

累积叠轧 Mg/Ti 复合板的微观组织与力学性能

唐意智, 何维均, 蒋斌

(重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044)

摘要: 相较于钛合金、钢等结构材料, 镁(Mg)及其合金的绝对强度较低、塑性相对较差, 阻碍了其广泛应用。层状复合材料能结合不同金属的优异性能, 近年来被广泛应用于提高镁合金的综合性能。在本项研究中, 通过累积叠轧法(ARB)制备了 Mg/Ti 层状复合材料, 利用光学显微镜、扫描电镜以及电子背散射衍射等分析了其在不同道次轧制条件下的微观组织, 利用单向拉伸和数字图像相关(DIC)技术对 Mg/Ti 复合材料的力学性能和变形行为进行了分析。结果表明, 进行了一次 ARB 后, Mg/Ti 复合材料具有优异的综合性能, 这归功于应变硬化和良好的层间结合强度。继续进行更多道次的 ARB, Mg/Ti 复合材料的屈服强度、抗拉强度和断裂伸长率明显下降, 这与 Ti 层不再连续分布有关。

关键词: 累积叠轧; Mg/Ti 复合材料; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TB331 **文献标志码:** A **文章编号:** 1009-6264(2023)10-0059-09

Microstructure and mechanical properties of Mg/Ti laminated composites fabricated by accumulative roll bonding

TANG Yi-zhi, HE Wei-jun, JIANG Bin

(College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: Compared to structural materials such as titanium alloys and steel, magnesium (Mg) and its alloys have lower absolute strength and relatively poor plasticity, which hinders their widespread application. Laminated composites can combine the excellent properties of different metals and have been widely used in recent years to improve the comprehensive properties of magnesium alloys. In this study, Mg/Ti laminated composites were prepared by the accumulative roll bonding (ARB), and microstructure of the composites after ARB for different passes was analyzed by means of optical microscope, scanning electron microscopy and electron backscatter diffraction technique. The mechanical properties and deformation behavior of the Mg/Ti composites were analyzed using uniaxial tensile and digital image correlation (DIC) technique. The results show that after one ARB pass, the Mg/Ti composites exhibit excellent comprehensive properties, which is attributed to strain hardening and good interlayer bonding strength. Continuing with more ARB passes, the yield strength, tensile strength and elongation of the Mg/Ti composites significantly decrease, which is related to the discontinuous distribution of Ti layers.

Keywords: accumulative roll bonding; Mg/Ti composites; microstructure; mechanical property

镁合金是目前已知的密度最低的金属结构材料(密度约为 1.8 g/cm^3), 且具有高比强度、阻尼性能优异、生物相容性好等优点, 因此在航空航天、汽车和生物医学等领域有着广泛的应用前景^[1-4]。然而, 镁及镁合金在室温下为密排六方(Hexagonal close packed, HCP)结构, 受限于其较少的独立滑移系和较强的基面织构, 通常表现出较低的塑性, 且绝对强

度较低, 这严重限制了镁及镁合金在关键结构件中的应用^[5-7]。

层状金属复合材料由两种或者多种金属制备而成, 它能结合不同金属的优异性能, 获得优良的综合性能。近年来, 累积叠轧法(Accumulative roll bonding, ARB)凭借其成本低、工艺简单、生产效率高等优点被广泛应用于制备多层金属复合材料。Cao

收稿日期: 2023-05-23 **修订日期:** 2023-06-28

基金项目: 国家自然科学基金(52171102)

作者简介: 唐意智(1997—), 男, 硕士研究生, 主要从事金属层状复合板研究, E-mail: 872275499@qq.com。

通信作者: 何维均(1984—), 男, 教授, 博士, 主要从事密排六方金属材料研究, 发表论文 40 余篇, E-mail: weijun.he@cqu.edu.cn。

引用格式: 唐意智, 何维均, 蒋斌. 累积叠轧 Mg/Ti 复合板的微观组织与力学性能[J]. 材料热处理学报, 2023, 44(10): 59–67.

TANG Yi-zhi, HE Wei-jun, JIANG Bin. Microstructure and mechanical properties of Mg/Ti laminated composites fabricated by accumulative roll bonding[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2023, 44(10): 59–67.

等^[8]通过 ARB 制备了 2Cr13/316L 层状复合材料,研究发现在 1180 ℃ 进行轧制后,2Cr13/316L 具有优异的拉伸伸长率,并且在承受弯曲变形时界面不易分层,表现出较好的综合性能,类似的优异综合性能在 Mg/Al^[9]、Al/Cu^[10] 和 Cu/Zn^[11] 体系都有报道。

钛(Ti)在室温条件下也具有 HCP 结构^[12],且具有比镁合金更为优异的塑性与强度^[13-15],可用作 Mg 合金的增强与增塑组元。相对于单纯的 Mg 合金,由 Mg 和 Ti 复合制备的 Mg/Ti 层状复合材料有望实现强度与塑性的协同提升。此外,在层状复合材料中,层间界面结合对复合材料整体力学性能的影响很大,硬脆的金属间化合物通常会成为复合材料在变形过程中的裂纹源,从而恶化整体性能。根据 Mg-Ti 二元相图,Mg 与 Ti 之间不会产生金属间化合物^[16-17],Mg/Ti 复合材料能有效避免层状复合板中脆硬金属间化合物难以调控的问题,为实现优异的综合性能奠定了良好基础。

近年来,已有学者就 Mg/Ti 复合板开展了制备研究。Yao 等^[16]通过扩散复合制备了 Mg/Ti 复合材料,研究表明尽管 Mg 和 Ti 的固溶度较低,但 Mg-Ti 界面依然可实现良好的结合。Inoue 等^[17]通过热轧制备了 Mg/Ti 复合板,Mg-Ti 界面结合良好,且制备的 Mg/Ti 复合板表现出较好的成形性能。然而,基于累积轧制法制备 Mg/Ti 复合板方面的研究还鲜见报道,组元层以及结合界面在累积轧制过程中的演变规律尚不清楚。

在本文中,通过累积轧制法 (ARB) 方法制备了层

状 Mg/Ti 复合材料,利用光学显微镜 (Optical microscope, OM)、扫描电镜 (Scanning electron microscopy, SEM) 以及电子背散射衍射 (Electron backscatter diffraction, EBSD) 等组织表征方法分析了不同道次轧制条件下的微观组织,并利用单向拉伸和数字图像相关 (Digital image correlation, DIC) 方法对 Mg/Ti 复合材料的力学性能和变形行为进行了分析,研究结果有利于指导 Mg/Ti 复合板的实际制备与性能改善。

1 实验材料与方法

本文所采用的实验材料为 AZ31 镁合金板材 (初始厚度 1 mm) 与商业纯钛板材 (CP-Ti, 初始厚度 0.5 mm),其化学成分如表 1 所示。为了开展轧制复合,从原料板材切取尺寸为 100 mm (Rolling direction, RD) × 50 mm (Transverse direction, TD) 的小板材。经过表面清理后,通过不同道次的热轧制备 Mg/Ti 复合板材。在第一次复合过程中,首先将坯料板材以 Mg/Ti/Mg/Ti/Mg 的顺序进行堆叠并用铆钉固定,随后进行热轧复合,热轧温度为 450 ℃,轧制变形量为 50%,将经过一次轧制变形的复合板命名为 C0 样品。在此基础上,进行累积叠轧 (ARB),每次热轧的温度仍然为 450 ℃,保温时间为 5 min,轧制压下量也为 50%。在 C0 样品基础上,再经历一次 ARB 的样品命名为 C1 样品,以此类推。本文研究中,最多开展了 4 次 ARB,共获得 5 种不同轧制次数的样品,分别为 C0、C1、C2、C3、C4 样品。每次 ARB 后,样品进行空冷处理,样品制备流程如图 1 所示。

表 1 AZ31 镁合金和 CP-Ti 钛合金的化学成分 (质量分数, %)

Table 1 Chemical compositions of the AZ31 magnesium alloy and CP-Ti titanium alloy (mass fraction, %)

	Al	Si	Zn	Fe	Cu	Mn	C	N	O	Mg	Ti
AZ31	3.1	0.06	0.8	0.01	0.03	0.15	—	—	—	Bal.	—
CP-Ti	—	—	—	0.04	—	—	0.01	0.003	0.04	—	Bal.

使用光学显微镜和配备电子背散射衍射探测器的场发射扫描电镜 (SEM, MIRA3-TESCAN) 来表征不同 ARB 循环道次的 Mg/Ti 复合材料的微观形貌和组织特征。观察面为轧制方向-法向 (Normal direction, ND) 方向 (RD-ND)。由于本文中 Ti 层始终处于严重塑性变形状态,难以表征,所以着重观察 Mg 层的微观组织。

进行 OM 和 SEM 观察前,依次用 400、800、1600、2000 和 3000 目的 SiC 砂纸打磨样品,随后进行机械抛光。OM 观察所使用的腐蚀液为 10 vol% 的硝酸水溶液,腐蚀时间为 10 s。进行 EBSD 表征时,除了必要的机械打磨和机械抛光,还需要进行电解抛光,以

消除表面的残余应力。抛光所用的电解抛光液为常用的 AC II 溶液,其成分由 800 mL 乙醇、100 mL 丙醇、18.5 mL 蒸馏水、15 mL 高氯酸、75 g 柠檬酸、41.5 g 硫氰酸钠、10 g 8-羟基喹啉构成。电解抛光温度为 -30 ℃,电压为 20 V,抛光时间为 120~150 s。采集到的 EBSD 数据通过 Channel 5 软件进行后处理。

采用显微硬度计测量了复合板不同组元层的维氏显微硬度,测量前需对样品表面进行预处理,与 SEM 样品制备流程一致。测试设备为 Leeb 显微硬度计,载荷为 0.2 kg,保压时间为 15 s。为减少实验误差,每个特征区域进行 12 次重复测量,取平均值。

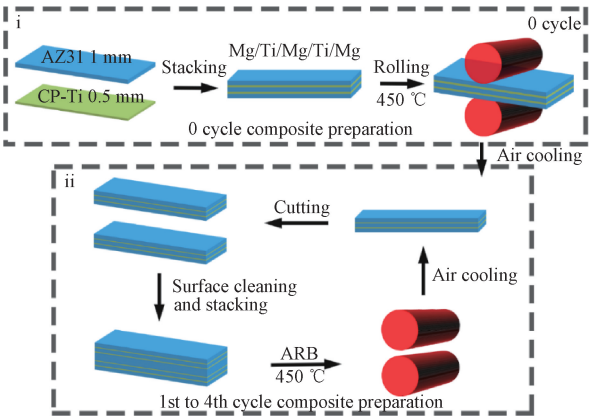


图 1 Mg/Ti 复合材料累积叠轧流程示意图
Fig. 1 Schematic illustration of accumulative roll bonding for Mg/Ti composites

在单轴拉伸测试中,使用了标距面积为 10 mm (纵向)×3 mm(横向)的狗骨样品。拉伸方向为轧制方向(RD)。单轴拉伸实验在万能试验机(SHIMADZU SPL-10 kN)上进行,初始应变率为 $\sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。拉伸测试前对样品进行预处理,依次使用 120 和 400 目的 SiC 砂纸对表面进行打磨,使表面光

洁且无明显划痕,减少缺陷对实验结果的影响。为了保证实验结果的有效性,每组样品至少进行 3 次测量。此外,拉伸过程中采用数字图像相关(DIC)技术分析材料在变形过程的应变分布。

2 实验结果与讨论

2.1 微观组织演变

图 2 为不同轧制道次时 Mg/Ti 复合板 RD-ND 面上的微观形貌。从图 2 中可以看出,C0~C4 样品中 Mg 和 Ti 界面都没有明显的裂纹和孔隙,都表现出较好的界面结合。在第一次轧制复合中(即 C0 样品,如图 2a 所示),Mg 层和 Ti 层都呈连续分布,层厚相对均匀。然而,当进一步增加 ARB 道次后,Mg 层和 Ti 层厚度的不均匀性越来越明显,Ti 层开始出现断裂的情况。随着 ARB 循环次数的进一步增加,如图 2(d)和 2(e)所示,Ti 层断裂为短片状,分散在 Mg 基体中。Ti 层在 ARB 轧制过程中发生断裂,主要原因是本文所采用的轧制温度(450 °C)低于 CP-Ti 的再结晶温度($\sim 550 \text{ °C}$)^[18-19],Ti 层不断加工硬化而发生断裂。

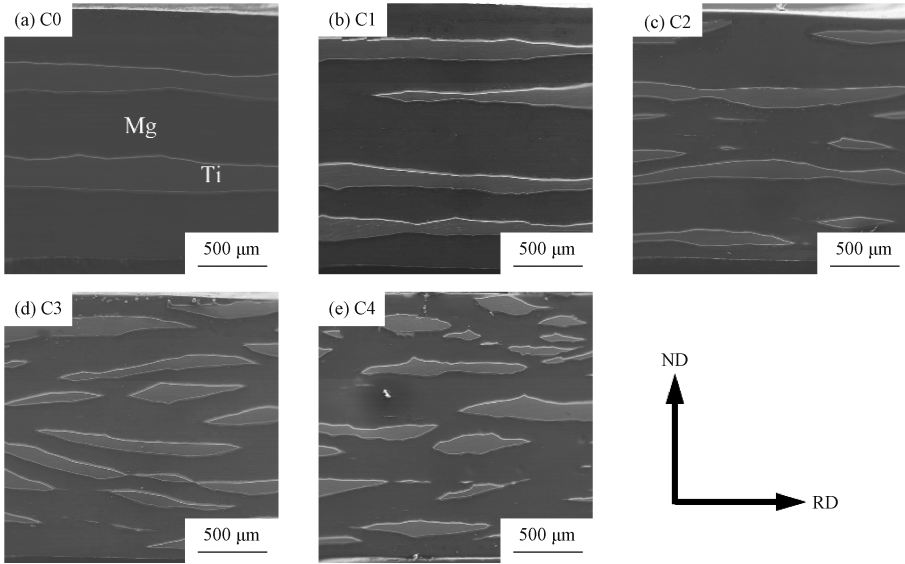


图 2 不同累积轧制道次时 Mg/Ti 复合材料的 SEM 微观组织 (a) C0; (b) C1; (c) C2; (d) C3; (e) C4
Fig. 2 SEM microstructure of the Mg/Ti composites after ARB for different passes (a) C0; (b) C1; (c) C2; (d) C3; (e) C4

为了进一步分析 Mg 层和 Ti 层在不同 ARB 道次之后的层厚演变,对复合板的层厚特征进行了定量统计,如图 3(a)和 3(b)所示。Mg 层和 Ti 层的层厚主要通过截线法进行统计,在观察区域内统计分析了 10 条截线上 Mg 层和 Ti 层的厚度,并进行平均处理。由图 3(a)和 3(b)可以看出,随着 ARB 的进行,组元层的平均厚度呈下降的趋势,Mg 层的平均厚度由

463.3 μm 降低为 217.7 μm ,Ti 层的平均厚度也由 193.7 μm 降低为 68.0 μm 。同时,Mg 层和 Ti 层的平均厚度下降幅度随着 ARB 道次的增加逐渐减小,趋于稳定。图 3(c)为 Ti 层的面积占比和 Ti 碎片数量统计结果,其中 Ti 层面积占比为 Ti 层面积与整个观察区域的面积之比。随着 ARB 道次的增加,Ti 层的碎片数量显著增加,并且一直保持比较高的增加速

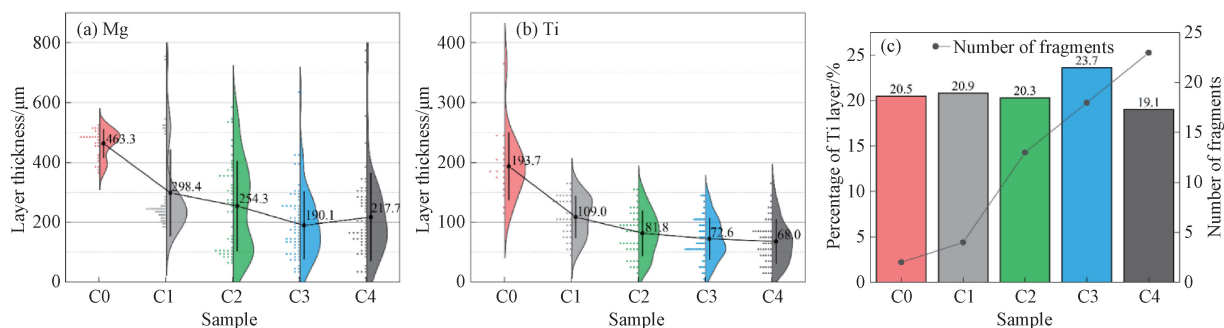


图3 不同累积轧制道次时 Mg/Ti 复合材料的组织特征统计 (a) Mg 层厚度; (b) Ti 层厚度; (c) Ti 层面积占比和 Ti 碎片数量

Fig. 3 Microstructure characteristics statistics of the Mg/Ti composites after ARB for different passes

(a) Mg layer thickness; (b) Ti layer thickness; (c) area fraction of Ti layer and number of Ti fragments

率,但是 Ti 层的面积占比却保持相对稳定。这说明, Ti 层虽然不断碎化,但是对复合板整体轧制变形的贡献相对稳定。

为了观察 Mg/Ti 复合材料在不同 ARB 道次下的微观组织演变,对 C0~C4 样品中的 Mg 层进行了 OM 观察,如图 4 所示。Ti 层处于严重塑性变形状态难以

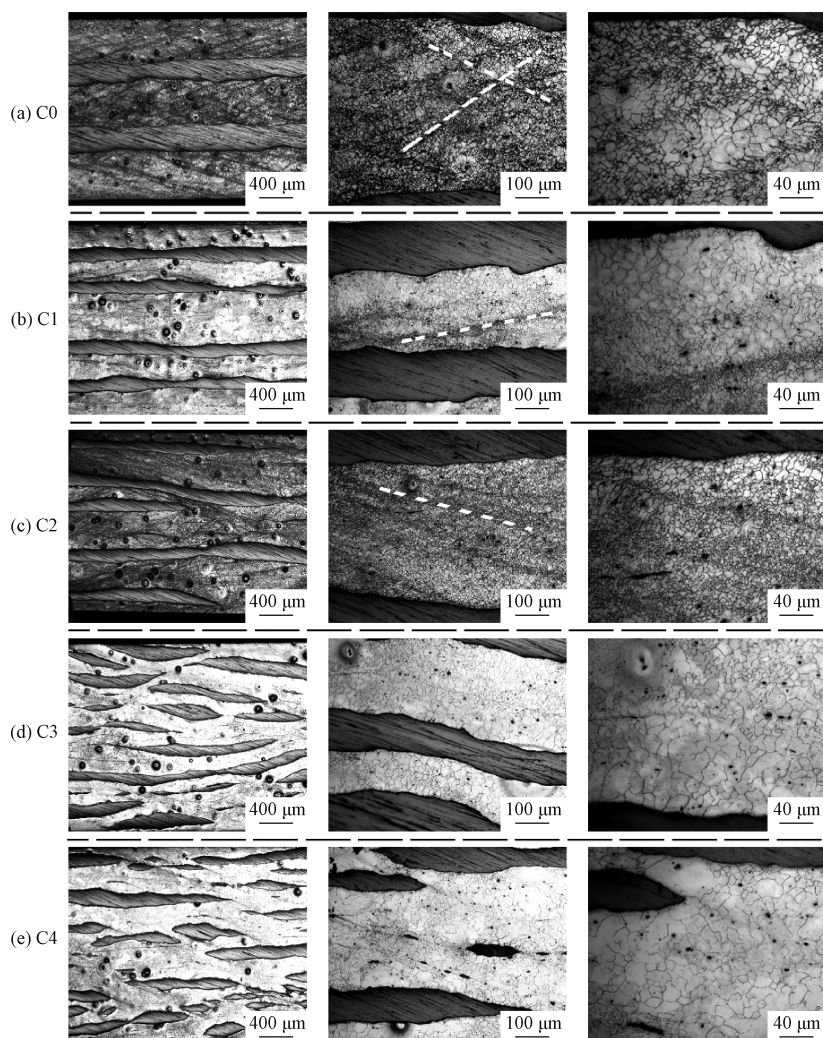


图4 Mg/Ti 复合材料中 Mg 层的 OM 微观组织 (a) C0; (b) C1; (c) C2; (d) C3; (e) C4

Fig. 4 OM microstructure of Mg layer in the Mg/Ti composites (a) C0; (b) C1; (c) C2; (d) C3; (e) C4

表征,故不作呈现。

由图 4 可以看出,随着 ARB 的进行,Mg 层中剪切带(图中白色虚线所示)逐渐减少。当 ARB 道次较少时,Mg 层的厚度较厚(初始厚度为 1 mm),厚度方向上变形不均匀,表现为大量的剪切带。随着轧制道次的增加,Mg 层的厚度逐渐减小,厚度方向上的变形逐渐均匀,剪切带逐渐消失。此外,图 4 表明,Mg 层晶粒尺寸随 ARB 数量的增加有长大的趋势,特别是在 C3 和 C4 样品中。主要原因是 ARB 数量越多,保温时间越长,晶粒越容易长大。

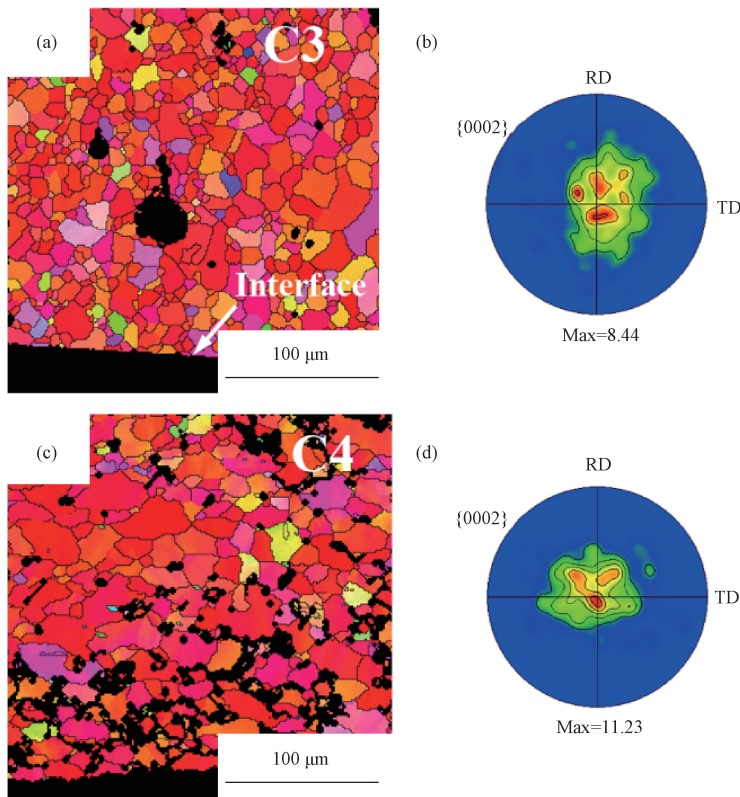


图 5 靠近界面处的 Mg 层显微组织和对应的 $\{0002\}$ 极图 (a,b) C3; (c,d) C4

Fig. 5 Microstructure of Mg layer near the interface and corresponding $\{0002\}$ pole diagram (a,b) C3; (c,d) C4

2.2 力学性能

图 6 为不同 ARB 道次条件下 Mg 层和 Ti 层的平均显微硬度。对于 Mg 层,可以观察到随着 ARB 的进行,Mg 层的硬度值先增加后降低,在 C2 样品中达到峰值。Mg 层的显微硬度演变规律与其晶粒尺寸的变化有关。Ti 层的硬度显著高于 Mg 层,意味着 Ti 层具有提供强化作用的潜力。随着 ARB 的进行,Ti 层的硬度值先增加后降低,也是在 C2 样品中达到峰值。Ti 层显微硬度的演变与其加工硬化和潜在的动态回复有关。当 ARB 道次较少时(C0~C2),Ti 层主要呈现加工硬化,所以硬度值逐渐增加。当 ARB 道次较多时(C3

前期研究结果表明,金属层状复合板轧制过程中,不同组元层之间的变形行为存在差异,在界面附近会引入剪切变形,进而影响界面附近的微观组织与组织^[10,20-21]。为此,对 C3 和 C4 样品进行了 EBSD 表征,以分析 Mg 层界面附近的微观组织,如图 5 所示。可以发现,尽管 C3 和 C4 的累积变形量分别为 93.8%和 96.9%,但界面附近的剪切变形不足以改变界面附近 Mg 层的组织,依然呈现典型的板材轧制组织(基面组织)^[22]。

~C4),累积的变形量逐渐增加,严重的塑性变形会降低 Ti 的回复和再结晶温度,从而使得 Ti 层在其再结晶温度($\sim 550\text{ }^{\circ}\text{C}$)^[18-19]下发生部分动态回复或者动态再结晶,使得显微硬度有一定幅度的降低。

图 7(a)为不同 ARB 道次时 Mg/Ti 复合材料的拉伸工程应力-应变曲线。由图 7 可以发现,C0 样品的工程应力-应变曲线末端出现“拖曳”现象,即应力达到峰值后,应力阶段下降,而不是瞬间下降至 0,这是层状复合材料的典型拉伸曲线特征^[23-24]。“拖曳”现象主要是层状复合材料拉伸时发生分层断裂所致。在层状复合材料中,不同组元的力学性能通常不同,

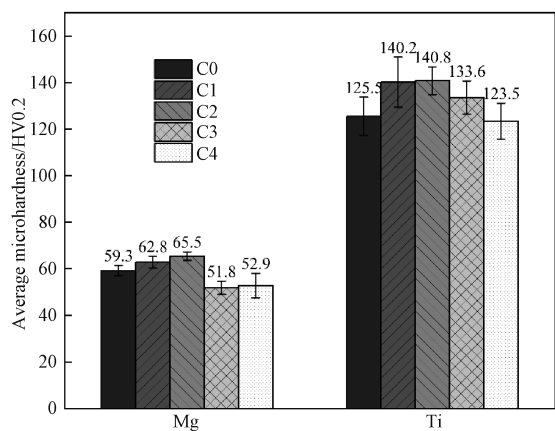


图6 不同 ARB 道次的 Mg/Ti 复合材料中 Mg 层和 Ti 层的平均显微硬度

Fig. 6 Average microhardness of Mg layer and Ti layers in the Mg/Ti composites after ARB for different passes

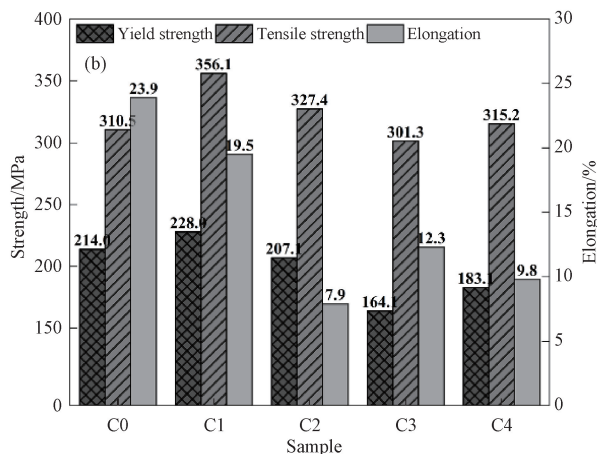
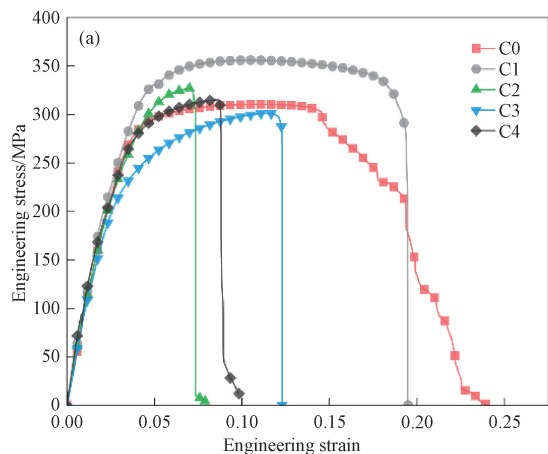


图7 不同 ARB 道次时 Mg/Ti 复合材料的单轴拉伸测试 (a) 工程应力-应变曲线; (b) 强度与伸长率

Fig. 7 Uniaxial tensile testing of the Mg/Ti composites after ARB for different passes

(a) engineering stress-strain curves; (b) strength and elongation

为了进一步分析不同 ARB 道次时 Mg/Ti 复合材料的力学性能,对比分析了强度与断裂伸长率,如图 7(b)所示。在强度方面,第一次复合后,C0 样品的屈服强度和抗拉强度分别达到了~214 和~310 MPa,强度高于单纯的 AZ31(屈服强度为 150~180 MPa,抗拉强度为 250~280 MPa)^[27-28],表现出较好的强化效果。进行一次 ARB 后,在 C0 样品基础上,C1 样品的屈服强度和抗拉强度又分别增加了~14 和~46 MPa,是本研究中的峰值强度。C1 样品具有最高强度,主要归结为两方面,一方面 Mg 和 Ti 的加工硬化,硬度值的变化印证了这一点(图 6);另一方面,累积变形量增加后,Mg 和 Ti 之间的层间结合强度也会相应增加,Mg/Ti 复合材料能承受更大的载荷而不层间开裂。随

不同组元在拉伸过程中变形不协调,促使复合界面处会出现应力集中。当层间界面结合强度不足时就会发生分层,然后各层先后断裂,表现为拉伸应力阶段下降。对于 C0 样品,累积轧制变形量较小,层面界面结合强度相对降低,Mg 层与 Ti 层在拉伸过程中出现分层,进而导致了“拖曳”现象。对于 C1~C4 样品,其拉伸应力到达峰值后,快速下降直至为零,没有出现“拖曳”现象。这是因为随着 ARB 的进行,累积变形量提高,原始界面处的氧化物破碎越严重,更高比例的新鲜金属从氧化物破裂处被挤出,界面两侧新鲜金属相互接触并实现原子结合,使得界面结合强度逐渐增加,不易出现分层。此外,随着 ARB 的进行,Mg/Ti 复合板经历的累积保温时间越长,AZ31 镁合金中 Al 与 Ti 可实现更程度的相互扩散^[25-26],进而增加了界面结合强度。

着 ARB 的继续进行,C2~C4 样品的屈服强度和抗拉强度呈现下降趋势。回顾硬度测试结果(图 6),C2~C4 样品中的 Mg 层和 Ti 层的硬度值也相对较低,这似乎可以解释 C2~C4 强度的变化。但是,在 C3 和 C4 样品中复合板的屈服强度仅仅略高于单独的 AZ31^[5],表明 Ti 层在复合板中几乎没有起到强化作用。需要注意的是,在不同 ARB 道次条件下,Ti 层的面积占比几乎不变(如图 3c 所示),表明还存在另外的因素影响 Mg/Ti 复合板的强度。

为此,进一步分析了不同 ARB 循环道次样品的拉伸断裂侧截面形貌,如图 8 所示。在 C0~C1 样品中,断裂主裂纹经过 Ti 层,即 Ti 层在拉伸过程中发生了断裂,这说明 Ti 层承受了大量的载荷,起到了强

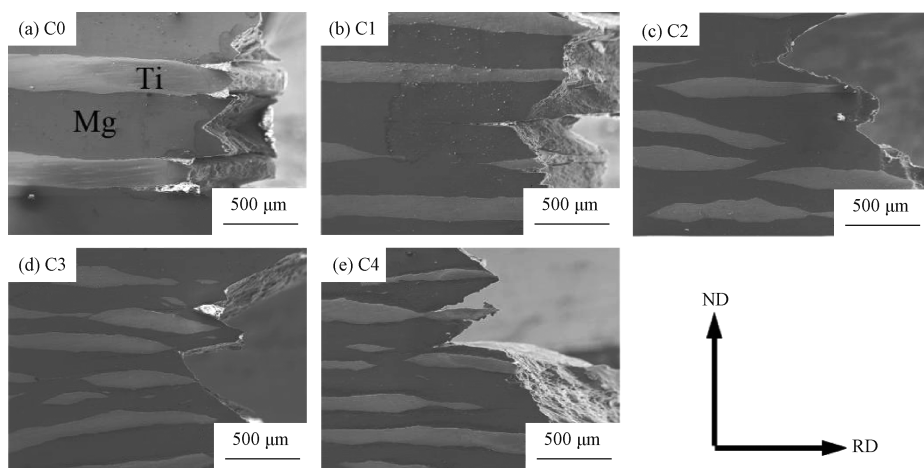


图 8 不同 ARB 道次时 Mg/Ti 复合材料拉伸断裂后的侧截面形貌 (a) C0; (b) C1; (c) C2; (d) C3; (e) C4

Fig. 8 Side section morphology after tensile fracture of the Mg/Ti composites after ARB for different passes

(a) C0; (b) C1; (c) C2; (d) C3; (e) C4

化作用,使得 Mg/Ti 层状复合板的屈服强度和抗拉强度明显高于单独的 AZ31 镁合金^[29]。随着 ARB 的进行,C3~C4 中 Ti 层大量断裂,呈短片状分散在 Mg 基体中,断口主裂纹几乎不穿过 Ti 层,即主要由 Mg 层来承担载荷。分散在 Mg 基体中的 Ti 片虽然也可通过载荷传递的方式提供一定的强化作用,但是 Ti 片的尺寸较大(厚度~68 μm,长度~500 μm),且数量较少,载荷传递的强化效果十分有限,使得 Mg/Ti 层状复合板的强度接近单独 AZ31 镁合金的强度。

在断裂伸长率方面(如图 7b 所示),C0 样品的断裂伸长率达到了 23.9%,表现出良好的塑性(AZ31 伸长率通常为 15%~20%)^[6,30]。进行了一次 ARB 后,强度明显提升,而且 C1 的断裂伸长率依然保持较高水平,这主要是因为界面结合强度增加,Mg 层与 Ti 层相互约束能力增强,可以协调承担更大的变形。继续进行 ARB,C2~C4 断裂伸长率出现了明显下降。显然,这与变形模式的变化有关。C2~C4 样品的 Ti 层大量断裂,Ti 片分散在 Mg 基体中(如图 2c、2d 和 2e 所示),变形模式由等应变协同变形转换为载荷传递^[31-32]。在变形时,Ti 层不直接承受载荷,而是承受 Mg 层传递过来的载荷,Ti 层处于严重塑性变形状态且两端的“尖端”处容易发生局部应变集中,因此造成了断裂伸长率的大幅下降。

综上所述,进行了一次 ARB 后,C1 样品具有优异的综合性能,这归功于组元层内的应变硬化和良好的层间结合强度。进行了 2~4 次 ARB 循环后,由于变形模式由等应变协同变形变为载荷传递,C2~C4 样品的强度和断裂伸长率明显下降。

2.3 基于 DIC 的局部应变演化

为了探究经历不同 ARB 道次的 Mg/Ti 复合材料变形行为,采用 DIC 技术来研究其在单轴拉伸变形中的局部应变分布情况。图 9(a)~9(e)为 C0~C4 复合材料沿 RD 方向拉伸断裂时的应变(ϵ_{yy})分布,图 9(f)为指定路径下 C0~C4 复合材料的应变分布曲线,指定路径由图 9(a)~9(e)的白色虚线表示。由图 9 可以发现,C0 样品中断口处的局域应变值较大,最大值达到了 3.14,然而 C0 样品实际的断裂应变也才 0.21(由 C0 样品的伸长率 23.9%换算获得,如图 7b 所示)。这种显著的应变集中可能与较低的层间结合强度有关。在拉伸过程中,Mg 层与 Ti 层之间较早就发生局部界面分层,两者之间在局部无相互约束,导致应变在层间开裂处出现集中。经历更多的 ARB 之后,Mg/Ti 复合板中的界面结合强度提高,拉伸过程中的分层现象消失,应变局域化程度降低。另外,随着 ARB 的进行,Ti 层断裂为短片分散在 Mg 基体中,主要由 Mg 承担外加变形,而 Mg 层中的晶粒尺寸明显长大,导致其本身塑性降低,导致其能承受的平均塑性变形能力降低,不会出现过高的局域应变。

3 结论

1) Mg/Ti 复合板进行一次 ARB 后,Ti 层基本保持连续,继续进行 ARB,Ti 层发生大量断裂,呈短片状分散在 Mg 基体中;

2) 进行了一次 ARB 后,Mg/Ti 具有优异的综合力学性能,这归功于组元层内的应变硬化和良好的层间结合强度,同时,拉伸时应变分布更加均匀,具有良

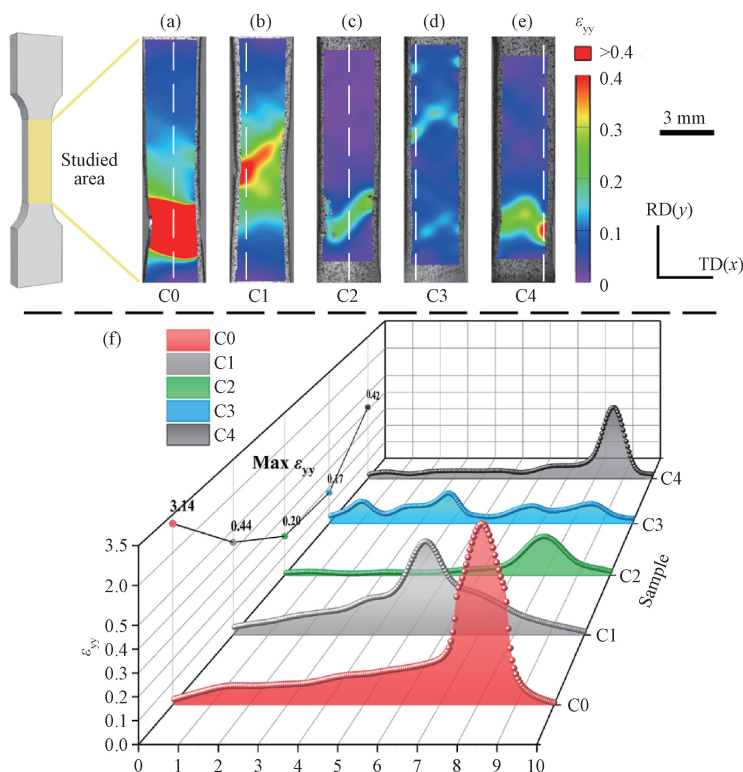


图9 基于 DIC 技术的 Mg/Ti 复合材料的应变分布 (a)~(e) C0~C4 复合板材接近断裂时,沿 RD 方向应变(ϵ_{yy})的分布图;
(f) C0~C4 复合板材沿典型路径的应变分布曲线

Fig.9 Strain distribution of the Mg/Ti composites based on DIC technology (a)-(e) distribution diagram of strain (ϵ_{yy}) along the RD direction when C0-C4 composite plates approach fracture; (f) strain distribution curves of C0-C4 composite plates along typical paths

好的变形协调性;

3) 进行 2~4 次 ARB, Mg/Ti 的屈服强度、抗拉强

度以及断裂伸长率均明显下降,主要与短片状 Ti 层所引起的应力集中和不均匀应变有关。

参 考 文 献

- [1] 丁文江,吴国华,李中权,等. 轻质高性能镁合金开发及其在航天航空领域的应用[J]. 上海航天,2019,36(2):1-8.
DING Wen-jiang, WU Guo-hua, LI Zhong-quan, et al. Development of high-performance light-mass magnesium alloys and applications in aerospace and aviation fields[J]. Aerospace Shanghai, 2019, 36(2): 1-8.
- [2] Hirsch J, Al-Samman T. Superior light metals by texture engineering: Optimized aluminum and magnesium alloys for automotive applications[J]. Acta Materialia, 2013, 61(3): 818-843.
- [3] Zhang J, Liu S, Wu R, et al. Recent developments in high-strength Mg-RE-based alloys: Focusing on Mg-Gd and Mg-Y systems [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2018, 6(3): 277-291.
- [4] Subramani M, Huang S, Borodianskiy K. Effect of SiC nanoparticles on AZ31 magnesium alloy[J]. Materials, 2022, 15(3): 1004.
- [5] Chen W, He W, Jiang B, et al. Simultaneous enhancement of strength and ductility for AZ31 magnesium alloy by pre-twinning induced heterostructure[J]. International Journal of Plasticity, 2022, 159: 103483.
- [6] Wang J, Zhao Z, Bai P, et al. Microstructure and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy prepared using wire arc additive manufacturing[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 939: 168665.
- [7] Liang M, Zheng J, Liu H, et al. Microstructure and mechanical properties of AZ31 alloy prepared by cyclic expansion extrusion with asymmetrical extrusion cavity[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2022, 32(1): 122-133.
- [8] Cao R, Zhao X K, Ding Y, et al. Effects of the rolling temperature on microstructure and mechanical properties of 2Cr13/316L laminated composites prepared by accumulative roll-bonding (ARB)[J]. Materials Characterization, 2018, 139: 153-164.

- [9] Wu K, Chang H, Maawad E, et al. Microstructure and mechanical properties of the Mg/Al laminated composite fabricated by accumulative roll bonding (ARB) [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527(13): 3073–3078.
- [10] Yousefi M V, Toroghinejad M R, Rezaeian A, et al. A texture study of nanostructured Al-Cu multi-layered composite manufactured via the accumulative roll bonding (ARB) [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 14: 2909–2919.
- [11] Ghalandari L, Mahdavian M M, Reihanian M. Microstructure evolution and mechanical properties of Cu/Zn multilayer processed by accumulative roll bonding (ARB) [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 593: 145–152.
- [12] Meng J, Liu L, Jiang J, et al. The role of biaxial stress ratio on the mechanical behavior and deformation mechanisms in HCP α -Ti [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2023, 862: 144452.
- [13] Liu Y, Yu F, Wang Y. Mechanical anisotropy of selective laser melted Ti-6Al-4V using a reduced-order crystal plasticity finite element model [J]. *Chinese Journal of Mechanical Engineering: Additive Manufacturing Frontiers*, 2023, 2(1): 100062.
- [14] Rakshith M, Seenivasaperumal P. Review on the effect of different processing techniques on the microstructure and mechanical behaviour of AZ31 Magnesium alloy [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2021, 9(5): 1692–1714.
- [15] Skripnyak V V. Mechanical behavior of CP-Ti at high strain rates and under stress triaxiality [J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2022, 274: 108810.
- [16] Yao F, You G, Wang L, et al. Design, fabrication, microstructure, and mechanical properties of interlayer-free vacuum diffusion bonding Mg/Ti composites [J]. *Vacuum*, 2022, 199: 110947.
- [17] Inoue H, Ishio M, Takasugi T. Texture, tensile properties and press formability of Mg-3Al-1Zn/Ti clad sheets produced by roll-bonding [J]. *Materials Science Forum*, 2005, 495–497: 645–650.
- [18] Chen C, Han D, Song Y, et al. Thermal stability of deformation twins in cryogenic rolled CP-Ti [J]. *Materials Characterization*, 2023, 196: 112587.
- [19] Chen W, He W, Chen Z, et al. Extraordinary room temperature tensile ductility of laminated Ti/Al composite: Roles of anisotropy and strain rate sensitivity [J]. *International Journal of Plasticity*, 2020, 133: 102806.
- [20] Li B, He W, Chen Z, et al. Evolution of interface and collaborative deformation between Ti and steel during hot roll bonding [J]. *Materials Characterization*, 2020, 164: 110354.
- [21] Tang Y, He W, Jiang B, et al. Influence of rolling deformation on microstructures and mechanical properties of laminated Mg/Zr composites [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2022, 849: 143460.
- [22] Tighiouaret S, Hanna A, Azzeddine H, et al. On the evolution of microstructure, texture and corrosion behavior of a hot-rolled and annealed AZ31 alloy [J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2021, 267: 124598.
- [23] Xu R, Liang N, Zhuang L, et al. Microstructure and mechanical behaviors of Al/Cu laminated composites fabricated by accumulative roll bonding and intermediate annealing [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2022, 832: 142510.
- [24] Yu Z, Wang T, Liu C, et al. Investigation on microstructure, mechanical properties and fracture mechanism of Mg/Al laminated composites [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2022, 848: 143410.
- [25] Mo T, Chen J, Chen Z, et al. Effect of intermetallic compounds (IMCs) on the interfacial bonding strength and mechanical properties of pre-rolling diffusion ARBed Al/Ti laminated composites [J]. *Materials Characterization*, 2020, 170: 110731.
- [26] Thiyaneshwaran N, Sivaprasad K, Ravisankar B. Characterization based analysis on TiAl_3 intermetallic phase layer growth phenomenon and kinetics in diffusion bonded Ti/ TiAl_3 /Al laminates [J]. *Materials Characterization*, 2021, 174: 110981.
- [27] Rao X, Wu Y, Pei X, et al. Influence of rolling temperature on microstructural evolution and mechanical behavior of AZ31 alloy with accumulative roll bonding [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 754: 112–120.
- [28] Che B, Lu L, Zhang J, et al. Investigation on microstructure and mechanical properties of hot-rolled AZ31 Mg alloy with various cryogenic treatments [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 19: 4557–4570.
- [29] Che B, Lu L, Zhang J, et al. Effects of cryogenic treatment on microstructure and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy rolled at different paths [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2022, 832: 142475.
- [30] Zhang X, Shi H, Wang X, et al. Processing, microstructure, and mechanical behavior of AZ31 magnesium alloy fabricated by electron beam additive manufacturing [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 938: 168567.
- [31] Qian D, Dickey E C, Andrews R, et al. Load transfer and deformation mechanisms in carbon nanotube-polystyrene composites [J]. *Applied Physics Letters*, 2000, 76(20): 2868–2870.
- [32] Schadler L S, Giannaris S C, Ajayan P M. Load transfer in carbon nanotube epoxy composites [J]. *Applied Physics Letters*, 1998, 73(26): 3842–3844.