

超细晶粒硬质合金的高速摩擦磨损特性研究

潘永智¹, 艾 兴¹, 赵 军¹, 李光业¹, 宋良煜²

(1 山东大学 机械工程学院, 山东 济南 250061;

2 成都飞机工业有限公司 数控加工厂, 四川 成都 610092)

摘要: 在 CA6140 型车床配置的高速摩擦磨损试验装置上进行滑动摩擦磨损试验, 研究了 WC-10Co 和 WC-12Co 硬质合金与 7050-T7451 铝合金摩擦副的摩擦磨损特性, 采用扫描电子显微镜和 X 射线能量色散谱仪观察和分析硬质合金的磨损表面形貌及其元素的扩散现象. 结果表明, 随着法向载荷和转速的提高, 2 种硬质合金的摩擦系数均呈下降趋势. 在相同条件下, WC-12Co 比 WC-10Co 的摩擦系数稍高, 而摩擦温度和磨损体积损失低于 WC-10Co. 超细晶粒硬质合金的主要磨损机制为 Co 粘结相塑性变形、WC 晶粒脱落造成的磨粒磨损和粘结磨损并伴有少量的扩散磨损.

关键词: 硬质合金; 铝合金; 摩擦磨损性能; 温度

中图分类号: TH117.3

文献标识码: A

文章编号: 1004-0595(2008)01-0078-05

高速切削摩擦学主要研究高速切削过程中, 在热-力耦合不均匀的强应力场作用下刀具与工件的摩擦磨损特性及其磨损机制^[1], 高速切削过程中刀具的磨损特性决定刀具寿命、加工表面质量以及切削功率的消耗. 7050-T7451 航空铝合金具有强度高、密度低及切削性能优越的特点, 被广泛用于飞机结构件的制造中. 在高速切削铝合金的过程中, 刀具前刀面切屑和刀具后刀面工件形成 2 个摩擦副, 其接触表面是新鲜表面, 铝合金化学活性很强, 容易与刀具前/后刀面发生粘结和扩散而造成刀具失效^[2,3]. Jia 等^[4-6]采用销盘式或环块式摩擦磨损试验装置对不同 Co 含量的普通、超细乃至纳米硬质合金与 42CrMo 钢、45[#]钢和 Si₃N₄ 陶瓷的摩擦磨损特性进行对比研究, 发现硬质合金的 Co 含量、WC 晶粒度和硬度对硬质合金的摩擦系数和磨损率具有较大影响. 赵威等^[7]研究了氮气介质中 WC-Co/Ti6Al4V 摩擦副的摩擦磨损特性, 认为硬质合金的主要磨损机制为磨粒磨损与粘着剥落. 朱流等^[8]采用 WC-Co/PCD 作为摩擦副材料, 对超细硬质合金的磨损机制进行研究, 发现超细硬质合金的磨损以 Co 相塑性变形和 WC 相颗粒脱落为主要特征. 以上研究不足之处是在传统摩擦学范畴研究摩擦磨损, 若应用于高速切削摩擦学的研究, 无论从速度、压力和温度等条件还是从摩擦接触特性均存在局限性.

鉴于此, 本文作者针对铝合金加工的“高速”特点, 在车床上配置干摩擦试验装置, 通过硬质合金刀具的摩擦磨损试验及其磨损表面形貌和化学成分的观察与分析, 揭示高速下硬质合金的摩擦磨损特性, 旨在为高速切削刀具材料优化设计、合理选材及高速切削磨损机制研究提供实验依据.

1 实验部分

1.1 试验材料

试验采用亚微米晶粒 WC-10Co 和超细晶粒 WC-12Co 硬质合金材料. WC-10Co 来源于 Jablo 公司 JH420 型号的整体立铣刀, Co 含量 (以质量分数计, 下同) 为 10%, WC 晶粒度为 0.6~0.8 μm, 硬度 15 500 N/mm², 抗弯强度和断裂韧性为 4 200 MPa 和 7.6 MPa·m^{1/2}, 密度为 14.7 g/cm³. WC-12Co 来源于自贡硬质合金有限公司牌号为 ZK40SF 的整体立铣刀, Co 含量 12%, WC 晶粒度为 0.3~0.5 μm, 硬度为 16 100 N/mm², 抗弯强度和断裂韧性分别为 4 300 MPa 和 9.7 MPa·m^{1/2}, 密度 14.08 g/cm³. 抗弯强度试样尺寸为 φ3.25 mm × 38 mm (参照 ISO 3327 标准 C 试样), 用三点弯曲法测量. 用 MH-6 型维氏硬度计测量硬度, 用压痕法测量断裂韧性, 取 5 次结果的平均值. 用线切割制成尺寸为 16 mm × 16 mm × 6 mm 的摩擦磨损试样. 7050-T7451 铝合金

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (50575126); 数控刀具国产化研究资助项目 ([05]-027).

收稿日期: 2007-04-10; 修回日期: 2007-06-20; 联系人潘永智, email: yongzhi.pan@gmail.com

作者简介: 艾兴, 1924 年生, 教授, 博导, 中国工程院院士, 目前主要从事高速刀具材料和切削研究.

化学成分为 6.7% Zn, 2.5% Cu, 2.3% Mg, 0.12% Zr, 0.10% Mn, 0.12% Si, 0.13% Fe, 0.06% Ti, 余量为 Al, 其尺寸为 $\phi 160\text{ mm} \times 300\text{ mm}$, 在其端面上精车出内径 $\phi 150\text{ mm}$ 、外径 $\phi 160\text{ mm}$ 、高 3 mm 的环形台阶 (见图 1)。试验前将硬质合金试样进行粗磨、精磨、抛

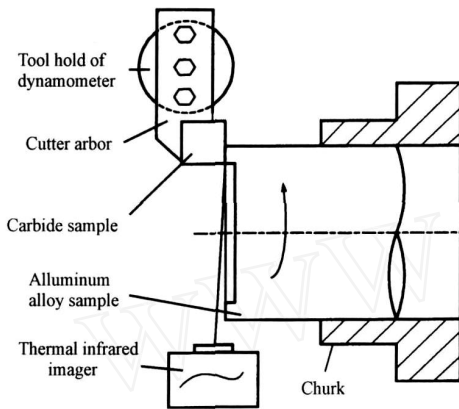


Fig 1 Schematic image of the tribometer
图 1 摩擦磨损试验装置结构示意图

光处理,使其表面粗糙度 $R_a = 0.1\text{ }\mu\text{m}$,然后将试样在乙醇中超声清洗 10 min,干燥后待用。铝合金端面台阶采用油石打磨至 R_a 约为 $0.1\text{ }\mu\text{m}$ 。

1.2 摩擦磨损试验

高速摩擦磨损试验在 CA6140 型车床上进行,试验装置结构示意图见图 1。将硬质合金试样安装在刀杆上,刀杆固定于测力仪刀架上,铝合金试样用三爪卡盘装夹在车床主轴内。试验时沿车床主轴方向施加正向力,使铝合金试样内径为 $\phi 150\text{ mm}$ 、外径为 $\phi 160\text{ mm}$ 的台阶端面与硬质合金块 $16\text{ mm} \times 6\text{ mm}$ 的端面组成面接触摩擦副。法向载荷和摩擦力可用 SDC-C3M19 型三向车削测力仪连续测量,同时用 NEC-TH5104R 型红外热像仪测量摩擦副接触面的温度。与普通环块式和销盘式摩擦磨损试验机相比,该摩擦磨损装置可以提供更高的转速 (1400 r/min) 和法向载荷 (500 N),与高速切削铝合金时的实际工况相符。

试验转速为 900 r/min 和 1400 r/min ,相当于 450 m/min 和 700 m/min 的滑动速度。法向载荷在 $100 \sim 400\text{ N}$ 之间变动,与实际车削工况下的切削力相当。获得稳定的摩擦曲线通常需要 $5 \sim 10\text{ min}$ 。在每组压力和速度组合下重复进行 3 次,试验结果取其平均值。摩擦系数由库仑公式计算得出。

磨损试验在法向载荷 300 N 、转速 1400 r/min 下进行。采用精度 1 mg 的电子天平称量硬质合金材料的磨损质量损失,取 5 次测量结果的平均值,并换

算为磨损体积损失。

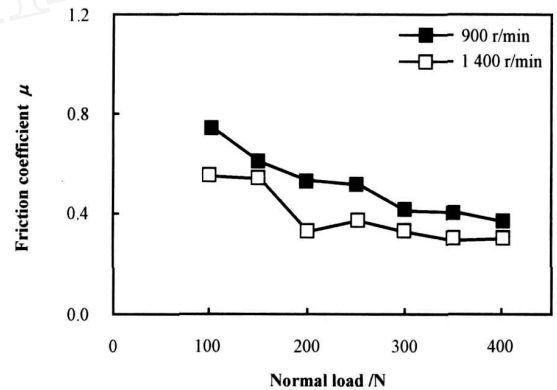
1.3 表面分析

采用 S-570 型扫描电子显微镜 (SEM) 观察硬质合金的磨损表面形貌,采用 JXA-8800 型 X 射线能量色散谱仪 (EDS) 分析硬质合金磨损表面的化学组成以及 Al、Co 和 W 等元素的扩散行为。

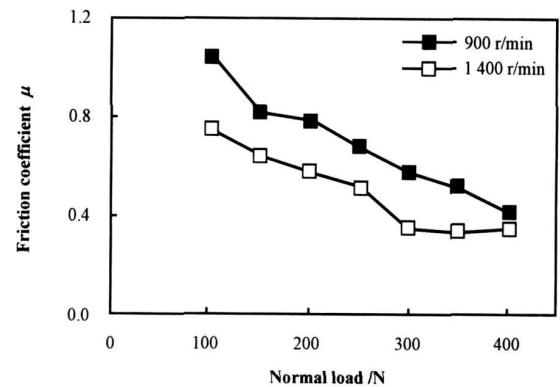
2 结果与讨论

2.1 摩擦性能

图 2 所示为在不同转速和法向载荷下 2 种硬质



(a) WC-10Co



(b) WC-12Co

Fig 2 Friction coefficient vs normal load for WC-10Co and WC-12Co

图 2 2 种转速下 WC-10Co 和 WC-12Co 的摩擦系数与法向载荷的关系曲线

合金的摩擦系数。可见:在相同法向载荷条件下,转速为 1400 r/min 时的摩擦系数均低于 900 r/min 时的摩擦系数;在相同速度下,随着法向载荷增加,摩擦系数减小;当法向载荷从 100 N 升至 400 N 时,WC-12Co 的摩擦系数在 900 r/min 和 1200 r/min 下均大于 WC-10Co。

2.2 磨损性能

图 3 示出了转速 1400 r/min 、法向载荷 300 N

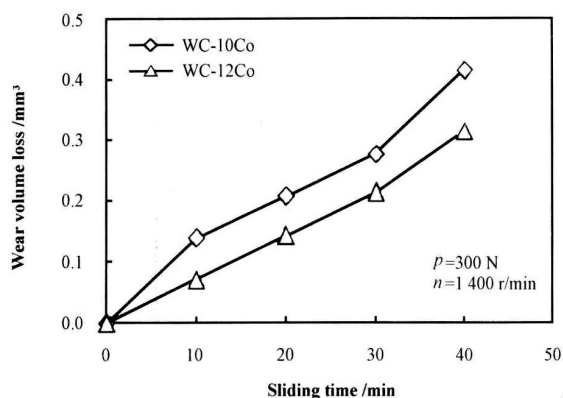


Fig 3 Wear volume loss vs. sliding time for WC-10Co and WC-12Co

图 3 WC-10Co和 WC-12Co的磨损体积损失与滑动时间的关系曲线

下 2 种硬质合金的磨损体积损失与时间的关系曲线。可见, 2 种硬质合金的磨损体积损失均随时间增加而增大, 两者呈近似线性关系, 这与 Archard 磨损公式^[9]预测相一致。WC-12Co 的磨损率小于 WC-10Co, 因为 WC-12Co 是超细晶粒硬质合金, 其抗弯强度和断裂韧性均高于亚微米晶粒的 WC-10Co。根据 Evens 公式^[10], 脆性材料的断裂韧性和硬度越高, 其磨损量越低。

2.3 磨损机制

当硬质合金和铝合金摩擦副表面进入滑动接触状态后, 接触表面因摩擦挤压而产生大量的摩擦热, 导致温度迅速上升, 表面和亚表面出现高温。磨损过程中最初 1~5 min 内温度迅速上升, 经 10 min 左右达到稳定状态。在法向载荷为 100 N 时的温度在 310~350 之间, 300 N 时在 430~500 (见图 4)。随着法向载荷增加, 接触点上单位时间的能量输入越多, 温度越高。高温使得铝合金发生软化而产生塑性变形, 使屈服强度和摩擦系数降低, 这与图 2 的结果吻合。

在高速摩擦过程中, 因热力耦合不均匀的强应力场作用而使硬质合金材料受到强烈的挤压和摩擦, 硬质合金中的 Co 粘结相发生塑性变形, 表层 WC 晶粒间的某些 Co 粘结相被挤出^[11]。随着 Co 粘结相的流失, 破坏了稳定的 WC 骨架, 使某些 WC 颗粒不断拔出刀具基体^[12], 作为硬质相夹杂在硬质合金和铝合金摩擦界面间形成犁沟状磨损痕迹, 犁沟痕迹与磨损方向一致。被挤出的 Co 由于硬度低、延展性好, 在摩擦副表面与铝合金磨屑粘结, 附着在硬质合金表层, WC 晶粒脱落和 Co 相挤出使磨损表面的微

观结构呈现孔洞 (见图 5)。

对磨损后的 WC-12Co 硬质合金试样沿垂直于磨损表面的方向作剖面, 用 X 射线能量色散谱仪对

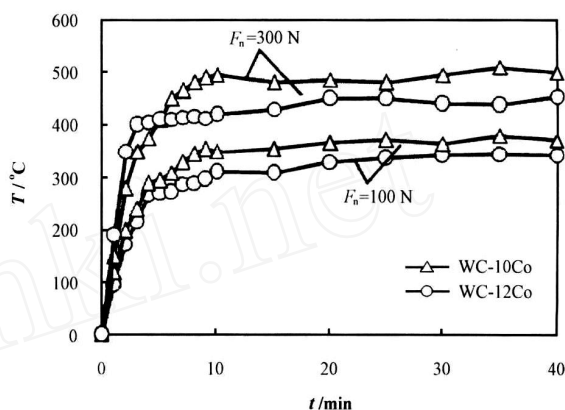


Fig 4 Variation of temperature during sliding process below contacting surface at the load 100 N and 300 N

图 4 法向载荷为 100 N 和 300 N 下摩擦副接触表面的温度变化情况

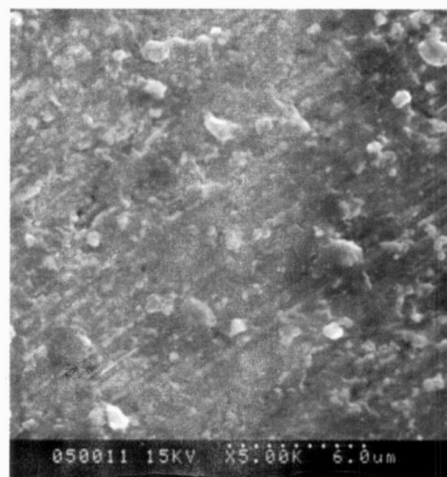


Fig 5 Scanning electron micrographs of worn surface of WC-12Co cemented carbide

图 5 WC-12Co 硬质合金的磨损表面形貌 SEM 照片

Al、W 和 Co 元素进行分析, 其结果见图 6。可见其磨损表面的 W、Co 元素含量较硬质合金基体内部有所降低, 且存在少量 Al 元素。这是由于硬质合金表层 WC 脱落, Co 元素由于粘结相挤出而粘结在铝合金表面或磨屑中, 而另一部分 W 和 Co 扩散到铝合金表面或磨屑中。

3 结论

a 在 CA6140 型车床上配置了特殊的高速摩擦磨损试验装置, 与环块式和销盘式摩擦磨损机相比, 能够提供更高的滑动速度 (达 700 m/min) 和法

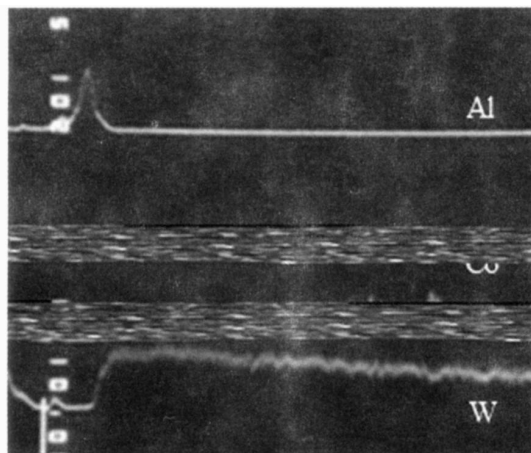


Fig 6 EDS line-scan image of Al, Co and W elements along the direction perpendicular to the worn surface

图 6 WC-12Co 硬质合金磨损剖面 Al、Co 和 W 元素的 EDS 谱图

向载荷 (达 500 N), 更符合高速切削铝合金的实际工况环境。

b 随着法向载荷和转速的提高, 2 种硬质合金的摩擦系数均呈下降趋势。在相同条件下, WC-12Co 比 WC-10Co 的摩擦系数稍高, 而 WC-12Co 的摩擦温度和磨损体积损失较低。

c 超细晶粒硬质合金的主要磨损机制为由于 Co 粘结相塑性变形、WC 晶粒脱落而造成的磨粒磨损和粘结磨损, 并伴有少量的扩散磨损。

参考文献:

- [1] Ai X, Zhao J, Liu Z Q, *et al* Research and development of high speed cutting tribology[J]. Key Engineering Materials, 2006, 315-316: 401-405.
- [2] 艾兴. 高速切削加工技术 [M]. 北京: 国防工业出版社, 2003.
- [3] List G, Nouari M, Gelin D, *et al* Wear behavior of cemented carbide tools in dry machining of aluminum alloy[J]. Wear, 2005, 259: 177-189.
- [4] Jia K, Fischer T E. Sliding wear of conventional and nanostructured cemented carbides[J]. Wear, 1997, 203-204: 310-318.
- [5] Quercia G, Grigorescu I, Contreras H, *et al* Friction and wear behavior of several hard materials[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2001, 19: 259-269.
- [6] Pirso J, Segei L, Mart V. Friction and wear behavior of cemented carbides[J]. Wear, 2004, 257: 257-265.
- [7] 赵威, 何宁, 李亮. 在氮气介质中 WC-Co/Ti6Al4V 摩擦副的摩擦磨损性能研究[J]. 摩擦学学报, 2006, 26 (5): 439-442.
Zhao W, He N, Li L. Friction and wear properties of WC-Co cemented carbide sliding against Ti6Al4V alloy in nitrogen gas[J]. Tribology, 2006, 26 (5): 439-442.
- [8] 朱流, 郦剑, 凌国平. 超细 WC-Co 硬质合金及其耐磨性能研究[J]. 材料热处理学报, 2006, 27 (3): 112-115.
Zhu L, Li J, Ling G P. Preparation of ultra-fine WC-Co cement and its wear behavior[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2006, 27 (3): 112-115.
- [9] Archard J F. Contact and rubbing of flat surfaces[J]. Journal of Applied Physics, 1953, 24: 981-988.
- [10] Evens A G, Marshall D B. Wear mechanisms in ceramics[C]. Fundamentals of Friction and Wear of Materials, ASM, 1980. 439-452.
- [11] Enqvist H, Högborg H, Botton G A, *et al* Tribofilm formation on cemented carbides in dry sliding conformal contact[J]. Wear, 2000, 239: 219-228.
- [12] 龙震海, 王西彬, 刘志兵. 高速切削难加工材料时硬质合金刀具前刀面磨损机理及切削性能研究[J]. 摩擦学学报, 2005, 25 (1): 83-87.
Long Z H, Wang X B, Liu Z B. Research on wear modes and mechanism of carbide tools in high-speed milling of difficult-to-cut materials[J]. Tribology, 2005, 25 (1): 83-87.

High-speed Friction and Wear Behavior of Ultra-fine Grain Cemented Carbide

PAN Yong-zhi¹, A I Xing¹, ZHAO Jun¹, L I Guang-ye¹, SONG L iang-yu²

(1. School of Mechanical Engineering, Shandong University, Jinan 250061, China;

2. Chengdu Aircraft Industrial (Group) Co., Ltd., Chengdu 610092, China)

Abstract: Sliding friction and wear tests were carried out in a special tribometer assembled on CA6140 turning lathe to investigate the friction and wear properties of two different cemented carbides (WC-10Co and WC-12Co) against aluminum alloy 7050-T7451. The morphological analyses of the worn surface were made by scanning electron microscope and the diffusion behavior of elements was analyzed by X-ray energy spectrometer. The friction coefficients of two cemented carbides decreased with the increase of normal load and sliding speed. Under the same friction condition, the friction coefficient of WC-12Co was larger than that of WC-10Co, but the friction temperature and the wear volume loss of WC-12Co were lower than that of WC-10Co. The main wear mechanisms of ultra-fine grain cemented carbide were abrasive wear and adhesive wear caused by the plastic deformation of cobalt binder phase and by the removals of some tungsten carbide grains, accompanied with diffusive wear.

Key words: cemented carbide, aluminum alloy, friction and wear behavior, temperature

Author: A I Xing, male, born in 1924, Professor, Member of Chinese Academy of Engineering, e-mail: aixing@sdu.edu.cn