of B zone in Fig.8: (a) as rolled state, (b) annealed at 180 °C/60 min, (c) bulged at

170 °C, and (d) bulged at 230 °C

均约为 28 μm。可以看出 Mg 原子在 Al 基体中的扩散程度远远大于 Al 原子在 Mg 基体中的扩散程度,且温度和胀形行为对 Mg 原子扩散深度的影响大于其对 Al 原子的影响。一方面因为 Mg 的原子量小于 Al,扩散比较容易进行,且原子在密排六方结构的 Mg 中扩散所需的激活能要比在面心立方结构的 Al 中大^[21],因此 Mg 在 Al 中扩散更容易进行。此外还可以看出,胀形温度为 230 °C 时的原子扩散更加均匀。说明温度是影响原子扩散至关重要的因素。

通过研究 5052/AZ31/5052 镁铝复合板在 170 °C 和 230 °C 的成形极限及其胀形过程中界面扩散行为,发现胀形过程不会对扩散层厚度及结合界面形态产生明显的影响。说明在合适的温度下,可以在界面结合情况保持稳定的前提下实现塑性变形,这使得镁铝复合板广泛代替现有金属板材成为可能。

3 结 论

1) 5052/AZ31/5052 镁铝复合板 230 °C 成形极限曲线高于 170 °C 成形极限曲线,说明复合板在 230 °C 具有较好的成形性能。

2) 5052/AZ31/5052 镁铝复合板在 170 °C 下的胀形断裂机制为脆性和韧性混合断裂,胀形温度为 230 °C 时断口呈韧性断裂。

3) 胀形过程对扩散层厚度的影响不大,并且在消除缺陷的同时增加了机械咬合面积,有利于提高界面结合强度;Mg 原子在 Al 基体中的扩散比较容易进行,且在塑性变形作用下扩散深度增大,逐步实现界面附近 Mg、Al 元素分布均匀化。

参考文献 References

[1] Chen Zhenhua(陈振华). *Magnesium Alloy*(镁合金)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2004: 19

[2] Serkan T, Fahrettin O, Ilyas K. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2008, 207(1): 1

[3] Lee M G, Wagoner R H, Lee J K *et al. International Journal of plasticity*[J], 2008, 24(4): 545

[4] Yin D, Zhang K, Wang G. *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 392(1): 320

[5] Cao Xiaoping(曹晓卿), Liu Yi(刘毅), Wang Jingwei(王敬伟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2013, 42(3): 550

[6] Zhang Yibin(张毅斌), Wang Qunjiao(王群骄). *Development and Application of Materials*(材料开发与应用)[J], 2009, 24(6): 72

- [7] Matsumoto H, Watanabe S, Hanada S. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2005, 169(1): 9
- [8] Zhang X P, Yang T H, Liu J Q *et al.* *Journal of Materials Science*[J], 2010, 45(13): 3457
- [9] Zhang X P, Yang T H, Castagne S *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(4): 1954
- [10] Chen Zejun(陈泽军), Zeng Zhen(曾真), Huang Guangjie(黄光杰) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(S3): 136
- [11] Macwan A, Jiang X Q, Li C *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 587: 344
- [12] Luo Changzeng, Liang Wei, Chen Zhiqiang *et al.* *Materials Characterization*[J], 2013, 84: 34
- [13] EN ISO 12004-2-2008[S], 2008
- [14] GB/T 15825.8[S], 2008
- [15] Wang Gang(王刚), Wang Jianlong(王建珑), Zhang Tuoda(张拓达) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(9): 2023
- [16] Yan Chenkan(闫辰侃), Chi Chengzhong(池成忠), Liang Wei(梁伟) *et al.* *Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2013, 20(5): 87
- [17] Zhong Min(钟敏). *Research of Forming Limit and Spring-back of Magnesium Alloy Sheet AZ31 at Warm Condition* (AZ31 镁合金板材温热成形极限及回弹研究)[D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University, 2012: 31
- [18] Li Juan(李娟), Wang Wenxian(王文先), Zhang Lan(张兰) *et al.* *Journal of Materials Science and Engineering*(材料科学与工程学报)[J], 2011, 29(2): 246
- [19] Lee K S, Lee Y S, Kwon Y N. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 606: 205
- [20] Yao Hong, Cao Jian. *Int J Plasticity*[J], 2002, 18: 1013
- [21] Sun Zhenyan(孙振岩), Liu Chunming(刘春明). *Diffusion and Phase Transition in Alloys*(合金中的扩散与相变)[M]. Shenyang: Northeastern University Press, 2002: 64

Forming Limit and Interface Diffusion Behavior of 5052/AZ31/5052 Tri-layer Clad Sheet

Ma Yanyan, Chi Chengzhong, Lin Peng, Yan Chenkan, Liang Wei
(Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: 5052/AZ31/5052 tri-layer clad sheet is a new material with energy saving and consumption reduction. Its formability is of vital significance to promote its industrial applications. The forming limit curves of 5052Al/AZ31Mg/5052Al tri-layer clad sheet at 170 °C and 230 °C were obtained by a hemispherical punch. Fracture morphology at limit position and the interface diffusion behavior during the bulging process were studied. The results show that the 5052Al/AZ31Mg/5052Al tri-layer clad sheet has a superior formability at 230 °C; the bulging process promotes the homogeneity of magnesium and aluminum elements distribution near the bond interface but has little effect on the thickness of the diffusion layer; meanwhile, the defects are eliminated and the mechanical occlusion areas of bond interface are increased by the bulging process, which is beneficial to enhance the bond strength of the interface.

Key words: Mg-Al clad sheet; forming limit curve; fracture; bond interface; diffusion

Corresponding author: Chi Chengzhong, Ph. D., College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, Tel: 0086-351-6010021, E-mail: chichengzhong@tyut.edu.cn