引用格式：侯文康，景玮晨，熊天英，等.辅助C源法在单晶Si基体上制备高结合强度C-SiC复合涂层[J].材料工程，2026，54(3)：222-228.
HOU Wenkang，JING Weichen，XIONG Tianying，et al.Preparation of high bonding strength C-SiC composite coatings on single crystal Si substrate by extra-C source method[J].Journal of Materials Engineering，2026，54(3)：222-228.

辅助C源法在单晶Si基体上制备高结合强度C-SiC复合涂层

侯文康[1,2]，景玮晨[1,2]，熊天英[2]，唐明强[2*]
（1 中国科学技术大学 材料科学与工程学院，沈阳 110016；2 中国科学院 金属研究所，沈阳 110016）

摘要：石墨为辅助C源，以HMDSO-H_2为原料体系，采用化学气相沉积(CVD)法在单晶Si(100)基体表面一体化制备C-SiC复合涂层，使用扫描电子显微镜(SEM)、X射线衍射仪(XRD)、纳米压痕及划痕测试对复合涂层的表面形貌、相组成、力学性能和抗热震性能进行分析。结果表明：借助辅助C源可一体化沉积C缓冲层与SiC涂层，所制备的C-SiC复合涂层厚度为50 μm(其中C缓冲层厚度为10 μm)，涂层致密，且与单晶Si基体结合良好，具有优异的抗热震性能，经过20次20～1200 ℃的循环热震后，复合涂层表面出现裂纹，但未发生翘曲或剥落现象。此外，纳米压痕显示复合涂层的硬度和弹性模量分别为23.25 GPa和272.3 GPa，划痕法测得该涂层与基体的结合力为29 N。

关键词：碳化硅涂层；化学气相沉积；结合力；缓冲层
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2025.000005 **CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2025.000005
中图分类号：TB332 **文献标识码**：A **文章编号**：1001-4381(2026)03-0222-07

Preparation of high bonding strength C-SiC composite coatings on single crystal Si substrate by extra-C source method

HOU Wenkang[1,2]，JING Weichen[1,2]，XIONG Tianying[2]，TANG Mingqiang[2*]
（1 School of Materials Science and Engineering，University of Science and Technology of China，Shenyang 110016，China；
2 Institute of Metal Research，Chinese Academy of Sciences，Shenyang 110016，China）

Abstract：The C-SiC composite coating is integrally prepared on the surface of a single-crystal Si(100) substrate using chemical vapor deposition(CVD) with graphite as the extra-C source and HMDSO-H_2 as the precursor system. The surface morphology, phase composition, mechanical properties, and thermal shock resistance of the composite coatings are analyzed by scanning electron microscopy(SEM), X-ray diffraction(XRD), nanoindentation and scratch testing. The results show that the extra-C source enable simultaneous deposition of a carbon buffer layer and SiC coating. The prepared C-SiC composite coating exhibits a total thickness of 50 μm (including a 10 μm-thick C buffer layer), dense structure, and excellent adhesion to the single-crystal Si substrate. The coating shows outstanding thermal shock resistance, with surface cracks emerging after 20 thermal cycles between 20 ℃ and 1200 ℃, but no warping or delamination occurs. The nanoindentation reveals that hardness and elastic modulus of the composite coating are 23.25 GPa and 272.3 GPa, respectively, while the scratch testing indicates an interfacial adhesion strength between the coating and substrate is 29 N.

Key words：SiC coating；chemical vapor deposition；adhesion strength；buffer layer

SiC具有高化学稳定性和高击穿电场强度，因此被广泛用作半导体设备零部件的防护涂层[1-2]。例如，在半导体制造的干法刻蚀过程中，刻蚀气体常含有氟(SF_6、CF_6、NF_6)，其对刻蚀腔内承载晶圆片的Si聚焦环等Si基零部件造成腐蚀，进而严重降低生产效率。但在单晶Si上沉积SiC涂层后，由于SiC的化学稳定

性高，对含氯和含氟刻蚀气体具有更强的抗刻蚀能力，能够对Si基零部件起到显著的保护作用，可成倍提高聚焦环等Si基零部件的使用寿命。SiC涂层的实际防护性能受制备工艺影响较大。目前SiC涂层的制备方法包括喷涂法[3]、磁控溅射法[4]、溶胶凝胶法[5]和化学气相沉积(CVD)法[6-9]。其中喷涂法制备的涂层孔隙较多，且不适用于形状复杂的基体；溶胶凝胶法制备的涂层易出现气孔和开裂；磁控溅射法制备的涂层致密性较差；而CVD法制备的涂层具有绕镀性好和涂层均匀、致密等优点，更适合应用于半导体设备零部件的防护涂层制备。

除制备方法以外，SiC的本征性质对其作为涂层的应用具有较大影响。这是由于SiC的晶格常数和热膨胀系数(0.436 nm、2.77×10^{-6} K^{-1})与单晶Si的(0.543 nm、3×10^{-6} K^{-1})[10]相差较大，差异量分别达到约20%和8%。一方面，晶格常数的过大差异会使SiC涂层与单晶Si基体的界面处形成原子尺度的严重不匹配，从而导致界面应力过大；另一方面，热膨胀系数的不匹配会使界面对环境温度的高低变化更为敏感，不同步的膨胀或收缩产生的应力大部分集中在SiC涂层和单晶Si基体界面上[11]，从而进一步降低界面结合力，加剧涂层开裂倾向。可见，直接在Si基体上制备SiC获得的涂层与基体具有较低的结合力，容易出现开裂，使用寿命较短。为解决这一问题，众多学者们开发了多种工艺方法。例如，在Si基体表面进行碳化预处理后制备SiC涂层[12]，以及在涂层和基体之间添加缓冲层。碳化预处理后通过温度梯度沉积来控制界面的质量，但该过程较难精确控制。多种工艺相较来说，引入缓冲层的方法更易实现。对于该方法，目前已被研究的缓冲层材料包括GeC、SiO_2、AlN、SiCN、SiAlON等[4,13-15]。然而，这些缓冲层均无法与SiC涂层进行一体化制备，需采用独立工艺制备完成后，才能进一步开展SiC涂层的制备，这在实际生产中不仅容易引入污染源，而且不利于提高生产效率。

本工作采用HMDSO(六甲基二硅氧烷，hexamethyldisiloxane)原料体系的CVD方法，借助石墨棒为辅助C源引入C缓冲层，通过一体化制备工艺，成功地在单晶Si基体上制备出含有C缓冲层的C-SiC复合涂层。结合热力学方程详细说明沉积过程，同时对所制备C-SiC复合涂层的微观形貌、物相组成、力学性能、结合力及抗热震性能进行较全面的表征和分析，以期为高品质SiC涂层的制备提供一个高效可行的工艺方法，也为涂层结合力改善提供设计思路。

1　实验材料与方法

1.1　基体处理和涂层制备

刻蚀腔体中聚焦环主要为单晶Si材料，其作用是控制等离子体在晶圆边缘的分布，使刻蚀在整个晶圆表面能够均匀进行。本工作选择聚焦环用单晶Si(100)块体作为基体材料，试样尺寸为20 mm×20 mm×10 mm，表面使用1200#砂纸研磨，并采用工业标准湿法清洗工艺进行清洗。

使用喷液雾化-多元共析智能化学气相沉积设备(示意图见图1)，以HMDSO-H_2为原料体系，腔内放置石墨棒(纯度99.9%，中钢集团上海新型石墨材料有限公司)作为辅助C源[16]，在单晶Si(100)基体上制备含有C缓冲层的C-SiC复合涂层。HMDSO(纯度99%，上海麦克林生化有限公司)和正己烷(n-hexane，纯度99%，上海麦克林生化有限公司)以体积比2∶1混合后作为液体原料，H_2(纯度99.99%，沈阳顺泰公司)、Ar(纯度99.99%，沈阳顺泰公司)作为载流气体。具体的涂层CVD沉积参数如表1所示，沉积时间分别为1、120 min，所获得的涂层种类分别为初始形核(C-nucleation)和连续涂层(C-SiC)。

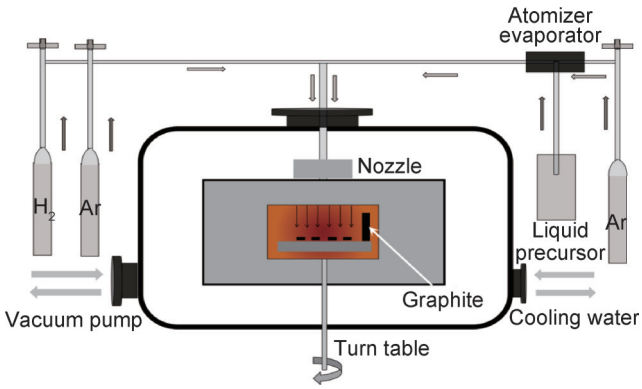


图1　CVD设备示意图

Fig.1　Schematic diagram of CVD equipment

1.2　材料表征

使用掠入射X射线衍射仪(GIXRD，SmartLab)对C-SiC复合涂层的晶体结构进行表征；使用配备能谱仪(EDS)的扫描电子显微镜(SEM，Apreo)对C-SiC复合涂层的表面、截面形貌及元素组成进行表征；使用纳米压痕仪(G 200 Nano Indenter)对C-SiC复合涂层的硬度和弹性模量进行测试；使用材料表面性能综合测试平台(SMT-5000)对C-SiC复合涂层与基体间的结合力进行检测，其载荷以20 N/min的速率线性增加到50 N，划痕长度5 mm；使用高温箱式烧结炉(NBD-M系列)对C-SiC复合涂层样品的抗热震性能

表 1 涂层的 CVD 沉积参数

Table 1 CVD deposition parameters of coatings

Coating type	Growth temperature/℃	Flow rate of source solution/(g·min^{-1})	Flow rate of Ar/(mL·min^{-1})	Flow rate of H_2/(mL·min^{-1})	Deposition pressure/Pa	Deposition time/min
C-nucleation	1150	0.5	2000	600	600	1
C-SiC	1150	0.5	2000	600	600	120

进行测试，气体环境为 Ar，热震温度区间为 20～1200 ℃，升降温速率均为 10 ℃/min，单次峰值温度保温时间为 10 min，重复 10 次、20 次热震循环后采用扫描电子显微镜进行表征。

2 结果与分析

2.1 C-SiC 复合涂层的 CVD 形成过程

HMDSO 的化学式为$(CH_3)_3$—Si—O—Si—$(CH_3)_3$，其中 Si—O 键和 Si—C 键的结合能分别为 452 kJ/mol 和 360 kJ/mol，n-hexane 的化学式为 C_6H_{14}，其中 C—H 键和 C—C 键的结合能分别为 413、347 kJ/mol[17]。在高温条件下，反应气体优先裂解 C—C 键和 Si—C 键，然后裂解 C—H 键，最后裂解 Si—O 键。当沉积温度接近 1150 ℃时，C—C 键和 Si—C 键大多发生裂解，而 C—H 键和 Si—O 键则部分发生裂解。此外，当沉积温度达到 1150 ℃时，键能为 432 kJ/mol 的 H—H 键也会大量裂解。由此可知，沉积的初始反应物主要有 CH_x、SiO 和活性 H，此时反应腔体内发生的主要化学反应为[17]：

$$2SiO(g)+H_2(g)+2CH(g)=2SiC+2H_2O(g) \quad (1)$$

$$SiO(g)+2CH(g)=SiC+C+H_2O(g) \quad (2)$$

$$2CH(g)=2C+H_2(g) \quad (3)$$

$$7SiO(g)+6CH_3(g)=SiH_4(g)+6SiC+7H_2O(g) \quad (4)$$

$$SiO(g)+4SiH_3(g)+5CO(g)=5SiC+6H_2O(g) \quad (5)$$

$$6SiO(g)+5CH_3(g)=SiH_3(g)+5SiC+6H_2O(g) \quad (6)$$

$$SiO(g)+2SiH(g)+3C(g)=3SiC+H_2O(g) \quad (7)$$

$$SiO(g)+6H(g)=SiH_4(g)+H_2O(g) \quad (8)$$

$$C+H(g)=CH(g) \quad (9)$$

以上反应的吉布斯自由能 ΔG 均随温度的升高而增大，在 1100～1400 ℃下均为负值，即反应自发进行，按照 1150 ℃温度下各反应 ΔG 的绝对值由小到大排序，如反应式(1)～(9)所示。参考以上反应对涂层沉积过程进行分析，绘制涂层沉积过程示意图，如图 2 所示。发现整个 C-SiC 复合涂层(包含 SiC 层和 C 缓冲层)的形成分为两个阶段：①石墨棒表面 SiC 层的生长和 Si 基体表面 C 缓冲层的生长。如图 2 所示，沉积开始前通入 H_2 高温裂解为活性 H(蓝色箭头)，会与反应室内的石墨棒发生表面反应(式(9))生成大量的 CH，再加上通入原料裂解的前驱体 CH(黄色箭头)，导致沉积室内 CH 浓度升高，促进 CH 在 Si 基体表面大量吸附，并发生表面反应(式(3))形成 C 缓冲层(绿色箭头)。与此同时，通入原料裂解的前驱体 SiO 则主要在石墨棒表面发生吸附，与石墨棒表面的 CH 发生反应(式(1)、(2)、(4)～(7))，形成的 SiC 层逐渐将石墨棒包覆，随着石墨棒表面反应的进行，式(9)的反应物减少，导致反应室内来源于石墨棒表面反应的 CH 减少，反应腔内 CH 浓度逐渐降低。②Si 基体上 C 缓冲层表面的 SiC 层生长。如图 2 所示，石墨棒表面被 SiC 层包覆后，不再提供额外 C 源。腔内 C 源全部来源于原料的裂解，此时 Si 基体上的主反应由阶段①形成 C 缓冲层(式(3))转变为形成 SiC 层(式(7))，通入的前驱体(SiO、CH 和活性 H)在表面吸附并发生反应(式(1)、(2)、(4)～(7))形成 SiC 层(绿色箭头)。整个反应过程中气相形核形成的 SiC、C、CO 和 H_2O 等副产物由真空泵排出(灰色箭头)。

2.2 C-SiC 复合涂层的形貌与相组成

图 3 为沉积 1 min 时样品的表面微观形貌。可以看出，经 1200#砂纸打磨的单晶 Si 基体表面存在较多棱角分明的划痕，经 H_2 刻蚀后，划痕棱角变得圆润，但凹槽仍然存在。由于凹处形核所需的形核能更低，所以 C 优先在基体凹处开始形核生长，如图 3 放大区域所示，经过 1 min 的沉积后，形核颗粒尺寸约为几百纳米，弥散分布于基体表面。

图 4 为沉积 120 min 时样品的表面、截面形貌及截面 EDS 谱图。从图 4(a)可以看出，复合涂层表面十分致密，紧密排列着许多直径约 5～10 μm 的鹅卵石状团簇，无开裂、孔洞等缺陷。此外，样品表面还存在一些直径约 60 μm 的球状大团簇，这些团簇为均相形核所致。由图 4(b)可知，该复合涂层为多层结构，各层间界面由图中白色虚线标出。图 4(c)为样品的截面线扫描结果，图中黄色箭头表示线扫描方向(从涂层表面至基体)，图谱中红色曲线表示 C 的含量分布，蓝色曲线表示 Si 的含量分布。复合涂层的一体化沉积过

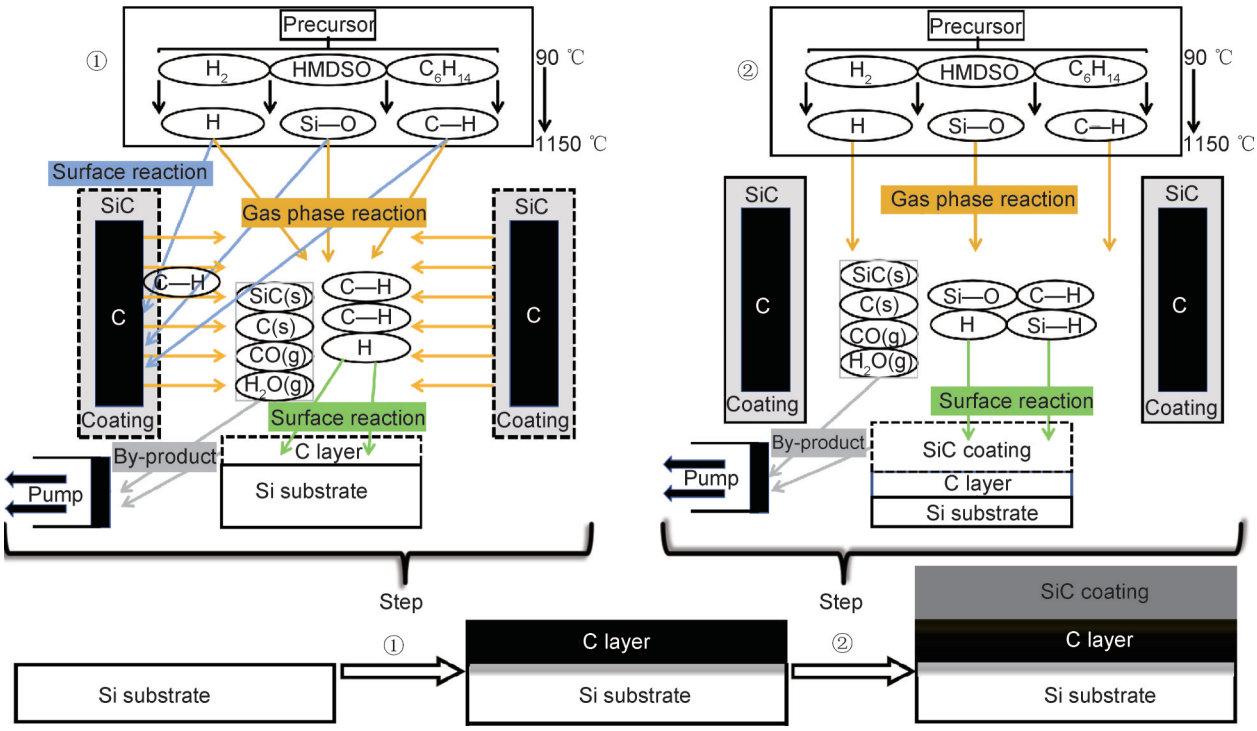


图2　涂层沉积过程示意图

Fig.2　Schematic diagram of coating deposition process

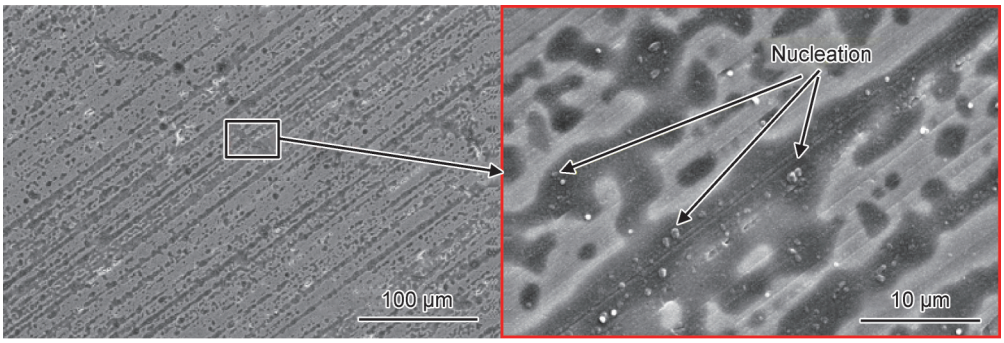


图3　沉积1 min时样品的表面微观形貌

Fig.3　Surface micro-morphologies of samples deposited for 1 min

程为：首先在单晶Si基体表面形成厚度约10 μm的C缓冲层，然后随着涂层内C含量的逐渐降低和Si含量的逐渐升高，最后涂层过渡为SiC层。整体上，中间的C缓冲层将基体与涂层紧密地结合在一起。一方面，C缓冲层与Si基体界面处发生互扩散形成冶金结合，有利于涂层结合能力的提升；另一方面，C缓冲层与SiC层通过C浓度梯度过渡连接，可有效降低界面应力[11,18]。C-SiC复合涂层厚度约50 μm，涂层均匀且致密，各界面处结合紧密无开裂、孔洞等缺陷。

Liu等[17]研究表明，沉积温度从1250 ℃降低到1200 ℃，SiC涂层中的非晶相增多。而本工作沉积温度进一步降低至1150 ℃，因此将形成更多的非晶相。图5为该复合涂层的GIXRD谱图，谱图中主峰为3个宽化峰，2θ衍射角分别为26°、35°、62°，表明该涂层的结晶程度较低。对照PDF卡片，2θ值分别为35.7°、60.0°符合3C-SiC的(111)、(220)晶面特征峰位[19-20]，2θ值为26.0°符合石墨C的特征峰位，由此表明该涂层由SiC相与C相组成。

2.3　C-SiC复合涂层的力学性能和界面结合力

图6为所制备C-SiC复合涂层的纳米压痕载荷-位移曲线。可以看出，峰值载荷P_{max}为10 mN时，获得的最大压痕深度小于200 nm，并且曲线平滑无明显的突起，表明所制备复合涂层表面均匀无缺陷[21]。图6中表格为3次实验测得的硬度和弹性模量数值，计算可知该复合涂层的硬度和弹性模量平均值分别为

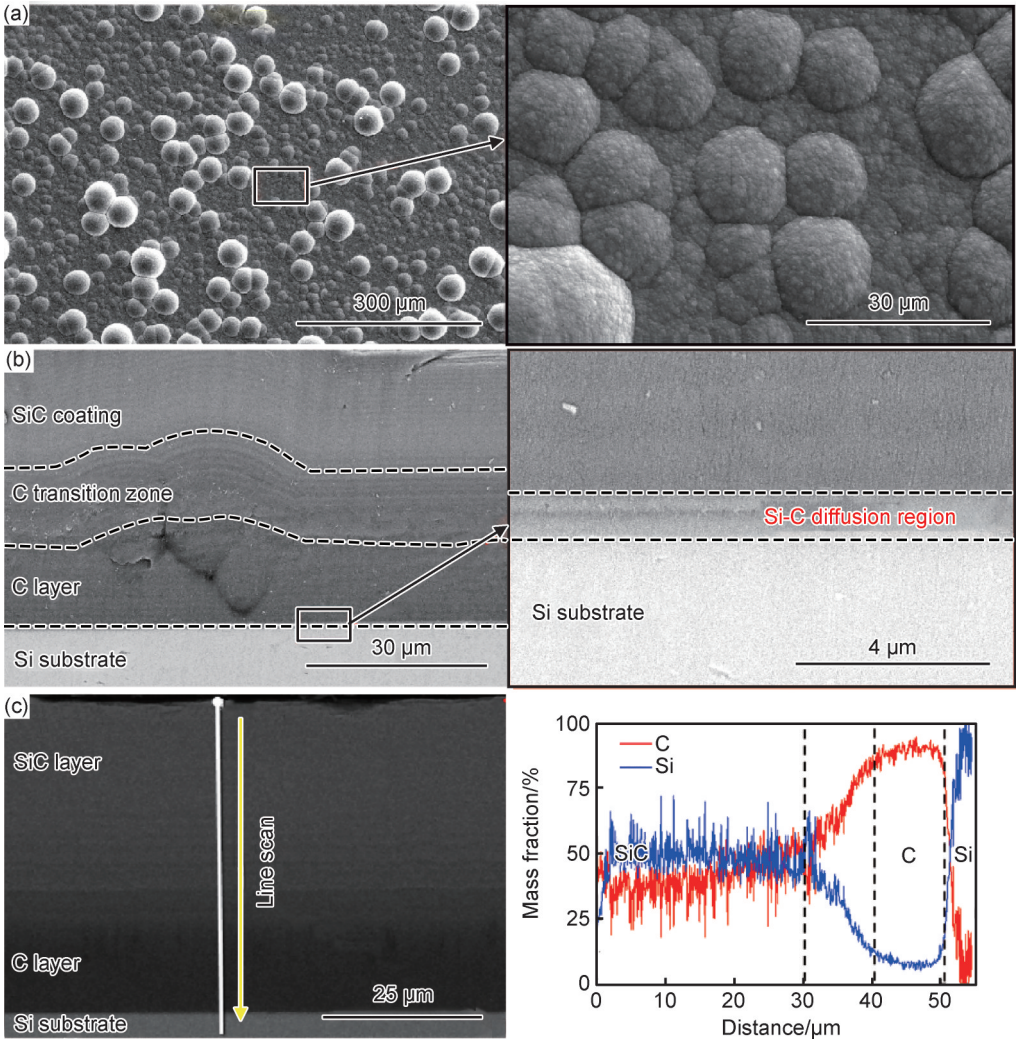


图4 沉积120 min时样品的微观形貌及截面EDS图

(a)表面;(b)截面;(c)截面EDS谱图

Fig.4 Microscopic morphologies and EDS map of samples deposited for 120 min

(a)surface;(b)cross section;(c)EDS map of cross section

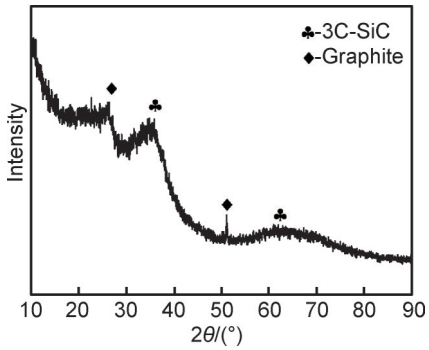


图5 C-SiC复合涂层的GIXRD谱图

Fig.5 GIXRD pattern of C-SiC composite coatings

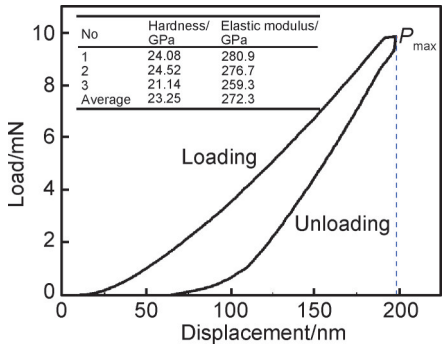


图6 涂层纳米压痕载荷-位移曲线

Fig.6 Nanoindentation load-displacement curve of coatings

23.25 GPa和272.3 GPa。

图7为复合涂层与单晶Si基体结合力测试曲线,图中上方为划痕的表面形貌SEM图。可以看出,从左至右垂直压力从0 N逐渐增加到29 N的过程中,摩擦因数基本保持不变,但是当垂直压力超过29 N之后,材料的摩擦因数值发生突变,对照SEM照片可以看出此处涂层发生了脱落,由此可得该复合涂层与基体的结合力约为29 N。

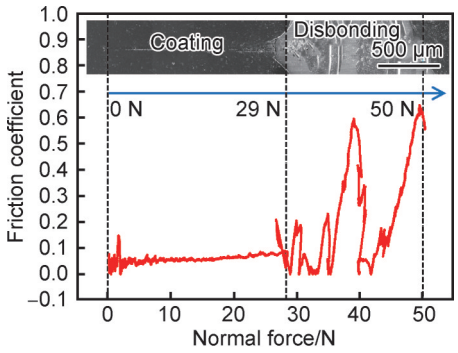


图7　涂层结合力测试曲线

Fig.7　Adhesive test curves of coatings

将本工作所制备复合涂层的纳米压痕硬度、弹性模量和结合力与已报道的研究结果[22-23]进行比较，如表2所示。可以看出，相较于Moriyama等[22]所制备的CVD-SiC涂层的结合力(15 N)，本工作的C-SiC复合涂层结合力提高了93.3%。如此显著的提升效果得益于C缓冲层的引入，虽然C-SiC复合涂层的硬度和弹性模量略低于纯SiC涂层，但中间的C缓冲层强化了界面结合，与Si基体界面互扩散形成冶金结合，与SiC涂层通过C浓度梯度过渡连接有效降低界面应力，将SiC涂层和Si基体牢固地结合在一起，从而有效提高了涂层和基体的结合力。

表2　涂层力学性能比较

Table 2　Comparison of mechanical properties of coatings

Coating	Preparation method	Hardness/GPa	Elastic modulus/GPa	Adhesive strength/N
C-SiC (this work)	CVD	23.25	272.3	29
SiC	CVD	33[22]	363.2[23]	15[22]

2.4　C-SiC复合涂层的抗热震性能

图8为C-SiC复合涂层样品热震前及经历10次和20次20～1200 ℃热震循环后的表面形貌。可以看出，在10次热震循环后，涂层表面未发现开裂、翘曲或剥落，热震前涂层中的球状大颗粒数量随热震次数的增加呈减少的趋势，并且球状大颗粒的粗糙表面(图8(a))转变为较光滑的表面。这一现象与SiC的重结晶烧结过程相似，因为同一物质的饱和蒸气压与颗粒半径成反比，所以高温下表面的细颗粒逐渐蒸发成气相，并随着冷却过程凝聚在粗颗粒间的接触处[24-25]。经20次热震循环后，涂层表面出现贯穿颗粒的裂纹(图8(c))，但未见翘曲或脱落，说明涂层仍具备一定的高温防护性能。

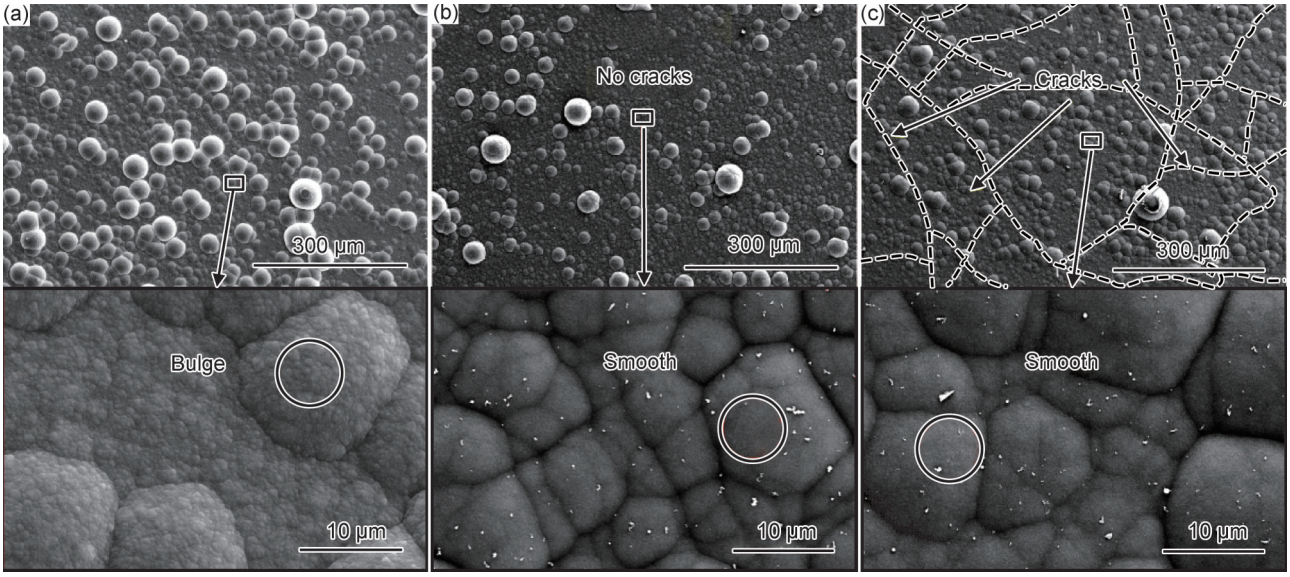


图8　热震前后C-SiC复合涂层表面形貌　(a)热震前；(b)10次热震循环后；(c)20次热震循环后

Fig.8　Surface morphologies of C-SiC composite coatings before and after thermal shock (a)before thermal shock; (b)after 10 thermal cycles; (c)after 20 thermal cycles

3　结论

(1)在CVD方法中，引入辅助C源能够影响沉积腔内的反应物浓度，从而改变Si基体表面的发生顺序，实现C缓冲层和SiC层的一体化沉积。

(2)所制备的C-SiC复合涂层整体厚度50 μm，其中C缓冲层厚度10 μm，复合涂层致密且与单晶Si基体结合良好，结合力达到29 N。

(3)纳米压痕显示所制备的C-SiC复合涂层的硬度和弹性模量分别为23.25 GPa和272.3 GPa。

(4)C-SiC复合涂层具有优异的抗热震性能，在20～1200 ℃温度区间，10次热震循环后C-SiC复合涂层表面

未发现裂纹，20次热震循环后C-SiC复合涂层表面出现裂纹，但未发生翘曲或剥落，仍具备防护功能。

参考文献

[1] KIM Y W, KULTAYEVA S, SEDLÁCEK J, et al. Thermal and electrical properties of additive-free rapidly hot-pressed SiC ceramics[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2020, 40(2): 234-240.

[2] JING W C, TARIQ N U, WANG J C, et al. Development of low-stress SiC coating on single crystal Si using low elastic modulus SiOC amorphous buffer layer[J]. Journal of Non-Crystalline Solids, 2024, 631: 1-8.

[3] HAM G S, KIM S H, PARK J Y, et al. High temperature oxidation property of SiC coating layer fabricated by aerosol deposition process[J]. Archives of Metallurgy and Materials, 2017, 62(2): 1347-1351.

[4] SONG S M, SUN H, CHEN S C, et al. The adhesion strength and mechanical properties of SiC films deposited on SiAlON buffer layer by magnetron sputtering[J]. Surface & Coatings Technology, 2019, 360: 116-120.

[5] HARUVY Y, LIEDTKE V. Sol-gel derived C-SiC composites for re-entry structures[J]. Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik, 2003, 34(4): 322-326.

[6] KALOYEROS A E, ARKLES B. Silicon carbide thin film technologies: recent advances in processing, properties, and applications-part Ⅰ thermal and plasma CVD[J]. ECS Journal of Solid State Science and Technology, 2023, 12(10): 1-24.

[7] GREENHORN S, BANO E, STAMBOULI V, et al. Amorphous SiC thin films deposited by plasma-enhanced chemical vapor deposition for passivation in biomedical devices[J]. Materials, 2024, 17(5): 1-27.

[8] HU X L, LUO X, YANG X, et al. Effects of deposition temperature on microstructures and ablative properties of SiC coatings prepared by CVD from methylsilane[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2023, 33(12): 3797-3811.

[9] ZHENG X T, LIU Y S, FU S G, et al. Effect of deposition temperature and time on microstructure of CVD SiC coating on diamond particles[J]. Surfaces and Interfaces, 2021, 24: 1-8.

[10] WANG B J, YIN J H, CHEN D H, et al. Optical and surface properties of 3C-SiC thin epitaxial films grown at different temperatures on 4H-SiC substrates[J]. Superlattices and Microstructures, 2021, 156: 1-11.

[11] ZHAO Z F, LI Y, YIN Z J, et al. Effect of C/Si ratio on the characteristics of 3C-SiC films deposited on Si(100) base on the four-step non-cooling process[J]. Superlattices and Microstructures, 2016, 99: 131-135.

[12] BOSI M, ATTOLINI G, NEGRI M, et al. Buffer layer optimization for the growth of state of the art 3C-SiC/Si[J]. Materials Science Forum, 2015, 806: 15-19.

[13] CHUNG G S, KIM K S. Characteristics of polycrystalline 3C-SiC thin films grown on AlN buffer layer by CVD[J]. Materials Science Forum, 2009, 600/603: 255-258.

[14] SUN Y, MIYASATO T. Growth of 3C-SiC on Si substrate with $Ge_{1-0.63}C_{0.63}$ buffer layer[J]. Japanese Journal of Applied Physics, 2001, 40(10): 5885-5888.

[15] HE X L, CHAI X Z, YU L, et al. The growth of 3C-SiC on Si substrate using a SiCN buffer layer[J]. Thin Solid Films, 2018, 662: 168-173.

[16] UJIHARA T, MAEKAWA R, TANAKA R, et al. Solution growth of high-quality 3C-SiC crystals[J]. Journal of Crystal Growth, 2008, 310(7/9): 1438-1442.

[17] LIU H S, TARIQ N U, JING W C, et al. A viable approach to prepare 3C-SiC coatings by thermal MOCVD using commercial grade precursors[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2022, 42(11): 4456-4464.

[18] 付志强，周家斌，王成彪，等. 化学气相沉积法制备SiC/SiO_2梯度复合涂层的热力学分析[J]. 材料工程，2008(6)：68-71.
FU Z Q, ZHOU J B, WANG C B, et al. Thermodynamic analysis of chemical vapor deposition process for SiC/SiO_2 graded composite coating[J]. Journal of Materials Engineering, 2008(6): 68-71.

[19] XU Q F, TU R, SUN Q Y, et al. Morphology controlling of 〈111〉-3C-SiC films by HMDS flow rate in LCVD[J]. RSC Advances, 2019, 9(5): 2426-2430.

[20] PUJAR V V, CAWLEY J D. Effect of stacking-faults on the X-ray-diffraction profiles of beta-SiC powders[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1995, 78(3): 774-782.

[21] DU P, WANG X N, LIN I K, et al. Effects of composition and thermal annealing on the mechanical properties of silicon oxycarbide films[J]. Sensors and Actuators A, 2012, 176: 90-98.

[22] MORIYAMA M, KAMATA K, TANABE I. Mechanical properties of SiN_xC_x ceramic films prepared by plasma CVD[J]. Journal of Materials Science, 1991, 26(5): 1287-1294.

[23] JING W C, TARIQ N U, HOU W K, et al. Unveiling high-temperature stability and growth dynamics of CVD-SiOC coatings across different deposition conditions and environments[J]. Materials Research Express, 2024, 11(10): 1-18.

[24] GUO X Z, CAI X B, ZHU L, et al. Preparation and properties of SiC honeycomb ceramics by pressureless sintering technology[J]. Journal of Advanced Ceramics, 2014, 3(1): 83-88.

[25] 黄进，吴昊天，万龙刚. 重结晶碳化硅材料的制备与应用研究进展[J]. 耐火材料，2017，51(1)：73-77.
HUANG J, WU H T, WAN L G. Research progress on preparation and application of recrystallized silicon carbide materials[J]. Refractories, 2017, 51(1): 73-77.

基金项目：国家重点研发计划资助项目(2023YFB3711100)

收稿日期：2025-01-07；**录用日期**：2025-04-26

通讯作者：唐明强(1981—)，男，副研究员，博士，研究方向为半导体用SiC防护涂层的制备与性能，联系地址：辽宁省沈阳市沈河区文化路72号中国科学院金属研究所(110016)，E-mail：mqtang@imr.ac.cn

(本文责编：王　晶)