

文章编号: 1673-5196(2020)01-0001-06

累积叠轧 Al/Cu 复合板界面反应层核-壳结构形成机制

陈剑虹^{1,2}, 于洋泊¹, 张晓波^{1,2}

(1. 兰州理工大学 材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050; 2. 兰州理工大学 有色金属先进加工与再利用省部共建国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

摘要: 采用累积叠轧(ARB)结合多次退火处理制备了 Al/Cu 复合板, 重点研究了 Al/Cu 界面反应层核-壳结构形成机制。结果表明: Al/Cu 界面反应层的形成主要依赖于退火过程中铜原子在界面处的扩散, 反应产物包括 Al_2Cu 、 AlCu 、 Al_4Cu_9 。轧制变形致使反应层破碎并在基体中均匀分布, 轧后退火处理导致新的反应层不断形成。最终经多次叠轧及退火处理, 原始铜板材全部转变为椭球状具有核-壳结构的 Al/Cu 金属间化合物颗粒。8 道次复合板抗拉强度最高, 达到 176.8 MPa, 是退火态 1060 抗拉强度的 1.74 倍; 0 道次复合板延伸率较好, 主要是 Al/Cu 界面分层后铝层均匀塑性变形, 应力缓慢释放所致。

关键词: 累积叠轧(ARB); Al/Cu 复合板; 界面反应层; 核-壳结构

中图分类号: TG339 **文献标志码:** A

Formation mechanism of core-shell structure in interface reaction layer of accumulative pack-rolled Al/Cu composite sheet

CHEN Jian-hong^{1,2}, YU Yang-bo¹, ZHANG Xiao-bo^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Lanzhou Univ. of Tech., Lanzhou 730050, China; 2. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou Univ. of Tech., Lanzhou 730050, China)

Abstract: The Al/Cu composite sheet was fabricated by means of accumulative pack-roll (ARB) incorporated with multiple annealing treatment and the core-shell structure formation mechanism of Al/Cu interfacial reaction layer was emphatically investigated. The result showed that atomic diffusion of copper at Al/Cu interface during annealing would play a key role in the formation of Al/Cu interfacial reaction layer and the resultants would include intermetallic compounds Al_2Cu , AlCu and Al_4Cu_9 . The rolling deformation would make the reaction layer broken and distributed uniformly the matrix. The annealing treatment after rolling would lead to continuous formation of new interface reaction layer. Finally, after multiple pack-rolled pass and annealing treatment, the entire primary copper sheets would be transformed into axi-olitic Al/Cu intermetallic compound particles with core-shell structure. The composite sheet after eight ARB passes would have highest ultimate tensile strength (UTS) of 176.8 MPa which would be 1.74 times of that of annealed 1060. The elongation of composite sheet without rolling would be better; this was basically due to that the aluminium layer would deform plastically and uniformly after Al/Cu interface delamination and the stress would slowly be released.

Key words: accumulative pack roll bonding (ARB); Al/Cu composite sheet; interface reaction layer; core-shell structure

近年来,大量新兴产业的快速发展使得传统单

一材料在结构和性能方面表现出越来越多的局限性,各种复合材料尤其是铝基复合材料的开发应用受到广泛关注^[1-2]。在众多铝基复合材料制备思路中,利用诸如 SiC 、 Al_2O_3 、 B_4C 等硬质颗粒作为增强

收稿日期: 2019-04-15

基金项目: 国家自然科学基金(51601084)

作者简介: 陈剑虹(1937-),男,浙江杭州人,教授,博导。

相提高材料强度成为一个重要研究方向. 传统颗粒增强铝基复合材料制备工艺主要有搅拌铸造、粉末冶金、原位生成、喷射沉积等^[3-6]. 上述方法虽然可以成功制备出性能优异的多种铝基复合材料,但仍存在包括工艺繁杂、成本较高、颗粒分布均匀性较差在内的一些不足,进而制约了相关技术的大规模应用. 累积叠轧(ARB)技术是在传统轧制工艺基础上发展而来的一种较新的大塑性变形技术,最初主要用于制备大块超细晶材料^[7-8]. 随着相关研究的深入,大量科研工作者也开始将 ARB 技术运用于铝基复合材料的制备,并取得了丰硕的研究成果^[9-11]. 特别是有关颗粒增强铝基复合材料的制备研究,得益于硬质颗粒阻碍材料塑性变形中位错运动引起的强化作用,更是成为一个热点课题^[12-13]. 采用 ARB 技术制备铝基复合材料的一个突出优势就是可以通过多次轧制实现强化颗粒在基体中的均匀分布,同时极大提高基体材料的晶粒细化程度. 此外,其工艺较为简单,设备要求低,是一种极具商业化应用前景的铝基复合材料制备技术. 然而,利用 ARB 技术制备颗粒强化铝基复合材料的研究中,外加强化颗粒在基体中容易产生团聚,致使基体均匀性下降,影响复合材料力学性能;另一方面,受制于基体有限的塑性储备,通过增加叠轧道次促进颗粒均匀分布的尝试也受到制约. 为此,本文设计了累积叠轧结合多次道间退火处理的技术路线制备原位 Al/Cu 金属间化合物颗粒强化铝基复合材料,并对所得强化颗粒核壳结构的形成机制及复合板力学性能进行了研究.

1 实验材料及方法

实验所用材料为 1060 商业纯铝板和 T2 紫铜带,供货状态均为轧制态,厚度分别为 2 mm 和 0.2 mm. 按照实验要求,板材沿原始轧制方向被切割成长 100 mm、宽 50 mm 的小块试样. 商业纯铝 1060 化学成分为: $w(\text{Al})=99.60\%$, $w(\text{Mg})=0.03\%$, $w(\text{Fe})=0.35\%$, $w(\text{Si})=0.25\%$, $w(\text{Cu})=0.25\%$, $w(\text{Zn})=0.05\%$, $w(\text{V})=0.05\%$, $w(\text{Mn})=0.03\%$, $w(\text{Ti})=0.03\%$. T2 紫铜带化学成分为: $w(\text{Cu})=99.90\%$, $w(\text{Sb})=0.002\%$, $w(\text{Fe})=0.005\%$, $w(\text{As})=0.002\%$, $w(\text{Pb})=0.005\%$, $w(\text{S})=0.005\%$, $w(\text{Bi})=0.001\%$.

为了消除材料内应力,降低轧制过程中的变形抗力,实验首先将供货状态的 1060 铝板在马弗炉中进行均匀化退火处理,退火温度为 350 °C,保温 120 min. 图 1 是退火后 1060 板材光学照片. 可以看出,退火后晶粒未发生完全再结晶,依然存在沿原始

轧制方向取向,说明上述退火参数下晶粒再结晶驱动力不足^[14]. 但是退火处理必然导致板材内部位错密度的降低,材料得到软化,这对后续叠轧极为有利. 考虑到纯铜的塑性较好且厚度较薄,本实验未对铜板进行退火处理. 退火后的铝板采用角磨机配合砂轮片打磨的方法进行表面清理,铜板采用不锈钢丝刷进行表面清理,直至去除板材表面污染物及氧化层,露出新鲜金属光泽. 清理完成后的铝板及铜板先用丙酮清洗,再用蘸有酒精的棉花沿一个方向擦拭干净,随后立即用吹风机吹干备用.

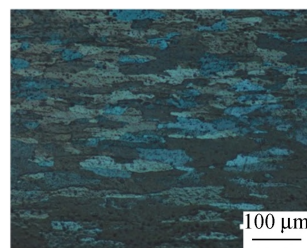


图 1 退火后 1060 板材光学显微照片

Fig. 1 Optical micrograph of annealed 1060 sheet

表面处理好的板材按照 Al/Cu/Al/Cu/Al 的顺序进行组坯,采用细铁丝在板坯两端 5 mm 处捆扎固定. 组坯完成的试样先在 250 °C 条件下预热 5 min 后立即进行轧制. 将轧制后的复合板沿中间裁剪后重复进行 8 道次轧制,最终得到 Al/Cu 金属间化合物颗粒强化铝基复合材料. 需要指出的是,每次轧制后均需对板材先进行一次退火处理(350 °C),保温时间依次为 120(0 道次)、100(1 道次)、80(2 道次)、60(3 道次)、40(6 道次)、20(5 道次)、20(6 道次)、20 min(7 道次),8 道次最终轧制后的板材未做退火处理. 采用扫描电镜(SEM, FEG450, 荷兰)及 X 射线衍射(XRD, D/max-2400, 日本)对 Al/Cu 界面反应层形态演变及物相组成进行研究,分析其核壳结构强化颗粒的形成机制,同时利用 AGS-X300KN 万能试验机对复合板进行室温单轴拉伸测试.

2 结果与分析

2.1 复合板组织变化

图 2 是不同叠轧道次 Al/Cu 复合板 ND-RD 截面微观组织照片. 0 道次试样中铜层仍为连续状,局部产生颈缩但未发生断裂,此时所得复合板具有典型的层状结构. 1 道次试样中可见铜层厚度大幅减小且发生断裂,产生尺寸较小的片段. 这说明随着轧制次数的增加,铜层金属在层数增加的同时所产生应变也超过了其塑性变形能力,因而先前局部颈缩

位置最先发生断裂. 进一步增加轧制次数, 最初连续的铜板基本完全转变为长轴方向与轧制方向一致的片段并较为均匀地分布于基体中, 此时试样中 Al/Cu 层状结构逐渐消失. 最终, 经过 8 道次累积叠轧及道间退火处理, 原始纯铜板在塑性变形和固态扩散的共同作用下完全转变为 Al/Cu 金属间化合物颗粒. 众所周知, 强化颗粒在基体中分布状态会对复合材料力学性能产生重要影响, 颗粒分布越弥散, 其在载荷作用下的应力集中越小, 越不容易发生失效断裂. 因此, 改善颗粒分布状态对提升颗粒增强铝基复合材料综合力学性能具有显著意义. 相比于利用外加硬质颗粒制备的铝基复合材料, 实验中借助固态扩散及轧制变形共同作用下所得 Al/Cu 金属间化合物颗粒在基体中的分布更为均匀弥散, 未产生明显团聚现象, 因而有助于提高复合材料综合性能.

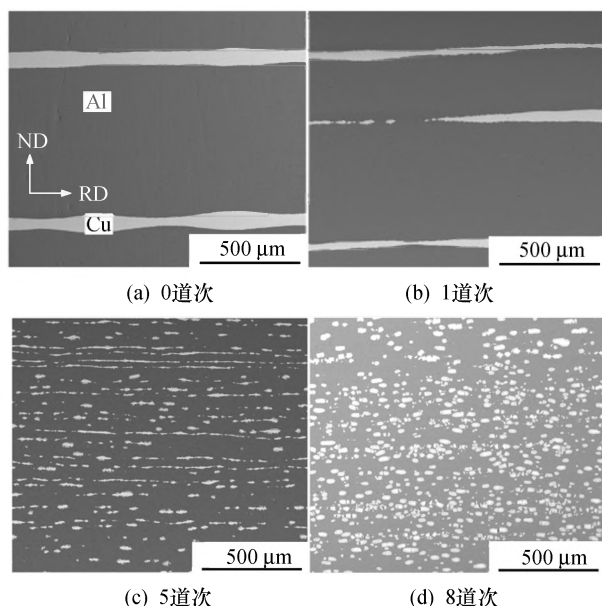


图 2 不同叠轧道次复合板 SEM 照片

Fig. 2 SEM images of composite sheet pack rolled through various passes

图 3 是 1 道次 Al/Cu 复合板界面反应层 SEM 照片. 可以看出, 经过 0 道次轧制后 $350\text{ }^{\circ}\text{C}/120\text{ min}$ 的退火处理, Al/Cu 界面处形成的连续金属间化合物层在随后进行的 1 道次轧制中破碎, 产生如图 3 所示片段. 根据背散射模式下照片, 形成的界面可以明显看出界面反应层包含三种 Al/Cu 金属间化合物. 实验中每道次轧制完成后都会对所得复合板进行一次退火处理, 先形成的界面反应层会阻碍后续退火过程中原子互扩散, 从而导致反应层厚度方向元素含量存在梯度差异. 类似的 Al/Cu 界面反应层形态在相关文献中也有报道^[15-16], 其中对不同反应产物的确定主要借助 EDS 点扫、XRD 测试、硬度测

试等方法. 结合相关文献报道和对反应层不同位置进行的 EDS 点扫描所得原子百分比结果分析如表 1 所示, 实验所得三种 Al/Cu 界面反应产物分别为 Al_2Cu 、 AlCu 和 Al_4Cu_9 , 其中靠近铝一侧厚度 $3.1\text{ }\mu\text{m}$ 的产物为 Al_2Cu , 靠近铜一侧厚度 $2.5\text{ }\mu\text{m}$ 的产物为 Al_4Cu_9 , 两者之间厚度较薄 ($1.5\text{ }\mu\text{m}$) 的为 AlCu .

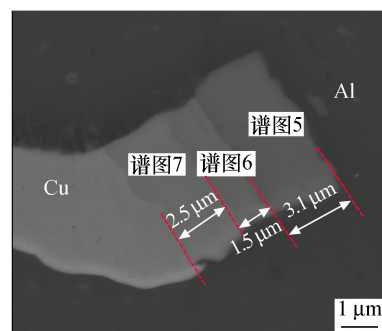


图 3 1 道次复合板中界面反应层形态

Fig. 3 Morphology of interface reaction layer in composite sheet rolled through unit passes

表 1 图 3 中 EDS 点扫描原子分数

Tab. 1 Atom-fraction of point EDS analysis of Fig. 3

位置	$a(\text{Cu})/\%$	$a(\text{Al})/\%$	物相
谱图 5	33.9	66.1	Al_2Cu
谱图 6	48.3	50.1	AlCu
谱图 7	58.9	4.01	Al_4Cu_9

与实验最初设想一致, 随着轧制道次及退火次数的增加, 复合板中纯铜不断被消耗, Al/Cu 金属间化合物不断产生并破碎. 图 4 是 8 道次复合板中 Al/Cu 金属间化合物颗粒 SEM 照片. 可以看出, 与 1 道次试样中 Al/Cu 界面反应层层状结构不同, 此时金属间化合物颗粒具有明显的核-壳结构, 形态上由原来的片段转变为椭球型. EDS 点扫描结果 (如表 2 所示) 表明核-壳结构各层物相成分与图 3 结果一致. 颗粒中 Al_2Cu 所占比例明显增加, AlCu 和 Al_4Cu_9 占比减小, 大部分颗粒中只存在两种 (Al_2Cu , Al_4Cu_9) 或单一金属间化合物 (Al_2Cu). 研究表明, 单次退火处理时, 退火初期温度对界面原子扩散的促进作用远大于时间, 但当金属间化合物达到一定厚度后, 温度和时间的作用都大幅减弱, 原因是已生成的 Al/Cu 金属间化合物层阻碍了界面两侧原子的进一步扩散. 由于本实验中每道次轧制结束后都会对所得复合板进行一次道间退火处理 (8 道次除外), 板材在经历多次退火的情况下先前已经形成的不同金属间化合物之间也会发生相应转变, 从而导致其含量的变化. 对 0 道次和 8 道次复合板试样分别进行 XRD 测试, 结果如图 5 所示, 0 道次试样谱

图中只存在铝、铜的衍射峰,未见 Al/Cu 金属间化合物衍射峰;而 8 道次试样谱图中铜的衍射峰消失,表明其完全被界面反应消耗,而金属间化合物衍射峰与图 4 中分析结果一致,主要为 Al_2Cu 。

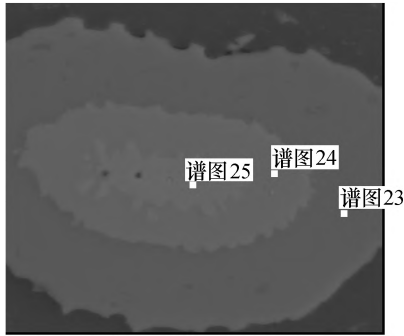


图 4 8 道次复合板中颗粒核-壳结构形态及不同位置 EDS 结果

Fig. 4 Core-shell structure morphology of particles in composite sheet rolled through eight passes and EDS result at various positions

表 2 EDS 点扫描所得原子百分比

Tab. 2 Atom-fraction of point EDS analysis of Fig. 4

位置	$a(\text{Cu})/\%$	$a(\text{Al})/\%$	物相
谱图 23	32.0	65.1	Al_2Cu
谱图 24	49.4	47.9	AlCu
谱图 25	61.9	37.8	Al_4Cu_9

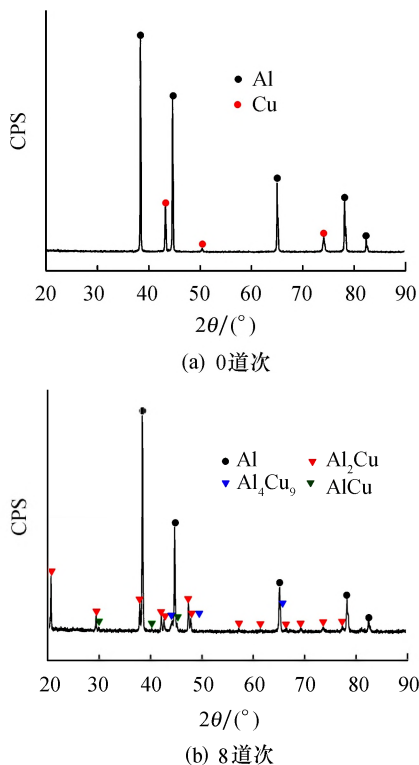


图 5 不同道次复合板 XRD 图谱

Fig. 5 XRD patterns of composite sheet rolled through various passes

2.2 界面反应机制

Al/Cu 界面反应层的形成主要是原子在热激活状态下的互扩散所致,但是铝、铜原子扩散激活能间的差异导致其在相同温度条件下扩散速度并不相同.通过热力学计算可以得到 350 °C 下两种原子的扩散速度.对于 Al/Cu 扩散体系(间隙扩散),其扩散系数可以由阿累尼乌斯(Arrhenius)方程得到:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

式中: R 为气体常数 $8.314 \text{ J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$; Q 为每摩尔原子的激活能; T 为热力学温度 623 K ; D_0 为扩散常数,与温度和 Q 的大小无关,只与扩散机制和材料有关.结合表 3^[15]中相关参数可以计算出 623 K 退火处理中铜原子在铝中的扩散系数为 $3.3 \times 10^{-16} \text{ m}^2/\text{s}$,铝原子在铜中的扩散系数为 $4.8 \times 10^{-19} \text{ m}^2/\text{s}$.由计算结果可知铜原子在铝中的扩散系数远大于铝原子在铜中的扩散系数.因此,复合板退火过程中界面反应层的形成主要借助铜原子向铝一侧的扩散.

表 3 Al-Cu 二元系统固态扩散中扩散常数 D_0 和扩散激活能 Q 值

Tab. 3 Pre-exponential factor D_0 and activation energy Q in solid state diffusion of Al-Cu binary system

扩散介质	扩散元素	$D_0/(\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1})$	$Q/(\text{J} \cdot \text{mol}^{-1})$
Al	Cu	8.4×10^{-5}	1.36×10^5
Cu	Al	4.8×10^{-6}	1.655×10^5

计算了上述三种界面反应产物在 350 °C 退火条件下的吉布斯自由能.结果发现, Al_2Cu 、 AlCu 和 Al_4Cu_9 吉布斯自由能分别为 $-75\,667.1$ 、 $-19\,500$ 、 $-32\,029.4 \text{ J/mol}$.根据热力学原理可知,吉布斯自由能越低,相关产物越容易生成并稳定存在.结合相关文献报道可知,实验中 Al/Cu 界面处原子互扩散首先形成连续的 Al_2Cu 层($2\text{Al} + \text{Cu} \rightarrow \text{Al}_2\text{Cu}$),由于新生成的 Al_2Cu 与铜之间的界面处于热力学不稳定的状态,进一步的反应($2\text{Al}_2\text{Cu} + 7\text{Cu} \rightarrow \text{Al}_4\text{Cu}_9$)导致 Al_4Cu_9 相在靠近铜一侧形成.这一反应过程主要依赖铜原子向 $\text{Al}_2\text{Cu}/\text{Cu}$ 界面处的持续扩散;而当连续的 Al_4Cu_9 层形成以后,铜原子与 Al_2Cu 相的进一步扩散反应逐渐被阻隔,难以继续形成更多的 Al_4Cu_9 .此时较为稳定的 Al_2Cu 在温度作用下与 Al_4Cu_9 反应生成 AlCu 相,反应方程为 $5\text{Al}_2\text{Cu} + \text{Al}_4\text{Cu}_9 \rightarrow 14\text{AlCu}$.图 6 为上述反应过程示意图.

2.3 核-壳结构形成机制

图 7 是不同叠轧道次 Al/Cu 复合板典型 SEM 照片.经 0 道次轧制后的复合板 Al/Cu 界面平直,

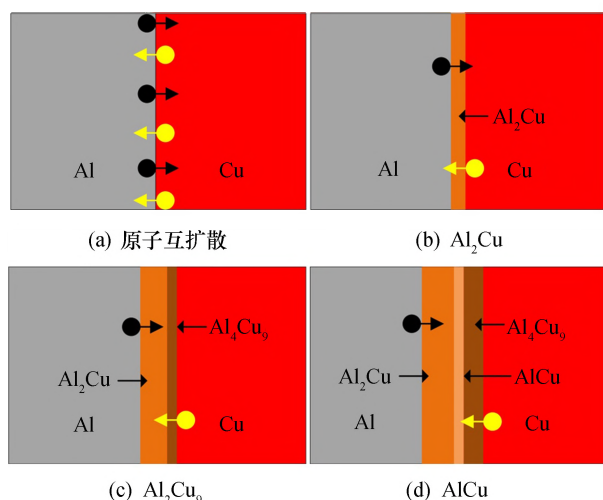


图 6 Al/Cu 界面扩散反应示意图

Fig. 6 Schematic diagram of Al/Cu interface diffusion reaction

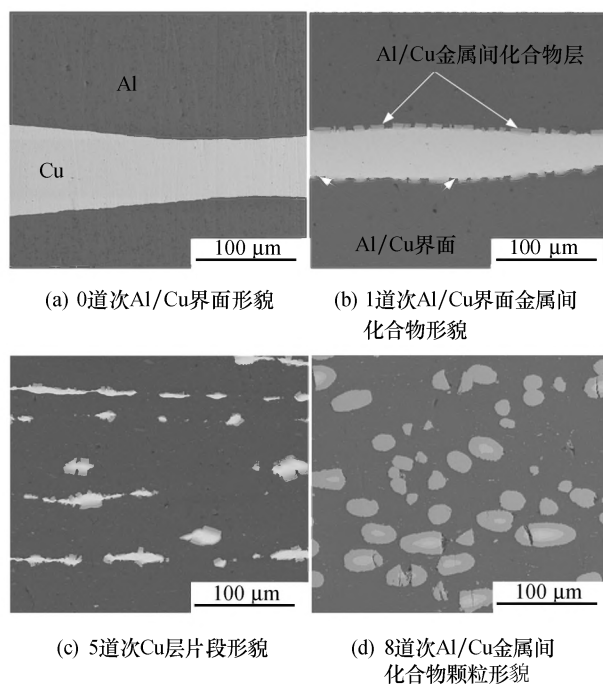


图 7 颗粒核-壳结构形成机制

Fig. 7 Formation mechanism of core-shell structure of particles

没有明显的扩散反应层. 经 $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 2 h 处理, Al/Cu 界面处原子互扩散被激活, 形成连续状界面反应层. 随后, 界面反应层与内部未反应的纯铜一起在 1 道次轧制中沿 RD 方向被拉长. 在此过程中, 由于纯铜的延展性远高于界面处的 Al/Cu 金属间化合物, 较脆的界面反应层断裂破碎后会随着内部纯铜的伸长而相互分离, 形成如图 7b 所示沿 Al/Cu 界面断续状分布的片段. 这种界面形貌下界面反应

层片段之间存在大量的新鲜 Al/Cu 界面, 从而为下次退火处理中新的界面反应层的形成提供了有效的扩散通道. 随着叠轧道次与退火次数的增加, 铜层逐渐破碎、减薄并通过持续的热扩散最终全部转变为 Al/Cu 金属间化合物. 同时, 在轧制塑性变形的作用下, 最初呈片段状的界面反应层逐渐转变为椭球型, 其在基体中的分布也较为均匀, 不再具有图 7c 中明显的条带分布特征. 最终, 经过 8 道次叠轧及退火处理, 得到图 7d 中具有明显核-壳结构的金属间化合物颗粒. 基于这一机制可以看出, 本实验中 Al/Cu 界面反应层核-壳结构的形成有赖于累积叠轧塑性变形和连续退火处理中界面扩散的共同作用.

2.4 力学性能测试

室温下对所得 Al/Cu 复合板进行单轴拉伸测试, 结果如图 8 所示. 可以看出, 复合板抗拉强度随轧制道次增加不断增大, 8 道次时强度达到 176.8 MPa , 是原始退火态 1060 强度的 1.74 倍, 但延伸率较低. 复合板强度提高的原因主要有以下三点:

- 1) 叠轧道次增加导致铝基体晶粒持续细化;
- 2) Al/Cu 金属间化合物强化颗粒的尺寸减小, 分布更均匀, 对基体塑性变形起到阻碍作用;
- 3) 多次道间退火促进部分 Cu 原子固溶在 Al 晶格点阵中, 从而对基体起到一定固溶强化作用; 值得指出的是, 与其他道次复合板试样应力-应变曲线相比, 0 道次试样曲线在强度达到峰值后有明显下降, 但此时试样没有迅速发生失效断裂, 反而具有较高的延伸率. 考虑到 0 道次复合板由于未经退火处理, Al/Cu 界面结合强度有限, 因此复合板加载过程中界面处容易发生分层开裂, 且铜层局部颈缩位置也易于过早发生断裂, 进而导致应力-应变曲线达到峰值后有一明显下降; 随后各铝层单独发生颈缩变形, 应力缓慢释放, 试样断裂延伸率较高.

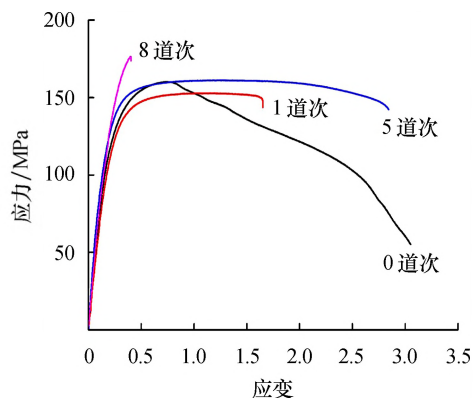


图 8 不同叠轧道次复合板应力-应变曲线

Fig. 8 Stress vs strain curves of composite sheet pack-rolled through various passes

3 结论

1) 累积叠轧结合多次道间退火处理可以成功制备 Al/Cu 金属间化合物颗粒增强铝基复合材料。

2) Al/Cu 界面反应层的形成主要是铜原子向铝一侧扩散所致,反应层包括 Al_2Cu 、 AlCu 、 Al_4Cu_9 三种金属间化合物。

3) Al/Cu 界面反应层核-壳结构的产生有赖于累积叠轧和道间退火处理的共同作用。轧制变形为持续的界面反应层形成提供新的扩散通道,并实现已形成界面反应层的破碎,椭球化和均匀分布;道间退火实现 Al/Cu 反应层的不断形成及相转变。

4) 8 道次复合板抗拉强度最高 (176.8 MPa),是退火态 1060 抗拉强度的 1.74 倍,但延伸率较差;0 道次复合板拉伸时 Al/Cu 界面分层导致应力达到峰值后迅速降低,随后铝层颈缩变形导致应力缓慢释放,试样延伸率较高。

参考文献:

- [1] BAAZAMAT S, TAJALLY M, BORHANI E. Fabrication and characteristic of Al-based hybrid nanocomposite reinforced with WO_3 and SiC by accumulative roll bonding process [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 653(25): 39-46.
- [2] 赵有春, 张晓波, 曹 睿. Ti/Al 层状复合板组织和力学性能研究 [J]. 热加工工艺, 2017, 46(24): 151-154.
- [3] MOHANAVEL V, SURESH KUMAR S, MARIYAPPAN K, *et al.* Mechanical behavior of Al-matrix nanocomposites produced by stir casting technique [J]. Materials Today: Proceedings, 2018, 5(13): 26873-26877.
- [4] 马国俊, 丁雨田, 金培鹏, 等. 球磨工艺对粉末热挤压制备铝基复合材料力学性能的影响 [J]. 兰州理工大学学报, 2013, 39(6): 6-10.
- [5] AHMADVAND M S, AZARNIYA A, MADAAH HOSSEINI H R. Thermomechanical synthesis of hybrid in-situ Al-($\text{Al}_3\text{Ti} + \text{Al}_2\text{O}_3$) composites through nanoscale Al- Al_2TiO_5 reactive system [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 789(15): 493-505.
- [6] 贺毅强, 钱晨晨, 李俊杰, 等. 喷射沉积铝基复合材料再结晶控制与强化机制的研究现状 [J]. 材料导报, 2017, 31(17): 90-97.
- [7] TSUJI N, SAITO Y, UTSUNOMIYA H, *et al.* Ultra-fine grained bulk steel produced by accumulative roll-bonding (ARB) process [J]. Scripta Materialia, 1999, 40(7): 795-800.
- [8] SAITO Y, TSUJI N, UTSUNOMIYA H, *et al.* Ultra-fine grained bulk aluminum produced by accumulative roll-bonding (ARB) process [J]. Scripta Materialia, 1998, 39(9): 1221-1227.
- [9] ZHENG W, GAO Y X, WANG X P, *et al.* High strength and damping capacity of LLZNO/Al composites fabricated by accumulative roll bonding [J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 689(24): 306-312.
- [10] 滕广标, 丁幸宇, 陈 勇, 等. 累积叠轧焊法制备铝基复合材料及其强化机制研究 [J]. 热加工工艺, 2019, 48(2): 97-100, 104.
- [11] JAMAATI R, NASERI M, TOROGHINEJAD M R. Wear behavior of nanostructured Al/ Al_2O_3 composite fabricated via accumulative roll bonding (ARB) process [J]. Materials & Design, 2014, 59: 540-549.
- [12] LIU C Y, WANG Q, JIA Y Z, *et al.* Effect of W particles on the properties of accumulatively roll-bonded Al/W composites [J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 547(15): 120-124.
- [13] ASKARPOUR M, SADEGHIAN Z, REIHANIAN M. Role of powder preparation route on microstructure and mechanical properties of Al-TiB₂ composites fabricated by accumulative roll bonding (ARB) [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 677(20): 400-410.
- [14] WANG Z J, MA M, QIU Z X, *et al.* Microstructure, texture and mechanical properties of AA 1060 aluminum alloy processed by cryogenic accumulative roll bonding [J]. Materials Characterization, 2018, 139: 269-278.
- [15] ZHANG J, WANG B H, CHEN G H, *et al.* Formation and growth of Cu - Al IMCs and their effect on electrical property of electroplated Cu/Al laminar composites [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26(12): 3283-3291.
- [16] LI H Y, CHEN W G, DONG L L, *et al.* Interfacial bonding mechanism and annealing effect on Cu-Al joint produced by solid-liquid compound casting [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 252: 795-803.