

交变电流对原位合成 Al 基复合材料组织及性能的影响

闫俞廷¹, 马俊², 武宏², 张安文¹, 刘承鑫¹, 范志东¹, 刘金颂²

(1. 西安热工研究院有限公司, 陕西 西安 710054)

(2. 西安建筑科技大学 陕西省纳米材料与技术重点实验室, 陕西 西安 710055)

摘要: 选用直径 200 μm 的 Ti 纤维作为反应源, 99.6% 纯度的纯铝作为基体, 并在预制体制备阶段将反应源等间距固定在基体中, 以对生成物的初生位置进行预调控。随后将预制体置于感应加热炉内, 施加等梯度变化的交变电流促进 Al-Ti 间原位反应, 以期获得 Al_3Ti 颗粒增强铝基复合材料。通过 XRD、SEM 及磨损测试对不同电流下复合材料的物相组成、显微组织和耐磨性能进行表征。结果表明: 电流 15 A 时, Ti 纤维完全反应, 产物为等轴状 Al_3Ti , 尺寸为 1~2 μm , 颗粒间距约 5 μm , 达所有参数下的最优值。载荷 10 N 下, 15 A 时复合材料的耐磨性能最佳, 摩擦系数、磨损量分别为最小值 0.1、2.031 mg/mm^2 。

关键词: 钛纤维; 交变电流; 原位反应; 耐磨性能

中图分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)03-1055-08

铝基复合材料多以 SiC、TiB₂ 等陶瓷颗粒作为增强相, 但其与铝基体在热膨胀系数等物理性质上差别较大^[1], 与基体结合时易产生较大应力, 导致服役期间增强相易剥落^[2], 复合材料的耐磨性能降低。而 Al-Ti 系金属间化合物作为铝基体的增强相时, 因具有相似的物理性质, 可大大消除增强相与基体间应力, 提升复合材料的耐磨性能。Al-Ti 系金属间化合物中, Al_3Ti 颗粒具有低密度(3.4 g/cm^3), 高硬度, 强耐磨性等优势^[3], 作为铝基复合材料中的增强相成为研究热点。

原位内生颗粒法因增强相通过内部化学反应生成, 可避免表面污染、增强体与基体润湿性差等缺陷, 成为现今最主要的制备颗粒增强金属基复合材料方法^[4]。但该方法制备出的增强相分布不可控, 不能针对某一特定区域而集中生长, 导致原材料的利用率较低。另外, 内生颗粒法中无外加动力来提高原位反应速率, 使反应周期长、增强相长大且易团聚^[5]。为此, 提出一种新型制备 Al 基复合材料的工艺以解决原位内生颗粒法中存在的缺陷。制备复合预制体阶段, 提前将 Ti 纤维等间距固定于铸型中, 确保反应源的初始所处区域固定、均匀性确定。加热预制体阶段, 利用感应加热炉中产生的磁场可为 Al-Ti 反应提供外加动力, 提高原位反应速率。

感应加热过程中, 交变电流数值的变化可影响试样内部感应电流的大小, 从而改变试样被加热的温度。因此, 交变电流的大小将对生成相 Al_3Ti 的尺寸、形状及弥散性产生影响, 进而影响复合材料的综合性能。故本研究以交变电流作为自变量, 通过改变电流大小探究其对 Al-Ti 原位反应的影响, 为制备 $\text{Al}_3\text{Ti}/\text{Al}$ 复合材料提供依据。

1 实验

本试验以钛纤维($\Phi 200 \mu\text{m}$, 99.3%)和纯铝(99.6%)作为原材料, 将纯铝熔化后, 浇注至固定有钛纤维的铸型(提前预热至 200 $^\circ\text{C}$)。铸型中设计数根螺栓, 可等距离固定多根 Ti 纤维, 以保证同一参数下产生多组数据来证明试验的可重复性, 如图 1a 所示。待试样冷却后, 线切割为 R8 mm \times 20 mm 复合预制体(图 1b), 随后将预制体置于感应加热炉(图 1c)中进行 $\text{Al}_3\text{Ti}/\text{Al}$ 基复合材料的制备。参照本课题组先前研究进展^[6], 按照表 1 试验参数进行感应加热, 整个试验过程固定有红外测温仪实时测温。

利用 PW1730 型 X 射线衍射仪分析试样物相组成; 采用 Vega II LMU 型扫描电镜(SEM)观察试样的组织形貌以及磨损形貌, 并用其自带的能谱仪(EDS)

收稿日期: 2021-03-25

基金项目: 陕西省教育厅重点实验室项目(18JS060); 华能集团科技项目(HNKJ18-H45 HTR-PM)

作者简介: 闫俞廷, 男, 1994 年生, 硕士生, 西安热工研究院有限公司, 陕西 西安 710054, E-mail: 18829345717@163.com

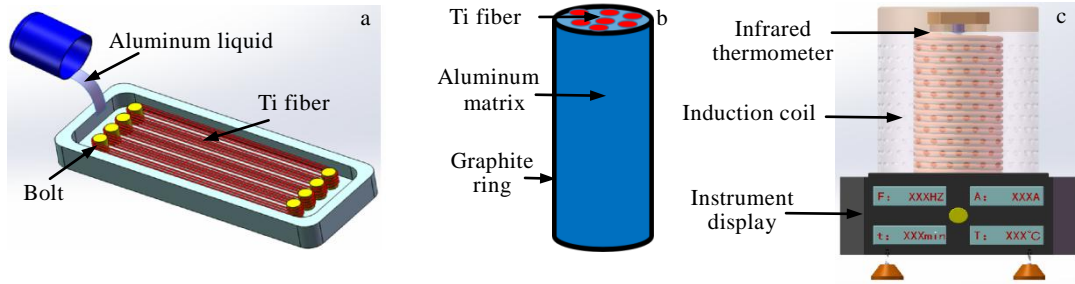


图 1 浇铸装置、复合预制体及试验设备图

Fig.1 Casting equipment (a), composite perform (b), and testing equipment (c)

分析试样内元素的分布情况；采用 MFT-400 高速往复摩擦磨损试验机对不同试样的耐磨性能进行对比测试。测试条件为：温度为室温(20±2) °C，对磨材料为 AISI52100 钢(62HRC)，其直径为 3 mm，仪器所设置的频率为 2 Hz，试验时间为 10 min，摩擦长度为 10 mm，摩擦介质为空气介质。为了保证试验的准确性，在精度为 0.0001 g 的电子天平上称量磨损量，每个试样测量 3 次且磨损时间相同，以平均值为最终的磨损量数值。

2 实验结果

2.1 复合材料的物相组成

不同交变电流下 Al₃Ti/Al 基复合材料的物相组成如图 2 所示。电流 5 A 时复合材料由 Al、Ti 及 Al₃Ti 组成，谱线出现 Al₃Ti 峰，证明 Ti 纤维与 Al 基体间的原位反应已经发生，且生成物唯一为 Al₃Ti，但 Ti 峰的存在表明反应程度较弱。继续增加电流至 10 A，Al₃Ti 生成量增加，但 Ti 峰仍存在，表明需继续增大电流以促进 Al-Ti 反应程度。

当电流为 15 A 时，反应程度加大，谱线内仅存在 Al、Al₃Ti 峰，无 Ti 峰存在，Ti 完全反应，此时复合材料内由 Al 基体与增强相 Al₃Ti 组成。当电流增大至 20 A 时，复合材料由 Al 基体、Al₃Ti 组成，与 15 A 下的物相组成大致相同，但 20 A 时在 58° 出现新的 Al₃Ti 峰。根据文献[7]可分析，此衍射角度下 Al₃Ti 的晶体结构为 D0₂₃，预判断由 D0₂₂ 与不稳定态的 L1₂ 转变得到，证明此电流下 Al₃Ti 存在不同晶体结构的转变。

表 1 交变电流数值参数表

Table 1 Numerical parameters of alternating current		
t/min	f/kHz	I/A
10	5	5
10	5	10
10	5	15
10	5	20

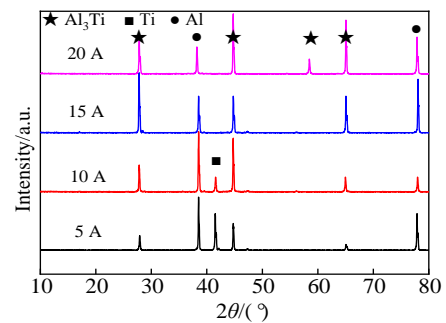


图 2 不同电流下 Al₃Ti/Al 的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of Al₃Ti/Al at different currents

2.2 复合材料的显微组织

交变电流 5 A 下，复合材料的显微组织如图 3a、3b 所示。中心亮白色组织为未发生反应的 Ti 纤维，直径约 120 μm。将 Ti 纤维边界放大观察(图 3b)，发现周围附着一层灰色生成物层，并且灰色颗粒沿着红色区域的破碎通道逐渐从生成物层中剥落、向外运动。放大灰色颗粒后(图 3b 左下角)观察到颗粒周围存在明显的黑色阴影，颗粒与基体存在凸起，并未达到完全平铺，导致两者间的结合力较弱。

对剥落出的颗粒进行点 EDS 分析 (表 2) 可知，点 1 处灰色颗粒中铝的原子分数为 76.69%，Ti 的原子分数为 23.31%，点 2 处灰色颗粒中铝的原子分数为 75.58%，Ti 的原子分数为 24.42%，Al:Ti 均为 3:1。可以判断出此区域生成物均为 Al₃Ti，层中无其他物相产生，与 XRD 谱线所得一致。

为了直观测定出复合材料内 Al-Ti 原位反应温度，本试验另将纯铝置于感应炉内加热，与复合材料的实时温度作对比，绘制出的温度变化曲线如图 4 所示。电流 5 A 时，纯铝与复合材料在 0~8 min 内的趋势相同，均随着时间增大温度升高。但 8 min 时复合材料的温度曲线明显上升，与纯铝温度曲线分离，判断为

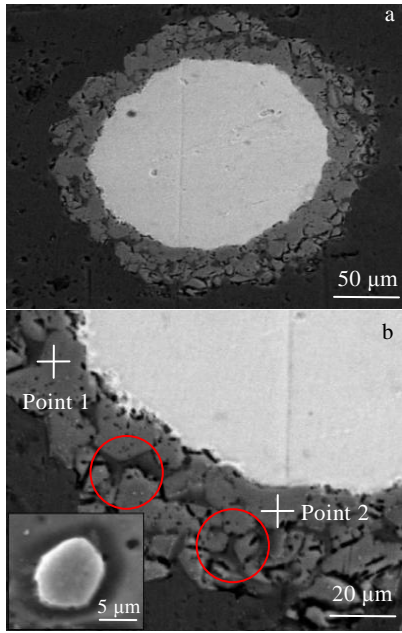


图 3 电流 5 A 下 Al₃Ti/Al 复合材料的显微组织

Fig.3 Microstructures of Al₃Ti/Al composite material at the current of 5 A: (a) low magnification and (b) particle morphology and crack area

Al-Ti 反应放热导致温度突然升高。此时温度为 623.8 °C，明显低于在本课题组采用相同的制备预制体方法，但使用普通加热设备时探究出的 Al-Ti 反应始发温度 (890 °C)^[8]。

证明感应加热对原位反应有促进作用，促进机理将在下节分析。反应时间 10 min 时，复合材料内温度升高至 677.9 °C。但此处的曲线仍有向上运动的趋势，证明反应仍未结束还将继续进行。

随着电流增大至 10 A 时，Ti 纤维反应量明显增大，剩余 Ti 直径约 70 μm，且生成物的覆盖面积明显增大(图 5a)。对生成物颗粒的物相进行 EDS 分析(表 3)可得，点

表 2 图 3b 中不同位置点物相 EDS 分析

Table 2 EDS analysis results of different points in Fig.3b (at%)

Point	Al	Ti	Total
1	76.69	23.31	100
2	75.58	24.42	100

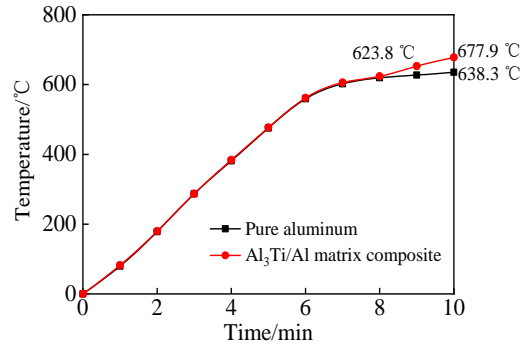


图 4 电流 5 A 下纯铝与复合材料的温度变化曲线

Fig.4 Temperature change curves of pure aluminum and composite materials at the current of 5 A

3、点 4 处灰色颗粒中 Al、Ti 原子比均为 3:1，可以判断出剥落的颗粒仍为 Al₃Ti，无其他 Al-Ti 化合物产生。

通过对 Al₃Ti 颗粒放大倍数观察(图 5b 左下角)，Al₃Ti 颗粒边缘并没有黑色阴影的存在，颗粒与基体间几乎达到了完全平铺，与基体间的结合力大大增强，对后续提升材料的耐磨性能提供帮助。随着电流的升高，Al 熔体在洛伦兹力作用下运动加剧，不断冲击着 Al₃Ti 层，使得附着 Ti 纤维的 Al₃Ti 层明显减薄，颗粒向外运动的程度加大。如图 5c 红色区域所示，破碎通道的扩展能力较电流 5 A 下明显增强，通道的分支更多且均延伸至 Ti 纤维处。Al 熔体沿着破碎通道迅速与更深处的 Ti 纤维发生反应，Al-Ti 原位反应得以更快进行。

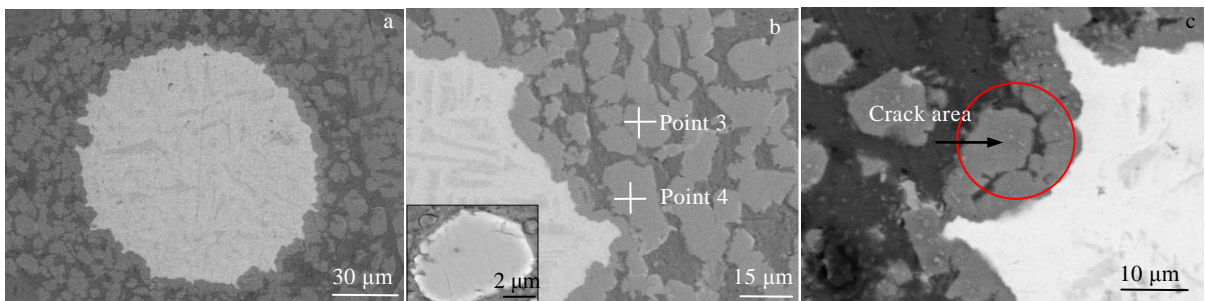


图 5 电流 10 A 下 Al₃Ti/Al 复合材料低倍形貌、颗粒形貌及破碎通道的延展区

Fig.5 Microstructures of Al₃Ti/Al composite material at the current of 10 A: (a) low magnification, (b) particle morphology, and (c) extension of the broken channel

表 3 图 5b 中不同位置点物相 EDS 分析

Table 3 EDS analysis results of different points in Fig.5b (at%)

Point	Al	Ti	Total
3	77.16	22.84	100
4	76.25	23.75	100

图 6 为电流 10 A 下纯铝与复合材料 10 min 内的温度变化曲线, 7.5 min 时纯铝与复合材料温度曲线分开。此时温度为 612.5 °C, 即反应始发温度, 较电流 5 A 下的反应始发温度更低。另外, 10 min 时复合材料温度曲线仍存在向上运动趋势, 证明反应未结束仍将继续进行。

当电流增大至 15 A 时, Ti 纤维完全反应且 Al₃Ti 弥散分布至 Al 基体中(图 7a)。图 7a 放大后(图 7b)测量剥落出的颗粒细小, 为 1~2 μm; 颗粒间距约 5 μm, 分散效果最优。随着电流的增大, 颗粒所受洛伦兹力随之增大, 而洛伦兹力总是促使 Al₃Ti 层碎化、颗粒剥落。洛伦兹力越大, 层间碎化及剥落的程度越大, 剥落出的 Al₃Ti 颗粒尺寸减小。并且剥落至熔体的 Al₃Ti 随 Al 液运动能力增强, 覆盖基体的面积增大, Ti 元素的 EDS 面扫描图(图 7c)也证明了 Ti 元素已扩

散至 Al 基体的各个区域。

图 8 为 15 A 下纯铝与复合材料试样温度变化曲线。在 6 min、601.9 °C 时纯铝、复合材料的温度曲线出现分离, 此时复合材料内发生反应。随后反应持续进行, 放出热量使温度升高至顶点 705.2 °C, 证明 Ti 纤维完全反应, 这与观察到的显微组织一致, 此时试验进行至 8 min。随后反应结束, 复合材料温度曲线下降与纯铝温度曲线相交。

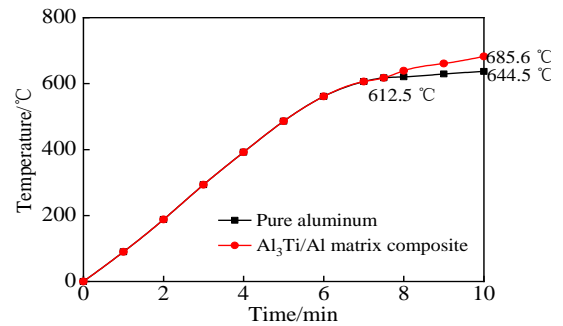


图 6 电流 10 A 下纯铝与复合材料的温度变化曲线
Fig.6 Temperature change curves of pure aluminum and composite materials at the current of 10 A

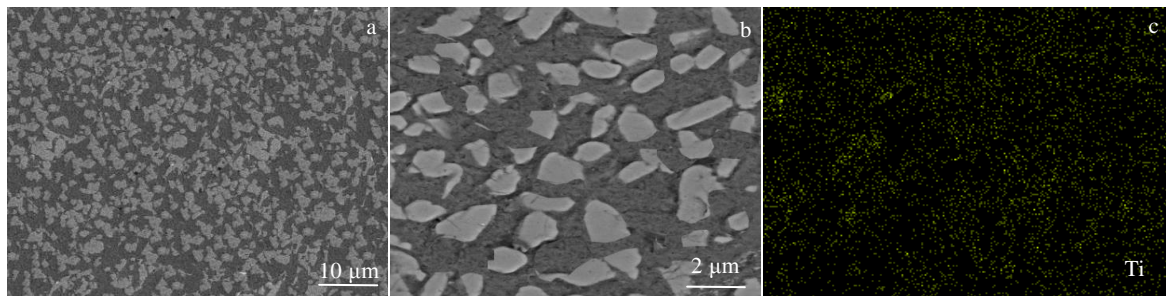


图 7 电流 15 A 下 Al₃Ti/Al 复合材料低倍形貌、高倍形貌及 Ti 元素 EDS 面扫描

Fig.7 Low magnification image (a), high magnification image (b), and Ti element EDS mapping (c) of Al₃Ti/Al composite material at the current of 15 A

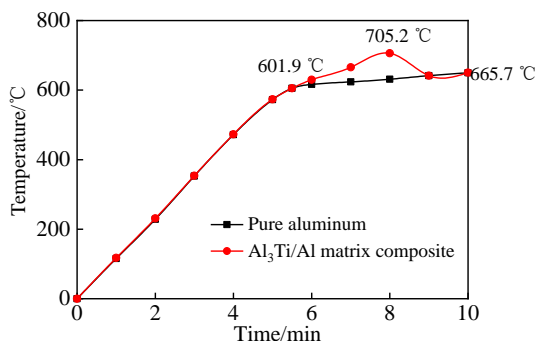


图 8 电流 15 A 下纯铝与复合材料的温度变化曲线

Fig.8 Temperature change curve of pure aluminum and composite materials at the current of 15 A

当电流增大至最高值 20 A 后, Al 基复合材料的显微组织出现显著变化(图 9a): 生成物中不仅存在等轴状, 还出现大量长条状, 且长条状生成物的长径比达到 4:1, 长度增大至 8 μm。

通过对图 9b 中不同位置的长条状化合物进行 EDS 分析, 结果如表 4 所示: 点 1 处长条状生成物中铝的原子分数为 75.18%, Ti 的原子分数为 24.82%; 点 2 处长条状生成物中铝的原子分数为 77.21%, Ti 的原子分数为 22.79%; 点 3 处长条状生成物中 Al:Ti 均接近 3:1。另有研究表明, Al-Ti 体系内可能生成的金属间化合物包括 AlTi、AlTi₃, 但两者的最低生成温度为 850 °C, 完全生成 AlTi、AlTi₃ 需达到 900~1000 °C^[9], 本试验体系温度远远低于 AlTi、

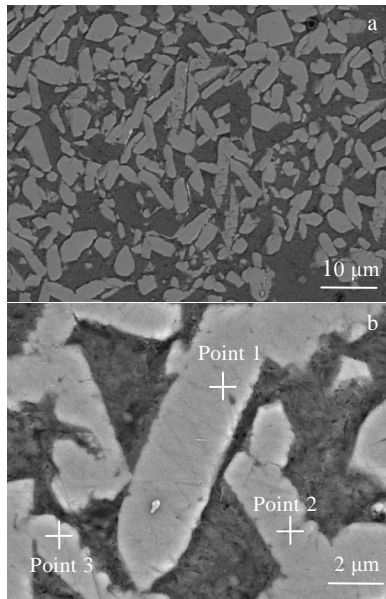


图 9 电流 20 A 下 Al₃Ti/Al 复合材料显微组织

Fig.9 Microstructures Al₃Ti/Al composite material at the current of 20 A: (a) low magnification and (b) long strip Al₃Ti

表 4 图 9b 中长条状 Al₃Ti 位置点的 EDS 分析结果

Table 4 EDS analysis results of long strip Al₃Ti point in Fig.9b (at%)

Point	Al	Ti	Total
1	75.18	24.82	100
2	77.21	22.79	100
3	76.65	23.35	100

AlTi₃ 生成温度。因此，可以判断长条状生成物仍为 Al₃Ti。

复合材料在此电流下的温度变化曲线(图 10)也与其他电流下的温度曲线存在不同：反应始发温度降至 595.1 °C；试验进行至 7 min 时，温度曲线达到顶点，为 711.5 °C，此时 Ti 完全反应；试验进行至 9 min 时，复合材料温度曲线再次上升，最终在 10 min 时达到 685.3 °C，并没有与纯铝的温度曲线重合至试验结束，证明试样内再次发生反应。综合 EDS 与温度曲线判断，长条状 Al₃Ti 为体系温度上升导致的二次生长，不存在 Al-Ti 其他种类化合物生成。

2.3 复合材料耐磨性能

图 11a 为 Al₃Ti/Al 复合材料在载荷 10 N 下摩擦系数的测试结果。电流 5 A 时，复合材料的摩擦系数在 1.0~1.2 范围波动，且波幅最大，代表复合材料在磨损过程中出现严重的粘着磨损^[10]，耐磨性能较差。当电流升高至 10 A 时，摩擦系数下降至 0.8~0.9 区间。复合材料的耐磨性能虽有提升，但未达到试验预期性能，仍不满足耐磨零件应用条件。随着电流升高至 15 A

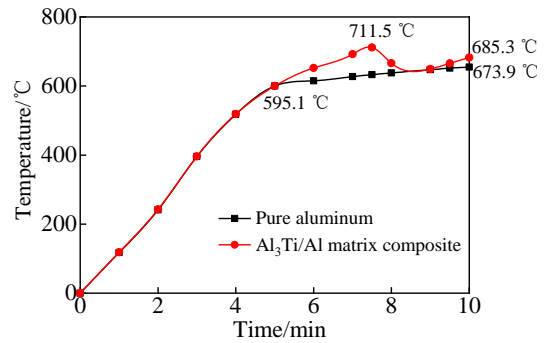


图 10 20 A 下纯铝与复合材料的温度变化曲线

Fig.10 Temperature change curves of pure aluminum and composite materials at the current of 20 A

时，摩擦系数降低至 0.1~0.2 区间内，并最终趋于稳定，耐磨性能达到最佳。但当电流继续升高为 20 A 时，摩擦系数上升至 0.4 左右，并未随着电流的升高而提升耐磨性能。

图 11b 为不同电流下复合材料的磨损量，所得到的耐磨性能测试结果与摩擦系数所得相同：电流 5 A 时，复合材料磨损量最大，随着电流升高至 15 A，磨损量达到最优为 2.031 mg/mm²。而电流增至最大至 20 A 时，磨损量略增至 3.109 mg/mm²，复合材料的耐磨性能降低。

不同交变电流下制备出的复合材料在 10 N 下的表面磨损形貌如图 12 所示。电流 5 A 时复合材料磨损严重，对磨件在复合材料上造成深且宽的磨痕。磨损面附

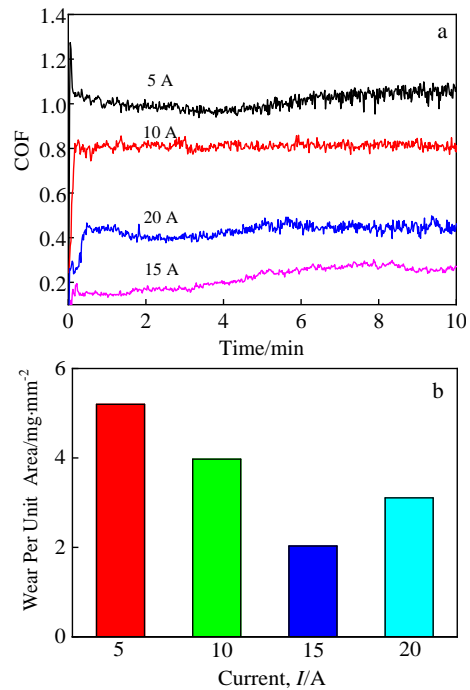


图 11 不同交变电流对复合材料耐磨性能的影响

Fig.11 Effects of different currents on the wear resistance of composite materials: (a) COF and (b) wear rate

着有亮黑色的氧化膜，并出现了裂纹及大面积剥落现象，剥落的磨屑在摩擦过程中夹杂在复合材料与对磨件中，造成了更严重的磨损现象，表现为疲劳磨损与粘着磨损，复合材料的耐磨性能较差。当电流升高至 10 A 后，复合材料的耐磨性能稍有提高，但仍出现窄磨痕、磨损面氧化现象，耐磨性能需进一步提高。随着电流升高至 15 A 后，耐磨性能提升显著。磨损面平整，磨痕变浅、变窄，未出现颗粒的大面积剥落及裂纹现象，耐磨性能较优，与磨损量、摩擦系数所得结论一致。但当电流升高至 20 A 后，磨损面出现大面积的剥落现象。在剥落区域磨痕加深，出现细小裂纹以及颗粒剥落遗留的孔洞，复合材料的耐磨性能降低。

3 结果与分析

3.1 感应加热促进反应机制

由复合材料的实时温度曲线可知，本实验在感应加热方式下 Al-Ti 原位反应的温度为 600 °C 左右，远低于一般加热设备中 Al-Ti 反应温度，且大大缩短了反应周期。由过度状态理论^[11]可解释上述现象：对于 Al-Ti 放热反应而言，反应物转变为生成物首先要积累足够多的能量，形成高势能的中间物质。而感应加热装置内产生的磁场通过磁化作用使反应物获取大

量磁化能，为反应发生提供所需能量，以促进原位反应进程。

另外，磁场仍对体系熵值产生影响：施加磁场后，反应物、生成物分子的平动、转动、振动及电子运动均会被影响，所产生的熵变也影响系统内的熵值。反应物 Al、Ti 为顺磁性物质，随着磁场的施加，反应物分子及原子内电子的运动从无序变得有序；Al₃Ti 为抗磁性物质，生成物分子及原子内电子的运动变得更加无序^[12]。施加磁场后，生成物熵与反应物熵差值增大，即 ΔS 增大。从热力学角度分析，对于反应 Al+Ti→Al₃Ti 的 ΔG 呈减小的趋势，反应的自发性增大，原位反应发生温度降低，有助于 Al-Ti 体系原位反应的进行。

3.2 显微组织形貌变化机制

随着交变电流由 5 A 逐渐增大至 20 A，熔体内热量的持续增大使反应程度变大：5、10 A 时 Ti 纤维未完全反应，15、20 A 时 Ti 纤维均完全反应。但当电流增大至 20 A 时，Al₃Ti 形状由等轴状向长条状转变。通过 20 A 下复合材料的温度曲线可知，9 min 处温度的二次升高发生在 Ti 纤维完全反应之后，证明 Al₃Ti 二次生长中所需 Ti 源来自 Al₃Ti 颗粒熔解所引发的微区成分波动。因此，将从 Al₃Ti 的熔解、再生长两方面分析 Al₃Ti 形状转变的原因。

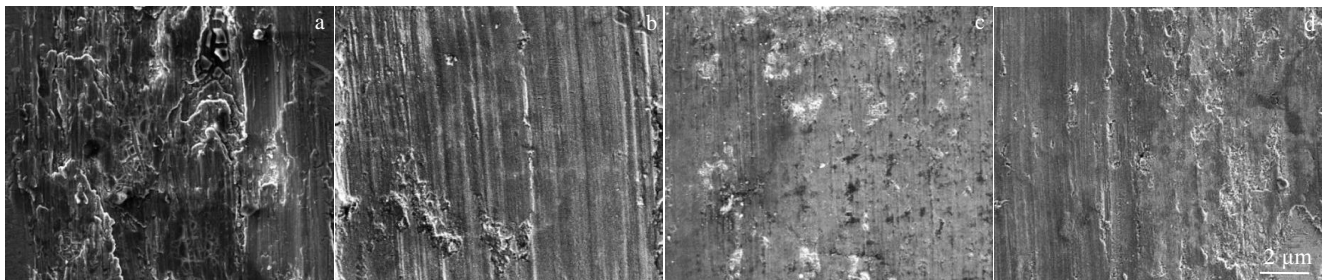


图 12 不同电流下复合材料的磨损形貌

Fig.12 Wear morphologies of composite materials at different currents: (a) 5 A, (b) 10 A, (c) 15 A, and (d) 20 A

一方面由于 Al₃Ti 在高温 Al 液中存在热力不稳定性，其稳定存在的时间随 Ti 原子在 Al 液中的扩散系数增大而减小，而扩散系数与熔体温度成正比。因此，Al₃Ti 稳定存在的时间随温度升高而下降。研究表明^[13]700 °C 高温下 Al₃Ti 在 Al 熔体中稳定存在时间为 2~3 min，随后以 0.5 μm/min 的速率开始熔解。另一方面，伴随着 Al₃Ti 的部分熔解，局部 Ti 原子的成分波动引起 Al₃Ti 二次生成，再生 Al₃Ti 的形状受晶胞类型与磁场共同影响。由文献[14]可知，稳定状态下 Al₃Ti 的晶胞类型为 D0₂₂，含有 9 种共价键，如表 5 所示。共价键中共价电子数越多，结合能力就越强。因此，Al₃Ti 颗粒中 A(Al₂-Ti)、B(Al₁-Al₁)、C(Al₁-Ti)、

表 5 Al₃Ti 的共价键结构

Table 5 Covalent bond structure of Al ₃ Ti			
No.	Covalent bond type	Number of covalent bonds	Number of covalent electrons
A	Al ₂ -Ti	8	0.3990
B	Al ₁ -Al ₁	8	0.2675
C	Al ₁ -Ti	16	0.2122
D	Al ₁ -Al ₂	16	0.1422
E	Ti-Ti	4	0.0078
F	Al ₁ -Al ₁	8	0.0035
G	Al ₂ -Al ₂	4	0.0035
H	Al ₁ -Al ₁	4	0.0006
I	Al ₂ -Ti	4	0.0009

D(Al₁-Al₂) 4 种金属键的结合力最强, 从大到小依次排列 ABCD。在单个 Al₃Ti 晶胞中, 分别存在 8 个 A 型、8 个 B 型、16 个 C 型及 16 个 D 型金属键。4 种金属键在晶胞中的位置如图 13 所示: A、B 型金属键位于(001)面上, 而 C、D 型金属键位于(010)面上。

高温下 Al₃Ti 熔解-再生长过程中, (001)面上的共价键结合力较强, 导致其熔解速度小于(010)面, 扩展生长速度大于(010)面。另外由文献[15]可知, 磁场可促进晶体结构中强结合面的增长。由此可推断, Al₃Ti 晶体结构中(001)面的增长速率在磁场作用下大大增加, 最终晶体结构转变为 DO₂₃, 形成了长条状 Al₃Ti。但这种颗粒一旦形成很难细化, 将对复合材料的耐磨性能产生很大的恶性影响。

3.3 耐磨性能增强机制

电流由 5 A 增至 15 A 时, 耐磨性能的提升一方面是随着电流的增大, 反应程度增大, Al₃Ti 的增加以及 Al₃Ti 弥散性的提高使得 Al 基体大面积被增强相颗粒覆盖, 高硬度、高耐磨性的 Al₃Ti 代替了低硬度的 Al 基体, 提高了复合材料整体的耐磨性能; 另一方面, 随着电流的增加, 熔体内运动加快、散热能力加强, 造成 Al₃Ti 颗粒与 Al 熔体间温差减小、热应力减小, 最终 Al₃Ti 得以平铺在 Al 基体上^[16], 与基体间的结合力大大增强, 摩擦试验过程中能持续对 Al 基体的受损提供保护, 同时减轻了 Al₃Ti 剥落后磨屑造成的三体磨损, 复合材料的耐磨性能得到提高。

电流由 15 A 增至 20 A 时, 复合材料的耐磨性能降低主要受 Al₃Ti 形状影响: 当复合材料与球型对磨件发生摩擦磨损时, 等轴状颗粒由于其边角圆滑, 与对磨件碰撞时承受的应力小。但电流升高至 20 A 时, Al₃Ti 形状转变为棱角明显的长条状, 所受应力明显增大^[17], 导致 Al₃Ti 磨损、剥落程度加大, 磨损面的显微形貌中出现的大量剥落孔、剥落坑也说明了 Al₃Ti 颗粒的易剥落使得整个复合材料的耐磨性能变差。

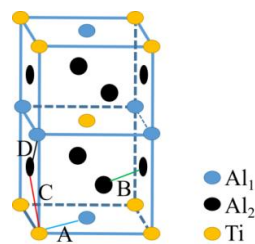


图 13 Al₃Ti 共价键结构

Fig.13 Covalent bond structure in Al₃Ti

4 结 论

1) 采用将反应源等间距固定在基体的工艺, 通过施加等梯度交变电流的感应加热以促进 Al-Ti 间原位反应, 制备出细小尺寸、高弥散性的 Al₃Ti 颗粒增强 Al 基复合材料。

2) 随着电流由 5 A 增大至 15、20 A 后, 反应程度加大, Ti 纤维完全反应。15 A 下制备出的 Al₃Ti 颗粒均为等轴状, 与基体平铺结合, 颗粒尺寸细化至 1~2 μm, 间距为 5 μm。20 A 下颗粒在自身晶体结构与磁场共同影响下 Al₃Ti 形状转变为长条状, 尺寸增大。

3) 15 A 下复合材料的耐磨性能最佳, 摩擦系数、磨损量分别为 0.1、2.031 mg/mm², 达到所有参数的最优值。此电流下磨损面平整、光滑, 磨痕浅且细, 未发生明显的颗粒剥落及磨损裂纹。

参考文献 References

- [1] Zhang P, Li F G. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2010, 39(9): 1525
- [2] Lu Xiaobo(路晓波), Liu Hongbo(刘宏波), Liu Feng(刘 锋) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(S1): 118
- [3] Ma J, Niu L B, Wu H et al. *Journal of Central South University*[J], 2020, 27: 3594
- [4] Zhang C Q, Liu W. *Materials Letters*[J], 2019, 256: 126 624
- [5] Yu Sirong(于思荣), Zhang Xinping(张新平), He Zhenming(何镇明). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2001, 11(2): 216
- [6] Yan Yuting(闫俞廷), Niu Libin(牛立斌), An Yujiao(安玉姣) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(6): 2175
- [7] Huang Lian(黄 炼), Gao Kunyuan(高坤元), Wen Shengping(文胜平) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2012, 48(5): 492
- [8] Niu Libin(牛立斌), Wang Xiaogang(王晓刚), Fan Zimin(樊子民). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(5): 1214
- [9] Kattner U R, Boettinger W J. *Materials Science & Engineering A*[J], 1992, 152(1-2): 9
- [10] Li Wei(李 微), Zhao Junwen(赵君文), Luo Qinglai(罗庆来) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(10): 2664
- [11] Zimmerman N M, Golding B, Haemmerle W H. *Physical Review Letters*[J], 1991, 67(10): 1322
- [12] Li Guirong(李桂荣). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D].

- Zhenjiang: Jiangsu University, 2007
- [13] Li Yinglong(李英龙), Wen Jinglin(温景林), Chen Yanbo(陈彦博) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2004, 14(2): 179
- [14] Frazier W E, Benci J E. *Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1991, 25(10): 2267
- [15] Rudolf W, Patrick K, Christian H. *Archive of Applied Mechanics*[J], 2018, 89(1): 3
- [16] Sohn W H. *Materials Science & Engineering A*[J], 2003, 355(1-2): 231
- [17] Fasahat F, Dastjerdi R. *Wear*[J], 2015, 322: 117

Effects of Alternating Current on the Structure and Properties of In-Situ Synthesized Al Matrix Composites

Yan Yuting¹, Ma Jun², Wu Hong², Zhang Anwen¹, Liu Chengxin¹, Fan Zhidong¹, Liu Jinsong²

(1. Xi'an Thermal Power Research Institute Co., Ltd, Xi'an 710054, China)

(2. Shaanxi Key Laboratory of Nanomaterials and Technology, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

Abstract: Ti fiber with a diameter of 200 μm was used as the reaction source, and pure aluminum with a purity of 99.6% was used as the matrix. The reaction source was fixed in the matrix at equal intervals during the preparation of the preform to pre-control the initial position of the product. Subsequently, the preform was placed in the induction heating furnace, and at the same time, the constant gradient alternating current were applied to promote the in-situ reaction between Al-Ti, in order to obtain Al_3Ti particle-reinforced aluminum matrix composite material. The phase composition, microstructure and wear resistance of the composite material under different currents were characterized by XRD, SEM and wear testers. The results show that when the current is 15 A, the Ti fiber is completely reacted, and the product is the isometric Al_3Ti with a size of 1~2 μm and a particle spacing of about 5 μm , reaching the optimal value under all parameters. Under the load of 10 N, the wear resistance of the composite is the best at 15 A, and the friction coefficient and wear amount are the lowest values of 0.1 and 2.031 mg/mm^2 , respectively.

Key words: titanium fiber; alternating current; in-situ reaction; wear resistance

Corresponding author: Wu Hong, Master, Professor, Shaanxi Key Laboratory of Nanomaterials and Technology, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, E-mail: wuhong-xa@163.com