

# 锻压对原位 $\text{Al}_3\text{Ti}/6063\text{Al}$ 复合材料 微结构及摩擦磨损性能的影响

焦雷, 赵玉涛, 印厚尚, 邹洋, 张佳瑜

(江苏大学, 江苏 镇江 212013)

**摘要:** 研究了不同锻压变形量 (30%、50%、70%) 对  $\text{Al}_3\text{Ti}/6063\text{Al}$  复合材料显微组织及摩擦磨损性能的影响。研究表明, 复合材料锻压变形后, 原位  $\text{Al}_3\text{Ti}$  增强颗粒断裂、破碎, 沿平行于锻压方向呈明显的定向分布, 基体晶粒变形剧烈, 形成流线型结构, 材料内部产生大量位错。随锻压变形量的增加, 摩擦系数先增加后减小; 在相同载荷下, 70% 变形锻压样的摩擦系数最小; 复合材料磨损表面粗糙度随锻压变形量的增加而减小, 变形量为 30% 时, 粗糙度波动范围最小, 变化相对稳定; 磨痕宽度随锻压变形量增加而变宽, 磨痕深度则变浅; 磨损机理主要是磨粒磨损。

**关键词:** 锻压; 原位  $\text{Al}_3\text{Ti}/6063\text{Al}$  复合材料; 摩擦磨损性能

**中图分类号:** TB331; TG146.2<sup>+</sup>3

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2016)09-2391-06

在现代生产生活中, 许多领域对材料的性能除了要求具有高强度外, 还要求具备高韧性和高耐磨性等优良性能, 例如航空航天、汽车制造等领域的结构材料。颗粒增强铝基复合材料, 由于其具有耐高温、耐磨损、耐疲劳、质量轻等优点<sup>[1,2]</sup>, 有望成为能够满足上述领域需求的先进结构新材料。

影响颗粒增强铝基复合材料耐磨性能的因素较多, 包括工作载荷, 环境温度, 材料自身结构复杂性, 后续加工变形 (如锻压) 等, 而这些因素又常常交互作用, 因此成为近几年国内外材料科学工作者研究的热点之一。Alpas 等<sup>[3]</sup>认为, 增大颗粒尺寸可提高复合材料的耐磨性; 李俊宪等<sup>[4]</sup>研究表明, 复合材料中 SiC 粒径和含量对摩擦因数影响不大; 陈登斌等<sup>[5]</sup>研究了  $(\text{Al}_2\text{O}_3+\text{Al}_3\text{Zr})\text{p}/\text{Al}-22\text{Si}$  铝基复合材料的制备及摩擦学性能, 发现随着内生  $\text{Al}_2\text{O}_3$  和  $\text{Al}_3\text{Zr}$  颗粒体积分数的增加, 复合材料的耐磨性能逐渐提高; 随载荷增加, 复合材料的摩擦因数呈降低趋势, 且颗粒体积分数越大, 摩擦因数越低; 随颗粒体积分数的增大, 复合材料的磨损机制由粘着磨损、磨粒磨损向磨粒磨损转变。S. Kumar 等人<sup>[6]</sup>研究了原位生成  $\text{TiB}_2$  增强  $\text{Al}-4\text{Cu}$  基复合材料高温磨损行为, 结果表明, 复合材料耐磨性随增强体  $\text{TiB}_2$  颗粒质量分数增加而增加。G. Rajaram 等<sup>[7]</sup>研究认为, 温度越高,  $\text{Al}-\text{Si}$  合金耐磨损性能越好。王

宏明<sup>[8]</sup>等研究了铸造过程中电磁场的引入对材料磨损行为的影响, 施加电磁搅拌后的复合材料磨损机制发生改变, 由剥层磨损变为纯磨粒磨损。锻压成形加工是颗粒增强金属基复合材料应用的一项重要技术, 也是传统合金的主要塑性成形方式之一。王顺成等人<sup>[9]</sup>研究了锻压变形量对铸锻成形 A356 铝合金组织及性能的影响, 结果表明, 锻压变形量越大, 模腔内凝固合金的强制性补缩效果越好, 合金厚大部位的收缩裂纹小, 合金的抗拉强度和伸长率越高。目前, 关于锻压工艺对原位颗粒增强铝基复合材料摩擦性能影响的研究鲜有报道。本文采用混合盐熔体直接反应法制备原位自生  $\text{Al}_3\text{Ti}/6063\text{Al}$  复合材料, 研究不同锻压变形量对复合材料微观组织和摩擦磨损性能的影响。

## 1 实验

实验原料采用工业纯度的  $\text{K}_2\text{TiF}_6$  粉剂和工业生产用 6063 铝合金铸锭, 实验辅料为  $\text{Na}_3\text{AlF}_6$  熔盐反应助熔剂及精炼剂  $\text{C}_2\text{Cl}_6$ 。首先将实验所用的  $\text{K}_2\text{TiF}_6$  粉剂, 放入电烘箱中升温至 200 °C, 保温 2 h, 充分去除结晶水, 然后冷却、研磨, 得到粒度 <200  $\mu\text{m}$  的粉末反应物; 同时将模具烘干待用。将 6063 铝锭放入石墨坩埚中, 升温至 850 °C, 待 6063 铝锭熔融后, 用扒渣工具将表层氧化膜移除, 按熔体质量 (去除 0.5% 烧损)

收稿日期: 2015-09-19

基金项目: 国家自然科学基金 (51174098); 高等学校博士学科点专项科研基金 (20133227110023); 江苏高校优势学科建设工程资助项目 (PAPD); 江苏大学高级人才项目 (15JDG077)

作者简介: 焦雷, 男, 1979 年生, 副教授, 江苏大学材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212013, 电话: 0511-88790769, E-mail: jiaolei@sina.com

10%加入  $K_2TiF_6$  粉剂, 采用钟罩压入熔体内部, 使之与铝液发生原位反应, 同时充分机械搅拌, 加入  $Na_3AlF_6$  覆盖剂, 使用手持式温度计对熔体温度进行实时监控。待反应结束后, 加入  $C_2Cl_6$  精炼剂<sup>[10,11]</sup>, 去除铝液中的杂质与气体, 静置铝液。当熔体温度降至 720 °C 时, 从熔炼炉中取出坩埚, 进行扒渣、浇铸。整个过程中, 熔体与粉剂反应 时间为 20 min。

将锭坯加工成  $\Phi=38\text{ mm}$ ,  $h=35\text{ mm}$  的圆柱体坯料锻压试样。由于 6063 铝合金锻造温度范围较窄, 始锻温度为 480 °C, 终锻温度为 360 °C, 高速锤下高强度铝合金的允许变形范围为 85%~90%<sup>[12]</sup>, 因此本实验锻压温度选择 480 °C, 变形量 30%、50% 和 70%。锻压后用线切割制取 20 mm×20 mm×2.5 mm 的摩擦磨损试样, 选取 20 mm×20 mm 的平面为磨损测试面, 磨面用金相砂纸磨至 1200<sup>#</sup>。干滑动摩擦磨损试验采用 UMT-2 型球-盘式摩擦试验装置进行。摩擦形式为球-盘式圆周摩擦, 摩擦头为直径 9.38 mm 的 45<sup>#</sup> 钢球, 试样水平固定在底盘上, 上部摩擦球按设定压力在试样表面进行圆周运动, 磨痕为内径 3 mm 的圆环, 转速为 200 r/min, 试验温度为室温, 试验机所加载荷为 3、6、9、12 N, 持续时间 20 min。试样物相分析采用 D/max2500PC 型 X 射线衍射仪进行; 用 JEOL-JSM-7001F 扫描电镜观察显微组织; 用 JEM-2100 (HR) 型高分辨透射电子显微镜 (HRTEM) 分析试样锻后显微组织; 用奥林巴斯激光共聚焦显微镜 (confocal laser scanning microscope, CLSM) 进行磨痕三维形貌检测。

## 2 结果和分析

### 2.1 物相组成

图 1 为经过锻压变形前后的  $Al_3Ti/6063Al$  复合材料的 XRD 图谱。从图中可知, 复合材料中所包含的相主要有  $Al_3Ti$ 、Al 等。说明本实验采用混合盐反应原位合

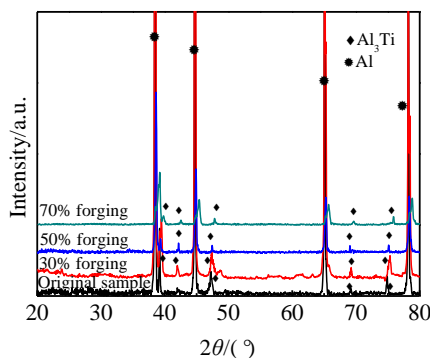


图 1 原始试样与不同锻压变形量试样的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of original sample and samples with different deformations

成法成功地制备了  $Al_3Ti/6063Al$  复合材料, 原位反应为:

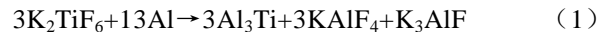


图 2 为图 1 XRD 图谱的局部放大。从图 2 中可知, 随着合金锻压变形量的增加, 合金的衍射峰发生了一定的宽化。这是由于合金在锻压时, 内部既受压应力又受拉应力, 加剧了复合材料的晶格畸变; 在变形过程中, 处于软取向的枝晶相和处于硬取向的枝晶间相由于变形的不均匀而引起残余内应力<sup>[13]</sup>, 从而使衍射峰发生宽化。材料中  $Al_3Ti$  增强颗粒在锻压力的作用下发生断裂、碎裂, 同时在锻压过程中还伴随着基体沿变形延展方向塑性流动, 断裂后的  $Al_3Ti$  增强颗粒发生一定的偏转与移动, 颗粒棱角变得圆润, 增强颗粒得到细化和分散, 因此其衍射峰也变弱。

对比 4 组试样还可以发现, 相对于原始试样而言, 锻压样的 Al 和  $Al_3Ti$  衍射峰向右偏移, 随着锻压变形量增加, 这些衍射峰向右偏移得越厉害。图中衍射峰对应的晶面为 (111) 晶面, Al 的晶格类型为面心立方, 晶胞参数  $a=b=c=0.4049\text{ nm}$ 。由公式:

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad (2)$$

可得原样的  $d_{111}=0.2337\text{ nm}$ ; 30% 锻压样衍射峰对应的  $2\theta=38.586^\circ$ , Cu 靶  $K\alpha$  线  $\lambda=0.15418\text{ nm}$ , 根据布拉格定律  $2d\sin\theta=\lambda$ , 30% 锻压样的  $d_{111}=0.2333\text{ nm}$ , 则晶面  $d$  值间距减小 0.0004 nm, 晶体发生晶格畸变。

### 2.2 微观形貌

#### 2.2.1 超景深光镜分析

图 3 为不同锻压态复合材料与原始试样的超景深光镜照片。垂直于锻压方向取样, 由图可见, 相比原始试样, 30% 锻压样 (如图 3b 所示) 中长条状增强颗粒受多向锻压力作用, 垂直于锻压方向断裂成许多小段, 各小段位置大致不变, 有微量的偏移和转动。在锻压变形过程中基体发生流动, 颗粒受到多向应力, 在应力不平衡的情况下发生了转动; 当受基体流动影

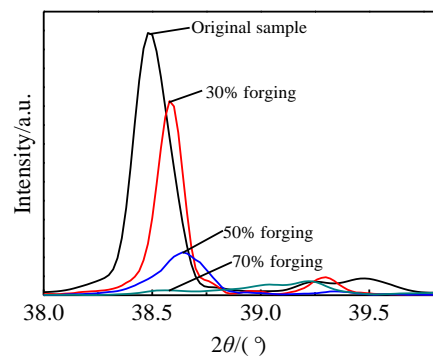


图 2 对图 1 的 XRD 图谱局部放大图

Fig.2 Partially enlarged view of XRD patterns for Fig.1

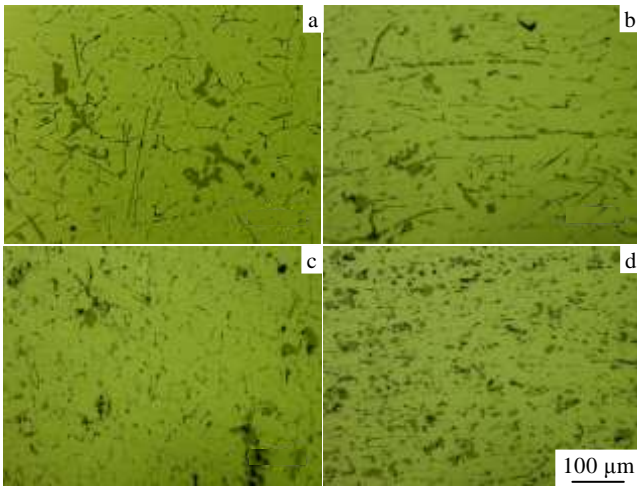


图 3 复合材料超景深光学镜照片

Fig.3 Super depth of field optical microscope graphs of composites: (a) original sample, (b) 30% forging, (c) 50% forging, and (d) 70% forging

响大时，颗粒也会随之流动，发生偏移。

由图 3c 可知，50%变形量试样中已经较少看到呈长条状的颗粒，只有少部分的短棒状，大部分为细小的块形颗粒，Al<sub>3</sub>Ti 颗粒被分散，基体晶粒明显细化，由锻压前的 80 μm 细化至 50 μm 左右。随着试样锻压变形量的增加，变形效果更加明显。如图 3d 所示，70%变形量锻压样由于受到锻压变形作用更加剧烈，Al<sub>3</sub>Ti 增强颗粒均变得更加细小，且均匀分散在基体中，基体晶粒变形剧烈，最终形成流线型结构<sup>[14]</sup>，晶界变得模糊。

### 2.2.2 SEM 分析

图 4 为原始试样与不同变形量锻压试样 SEM 微观形貌。如图 4a 所示，原始试样中 Al<sub>3</sub>Ti 增强颗粒大部分为规则四边形，尺寸为 50~80 μm，棱角分明，少量呈短棒状颗粒尺寸在 30~50 μm，分布存在少量团聚，基体中有少量气孔等铸造缺陷。如图 4b、4c 和 4d 所示，锻压变形后，Al<sub>3</sub>Ti 增强颗粒出现断裂或碎裂，铸态时的长条状颗粒在锻压过程中受力断裂，而团聚在一起的较大多边形颗粒发生碎裂，长条状颗粒断裂成许多小段颗粒，呈现圆块状，尺寸在 20~40 μm；局部团聚颗粒碎裂后呈现定向分散趋势。

另外，在 Al<sub>3</sub>Ti 颗粒转动、移动的过程中，由于会受到基体及周边颗粒的挤压与摩擦，因此，经过较大变形量的锻压后，Al<sub>3</sub>Ti 增强颗粒的许多尖角等都会被磨损、磨平，呈现明显的圆润化，部分增强颗粒接近球形。

同时锻压后试样中缺陷明显减少<sup>[15]</sup>，这是因为锻压过程中基体和颗粒流动对铸造缺陷产生压结、补缩的作用。

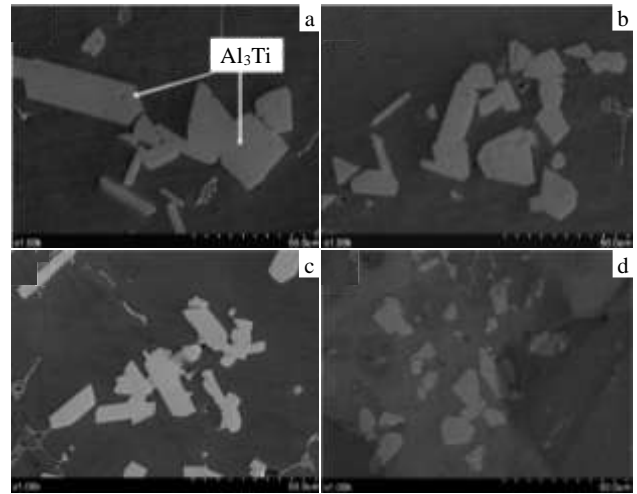


图 4 原始试样与不同变形量锻压试样的 SEM 照片  
Fig.4 SEM images of original sample (a) and samples with different deformations: (b) 30% , (c) 50% , and (d) 70%

### 2.2.3 TEM 分析

图 5 为 30%锻压样的 TEM 像。从图 5a 可以看到，图左上角有一个尺寸为微米级的增强颗粒，且其周围堆积着大量的位错。由图 5b 中可见，大量的相互缠结在一起的位错。因为受到锻压力作用，材料内部产生大量位错，由于对复合材料进行了多向锻压，不同方向的受力使得位错相互缠结在一起。当位错遇到增强颗粒时，位错就在增强颗粒周围聚集，所以沿着增强颗粒能看到大量的位错。在 TEM 像中也可以看到有较大的颗粒存在，如图 5c，同时也存在较小的团聚在一起的颗粒，如图 5d。

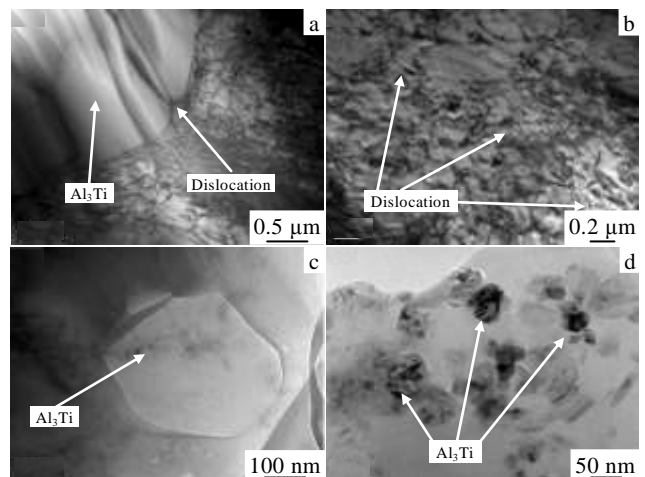


图 5 变形量 30% 锻压样不同放大倍数下的 TEM 微观组织

Fig.5 TEM images of sample of 30% forging with different magnification

### 2.3 摩擦磨损性能

#### 2.3.1 摩擦系数

图 6 为原始试样和不同锻压变形量试样在 3、6、9、12 N 摩擦载荷下测试出的各试样摩擦系数。从图中可知，锻压样与原始试样相似的是：随着摩擦载荷的增加，复合材料摩擦系数也增加，在低载荷下摩擦系数增加较快，随载荷继续增加，摩擦系数增加趋于平缓并出现下降趋势<sup>[16]</sup>。载荷为 3 N 时，摩擦系数最低。这是由于载荷较小时摩擦副和材料表面的微凸点之间的接触面积小，相对粗糙度较小，表现出较小的摩擦系数。

当载荷增大时，微凸点被挤压变形，摩擦副和材料表面的微凸点之间接触面积变大，使得粘着磨损程度变大，宏观上摩擦系数也增大。载荷进一步增大时，微凸体脱落，接触面主要由增强颗粒组成，使得实际接触面积减小，因而复合材料的摩擦系数开始减小。与原始试样摩擦系数对比可发现，载荷大于 3 N 时，30%、50% 和 70% 锻压样的摩擦系数均比原始试样高。而 70% 锻压样摩擦系数比 30%、50% 锻压样都低。这是因为锻压变形量为 70% 时，材料表面的微凸体受强烈锻压作用脱落，摩擦副和材料的接触面积小，从而导致摩擦系数小。

由此可知，锻压变形对复合材料摩擦系数有一定影响：随着锻压变形量的增加，摩擦系数先增加后减小，这说明可能存在一个锻压变形量，使得复合材料摩擦系数达到最大。

#### 2.3.2 磨痕深度

图 7 为原始试样与锻压样摩擦试验后磨痕深度随摩擦载荷的变化曲线。根据图中折线变化可知，锻压样在较低摩擦载荷下，磨痕深度随载荷增加而增加，但增加较慢；随着摩擦载荷的继续增加，磨痕深度增加较快。与原始样相比，锻压样的磨痕深度要浅，而锻压变形量更大的一组其磨痕深度明显要更低，这说

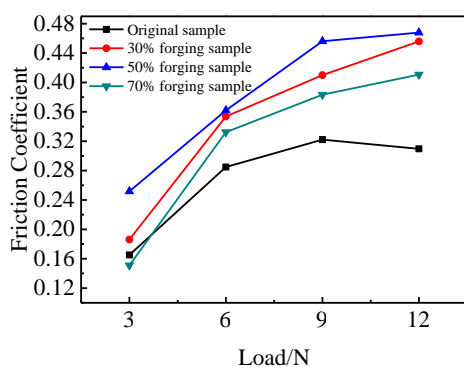


图 6 原始样与锻压样摩擦系数随载荷的变化曲线

Fig.6 Relationship between the friction coefficient and the load

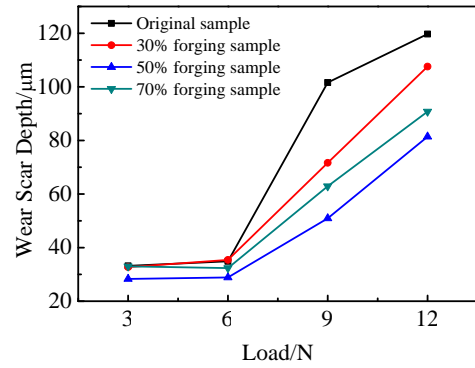


图 7 原始试样与锻压样磨痕深度随载荷的变化曲线

Fig.7 Relationship between the depth of wear scar and the load

明随锻压变形量的增加，复合材料磨痕深度要降低。

#### 2.3.3 磨痕粗糙度

图 8 为用 OLS4000 型奥林巴斯激光共焦扫描显微镜检测的不同锻压变形量的复合材料磨痕的粗糙度。根据图 8 中粗糙度的变化可知，随着载荷的增加，30% 锻压样的粗糙度由 37.467 μm 增加到 67.927 μm，50% 锻压样的粗糙度由 34.546 μm 增加到 63.145 μm，70% 锻压样的粗糙度由 31.427 μm 增加到 97.48 μm。由此可知，随着载荷的增加，锻压样的粗糙度也增加，这样就导致材料表面与摩擦球之间摩擦接触面增大，从而导致复合材料的磨损加剧。3 组锻压样的粗糙度都比原始试样要低，而 30%、50% 锻压样的磨痕粗糙度变化范围小，70% 锻压样的磨痕粗糙度波动较大，因此锻压变形量较小的一组其粗糙度变化相对更稳定，在摩擦过程中也相对更稳定。

#### 2.3.4 磨损体积

由于在摩擦过程中，被磨材料与摩擦球剧烈摩擦产生热量，局部产生高温，材料摩擦表面发生氧化，进而使得磨损失重量存在微量偏差，因此，可通过计算磨痕的体积损失进一步表征磨损性能。磨损体积采用共聚焦

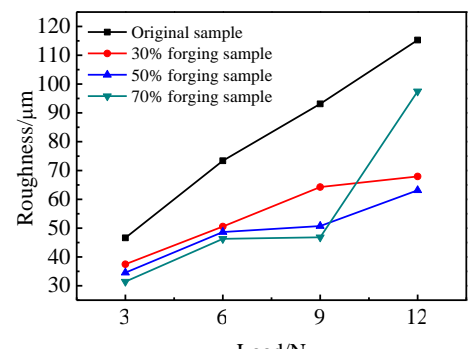


图 8 原始样与不同锻压变形量试样粗糙度-载荷曲线

Fig.8 Relationship between the roughness and the load

激光扫描显微镜观察测试后计算获得，通过共聚焦激光扫描显微镜读出磨痕不同位置截面积平均值  $S$ ，再根据平均截面积乘以磨痕周长计算得出磨痕体积，即  $V=2\pi rS$ ，其中  $r$  为磨痕圆周半径； $S$  为磨痕截面积平均值。图 9 为 30% 锻压变形量、载荷为 6 N 的磨痕的三维形貌及其磨痕体积。可以观察到经过摩擦试验的试样磨痕的三维形貌。不同变形量下，磨损体积随载荷的变化规律如图 10 所示。

30% 锻压样的磨痕体积随摩擦载荷的增加而增加，磨痕体积由  $0.428 \times 10^8 \mu\text{m}^3$  增加到  $2.44 \times 10^8 \mu\text{m}^3$ ，说明摩擦载荷越大磨损量越大，磨损程度越严重<sup>[17]</sup>；50% 和 70% 锻压样的磨痕体积也随摩擦载荷的增加而增加。而从锻压变形量可知，锻压变形量小的磨损体积要小，反之则较大；30% 和 50% 锻压样的磨损体积要比原始试样的磨损体积小，说明其磨损量小，耐磨性较好，而 70% 锻压样的磨损体积明显比原始试样的磨损体积要大，说明其磨损量大，耐磨性较差。因此，锻压变形量较低时复合材料的耐磨性得到增强，但是，随着锻压变形量增加到一定程度，其耐磨性会下降，因此适当的锻压量能够提高复合材料的耐磨性能。

### 2.3.5 磨痕微观形貌

图 11 为原始试样与锻压样磨损表面的 SEM 照片。如图 11a 所示，锻压前复合材料试样磨损表面凹坑较

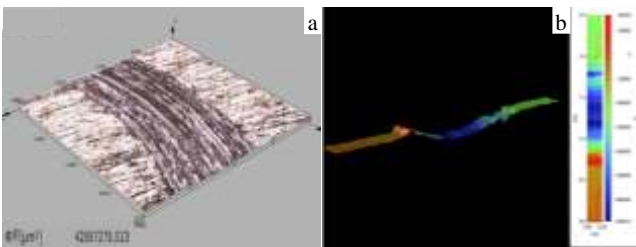


图 9 三维形貌及其磨痕体积

Fig.9 Photos of three-dimensional morphology (a) and wear scar volume (b)

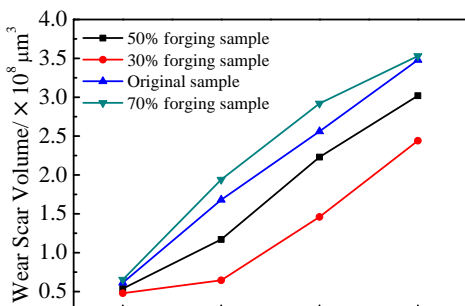


图 10 原始样与锻压样磨痕体积随载荷的变化曲线

Fig.10 Relationship between the wear scar volume and the load

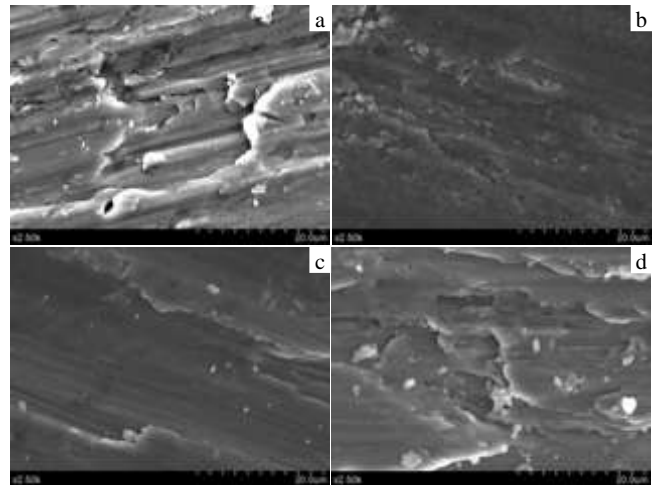


图 11 原始试样与锻压样磨损表面的 SEM 照片

Fig.11 SEM images of the worn surface of original sample (a) and samples with different deformations: (b) 30%, (c) 50%, and (d) 70%

多，且没有产生犁沟，为黏着磨损和剥层磨损；如图 11b 所示，30% 变形量的复合材料试样磨损表面有明显的塑性变形和犁沟特征，塑性变形所占比重较大，但其程度比原始试样明显减小；同时磨损表面因撕脱<sup>[18]</sup>产生的凹坑比锻压前复合材料减小。这是由于细小的增强颗粒强化了基体，起到了抵抗摩擦副对复合材料表面的微切削破坏，因此磨损表面黏着撕脱的尺寸和数量均降低。由图 5c 可知，50% 变形量的试样表现出显著的磨粒磨损特征，没有出现明显的粘着带，由于锻压作用，内生颗粒分布均匀，颗粒在摩擦过程中脱落，在较大的载荷作用下嵌入基体材料，沿着摩擦方向发生滑移，形成了平行于摩擦方向的犁沟痕迹，从形貌特征上判断为磨粒磨损。由图 6d 可见，70% 变形量时，Al<sub>3</sub>Ti 颗粒出现团聚，并伴有长大的趋势，不利于材料磨损性能的提高<sup>[19]</sup>。

综上所述，锻压态复合材料发生的磨损主要为磨粒磨损，但是随着锻压变形量的增加，材料磨损程度加大，材料耐磨性降低。

### 3 结 论

1) 以  $K_2TiF_6$ 、6063Al 为原料, 通过熔体直接反应法可以制备  $Al_3Ti/6063Al$  复合材料, 基体晶粒尺寸大约为  $80\ \mu m$ 。大部分原位增强颗粒  $Al_3Ti$  呈规则四边形, 棱角分明, 尺寸为  $50\sim 80\ \mu m$ , 少量颗粒呈短棒状, 尺寸在  $30\sim 50\ \mu m$ , 分布存在少量团聚。

2) 锻压后, 长条状  $Al_3Ti$  增强颗粒沿锻压方向发生断裂, 并呈分散趋势; 同时晶粒明显得到细化, 基体晶粒垂直于锻压方向被拉长, 呈流线型织构形貌。

3) 随锻压变形量的增加, 摩擦系数先增加后又减小; 磨损表面粗糙度随锻压变形量的增加而减小, 在低锻压变形量下, 粗糙度波动范围更小, 变化相对稳定。

4) 50% 变形量锻压试样耐磨性较好。随着锻压变形量增加, 磨痕宽度变宽, 磨痕深度则变浅。材料耐磨性能下降; 磨损过程中主要发生磨粒磨损。

#### 参考文献 References

- [1] Tang Yunwu(汤贇武), Chen Fei(陈 飞), Cao Zhiqiang(曹志强). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(1): 194
- [2] Jiao Lei(焦 雷), Zhao Yutao(赵玉涛) Wu Yue(吴 岳) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(1): 6
- [3] Alpas A T, Zhang J. *Metall Trans*[J], 1994, 25(A): 969
- [4] Li Junxian(李俊宪), Sun Baoliang(孙保良), Shao Guangjie(邵光杰). *Mechanical Engineering Materials*(机械工程材料)[J], 2006, 30(5): 62
- [5] Chen Dengbin(陈登斌). *Mechanical Engineering Materials*(机械工程材料)[J], 2008, 32(12): 47
- [6] Kumar S, Sarma V S, Murty B S. *Wear*[J], 2010, 268(11): 1266
- [7] Rajaram G, Kumaran S, Rao T S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 528(1): 247
- [8] Wang Hongming(王宏明), Li Guirong(李桂荣), Zhao Yutao(赵玉涛) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(4): 669
- [9] Wang Shuncheng(王顺成). *Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2014, 21(1): 58
- [10] Jiao Lei(焦 雷), Zhao Yutao(赵玉涛), Wang Xiaolu(王晓璐) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(7): 1769
- [11] Wang Jian(王 健), Wang Yunling(王运玲). *Heat Processing*(热加工工艺)[J], 2010(3): 78
- [12] Xie Shuisheng(谢水生). *Technology and Application of Forging*(锻压工艺及应用)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2011: 68
- [13] Mao Changhui(毛昌辉), Sun Xudong(孙旭东), Wang Tao(王涛). *Materials and Metallurgy*(材料与冶金学报)[J], 2012(4): 292
- [14] Fan Taiyun(范太云), Tang Qunhua(唐群华), Chen Wenzhe(陈文哲). *Materials Science and Engineering*(材料科学与工程学报)[J], 2013, 31 (2): 258
- [15] Li Yan(李 岩), Yan Hong(闫 洪), Hu Zhi(胡 志). *Forging Technology*(锻压技术)[J], 2011, 36(5): 124
- [16] Gonzalez C, Martin A, Lorca J *et al.* *Wear*[J], 2005, 259(1): 609
- [17] Peng Yong(彭 勇), Zheng Kaihong(郑开宏), Qi Wenjun(戚文军). *Casting*(铸造)[J], 2013, 62(4): 324
- [18] Jiang Runlian(江润莲), Zhao Yutao(赵玉涛), Dai Qixun(戴起勋). *Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2004, 14(9): 1621
- [19] Jiao Lei(焦 雷), Zhao Yutao(赵玉涛), Wang Tianping(王天平). *Functional Material*(功能材料)[J], 2013, 44(7): 988

## Effects of Forging on Microstructure and Friction and Wear Properties of $Al_3Ti/6063Al$ in-situ Composites

Jiao Lei, Zhao Yutao, Yin Houshang, Zou Yang, Zhang Jiayu  
(Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

**Abstract:** The effects of forging deformation amount of 30%, 50% and 70% on the microstructures and friction and wear properties of the  $Al_3Ti/6063Al$  composites were investigated. The results show that in-situ  $Al_3Ti$  reinforcement particles fracture, crush and arrange obviously parallel to the forging direction after forging. Matrix grains deform severely and the streamline texture is formed. A large number of dislocations are generated inside the material. With the increase of the forging deformation amount, the friction coefficient increases first

and then decreases. The friction coefficient is the lowest under the same load when deforming degree reaches 70%. Surface roughness decreases with the increasing of forging deformation amount after wear. When the deforming degree reaches 30%, the fluctuation range of surface roughness is the smallest, and the change is relatively stable. Wear scar is shallower and wider. The wear mechanism is abrasive wear.

**Key words:** forging;  $\text{Al}_3\text{Ti}/6063\text{Al}$  in-situ composites; friction and wear property

---

Corresponding author: Zhao Yutao, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, P. R. China, Tel: 0086-511-88790769, E-mail: jiaolei@ujs.edu