

# 不同体积分数 $\text{SiC}_p/\text{Al}$ 复合材料单颗磨粒划切仿真与试验研究

张旭<sup>1</sup>, 张红哲<sup>1</sup>, 鲍永杰<sup>2</sup>

(1. 大连理工大学 工程训练中心, 辽宁 大连 116024)

(2. 大连海事大学 轮机工程学院, 辽宁 大连 116026)

**摘要:**  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料由性能差异巨大的碳化硅颗粒与铝合金基体组成, 切削过程复杂, 影响加工质量因素多, 材料仿真建模困难。提出了考虑颗粒随机分布特性、形状、粒径、体积分数等因素的  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料参数化建模方法, 研究了不同体积分数  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料的去除过程、切削力、表面形貌及损伤等, 并进行了试验验证。仿真分析与试验结果表明, 参数化建模效果较好。 $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料具有表面损伤严重、切削力大、基体涂覆掩盖表面缺陷、实际切削深度小等特点, 不能单纯以表面粗糙度评价  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料的加工质量。粒径大、体积分数高的  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  切削力、比磨削能更低, 表面质量更差, 实际切削深度更小, 铝合金涂覆现象更严重且覆盖层易脱落。 $\text{SiC}$  粒径对表面损伤、切削力、比磨削能有重要影响。本研究可为  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料表面去除特点研究与工程应用提供一定的借鉴。

**关键词:**  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料; 单颗磨粒划切试验; 材料去除特点; 仿真分析; 参数化建模

**中图分类号:** TB333

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2022)06-2073-11

碳化硅颗粒增强铝基 ( $\text{SiC}_p/\text{Al}$ ) 复合材料是以铝合金为基体,  $\text{SiC}$  颗粒为增强相的一种金属基复合材料, 具有比强度和比模量高, 耐磨、耐疲劳, 热膨胀系数小, 尺寸稳定性好等优良的综合性能, 被广泛应用于军事、汽车、高铁、飞机、电子及化学工业等领域<sup>[1,2]</sup>。由于弥散在  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料中增强相  $\text{SiC}$  的硬脆性, 使得该材料在应用前的加工过程中易产生刀具磨损、表面质量难于控制等一系列问题<sup>[3]</sup>。

$\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料加工质量差限制了其应用, 为探索其损伤抑制方法, 许多学者对其表面形貌与切削机制展开了研究。Liu<sup>[4]</sup>等人研究了加工参数对微铣削  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料表面粗糙度的影响。结果表明, 铣削宽度和铣削深度是影响粗糙度的主要因素。Zheng<sup>[5]</sup>等人建立了  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料平面车削模型, 研究了  $\text{SiC}$  颗粒去除机制以及刀具、 $\text{SiC}$  颗粒、铝基体和界面之间的相互作用特点。结果表明, 不同的刀具与  $\text{SiC}$  颗粒的相对位置会导致  $\text{SiC}$  颗粒出现脆性断裂、拔出去除等模式, 颗粒破碎及拔出会导致周边严重的表面破坏, 因此为获得较好的表面质量应选择较小的切削深度。Laghari<sup>[6]</sup>等人建立了  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料车削模型, 研究了刀具与颗粒接触位置对材料去除的影响, 并分析了加工参数对切削力的

影响。结果表明, 碳化硅颗粒的脆性断裂与拔出主要出现在切削路径的下方, 颗粒和铝基体的界面分离主要出现在切削路径的上方, 切削力随着切削深度和进给速度的增加而增大, 切削速度对于切削力的影响不明显。Zhou<sup>[7]</sup>等人建立了  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料车削仿真模型, 研究了切削参数对材料表面形貌、崩边缺陷的影响。结果表明切削过程中碳化硅颗粒主要出现破碎、断裂、拔出等缺陷形式, 颗粒的缺陷形式对表面形貌有重要影响, 表面粗糙度以及崩边缺陷尺寸随着切削深度的增加而增大。

由于  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料微观去除过程通过试验难以观察, 因此目前主要通过仿真与试验相结合的方式揭示  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料的损伤形成机理与材料去除特点<sup>[3,8]</sup>。虽然目前已经取得了丰富的进展, 但仍存在较多问题。例如  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料的仿真与试验相结合的研究主要集中在平面定切削深度的车削研究, 平面磨削中磨粒与材料的切削深度不断变化, 变切削深度仿真与试验相结合的  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料磨削机理研究鲜有报道; 关于材料去除特点的研究主要集中在微观表面形貌形成机制研究, 如碳化硅颗粒的去除方式以及形成的表面微观缺陷特点, 而对于宏观的材料去除特点如铝基体涂覆现象及切削力机制却研究较少; 学者们多以单体积分数的

收稿日期: 2021-06-26

基金项目: 国家自然科学基金 (51875079); 辽宁省兴辽英才计划 (XLYC1907196); 国家自然科学基金联合基金 (U1908228)

作者简介: 张旭, 男, 1995年生, 硕士, 大连理工大学工程训练中心, 辽宁 大连 116024, 电话: 0411-84724611, E-mail: zhangxu@mail.dlut.edu.cn

SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料为研究对象, 而没有对比研究不同体积分数 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料去除机制与特点, 从而缺乏碳化硅颗粒直径、数目不同对材料去除机制影响的探索。

目前学者们主要将 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料简化到二维空间进行手工建模及后续仿真分析, 所建立模型又分为将碳化硅颗粒简化为圆形或以实际多边形形状建模 2 种<sup>[9]</sup>, 后者建模过程更加繁琐。人工建模需要耗费大量时间且所建立模型精度低, 例如 65vol%-*d*=40 μm、45vol%-*d*=5 μm 2 种 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料, 颗粒直径越小建模过程越复杂, 即使花费大量时间人工完成建模, 模型也不够精确, 因为人工建模难以保证碳化硅颗粒的平均直径、材料体积分数与实际材料相符, 更重要的是, 难以保证材料内部碳化硅颗粒的随机分布特性。单豪良等人<sup>[10]</sup>发现, 仿真分析中若颗粒模型以随机分布的方式建立, 可以真实的模拟复合材料微观结构, 充分考虑颗粒之间的相互作用, 从而提高仿真模拟结果的准确性。因此, 人工建模难以获得预期的仿真结果, 这使得不同体积分数 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料宏观仿真对比研究困难。而若能将参数化建模应用于该材料, 即可轻松实现颗粒的随机分布特性, 并且只需输入预期的指标, 例如颗粒直径、体积分数、颗粒形状等参数, 材料的建模细节都可交由程序解决。霍金星<sup>[11]</sup>等人基于 ABAQUS 二次开发实现了纤维增强镁基复合材料的参数化建模, 考虑了纤维随机分布特性, 高效建立了贴合实际的材料模型。目前对于 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料参数化建模方法则鲜有报道。

针对上述所提目前现有研究的局限性, 本研究提出一种考虑颗粒随机分布特性且颗粒形状、直径、数目等微观结构贴合实际 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料的参数化建模方法, 基于此建立针对平面磨削的 45vol%-*d*=5 μm、65vol%-*d*=40 μm 变切深宏观仿真模型, 同时将铝合金视作 0vol% “SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料”, 即 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料的一种极端状态, 建立 2A12 铝合金划切模型, 探索不同体积分数 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料磨削工况下的宏观去除特点与机制, 并提出一种符合实际磨削加工参数范围的变切深单颗磨粒

划切试验方法, 验证 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料参数化建模仿真分析的有效性。

## 1 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料力学仿真模型的建立

### 1.1 几何结构参数描述

SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料由铝合金基体和不同直径、不同形状及排列方式的碳化硅颗粒组成, 因此通过材料的长度 *L*、宽度 *W*, 碳化硅颗粒的形状 *S*、直径 *d*、体积分数 *F* 这 5 个参数即可表达确定 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料几何结构, 如图 1 所示。

### 1.2 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料参数化建模方法

随机顺序吸附法(RSA)在纤维增强复合材料微观模型建模中应用广泛, 具有简单、高效等特点<sup>[12-14]</sup>。本研究基于 RSA 算法提出了 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料的参数化建模方法。

输入建模参数 *L*、*W*、*S*、*d*、*F* 后, 第 1 步根据 *L*、*W* 创建铝合金基体草图。任意定义基体材料的一个顶点 (*x*, *y*), 由 *L*、*W* 可进一步确定其它 3 个顶点分别为(*x*, *y*+*W*), (*x*+*L*, *y*+*W*), (*x*+*L*, *y*)。第 2 步根据碳化硅颗粒的形状、直径、体积分数创建碳化硅颗粒的草图。通过对碳化硅颗粒中心坐标进行随机采样的方法来模拟颗粒随机分布特性。若颗粒形状定义为圆形, 为防止颗粒与边界干涉, 在顶点坐标边界处设定  $\delta$  值, 得圆心坐标 *x*、*y* 随机采样范围 $[x+d/2+\delta, x+L-d/2-\delta]$ 、 $[y+d/2+\delta, y+W-d/2-\delta]$ , 计算新生成圆心与已存在的 *n* 个不相交圆的圆心之间的距离  $\zeta$ , 仅保留  $\zeta > d$  的圆心坐标, 否则随机旋转和平移颗粒直至颗粒与已保留颗粒之间均不相交为止。所用公式如下:

$$\zeta = \sqrt{(a_n - a_{n-1})^2 + (b_n - b_{n-1})^2} \quad (1)$$

材料体积分数由碳化硅颗粒的面积之和与整体材料面积的比值确定, 满足设定的体积分数之后, 停止生成圆心坐标, 并开始绘制草图, 分别生成铝合金基体、碳化硅颗粒部件。

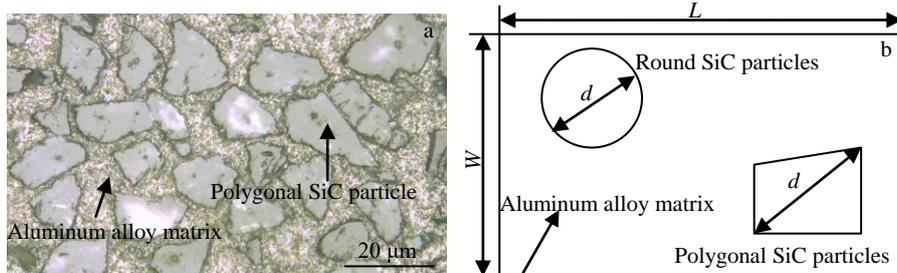


图 1 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料(65vol%-*d*=40 μm)微观形貌与二维模型

Fig.1 Microstructure (a) and two-dimensional model (b) of SiC<sub>p</sub>/Al composites (65vol%-*d*=40 μm)

若颗粒形状定义为多边形，首先在材料内部随机生成颗粒中心点  $(a_n, b_n)$ ， $a_n \in [x+d/2+\delta, x+L-d/2-\delta]$ ， $b_n \in [y+d/2+\delta, y+W-d/2-\delta]$ ，作为  $n$  边形的中心， $n$  边形的  $n$  个顶点由从中心点引出的在  $X$  轴正半轴上长度为  $d/2$  的直线 I 以  $\beta_{n^*}$  为旋转角旋转  $n^*$  次得到，不同角度旋转 5 次即得 5 条直线 II、III、IV、V、VI，直线末端顶点即为所需多边形顶点， $d$  为碳化硅颗粒的直径。图 2 展示了五边形、六边形颗粒的生成过程。多边形顶点坐标  $(c_n, d_n)$  由以下公式求得：

$$\begin{cases} c_n = a_n + \frac{d}{2} \cos \beta_{n^*} \\ d_n = b_n + \frac{d}{2} \sin \beta_{n^*} \end{cases} \quad (2)$$

其中， $n \geq 3$ ， $\beta_1, \beta_2, \beta_3, \dots, \beta_{n^*} \in [k_t, k_{(t+1)}]$ ， $n^*$  为所生成的不同角度的下标， $[k_t, k_{(t+1)}]$  为用于随机生成  $\beta_{n^*}$  的 2 个角度范围， $t=1, 2, 3, \dots$ 。 $t$  为用于生成角度  $\beta_{n^*}$  的不同角度范围的下标。

通过以上步骤可获得  $n$  边形的顶点，连线即得多边形。考虑 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料实际内部多边形形状不固定，在生成过程中为  $n$  边形的生成方式添加随机性，随机生成四、五、六边形。若新生成颗粒与已存在颗粒相交则随机旋转和平移颗粒直至颗粒与颗粒之间均不相交为止。若不相交则保留颗粒模型，基于多边形面积之和计算体积分数，达到要求则停止生成多边形颗粒，创建铝合金基体与碳化硅颗粒部件。RSA SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料参数化建模算法整体流程及基于 ABAQUS GUI 二次开发功能所创建图形用户界面如图 3 所示。

### 1.3 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料本构模型

本研究采用 Johnson-Cook 本构方程，因其描述铝合金在高应变率下热黏塑性变形行为效果较好<sup>[15,16]</sup>，

其公式可以表示如下：

$$\sigma = (A+B\varepsilon^n) \left[ 1 + C \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[ 1 - \left( \frac{T-T_r}{T_m-T_r} \right)^m \right] \quad (3)$$

式中， $\sigma$  为塑性流动应力， $A$  为屈服应力常数， $B$  是加工硬化常数， $\varepsilon$  是塑性应变， $n$  为加工硬化指数， $m$  为温度敏感系数， $C$  为应变率强化系数， $\dot{\varepsilon}$  为塑性应变率， $\dot{\varepsilon}_0$  为塑性应变率敏感系数， $T$  为切削温度， $T_m$  为材料熔化温度， $T_r$  为参考温度。

包含失效演化模型的 Johnson-Cook 断裂准则作为切屑分离准则在金属切削过程模拟效果较好<sup>[17]</sup>，本研究采用该准则。当单元损伤参数为 1 则单元失效断裂，可定义为：

$$w_D = \sum \frac{\Delta \varepsilon^p}{\varepsilon_f} = 1 \quad (4)$$

其中， $\Delta \varepsilon^p$  为每个积分周期等效塑性应变的增量； $\varepsilon_f$  为断裂时的等效应变，是关于温度、应变率、等效应力和压力的函数，其可表达为：

$$\varepsilon_f = \left[ d_1 + d_2 \exp(-d_3 \sigma^*) \right] \left[ 1 + d_4 \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[ 1 + d_5 \left( \frac{T-T_r}{T_m-T_r} \right)^m \right] \quad (5)$$

其中， $d_1 \sim d_5$  为材料失效参数。 $\sigma^*$  为应力三轴比。2A12 铝合金 Johnson-Cook 本构模型和失效参数如表 1 所示<sup>[18,19]</sup>。2A12 铝合金的物理力学性能参数如表 2 所示<sup>[19,20]</sup>。

Johnson-Holmquist model (JH2) 可以有效模拟硬脆材料如碳化硅的去除过程<sup>[21]</sup>，本研究通过 ABAQUS 子程序实现 JH2 作为碳化硅颗粒本构模型的应用，碳化硅颗粒本构模型与失效参数如表 3 所示。

### 1.4 几何模型建立

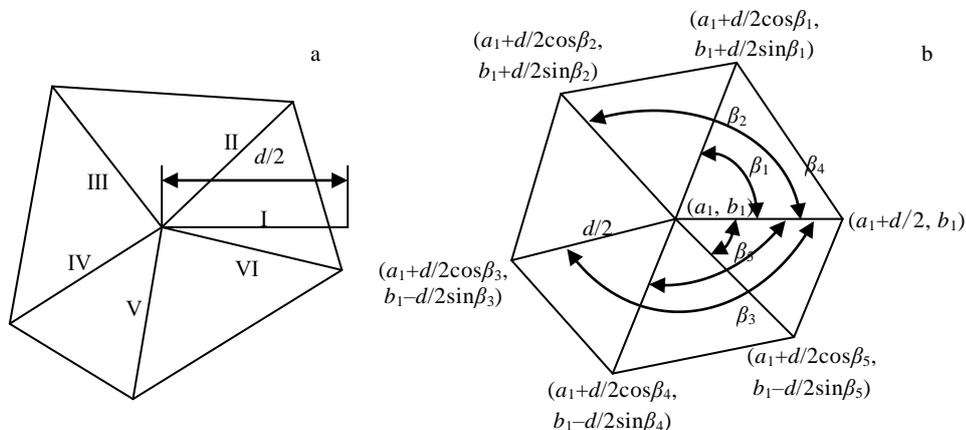


图 2 多边形生成与顶点坐标计算过程

Fig.2 Polygon generation (a) and vertex coordinate calculation process (b)

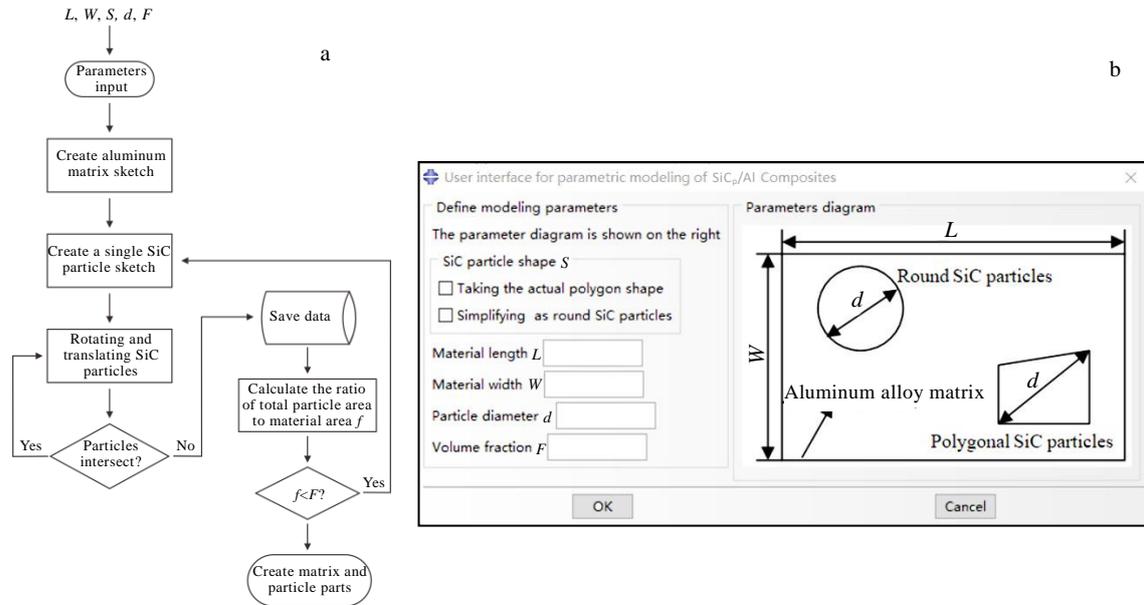


图 3 基于 RSA 方法 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料参数化建模流程与所开发 GUI 界面

Fig.3 Parametric modeling process (a) and developed GUI interface (b) of SiC<sub>p</sub>/Al composite based on RSA method

表 1 2A12 铝合金 Johnson-Cook 本构模型和失效参数

Table 1 Material constants for Johnson-Cook constitutive model and failure parameters of 2A12 Al alloy<sup>[18,19]</sup>

A/MPa	B/MPa	n	C	m	T <sub>r</sub> /K	T <sub>melt</sub> /K	d <sub>1</sub>	d <sub>2</sub>	d <sub>3</sub>	d <sub>4</sub>	d <sub>5</sub>
370.4	1798.7	0.73315	0.0128	1.5282	293	863	0.116	0.211	-2.172	0.012	-0.01256

表 2 2A12 铝合金物理力学性能参数

Table 2 Physical-mechanical property parameters of 2A12 Al alloy<sup>[19,20]</sup>

Material	Value
Young's modulus, E/GPa	71.7
Poisson's ratio, μ	0.33
Coefficient of thermal expansion/×10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup>	26.6
Density, ρ/×10 <sup>3</sup> kg m <sup>-3</sup>	2.77
Thermal conductivity, K/W (m K) <sup>-1</sup>	175
Specific heat, C/J (kg K) <sup>-1</sup>	921

现有研究表明, SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料、铝合金的摩擦系数规律符合库伦摩擦定律<sup>[22]</sup>, 根据 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料划切实验结果, 本研究 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料仿真模型采用库伦摩擦系数为 0.563<sup>[23]</sup>。2A12 铝合金的库伦摩擦系数取 0.6<sup>[24]</sup>。

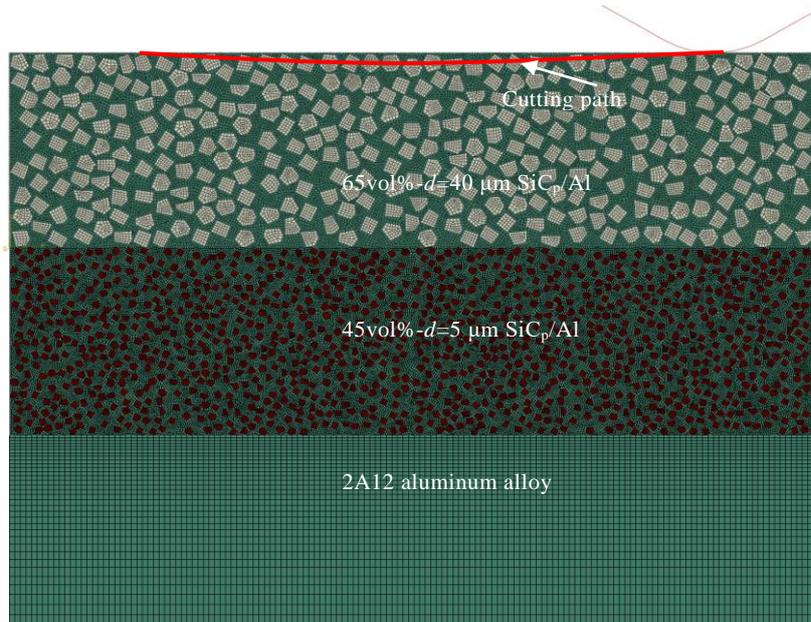
基于参数化建模方法建立了划分好网格的 65vol%-d=40 μm SiC<sub>p</sub>/Al、45vol%-d=5 μm SiC<sub>p</sub>/Al 宏观几何模型, 尺寸均为 1.6 mm×0.4 mm, 划切轨迹为圆弧, 划切速度为 5.26 m/s, 最大切削深度 20 μm, 有效划切长度为 1.2 mm。为获得仿真与试验更有关联的结果, 磨粒锥顶角为 120°、圆弧半径取 0.2 mm 与所规划试验采用单颗磨粒几何参数相一致。模型中将

表 3 碳化硅颗粒本构模型与失效参数

Table 3 Constitutive model and failure parameters of SiC particles<sup>[21]</sup>

Parameter	Value
Density, ρ/kg m <sup>-3</sup>	3215
Shear modulus, G/GPa	193
Undamaged strength parameter, A	0.96
Damage strength parameter, B	0.35
Strain rate constant, C	0.009
Damage pressure index, M	1
Undamaged pressure index, N	0.65
Reference strain rate/s <sup>-1</sup>	1
Cutoff pressure/MPa	750
Maximum breaking strength/MPa	1300
Hugoniot elastic limit/MPa	11 700
Hugoniot elastic limit pressure, P <sub>HEL</sub> /MPa	5130
Elastic energy conversion factor, β	1
Fracture constant, D <sub>1</sub>	0.48
Fracture constant, D <sub>2</sub>	0.48
Bulk modulus, K <sub>1</sub> /MPa	220 000
Secondary pressure coefficient, K <sub>2</sub> /MPa	361 000
Three pressure coefficient, K <sub>3</sub>	0

SiC<sub>p</sub>/Al 边界视作碳化硅颗粒的延伸<sup>[25,26]</sup>。同时建立了 2A12 铝合金划切模型, 3 种模型均把磨粒视作圆锥刚性体, 工件底部与两侧边完全固定, 模型与划切轨迹如图 4 所示。

图 4 铝合金与  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料单颗磨粒变切深划切仿真模型Fig.4 Simulation model of variable cutting depth for single abrasive grain of aluminum alloy and  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  composites

## 2 $\text{SiC}_p/\text{Al}$ 复合材料单颗磨粒划切仿真

### 分析

考虑  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料建模时颗粒中心点、形状、位置等具有随机性, 对 2 种复合材料分别独立建模 5 次, 并独立仿真 5 次, 基于各自 5 次的仿真结果给出具有代表性的结论。由于每种材料的缺陷形式、材料去除特点在不同次数的仿真下结果相似, 不一一列出每次仿真的表面形貌特点。每种材料每次仿真的切削力虽然整体规律一致但也有所差异, 因此对每种材料的 5 次切削力仿真结果求和取平均作为最终各自的切削力仿真结果。

#### 2.1 切削力仿真

3 种材料的仿真切削力随时间变化的曲线如图 5 所示, 水平线为平均值。 $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料由于含有碳化硅颗粒, 切削力大、曲线波动剧烈, 而铝合金则相反。刀具与  $\text{SiC}$  颗粒接触时切削力达到峰值, 当磨粒作用在颗粒上的应力大于  $\text{SiC}$  的抗拉强度时将导致颗粒破碎, 使得刀具上的阻力、切削力迅速减小。还可发现, 平均切削力随颗粒尺寸的增大而减小, 峰值切削力则相反, 与现有结论相同<sup>[27]</sup>, 但目前机制尚不明确。此处可结合图 6 仿真过程解释,  $45\text{vol}\%-d=5 \mu\text{m}$   $\text{SiC}_p/\text{Al}$  颗粒直径小、数目多, 划切时磨粒同时接触更多碳化硅颗粒, 峰值切削力更大, 而  $65\text{vol}\%-d=40 \mu\text{m}$   $\text{SiC}_p/\text{Al}$  颗粒直径大, 磨粒同时接触的碳化硅颗粒数更

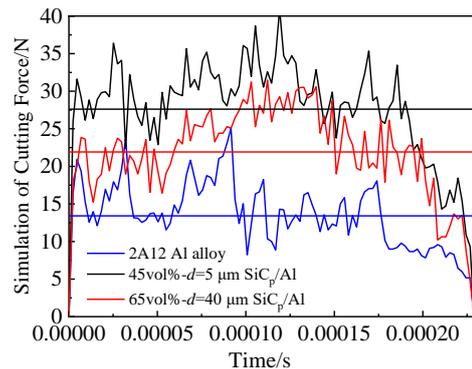


图 5 基于 5 次仿真的材料切削力趋势及平均切削力

Fig.5 Cutting force trend and average cutting force based on multiple simulations

少, 峰值切削力小。且大颗粒易先于基体材料被破碎去除, 此时将退化为划切铝合金材料, 导致切削力小。根据平均切削力还可推断,  $45\text{vol}\%-d=5 \mu\text{m}$   $\text{SiC}_p/\text{Al}$  比磨削能高于  $65\text{vol}\%-d=40 \mu\text{m}$   $\text{SiC}_p/\text{Al}$ , 2A12 铝合金比磨削能最低。

#### 2.2 表面去除特点仿真

##### 2.2.1 亚表面损伤

图 6a~6c 分别为  $65\text{vol}\%-d=40 \mu\text{m}$   $\text{SiC}_p/\text{Al}$ 、 $45\text{vol}\%-d=5 \mu\text{m}$   $\text{SiC}_p/\text{Al}$  以及 2A12 铝合金的宏观变切深划切表面形貌。切削深度由 0 开始逐渐增加, 根据压痕断裂力学,  $\text{SiC}$  颗粒在接触位置受到的法向应力超过断裂强度, 会产生纵向裂纹和横向裂纹, 随着磨

粒的运动, 横向裂纹扩展到表面, SiC 颗粒就会发生破碎。图 6a 中划切一开始亚表面层的碳化硅颗粒受到法向应力的冲击产生了纵向裂纹, 未出现横向裂纹, 颗粒未发生大部分破碎情况。图 6b 中也出现了同样的情况, 但是亚表面层碳化硅颗粒的裂纹损伤情况更多、更明显, 部分颗粒甚至同时出现了横向和纵向裂纹最终产生了破碎, 这是因为图 6b 中的碳化硅颗粒直径小, 颗粒刚度弱, 受到法向应力冲击时更易出现裂纹损伤, 观察可知图 6b 亚表面层的损伤区域要比图 6a 大很多。图 6c 中 2A12 铝合金则未发现亚表面损伤情况, 仅出现毛刺现象。易出现亚表面层损伤是加了碳化硅颗粒的 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料难加工的原因之一。

2.2.2 表面损伤

随着划切的进行, 图 6a 和图 6b 中均出现了颗粒破碎、凹坑现象。图 6a 中颗粒直径更大, 易在表面发现颗粒部分破碎现象。大颗粒破碎后导致材料表面轮廓高度差更大, 因此粗糙度波动大, 表面不平滑、质量差, 如图 6a 中凹坑缺陷明显比图 6b 严重。而图 6b 颗粒直径小, 界面连接、刚度弱, 划切时表面易出现完全破碎或脱落形成凹坑, 不易产生颗粒部分破碎。由于颗粒直径小, 颗粒破碎导致的表面轮廓高度差小, 表面整体更加平滑、质量更好。

图 6a、6b 均能发现铝基体涂覆现象, 铝基体覆盖层遮掩了材料颗粒破碎、凹坑等缺陷, 图 6b 中 45vol%-d=5 μm SiC<sub>p</sub>/Al 铝基体涂覆现象不明显, 而图 6a 中 65vol%-d=40 μm SiC<sub>p</sub>/Al 则很明显, 这是由于 2 种材料碳化硅颗粒直径不同导致的。具体原因可以通

过图 6a 中红色虚线处铝基体涂覆现象形成过程图 7 解释。划切过程中若碳化硅颗粒及其上方铝基体同时被去除则不会出现涂覆现象; 若颗粒先于铝基体被破碎去除而同时后者没有被完全去除, 则易出现涂覆现象, 如图 7d 所示。65vol%-d=40 μm SiC<sub>p</sub>/Al 更易出现铝基体涂覆现象是因为若碳化硅颗粒先于其上方铝基体被破碎去除, 则会使得被下压的铝基体失去碳化硅颗粒支撑而导致一部分划切应力被抵消, 因此铝基体难以被完全去除。但此时铝基体与材料的连接强度由于划切作用已经被削弱而易脱落, 并进一步露出覆盖层下破碎的碳化硅颗粒与凹坑。45vol%-d=5 μm SiC<sub>p</sub>/Al 颗粒直径很小, 即使颗粒先破碎去除, 铝基体的受力不会被大部分抵消, 多数情况下铝基体能被及时去除, 因此更多情况下会出现凹坑而非涂覆现象, 如图 6b 所示。并且由于颗粒直径小, 划切过程中磨粒有更大几率将颗粒完全去除, 表面更易出现大面积铝基体撕裂现象, 即类似于铝合金划切形貌中的毛刺现象, 如图 6b 局部放大部分所示。

2.2.3 纵截面轮廓分析

SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料易出现铝基体的涂覆现象, 有的较紧密地涂覆在材料表面, 有的甚至出现回弹现象, 这会导致实际切削深度小于名义切削深度, 并且若涂覆处前后存在颗粒破碎现象, 则会导致最高表面轮廓高度(铝基体涂覆在表面时)与最低表面轮廓高度(颗粒与铝基体均同时去除, 最低表面为颗粒破碎后底部)之差变大, 从而整体的纵截面轮廓波动剧烈。

综上所述, 3 种材料中, 不含碳化硅的 2A12 铝合

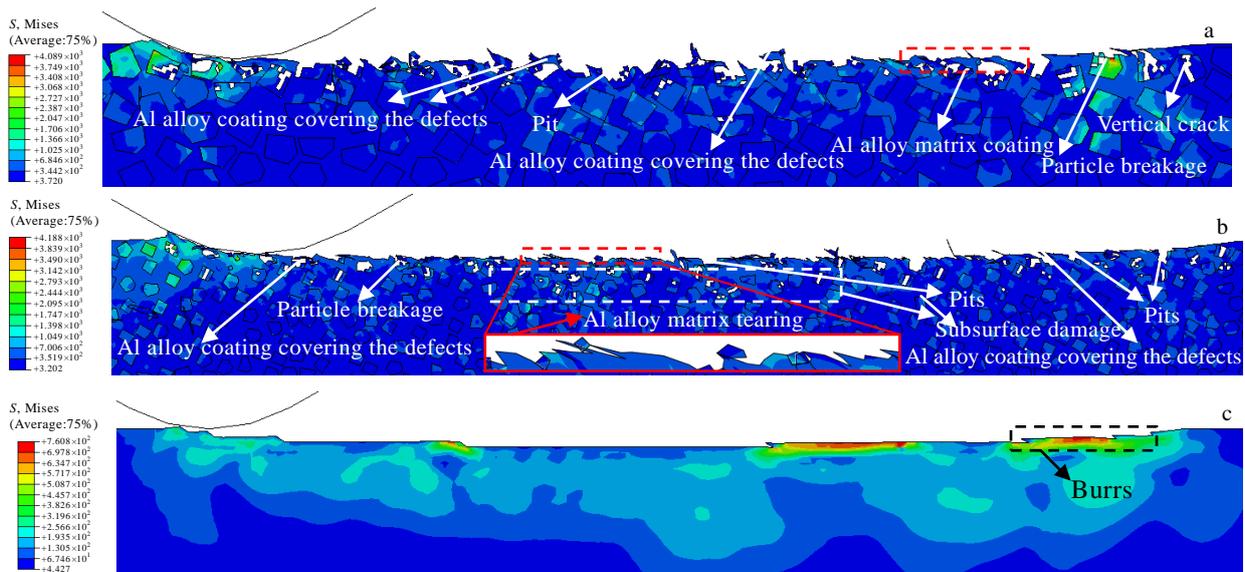


图 6 3 种材料变切深划切仿真表面形貌

Fig.6 Simulation surface topography of three materials with variable cutting depth: (a) 65vol%-d=40 μm SiC<sub>p</sub>/Al, (b) 45vol%-d=5 μm SiC<sub>p</sub>/Al, and (c) 2A12 alloy

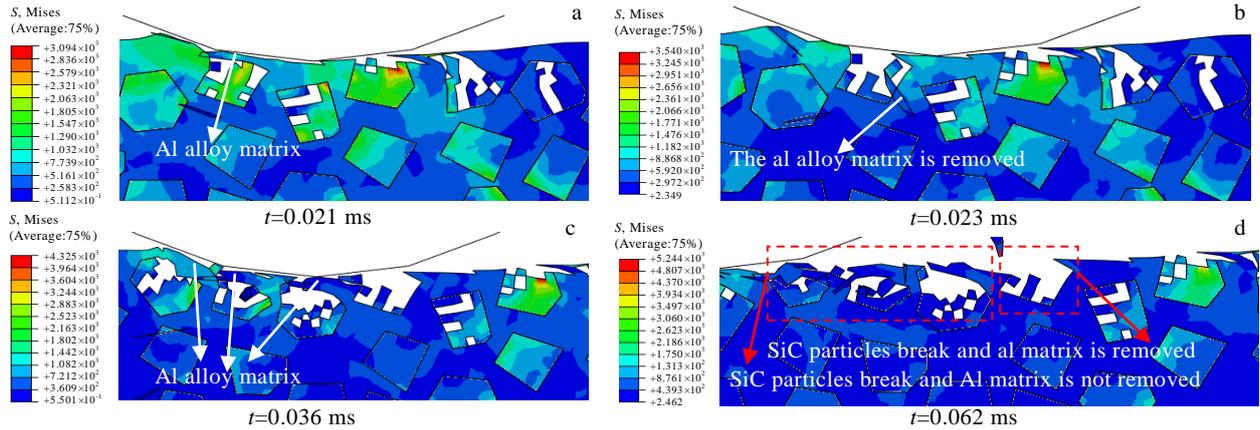


图 7 铝合金基体涂覆现象分析

Fig.7 Analysis of coating phenomenon on al alloy matrix

金表面仅有毛刺而无凹坑及亚表面损伤现象，表面质量最好；45vol%- $d=5\ \mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub>/Al 表面存在较小的凹坑以及较轻的铝基体涂覆现象，整体表面平滑，表面质量次之，但亚表面损伤严重；65vol%- $d=40\ \mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub>/Al 表面存在较大凹坑和较严重的铝基体涂覆现象，表面轮廓波动剧烈，表面质量最差。

### 3 试验验证与结果分析

#### 3.1 试验设置

试验所用材料分别为不含碳化硅的 2A12 航空硬铝合金，碳化硅含量不同的 45vol%- $d=5\ \mu\text{m}$ 、65vol%- $d=40\ \mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料。对试件表面进行抛光处理，得到试件表面平均粗糙度为  $R_a=0.05\ \mu\text{m}$ ，从而减少试件表面粗糙度和表面残余应力对试验结果的影响。

试验装置如图 8a 所示，为课题组自行研制的复合材料钻铣试验台。安装工件时，通过试划切的划痕位置来微调工件在夹具中的安装位置，进而保证划痕位于工件的中心附近。由于划痕长度远小于工件长度，并且划痕位置位于工件的中心，通过千分表将工件的倾斜度控制在  $3\ \mu\text{m}$  左右，即可较好地保证实验结果的精度。另外，通过精细对刀（对刀精度为  $1\ \mu\text{m}$ ）足以进一步保证实验数据的有效性。试验中机床进给运动加/减速时间为  $0.1\ \text{s}$ ，加/减速距离为  $5\ \text{mm}$ ，对刀完成后，使洛氏压头的金刚石磨粒尖端距离工件材料  $5\ \text{mm}$ ，如图 8b 所示。设定划切深度为  $h$ ，主轴以进给速度  $v_{f1}$  运动到规定位置后，驻留时间为  $\Delta t$ ，再以进给速度  $-v_{f2}$  返回初始点。通过选取合适的驻留时间  $\Delta t$  来保证刀具的往复过程中仅与试件接触 1 次。具体划切试验参数如表 4 所示。

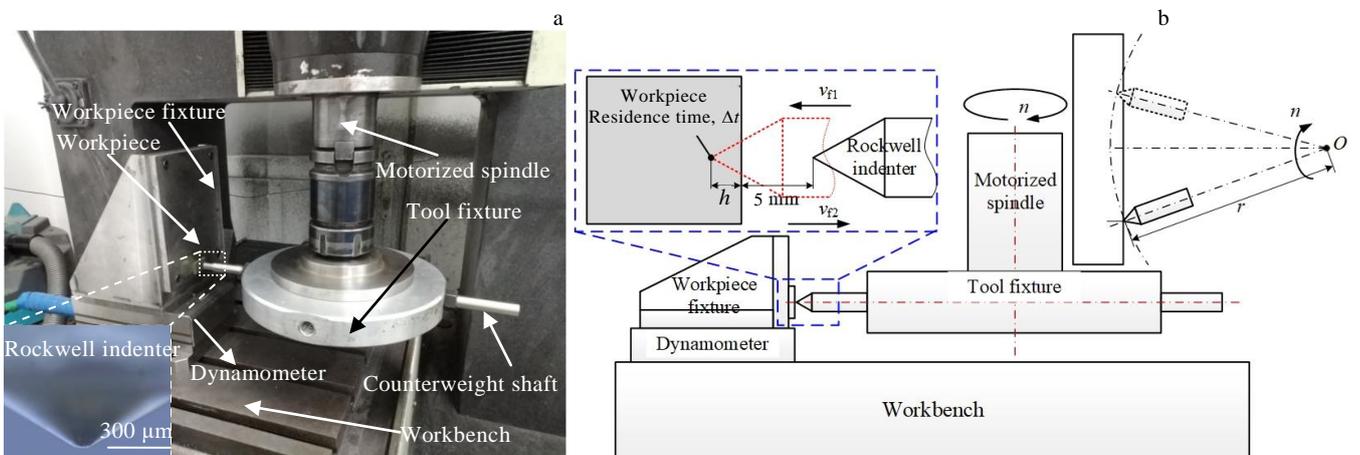


图 8 试验装置和划切试验方法

Fig.8 Test device (a) and cutting test method (b)

表 4 试验划切参数

Table 4 Experimental cutting parameters

Radius of indenter/mm	Cutting depth, $h/\mu\text{m}$	Cutting radius, $r/\text{mm}$	Cutting speed/ $\text{m s}^{-1}$	Holding time, $\Delta t/\text{s}$	Feed speed, $v_f/\text{mm min}^{-1}$	Spindle speed, $n/\text{r min}^{-1}$
0.2	20	162	5.26	0.1~0.15	100	310

3.2 切削力试验

图9a为试验中使用 Kistler 9257b 三向测力仪测得的 3 种材料切削力曲线。45vol%- $d=5\ \mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub>/Al 切削力最大, 切削力大小关系与 2.1 节仿真分析一致。试验切削力趋势更加平稳, 而仿真切削力趋势波动大, 是因为本基于细观结构的有限元模型难以定量计算切削力, 只能定性说明不同材料切削力大小对比等问题。并且本研究仿真模型尺寸小, 划切长度 1.2 mm 远小于实际试验的划切长度 6 mm, 且模型中碳化硅颗粒数目也远少于实际材料中的情况, 因此结果并不够精确。图 9b 表明试验比磨削能的趋势符合切削力的趋势, 45vol%- $d=5\ \mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub>/Al 比磨削能最大, 与 2.1 节仿真推断一致。铝合金切削力、比磨削能最低, 加入碳化硅颗粒后数值增大, 加工难度提高。进一步可发现颗粒直径大的 65vol%- $d=40\ \mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub>/Al 需要的切削力与比磨削能更低。这是因为直径大的 SiC 颗粒更容易破碎成小颗粒碎屑, 有利于能量释放。由于尺寸效应直

径小的不易进一步破碎, 并且 SiC 颗粒直径大者阻碍铝基体塑性流动的作用更明显, 材料整体呈现脆性, 颗粒小则更倾向于随着铝基体塑性流动, 而脆性断裂消耗的能量小于塑性流动的能量, 因此 SiC 颗粒较大时比磨削能更低。该结论可以为实际的 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料的工程应用提供一定的指导。

3.3 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料表面去除特点试验

图 10a~10c 分别为 2A12 铝合金、45vol%- $d=5\ \mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub>/Al、65vol%- $d=40\ \mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料试验划痕整体形貌。铝合金划痕形貌清晰, 划痕中心线两侧的材料出现连续堆积现象, 具有明显的塑性流动特征。45vol%- $d=5\ \mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料划痕整体形貌也存在沿中心线向两侧堆积的现象, 但划痕中心线与铝合金相比清晰度变差, 进一步可以发现两侧堆积材料之间的宽度明显小于铝合金, 说明添加了碳化硅颗粒的 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料塑性降低, 脆性增加, 表面的平整度降低。65vol%- $d=40\ \mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub>/Al 划痕整体形貌中心线

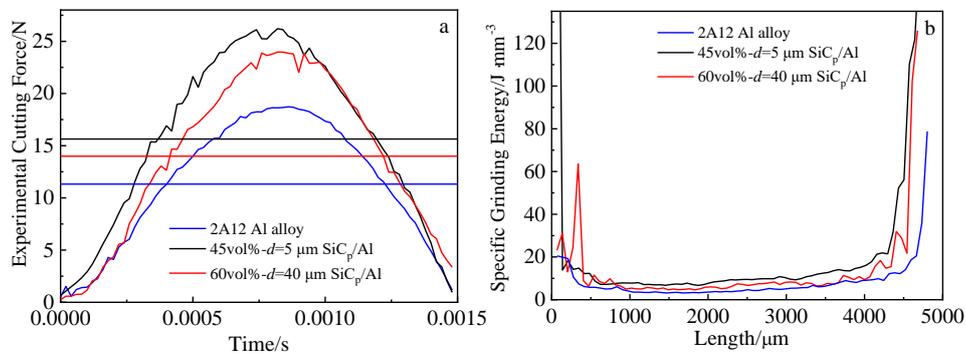


图 9 3 种材料划切试验切削力和比磨削能

Fig.9 Cutting force (a) and specific grinding energy (b) of three kinds of materials

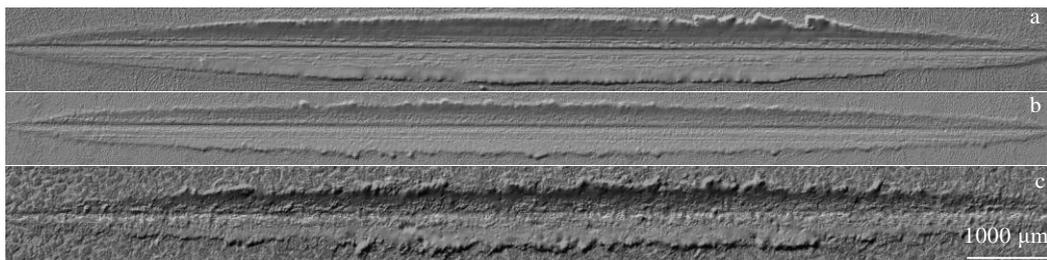


图 10 3 种材料划痕整体形貌

Fig.10 Overall scratch morphologies of three materials: (a) 2A12 Al alloy, (b) 45vol%- $d=5\ \mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub>/Al, and (c) 65vol%- $d=40\ \mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub>/Al

变得更加不清晰,且出现“断续”特征,两侧堆积的材料出现了明显不连续现象,表面平整度进一步降低,表面质量最差。可知,随着 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料碳化硅颗粒直径、体积分数的增加,材料整体的塑性流动特性被削弱,脆性增强,划切表面变得不平整、粗糙度高、质量差。与 2.2.2 节仿真结果具有较好的一致性, SiC 颗粒的增加降低了材料切削的表面质量。

使用 FEI Q45 扫描电镜对划痕微观形貌进行观察。图 11a、11b 分别为划痕底部某位置的 45vol%-*d*=5 μm SiC<sub>p</sub>/Al 以及 65vol%-*d*=40 μm SiC<sub>p</sub>/Al 表面微观照片。观察可发现前者材料表面较光滑,难以发现颗粒部分破碎现象,易发现颗粒完全破碎或脱落形成的凹坑,且表面有大量铝基体撕裂现象,裂纹损伤对应于 2.2.1 节 45vol%-*d*=5 μm SiC<sub>p</sub>/Al 仿真分析中应力传递极易导致大量亚表面层裂纹损伤的现象;后者表面质量差,出现大量颗粒破碎凹坑现象,考虑放大倍数,与图 11a 相比实际表面质量反差感更大。同时从图 11b 中可以发现,出现大量铝基体涂覆现象,铝基体四周均出现了严重撕裂,与周围材料断开了连接,涂覆在材料表面,与 2.2.2 节仿真分析一致,且由该节分析知涂覆在材料表面的铝基体由于先前的划切作用与材料的连接强度已经被削弱而易脱落,为验证这一设想,将 2 种体积分数 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料分别超声清洗 10 min 并观察。结果表明,45vol%-*d*=5 μm SiC<sub>p</sub>/Al 未出现明显的材料脱落现象,而 65vol%-*d*=40 μm SiC<sub>p</sub>/Al 表面出现了大量材料脱落现象,说明覆盖层的连接强度是较弱的,易发生脱落,验证了仿真推断。图 11b 对应材料划痕位置出现了明显的材料脱落现象,进一步对此断层位置使用 FEI Q45 扫描电镜对划痕形貌进行观察,结果如图 11c 所示,在断层附近,原本隐蔽于覆盖层下的破碎颗粒、凹坑等现象均显露出来,验证了上文仿真分析的推断。因此, SiC<sub>p</sub>/Al 在磨削加工中形

成的覆盖层可掩盖 SiC 破碎形成的表面缺陷,单纯以表面粗糙度评价高体积分数 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料的加工质量是不够的,应该引入对表面缺陷的评价标准。

为验证 2.2.3 节关于纵截面轮廓的仿真分析,使用 KEYENCE VK-X250 激光共聚焦显微镜测量了 3 种材料的试验划痕底部纵截面轮廓,结果如图 12 所示。2 种复合材料实际切削深度均小于名义切削深度,这种现象的原因之一可以从材料本身的特性来说明。对于 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料,在材料成型过程中, SiC 颗粒的存在使得基体的微观结构发生改变<sup>[28]</sup>,基体-颗粒界面处由于热收缩率不同,基体中的位错密度提高,塑性流动受到抑制<sup>[29]</sup>,从而使 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料基体的强度高于铝合金。随着 SiC 颗粒体积分数的提高,更多载荷传递到颗粒上,材料的宏观力学性能,如杨氏模量、屈服强度和抗拉强度提高,材料的塑性降低<sup>[30]</sup>。划切时颗粒会压入下方铝合金基体使之产生较轻塑性变形,划切后该处会产生材料的回弹现象,若接触应力不足以使得碳化硅颗粒产生严重的脆性断裂,则会使得该处的实际切削深度小于名义切削深度。另外一个原因则可从仿真角度来解释,由于 2 种材料划切时均存在铝基体涂覆现象,因此若碳化硅颗粒破碎去除的同时铝基体未被去除,则易导致铝基体涂覆在表面,表现出实际切深小于名义切深的现象。65vol%-*d*=40 μm SiC<sub>p</sub>/Al 涂覆现象更严重是其实际切削深度相对更小于名义切削深度的原因之一。从图 12 中还可发现,65vol%-*d*=40 μm SiC<sub>p</sub>/Al 的轮廓波动幅度远大于 45vol%-*d*=5 μm SiC<sub>p</sub>/Al,可从仿真得出的结论解释该现象。由于 65vol%-*d*=40 μm SiC<sub>p</sub>/Al 颗粒直径大,破碎后导致较大的轮廓波动,同时由于其更易出现铝基体涂覆现象,扩大了最高表面高度(铝基体涂覆在表面)与最低表面高度(颗粒与铝基体同时被去除的表面底部)之差,加剧了材料表面轮廓的波动

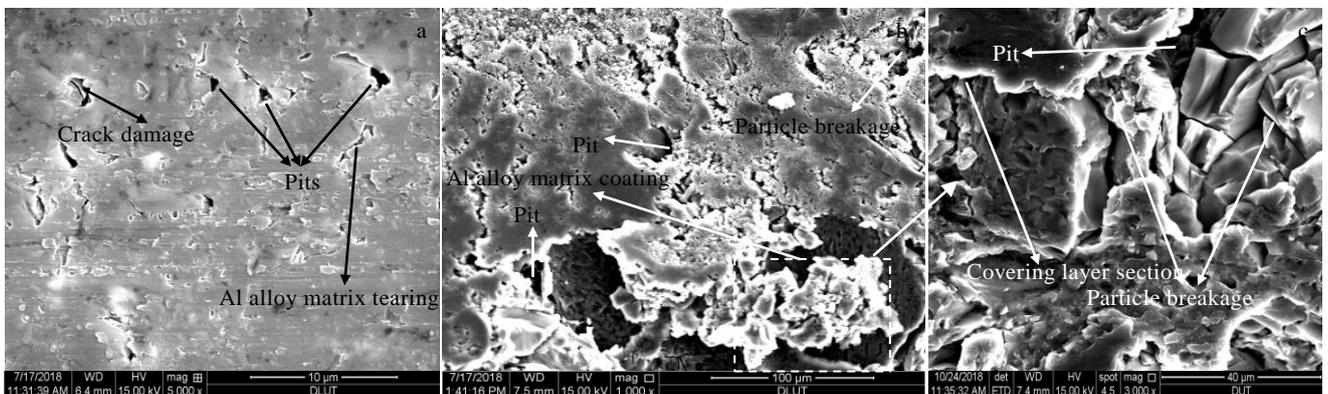


图 11 45vol%-*d*=5 μm SiC<sub>p</sub>/Al、65vol%-*d*=40 μm SiC<sub>p</sub>/Al 划痕微观形貌

Fig.11 Scratch micro morphologies of 45vol%-*d*=5 μm SiC<sub>p</sub>/Al (a) and 65vol%-*d*=40 μm SiC<sub>p</sub>/Al (b, c) composites

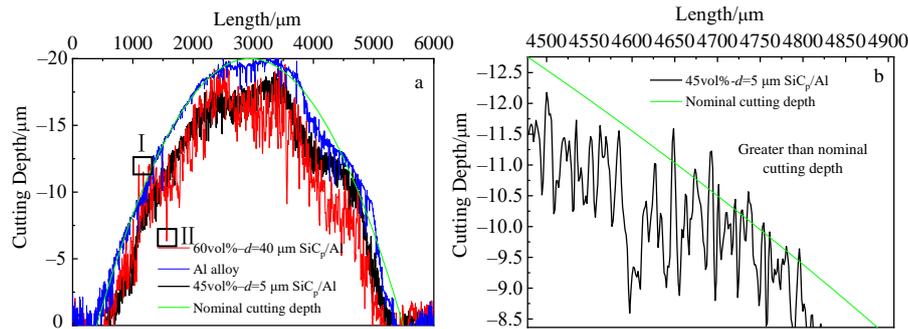


图 12 2A12 铝合金、45vol%- $d=5\ \mu\text{m}$   $\text{SiC}_p/\text{Al}$ 、65vol%- $d=40\ \mu\text{m}$   $\text{SiC}_p/\text{Al}$  材料纵截面轮廓曲线

Fig.12 Profile curve of 2A12 Al alloy, 45vol%- $d=5\ \mu\text{m}$   $\text{SiC}_p/\text{Al}$  and 65vol%- $d=40\ \mu\text{m}$   $\text{SiC}_p/\text{Al}$  materials

幅度。还可发现, 65vol%- $d=40\ \mu\text{m}$   $\text{SiC}_p/\text{Al}$  某些位置的实际切削深度大于名义切削深度, 如图 12a 中 I 处所示。造成该现象的原因之一是该处碳化硅颗粒完全破碎去除, 且铝基体也被完全去除。而有些位置的实际切削深度远小于名义切削深度, 如图 12a 中 II 处所示, 造成该现象的原因则是该处出现了涂覆现象。同样, 划切 45vol%- $d=5\ \mu\text{m}$   $\text{SiC}_p/\text{Al}$  时, 若颗粒出现完全破碎或脱落形成凹坑, 且铝合金基体同时被去除, 则实际切深也大于名义切深, 如图 12b 所示。

## 4 结 论

1) 利用所提基于随机顺序吸附法的参数化建模方法建立了贴近实际材料的 45vol%- $d=5\ \mu\text{m}$   $\text{SiC}_p/\text{Al}$ 、65vol%- $d=40\ \mu\text{m}$   $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料有限元模型, 考虑了颗粒的随机分布特性、形状、直径及数目, 仿真与试验结果表明, 所建立模型有效模拟了实际材料的宏观划切形貌与切削力。

2) 碳化硅颗粒的加入是导致  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料表面质量恶劣、切削力及比磨削能增大的主要原因,  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料平均切削力随着  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料颗粒尺寸的增大而减小, 而峰值切削力则呈现相反的趋势。铝合金基体是导致  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料出现涂覆现象、实际切深小的重要原因。

3) 45vol%- $d=5\ \mu\text{m}$   $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料表面质量好, 但亚表面损伤严重、切削力及比磨削能更大; 65vol%- $d=40\ \mu\text{m}$   $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料表面质量差, 易出现颗粒被去除而基体未同时被完全去除的铝合金基体涂敷现象, 但较少出现亚表面损伤。

4) 划切 45vol%- $d=5\ \mu\text{m}$   $\text{SiC}_p/\text{Al}$ 、65vol%- $d=40\ \mu\text{m}$   $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料均出现了实际切削深度小于名义切削深度的现象, 铝合金基体涂覆是造成该现象的重要原因之一。65vol%- $d=40\ \mu\text{m}$   $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料存在明

显的铝合金基体涂覆现象, 遮盖了表面颗粒破碎、凹坑缺陷, 且覆盖层易脱落。而 45vol%- $d=5\ \mu\text{m}$   $\text{SiC}_p/\text{Al}$  铝合金基体涂覆程度较轻, 覆盖层脱落现象不明显。不能单纯以表面粗糙度评价高体分比  $\text{SiC}_p/\text{Al}$  复合材料的加工质量。

## 参考文献 References

- [1] Wang Xing(王 行), Xie Jingpei(谢敬佩), Hao Shiming(郝世明) *et al.* *Rare Metals and Cemented Carbides*(稀有金属与硬质合金)[J], 2013, 41(3): 50
- [2] Zheng Xijun(郑喜军), Mi Guofa(米国发). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2011, 40(12): 92
- [3] Bao Yongjie(鲍永杰), Zhu Xiaochun(朱晓春), Lu Shouxiang(卢守相) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(3): 1084
- [4] Liu J W, Cheng K, Ding H *et al.* *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part B Journal of Engineering Manufacture*[J], 2020, 235(5): 829
- [5] Zheng W, Qu D, Qiao G C. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2021, 113(1-2): 535
- [6] Laghari R A, Li J G, Wu Y X. *Materials*[J], 2020, 13(23): 5524
- [7] Zhou L, Cui C, Zhang P F *et al.* *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2016, 91(5-8): 1935
- [8] Xiang Junfeng(项俊锋), Xie Lijing(解丽静), Hu Xin(胡 鑫) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(5): 1687
- [9] Wang T, Xie L J, Wang X B. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2015, 79(5-8): 1185
- [10] Shan Haoliang(单豪良), Guo Rongxin(郭荣鑫), Xia Haiting(夏海廷) *et al.* *Science Technology and Engineering*(科学技术与工程)[J], 2009, 9(10): 2724
- [11] Huo Jinxing(霍金星), Qi Lehua(齐乐华), Zhou Jiming(周计

- 明). *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2011, 31(4): 322
- [12] Pan Y, Iogra L, Pelegri A A. *Composites Science and Technology*[J], 2008, 68(13): 2792
- [13] Jin Quan(金泉), Tan Jining(覃继宁), Zhang Di(张荻) *et al. Acta Materiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2006(2): 14
- [14] Shao Junchao(邵军超), Liu Yue(刘越). *Materials Review*(材料导报)[J], 2007, 21(9): 111
- [15] Wu Hongbing(吴红兵), Jia Zhixin(贾志欣), Liu Gang(刘刚) *et al. Journal of Zhejiang University, Engineering*(浙江大学学报, 工学版)[J], 2010, 44(5): 982
- [16] Yang Yong(杨勇), Ke Yinglin(柯映林), Dong Huiyue(董辉跃). *Journal of Zhejiang University, Engineering*(浙江大学学报, 工学版)[J], 2008, 42(3): 534
- [17] Liu J, Bai Y L, Xu C Y. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*[J], 2014, 136(1): 011 010
- [18] Li Chunlei(李春雷). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2006
- [19] Zhang Wei(张伟), Wei Gang(魏刚), Xiao Xinke(肖新科). *Acta Armamentarii*(兵工学报)[J], 2013, 34(3): 276
- [20] Zhou L, Huang S T, Wang D *et al. International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2011, 52(5-8): 619
- [21] Xiang D H, Shi Z L, Feng H R *et al. International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2019, 105(7-8): 3477
- [22] Ozel T. *International Journal of Machine Tools Manufacture*[J], 2006, 46(5): 518
- [23] Zheng W, Wang Y J, Zhou M *et al. Ceramics International*[J], 2018, 44(13): 15133
- [24] Huang Yong(黄勇), Di Ou(狄欧), Li Yafei(李亚非). *Machinery Manufacturing*(机械制造)[J], 2016, 54(6): 41
- [25] Zhou L, Wang Y, Ma Z Y *et al. International Journal of Machine Tools & Manufacture*[J], 2014, 84: 9
- [26] Zhu Y, Kishawy H A. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*[J], 2005, 45(4-5): 389
- [27] Wang Y, Liao W H, Yang K *et al. International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2019, 100(1-4): 963
- [28] Sekine H, Chen R. *Composites*[J], 1995, 26(3): 183
- [29] Srivatsan T S, Al-hajri M, Lam P C. *Composites Science & Technology*[J], 1995, 36(3): 209
- [30] Meng Q H, Wang Z Q. *Engineering Fracture Mechanics*[J], 2015, 142: 170

## Simulation and Experimental Study on Single Point Cutting SiC<sub>p</sub>/Al Composites with Different Volume Fractions

Zhang Xu<sup>1</sup>, Zhang Hongzhe<sup>1</sup>, Bao Yongjie<sup>2</sup>

(1. Engineering Training Center, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China)

(2. Marine Engineering College of Dalian Maritime University, Dalian 116026, China)

**Abstract:** SiC<sub>p</sub>/Al composites are composed of SiC particles and aluminum alloy matrix with great performance differences. The cutting process is complex, and there are many factors affecting the processing quality, and the material simulation modeling is difficult. In this paper, a parametric modeling method of SiC<sub>p</sub>/Al composites was proposed considering the random distribution of particles, particle size, volume fraction and other factors. The removal process, cutting force, surface morphology and damage of SiC<sub>p</sub>/Al composites with different volume fractions were studied and verified by experiments. The simulation analysis and experimental results show that the parametric modeling is effective. SiC<sub>p</sub>/Al composites are characterized by severe surface damage, high cutting force, surface defects covered by substrate coating, and small actual cutting depth. The processing quality of SiC<sub>p</sub>/Al composites cannot be evaluated by surface roughness alone. SiC<sub>p</sub>/Al with large particle size and high volume fraction has lower cutting force, lower specific grinding energy, worse surface quality, smaller actual cutting depth, more serious coating phenomenon and easier coating falling off. SiC particle size has an important influence on surface damage, cutting force and specific grinding energy. This paper can provide some references for the surface removal characteristics research and engineering application of SiC<sub>p</sub>/Al composite.

**Key words:** SiC<sub>p</sub>/Al composites; single point cutting test; material removal characteristics; simulation analysis; parametric modeling