DOI: 10.3901/JME.2019.19.213

硬质合金刀具高能离子源增强多弧镀 AlCrTiSiN 梯度涂层制备及性能研究*

蔡飞¹ 高营^{1,2} 蔡习军^{1,2} 张林¹ 张世宏^{1,2} 王启民³

(1. 安徽工业大学现代表面工程研究中心 马鞍山 243000;

2. 安徽工业大学材料科学与工程学院 马鞍山 243000;

3. 广东工业大学机电工程学院 广州 510006)

摘要:采用离子源增强的多弧离子镀新技术,在硬质合金刀具表面制备了不同含 Si 层梯度结构的 AlCrTiSiN 梯度涂层,并对涂层组织结构、残余应力、结合强度、摩擦磨损以及铣削和钻削加工灰铸铁性能进行了详细的研究。结果表明:不同含 Si 层梯度结构的 AlCrTiSiN 涂层主要由固溶的 (Al, Cr)N、(Al, Ti)N 相和非晶态 Si₃N₄ 相组成。其中,含 Si 层梯度变化最缓和的 G3(Gradient 3)涂层具有较高的结合强度,较低的残余压应力、摩擦因数和磨损率。铣削和钻削试验显示,涂层刀具的切削磨损机理主要表现为磨粒磨损和粘着磨损。G3 涂层降低了磨粒磨损,其刀具的铣削和钻削寿命均最高,这主要得益于其含 Si 层的梯度设计、适当的压应力(-3.8 GPa)以及良好的膜基结合强度。研究结果表明,通过对含 Si 层进行梯度设计可显著提高涂层刀具的切削性能。

关键词:刀具涂层;切削;梯度结构;结合强度;磨损

中图分类号: TG156

Study on Preparation and Properties of Gradient AlCrTiSiN Coated Cemented Carbide Tools Deposited by Ion Source Enhanced Multi-arc Ion Plating Technology

CAI Fei¹ GAO Ying^{1,2} CAI Xijun^{1,2} ZHANG Lin¹
ZHANG Shihong^{1,2} WANG Qimin³

(1. Research Center of Modern Surface and Interface Engineering,

Anhui University of Technology, Maanshan 243002;

2. School of Material Science and Engineering, Anhui University of Technology, Maanshan 243002;

3. School of Electro-mechanical Engineering, Guangdong University of Technology, Guangzhou 510006)

Abstract: Ion source enhanced multi-arc ion plating technology is adopted to fabricate the AlCrTiSiN composite coatings with different Si gradient structures on the surface of cemented carbide cutters. The effects of Si gradient coating structures on the microstructure, residual stresses, adhesion strength, friction and wear properties, milling and drilling against gray cast iron are studied in detail. The results showed that AlCrTiSiN composite coatings with different Si gradient coating structures are comprised of solid solution (Al, Cr)N, (Al, Ti)N and amorphous Si₃N₄. Among all the coatings, the G3 (Gradient 3) coating with the most gentle Si gradient structure show higher adhesion strength, the lowest residual compressive stress and the lowest friction coefficient and wear rate. The wear mechanism of coated cutters is mainly characterized by abrasive wear and adhesive wear. G3 coating decreased the abrasive wear, and also the milling and drilling experiment results showed that the G3 coated tools show the best cutting performance, which is attributed to the gradient design of Si containing layer, proper residual compressive stress (-3.8 GPa) and higher adhesion strength. This result show that gradient design of Si containing coating could effectively improve the cutting performance of the coated cutter.

Key words: tool coating; cutting performance; gradient structure; adhesion strength; wear resistance

* 安徽省自然科学基金(1808085QE131)和国家自然科学基金(51305002, 51522502)资助项目。20180611 收到初稿, 20190119 收到修改稿

0 前言

灰铸铁因其良好的减震性、耐磨性和铸造性能,成为制造柴油发动机的首选材料^[1]。目前,铸铁切削加工用刀具主要由硬质合金、涂层硬质合金、陶瓷和立方氮化硼刀具组成。其中,立方氮化硼刀具加工铸铁类材料性能较好,但其价格昂贵。因此,利用涂层技术在价格相对低廉的硬质合金刀具表面沉积具有高硬度和耐磨的陶瓷涂层,制备涂层硬质合金刀具,成为铸铁切削加工的主要途径^[2-3]。

MARTINEZ 等^[3]发现,涂层硬质合金刀具切削铸铁时在前刀面与后刀面均出现磨损现象,磨损机理主要为粘结磨损和磨粒磨损。文献^[4]中也指出,涂层硬质合金刀具切削铸铁时主要失效模式为后刀面磨粒磨损和粘着磨损。LONG 等^[5]对比研究了 TiAlN 和 CrAlN 涂层硬质合金刀具切削灰铸铁的性能,发现 TiAlN 涂层刀具切削性能更加优异。含 Si 涂层如 TiSiN、CrSiN 和 AlTiSiN 涂层等由于 Si 元素的加入,可显著提高涂层的硬度和耐磨损性^[6-7],尤其在高速切削时仍能保持良好的稳定性^[8]。有研究表明,TiAlSiN 涂层刀具的切削寿命为 TiAlN 涂层刀具的 1.5 倍^[9]。

刀具在切削过程中承受着力和热的强耦合作用^[2]。因此,刀具涂层除了需具有较高的硬度和抗氧化性能之外,还需具有足够的韧性和结合强度以抵抗涂层在切削过程中发生的剥落。研究表明,可通过对基体进行表面改性处理如活化、高能离子刻蚀清洗、喷丸处理等方法改善涂层与基体的结合强度。如利用 Ar 离子刻蚀技术能够有效清洁基体表面的污物,并能粗化基体表面产生微观结构尺度的凹凸不平,增强涂层与基体的附着力^[10-11]。Fox-Rabinovich 等^[12]通过对涂层表面进行 Ar 离子轰击,增加涂层表面的缺陷,提高表面活性,改善涂层刀具的高速切削性能。本课题组通过对比研究高能 Ar 离子源刻蚀技术对 AlCrN 涂层的切削性能的影响,发现对基体进行高能 Ar 离子刻蚀可以有效提高 AlCrN 涂层与基体的结合强度,进而提高其切削性能^[13-14]。此外,还可通过在基体和涂层之间添加过渡层以降低基体与涂层之间的硬度和热膨胀系数差,提高其结合强度。例如,在 Al₂O₃ 表层和硬质合金基体之间通过添加 TiCN 连接层^[15]。CrN、TiN 和 AlCrN 也报道被采用作为 CrAlSiN、TiAlSiN、TiSiN 和 AlCrTiSiN 涂层的过渡层以提高涂层与基体的结合强度^[16-18]。但关于对含 Si 的工作层进行梯度设计以提高涂层刀具切削性能的研究,则相对较少。

本文利用离子源增强的多弧离子镀新技术^[13]在硬质合金刀具表面制备 AlCrTiSiN 涂层,通过梯度改变含 Si 层中的 Si 含量,系统研究不同含 Si 层梯度结构对涂层结构、残余应力、结合强度、摩擦磨损以及切削性能的影响,并对切削机理进行了详细讨论。

1 试验材料与方法

1.1 基体材料及前处理

本文试验中所用基体材料为硬质合金(K40),尺寸为 19 mm × 19 mm × 5 mm,切削试验所用刀具分别为直径 6 mm 的硬质合金(K40)2 刃麻花钻和 4 刃直柄立铣刀,K40 成分组成如表 1 中所示。所有试样片均经过粗磨、精磨、抛光布加抛光膏抛光后,在丙酮和无水乙醇中分别进行超声波清洗 20 min,吹干待用。

表 1 K40 硬质合金成分组成

牌号	晶粒度 /μm	钴含量 (%)	硬度 /HRA	密度 (g/cm ³)	抗弯强度 (N/mm ²)
K40	0.4	12	92.5	14.1	4 200

1.2 涂层制备

涂层制备在自主研发的新型离子源增强的离子镀设备上进行^[13-14]。所用靶材为 AlCr 靶(原子比为 70:30,纯度 99.99%)和 AlTiSi 靶(原子比为 60:30:10,纯度 99.99%),所用气体为 Ar 和 N₂,纯度为 99.999%。

本试验设计了三组不同含 Si 层梯度结构的 AlCrTiSiN 复合涂层。制备过程分两步:第一步,沉积 AlCrN 层。开启 2 个 AlCr 靶,负偏压为-60 V,电流为 130 A,沉积时间为 120 min;第二阶段,制备 Si 含量梯度变化的 AlCrTiSiN 涂层。同时开启 2 个 AlCr 靶和 2 个 AlTiSi 靶,负偏压为-45 V,并通过改变 AlTiSi 靶材的电流来改变 AlCrTiSiN 涂层中的 Si 含量。

(1) 沉积高 Si 含量 AlCrTiSiN 涂层,AlTiSi 靶电流为 100 A,沉积时间为 60 min,标记为 G1 涂层,结构示意图如图 1a 所示。

(2) 依次沉积中和高 Si 含量 AlCrTiSiN 涂层,AlTiSi 靶电流分别为 80 A 和 100 A,沉积时间分别为 40 min 和 20 min,标记为 G2 涂层,结构示意图如图 1b 所示。

(3) 依次沉积低、中和高 Si 含量 AlCrTiSiN 涂层,AlTiSi 靶电流分别为 60 A、80 A 和 100 A,沉积时间分别为 20 min、20 min 和 20 min,标记为

G3 涂层, 结构示意图如图 1c 所示。

图 1 不同含 Si 层梯度结构 AlCrTiSiN 涂层的结构示意图

1.3 结构、性能表征与切削试验

采用 Ultimalv 型 X 射线衍射仪检测涂层的物相组成。扫描速度为 $10^\circ/\text{min}$, 范围为 $20^\circ \sim 80^\circ$, 操作电压和电流分别为 40 kV 和 30 mA。采用 Thermo ESCALAB 250 型 XPS 设备对 AlCrTiSiN 涂层所含元素的化学态进行检测分析, 参数为单色 Al $K\alpha(h\nu=1486.6\text{ eV})$, 功率 100 W, X 射线束斑约为 $500\text{ }\mu\text{m}$ 。采用 Phenom 扫描电子显微镜检测 AlCrTiSiN 涂层的横截面形貌和厚度, 以及试样磨损后的磨痕和刀具磨损情况。

利用曲率法测量涂层的应力^[19]。采用显微硬度计测量涂层的努氏硬度, 载荷为 0.98 N, 重复测试 8 次取平均值。利用洛氏硬度计对涂层进行加载, 载荷为 60 kg, 检测卸载后试样表面的压痕形貌, 并根据文献[20]中所提出的依据对涂层的膜基结合强度进行定性分析。采用划痕仪对膜基结合强度进行定量检测, 载荷为 0~80 N, 划痕速率和加载速率分别为 1 mm/min 和 20 N/min。

利用球盘摩擦磨损设备(CSM HT-1000)检测涂层的摩擦磨损性能, 转速为 336 r/min, 测试时间为 1800 s, 载荷 5 N, 湿度 67%, 温度 27°C 。摩擦副为直径 6 mm 的氧化铝球。通过台阶仪观察磨痕形貌, 利用公式 $K_{IC}=V/FS$ 计算涂层的磨损率, 其中 K_{IC} 为涂层的磨损率, F 为载荷, S 和 V 分别为滑动行程和磨损体积。在数控铣床上通过铣削和钻削试验来检测涂层的铣削和钻削性能。铣削参数: 进给量 0.2 mm/r, 径向切深 0.3 mm, 轴向切深 2 mm, 铣削速度分别为 77.2 m/min 和 113 m/min。钻削参数: 进给量 0.12 mm/r, 钻削速度 80 m/min, 盲孔加工, 孔深 14 mm。切削试验中所用工件材料为灰铸铁 HT250 (质量分数(%)分别为: C: 3.16~3.30, Si: 1.79~1.93, Mn: 0.89~1.04, S: 0.094~0.125, P: 0.120~0.170, 剩余为 Fe), 硬度为 205 HB, 抗拉强度为 250 MPa。利用体式显微镜和 Phenom 台式扫描显微镜测量并分析 AlCrTiSiN 涂层刀具后刀面磨损量和磨损情况。

2 试验结果

2.1 涂层物相分析

图 2 为不同含 Si 层梯度结构 AlCrTiSiN 涂层的 XRD 图谱。可以看出, G1、G2 和 G3 涂层在 XRD 图谱方面无明显差别。除基体衍射峰之外, 固溶的 (Al, Cr)N 和 (Al, Ti)N 在 (111)、(200) 和 (311) 晶面方向均出现衍射峰。

图 2 不同含 Si 层梯度结构 AlCrTiSiN 涂层的 XRD 图谱

利用 XPS 检测 Si 在涂层中的存在形式, 如图 3 所示为 G1 涂层的 Si 2p 的 XPS 图谱。在键结合能为 101.6 eV 位置出现了峰, 经过拟合, 可发现其对应着非晶的 Si_3N_4 相^[21]。综合上述 XRD 和 XPS 结果, 可以发现, AlCrTiSiN 涂层主要由固溶的 (Al, Cr)N、(Al, Ti)N 以及非晶 Si_3N_4 组成。

图 3 G1 涂层的 Si 2p XPS 能谱图

2.2 涂层形貌分析

图 4 为不同含 Si 层梯度结构 AlCrTiSiN 涂层的横截面形貌图和 Si 含量分布。可以发现, 所有涂层组织致密, 厚度均匀 ($\sim 4\text{ }\mu\text{m}$)。涂层均呈现双层结构 (AlCrN 层+AlCrTiSiN 层), 其中 AlCrN 层呈现出柱状晶结构, 而含 Si 的 AlCrTiSiN 层呈现出非晶或者纳米晶特征。对 G1、G2 和 G3 涂层中 AlCrTiSiN 层的横截面选择三个区域(图 4 中区域 1、2 和 3)进行

Si 元素含量分析,结果如图 4d 所示。可以发现,G1 涂层区域 1、2 和 3 处 Si 元素含量均在 2.2 at%左右,表明 Si 含量在 AlCrTiSiN 层中均匀分布。而 G3 涂层的区域 1、2 和 3 处 Si 元素原子百分数分别为 0.9%,1.4%和 2.3%,即 Si 含量呈现出梯度增加。G2 涂层中 Si 含量的变化则介于 G1 和 G3 涂层之间。以前的研究结果显示,Si 元素的添加有利于涂层晶粒的细化,且随着 Si 含量增加,晶粒细化作用增强^[6-7]。因此,当本研究中 G3 涂层中 Si 元素含量梯度变化时,导致涂层晶粒尺寸和组织结构也相应呈现出梯度变化。这种成分和组织结构的梯度变化,有利于降低涂层的内应力,提高涂层与基体的结合强度。

图 4 不同含 Si 层梯度结构 AlCrTiSiN 涂层横截面形貌图和 AlCrTiSiN 涂层横截面 Si 含量分布

选择 G3 涂层进行横截面 TEM 检测以进一步分析涂层微观结构,结果如图 5 所示。从图 5a 中可以清晰地看出,AlCrN 层呈现柱状生长,而 AlCrTiSiN 层柱状晶明显被细化。对图 5a 中区域 A 进行放大,如图 5b 中所示,可以看到显著的纳米晶(7~15 nm)。而由高分辨透射(图 5c)图可以发现,纳米晶被一层(2~3 nm)薄的非晶组织所包围。这种纳米晶“镶嵌”于非晶组织中的结构可以显著增加涂层的硬度,提高其抵抗塑性变形的能力。

2.3 涂层残余应力和显微硬度分析

AlCrTiSiN 涂层的残余应力结果列于表 2。可以发现,涂层均显示出压应力状态,且 G1、G2 和 G3 涂层残余应力值分别为-5.4 GPa、-4.2 GPa 和-3.8 GPa。

表 2 不同含 Si 层梯度结构 AlCrTiSiN 涂层显微硬度、残余应力、HF 和 L_{c2}

涂层	硬度 HK _{0.1}	残余应力/GPa	HF	L_{c2} /N
G1	2 580	-5.4	HF3	38
G2	2 340	-4.2	HF2	48
G3	2 278	-3.8	HF1	56

(a) G3 涂层的低倍横截面 TEM 图片

(b) 图 5a 中区域 A 的放大图

(c) 图 5b 中区域 B 的放大图

图 5 G3 涂层的横截面 TEM 图片

硬质涂层沉积过程中,其残余应力来源于由于涂层与基体材料热膨胀系数差形成的热应力和涂层生长过程中的本征内应力^[22]。本文中随着含 Si 层结构由直接过渡(G1)向缓和过渡(G3)转变,残余应力的绝对值变小。这是因为当含 Si 层缓和过渡时,其与 AlCrN 层以及基体间的热膨胀系数差减少,涂层残余应力降低。以前的研究结果指出,残余应力是

涂层发生失效的重要原因^[23]，拉应力或者过大的压应力均会导致涂层发生剥落和碎裂。而涂层中适当的压应力则可以抑制裂纹的萌生和扩展，降低涂层发生剥落的概率，尤其是在高速切削加工过程中，可推迟涂层刀具的失效，延长其使用寿命。

从表 2 还可以发现，G1、G2 和 G3 涂层的显微硬度分别为 2 580 HK_{0.1}、2 340 HK_{0.1} 和 2 278 HK_{0.1}。G1 涂层显示出较高的硬度，主要原因可归咎于其含 Si 层细化的晶粒和涂层中较高的残余压应力^[9]。

2.4 涂层结合强度分析

涂层与基体的结合强度是影响涂层刀具切削性能的重要因素之一，较低的结合强度可导致涂层在切削加工过程中发生破损和剥落。利用洛氏压痕仪在 AlCrTiSiN 梯度涂层表面施加 588 N 的载荷，卸载之后，涂层表面压痕形貌如图 6 所示。

图 6 不同含 Si 层梯度结构 AlCrTiSiN 涂层的压痕形貌

由图 6 可以发现，AlCrTiSiN 梯度涂层压痕周围均显示出放射状裂纹。G1 和 G2 涂层压痕边缘部分区域发生涂层剥落，而 G3 涂层压痕边缘无剥落发生，结合性能良好。根据参考文献[20]提出的判据，可得出 G1、G2 和 G3 涂层的 HF 等级分别为 HF3、HF2 和 HF1(表 2)。

通过划痕试验进一步定量分析不同含 Si 层梯度结构 AlCrTiSiN 涂层的结合强度，划痕形貌如图 7 所示。结合声发射结果，可得，G1、G2 和 G3 的界面临界失效载荷(L_{c2})值分别为 39 N、48 N 和 55 N(表 2)。G3 涂层的 L_{c2} 值高于 G1 和 G2 涂层，这一结果与洛氏压痕结果相吻合，即含 Si 层的梯度设计有利于改善涂层的结合强度。

图 7 不同含 Si 层梯度结构 AlCrTiSiN 涂层的划痕形貌

2.5 涂层摩擦磨损性能分析

AlCrTiSiN 梯度涂层的平均摩擦因数见表 3，可以看出 G1、G2 和 G3 涂层的平均摩擦因数分别为 0.57、0.55 和 0.51，梯度结构降低了涂层的摩擦因数。利用形貌仪对涂层磨损后的形貌进行检测，得出的磨痕宽度、深度以及磨损率列在表 3 中。发现，G1 涂层的磨痕宽而深，G3 涂层的磨痕窄而浅。G1、G2 和 G3 涂层的磨损率 K_{IC} 分别为 $2.8 \times 10^{-6} \text{ m}^3/\text{N} \cdot \text{m}$ 、 $1.9 \times 10^{-6} \text{ m}^3/\text{N} \cdot \text{m}$ 和 $1.1 \times 10^{-6} \text{ m}^3/\text{N} \cdot \text{m}$ ，即 G3 涂层显示出最低的磨损率。这主要因为其含 Si 层梯度过渡最缓和，在磨损载荷下，涂层不容易剥落，有利于提高其抗磨性能。

表 3 不同含 Si 层梯度结构 AlCrTiSiN 涂层磨损参数

涂层	摩擦因数	磨痕深度/ μm	磨痕宽度/ μm	磨损率/ $(10^{-6} \text{ m}^3/\text{N} \cdot \text{m})$
G1	0.57	0.66	406	2.8
G2	0.55	0.49	355	1.9
G3	0.51	0.38	292	1.1

通过对涂层磨痕形貌和磨屑进行 SEM 分析，发现 G1 涂层磨痕内部有犁状划痕出现(图 8a)。对磨痕进行 EDS 分析(表 4 中点 1)，发现主要元素除涂层元素外，还有氧元素出现，其可能来自于对磨球(氧化铝)，说明磨损机理主要为磨粒磨损和粘着磨损。G2 涂层磨痕轨道内部有少量点状剥落区域(图 8b)，EDS 分析主要元素为涂层元素(表 4 中点 2)，说明磨损机理主要为少量的磨粒磨损。G3 涂层的磨痕轨道内粘附了少量涂层磨屑(图 8c)。EDS 分析(表 4 中点 3)显示，主要元素为涂层元素，说明磨损机理为磨粒磨损。

图 8 不同含 Si 层梯度结构 AlCrTiSiN 涂层的磨痕形貌图

表 4 不同含 Si 层梯度结构 AlCrTiSiN 涂层的磨痕 EDS 分析(原子分数%)

区域	Al	Cr	Ti	Si	N	O
1	22.3	7.0	2.5	0.5	6.9	60.7
2	39.4	12.7	5.5	1.5	40.9	—
3	39.7	12.4	5.7	1.6	40.6	—

2.6 涂层刀具的切削性能分析

(1) 铣削性能分析。

图 9 为 AlCrTiSiN 涂层刀具在不同切削条件下

的铣削寿命曲线。从图 9 中可得出,当铣削速度为 77.2 m/min 时,以 0.2 mm 为磨钝标准,G3 涂层的铣削长度最长,为 534.6 m,G2 涂层铣削长度次之,为 427.7 m,G1 涂层铣削长度最短,为 320.8 m;当铣削速度增加至 113 m/min 时,G3、G2 和 G1 涂层刀具的铣削长度分别为 338.6 m、267.3 m 和 213.8 m。可以看出,在不同切削速度下,G3 涂层均显示出较好的铣削性能。

图 9 不同切削条件下 AlCrTiSiN 涂层的切削寿命曲线

为了对比含 Si 和不含 Si 涂层刀具铣削加工铸铁的性能,利用本课题组前期制备的 AlCrN 涂层^[13]进行铣削对比,当达到磨钝标准时(0.2 mm),其铣削长度为 285 m(图 9a)。可以发现,AlCrTiSiN 涂层切削性能高于 AlCrN 涂层,且 G3 涂层(534.4 m)与 AlCrN 涂层(285 m)相比,切削寿命提高了 87%。

图 10 为 AlCrTiSiN 涂层刀具铣削初期和铣削末期的刀头磨损形貌。可以发现,G1 涂层在铣削初期剥落情况较严重(图 10a),这是由于 G1 涂层与基体的结合强度较低所导致。铣削末期,由于涂层的剥落而加剧了涂层刀具磨损,导致刀具过早地失效,露出了硬质合金基体(图 10b)。与 G1 和 G2 涂层刀具相比,G3 涂层刀具在铣削初期和末期的磨损量最小(图 10e 和 10f)。这是因为 G3 涂层膜基结合强度最高,在铣削力断续冲击工况下不易发生破损剥落,涂层能够稳定的进行磨损。主要原因在于,G3 涂层的含 Si 层过渡最为缓和,具有适当的残余压应力和优异的结合强度,降低了磨粒磨损,在铣削冲击载荷下能稳定地进行磨损。而 G1 涂层内应力较高、结合强度较差,在铣削载荷下易发生破裂和剥落,刀具磨损加剧,最终导致涂层刀具快速达到磨钝标准。

图 10 不同含 Si 层梯度结构 AlCrTiSiN 涂层刀具刀头初期和末期磨损形貌

利用扫描电子显微镜对 G2 涂层铣刀后刀面的磨损形貌进一步分析(图 11),发现 G2 涂层刀具后刀面发生涂层脱落。结合表 5 中点 2 处 EDS 结果可知,该点的成分主要为 Al、Cr 和 N,无 Si 元素出现,说明刀具表面含 Si 涂层已剥落。对点 3 处进行能谱分析(表 5),发现除了 W 和 Co 元素(主要来自于硬质合金基体)之外,还出现了来自被加工材质灰铸铁中的 Fe,表明存在黏着磨损。从图 11 中还可以发现,磨损区域存在犁沟状划痕,主要原因是在铣削加工时,灰铸铁中的硬质颗粒相与刀具表面产生剧烈摩擦所致。从磨损形貌分析结果可知,AlCrTiSiN 涂层刀具铣削加工灰铸铁时的磨损形式主要为涂层剥落、黏着和磨粒磨损。

图 11 典型的 G2 涂层刀具磨损 SEM 形貌

表 5 典型的 G2 涂层刀具磨损形貌的能谱结果
(原子百分数%)

区域	Al	Cr	Ti	Si	N	O	Fe	C	Mn	W	Co
1	41.8	12.7	4.1	1.6	39.8	—	—	—	—	—	—
2	45.8	21.4	—	—	32.8	—	—	—	—	—	—
3	—	—	—	—	—	28.9	13.2	4.5	—	16	37.4

(2) 钻削性能分析。

与铣削加工相比, 钻削加工对涂层的结合强度和韧性要求更高。图 12 为 AlCrTiSiN 涂层的钻削寿命曲线。当钻孔数为 14 个时, G3 涂层的磨损量最小, 而 G1 的磨损量较大; 而在相同的磨钝标准条件下, G3 涂层钻削孔数最多, G2 涂层次之, G1 涂层最少。

图 12 不同含 Si 层梯度结构 AlCrTiSiN 涂层的钻削寿命曲线

对涂层钻头磨损形貌进行分析, 如图 13 所示。发现, G1 涂层钻头在钻削初期(14 个孔)剥落现象较严重(图 13a)。钻削末期(140 个孔), G1 涂层钻头局部区域露出了硬质合金基体(图 13b); 由图 13c 和 13d 可以看出, 由于 G2 涂层的结合强度较优于 G1 涂层, G2 涂层在钻削初期磨损量低于 G1 涂层; 而从图 13e 和 13f 中可以看出, G3 涂层在钻削初期磨损量最小, 末期有少量黏着现象。

图 13 不同含 Si 层梯度结构 AlCrTiSiN 涂层钻头钻削后磨损形貌

在切削过程中, 涂层铣刀和钻头快速切入和离

开被加工件, 被加工区域所载荷突然增加或消失, 刀具所受到的拉应力和压应力迅速交替。特别的, 涂层钻头的加工过程是在密封的孔中进行, 切削时温度较高, 刀具离开被加工件时热应力释放。在这种力和热的强耦合作用下, 易造成涂层刀具的过早失效。由上述切削结果可知, G3 涂层刀具在铣削和钻削加工方面均显示出优异的切削性能, 主要有三方面原因: 含 Si 层的梯度设计; 适当的压应力; 良好的膜基结合强度。适当的压应力(-3.8 GPa), 可以有效抑制涂层中的裂纹萌生和扩展; 而梯度设计和优异的结合强度可以保证涂层在切削冲击工况下不易破损剥落, 并且 AlCrTiSiN 涂层具有较高的硬度, 这些因数能够确保涂层刀具在切削过程中能够稳定的磨损, 表现出优异的切削性能。

3 结论

(1) 不同含 Si 过渡层结构 AlCrTiSiN 涂层的主要相结构为固溶的(Cr, Al)N、(Al, Cr)N 相和非晶态 Si_3N_4 相。

(2) 含 Si 层梯度变化最缓和的 G3 涂层具有较高的结合强度, HF 等级为 HF1, 临界失效载荷 L_{c2} 为 56 N。同时 G3 涂层显示出较低的残余压应力(-3.8 GPa)和较低的磨损率($1.1 \times 10^{-6} \text{ m}^3/\text{N} \cdot \text{m}$)。

(3) 涂层刀具的失效形式主要为磨粒磨损和粘结磨损。G3 涂层降低了刀具磨粒磨损的程度, G3 涂层刀具的铣削性能和钻削性能均显著优于 G1 和 G2 涂层, 主要原因在于 G3 中涂层含 Si 层的梯度设计、适当的压应力以及良好的膜基结合强度。

参 考 文 献

- [1] 王宇飞, 任风章, 黄胜操, 等. 发动机缸体用高强度灰铸铁切削加工性能研究[J]. 铸造, 2015, 64(1): 47-54. WANG Yufei, REN Fengzhang, HUANG Shengcao, et al. Study on machinability of high strength gray cast iron for engine cylinder[J]. Foundry, 2015, 64(1): 47-54.
- [2] 薛锴. 涂层刀具切削性能评价及其试验研究 [D]. 上海: 上海交通大学, 2008. XUE Kai. Cutting performance appraisal and experiment study of coating tools [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2008.
- [3] GRZESIK W, MALECKA J. Documentation of tool wear progress in the machining of nodular ductile iron with silicon nitride-based ceramic tools[J]. CIRP Annals-Manufacturing Technology, 2011, 60: 121-124.
- [4] Da SILVA M B, NAVES V T G, De MELO J D B, et al. Analysis of wear of cemented carbide cutting tools during

- milling operation of gray iron and compacted graphite iron[J]. *Wear*, 2011, 271(9): 2426-2432.
- [5] LONG Y, ZENG J J, YU D H, et al. Microstructure of TiAlN and CrAlN coatings and cutting performance of coated silicon nitride inserts in cast iron turning[J]. *Ceramics International*, 2014, 40(7): 9889-9894.
- [6] PUJANTE J, VILASECA M, CASELLAS D, et al. High temperature scratch testing of hard PVD coatings deposited on surface treated tool steel[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2014, 254: 352-357.
- [7] DOBRZANSKI L A, SLIWA A, KWASNY W. Employment of the finite element method for determining stresses in coatings obtained on high-speed steel with the PVD process[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, 164-165: 1192-1196.
- [8] AVILA R F, MANCOSU R D, MACHADO A R, et al. Comparative analysis of wear on PVD TiN and $(\text{Ti}_{1-x}\text{Al}_x)\text{N}$ coatings in machining process[J]. *Wear*, 2013, 302: 1192-1200.
- [9] TANAKA Y, ICHIMIYA N, ONISHI Y, et al. Structure and properties of AlTiSiN coatings prepared by the cathodic arc ion plating method for high speed cutting applications[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2001, 146-147(5): 215-221.
- [10] GASSNER M, SCHALK N, SARTORY B, et al. Influence of Ar ion etching on the surface topography of cemented carbide cutting inserts [J]. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2017, 69: 234-239.
- [11] LIN Y W, HUANG J H, YU G P, et al. Influence of ion bombardment on structure and properties of TiZrN thin film [J]. *Applied Surface Science*, 2015, 354: 155-160.
- [12] FOX-RABINOVICH G, VELDHUIS S C, KOVALEV A I, et al. Features of self-organization in ion modified nanocrystalline plasma vapor deposited AlTiN coatings under severe tribological conditions [J]. *Journal of Applied Physics*, 2007, 102: 074305.
- [13] 张世宏, 毛陶杰, 方伟, 等. 高能离子源清洗对 AlCrN 刀具涂层结构及性能的影响[J]. *机械工程学报*, 2017, 53(24): 34-41.
- ZHANG Shihong, MAO Taojie, FANG Wei, et al. Effects of high-energy ion source cleaning technology on the microstructure and mechanical properties of AlCrN coatings [J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2017, 53(24): 34-41.
- [14] CAI F, GAO Y, FANG W, et al. Improved adhesion and cutting performance of AlTiSiN coatings by tuning substrate bias voltage combined with Ar ion cleaning pre-treatment [J]. *Ceramics International*, 2018, 44: 18894-18902.
- [15] LIU Z J, LIU Z K, MCNERNY C, et al. Investigations of the bonding layer in commercial CVD coated cemented carbide inserts [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2005, 198: 161-164.
- [16] CHANG Y Y, LAI H M. Wear behavior and cutting performance of CrAlSiN and TiAlSiN hard coatings on cemented carbide cutting tools for Ti alloys [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2014, 259: 152-158.
- [17] ZHANG S H, WU W W, CHEN W L, et al. Structural optimisation and synthesis of multilayers and nanocomposite AlCrTiSiN coatings for excellent machinability [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2015, 277: 23-29.
- [18] WO P C, MUNROE P R, ZHOU Z F, et al. Effects of TiN sublayers on the response of TiSiN nanocomposite coatings to nanoidentation and scratching contacts [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527: 4447-4457.
- [19] STONEY G G. The tension of metallic films deposited by electrolysis[J]. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A*, 1909, 82: 172-175.
- [20] JEHN H, REINERS G, SIEGEL N. The adhesion strength quality of thin film was evaluated by Daimler Benz Rockwell-C (HRC-DB) tester[M]. Berlin: Beuth Verlag, 1993.
- [21] ZHANG S H, CAI F, LI M X. The nanostructured phase transition and thermal stability of superhard $f\text{-TiN}/h\text{-AlSiN}$ films [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2012, 206: 3572-3579.
- [22] HEARNE S J, FLORO J A. Mechanisms inducing compressive stress during electrodeposition of Ni [J]. *Journal of Applied Physics*, 2005, 97: 014901.
- [23] 邱龙时, 乔关林, 马飞, 等. TiN 薄膜的残余应力调控及力学性能研究[J]. *机械工程学报*, 2017, 53(24): 42-48.
- QIU Longshi, QIAO Guanlin, MA Fei, et al. Study on residual stress modulation and mechanical properties of titanium nitride coatings[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2017, 53(24): 42-48.

作者简介: 蔡飞, 男, 1986 年出生, 博士, 讲师。主要研究方向为刀具涂层和刀具切削。

E-mail: caifei32@126.com

张世宏(通信作者), 男, 1981 年出生, 博士, 教授, 博士研究生导师。主要研究方向为刀具涂层和刀具切削。

E-mail: tougaoyouxiang206@163.com