

引文格式: 杨 亮, 吕珂琦, 肖 罡, 等. 累积叠轧对 AA1060/AA7075 合金复合板材显微组织和力学性能的影响 [J]. 塑性工程学报, 2026, 33 (7): 139–149. YANG Liang, LÜ Keqi, XIAO Gang, et al. Effects of accumulative roll bonding on microstructure and mechanical properties of AA1060/AA7075 alloy composite sheets [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2026, 33 (7): 139–149.

累积叠轧对 AA1060/AA7075 合金复合板材显微组织和力学性能的影响

杨 亮¹, 吕珂琦¹, 肖 罡², 叶 帆³, 徐浩龙¹, 王舒琪¹, 曾丽君¹

(1. 南昌航空大学 材料科学与工程学院, 江西 南昌 330063;

2. 中南大学 机电工程学院, 湖南 长沙 410083;

3. 集美大学 海洋装备与机械工程学院, 福建 厦门 361021)

摘 要: 为提高 AA1060/AA7075/AA1060 层状复合板材的界面结合质量与综合力学性能, 采用室温累积叠轧工艺成功制备了 3 道次多层复合板。使用显微硬度计、万能试验机、金相显微镜、扫描电镜和电子背散射衍射等技术研究了叠轧道次对多层复合板力学性能、界面结合特性、显微组织及织构演变的影响。结果表明: 由于 AA1060 和 AA7075 合金强度与塑性差异显著, 轧制过程中塑性流动不均导致硬度沿厚度方向分布不均。经 2 道次叠轧后, 复合板材获得最佳综合力学性能, 屈服强度和极限抗拉强度分别为 243 和 268 MPa。随着叠轧道次的增加, 界面结合质量逐步改善, 并呈现出因不均匀变形导致的波状起伏形貌; 晶粒尺寸和长宽比持续减小, 3 道次后中心层 AA1060 与 AA7075 层平均晶粒尺寸均为 0.9 μm , 且晶粒趋于等轴化。AA1060 层大角度晶界比例增加速率高于 AA7075 层, 其立方织构强度先减弱后增强。3 道次样品中, AA1060 层形成较强的旋转高斯织构及弥散分布的弱旋转立方织构, 而 AA7075 层中未明显见该类织构。

关键词: 累积叠轧; AA1060 合金; AA7075 合金; 力学性能

中图分类号: TG335 **文献标识码:** A **文章编号:** 1007-2012 (2026) 07-0139-11

doi: 10.3969/j.issn.1007-2012.2026.07.016

Effects of accumulative roll bonding on microstructure and mechanical properties of AA1060/AA7075 alloy composite sheets

YANG Liang¹, LÜ Ke-qí¹, XIAO Gang², YE Fan³, XU Hao-long¹, WANG Shu-qi¹, ZENG Li-jun¹

(1. School of Material Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China;

2. School of Mechanical and Electrical Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

3. School of Marine Equipment and Mechanical Engineering, Jimei University, Xiamen 361021, China)

Abstract: To enhance the interfacial bonding quality and overall mechanical properties of AA1060/AA7075/AA1060 laminated composite sheets, multi-layer composite sheets through three passes were successfully fabricated by room-temperature accumulative roll bonding (ARB). The effects of ARB passes on the mechanical properties, interfacial bonding characteristics, microstructure and texture evolution of the multi-layer composite sheets were systematically investigated using microhardness testing, universal tensile testing, optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM) and electron backscatter diffraction (EBSD). The results indicate that significant differences in strength and ductility between the AA1060 and AA7075 alloy lead to inhomogeneous plastic flow during rolling, thereby causing an uneven hardness distribution along the thickness direction. The composite sheets achieve the optimal combination of mechanical properties after two passes, with yield strength and ultimate tensile strength reaching 243 and 268 MPa, respectively. As the ARB pass increases, the interfacial bonding quality progressively is improved, exhibiting a wavy morphology induced by non-uniform deformation. Both grain size and

基金项目: 江西省自然科学基金面上项目 (20242BAB25208); 福建省自然科学基金面上项目 (2025J01343)

通信作者: 曾丽君, 女, 1987 年生, 博士, 讲师, 主要从事金属塑性成形加工工艺研究, E-mail: lijunzeng@nchu.edu.cn

第一作者: 杨 亮, 男, 1987 年生, 博士, 讲师, 主要从事金属塑性成形与原子尺度模拟研究, E-mail: L.yang@nchu.edu.cn

收稿日期: 2025-09-17; **修订日期:** 2026-05-28

aspect ratio continuously decrease, and after three passes, the average grain sizes in the central AA1060 and AA7075 layers are refined to $0.9\ \mu\text{m}$, with the grains tending to become equiaxed. The proportion of high-angle grain boundaries in the AA1060 layer increases at a higher rate compared to the AA7075 layer, and the intensity of the cube texture first decreases and then increases. In the three passes sample, a strong rotated Goss texture and a weakly dispersed rotated cube texture form in the AA1060 layer, while such texture components are not distinctly observed in the AA7075 layer.

Key words: accumulative roll bonding; AA1060 alloy; AA7075 alloy; mechanical properties

引言

累积叠轧 (Accumulative Roll Bonding, ARB) 作为一种典型的剧烈塑性变形 (Severe Plastic Deformation, SPD) 技术, 自提出以来便被广泛应用于制备块体超细晶 (Ultrafine-Grained, UFG) 材料。该工艺通过反复叠轧、切割与焊接, 在材料内部引入高累积应变, 从而显著细化晶粒, 有效改善材料的综合力学性能^[1-3]。相较于等通道转角挤压 (Equal Channel Angular Pressing, ECAP)、高压扭转 (High-Pressure Torsion, HPT) 等 SPD 技术, ARB 工艺最大优势在于其无需专用重型设备, 可直接利用传统轧制生产线, 易于实现大尺寸、连续化板材的生产, 在规模化制备高性能金属层状复合材料方面展现出巨大的工业应用潜力与经济性优势。

高强铝合金的开发与应用是航空航天、现代交通等领域轻量化发展的关键^[4]。其中, 1060 工业纯铝因其优异的延展性 (伸长率可达 36.5%)、高导电导热性、良好的耐腐蚀性和加工成形性, 被广泛应用于深冲压制品、导体及耐蚀容器等领域。然而, 其较低的室温强度 (抗拉强度通常在 100 MPa 左右) 严重限制了其在结构件中的应用^[5-7]。与之相反, 7075 铝合金作为 7 系超硬铝的典型代表, 主要通过 Zn、Mg、Cu 等元素的时效强化获得超高强度 (抗拉强度可达 560 MPa 以上), 由于其密度仅为钢的 1/3, 其比强度远高于普通软钢, 并可媲美甚至优于许多高强度钢, 是航空航天和交通运输领域关键承力结构的理想材料^[8-10]。然而, 7075 铝合金在常温下塑性较差, 传统的热加工存在氧化严重、能耗大等问题, 而诸如选区激光熔化 (Selective Laser Melting, SLM) 等增材制造技术又面临热裂倾向高、反射率大等挑战^[11-13]。因此, 开发一种能够兼顾二者优势, 即同时获得高强度和高塑韧性的铝基复合材料, 具有重要的研究价值和工程意义。

ARB 技术为制备这种层状铝基复合材料提供了可能。近年来, 国内外学者利用 ARB 工艺在单一材料细化与复合板材制备方面取得长足进展。HOS-

SEINY N 等^[14]对 AA1050 合金进行 8 道次 ARB 处理后发现, 即使经后续退火处理, 强烈的变形织构 (如 Copper、Dillamore 等) 仍得以保留, 其强度变化与双峰微观结构的形成密切相关。ALMAETAH Y M 等^[15]对 AA7075 合金进行 6 道次 ARB 后, 其抗拉强度和显微硬度较原始态分别提升了 114% 和 122%, 这证明了 ARB 对高强度合金的强化能力。白金亮^[16]的研究表明, 经 6 道次 ARB 后, AA1060 合金的屈服强度和抗拉强度分别提升至 160 和 170 MPa。在复合铝合金板材方面, SU L 等^[17]成功制备了 1050/6061 层状复合铝合金板材, 并研究了其界面结合行为。DEGNER J 等^[18]则以 1050 和 7075 铝合金为母材, 探究了两种成分层状组合复合板材的耐腐蚀性能差异, 揭示了复合铝合金板材相较于单一铝合金板材可能带来的性能优化。

尽管已有研究证实了 ARB 在细化晶粒、提升强度方面的有效性, 但当前研究仍存在一些不足。多数研究集中于同种合金经过 ARB 处理后的组织性能演变, 而对异种铝合金, 尤其是 1060 与 7075 铝合金这样性能迥异的组合, 通过 ARB 制备层状复合材料的研究相对较少。对于复合界面 (特别是硬质/软质/硬质 3 层结构) 的结合机理、界面结合强度缺乏探讨。已有 ARB 研究多在加热条件下进行, 以降低流变应力、促进固相结合。然而, 关于室温 ARB, 特别是 7075 这类难变形铝合金及其复合材料的界面结合与性能影响的研究尚不充分。对 ARB 过程中复杂的织构演变规律, 尤其是异材复合后由于协调变形可能会导致不同于单材的织构组分与分布及织构对力学性能的影响, 这仍需进一步阐明。因此, 本研究旨在探究在室温条件下, 采用累积叠轧工艺制备 AA1060/AA7075/AA1060 复合板材。重点研究不同 ARB 道次对异种铝合金的宏观力学性能、微观组织演化及织构演变的影响规律与差异。通过对比分析, 揭示 AA1060 与 AA7075 合金在室温 ARB 过程中的协调变形机制与固相结合行为, 为高性能层状铝基复合材料的可控制备与性能优化提供理论依据和实践指导。

1 实验材料与方法

本文采用初始状态为 H24 的 AA1060 铝合金和初始状态为 T6 的 AA7075 合金，其化学成分及室温力学性能分别如表 1 和图 1 所示，其中， R_m 为极限抗拉强度， R_{el} 为屈服强度， A 为伸长率。将所有板材线切割成 200 mm×50 mm×2 mm 的尺寸。为减小 T6 态 AA7075 合金与 H24 态的 AA1060 合金在强度和硬度上的差异，以提高轧制过程中界面的结合质量，因此对 AA7075 合金进行了轧制前的退火预处理（400 ℃保温 1 h，以 30 ℃·h⁻¹ 的速率冷却至 200 ℃后空冷），其退火后的室温力学性能见图 1。图 2 展示了 AA1060-H24、AA7075-T6 和 AA7075-T6 退火态的初始金相组织。随后，按 AA1060/AA7075/AA1060 的顺序叠放，开展累积叠轧实验，总压下量为 50%，累积进行 3 道次叠轧处理，工艺流程如图 3 所示。轧制前使用丙酮清洗板材表面以去除油污，并在头部穿孔后用细铁丝固定，尾部同样以铁丝捆绑。轧制采用无锡市瑞华冶金机械厂生产的非对称轧机（额定功率为 150 kW，辊面宽度为 350 mm，工作辊直径为 Φ220 mm）完成。该轧机的不对称性源于其上下工作辊的线速度差（慢辊速度为 0.06 m·s⁻¹，快辊速度为 0.075 m·s⁻¹，线速度差比为 1.25）。这种速度不对称机制会在轧制变形

区内引入强烈的附加剪切应变。轧制后，使用线切割从板材中部结合良好区域取样，分别用于金相观察、扫描电镜分析、电子背散射衍射（Electron Backscatter Diffraction, EBSD）测试以及拉伸实验，其中拉伸试样尺寸如图 4 所示。硬度测试在蔚仪 HV-1000STA 型显微硬度计上进行，于轧制方向（Rolling Direction, RD）-法向（Normal Direction, ND）面打点测量。室温拉伸实验在济南试金生产的 WDW-E100D 万能试验机上进行，拉伸速率为 1 mm·min⁻¹，拉伸方向平行于轧向。金相试样经 400#~2000#砂纸逐级研磨并抛光后，采用 1:19 的氟硼酸水溶液作为电解液，在 20 V 电压下覆膜 2.5 min，随后利用蔡司 DMM-480C 倒置金相显微镜在偏振光下观察显微组织。采用 KYKY-EM8100 型场发射扫描电子显微镜观察拉伸断口形貌及各道次试样 RD-ND 面的界面结合情况。EBSD 分析在 Oxford Symmetry 2 型电子背散射衍射仪上进行，加速电压为 20 kV，束流孔径为 Φ120 μm，针对 RD-ND 面中心区域进行扫描。AA1060/AA7075/AA1060 样品中，AA1060 层的扫描区域分别为 400 μm×300 μm、500 μm×344 μm 和 700 μm×300 μm，AA7075 层的扫描区域分别为 500 μm×250 μm、350 μm×150 μm 和 700 μm×300 μm，扫描步长介于 0.1~1 μm。

表 1 AA1060-H24 和 AA7075-T6 的化学成分（%，质量分数）
Tab. 1 Chemical composition of AA1060-H24 and AA7075-T6（%，mass fraction）

Alloys	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	V	Al
AA1060-H24	0.25	0.35	0.05	0.03	0.03	—	0.05	0.03	0.05	Balance
AA7075-T6	0.12	0.26	1.47	0.17	2.64	0.2	5.67	0.03	—	Balance

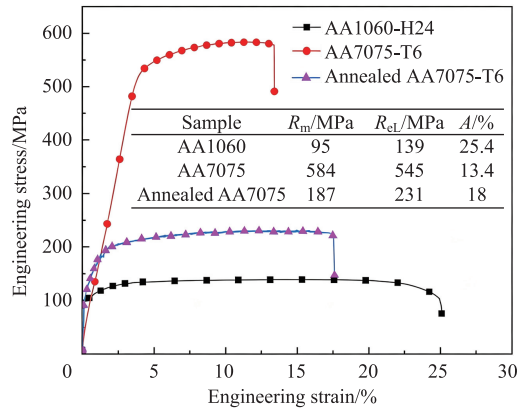


图 1 AA1060 和 AA7075 合金板材的工程应力-工程应变曲线
Fig. 1 Engineering stress-engineering strain curves of AA1060 and AA7075 alloy sheets

2 实验结果及讨论

2.1 金相组织

图 5 展示了复合板在不同累积叠轧道次下的显微组织演变（将图 3 中的复合板叠加 3 次，形成 ABAABAABA 形式，A 代表 AA1060，B 代表 AA7075）。为明确界面附近不同合金在相同工艺条件下的差异，本研究对同一道次中不同材料层的组织进行了对比分析。图 5a 和图 5b 分别为 1 道次后第 1 层（AA1060）和第 2 层（AA7075）的金相组织。从图中可以观察到，经 1 道次轧制后，两层均发生明显塑性变形，晶粒被压扁、拉长。AA1060

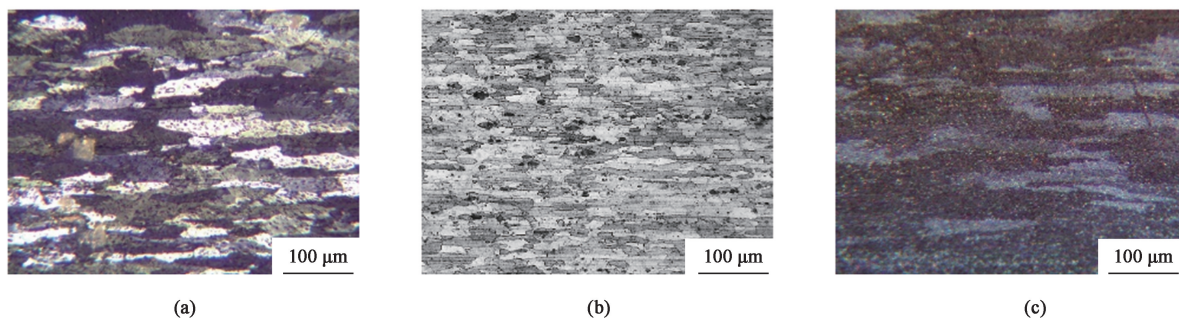


图 2 不同铝合金的原始微观组织

(a) AA1060-H24 (b) AA7075-T6 (c) 退火态 AA7075-T6

Fig. 2 Initial microstructures of different aluminum alloys

(a) AA1060-H24 (b) AA7075-T6 (c) AA7075-T6 in annealed state

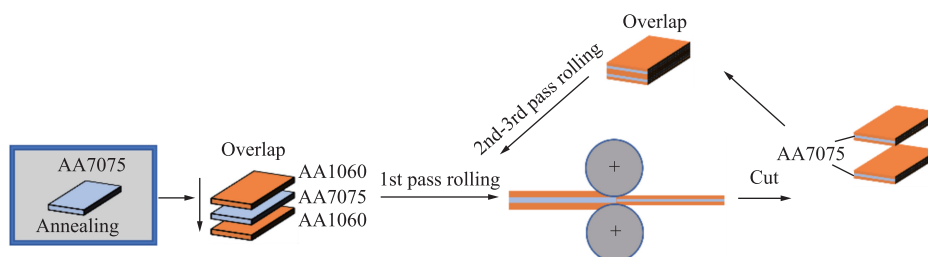


图 3 铝合金累积叠轧工艺示意图

Fig. 3 Schematic diagram of accumulative roll bonding process for aluminum alloy

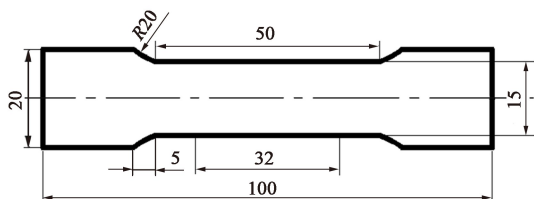


图 4 拉伸试样尺寸

Fig. 4 Dimensions of tensile specimen

层呈现出典型的变形条带组织，而 AA7075 层亦呈现细化趋势，但其晶粒形态较 AA1060 层仍更为粗大。这一差异可能源于 AA7075 合金中 Zn、Mg 等合金元素形成的弥散析出相，对位错运动和晶界迁移产生阻碍作用，使得其在相同应变下动态回复与再结晶过程较 AA1060 合金更为困难。图 5c 和图 5d 展示了 2 道次后第 2 层（AA7075）与第 3 层（AA1060）的显微组织。与 1 道次相比，两者的晶粒得到进一步细化，宽度减小，表明累积应变持续促进晶粒破碎。AA1060 层中可见更加明显的条状晶粒，而 AA7075 层因显著的应变硬化效应，其细化速率相对较缓慢。图 5e 和图 5f 为 3 道次后第 4 层（AA1060）与第 6 和第 7 层（AA1060）的组织形貌。此时，AA7075 层因剧烈变形和高位错密度导

致晶界难以在光学显微镜下分辨，组织趋于纳米化；AA1060 层仍保留细长条状特征，但宽幅进一步缩减。通过比对同一道次中不同材料层的组织特征，可明确 AA1060 与 AA7075 在 ARB 过程中变形行为的差异：纯铝更易发生动态回复与晶粒细化，而 7075 铝合金因析出相强化作用，其组织演变滞后于纯铝。

2.2 显微硬度及拉伸性能

母材退火态 AA7075-T6 的硬度为 59 HV，母材 AA1060-H24 的硬度为 56 HV。累积叠轧后，AA1060 合金层的平均硬度在 1~3 道次分别为 55、63 和 58 HV，与初始状态相比未发生显著变化。而 AA7075 层的硬度显著提高，1~3 道次平均硬度分别达到 90、107 和 95 HV。经过 2 道次叠轧后，AA7075 层的硬度较退火态初始值提高了 81.4%。

图 6 显示了 AA1060/AA7075/AA1060 复合材料经过 1~3 道次累积叠轧后的室温拉伸工程应力-工程应变曲线。与退火态 AA7075 合金基材（屈服强度为 187 MPa，极限抗拉强度为 231 MPa）相比，复合材料的强度性能发生明显变化。1 道次复合材料的屈服强度和极限抗拉强度分别为 206 和 230 MPa，较基材分别提高了 10%；2 道次试样的强度最优，屈服强

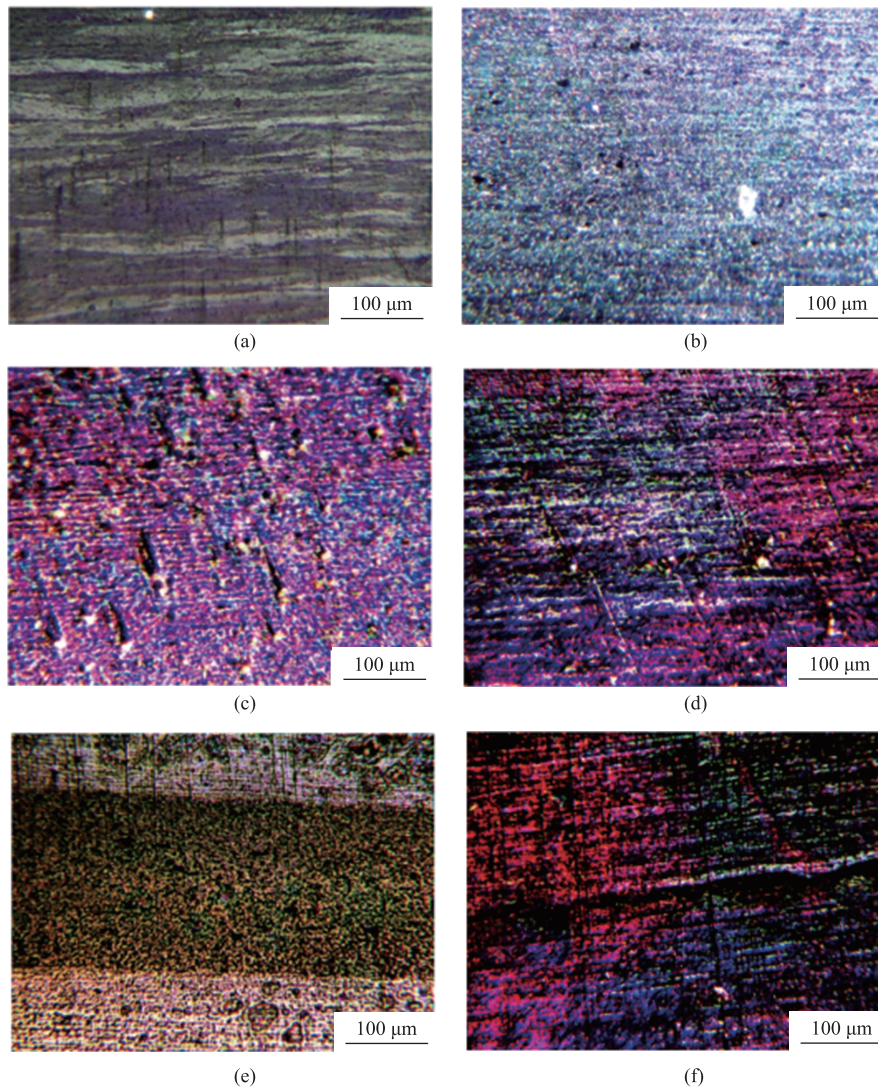


图 5 AA1060/AA7075 合金累积叠轧后的显微组织

(a) 1 道次第 1 层 (b) 1 道次第 2 层 (c) 2 道次第 2 层 (d) 2 道次第 3 层 (e) 3 道次第 4 层 (f) 3 道次第 6/7 层

Fig. 5 Microstructure of AA1060/AA7075 alloy after accumulative roll bonding

(a) One pass for the first layer (b) One pass for the second layer (c) Two passes for the second layer (d) Two passes for the third layer
(e) Three passes for the fourth layer (f) Three passes for the sixth/seventh layer

度和抗拉强度分别达到 243 和 268 MPa, 较基材分别提高了 30.0% 和 16.0%; 3 道次试样的强度则有所回落, 屈服强度和极限抗拉强度分别为 196 和 250 MPa, 较基材分别提高 4.8% 和 8.2%。

从伸长率来看, 所有叠轧道次的复合材料均表现出塑性损失现象, 伸长率均低于 3%, 远低于基材水平。其中, 2 道次与 1 道次试样伸长率均为 2.9%, 而 3 道次降至 2.1%。结合工程应力-工程应变曲线特征, 3 道次试样在拉伸过程中出现曲线抖动现象, 表明发生了界面分层失效, 该结构劣化是导致其强度与塑性同步下降的主要原因。综上所述, 2 道次 ARB 处理后的复合材料综合力学

性能最佳。

2.3 叠轧结合界面分析

图 7 展示了 AA1060/AA7075/AA1060 复合板材经 1~2 道次累积叠轧后的界面结合 SEM 形貌。图中颜色较深区域为 AA1060 合金, 颜色较浅区域为 AA7075 合金。从图中可以清晰地观察到两类合金之间形成连续、无宏观缺陷的结合界面。由于 AA1060 与 AA7075 合金在强度与塑性方面存在显著差异, 导致其在轧制过程中产生不均匀塑性流动, 致使界面并非完全平直, 而是呈现出轻微的波状起伏形貌。未见明显裂纹或孔洞, 表明异质材料在首道次轧制中已实现良好的固相结合。由图 7c~图 7e

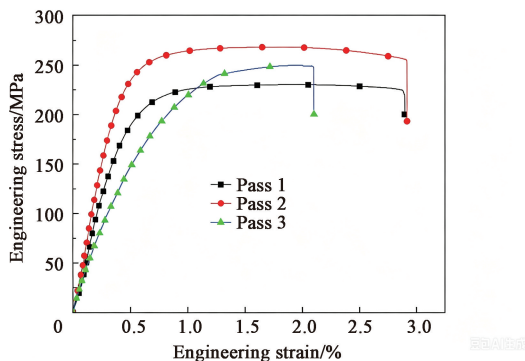


图 6 室温下 AA1060/7075 合金经累积叠轧后不同道次下的工程应力-工程应变曲线

Fig. 6 Engineering stress-engineering strain curves of AA1060/AA7075 alloy at room temperature after different passes of ARB

可知异质材料界面（第 1/2 层的界面 1，第 2/3 层的界面 2，第 3/4 层的界面 3）仍保持良好的结合状态，并保持波状起伏特征。

然而，2 道次叠轧后第 3/4 层的界面 3 处可以观察到明显的结合界面。随着累积叠轧道次的增加，界面线逐渐平直模糊（结合图 8），界面结合效果逐渐改善。图 8 为 AA1060/AA7075/AA1060 复合板材

叠轧 3 道次共计 6 处界面的形貌。由图 8 可知，3 道次各界面结合质量均得到进一步提升。界面 3 经过 3 次叠轧后结合状况显著改善，仅在部分位置能观察到结合界面。同样地，中心层 6/7 层（AA1060/AA1060）的界面结合质量也有所提高。

2.4 晶粒形貌及尺寸

图 9 为累积叠轧 1~3 道次后的 AA1060/AA7075/AA1060 层状复合板材 RD-ND 截面中心层的反极图（Inverse Pole Figure, IPF）。由图 9 可知，1 道次 AA1060 层和 AA7075 层的晶粒呈现典型的轧制态板条状形貌。随着道次的增加，晶粒逐渐细化并趋于等轴化，这一趋势在 3 道次处理的 AA7075 层中尤为显著。图 10 为 AA1060/AA7075 叠轧 1~3 道次后晶粒尺寸占比分布。在 1 道次样品中，AA1060 层晶粒尺寸分布于 3.6~84.9 μm 区间，AA7075 层分布于 0.7~21.5 μm 区间；经 2 道次叠轧，AA1060 层与 AA7075 层的晶粒尺寸范围分别缩小至 1.1~47.0 μm 和 0.4~10.8 μm ；至 3 道次时，两层晶粒尺寸进一步细化，分别集中于 0.4~6.2 μm 和 0.4~4.6 μm 。经 3 道次叠轧后，超过 50% 的晶粒尺寸低于 2.0 μm ，约 30% 的晶粒小于 1.0 μm 。

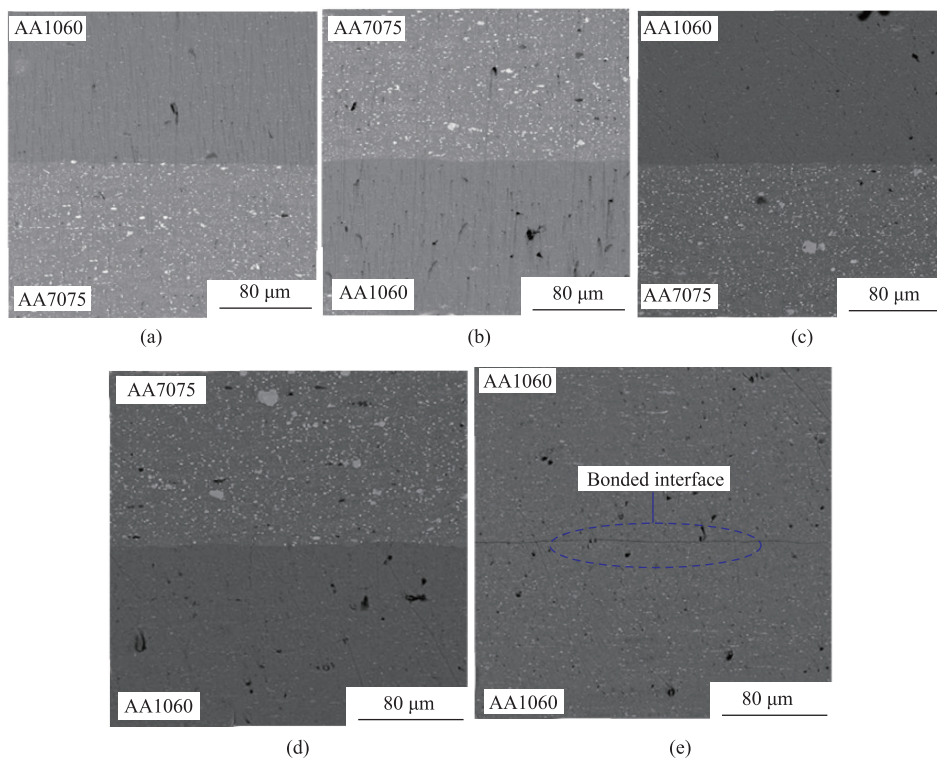


图 7 AA1060/AA7075/AA1060 合金累积叠轧后界面的 SEM 形貌

(a) 1 道次，界面 1 (b) 1 道次，界面 2 (c) 2 道次，界面 1 (d) 2 道次，界面 2 (e) 2 道次，界面 3

Fig. 7 Interface SEM morphologies of AA1060/AA7075/AA1060 alloy after ARB

(a) One pass, interface 1 (b) One pass, interface 2 (c) Two passes, interface 1 (d) Two passes, interface 2 (e) Two passes, interface 3

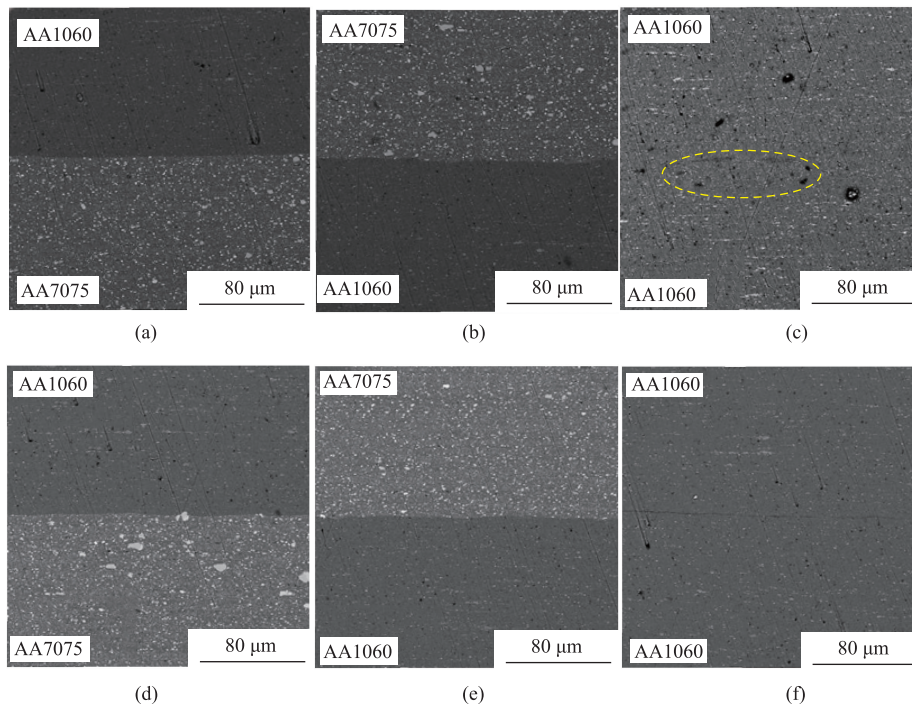


图 8 AA1060/AA7075/AA1060 合金累积叠轧第 3 道次界面的 SEM 形貌

(a) 界面 1 (b) 界面 2 (c) 界面 3 (d) 界面 4 (e) 界面 5 (f) 界面 6

Fig. 8 Interface SEM micrographs of AA1060/AA7075/AA1060 alloy at the third pass of ARB

(a) Interface 1 (b) Interface 2 (c) Interface 3 (d) Interface 4 (e) Interface 5 (f) Interface 6

结果表明, ARB 工艺能够有效破碎 AA1060/AA7075 复合板材的晶粒, 从而达到细化晶粒的效果。

图 11a 为 AA1060/AA7075 合金叠轧 1~3 道次大角度晶界比例的变化情况。图中, 随着叠轧道次的增加, AA1060 层的大角度晶界比例显著增加, 且 AA1060 层大角度晶界比例增长速度大于 AA7075 层。图 11b 为 AA1060/AA7075 铝合金叠轧 1~3 道次平均晶粒尺寸的变化情况。叠轧 1 道次后, AA7075 层的平均晶粒尺寸已经达到 $2.4 \mu\text{m}$, 晶粒细化效果显著。叠轧 3 道次后 AA1060 层和 AA7075 层的平均晶粒尺寸均细化至 $0.9 \mu\text{m}$ 。图 11c 为 AA1060/AA7075 铝合金叠轧 1~3 道次长短轴的变化情况。从图中的数据可以看出, 经过 2 道次叠轧后, AA1060 层的长短轴比已经达到与 AA7075 层接近水平。随着叠轧道次的增加, AA1060 层和 AA7075 层晶粒都逐渐趋于等轴晶, 其中各道次 AA7075 层的长短轴比都低于 AA1060 层, 即 AA7075 层的晶粒与等轴晶更接近。

2.5 织构

图 12 是 AA1060/AA7075 层状复合铝合金板材经 1~3 道次累积叠轧后的取向分布函数 (Orientation Distribution Function, ODF) 图。表 2 为累积叠

轧后 AA1060/AA7075 合金各道次织构含量。在 1 道次样品中, AA1060 层以 $\text{Cube}\{001\}\langle 100\rangle$ 为主导, 而 AA7075 层则以 $\text{Copper}\{112\}\langle 111\rangle$ 的强度最为突出。而在 2 道次样品中, AA1060 层内 $\text{Cube}\{001\}\langle 100\rangle$ 取向的体积分数显著下降, 同时出现微弱的 $\text{Rotated-Cube}\{100\}\langle 011\rangle$ 、 Goss 以及 Copper 织构。此外, AA7075 层中的 Goss 取向急剧强化, 峰值强度达到约 20。当叠轧 3 道次后, AA1060 层演变为以 $\text{Copper}\{112\}\langle 111\rangle$ 与 $\text{Rotated-Goss}\{110\}\langle 110\rangle$ 为主的织构特征, 而 AA7075 层内的 Goss 取向较 2 道次样品骤降约 60%, Rotated-Goss 取向则仍保持较高水平。对于面心立方 (FCC) 铝合金, 典型的轧制织构基本组分包括^[18-19]: $\text{Copper}\{112\}\langle 111\rangle$ 、 $\text{S}\{123\}\langle 634\rangle$ 、 $\text{Brass}\{011\}\langle 211\rangle$ 与 $\text{Goss}\{011\}\langle 100\rangle$; 而经再结晶退火后, 则易形成 $\text{Cube}\{001\}\langle 100\rangle$ 、 $\text{R}\{124\}\langle 211\rangle$ 以及少量残留的轧制织构^[20]。已有研究表明, Cube 、 Rotated-Cube 和 Goss 取向因激活 Schmid 因子较高的滑移系而呈现负的加工硬化率, 被界定为“软取向”; 反之, Copper 、 Brass 及 S 取向因滑移几何硬化显著, 表现为“硬取向”^[21-22]。值得注意的是, 尽管 AA1060 层在 1~3 道次过程中始终存在微弱的 $\text{Rotated-Cube}\{100\}$

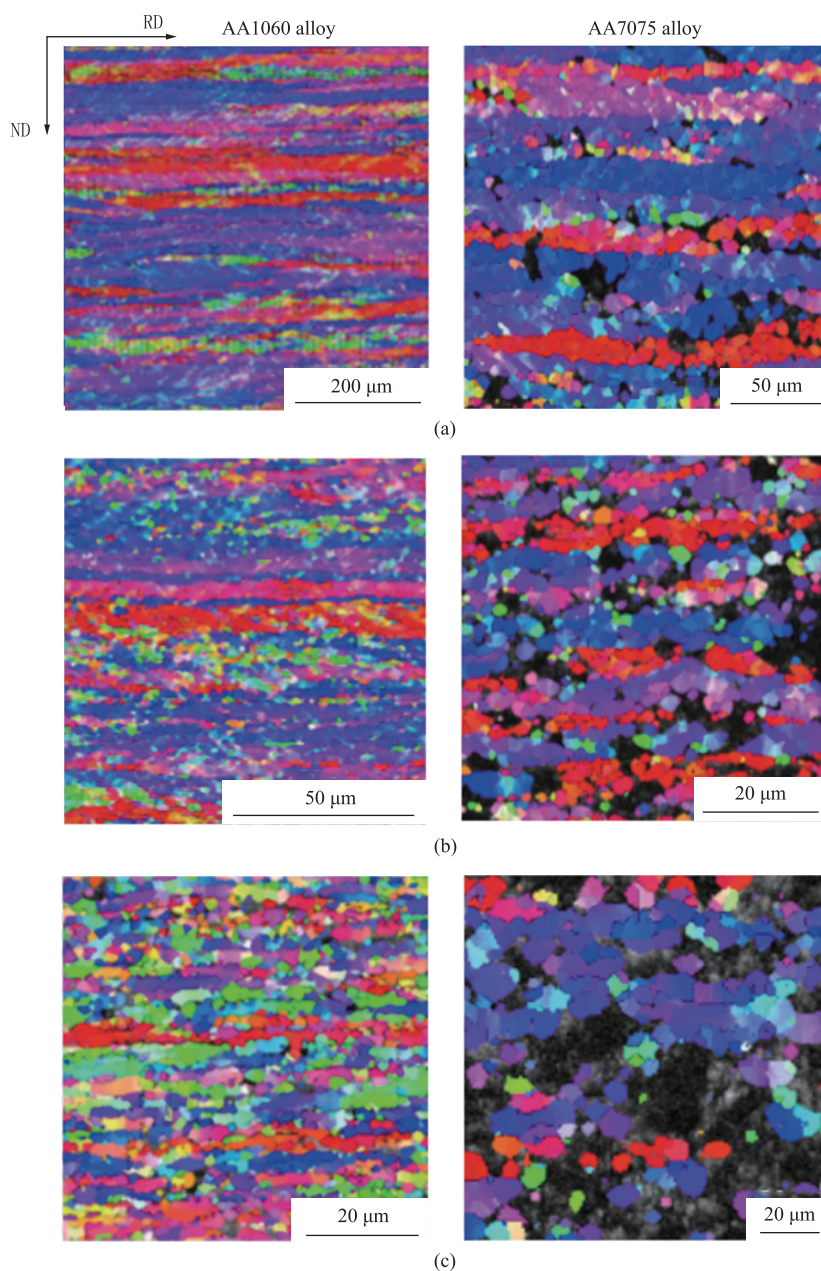


图9 AA1060/AA7075 合金累积叠轧板材中心层的反极图

(a) 1 道次 (b) 2 道次 (c) 3 道次

Fig. 9 IPF of central layer of AA1060/AA7075 alloy sheet after ARB

(a) One pass (b) Two passes (c) Three passes

$\langle 011 \rangle$ 取向, 但由于其位于复合板外侧, 直接承受轧辊表面的摩擦剪切作用, 导致其整体织构强度显著高于 AA7075 层。剧烈的剪切变形抑制了 Rotated-Cube 取向在 1 和 2 道次中的明显发展, 致使该取向仅在 3 道次后才以较低体积分数出现。

3 结论

(1) AA1060/AA7075 合金经累积叠轧 1~3 道

次后, 复合板的硬度、屈服强度和极限抗拉强度均随道次增加呈现“先升高后降低”的趋势, 其中 2 道次样品表现出最佳综合力学性能。叠轧 2 道次时, AA7075 层平均硬度相较于退火态 AA7075-T6 样品硬度提高 81.4%。与退火态 AA7075-T6 相比, 2 道次样品的屈服强度和极限抗拉强度分别提高 30.0% 和 16.0%。由于两种合金塑性存在显著差异, 叠轧界面呈现出波状起伏形貌, 且随着道次增加, 固相结合效果逐渐改善。

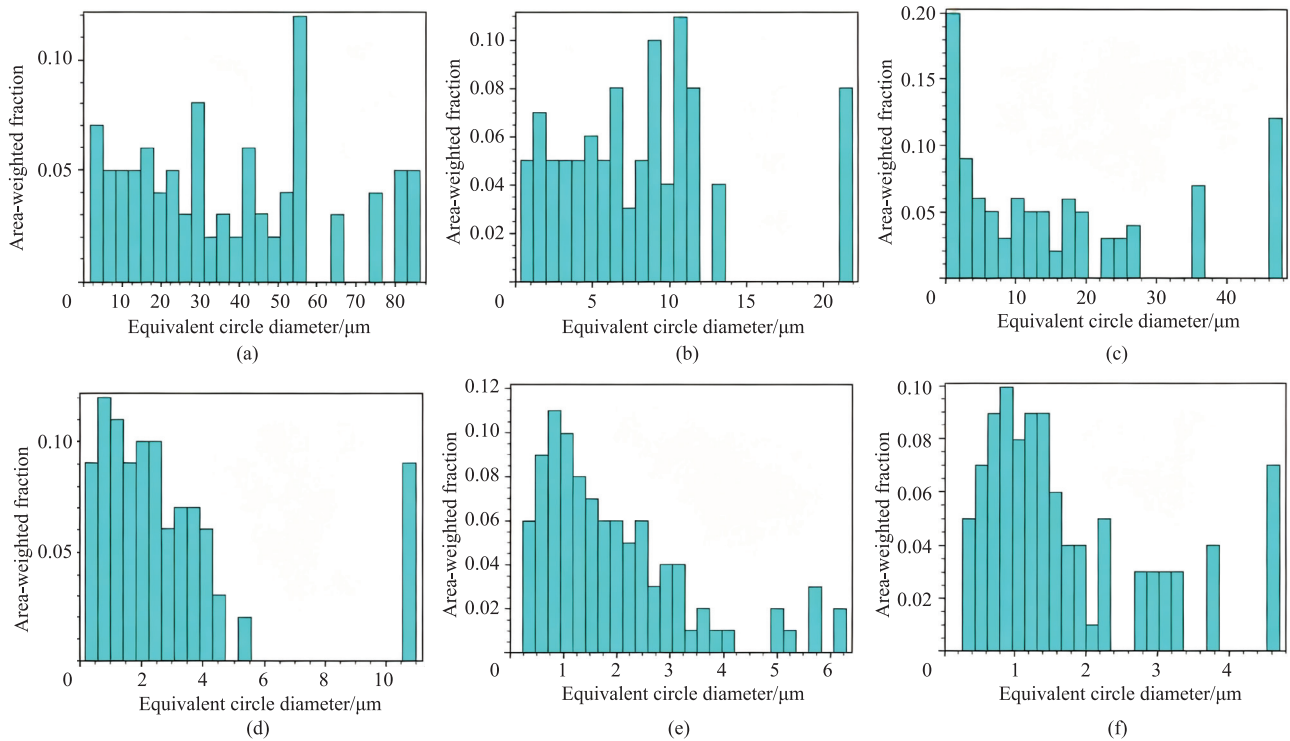


图 10 AA1060/AA7075 合金累积叠轧 1~3 道次后晶粒尺寸占比分布

(a) 1 道次, AA1060 层 (b) 1 道次, AA7075 层 (c) 2 道次, AA1060 层 (d) 2 道次, AA7075 层 (e) 3 道次, AA1060 层
(f) 3 道次, AA7075 层

Fig. 10 Fraction distribution of grain size in AA1060/AA7075 alloy after ARB for one pass-three passes

(a) One pass, AA1060 layer (b) One pass, AA7075 layer (c) Two passes, AA1060 layer (d) Two passes, AA7075 layer
(e) Three passes, AA1060 layer (f) Three passes, AA7075 layer

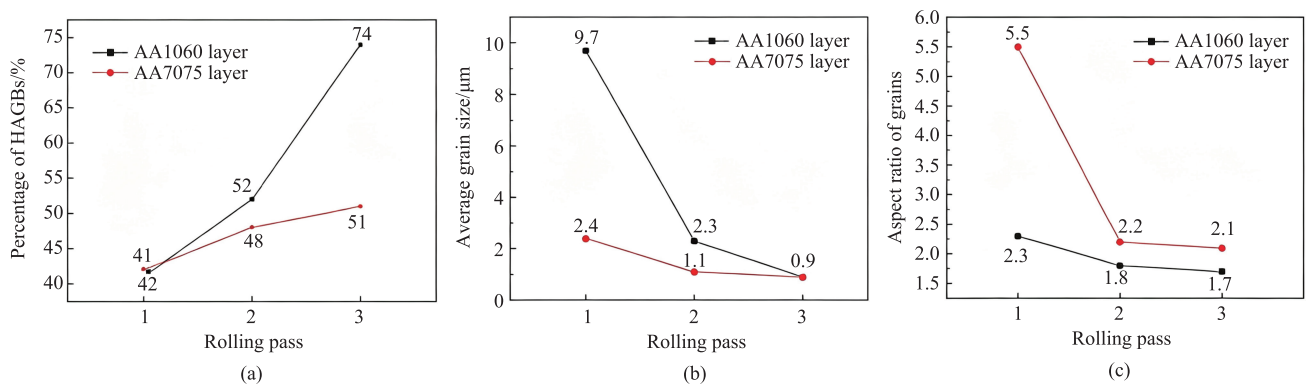


图 11 累积叠轧道次对 AA1060/AA7075 复合板材组织的影响

(a) 大角度晶界比例 (b) 平均晶粒尺寸 (c) 长短轴比

Fig. 11 Effect of ARB passes on microstructure of AA1060/AA7075 composite sheets

(a) Percentage of high-angle grain boundary (HAGBs) (b) Average grain size (c) Aspect ratio

(2) 随着叠轧道次增加, 样品的平均晶粒尺寸不断细化, 其中 3 道次样品的平均晶粒尺寸为 $0.9 \mu\text{m}$, 达到超细晶级别; 同时, 大角度晶界比例逐渐升高, 且 AA1060 层的增长速率高于 AA7075 层。各道次样品中, AA7075 层的晶粒长宽比均低

于 AA1060 层, 整体晶粒趋于等轴化。

(3) AA1060 层在各道次均存在弥散分布的弱旋转立方织构 $\{100\} \langle 011 \rangle$, 而 AA7075 层几乎未见。随道次增加, AA1060 层的立方织构 $\{100\} \langle 100 \rangle$ 强度先减弱后增强。2 道次样品的 AA7075 层

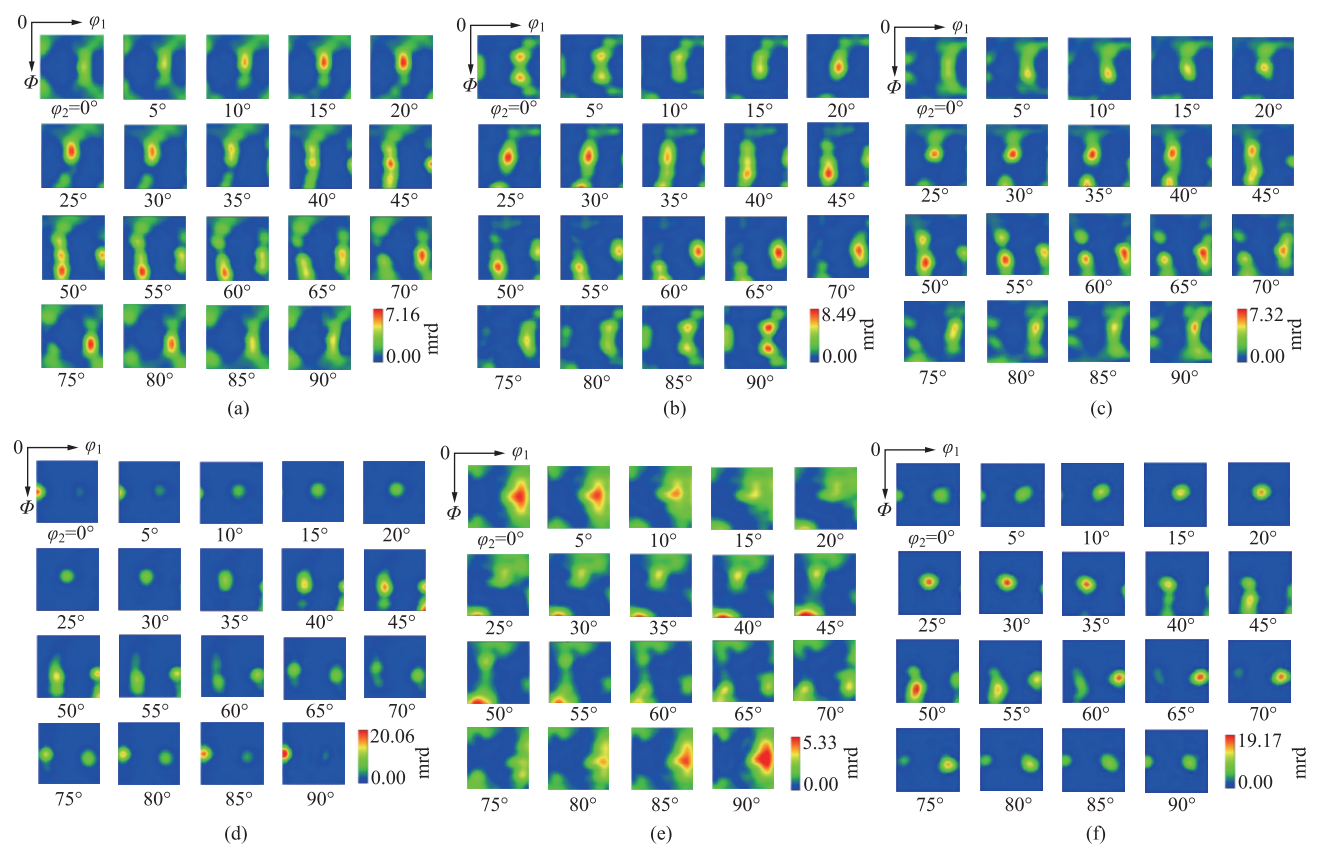


图 12 AA1060/AA7075 合金累积叠轧 1~3 道次后的 ODF 图
(a) 1 道次, AA1060 层 (b) 1 道次, AA7075 层 (c) 2 道次, AA1060 层 (d) 2 道次, AA7075 层
(e) 3 道次, AA1060 层 (f) 3 道次, AA7075 层

Fig. 12 ODF maps of AA1060/AA7075 alloy after accumulative roll bonding for one pass-three passes
(a) One pass, AA1060 layer (b) One pass, AA7075 layer (c) Two passes, AA1060 layer (d) Two passes, AA7075 layer
(e) Three passes, AA1060 layer (f) Three passes, AA7075 layer

表 2 累积叠轧后 AA1060/AA7075 合金各道次织构含量 (%)

Sample	Cube	R-Cube	Goss	R-Goss	Brass	Copper	R-Copper	Dillamore	S
One pass_AA1060 layer	9.71	3.7	2.44	0.62	0.46	2	0.58	2.72	0.35
One pass_AA7075 layer	5.99	0.64	5.73	1.33	1.72	9.85	0.62	0.58	1.07
Two passes_AA1060 layer	4.11	4.68	5.18	1.68	0.37	5.17	0.48	2.9	0.22
Two passes_AA7075 layer	2.24	0.21	20.5	2.3	0.82	5.63	1.65	0.59	1.06
Three passes_AA1060 layer	7.92	2.71	1.23	15.9	2.61	1.52	0.94	0.92	1.11
Three passes_AA7075 layer	0.05	0.51	7.84	4.45	0.16	7.3	1.58	0	0.22

形成强度最高的高斯织构,而在 3 道次时 AA1060 层出现了强度较高的旋转高斯织构 $\{110\} <110>$ 。

参考文献:

[1] GHALEHBANDI S M, MALAKI M, GUPTA M. Accumulative roll bonding-A review [J]. Applied Sciences, 2019, 9 (17): 3627.

[2] LING O U. Enhancement of strength and ductility in 6061Al alloy processed by cross accumulative roll bonding [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2023, 33 (7): 2001–2013.

[3] SONG L, GAO H, BHATT L, et al. Microstructure and mechanical properties of AA1050/AA6061 multilayer composites via accumulative roll bonding and cryorolling and subsequent aging [J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 874: 145069.

[4] 林忠钦, 黄庆学, 苑世剑, 等. 中国塑性成形技术和装备 30 年的重大突破与进展 [J]. 塑性工程学报, 2024, 31 (4): 2–45.

LIN Zhongqin, HUANG Qingxue, YUAN Shijian, et al. Major

- breakthrough and progress in metal forming technology and equipment of China in the last 30 years [J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2024, 31 (4): 2–45
- [5] WANG Z J, MA M, QIU Z X, et al. Microstructure, texture and mechanical properties of AA1060 aluminum alloy processed by cryogenic accumulative roll bonding [J]. *Materials Characterization*, 2018, 139: 269–278.
- [6] SUN H Y, WANG Z J, DU P, et al. Effect of rolling reduction and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Al1060/Al6061–0.5 SiC/Al1060 laminates [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 830: 142328.
- [7] ZHANG R, CHENG X. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical property of roll-bonded 1060/7N01/1060 laminates [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2024, 34 (1): 94–107.
- [8] LI S S, YUE X, LI Q Y, et al. Development and applications of aluminum alloys for aerospace industry [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 27: 944–983.
- [9] ZHOU B, LIU B, ZHANG S. The advancement of 7xxx series aluminum alloys for aircraft structures: A review [J]. *Metals*, 2021, 11 (5): 718.
- [10] LIU Z, LI Y, YANG Z, et al. Surface integrity and corrosion behavior of AA7075-T6 aluminum alloy after different surface mechanical rolling treatments [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, 1039: 16.
- [11] CAO Y, WEI H L, YANG T, et al. Printability assessment with porosity and solidification cracking susceptibilities for a high strength aluminum alloy during laser powder bed fusion [J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 46: 102103.
- [12] HU J, LIU P, SUN S, et al. Relation between heat treatment processes and microstructural characteristics of 7075 Al alloy fabricated by SLM [J]. *Vacuum*, 2020, 177: 109404.
- [13] 郝肖杰, 聂金凤, 伍玉立, 等. 累积叠轧制备层状铝基复合材料研究进展 [J]. *中国有色金属学报*, 2023, 33 (6): 1707–1719.
- HAO Xiaojie, NIE Jinfeng, WU Yuli, et al. Research progress of laminated aluminum matrix composites prepared by accumulative rolling bonding [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2023, 33 (6): 1707–1719.
- [14] HOSSEINY N, SHABANI A, TOROGHINEJAD M R. Effect of bimodal microstructure on texture evolution and mechanical properties of 1050 Al alloy processed through severe plastic deformation and subsequent annealing [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 820: 141580.
- [15] ALMAETAH Y M, ABUSHGAIR K N, HAMDAN M A. Aluminum alloys nanostructures produced by accumulative roll bonding (ARB) [J]. *Jordan Journal of Mechanical & Industrial Engineering*, 2021, 15 (4): 329–335.
- [16] 白金亮. 累积叠轧 1060 工业纯铝和 6061 铝合金的力学性能研究 [D]. 沈阳: 东北大学, 2014.
- BAI Jinliang. Investigation of mechanical properties of commercial pure aluminum 1060 and aluminum alloy 6061 after accumulative roll bonding [D]. Shenyang: Northeastern University, 2014.
- [17] SU L, LU C, TIEU A K, et al. Ultrafine grained AA1050/AA6061 composite produced by accumulative roll bonding [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 559: 345–351.
- [18] DEGNER J, BÖHM W, HERRMANN J, et al. Manufacturing and characterization of multilayered 7000-series aluminum with improved corrosion behavior processed via accumulative roll bonding [J]. *Materials Today: Proceedings*, 2019, 10: 368–375.
- [19] WANG X, LIU H, TANG X, et al. Influence of asymmetric rolling on the microstructure, texture evolution and mechanical properties of Al-Mg-Si alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 844: 143154.
- [20] MEHR V Y, TOROGHINEJAD M R. On the texture evolution of aluminum-based composites manufactured by ARB process: A review [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 21: 1095–1109.
- [21] ENGLER O, VATNE H E, NES E. The roles of oriented nucleation and oriented growth on recrystallization textures in commercial purity aluminum [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1996, 205 (1–2): 187–198.
- [22] GODEC M, ZAEFFERER S, KRANER J, et al. Influence of symmetric and asymmetric rolling on texture evolution of work-hardened AA5xxx aluminum alloy [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2025, 35 (1): 30–44.