

精密与超精密加工

微裂纹缺陷对 CVD 金刚石涂层微刀具 损伤失效的影响研究

白清顺¹, 张亚博¹, 王永旭², 何欣¹

(1. 哈尔滨工业大学, 哈尔滨 150001; 2. 一汽-大众汽车有限公司, 北京 100083)

摘要: **目的** 研究微裂纹缺陷在 CVD 金刚石涂层中的扩展规律, 揭示 CVD 金刚石涂层微刀具的涂层脱落机理。**方法** 基于 ABAQUS 开展预置涂层内部竖直微裂纹和涂层基底界面水平微裂纹的 CVD 金刚石涂层单向拉伸有限元仿真, 分析单裂纹和多裂纹扩展过程中裂纹尖端的应力分布和应力强度因子变化规律。开展 CVD 金刚石涂层刀具微铣削 Ti6Al4V 实验, 分析刀具的磨损形态和刀尖的断面形貌, 验证仿真结果。**结果** 涂层内部竖直微裂纹扩展到涂层基底界面时, 裂纹尖端的应力强度因子小于硬质合金的断裂韧性 $537.6 \text{ MPa}\cdot\text{mm}^{1/2}$, 大于金刚石的断裂韧性 $289.7 \text{ MPa}\cdot\text{mm}^{1/2}$, 裂纹在界面发生偏转。涂层和基底界面间的水平微裂纹在扩展过程中裂纹尖端的应力强度因子小于金刚石和硬质合金的断裂韧性, 裂纹沿着界面逐步扩展。CVD 金刚石涂层刀具微铣削 Ti6Al4V 后表现出涂层脱落、刀尖破损和崩刃的损伤特征, 其断面表现出穿晶断裂、沿晶断裂和微裂纹的形貌特征。**结论** 涂层脱落损伤主要源于涂层内部竖直裂纹扩展诱导的涂层断裂和界面裂纹扩展引起的粘接层脱落。涂层内部竖直裂纹的竞争作用会抑制涂层断裂, 粘接层水平裂纹间的耦合作用会加速涂层脱粘。

关键词: CVD 金刚石; 微铣削; 断裂; 脱粘; 涂层脱落; 损伤失效

中图分类号: TG174.4; TG714 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2021)02-0355-08

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2021.02.038

Effect of Micro-crack Defects on Damage and Failure of CVD Diamond Coating Micro-tools

BAI Qing-shun¹, ZHANG Ya-bo¹, WANG Yong-xu², HE Xin¹

(1. Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China; 2. Faw-Volkswagen Automotive Co., Ltd, Beijing 100083, China)

ABSTRACT: To investigate the propagation law of micro-crack in CVD diamond coating and reveal the coating delamination mechanism of CVD diamond coating micro-tools. This paper establishes the uniaxial tension models of CVD diamond coating, which contained vertical micro-cracks in the coating and horizontal micro-cracks between the coating and the substrate in ABAQUS to analyze the stress distribution and stress intensity factor of crack tips in the single-crack propagation and

收稿日期: 2020-05-09; 修订日期: 2020-07-18

Received: 2020-05-09; Revised: 2020-07-18

基金项目: 国家自然科学基金 (51575138, 51535003)

Fund: Supported by the National Natural Science Foundation of China (51575138, 51535003)

作者简介: 白清顺 (1974—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为超洁净制造理论与技术、超精密加工与微纳制造。邮箱: Qshbai@hit.edu.cn

Biography: BAI Qing-shun (1974—), Male, Doctor, Professor, Research focus: theory and technology of ultra-clean manufacturing, ultra precision machining and micro nano manufacturing. E-mail: Qshbai@hit.edu.cn

引文格式: 白清顺, 张亚博, 王永旭, 等. 微裂纹缺陷对 CVD 金刚石涂层微刀具损伤失效的影响研究[J]. 表面技术, 2021, 50(2): 355-362.
BAI Qing-shun, ZHANG Ya-bo, WANG Yong-xu, et al. Effect of micro-crack defects on damage and failure of CVD diamond coating micro-tools[J]. Surface technology, 2021, 50(2): 355-362.

multi-crack propagation, and conducts the micro-milling experiments of Ti6Al4V to analyze the wear and cross-sectional morphologies of the CVD diamond coating tool and verify the simulation results. When vertical micro-cracks of coating spread into the interface between the coating and the substrate, stress intensity factor of crack tips is lower than the cemented carbide fracture toughness of $537.6 \text{ MPa} \cdot \text{mm}^{1/2}$ and higher than the diamond fracture toughness of $289.7 \text{ MPa} \cdot \text{mm}^{1/2}$, and cracks deflect at the interface. When stress intensity factors of crack tips were less than the diamond fracture toughness and cemented carbide fracture toughness in the propagation of the horizontal micro-crack between the coating and the substrate, cracks gradually grow along the interface. After micro-milling experiments of Ti6Al4V, CVD diamond coating micro-tools showed coating delamination, tool-tip breakage, and chipping. The cross-sections of CVD diamond coating micro-tools showed transgranular fracture, intergranular fracture, and micro-cracks. The coating delamination mainly originates from the coating fracture induced by vertical micro-cracks in the coating and the horizontal micro-cracks in the interface between the coating and the substrate. The coating fracture can be inhibited by the competition effect of different vertical micro-cracks in the coating. And the coupling effect between the different horizontal cracks will accelerate the adhesive layer peeling.

KEY WORDS: CVD diamond; micro-milling; fracture; peeling; coating delamination; damage failure

化学气相沉积 (Chemical vapor deposit, CVD) 金刚石具有高硬度、高热传导率、低摩擦因数, 以及良好的力学性能, 是一种良好的刀具材料^[1-3]。在切削加工领域, CVD 金刚石常常被涂附在硬质合金刀具表面, 形成涂层微刀具对铜、镁、铝合金、石墨、陶瓷等难加工材料进行精密超精密加工^[4-8]。然而, 复杂的切削条件常常引起金刚石刀具的损伤和失效, 这严重限制了金刚石涂层刀具进一步推广使用。因此, 研究切削加工过程中刀具的损伤机理对延长刀具的使用寿命和使用效率, 提高加工表面的加工效率具有重要的意义。

为提高 CVD 金刚石涂层微刀具的使用寿命, 国内外学者开展了大量的研究工作来探究刀具的损伤失效机理。Ucun 等^[9]切削加工 718 镍超级合金的实验发现, CVD 金刚石涂层刀具比 TiAlN 涂层刀具具有更好的切削加工性, 但是在切削加工过程中涂层脱落大大削减了 CVD 金刚石涂层刀具的使用寿命。Uhlmann 等^[10]切削加工铝硅合金的实验发现, 涂层上的压缩残余应力使得刀具具有更高的裂纹抗性, 但是很容易引起涂层脱落和刀具失效。Naskar 等^[11]高速干切削低碳钢的实验发现, 塑性变形、晶粒剥落和涂层脱落是涂层刀具的主要损伤形式。此外, 一些学者切削加工复合材料的实验发现, CVD 金刚石涂层刀具的涂层脱落和前刀面破坏是切削加工过程中刀具的主要损伤失效形式^[12-14]。因此, CVD 金刚石涂层刀具的涂层脱落失效严重限制了刀具的使用寿命。同时, 为揭示 CVD 金刚石刀具涂层的脱落损伤机理, 研究者对涂层在基底上的粘接性开展了广泛研究。Gunnars 等^[15]开展了 CVD 金刚石涂层在硬质合金基底上的沉积热应力对涂层磨损和失效的影响研究, 发现涂层中残余压应力抑制了涂层中裂纹的扩展并增强了涂层的抗磨损性。然而, 涂层上的残余压应力引起涂层和基底界面产生强烈的法向应力和剪应力, 进而导致涂层因界面剥落而失效。Xu 等^[16]的实验说明

强碳化物结合形成的金属夹层能显著提高金刚石涂层和硬质合金基底之间的粘接性。Cui 等^[17]的实验发现非晶陶瓷夹层能显著提高金刚石涂层的粘接性。

同时, 化学方法预处理基底的方法也能提高涂层的粘接性^[18-19]。然而, 虽然通过添加粘接层和化学处理基底等方法能提高涂层的粘接性, 但是相关研究发现涂层脱落仍是 CVD 金刚石涂层刀具的主要损伤失效形式^[20]。此外, 刀具涂层在断续切削冲击载荷作用下容易萌生微裂纹而发生破坏。因此, CVD 金刚石涂层材料的裂纹萌生机理和抗裂纹扩展能力是当前的研究热点。Telling 等^[21]对 CVD 金刚石涂层材料的断裂和侵蚀行为进行研究, 发现 CVD 金刚石的断裂各向异性与试样的晶向有关。Novikov 等^[22]对 CVD 金刚石薄膜的断裂韧性和硬度进行了测量, 发现 CVD 金刚石中较高的内应力使得涂层中出现与硬度压痕无关的应力腐蚀裂纹。Kuo 等^[23]通过开展 Si、WC 和石英基底上的 CVD 金刚石薄膜沉积实验, 获得了不同残余应力的金刚石薄膜, 发现涂层中的非金刚石碳会引起涂层中具有较大的压缩残余应力, 硅基底上较强的压缩残余应力有利于涂层粘接性的提高。Lim 等^[24]通过气爆式冲蚀试验机对金刚石薄膜连续冲击下的抗冲蚀性进行研究, 发现抛光损伤和穿晶裂纹使得金刚石表面具有较弱的抗腐蚀能力。Wang 等^[25]开展了空气风沙腐蚀机的高速冲蚀试验, 发现高的涂层残余压缩应力和临界拉伸强度能抑制环形裂纹的形成。

涂层的脱落损伤包括涂层的断裂和脱粘两个过程。由于化学气相沉积的不可控性, CVD 金刚石涂层内部和界面常常会引入微裂纹, 涂层的断裂过程与涂层内部微裂纹的萌生和扩展息息相关, 其脱粘过程与界面裂纹的扩展相关。然而, 微裂纹对涂层脱落的影响机理尚不完全明晰。因此, 本文在涂层内部预置竖直裂纹, 在涂层和基底的粘接界面预置水平裂纹, 分别对涂层的断裂和脱粘性能开展仿真研究。基于 ABAQUS 建立单裂纹、多裂纹扩展的单向拉伸有限

元仿真模型,通过分析涂层内部竖直裂纹和粘接界面水平裂纹扩展过程中的应力分布和裂纹尖端的应力强度因子变化曲线,揭示外载作用下裂纹与涂层脱落的交互作用机理。最后,通过分析 CVD 金刚石涂层刀具微铣削 Ti6Al4V 的刀尖断面形貌,阐明涂层刀具的磨损形式和涂层断裂、脱粘机理,并对仿真结果进行验证。

1 仿真和试验条件

1.1 仿真条件

为了研究 CVD 金刚石涂层刀具涂层的脱落机理,本文将研究重点聚焦于 CVD 金刚石涂层材料,建立如图 1 所示的 CVD 金刚石涂层仿真模型。仿真模型包含 10 μm 厚的 CVD 涂层、中间粘接层和 20 μm 厚的硬质合金基底。仿真模型中采用 CPS4R 单元,中间粘接层设置为零厚度,采用断裂能为 77 N/m 的内聚力模型来描述^[26]。CVD 金刚石和硬质合金的材料属性见表 1。

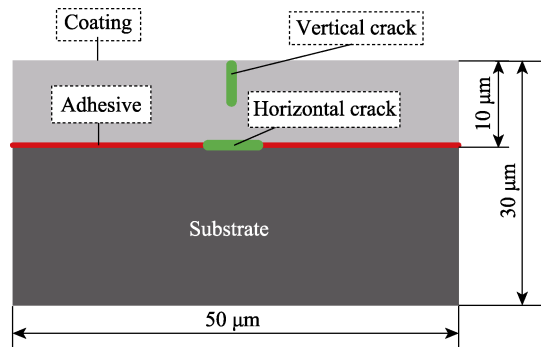


图 1 CVD 金刚石涂层模型示意图
Fig.1 Diagram of the CVD diamond coating model

表 1 CVD 金刚石和硬质合金材料参数^[27-28]
Tab.1 Parameters of CVD diamond and cemented carbide materials^[27-28]

| Parameters | CVD diamond | YG6 |
|--|-------------|-------|
| E/GPa | 1050 | 600 |
| ν | 0.22 | 0.3 |
| $\rho/(\text{g}\cdot\text{cm}^{-3})$ | 3.2 | 14.6 |
| $K_{\text{IC}}/(\text{MPa}\cdot\text{mm}^{1/2})$ | 289.7 | 537.6 |

1.2 试验条件

本文利用哈尔滨工业大学自主研制的五轴超精密加工机床和西安品鼎数控工业有限公司生产的平底二刃 CVD 金刚石涂层微铣刀对 Ti6Al4V 进行加工。实验过程采用顺铣,空气冷却,刀具的主轴转速为 30000 r/min,进给速度为 15 mm/min,切削深度为 15 μm。在切削加工后采用 S-4300 型 SEM (Scanning electronic microscope, SEM) 观察刀具的微观形貌。

切削加工所用的刀具和机床如图 2 所示,刀具的相关参数见表 2。

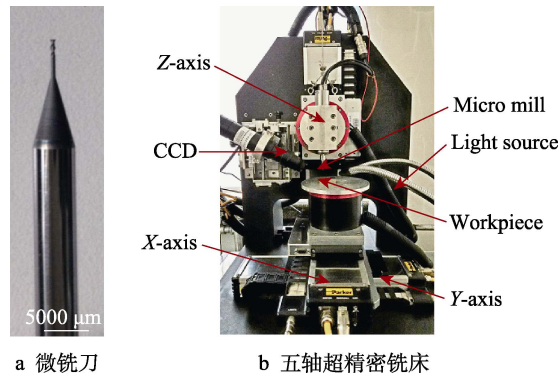


图 2 实验设备

Fig.2 Experimental equipment: (a) micro-milling tool, (b) five-axis ultra-precision milling machine

表 2 CVD 金刚石微铣刀参数
Tab.2 Parameters of CVD diamond micro-milling tool

| Parameters | Value |
|------------------|-------|
| Edge diameter/mm | 0.5 |
| Edge length/mm | 1.5 |
| Rake angle/(°) | 10 |
| Flank angle/(°) | 25 |
| Helix angle/(°) | 50 |

2 结果及分析

2.1 CVD 金刚石涂层的单裂纹扩展仿真

为了揭示涂层的断裂性能,在涂层内部预置竖直方向单裂纹并开展单向拉伸有限元仿真,仿真模型和结果如图 3 所示。预置竖直方向单裂纹的长度为 4 μm。微铣削钛合金 Ti6Al4V 的仿真结果表明:刀屑接触界面的最大应力超过 200 MPa^[29]。因此,在本仿真中,模型两侧施加了 200 MPa 的水平方向均布载荷。随着加载过程的进行,裂尖逐渐形成应力集中,并且应力沿着与水平方向成 25°的方向在裂尖两侧扩展。同时,裂尖的应力强度因子逐渐增大并大于金刚石的断裂韧性 289.7 MPa·mm^{1/2},裂纹发生扩展,如图 3b 所示。由于涂层和基体材料属性的差异,应力在粘接界面不连续。当裂纹扩展到粘接界面时,裂尖的应力强度因子小于硬质合金的断裂韧性 537.6 MPa·mm^{1/2},大于金刚石的断裂韧性 289.7 MPa·mm^{1/2},裂纹在粘接界面形成横向裂纹并扩展,最终使涂层脱落,如图 3c 所示。

为了阐明涂层的脱粘性能,在涂层和基底的粘接界面预置水平方向裂纹并开展单向拉伸有限元仿真,仿真模型和结果如图 4 所示。预置水平方向界面裂纹的长度为 4 μm,在模型上下两侧施加 200 MPa 的竖直方向均布载荷。随着加载过程的进行,裂纹尖端逐

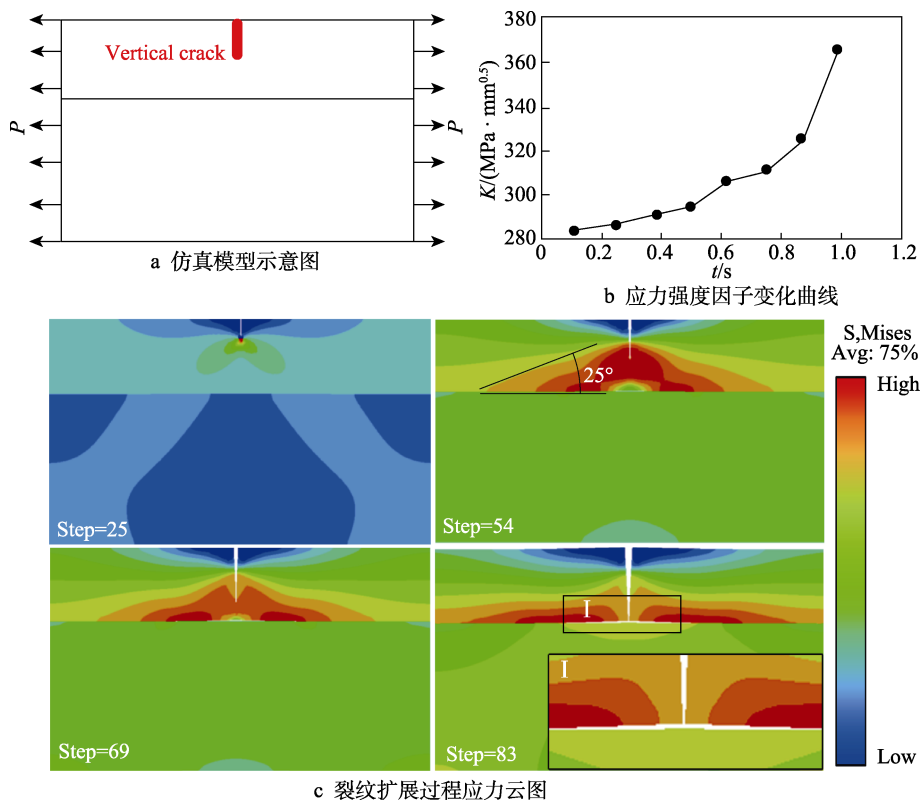


图3 竖直单裂纹仿真图

Fig.3 Simulation pictures of a vertical crack: (a) diagram of the simulation model, (b) curve of the stress intensity factor with time, (c) stress contours of crack extension

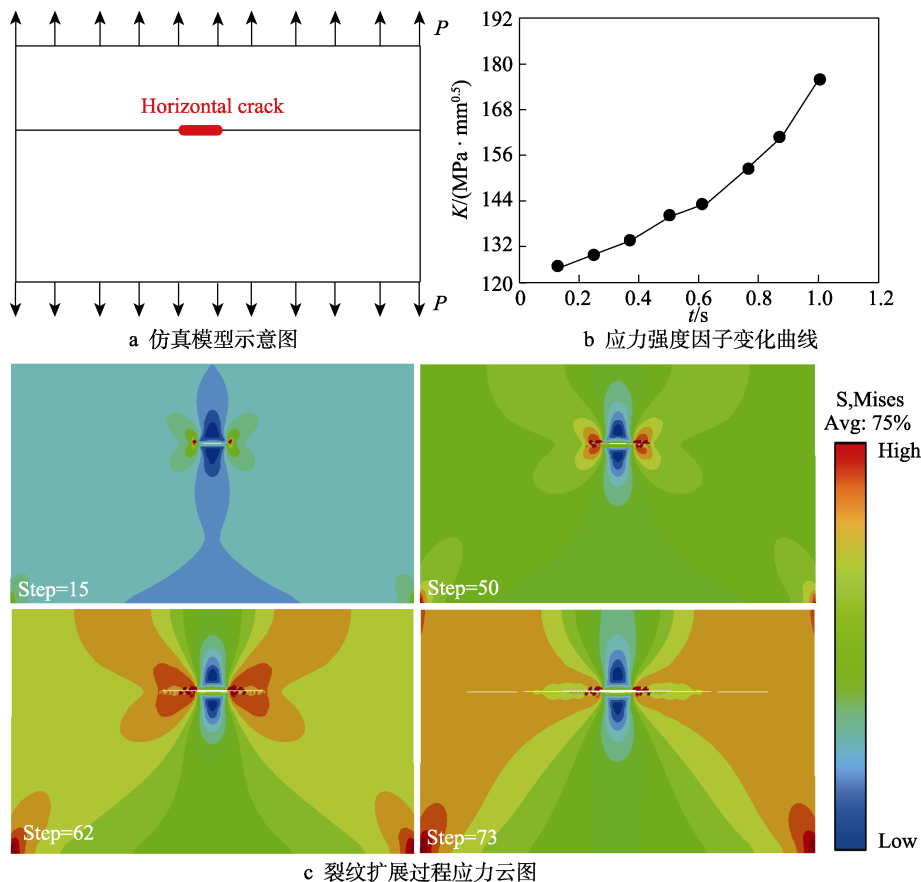


图4 水平单裂纹仿真图

Fig.4 Simulation pictures of a horizontal crack: (a) diagram of the simulation model, (b) curve of the stress intensity factor with time, (c) stress contours of crack extension

渐形成应力集中,并逐渐大于粘接界面的断裂能 77 N/m ,裂纹发生扩展。同时,由于金刚石与硬质合金材料属性的差异,应力在不同材料中的传播速度不同,应力在涂层和基底中呈现非对称分布。此外,裂纹尖端的应力强度因子小于金刚石的断裂韧性 $289.7 \text{ MPa}\cdot\text{mm}^{1/2}$ 和硬质合金的断裂韧性 $537.6 \text{ MPa}\cdot\text{mm}^{1/2}$,裂纹沿着界面逐步扩展。当粘接界面的水平裂纹与涂层中的竖直方向裂纹相遇并且竖直方向裂纹扩展到涂层上界面时,涂层发生断裂。

2.2 CVD 金刚石涂层的多裂纹扩展仿真

为探究涂层内部裂纹在涂层断裂过程中的交互作用机理,在 ABAQUS 中建立预置三条竖直方向裂

纹的单向拉伸有限元模型,裂纹间距为 $10 \mu\text{m}$,仿真模型和仿真结果如图 5 所示。随着加载过程的进行,裂纹尖端出现应力集中,应力强度因子不断增大,裂纹开始扩展。同时,在裂纹 I 和裂纹 II 形成应力场的叠加作用下,裂纹 III 形成较小的应力场,其应力强度因子变化曲线趋于平稳,裂纹扩展速度较慢,如图 5b 所示。当裂纹扩展到粘接界面时,裂纹发生转向,形成水平方向裂纹,如图 5c 中的 I 所示。在外界载荷的作用下,水平裂纹沿着粘接界面不断扩展,涂层内部不同竖直裂纹扩展到粘接界面形成的水平裂纹相遇,最终引起涂层脱落。仿真结果说明,涂层中不同竖直裂纹之间存在竞争作用,两侧边的裂纹会抑制中间裂纹的扩展。

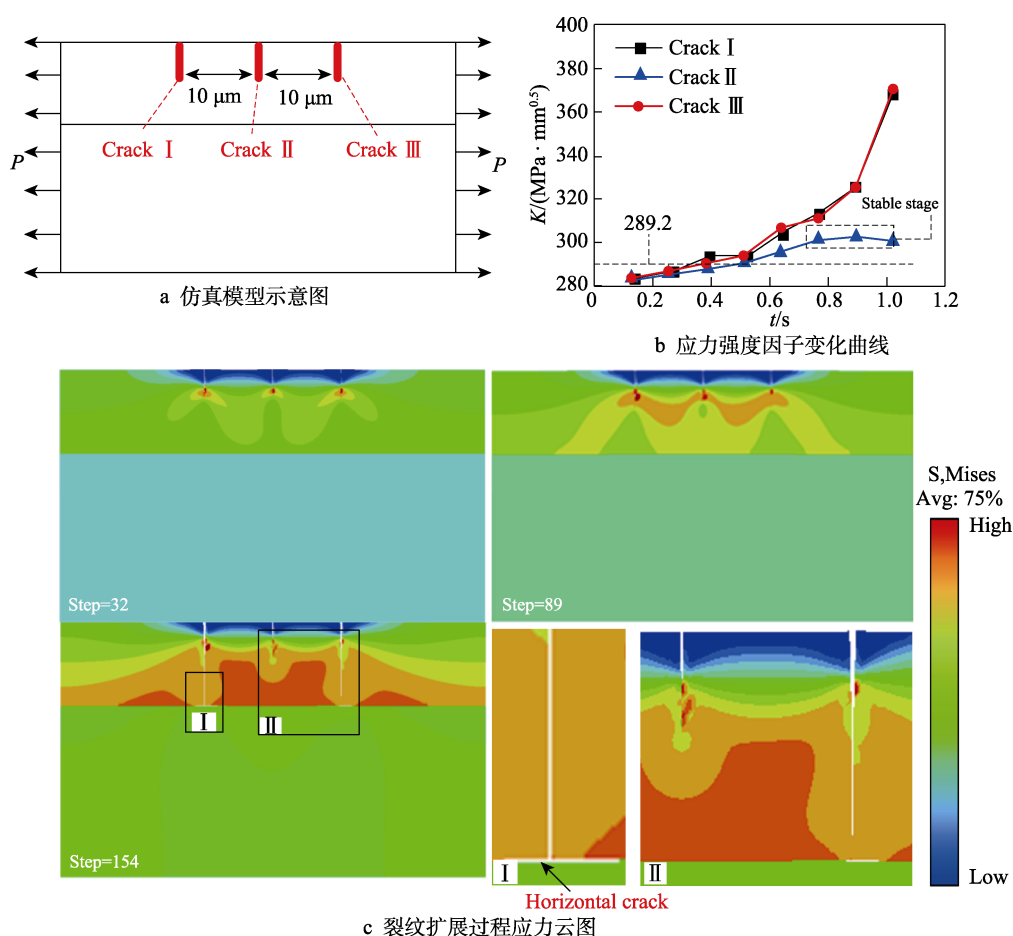


图 5 竖直多裂纹仿真图

Fig.5 Simulation pictures of several vertical cracks: (a) diagram of the simulation model, (b) curves of the stress intensity factor with time, (c) stress contours of crack extension

为探究不同界面裂纹在涂层脱粘过程中的耦合作用机理,在 CVD 涂层中预置 5 条水平方向的裂纹,裂纹间距为 $10 \mu\text{m}$,建立如图 6a 所示的 CVD 金刚石涂层单向拉伸有限元仿真模型,仿真结果如图 6b、c 所示。随着加载的进行,裂尖逐渐形成应力集中,应力沿粘接界面近似对称分布。由于受力条件相同,内部裂尖 I 和 II 形成的应力场相同,应力强度因子变化曲线也近似重合。在不同裂纹的交互作用下,边界裂

纹 I 受内部裂纹形成的应力场的影响较小,应力强度因子变化曲线较小。随着加载过程的进行,内部裂纹在扩展过程中逐渐融合形成一条更长的裂纹,裂尖的应力强度因子变得更大。

张开型裂纹的应力强度因子的计算公式如式(1)所示,其中 K 为应力强度因子, σ 为裂纹尖端的应力, a 为裂纹长度。由该式可知,裂纹长度 a 越大,在较小应力条件下,裂纹尖端的应力强度因子就能达

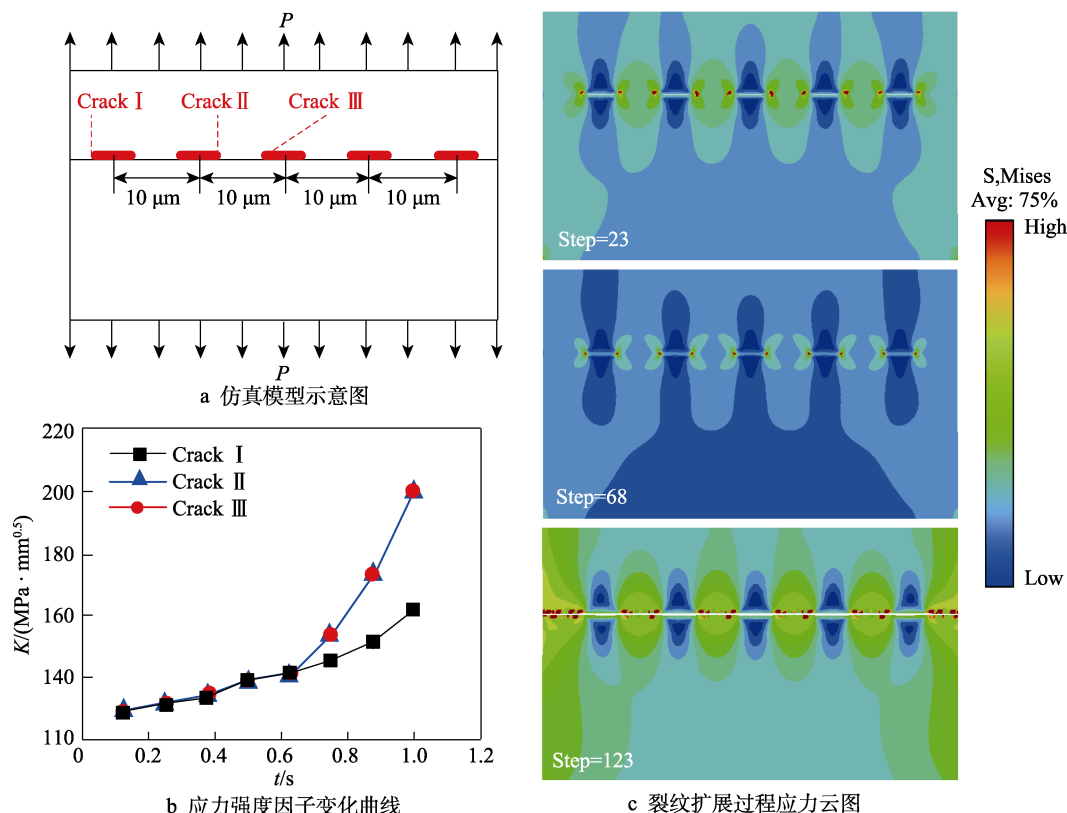


图6 水平多裂纹仿真图

Fig.6 Simulation pictures of several horizontal cracks: (a) diagram of the simulation model, (b) curves of the stress intensity factor with time, (c) stress contours of crack extension

到材料的断裂韧性,因此,裂纹更加容易发生扩展,并引起涂层脱落。仿真结果表明,水平裂纹在扩展过程中存在耦合作用,不同裂纹汇合形成的长裂纹会促进裂纹扩展,最终引起涂层脱落。

$$K = \sigma\sqrt{\pi a} \quad (1)$$

2.3 CVD 金刚石涂层刀具的裂纹损伤实验研究

采用金刚石刀具切削钛合金 Ti6Al4V 时,刀具表现出涂层易脱落、磨损失效快等缺陷。因此,研究 CVD 金刚石涂层刀具切削钛合金 Ti6Al4V 的刀具磨损和失效行为,对提高刀具切削性能具有重要的意义。为了研究 CVD 金刚石涂层的脱落现象,揭示微裂纹缺陷对 CVD 金刚石涂层微刀具损伤失效的影响,本文采用主轴转速为 30 000 r/min、进给速度为 15 mm/min、切削深度为 15 μm 的工艺参数,进行了 CVD 金刚石微径铣刀切削钛合金 Ti6Al4V 的加工实验。当切削长度达到 125 mm 后,刀具刀尖断裂面形貌如图 7 所示。在切削加工过程中的热耦合作用下,CVD 金刚石涂层刀具发生明显的涂层脱落,如图 7 中 I 所示。同时,铣削加工是一个断续切削过程,切削刃频繁地切入切出工件,使得刀尖受到周期性的冲击载荷作用,刀尖容易发生破损,如图 7 中 II 所示。此外,钛合金 Ti6Al4V 的组织不均匀性使得工件材料

中常常含有硬质相,化学气相沉积的不可控性使得 CVD 金刚石涂层制备过程中常常形成不均匀的晶粒。微铣削加工中,工件材料硬质相对切削刃的冲击作用,使得 CVD 金刚石涂层刀具常常发生晶粒剥落而形成崩刃,如图 7 中 III 所示。

在化学气相沉积过程中,由于沉积条件复杂、影响因素众多,易在 CVD 金刚石涂层中形成位错、空隙、非金刚石碳、微裂纹等微观缺陷^[30-31]。研究表明:在外界冲击载荷作用下,这些微观缺陷处容易萌生微裂纹。Amirhaghi 等^[32]对 CVD 金刚石的冲蚀磨损行为进行研究,发现 CVD 金刚石的裂纹萌生来源于晶界界面处的空隙,并指出涂层中的残余内应力来源于晶体内部的杂质和缺陷,如非金刚石碳、位错、层错和微观空隙等。Brookes 等^[33]对人工合成金刚石的塑性变形和应变引起的断裂进行研究,发现位错的交互作用和增殖引起 CVD 金刚石在{111}晶面萌生微裂纹。Mallika 等^[34]对 CVD 金刚石涂层在硬质合金基底上的粘接性进行研究,指出涂层和基底界面非金刚石碳的形成,使得涂层界面微裂纹萌生而引起涂层脱落。在切削加工的外载荷作用下,CVD 金刚石中会萌生微裂纹,如图 7a 所示。同时,微裂纹在切削加工中的周期性载荷作用下会进一步扩展形成台阶状的穿晶断裂特征,如图 7b 所示。此外,在切削加工的冲击载荷作用下,晶体内部位错运动并塞积在晶

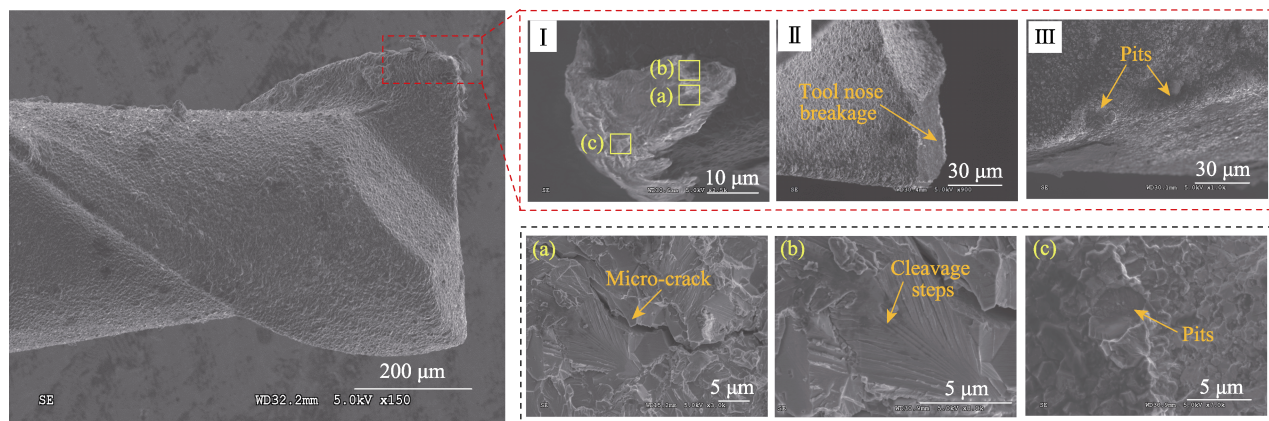


图 7 微铣削 Ti6Al4V 后 CVD 金刚石涂层微铣刀 SEM 图
Fig.7 SEM images of CVD diamond coating micro-milling tool after milling Ti6Al4V

界附近,使得晶界附近容易萌生微裂纹,微裂纹在外载荷作用下沿着晶界扩展,最终引起涂层形成凹坑状的沿晶断裂特征,如图 7c 所示。因此,CVD 金刚石涂层中微裂纹的萌生和扩展是诱导涂层断裂和脱粘的主要因素,在微裂纹间的耦合作用下,涂层内部会形成穿晶断裂和沿晶断裂的断裂特征。这进一步说明了仿真的合理性以及结果的可信性。

根据实验和仿真结果,做出 CVD 金刚石涂层的断裂示意图,如图 8 所示。在切削加工的热力耦合作用下,化学气相沉积形成的位错、空隙、非金刚石碳等微观缺陷会引起穿晶微裂纹和沿晶微裂纹的萌生和扩展。在微裂纹扩展过程中,穿晶微裂纹与沿晶微裂纹相遇会引起涂层形成台阶状的断裂特征,如图 8a 所示。同时,CVD 金刚石涂层的表面晶粒在外载荷作用下也会整体剥落形成沿晶断裂,如图 8b 所示。最后,涂层内部竖直裂纹扩展到涂层和基底的粘接界面并与水平界面裂纹相遇时,涂层发生脱落,如图 8c 所示。

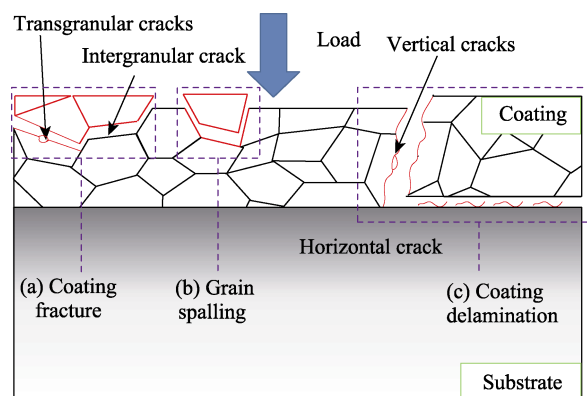


图 8 CVD 金刚石涂层断裂示意图
Fig.8 Diagram of CVD diamond coating fracture

3 结论

1) CVD 金刚石涂层内部竖直裂纹扩展到粘接界面裂纹转向形成的水平裂纹会引起涂层断裂。同时,

在外界载荷作用下,粘接界面水平裂纹的扩展会引起涂层脱粘。在水平裂纹和竖直裂纹的耦合作用下,涂层会发生脱落。

2) 由于裂纹间应力场的叠加作用,涂层中多条竖直裂纹扩展过程中存在竞争作用,两侧边的裂纹会抑制中间裂纹的扩展。同时,涂层和基底界面的多条水平裂纹在扩展过程中会汇聚成新的长裂纹,长裂纹的出现会加剧涂层脱落。为提高涂层的粘接性,在制备过程中应避免在涂层和基底粘接界面引入微裂纹和空隙等缺陷。

3) CVD 金刚石涂层刀具切削加工 Ti6Al4V 后,刀具刀尖的断口表现出穿晶断裂、沿晶断裂和微裂纹的微观形貌特征。在微裂纹的作用下,涂层形成的穿晶断裂和沿晶断裂的特征会引起涂层断裂,竖直裂纹和水平裂纹的交互作用会引起涂层脱落。

参考文献:

- [1] DUMPALA R, CHANDRAN M, MADHAVAN S, et al. High wear performance of the dual-layer graded composite diamond coated cutting tools[J]. International journal of refractory metals and hard materials, 2015, 48: 24-30.
- [2] 周美丽, 岳蕾, 陈强. 脉冲微波表面波 PECVD 在有机 PET 表面沉积 DLC 薄膜的阻隔性研究[J]. 包装工程, 2019, 40(17): 72-80.
ZHOU M L, YUE L, CHEN Q. Barrier properties of PET coated by DLC film through microwave surface wave plasma enhanced chemical vapor deposition[J]. Packaging engineering, 2019, 40(17): 72-80.
- [3] 沈彬, 孙方宏, 张志明. CVD 金刚石薄膜在水润滑条件下的摩擦磨损性能研究[J]. 摩擦学学报, 2008, 28(2): 112-117.
SHEN B, SUN F H, ZHANG Z M, et al. Tribological properties of diamond films in water lubricated environment[J]. Tribology, 2008, 28(2): 112-117.
- [4] FISCHER M, CHANDRAN M, AKHVLEDIANI R, et al. Interplay between adhesion and interfacial properties of diamond films deposited on WC-10%Co substrates using

- a CrN interlayer[J]. *Diamond and related materials*, 2016, 70: 167-172.
- [5] DAVIM J P. Diamond tool performance in machining metal-matrix composites[J]. *Journal of materials processing technology*, 2002, 128(1-3): 100-105.
 - [6] XIANG J, XIE L, GAO F, et al. Diamond tools wear in drilling of SiC_p/Al matrix composites containing copper[J]. *Ceramics international*, 2018, 44(5): 5341-5351.
 - [7] BAI Q S, YAO Y X, ZHANG H Z, et al. Wear of CVD thick film diamond cutter while machining laminated flooring[J]. *Journal of Harbin Institute of Technology*, 2006, 13(2): 151-155.
 - [8] KUO C, WANG C, KO S. Wear behaviour of CVD diamond-coated tools in the drilling of woven CFRP composites[J]. *Wear*, 2017, 398-399: 1-12.
 - [9] UCUN İ, ASLANTAS K, BEDİR F. An experimental investigation of the effect of coating material on tool wear in micro milling of Inconel 718 super alloy[J]. *Wear*, 2013, 300(1-2): 8-19.
 - [10] UHLMANN E, REIMERS W, BYRNE F, et al. Analysis of tool wear and residual stress of CVD diamond coated cemented carbide tools in the machining of aluminium silicon alloys[J]. *Production engineering*, 2010, 4(2-3): 203-209.
 - [11] NASKAR A, CHATTOPADHYAY A K. Investigation on flank wear mechanism of CVD and PVD hard coatings in high speed dry turning of low and high carbon steel[J]. *Wear*, 2018, 396: 98-106.
 - [12] CHOU Y K, LIU J. CVD diamond tool performance in metal matrix composite machining[J]. *Surface and coatings technology*, 2005, 200(5-6): 1872-1878.
 - [13] KARPAT Y, DEĞER B, BAHTIYAR O. Drilling thick fabric woven CFRP laminates with double point angle drills[J]. *Journal of materials processing technology*, 2012, 212(10): 2117-2127.
 - [14] BELMONTE M, OLIVEIRA F J, SACRAMENTO J, et al. Cutting forces evolution with tool wear in sintered hard metal turning with CVD diamond[J]. *Diamond & related materials*, 2004, 13(4-8): 843-847.
 - [15] GUNNARS J, ALAHELISTEN A. Thermal stresses in diamond coatings and their influence on coating wear and failure[J]. *Surface & coatings technology*, 2008, 80(3): 303-312.
 - [16] XU F, XU J H, YUEN M F, et al. Adhesion improvement of diamond coatings on cemented carbide with high cobalt content using PVD interlayer[J]. *Diamond & related materials*, 2013, 34(2): 70-75.
 - [17] CUI Y X, WANG W S, SHEN B, et al. A study of CVD diamond deposition on cemented carbide ball-end milling tools with high cobalt content using amorphous ceramic interlayers[J]. *Diamond & related materials*, 2015, 59: 21-29.
 - [18] GOMEZ H, DURHAM D, XIAO X, et al. Adhesion analysis and dry machining performance of CVD diamond coatings deposited on surface modified WC-Co turning inserts[J]. *Journal of materials processing technology*, 2012, 212(2): 523-533.
 - [19] 龙剑平, 汪灵, 张湘辉, 等. 化学气相沉积金刚石薄膜刀具膜/基附着性能研究现状[J]. *表面技术*, 2006, 35(5): 54-59.
 - LONG J P, WANG L, ZHANG X H, et al. Research status on the adhesion between substrate and diamond film deposited by CVD[J]. *Surface technology*, 2006, 35(5): 54-59.
 - [20] CHANDRAN M, SAMMLER F, UHLMANN E, et al. Wear performance of diamond coating WC-Co tools with a CrN interlayer[J]. *Diamond & related materials*, 2017, 73: 47-55.
 - [21] TELLING R H, FIELD J E. Fracture and erosion of CVD diamond[J]. *Diamond and related materials*, 1999, 8(2-5): 850-854.
 - [22] NOVIKOV N V, DUB S N. Hardness and fracture toughness of CVD diamond film[J]. *Diamond & related materials*, 1996, 5(9): 1026-1030.
 - [23] KUO C T, LIN C R, LIEN H M. Origins of the residual stress in CVD diamond films[J]. *Thin solid films*, 1996, 290-291: 254-259.
 - [24] LIM D S, KIM J H. Erosion damage and optical transmittance of diamond films[J]. *Thin solid films*, 2000, 377-378: 217-221.
 - [25] WANG X, ZHANG J, SHEN B, et al. Erosion mechanism of the boron-doped diamond films of different thicknesses[J]. *Wear*, 2014, 312(1-2): 1-10.
 - [26] LU P, XIA X, CHOU Y K. Interface delamination study of diamond-coated carbide tools considering coating fractures[J]. *Surface & coatings technology*, 2014, 260: 239-245.
 - [27] MOHR M, CARON A, HERBECK-ENGEL P, et al. Young's modulus, fracture strength, and Poisson's ratio of nanocrystalline diamond films[J]. *Journal of applied physics*, 2014, 116(12): 051101.
 - [28] 何文, 谭敦强, 陆磊, 等. Ce 和 Y 对 YG6 硬质合金组织及性能的影响[J]. *稀土*, 2015, 36(6): 51-56.
 - HE W, TAN D Q, LU L, et al. Effect of Ce and Y on the microstructure and properties of YG6 cemented carbide[J]. *Chinese rare earths*, 2015, 36(6): 51-56.
 - [29] PRATAP T, KARALI P. Modeling cutting force in micro-milling of Ti-6Al-4 V titanium alloy[J]. *Procedia engineering* 2015, 129: 134-139.
 - [30] BATAINEH M, KHATAMI S, ASMUSSEN J J. A comparative study of the effects of reactor geometry on the quality of CVD diamond films deposited on silicon substrates with mixture of CH₄/H₂ gas flow[J]. *Journal of materials processing technology*, 2005, 169(1): 26-37.
 - [31] AN K, CHEN L, YAN X, et al. Fracture behavior of diamond films deposited by DC arc plasma jet CVD[J]. *Ceramics international*, 2018, 44(11): 13402.
 - [32] AMIRHAGHI S, REEHAL H S, WOOD R J K, et al. Diamond coatings on tungsten carbide and their erosive wear properties[J]. *Surface & coatings technology*, 2001, 135(2-3): 126-138.
 - [33] BROOKES E J, GREENWOOD P, XING G. The plastic deformation and strain-induced fracture of natural and synthetic diamond[J]. *Diamond & related materials*, 1999, 8(8-9): 1536-1539.
 - [34] MALLIKA K, KOMANDURI R. Diamond coatings on cemented tungsten carbide tools by low-pressure microwave CVD[J]. *Wear*, 1999, 224(2): 245-266.