

TiN/SiC 纳米多层膜的生长结构与力学性能*

劳技军¹⁾ 孔明¹⁾ 张惠娟²⁾ 李戈扬^{1)†}

¹⁾ 上海交通大学金属基复合材料国家重点实验室, 上海 200030)

²⁾ 上海交通大学高温材料与高温测试教育部重点实验室, 上海 200030)

(2003 年 7 月 24 日收到, 2003 年 9 月 18 日收到修改稿)

研究了 TiN/SiC 纳米多层膜中立方 SiC (B1-cubic SiC) 的形成及其对 TiN/SiC 多层膜力学性能的影响. 结果表明: 在 TiN/SiC 多层膜中, 非晶态的 SiC 层在厚度小于 0.6nm 时形成立方结构与 TiN 形成共格外延生长的超晶格柱状晶, 使多层膜产生硬度和弹性模量显著升高的超硬效应, 最高硬度超过 60GPa. SiC 随着层厚的增加转变为非晶相, 从而阻止了多层膜的共格外延生长, 使薄膜呈现 TiN 纳米晶和 SiC 非晶组成的层状结构特征, 同时多层膜的硬度和弹性模量下降. TiN/SiC 纳米多层膜产生的超硬效应与立方 SiC 的形成及多层膜共格生长有关.

关键词: 立方碳化硅, TiN/SiC 纳米多层膜, 外延生长, 超硬效应

PACC: 6860, 6855, 6460M

1. 引 言

由两种材料以纳米量级交替沉积形成的多层膜存在硬度异常升高的超硬效应. 一些纳米多层膜的材料体系的硬度可达到 50GPa 以上^[1-3], 仅次于金刚石而与立方氮化硼相当, 展示出其在耐磨涂层上的广阔应用前景, 并使纳米多层膜的强化机理成为近年来薄膜研究的热点之一. 已有的研究^[4-12]表明, 多层膜的超硬效应往往产生于具有相同晶体结构并且晶格常数相近的材料体系中, 其高硬度区集中在界面共格生长的小调制周期 Δ ($\Delta = l_A + l_B$, l_A 和 l_B 分别为两调制层的厚度) 范围内. 因而, 以往的实验研究和理论分析都是以多层膜调制周期的变化为基础的, 很少涉及其中一个调制层厚度的改变对多层膜微结构和性能带来的复杂变化^[11, 12]. 实际上, 作为气相沉积薄膜, 基底材料和先沉积层的性质与晶体结构对薄膜的生长结构有重要影响^[13, 14]. 近年来的研究发现, 两种不同结构类型的晶体材料交替沉积形成多层膜时, 由于一沉积层的“模板”效应, 另一沉积层可以形成亚稳相并在一定的厚度范围内稳定存在^[15-18]. 例如, AlN 的稳定相为密排六方结构, 室温

下需 23GPa 以上的高压才能形成亚稳的面心立方结构^[19], 即使在 1800K 的高温下, 这一转变也需要 14—16GPa 的压力^[20]. 但是在以 TiN 或 VN 作为模板层的 TiN/AlN 和 VN/AlN 纳米多层膜^[15, 21-24]中, 立方结构的 AlN 亚稳相可以形成, 并在其厚度小于 2.0nm 时保持立方结构, 使纳米多层膜呈现共格外延生长的结构特征并在相应的调制周期范围产生硬度升高的超硬效应. 另外, 在含有非晶相调制层的纳米多层膜中也发现了类似的现象. 例如, 尽管气相沉积的 CN_x 为非晶结构, 但在由 TiN, ZrN 和 CN_x 组成的多层膜^[25-28]中, CN_x 在小于 1nm 时形成晶体相并与 TiN 或 ZrN 呈现共格外延生长结构, 从而使多层膜的力学性能得到很大提高.

由此可见, 对于含有相转变材料或非晶态材料的纳米多层膜, 仅研究多层膜调制周期变化对薄膜微结构和力学性能的关系似嫌不足, 需要通过改变多层膜中具有相转变层的厚度, 深入研究其结构变化对多层膜生长和力学性能的影响, 从而有利于纳米多层膜的强化机理研究的深入, 亦有可能得到高硬度的多层膜材料. 为此, 本文通过改变 SiC 层的厚度研究了 TiN/SiC 纳米多层膜中 SiC 层的晶化以及由此带来的多层膜生长结构和力学性能的变化.

* 上海市纳米技术专项基金(批准号 0352nm084)资助的课题.

† E-mail: gyli@sjtu.edu.cn

2. 实 验

一系列不同的 SiC 层厚的多层膜和 TiN/SiC 单层膜采用磁控溅射技术制备,实验用的多靶溅射仪具有三个独立控制的阴极. $\phi 75\text{mm}$ 的 TiN 化合物靶(99.9%)和 SiC 化合物靶(99.9%)分别由两个射频阴极控制,一个 $\phi 75\text{mm}$ 的金属 Ti 靶(99.99%)由直流阴极控制.由 $0.5\mu\text{m}$ 金刚石抛光的不锈钢基片经丙酮和无水乙醇超声波清洗后置于可转动的基片架上.溅射气体采用 Ar(99.999%),溅射气压 $P_{\text{Ar}} = 4 \times 10^{-1}\text{Pa}$.在沉积多层膜前,先在不锈钢基片上沉积约 100nm 的金属 Ti 以提高薄膜的结合力,并在多层膜沉积前先沉积约 50nm 的 TiN 过渡层.通过控制 TiN 和 SiC 靶的溅射功率和基片分别在靶前的停留时间,得到不同 SiC 层厚的一系列纳米多层膜,薄膜的总厚度为 $2\mu\text{m}$.

多层膜的微结构分析采用 x 射线衍射仪(XRD)、x 射线能量色散谱仪(EDS)和高分辨电子显微镜(HRTEM)进行,采用 Fischerscope H100VP 微力学探针测量了薄膜的硬度和弹性模量.

3. 结果与讨论

3.1. 微结构分析

图 1 示出了 TiN(4.3nm)/SiC(0.6nm)多层膜的横截面 TEM 像和电子衍射(ED)花样.图中深色条纹为 TiN 层,浅色条纹为 SiC 层.可见在 SiC 层厚度为 0.6nm 时,多层膜呈现成分周期性变化的调制结构,并且各调制层平直,界面明晰,表明两层间的成分混合区很薄.另外,由于晶体位向形成的衬度,可看出图示的多层膜呈现柱状晶结构.图 1 左上角的一套面心立方多晶衍射环表明此多层膜为单一的面心立方结构.

图 2 示出了 TiN(4.3nm)/SiC(0.6nm)纳米多层膜的横截面 HRTEM 像.图中为一个多层膜的(111)晶面.由图可见,多层膜的晶格条纹穿过多个 TiN 和 SiC 的调制层,形成了共格外延的生长结构.图中浅色的 SiC 调制层厚度仅为约 3 个晶格结点的长度.尽管如此,也显示了多层膜中的 SiC 与 TiN 层具有明锐的界面.

图 3 示出了 TiN 层厚度保持不变(4.3nm)时多层膜随 SiC 层厚度变化的低角度 XRD 的结果.由图可见, SiC 层厚大于 0.8nm 时多层膜的超晶格衍射

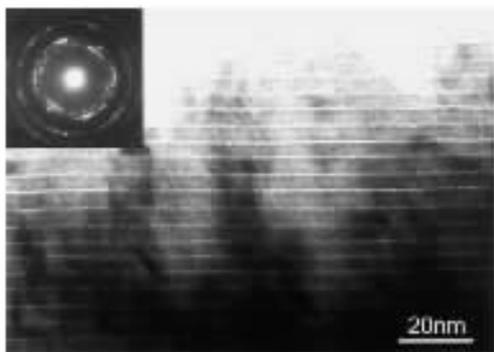


图 1 TiN(4.3nm)/SiC(0.6nm)多层膜的横截面 TEM 像和电子衍射(ED)花样

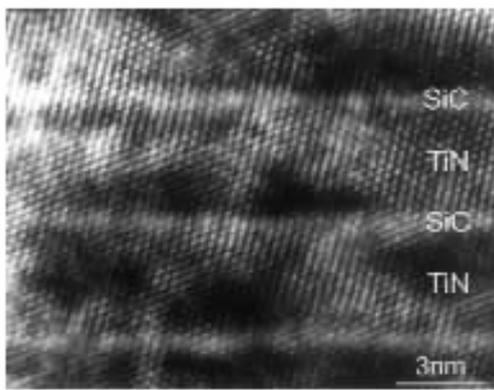


图 2 TiN(4.3nm)/SiC(0.6nm)多层膜的横截面 HRTEM 像

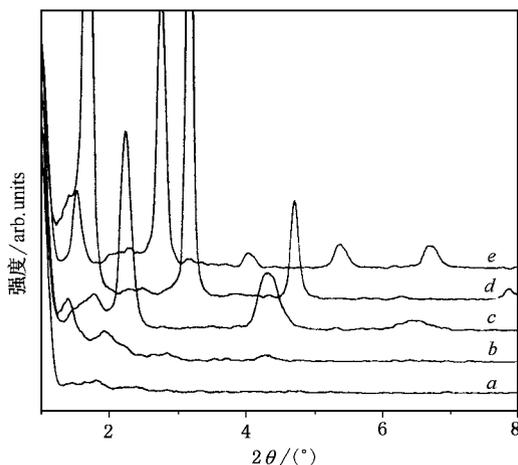


图 3 不同 SiC 层厚的 TiN/SiC 多层膜(TiN 层厚保持为 4.3nm)的低角度 XRD 谱.曲线 a 为 $l_{\text{SiC}} = 0.4\text{nm}$, b 为 $l_{\text{SiC}} = 0.6\text{nm}$, c 为 $l_{\text{SiC}} = 0.8\text{nm}$, d 为 $l_{\text{SiC}} = 1.6\text{nm}$, e 为 $l_{\text{SiC}} = 2.4\text{nm}$

峰非常明锐,表明薄膜形成了很好的成分调制结构.并且这种调制结构在 SiC 层厚小至 0.6nm 时依然能够存在,只是其超晶格衍射峰已大大减弱.而当 SiC 层厚度减小到 0.4nm 时,从低角度 XRD 谱上已无法

确认薄膜是否存在超晶格结构,可能此时界面的成分混合层已与 SiC 层的厚度相当了.多层膜的调制周期和 SiC 层的厚度采用以上低角度 XRD 衍射峰根据修正的 Bragg 公式^[29]和采用 EDS 测量薄膜 Ti:Si 比的方法^[30]进行计算确定.

图 4 示出了与图 3 相同的一系列多层膜以及 SiC 和 TiN 单层薄膜的高角度 XRD 谱.由图可见,在本文的实验条件(即采用 TiN 和 SiC 化合物靶、基片保持于室温)下, SiC 单层膜为非晶态,而 TiN 单层膜的(111)衍射峰漫散宽化,以纳米晶形式存在.但是由这两种材料组成多层膜当 SiC 层厚为 0.4nm 和 0.6nm 时, TiN/SiC 纳米多层膜却呈现强烈的(111)织构外延生长.需要特别注意的是,图 4 中对于 SiC 层厚为 0.4nm 和 0.6nm 的多层膜 XRD 谱所用的强度计数坐标已被压缩至 1/5,由图可计算得到此时多层膜的(111)衍射峰的计数强度约为 TiN 单层膜(111)衍射峰的 500 倍.综合图 1、图 2 的 TEM 照片和图 3 的低角度 XRD 谱可知,多层膜中原来以非晶态生长的 SiC 层不仅形成了晶态的 B1 结构,而且新的 TiN 层亦可在 B1-SiC 层上共格外延生长,使得多层膜形成强烈(111)织构的柱状晶.此外,由图 4 还可见到略微增加 SiC 层的厚度到 0.8nm 以后,多层膜的(111)衍射峰迅速降低而逐步呈现(200)织构.这一结果表明,多层膜中的 SiC 层在大于 0.6nm 后逐步从以 TiN 层外延生长的 B1 结构转变为非晶态形式,从而阻止了多层膜的共格外延生长.而新一层的 TiN 则以(200)织构在非晶 SiC 的表面重新形核生长,并且,由此生长的 TiN 层的晶体又被下一 SiC 调制层阻断,多层膜呈现 SiC 非晶和 TiN 纳米晶组成的调制结构.

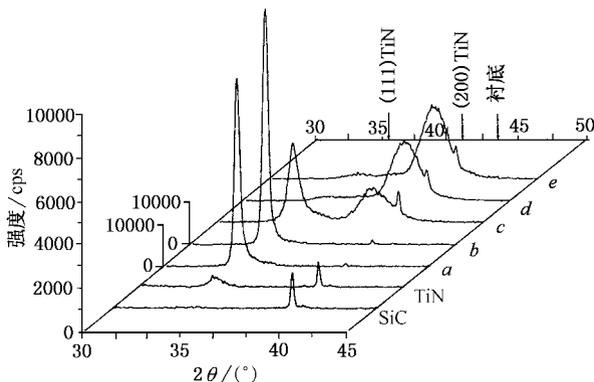


图 4 不同 SiC 层厚的 TiN/SiC 多层膜(TiN 层厚保持为 4.3nm)和 SiC、TiN 单层膜的高角度 XRD 谱.曲线 a 为 $l_{\text{SiC}} = 0.4\text{nm}$, b 为 $l_{\text{SiC}} = 0.6\text{nm}$, c 为 $l_{\text{SiC}} = 0.8\text{nm}$, d 为 $l_{\text{SiC}} = 1.6\text{nm}$, e 为 $l_{\text{SiC}} = 2.4\text{nm}$

3.2. 多层膜生长结构的讨论

以上对多层膜的生长结构研究表明, TiN/SiC 多层膜中存在一种晶体生长的“互促效应”.即由两种晶体生长完整性不好的纳米晶 TiN 和非晶 SiC 组成多层膜时, SiC 层在一定的厚度下晶化,并与 TiN 层形成共格界面,进而促进 TiN 层的晶体生长,使多层膜形成晶体完整性良好的强烈择优取向柱状晶.

对于 TiN/SiC 纳米多层膜的生长结构,需要从热力学和动力学两方面进行讨论.在热力学方面,虽然 SiC 有多种晶体类型结构,但其中的 B1-SiC 与 TiN 同为面心立方结构,且晶格常数十分接近($a_{\text{TiN}} = 0.424\text{nm}$, $a_{\text{SiC}} = 0.436\text{nm}$),晶格错配仅为 2.8%,满足共格外延生长的热力学条件.前期对由两种晶体相组成的纳米多层膜研究表明^[22-24, 31],已沉积层的晶体结构参数(晶体类型和晶格常数)对后沉积层的晶体生长的“模板效应”,可以使后沉积层以相同的晶体结构或以不同的晶体结构但形成某种共格界面使后沉积层在一临界厚度以下以亚稳态存在,多层膜实现外延生长.在这种情况下,由于组成多层膜的两调制层都是晶体生长完整性较好的晶体相,故仅需考虑它们生长中的界面能和体积能随薄膜厚度变化的热力学因素.但是,在本实验的沉积条件下, TiN 呈现纳米晶结构,而 SiC 呈现非晶态,均为气相沉积的非平衡结构,故仅从热力学方面用以上由两种晶体组成的纳米多层膜中亚稳相生成的模板效应进行讨论是不够的,还需进一步考虑薄膜生长动力学因素:气相沉积的粒子(原子、分子及其团簇)沉积到正在生长的膜面上时,将迅速失去大部分能量,沉积粒子所剩余的能量以及生长面的性质和温度等因素将决定沉积粒子在生长面上的移动性.移动性高时,沉积粒子就可以由次低势场的亚稳位置克服能垒移动到最低势场的稳定位置,薄膜生长的晶体完整性就较好.因而,在较高的基片温度下,气相沉积薄膜的晶体完整性较好,晶粒较粗大,呈现择优取向生长.同样地,生长膜面的性质也对沉积粒子的移动性有类似的影响.对于 TiN 和 SiC 单层膜, TiN 或 SiC 粒子沉积到与其本身相同材料的生长面上时,由于移动性较差而分别形成纳米晶和非晶.但是,多层膜的情况就不一样, TiN 和 SiC 是交替生长的.由于两者性质的差异, TiN 粒子沉积到与 SiC 生长面和 SiC 粒子沉积到 TiN 生长面上后的移动性都较好,因而使多层膜生长的晶体完整性得到显著提高,形成以

(111)面生长的强烈择优取向柱状晶。

3.3. 力学性能测量

与其他高硬度薄膜一样,多层膜的硬度测量是非常困难的,其难点主要在于难以选择测量中的压入载荷.为了消除压头压入时基材变形对测量结果的影响,曾提出对于硬质薄膜硬度测量的压痕深度必须小于膜厚的 $1/5^{[32]}$, $1/10^{[2]}$,甚至 $1/20^{[11]}$.为了得到可靠的硬度测量值,我们采用了一种力学探针的两步压入法^[33]测量 TiN/SiC 纳米多层膜的硬度和弹性模量.该方法的第一步压入试验采用足够大的压入载荷,通过试样(薄膜/基体复合体)的加载曲线得到其受载硬度 HV(亦称广义硬度^[34])随压入载荷的变化,从而确定不受基体变形影响而正确测量多层膜力学性能的最大压入载荷为 10mN.据此采用 10mN 进行第二步压入试验,图 5 示出了部分 TiN/SiC 多层膜在最大压入载荷为 10mN 时的加、卸载曲线.由此曲线根据 Oliver 公式^[34]得到各实验薄膜的卸载硬度 HV 和弹性模量 E .

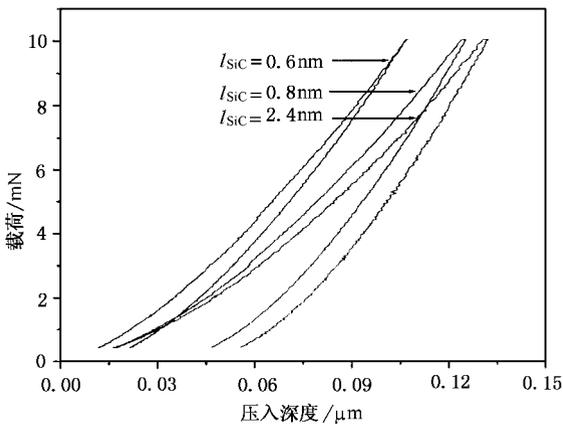


图 5 部分 TiN/SiC 多层膜的加卸载曲线(最大载荷:10mN)

图 6 示出了 TiN/SiC 多层膜硬度和弹性模量随 SiC 层厚度和多层膜调制周期的变化以及 TiN、SiC 单层膜的硬度和弹性模量.由图可见,当在 TiN 薄膜中插入 SiC 层形成多层膜后,薄膜产生了硬度和弹性模量升高的超硬效应.多层膜的硬度和弹性模量从单层膜时的 22.5GPa 和 256GPa 迅速上升并在 SiC 层厚度为 0.6nm 时达到最高值 60.56GPa 和 470.2GPa,其硬度为迄今所报道的多层膜中出现的硬度最高值.随着 SiC 层厚度的进一步增加,多层膜的硬度逐步降低并趋向于 TiN、SiC 单层膜按混合法则计算得到的硬度值.

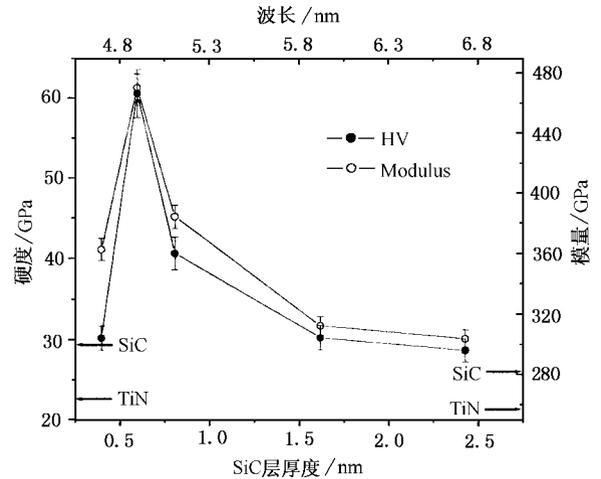


图 6 TiN/SiC 纳米多层膜硬度和弹性模量随 SiC 层厚度及多层膜调制周期的变化

3.4. 多层膜超硬效应的讨论

自从 Koehler^[5]提出多层结构超硬材料的概念以来,纳米多层膜在实验和理论研究上都取得了很大的进展.实验上在许多材料体系中获得了超过 40GPa 的多层膜,最高硬度达到 55GPa^[1].在理论研究方面,除了 Koehler 提出的两层材料的模量差强化理论^[5]外,还提出了多层膜的交变应力场模型^[35]和 Hall-Petch 强化理论^[36].尽管如此,以上对于多层膜的实验研究和强化理论都基于如下的几个材料性质和微结构的要点:即组成多层膜的两种材料应该具有不同的剪切模量;多层膜两调制层应该足够薄以使位错不能在其中一层内(特别是低模量层内)增殖和运动;此外,还需要多层膜形成成分分层结构的共格界面且成分混合区必须很窄.由这些对产生超硬效应所需具有的材料性质和微结构特征,可以讨论 TiN/SiC 纳米多层膜的力学性能变化:在 TiN 薄膜中插入硬度和模量更高的 SiC 层,当 SiC 层厚度为 0.6nm 时,多层膜形成具有明锐界面的层状结构,并且呈现界面共格外延生长的柱状晶,薄膜获得硬度和弹性模量的最大值.当 SiC 层减小为 0.4nm 时,尽管多层膜也呈现强烈(111)织构的柱状晶,但由于此时 SiC 层的厚度已小至与界面混合层相当,多层膜成分周期变化的幅值降低,使多层膜分层结构不明显,造成薄膜的强化效果减弱.另一方面,增大 SiC 层的厚度至 0.8nm 以上时, SiC 层中逐步形成非晶,并阻止了多层膜的共格外延生长,多层膜的超硬效应消失,使得薄膜的硬度和弹性模量降低,并逐步趋

向于 TiN 和 SiC 层按混合法则所得的硬度。

由此可见,当 SiC 层厚度约为 0.6nm 时,多层膜的微结构满足产生超硬效应的各种条件,即与 TiN 有较大性质差异的 SiC 此时得到晶化,并与 TiN 形成界面成分明锐变化的共格外延生长,从而使多层膜产生硬度大大升高的超硬效应。而当 SiC 厚度减小或增大时,纳米多层膜微结构的改变都将减弱其强化效果。

4. 结 论

由于存在晶体生长的互促效应,TiN/SiC 纳米多

层膜中的 SiC 在厚度为约 0.6nm 时形成 B1-SiC 结构的晶体相并与 TiN 层形成共格界面,进而促进 TiN 晶体生长的完整性,使多层膜形成强烈(111)结构的柱状晶。与此相应,多层膜呈现硬度和弹性模量升高的超硬效应,其硬度和弹性模量分别达到 $HV = 60.56\text{GPa}$ 和 $E = 470.2\text{GPa}$,为迄今所报道多层膜中的最高硬度值。SiC 随层厚的增加,转变为非晶结构,从而阻止了多层膜的共格外延生长,多层膜的硬度与弹性模量亦随之降低。TiN/SiC 纳米多层膜的超硬效应和 B1-SiC 晶体的形成,并与 TiN 层以共格状态生长有关。

- [1] Helmersson U , Todorova S , Barnett S A , Sundgren J E , Markert L C and Greene J E 1987 *J. Appl. Phys.* **62** 481
- [2] Shinn M , Hultman L and Barnett S A 1992 *J. Mater. Res.* **7** 901
- [3] Xu Juhua , Li Geyang and Gu Mingyuan 2000 *Thin Solid Films.* **370** 45
- [4] Sproul W D 1996 *Science* **273** 889
- [5] Koehler J S 1970 *Phys. Rev. B* **2** 547
- [6] Li Geyang , Han Zenghu , Tian Jiawan , Xu Junhua and Gu Mingyuan 2002 *J. Vac. Sci. Technol. A* **20** 674
- [7] Li Geyang , Xu Junhua , Zhang Liuqiang , Wu Liang and Gu Mingyuan 2001 *J. Vac. Sci. Technol. B* **19** 94
- [8] Mirkarimi P B , Hultman L and Barnett S A 1990 *Appl. Phys. Lett.* **57** 2654
- [9] Nordin M , Larsson M and Hogmark S 1998 *Surf. Coat. Technol.* **106** 234
- [10] Yashar P , Barnett S A , Rechner J and Sproul W D 1998 *J. Vac. Sci. Technol. A* **16** 2913
- [11] Stan Vepřek 1999 *J. Vac. Sci. Technol. A* **17** 2401
- [12] Yashar P C and Sproul W D 1999 *Vacuum.* **55** 179
- [13] Wu Y Z , Ding H F , Jing C , Wu D , Liu G L , Dong G S and Jing X F 1998 *Acta Phys. Sin.* **47** 461 (in Chinese) [吴义政、丁海峰、敬超、吴锦、刘国磊、董国胜、金晓峰 1998 物理学报 **47** 461]
- [14] He X C , Shen H S , Zhang Z M , Wan Y Z and Shen T 2000 *Acta Phys. Sin.* **49** 532 (in Chinese) [何贤昶、沈荷生、张志明、万永中、沈挺 2000 物理学报 **49** 532]
- [15] Setoyama M , Nakayama A , Tanaka M , Kitagawa N and Nomura T 1996 *Surf. Coat. Technol.* **86—87** 225
- [16] Nordin M and Eriscon F 2001 *Thin Solid Films.* **385** 174
- [17] Larsson M , hollman P , Hedengvist P , Hogmark S , Wahlstrom V and Hultman L 1996 *Surf. Coat. Technol.* **86—87** 351
- [18] Yashar P , Chu X , Barnett S A , Hogmark S , Wahlstrom V and Hultman L 1998 *Appl. Phys. Lett.* **72** 987
- [19] Veno M , Onodera A , Shimomura O and Takemura K 1992 *Phys. Rev. B* **45** 10123
- [20] Ravindra P , Amin S , Max S and Taffe J E 1993 *J. Mater. Res.* **8** 1922
- [21] Wang Y Y , Wong M S , Chia W J , Rechner J and Sproul W D 1998 *J. Vac. Sci. Technol. A* **16** 3341
- [22] Hu X P , Li G Y and Gu M Y 2003 *Chinese Journal of Materials Research.* **17** 326 (in Chinese) [胡晓萍、李戈扬、顾明元 2003 材料研究学报 **17** 326]
- [23] Lao J J , Hu X P , Yu X J , Li G Y and Gu M Y 2003 *Acta Phys. Sin.* **52** 155 (in Chinese) [劳技军、胡晓萍、虞晓江、李戈扬、顾明元 2003 物理学报 **52** 155]
- [24] Kim I W , Quan Li , Marks L D and Barnett S A 2001 *Appl. Phys. Lett.* **78** 892
- [25] Wu D W , Fu D J , Mao X W , Ye M S , Peng Y G and Fan X J 1999 *Acta Phys. Sin.* **48** 904 (in Chinese) [吴大维、付德君、毛先唯、叶明生、彭友贵、范湘军 1999 物理学报 **48** 904]
- [26] Li D , Chu X , Cheng S C , Lin X W , David V P , Chung Y W , Wong M S and Sproul W D 1995 *Appl. Phys. Lett.* **67** 203
- [27] Li D , Lin X W , Cheng S C , David V P , Chung Y W , Wong M S and Sproul W D 1996 *Appl. Phys. Lett.* **68** 1211
- [28] Wu M L , Lin X W , David V P , Chung Y W , Wong M S and Sproul W D 1997 *J. Vac. Sci. Technol. A* **15** 946
- [29] Kim C , Qadri S B , Scanlon M R and Cammarata R C 1994 *Thin Solid Films* **240** 52
- [30] Li G Y , Xu J H , Tian J W , Jin Y P and Rong Y H 2000 *Journal of Shanghai Jiaotong University* **34** 1097 (in Chinese) [李戈扬、许俊华、田家万、金燕萍、戎咏华 2000 上海交通大学学报 **34** 1097]
- [31] Madan A , Kim I W , Cheng S C , Yashar P , David V P and Barnett S A 1997 *Phys. Rev. Lett.* **78** 1743
- [32] Cammarata R C and Schlesinger T E 1990 *Appl. Phys. Lett.* **56** 1862
- [33] Tian J W , Han Z H , Lai Q X , Yu X J and Li G Y 2003 *Chinaese Journal of Mechanical Engineering* **39**(6) 71 (in chinese) [田家万、韩增虎、赖倩茜、虞晓江、李戈扬 2003 机械工程学报 **39**(6) 71]
- [34] Oliver W C and Pharr G M 1992 *J. Mater. Res.* **7** 1564

[35] Andson P M and Li C 1995 *Nanostructure Mate.* **5** 349[36] Kato M , Mori T and Schwartz L H 1980 *Acta Metall.* **28** 285

Growth structure and mechanical properties of TiN/SiC nano-multilayers^{*}

Lao Ji-Jun¹⁾ Kong Ming¹⁾ Zhang Hui-Juan²⁾ Li Ge-Yang¹⁾¹⁾(*State Key Laboratory of Metal Matrix Composites , Shanghai Jiaotong University , Shanghai 200030 , China*)²⁾(*Key Laboratory of the Ministry of Education for High Temperature Materials and Testing , Shanghai Jiaotong University , Shanghai 200030 , China*)

(Received 24 July 2003 ; revised manuscript received 18 September 2003)

Abstract

The formation of cubic SiC (B1-cubic SiC) and its effect on the mechanical properties of TiN/SiC nano-multilayers were studied in this work . The results show that in TiN/SiC multilayer , SiC exists as a cubic structure and forms coherent epitaxially grown columnar crystal superlattice with TiN when the thickness of SiC layer is about 0.6nm . Multilayers show the superhardness effect with the enhancement of hardness and elastic modulus , and the highest hardness excess 60GPa . With the increase of SiC layer thickness , B1-SiC transforms into amorphous phase and impedes the coherent epitaxial growth of multilayers . Multilayers present layer structure character composed of TiN nanocrystal and amorphous SiC . Correspondingly , the hardness and elastic modulus of multilayers decrease . The formation of cubic SiC and coherent growth structure of cubic SiC and TiN appear to be likely the origin of the superhardness effect of TiN/SiC nano-multilayers .

Keywords : cubic SiC , TiN/SiC nano-multilayers , epitaxial growth , superhardness effect

PACC : 6860 , 6855 , 6460M

^{*} Project supported by Science and Technology Foundation of Shanghai (Grant No.0352nm084) .