

磁控溅射氮化钛/氮化铝纳米多层膜的抗磨性能及其在金属加工刀具中的应用研究

姚舜晖¹, 苏演良², 高文显³, 刘醇鸿²

(1. 长荣大学 会计信息系, 台湾 台南 711; 2 成功大学 机械工程系, 台湾 台南 701;

3 空军航空技术学院 机械工程系, 台湾 高雄 820)

摘要: 采用新型高速反应真空磁控溅射系统制备了氮化钛/氮化铝纳米多层膜, 探讨了周期(λ)对多层膜力学性能及抗磨性能的影响; 在微钻针及车刀表面分别制备了上述多层膜, 并分别对电路板以及中碳钢棒进行实机加工测试, 以验证其实用性。结果表明: 通过控制溅射参数可以制备出周期范围为 2.4~67.6 nm 的氮化钛/氮化铝多层膜; 当周期 λ 3.6 nm 时, 相应的多层膜具有较高的硬度、良好的粘附性能及优异的抗磨性能。实机测试结果显示, 所制备的多层膜可以改善金属车削和微钻削加工条件, 改善程度优于单层氮化钛镀膜。

关键词: 氮化钛/氮化铝纳米多层膜; 周期; 耐磨性; 车削; 微钻削

中图分类号: TH117.3

文献标识码: A

文章编号: 1004-0595(2005)03-0258-07

当材料达到纳米尺度时, 往往会表现出完全不同于体相状态的性质。目前, 纳米材料的研究和应用在新材料及微电子机械等领域受到了广泛关注, 其中随着物理蒸镀技术发展起来的蒸镀膜可以满足特定的使用需要^[1]; 而纳米尺度多层硬质薄膜兼具各单一镀膜的优点, 硬度高且耐磨性能优良, 作为金属加工刀具抗磨材料具有重要的工程应用价值^[2,3]。

氮化钛具有氯化钠面心立方结构, 具有高硬度、高化学稳定性、高耐磨性以及和基材良好粘着性等优点; 利用物理气相沉积(PVD)和化学气相沉积(CVD)等多种技术制备的氮化钛镀膜作为刀具和模具抗磨镀膜很早就得到了广泛应用^[4]。氮化铝是常见的高温材料, 其氮与铝原子之间以极强的共价键结合, 性质与氮化硼和碳化硅相似, 熔点和分解温度均很高。研究表明, 氮化铝是性能优异的抗氧化材料。其原因在于, 当氮化铝在大气中受高温作用时, 其铝原子会向表面扩散并形成氧化铝层, 所形成的氧化铝层具有很高的能障, 可阻止铝的进一步氧化^[5]。因此, 可以合理地预期, 氮化钛/氮化铝纳米多层膜可望同时拥有优异的机械及抗氧化性能。基于此, 作者采用含双溅射系统的新型蒸镀设备, 在不同氮气流量及试件夹具转速条件下, 制备了不同周期的氮化钛/氮化铝

纳米多层膜; 进而同溅射单一氮化钛膜和基体试件对比, 分析了多层膜的机械性能及耐磨性能; 并将多层膜溅射于微钻针及车刀上, 分别对电路板及中碳钢棒进行实机加工测试, 以探讨将其用于改善加工刀具抗磨性能的可行性^[6,7]。

1 实验部分

采用英国 GENCOA 公司制造的中频双极非平衡磁控与平衡磁控混合溅射系统(Medium frequency twin unbalanced and balanced magnetron sputtering system)制备氮化钛/氮化铝纳米多层膜, 其设计特点为溅射舱中同时配置非平衡磁控溅射与平衡磁控溅射系统; 舱室左侧为非平衡磁控溅射系统, 右侧为平衡磁控溅射系统, 各配置 2 个靶材; 舱室中央为具有旋转功能的试片夹具, 根据需要使用分别选用非平衡磁控溅射系统或平衡磁控溅射系统; 亦可以同时使用两套溅射系统, 其中非平衡磁控溅射系统配备有中频震荡器, 以控制磁场在中等频率(6.78 MHz)范围内进行周期性交替变换。

在平衡磁控溅射系统上放置钛靶, 而在非平衡磁控溅射系统上放置铝靶, 利用两系统同时溅射, 由控制试片夹具旋转速度, 可制得不同周期的氮化钛/氮

基金项目: 台湾省科学委员会资助项目(NSC92-2212-E-309-001)。

收稿日期: 2004-09-06; 修回日期: 2004-12-08/联系人姚舜晖, e-mail: shyao@mail.cju.edu.tw。

作者简介: 姚舜晖, 男, 1968年生, 工学博士, 助理教授, 目前主要从事计算机组件制作、薄膜工程、纳米镀膜及材料摩擦学研究。

化铝纳米多层膜(以下简称TiN/AlN多层膜)。在溅射多层膜之前,先溅射纯钛中间层,以增强多层膜同底材之间的结合强度。试件材质包括硅芯片(Si)、中碳钢(S45C,正火处理后硬度为28HRC)及高速钢(SKH51,经热处理后硬度为55HRC)棒材(JIS)。为了避免底材对定量分析结果的影响,采用(100)硅芯片做为成长多层膜底材;采用高速钢做为机械及摩擦磨损试验用多层膜试样底材;采用未经溅射处理的S45C钢做为摩擦磨损试验用偶件以及车削试验的被车削材料。

溅射之前,通过机械研磨使各试件表面粗糙度达到 R_a 约为 $0.1\mu\text{m}$;将试件置于丙酮中超声清洗并干燥后,保存于电子干燥箱中以防止表面再度受污染。试件经脱脂和化学侵蚀后置于溅射舱中,保持试件与靶材之间的距离为10cm。首先,将溅射舱抽真空至 5×10^{-5} torr,通氩气(Ar)至 3×10^{-3} torr;在基板偏压-350V下利用辉光放电清洁工件表面10min,然后在氩气压力 1.5×10^{-3} torr,电流1A、偏压-50V条件下以平衡磁控溅射系统溅射10min获得 $0.1\mu\text{m}$ 的钛中间层,在溅射舱压力 1.5×10^{-3} torr,钛靶电流3A、铝靶功率4kW、频率150kHz、偏压-50V下,分别控制不同氮气流量及试件夹具转速进行110min溅射,以成长多层膜。对应于不同溅射参数的各多层膜试样编号示于表1;另外以利用传统溅射方式制备

表1 氮化钛/氮化铝纳米多层膜溅镀参数

Table 1 Deposition conditions for the TiN/AlN nano-multilayer films

No.	$n/r \cdot \text{min}^{-1}$	N_2 flux/scan
N10	-	10
N13	-	13
N15	0.5	15
N17	-	17
N20	-	20
R1	1.0	-
R2	2.0	-
R3	3.0	20
R4	4.0	-
R5	5.0	-

的单一氮化钛镀膜做为对比试样^[8]。

以德国产SRV型往复式摩擦磨损试验机评价多层膜的耐磨性能,试验细节详见文献[8]。摩擦副接触方式为圆柱-平面接触方式,试验条件为:干摩擦、载荷50N、滑动振幅0.2mm、频率10Hz、时间6min。采用表面轮廓仪测量表面粗糙度及磨痕深度。为了探讨多层膜在金属车削和微钻削加工中的应用,选择耐

磨性能较好的多层膜用于微钻针及车刀表面抗磨涂层进行微钻削及车削实机测试。

以微钻针对电路板进行微钻削加工,微钻针材质为碳化钨(直径为 $\phi 3\text{mm}$,日本东芝公司制造,商业型号RH-RDS)。钻削用印刷电路板(商业编号FR4)材质为玻璃纤维增强环氧树脂。钻削试验参数分别采用主轴转速100000 r/min,垂直进给速度为 $6.8\text{m}/\text{min}$,垂直退刀速度 $10\text{m}/\text{min}$,采用光学显微镜测量微钻针刀刃的刀角磨损量(Corner wear),并以此作为判定微钻针钻削性能的指标(见图1)。

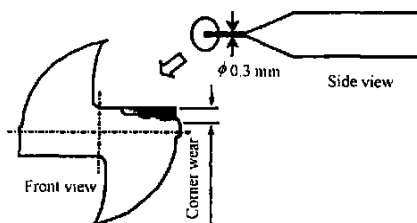


Fig 1 Schematic diagram of the shape of a micro-drill and the determination of the tool corner wear

图1 钻针形状及刀具刀角磨损判定示意图

车削加工测试用车刀片为ISO P30碳化钨刀片(正三角形,日本三菱公司制造,商业型号NX55),车削加工材料为S45C钢。车削试验参数为:主轴转速275 r/min,切削深度1.0mm,进给量 $0.1\text{mm}/\text{r}$,切削时间7.5min。采用光学显微镜测量车刀的后刀面磨损量(Flank wear),并以此作为评价车刀车削性能的指标。

采用辉光放电分光仪(Glow discharge optical emission spectroscopy, GDOES)分析多层膜的元素组成及分布;采用扫描电子显微镜(SEM)确定多层膜厚度并观察分析其磨损表面形貌;采用透射电子显微镜(TEM)观察多层膜的微观层状结构;采用X射线衍射仪(XRD)分析多层膜的晶体结构。采用配置Knoop压头的显微硬度计,在载荷 0.1N 下测量多层膜的显微硬度;采用划痕试验机测量多层膜与底材之间的结合强度,以多层膜开始剥落或与底材分离时对应的临界载荷表征多层膜的结合强度。除了SEM、TEM及XRD分析结果以外,本文其它测量结果皆为5次测量值的平均值。

2 结果与讨论

2.1 多层膜的组成与厚度

表2列出了多层膜的组成、厚度及周期值。可以看出,N10~N20多层膜的氮含量随着氮气流量的增

表 2 氮化钛/氮化铝纳米多层膜成分、厚度及周期测量结果

Table 2 Composition and thickness and period of TiN/AlN nano-multilayer films

No	Composition /at%			Thickness/ μm	Period λ/nm
	N	Ti	Al		
N 10	5	49	46	2.9	50.6
N 13	20	46	34	3.8	67.3
N 15	26	45	29	3.6	67.6
N 17	31	41	28	3.1	54.6
N 20	35	41	24	1.6	27.3
R 1	44	38	18	1.5	12.7
R 2	45	39	16	1.5	6.4
R 3	48	34	18	1.3	3.6
R 4	50	34	16	1.3	2.7
R 5	50	33	17	1.4	2.4
TN	47	53	-	3.0	-

加而增加, 而钛含量则随着氮气流量的增加有所降低。值得注意的是, 铝的含量随氮气流量增加而大幅降低, 其中 N 10 薄膜的氮含量相当低, 这可能是由于氮气流量太小所致。就 R 1~ R 5 等多层膜试样而言, 其氮含量随着试件夹具转速增加而小幅增加, 钛含量则随着转速增加而小幅降低, 铝含量则几乎不变; 就 N 10~ N 20 等多层膜而言, 其厚度以 N 13 多层膜最大, N 13~ N 20 的厚度则随着氮气流量增加而减小, N 20 多层膜的厚度最小, 甚至不到 N 13 的 1/2; 就 R 1~ R 5 等多层膜试样而言, 试件夹具转速变化对其厚度几乎不产生影响。根据 Setoyama 等^[2,9]的研究结果, 利用多层膜厚度与试件夹具转速之间的关系可以计算出多层膜的周期(λ)。由表 2 可知, 通过合理控制氮气流量及试件夹具旋转速度, 可以获得周期短至 2.4 nm 的多层膜。

图 2 示出了 R 4 多层膜的微观形貌 TEM 照片。

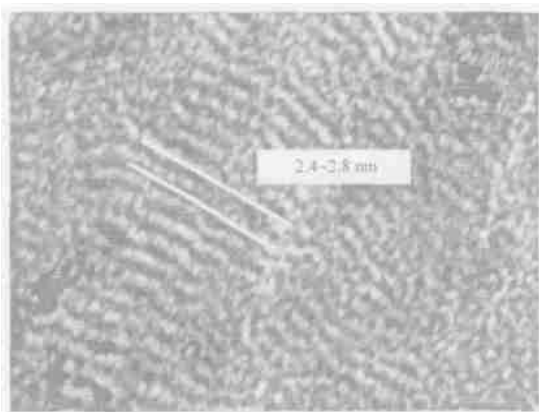


Fig 2 TEM image of R4 TiN/AlN nano-multilayer film

图 2 TiN/AlN 多层膜 R 4 的微观形貌 TEM 照片

可以看出, 该多层膜具有明显的层状结构, 其周期范

围约为 2.4~ 2.8 nm, 与表 2 所列的计算值相近。

图 3 为典型 TN/AlN 多层膜的 XRD 图谱, 可

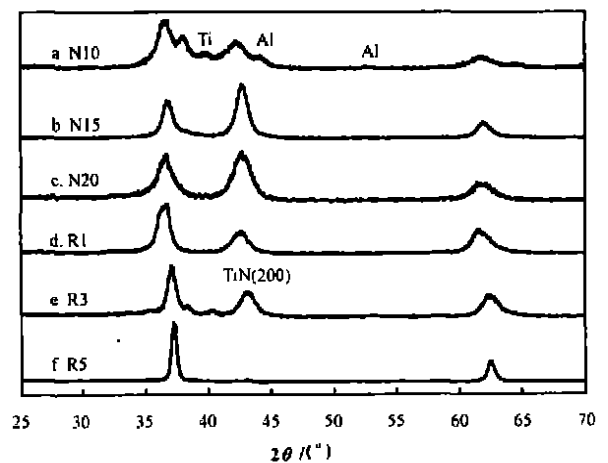


Fig 3 XRD patterns of TiN/AlN nano-multilayers

图 3 不同周期下的 TiN/AlN 纳米多层膜 XRD 图谱

见, N 10 多层膜试样含有单质钛及铝[图 3(a)], 显示氮气流量过小时不利于形成氮化钛及氮化铝, 其中 N 13 的 XRD 图谱与 N 10 相似, 仍然含有单质钛及铝的衍射峰; 而在 N 15 的 XRD 图谱[图 3(b)]则观察不到单质钛及铝的衍射峰; 同时, 图 3(a~ d)中均存在 NaCl 型氮化钛($a=0.424\text{ nm}$, JCPDS 38-1420)和纤维锌矿(Wurtzite)型氮化铝($a=0.311\text{ nm}$, $c=0.498\text{ nm}$, JCPDS 25-1133)的衍射峰。

仔细观察图 3 曲线(d~ f)可以发现, 随着转速由 R 1 改变至 R 5, Wurtzite 型氮化铝的衍射峰强度逐渐降低并趋于消失, 最后只剩下一组衍射峰。与此同时, Wurtzite 型氮化铝的衍射峰随着周期变短而逐渐偏移至氮化钛与 NaCl 型氮化铝($a=0.412\text{ nm}$, JCPDS 25-1495)之间, (111) 平面衍射角 2θ 为 37.1° ;

晶格参数为 0.419 nm。据此可知,当多层膜的周期在 3.6 nm (R3) 以下时,其氮化铝随着周期降低而由 Wurtzite 型逐渐转变成 NaCl 型,且氮化钛与氮化铝发生晶格扭曲,使得结晶结构产生变化。正因为如此,在图 3 曲线(a~e)中出现的氮化钛(200)衍射峰在 R5 试样的衍射图谱中消失。这同相关文献报道结果相符^[2,9],并可经由电子衍射及快速傅立叶转换得以确认。

2.2 镀膜硬度及结合强度

图 4 示出了多层膜和烧结氮化铝的显微硬度测

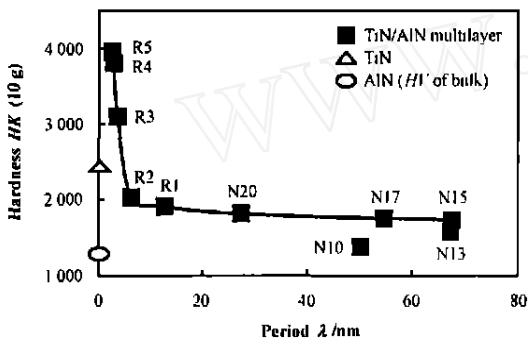


Fig 4 Knoop hardness of TiN/AlN nano-multilayer films vs period

图 4 氮化钛/氮化铝纳米多层膜周期与显微硬度的关系

量结果。可以看出,含单质钛和铝的 N10 和 N13 等多层膜的硬度最低。就 N15~N20 与 R1~R5 等多层膜而言,其周期越小,则硬度值越高;特别是当周期小于 3.6 nm (R3) 时,多层膜的硬度值急剧升高;与烧结氮化铝相比较,所有多层膜的硬度值均较高;而单一氮化钛溅射膜的硬度值介于 R2 与 R3 之间。

图 5 示出了多层膜划痕试验结果。可见除了 N10 和 N13 之外,其余多层膜的临界载荷 L_c 值均随周期缩短而增大;当周期小于 3.6 nm (R3) 时,多层膜的 L_c 值急剧升高。单一氮化钛溅射膜的结合强度则同 R2 多层膜的相近。

2.3 镀膜耐磨性能

由前述 XRD 分析结果(图 3)可知,N10 及 N13 多层膜中含有单质钛及铝;而由图 4 及图 5 可知 N10 及 N13 的硬度和临界载荷力最低。因此,在后续试验中排除 N10 及 N13 多层膜。图 6 示出了多层膜的磨损深度和摩擦系数随周期变化的关系曲线。可以看出:多层膜的耐磨性能随周期的增强而降低,其中周期低于 3.6 nm 的 R3~R5 多层膜的耐磨性能尤佳,摩擦系数则随周期增加变化不大;R3~R5 多层膜的摩擦系数明显较低,与单层氮化钛溅射膜的相近。与

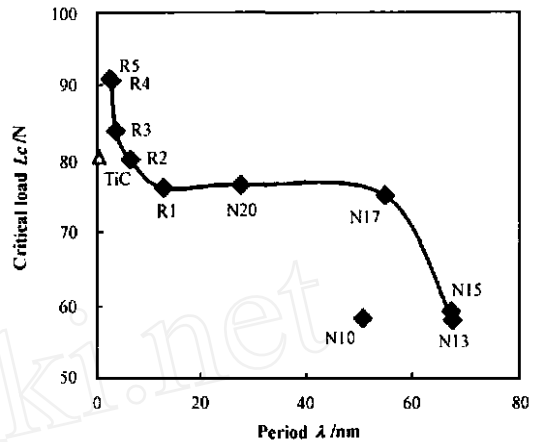


Fig 5 Critical load (L_c) of TiN/AlN nano-multilayer films vs period

图 5 氮化钛/氮化铝纳米多层膜临界载荷随周期变化的关系

此同时,R3~R5 的磨损量仅为单层氮化钛镀膜磨损量的 1/3,未溅射试件的 1/4;总体而言,R3,R4,R5

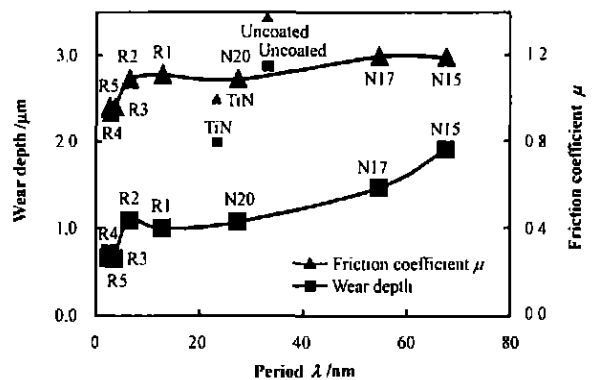


Fig 6 Wear depth and friction coefficient of TiN/AlN nano-multilayer films vs period

图 6 氮化钛/氮化铝纳米多层膜磨损深度与摩擦系数随周期变化的关系

试样的耐磨性能明显较佳;为此将这 3 种溅射膜用作微钻针及车刀表面抗磨涂层,并通过实际加工测试探讨其实用性。

2.4 微钻削和车削试验结果

图 7 示出了微钻削加工试验结果。对比可知:镀膜 R4 多层膜的微钻针的磨损量稍低,但同镀膜 R3 及 R5 多层膜的微钻针相比差异不大;但同未溅射微钻针及镀膜 TiN 溅射膜的微钻针相比,镀膜多层膜的微钻针的磨损大幅降低,抗磨性能显著改善。

图 8(a 和 b)分别示出了溅射 R4 多层膜及 TiN 膜的微钻针在电路板上连续钻削并形成第 20 000 个孔时的加工型态。显而易见,同镀膜 TiN 溅射膜的微

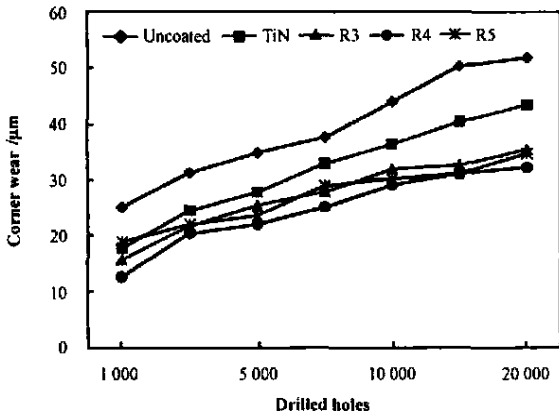


Fig 7 Corner wear of micro-drills with different coatings vs drilled holes

图 7 不同镀膜微钻针刀刀的刀角磨损量与钻孔数的关系

钻针所钻削的孔相比, 镀覆 R4 多层膜的微钻针钻削的孔更加光滑平整, 表明 R4 多层膜可以更有效地改

善微钻针的加工性能, 做为微钻针抗磨涂层具有很强的实用性

图 9 示出了溅射不同多层膜的车刀对 S45C 中

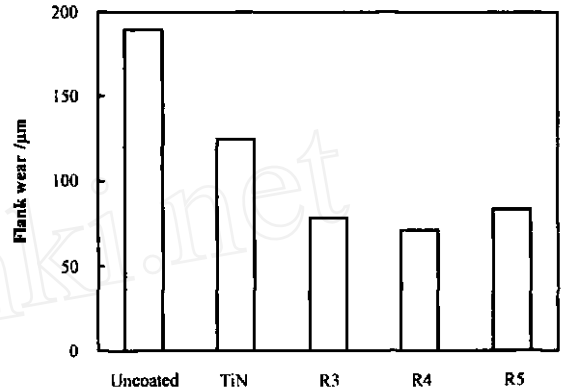


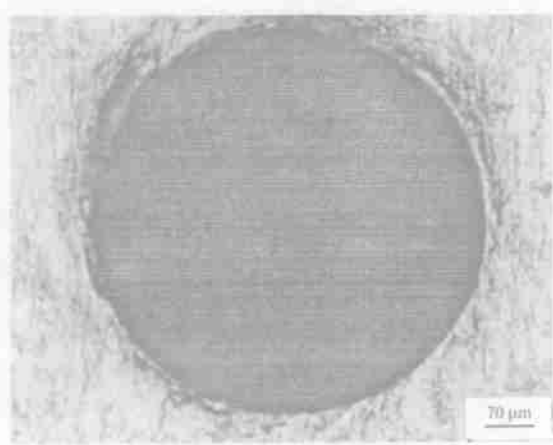
Fig 9 Flank wear of turning cutters with different coatings after turning test

图 9 溅镀不同镀膜的车刀经车削试验后的后刀面磨损量

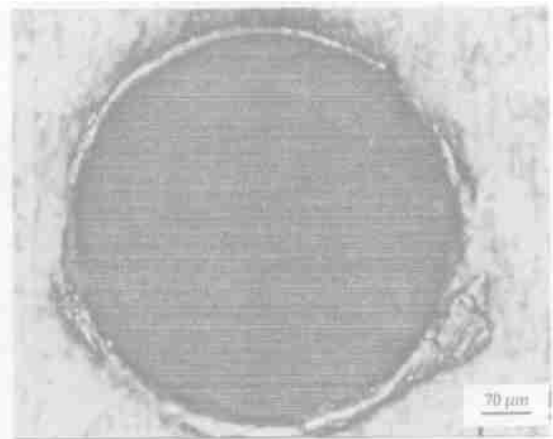
碳钢进行车削加工时的后刀面磨损量测量结果 可以看出: 未镀覆溅射层的车刀的后刀面磨损量最大; 溅射单层氮化钛薄膜可以减轻后刀面磨损; 而多层膜可以进一步减轻后刀面磨损, 且 3 种多层膜的耐磨性能相近

图 10 示出了溅射单层氮化钛以及 R4 多层膜车刀经车削试验后的磨损表面形貌 SEM 照片, 其中图 10(a 和 b) 所示分别为镀覆单层氮化钛及 R4 多层膜刀具的后刀面磨损表面形貌 SEM 照片, 图 10(c 和 d) 所示分别为镀覆单层氮化钛及 R4 多层膜刀具的刀刃处的磨损表面形貌 SEM 照片. 可以看出, R4 多层膜对刀具表面的抗磨保护作用优于单层氮化钛 据此可以推测, R3~ R5 多层膜可用于改善车削刀具的抗磨性能

由表 2 所示分析结果可知, 随着氮气流量的增加, 多层膜中的铝含量降低 氮气流量增加意味着溅射舱内氮离子浓度增加, 在反应路径上形成的障碍增多; 这对质量较重的钛原子的影响相对较小 而对质量较轻的铝而言, 大量氮离子在反应路径上形成障碍, 铝离子在撞击影响下发生严重偏移而使沉积速率降低 因此, 氮气流量越大, 多层膜中的铝含量(由氧化铝贡献)越低 与此同时, 氮气流量对多层膜厚度亦具有明显影响 当氮气流量低(N 10)时, 氮浓度不足, 此时反应不完全, 镀膜成长较慢, 镀膜中仍含有单质铝及钛(图 3); 当氮气流量较高(N 13, N 15)时, 氮浓度足够高, 有利于完全形成氮化铝及氮化钛, 镀膜沉积速率最高; 当氮气流量过高(N 20)时, 过多的氮离



(a) R4 TN/AlN nanomultilayer



(b) Single layer TiN film for a successive cycle of 20 000

Fig 8 Morphology of holes on circuit boards after being drilled using

图 8 镀覆不同镀层的微钻针连续钻削加工电路板形成的第 20 000 个孔的形貌

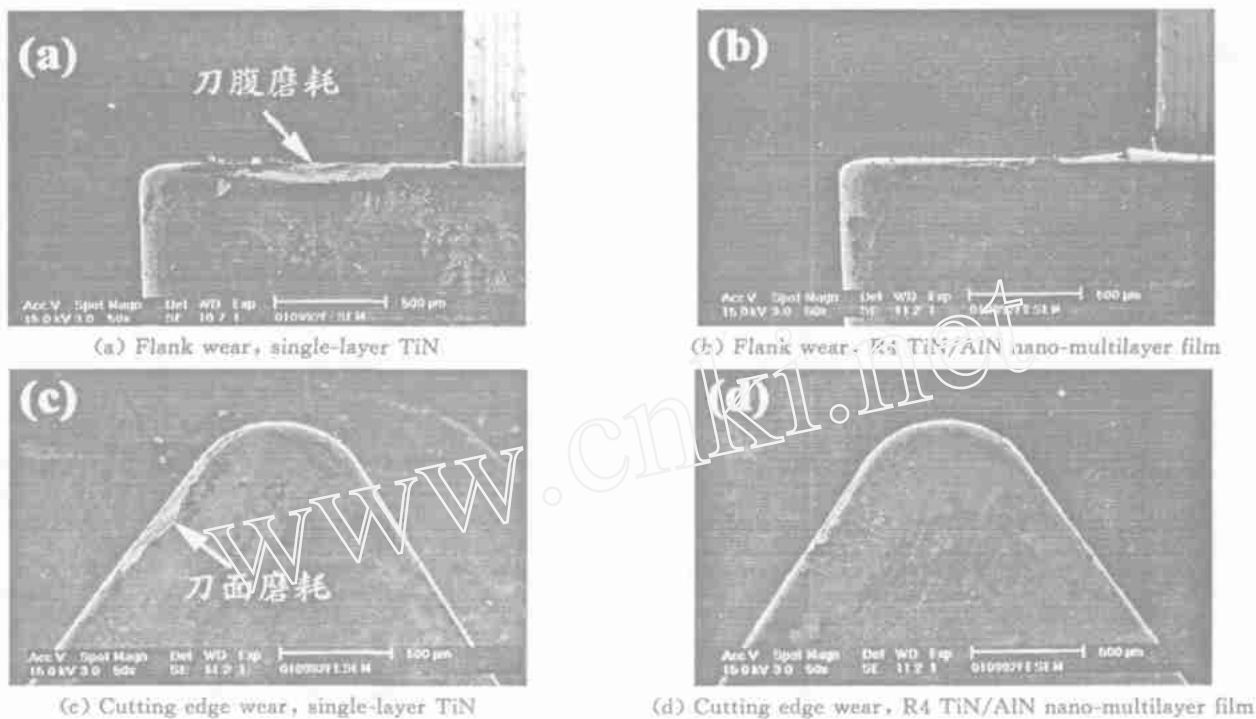


Fig 10 SEM morphologies of worn surfaces of turning cutters coated with different films

图 10 镀膜不同镀层的车刀经车削试验后的磨损表面形貌 SEM 照片

子反而导致镀膜沉积率再度降低 因此, 多层膜的厚度随氮气流量的增加先增加, 然后有所减小 以高氮气流条件下沉积的N 17 和N 20 多层膜为例, 其厚度随氮气流量的增加而由 $3.1 \mu\text{m}$ 急剧降低至 $1.6 \mu\text{m}$, 而试件夹具转速对多层膜厚度没有影响

氮化铝的硬度 (1200HV) 远比 PVD-氮化钛薄膜的低 (2437HV)。随着氮气流量的增加, 镀膜中的氮化铝含量逐渐降低 (见表 2), 因此多层膜的硬度越高, 其耐磨性能越好 此外, 在干摩擦条件下, 多层膜主要发生氧化磨损^[8], 而氧化铝层是防止氧化磨损的最佳材料^[5]。因此, 尽管多层膜中氮化铝的含量随着氮气流量的增加而逐渐减少, 但仍足以形成氧化铝保护膜, 从而进一步改善多层膜的耐磨性能 正因为如此, N 15~ N 20 多层膜的耐磨性能优于单一氮化钛镀膜, 其中N 20 多层膜的抗磨作用最佳

Paney 等^[10-12] 研究发现, 氮化铝只有在 $16.6\sim 22.9\text{GPa}$ 范围以内的高压下才能从 Wurtzite 状态转变成 NaCl 状态, 此种转变导致 18% 的体积收缩 依据 Christensen 等^[9] 的计算, 当氮化铝由 Wurtzite 状态转变成 NaCl 状态时, 其体相模量由 205GPa 增加至 270GPa ; 由于硬度随体相模量增加而增大, 因此 NaCl 状态的氮化铝比 Wurtzite 状态的氮化铝的硬度高

就多层膜的硬度 (图 4)、结合强度 (图 5) 及抗磨性能 (图 6) 而言, 其周期临界值为 3.6nm (R3)。当周期小于 3.6nm 时, 由于多层膜中氮化铝晶体结构的变化, 其硬度、结合强度及抗磨性能均较优 由相应的 XRD 分析结果可知, 当多层膜的周期为 3.6nm 时, 氮化铝开始由 Wurtzite 状态转变成 NaCl 状态 随着周期的减小, Wurtzite 状态的氮化铝含量逐渐降低, 当周期降至 2.4nm (见图曲线 3f) 时, Wurtzite 状态的氮化铝几乎已全部转变成 NaCl 状态, 故相应多层膜的硬度最高 这同相关文献报道结果一致^[2,9]。

3 结论

a 采用高速反应磁控溅射技术制备了厚度为 $2.4\sim 67.6\text{nm}$ 、周期 $\lambda = 3.6\text{nm}$ 的高硬度、高结合强度的氮化钛/氮化铝纳米多层膜

b 氮化钛/氮化铝纳米多层膜具有优异的耐磨性能; 其做为微钻针及车刀表面抗磨保护层可以显著改善加工刀具的抗磨性能, 抗磨效果明显优于单层氮化钛溅射膜

c 氮化钛/氮化铝纳米多层膜的硬度、结合强度及抗磨性能同周期和氮气流量的密切相关; 当周期小于 3.6nm 时, 相应多层膜的硬度、结合强度及抗磨性能均较优, 这是由于其 Wurtzite 状态的氮化铝向

NaCl 状态的氮化铝转变所致

参考文献:

- [1] Holmberg K, Ronkainen H, Matthews A. Tribology of thin coatings[J]. *Ceram Int*, 2000, 26 (7): 787-795
- [2] Setoyama M, Nakayama A, Tanaka M, *et al* Formation of cubic-AlN in TiN/AlN superlattice[J]. *Surf Coat Technol*, 1996, 86-87: 225-230
- [3] Jensen H, Sobata J, Sorensen G. Multilayer film deposition of TiN/AlN on a rotating substrate holder from reactive sputtering of elemental targets of titanium and aluminum [J]. *J Vac Sci Technol A*, 1997, 15: 941-945
- [4] Sundgren J E. Structure and properties of TiN coatings[J]. *Thin Solid Films*, 1985, 128 (1/2): 21-44
- [5] Inoue S, Uchida H, Yoshinaga Y, *et al* Oxidation behavior of (Ti_{1-x}Al_x)N Films prepared by r.f. reactive sputtering[J]. *Thin Solid Films*, 1997, 300: 171-175
- [6] 张增志, 张利梅, 白兵占, 等. 聚晶立方氮化硼刀具切削高锰钢的磨损机制[J]. *摩擦学学报*, 2004, 24 (3): 202-206
Zhang Z Z, Zhang L M, Bai B Z, *et al* Wear mechanism of cubic boron nitride tool in cutting austenitic manganese steel [J]. *Tribology*, 2004, 24 (3): 202-206
- [7] 白清顺, 姚英学, Phillip Bex, 等. 聚晶金刚石刀具加工强化复合地板时的切削性能及磨损机理研究[J]. *摩擦学学报*, 2003, 23 (2): 81-85
Bai Q S, Yao Y X, Bex P, *et al* Wear mechanism and cutting performance of polycrystalline diamond tool in machining high pressure laminated flooring [J]. *Tribology*, 2003, 23 (2): 81-85
- [8] Su Y L, Yao S H, Wu C T. Comparisons of characterizations and tribological performance of TiN and CrN deposited by cathodic arc plasma deposition process[J]. *Wear*, 1996, 199: 132-141
- [9] Kim D G, Seong T Y, Baik Y J. Effects of annealing on the microstructures and mechanical properties of TiN/AlN nano-multilayer films prepared by ion-beam assisted deposition[J]. *Surf Coat Technol*, 2002, 153: 79-83
- [10] Pandey R, Sutjianto A, Seel M, *et al* Electronic structure of high pressure phase of AlN [J]. *J Mater Res*, 1993, 8 (8): 1922-1927
- [11] Christensen N E, Gorczyca I. Calculated structural phase transition of aluminum nitride under pressure[J]. *Phys Rev B*, 1993, 47 (8-1D): 4307-4314
- [12] Ueno M, Onodera A, Shimomura O, *et al* X-ray observation of the structural phase transition of aluminum nitride under high pressure[J]. *Phys Rev B*, 1992, 45(17-D): 10123-10126

Study of the Wear-Resistance and Machining Application of Magnetron Sputtered TiN/AlN Nano-Multilayer Films

YAO Shun-hui¹, SU Yan-liang², GAO Wen-xian³, LIU Chun-hong²

¹ Chang Jung Christian University, Tainan 711, Taiwan, China;

² National Cheng Kung University, Tainan 701, Taiwan, China;

³ Air Force Institute of Technology, Gaoxiong 820, Taiwan, China)

Abstract: TiN/AlN nano-multilayer films were prepared on single crystal silicon wafer and high-speed steel using a new sputtering setup designed and manufactured based on high-rate reactive magnetron sputtering. Thus a group of TiN/AlN nano-multilayer films with various periods were prepared by properly controlling the deposition conditions, and the influence of the deposition parameters, especially the N₂ flux and periods on the hardness, thickness, composition, and wear resistance of the multilayers was investigated. Moreover, the multilayers were also sputtered on micro-drills and turning cutters as the antiwear coatings. And their effectiveness in increasing the wear-resistance of the drilling and cutting tools in machining circuit board and medium carbon steel bar, respectively, was examined so as to explore their feasibility in actual machining. The results revealed that the TiN/AlN nano-multilayer film with periods of 2.4~67.6 nm were obtained by properly controlling the deposition parameters. The sputtered multilayers of periods 3.6 nm had extremely high hardness, good bonding strength to the substrate, and excellent wear-resistance. The field test confirmed that the TiN/AlN nano-multilayer was superior to traditional single-layer TiN film in terms of the ability to increase the wear-resistance of the machining tools in actual machining process.

Key words: TiN/AlN nano-multilayer films; period; wear-resistance; turning; micro-drilling

Author: YAO Shun-hui, male, born in 1968, Ph. D., Assistant Professor, e-mail: shyao@mail.cju.edu.tw