文章编号：1004-0609(2012)11-3081-07

炭/炭复合材料 ZrC 涂层的制备及显微组织结构

王雅雷，熊　翔，李国栋，赵学嘉

(中南大学 粉末冶金国家重点实验室，长沙 410083)

摘　要：通过冷态输送 $ZrCl_4$ 粉末，利用低压化学气相沉积法在 C/C 复合材料表面制备 ZrC 涂层。采用 X 射线衍射和扫描电镜研究沉积温度和沉积位置对 ZrC 涂层物相成分和微观形貌的影响。结果表明：在 1 400~1 600 ℃时，沉积涂层物相均为单一的 ZrC。ZrC 晶粒择优取向随沉积温度的升高而发生变化；在 1 400 和 1 500 ℃时，ZrC 晶粒择优取向面为(200)；1 600 ℃时，晶粒择优取向面转变为(220)和(200)，且择优不明显；随着沉积温度的进一步升高，涂层晶粒尺寸明显增大，涂层表面 ZrC 颗粒由球形逐渐转变为金字塔形多面体。在 1 400~1 600 ℃沉积时，反应器的−100~−230mm 沉积区间内可以得到成分单一、择优取向一致、表面形貌相同的 ZrC 涂层。

关键词：ZrC 涂层；低压化学气相沉积；相组成；显微组织；均匀性

中图分类号：TB332　　**文献标志码**：A

Preparation and microstructure of ZrC coatings for C/C composites

WANG Ya-lei, XIONG Xiang, LI Guo-dong, ZHAO Xue-jia

(State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: ZrC coatings were deposited on C/C composites by low pressure chemical vapor deposition (LPCVD) at different temperatures, and the $ZrCl_4$ powders were transported in solid state. X-ray diffractometry and scan electron microscopy were employed to investigate the effects of deposition temperature and position on the phases and surface morphologies of ZrC coatings. The results show that the coatings are composed of cubic ZrC in the temperature range from 1 400 ℃ to 1 600 ℃. The preferred orientation of the ZrC coatings varies with the growth temperature increasing. At 1 400 and 1 500 ℃, the preferred orientation of the ZrC coating is (200), but it changes to (220) and (200) at 1 600 ℃. As temperature increasing, the grain size increases and the shape of the grains changes from spherical to tetrahedral pyramid. Within the temperature range from1 400 ℃ to 1 600 ℃, the ZrC coatings with uniform phase, orientation and surface morphology are deposited in the reactor scale from −100 mm to −230 mm.

Key words: ZrC coating; low pressure chemical vapor deposition; phase composition; microstructure; homogeneity

炭/炭复合材料(C/C)是目前新材料领域中重点研究和开发的一种新型耐高温结构材料，它具有低密度、耐高温、耐烧蚀和高温强度高等优异性能，广泛应用于固体火箭发动机(SRM)喷管、喉衬、机翼前缘和再入飞行器头锥的防热材料[1−5]。然而，C/C 复合材料具有强烈的氧化敏感性，在 370 ℃时便开始氧化，这极大的限制了它的应用。在 C/C 复合材料表面制备一层抗氧化涂层可以有效的提高其高温抗氧化、抗烧蚀性能[6−8]。

在 1 800 ℃以下，SiC、Si_3N_4 以及硼玻璃体系涂层具有很好的抗氧化作用，但在 1 800 ℃以上，SiC、Si_3N_4 氧化速率增大，不宜作为长寿期超高温抗氧化涂层[9]。对于使用温度超过 1 800 ℃的超高温环境，常用的涂层材料主要有 HfC、ZrC、TaC、NbC、HfB_2、ZrB_2 和 TaB_2 等难熔金属碳化物和硼化物[10−13]。其中，ZrC 熔点高达 3 530 ℃，具有优异的高温力学性能、固态

基金项目：国家基础研究发展计划资助项目(2011CB605805)；湖南省研究生创新基金资助项目(CX2009B033)

收稿日期：2011-11-14；**修订日期**：2012-03-01

通信作者：熊　翔，教授，博士；电话：0731-88836079；E-mail: xiong288@sina.com

稳定性、抗高速气流冲刷性能和抗烧蚀性能，且与 C/C 复合材料具有良好的化学相容性和物理相容性。另外，作为 ZrC 的氧化产物，ZrO_2 具有较高的熔点(2 770 ℃)和较低的表面蒸汽压[14]。因此，ZrC 是一种理想的超高温抗氧化、抗烧蚀材料。目前，ZrC 涂层的主要制备方法有磁控溅射、激光脉冲沉积、离子注入、激光涂覆和化学气相沉积(CVD)法[15]。其中，CVD 法可以在较低温度下制备高熔点材料涂层，具有非常好的表面覆盖性，并能够进行大面积和复杂制品的涂层沉积。另外，CVD 法制备的涂层均匀致密、纯度高，并可以通过调整 CVD 工艺参数控制涂层的组织结构以满足不同的使用要求，特别适合在 C/C 复合材料表面制备 ZrC 涂层。然而，国内目前关于 ZrC 用于耐烧蚀 C/C 复合材料涂层的研究还不充分。

传统的 CVD 法制备 ZrC 涂层都是首先将 $ZrCl_4$ 粉末汽化，然后通过载气携载进入反应器。但 $ZrCl_4$ 蒸汽在传送过程中极易冷凝阻塞输送管道，原料利用率较低。SUN 等[13]采用直接输送 $ZrCl_4$ 粉末，常压条件下在 C/C 复合材料表面制备了 ZrC 涂层，发现涂层对复合材料具有良好的抗烧蚀保护作用。本文作者主要采用 $ZrCl_4$-CH_4-Ar-H_2 体系，通过冷态输送 $ZrCl_4$ 粉末，利用低压化学气相沉积方法在 C/C 复合材料表面制备 ZrC 抗烧蚀涂层，研究沉积温度、沉积位置对涂层相成分和微观形貌的影响。

1 实验

1.1 涂层的制备

ZrC 涂层的沉积在低压化学气相沉积炉中进行，设备示意图如图 1 所示。采用密度为 1.70 g/cm^3 的 C/C 复合材料作为沉积基体，尺寸为 30 mm×20 mm×5 mm。首先将沉积基体用 SiC 砂纸抛光，然后用酒精超声波清洗，在 120 ℃烘干 2 h 后放置于反应器轴向 4 个不同位置(见图 1)。实验采用的锆源前驱体为四氯化锆粉末($ZrCl_4$，99.9%，质量分数，北京恒业化工有限公司)，碳源前驱体为甲烷(CH_4，99.99%，体积分数)，稀释气体和还原气体分别采用氩气(Ar，99.99%，体积分数)和氢气(H_2，99.99%，体积分数)。$ZrCl_4$ 粉末通过自行设计的送粉装置均匀连续的输出，并在 CH_4、H_2 和 Ar 混合气体的携载下进入反应器。$ZrCl_4$ 粉末在反应器中被加热而汽化，并在沉积基体表面与 CH_4 发生反应生成 ZrC。ZrC 涂层的制备工艺参数见表 1。

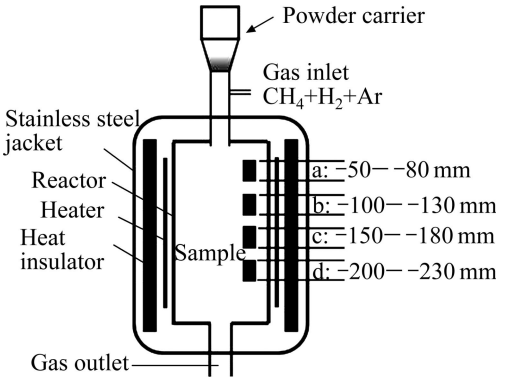

图 1 化学气相沉积设备示意图

Fig. 1 Schematic diagram of LPCVD reactor

1.2 分析与表征

采用日本理学 D/max2550VB$^+$ 18 kW 转靶 X 射线衍射仪(XRD)分析涂层的物相组成，并根据 Harris 公式[16]计算 ZrC 涂层的织构系数；用扫描电子显微镜(SEM, FEI CO., NOVA Nano230)观察 ZrC 涂层的微观形貌及结构。

2 结果与讨论

2.1 涂层的物相组成和晶体结构

图 2 所示为在 1 400~1 600 ℃沉积时 ZrC 涂层的 XRD 谱(涂层试样均取自图 1 中的位置 b)。由图 2 可以看出，沉积所得的 ZrC 涂层均只有单一的 ZrC 相，且 ZrC 晶面衍射峰峰形尖锐、背底平滑，说明 ZrC 晶粒结晶度较高。但是，随着沉积温度的升高，ZrC 涂层不同晶面峰值强度比发生了变化。在 1 400 和 1 500 ℃时，ZrC 涂层晶面峰值均以(200)面最高，其他晶面峰值相对较弱，ZrC 晶粒表现出强烈的〈200〉生长取向；在 1 600 ℃时，ZrC 晶面峰值以(200)和(220)较高，但强度相对较弱。

表 1 低压化学气相沉积 ZrC 涂层工艺参数

Table 1 Process parameters for LPCVD-ZrC coating

Deposition temperature/℃	Delivery rate of $ZrCl_4$/(g·min^{-1})	Flow rate/ (mL·min^{-1})			Deposition pressure/Pa	Deposition time/h
		C_3H_6	Ar	H_2		
1 400−1 600	1.15	80	1 200	1 200	1 000	1

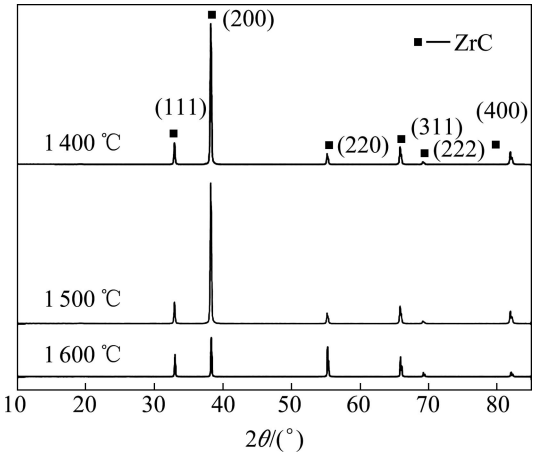

图 2　不同沉积温度下 ZrC 涂层的 XRD 谱

Fig. 2　XRD patterns of ZrC coatings deposited at different temperatures

不同晶面峰值强度比的变化说明 ZrC 晶粒存在择优取向，且随沉积温度的升高而发生变化。ZrC 晶粒的择优取向可采用织构系数 *TC* (Texture coefficient)来表征[16]：

$$TC_{(hkl)}=\frac{I_{(hkl)}/I_0}{(1/n)\sum(I_{(hkl)}/I_0)} \tag{1}$$

式中：$I_{(hkl)}$为 ZrC 涂层试样(*hkl*)晶面的积分衍射强度；I_0 为 ZrC(*hkl*)晶面的标准积分衍射强度；*n* 为衍射峰的数量，计算中取 *n*=4，即取(111)、(200)、(220)和(311)4 个晶面，其对应的标准积分衍射强度为 100%、82%、62%和 50%。$TC_{(hkl)}$ 则为 ZrC 晶粒(*hkl*)晶面的织构系数，一般认为当 $TC_{(hkl)}>1$ 时，其对应的晶面为择优取向面，且 *TC* 值越大，取向度越高；当 $TC_{(hkl)}\leqslant 1$ 时，其对应的晶面为随机取向面。根据涂层试样 ZrC 晶粒不同晶面的积分衍射强度，按式(4)可以计算出不同沉积温度条件下 ZrC 晶粒的织构系数，见表 2。

表 2　ZrC 晶粒不同晶面的织构系数

Table 2　Texture coefficients (*TC*) of ZrC coatings

Deposition temperature/℃	$TC_{(111)}$	$TC_{(200)}$	$TC_{(220)}$	$TC_{(311)}$
1 400	0.35	2.79	0.28	0.72
1 500	0.14	2.96	0.20	0.70
1 600	0.59	1.20	1.21	1.00

由表 2 可以看出，在 1 400 和 1 500 ℃沉积时，ZrC 晶粒〈200〉方向的织构系数最大，其他方向的织构系数均小于 1，涂层内部 ZrC 晶粒具有极强的〈200〉择优取向。1600 ℃沉积时，ZrC 晶粒〈200〉、〈220〉两个方向的织构系数均大于 1，涂层内部同时存在〈200〉、〈220〉两种择优取向的晶粒，但择优取向不明显。基体表面反应气体过饱和度的变化是 ZrC 晶粒择优取向发生变化的主要原因。PANGAROV 等[3]认为，对于具有面心立方结构的微晶生长，反应气体较高的过饱和度将会促进微晶沿〈110〉方向择优生长；而过饱和度较低时，微晶则沿〈111〉方向择优生长。

根据图 2 中 ZrC 晶面衍射峰的半高宽，利用 Sherrer 公式，可以计算出不同沉积温度下所得 ZrC 的微晶尺寸[12]。

$$D_{(hkl)}=\frac{K\lambda}{\beta_{(hkl)}\cos\theta} \tag{2}$$

式中：$D_{(hkl)}$为(*hkl*)晶面的微晶尺寸，nm；*K* 为常数；λ 为 X 射线的波长，λ=0.154 nm；θ 为衍射角；$\beta_{(hkl)}$为(*hkl*)晶面衍射峰积分的半高宽，rad。

图 3 所示为 CVD-ZrC 的微晶尺寸随沉积温度的变化曲线。从图 3 中可以看出，在 1 400~1 600 ℃沉积范围内，ZrC 微晶尺寸随着沉积温度的提高而逐渐增大；在 1 400 ℃沉积时，ZrC 的微晶尺寸为 68.4 nm；在 1 500 ℃沉积时，ZrC 微晶尺寸迅速增大到 93.5 nm；而在 1 600 ℃沉积时，ZrC 的微晶尺寸最大，达到 107.5 nm。在 1 400~1600 ℃温度范围内，尽管 ZrC 的微晶尺寸随着沉积温度的升高而不断增大，但 ZrC 涂层微晶尺寸保持在 70~110 nm 之间。

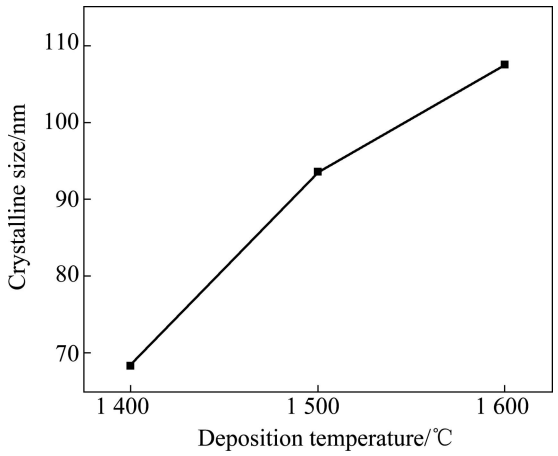

图 3　不同沉积温度下 ZrC 微晶尺寸

Fig. 3　Crystalline size of ZrC coatings at different deposition temperatures

2.2　涂层的微观形貌

图 4 所示为在 1 400~1 600 ℃沉积时 ZrC 涂层的表面形貌(样品均取自反应器位置 b)。由图 4 可以看

出，不同温度下沉积的 ZrC 涂层表面均比较平整，没有裂纹；但涂层表面形态存在较大差异(见图 4(a)、(c)和(e))。由图 4(b)、(d)和(f)可以看出，随着沉积温度的升高，ZrC 涂层表面晶粒尺寸明显增大，结晶也更加完整。由图 4(b)可知，在 1 400 ℃沉积时，ZrC 涂层表面由大量相互连接的细小颗粒紧密堆积而成，细小颗粒之间相互聚集、熔合；涂层表面不够致密，存在许多微小的孔隙。在 1500 ℃沉积时，涂层表面已比较连续、致密，没有裂纹和孔洞。此时涂层表面已观察不到细小颗粒的单独存在，涂层表面细小颗粒之间通过相互吞并而熔结成大颗粒，且大颗粒之间出现了相互之间的衔接和融合，没有明显的界面。此外，涂层表面颗粒本身结晶尚不完整，没有清晰的棱边(见图 4(d))。随着沉积温度升高到 1 600 ℃时，涂层表面晶粒则呈现出晶体学平面所特有的形貌，金字塔形的 ZrC 多面体晶体晶棱完整，晶粒之间结合紧密，整个涂层非常致密(见图 5(f))。

2.3 沉积温度对涂层形貌的影响机制

研究表明[14]，在采用锆的卤化物与甲烷体系沉积 ZrC 涂层的过程中，碳的沉积是整个沉积过程的控制因素。ZrC 涂层生长的表面动力学过程主要包含以下

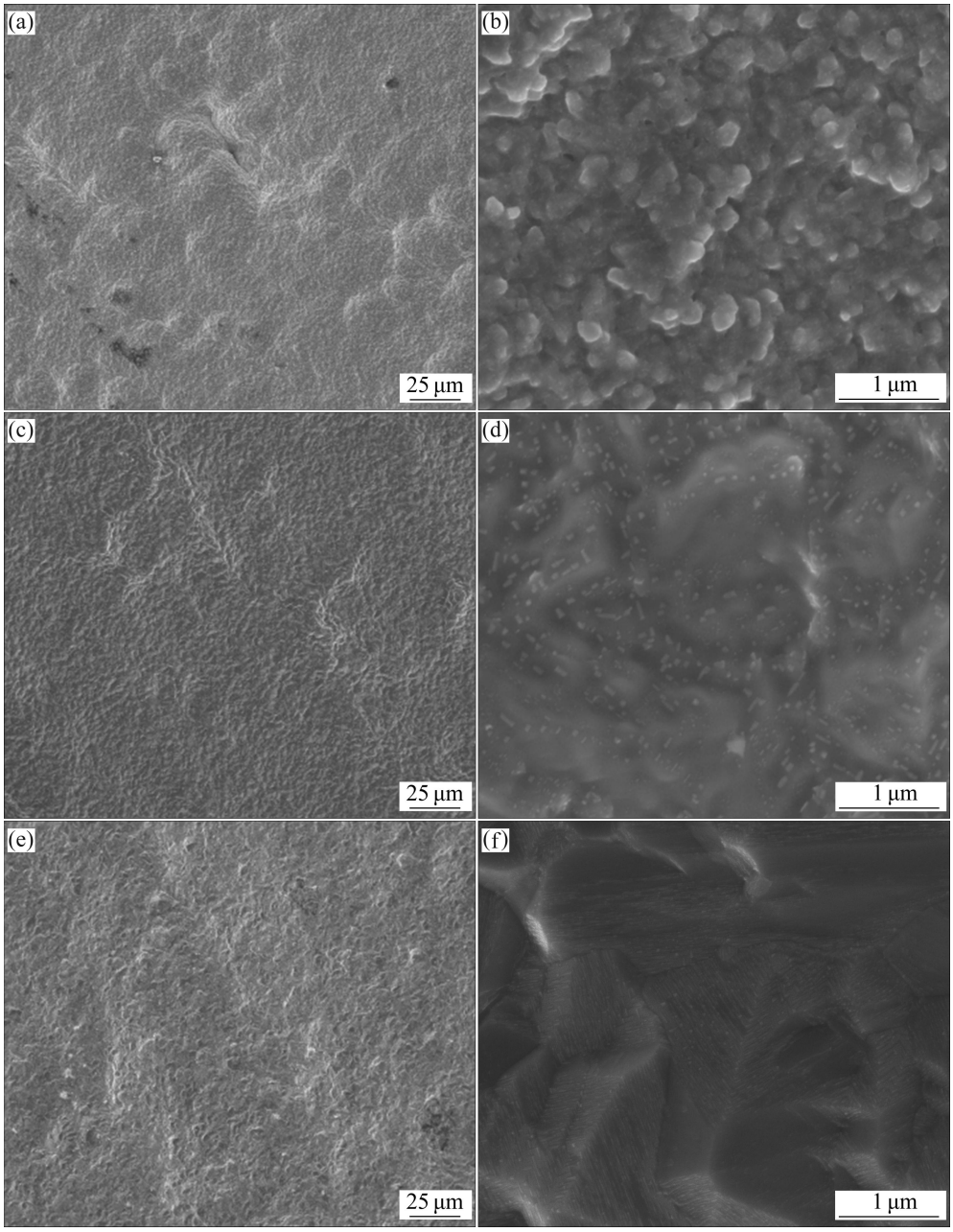

图 4 不同沉积温度下 ZrC 涂层的表面形貌

Fig. 4 Surface morphologies of ZrC coatings deposited at different temperatures: (a), (b) 1 400 ℃; (c), (d) 1 500 ℃; (e), (f) 1 600 ℃

3 个过程：碳的沉积过程、锆的沉积过程以及碳与锆反应生成碳化锆的过程。ZrC 的化学气相沉积是一个非常复杂的过程，其过程可表示为

$$CH_4 \longrightarrow [C]+H_2 \quad (3)$$

$$ZrCl_4+H_2 \longrightarrow ZrCl_x+HCl \quad (x=0,1,2,3) \quad (4)$$

$$ZrCl_x+[C] \longrightarrow ZrC+Cl \quad (x=0,1,2,3) \quad (5)$$

$$Cl+H_2 \longrightarrow HCl \quad (6)$$

式中：[C]为甲烷在高温下分解形成的复杂碳氢化合物。相对于大分子量的 $ZrCl_x$，[C]在沉积过程中可以更快地通过扩散穿过基底表面界面层而被吸附在沉积基体表面，吸附在基底表面的[C]经过表面扩散不断聚集在沉积基底的低能位置，从而形成 ZrC 最初的形核核心。而扩散速度相对较慢的 $ZrCl_x$ 则不断吸附和溶解在沉积在基底表面的[C]中，并与之发生反应生成 ZrC。

沉积温度是影响涂层沉积过程以及涂层组织结构的最重要因素。当沉积温度较低时，基底表面上的吸附、化学反应、表面扩散、解析过程都相对缓慢，反应气体有足够的时间扩散到基底表面；基底表面附近反应物的过饱和度较高，整个沉积的过程由表面反应所控制[17−18]。根据微滴成核理论，低温沉积时，ZrC 临界形核自由能相对较低，形核临界半径较小，形核容易；同时，ZrC 形核速率是随沉积温度升高而降低的。因此，低温沉积有利于形成晶粒细小而连续的 ZrC 涂层。随着沉积温度的提高，涂层沉积表面的化学反应速度加快，沉积原子的快速沉积使得基体表面反应物过饱和度相对降低，ZrC 形核所需的临界核心尺寸变大，形核的临界自由能也迅速增高，形核变得困难。同时，ZrC 的形核速率随沉积温度的升高而逐渐降低。此时 ZrC 涂层的沉积过程由表面化学反应控制转变为扩散过程控制，涂层的形成以晶粒的长大为主。此外，较高的沉积温度加剧了沉积在基体表面含碳液滴相互之间的融合，导致了 ZrC 微晶尺寸的增加。在 1 500 ℃沉积时，涂层表面沉积原子已经具备一定的表面扩散能力，晶粒之间的聚集和融合现象加剧，从而获得粗大的涂层颗粒。而随着沉积温度的进一步提高，涂层表面原子的表面扩散能力进一步增加，且具备一定的体扩散能力，涂层表面呈现结晶良好的金字塔形多面体颗粒。

2.4　沉积位置对涂层微观组织的影响

图 6 所示为 1 400~1 600 ℃沉积时反应器不同位置沉积 ZrC 涂层的 XRD 谱。由图 6 可以看出，不同

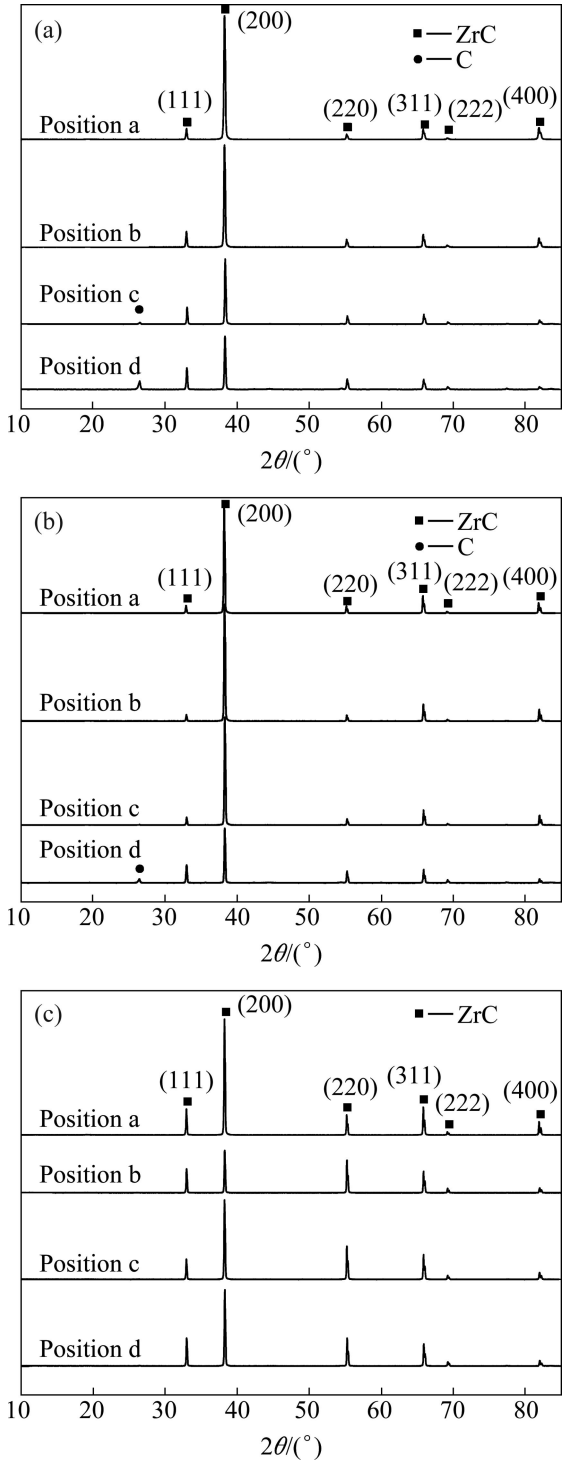

图 6　不同位置 ZrC 涂层的 XRD 谱

Fig. 6　XRD patterns of ZrC coatings deposited at different deposition positions: (a) 1 400 ℃; (b) 1 500 ℃; (c) 1 600 ℃

温度下沉积涂层主要由 ZrC 和 C 相组成。沉积温度较低时(1 400 ℃)，位置 c 和 d 处样品 XRD 谱中存在较弱的 C 峰；在 1 500 ℃时，仅位置 d 处样品的 XRD 谱中存在 C 峰；在 1600 ℃时，C 峰消失。C 峰的存在主要来源于沉积基体的影响，随着沉积温度的提高，

沉积的ZrC涂层变厚，C峰也相对减弱甚至消失。由图6可以看出，不同沉积温度下各个沉积位置的ZrC涂层均由单一的ZrC立方相组成；且在同一沉积温度下，不同位置ZrC涂层择优取向度也基本一致。这说明在1 400~1 600 ℃沉积时，反应器的−50 ~−230 mm沉积区间内可以沉积出成分均匀、晶粒择优一致ZrC涂层。

图7所示为在1 600 ℃沉积时不同沉积位置ZrC涂层的表面形貌。由图7可以看出，位置a沉积所得ZrC涂层的表面结晶不是很完整，且晶粒尺寸也稍小于其他沉积位置。而其他3个位置沉积ZrC涂层显微组织则存在高度的一致性，其形貌与晶粒大小都是均匀一致的。在1 400和1 500 ℃沉积时，涂层表面形貌表现出与1600 ℃沉积时相同的规律。

对于位置a处沉积ZrC涂层表面形貌的特殊性，认为此处样品处于反应器内气流的湍流区内。复杂的气流状态以及相对较高的反应物浓度使得此位置涂层沉积速度较快，沉积原子在衬底表面没有足够的时间充分扩散，造成涂层表面产生明显的孔隙。在其他3个沉积位置，反应气流则处于一个比较稳定的层流状态，涂层的整个生成过程比较一致。总之，在1 400~1 600 ℃沉积时，反应器的−100~−230 mm沉积区间内均可以沉积出成分单一、晶粒取向一致、表面形貌相同的ZrC涂层。

3 结论

1) 利用$ZrCl_4$-CH_4-Ar-H_2体系，采用低压化学气相沉积法在C/C复合材料表面制备了ZrC涂层。沉积涂层物相由立方ZrC组成。

2) 随着沉积温度的升高，ZrC涂层表面颗粒形貌由球形逐渐转变为金字塔形多面体；ZrC涂层表面晶粒尺寸明显增大，且择优取向面由(200)转变为无明显择优取向。

3) 在1 400~1 600 ℃沉积时，在反应器的−100~−230 mm沉积区间内沉积的ZrC涂层具有较好的均匀性。

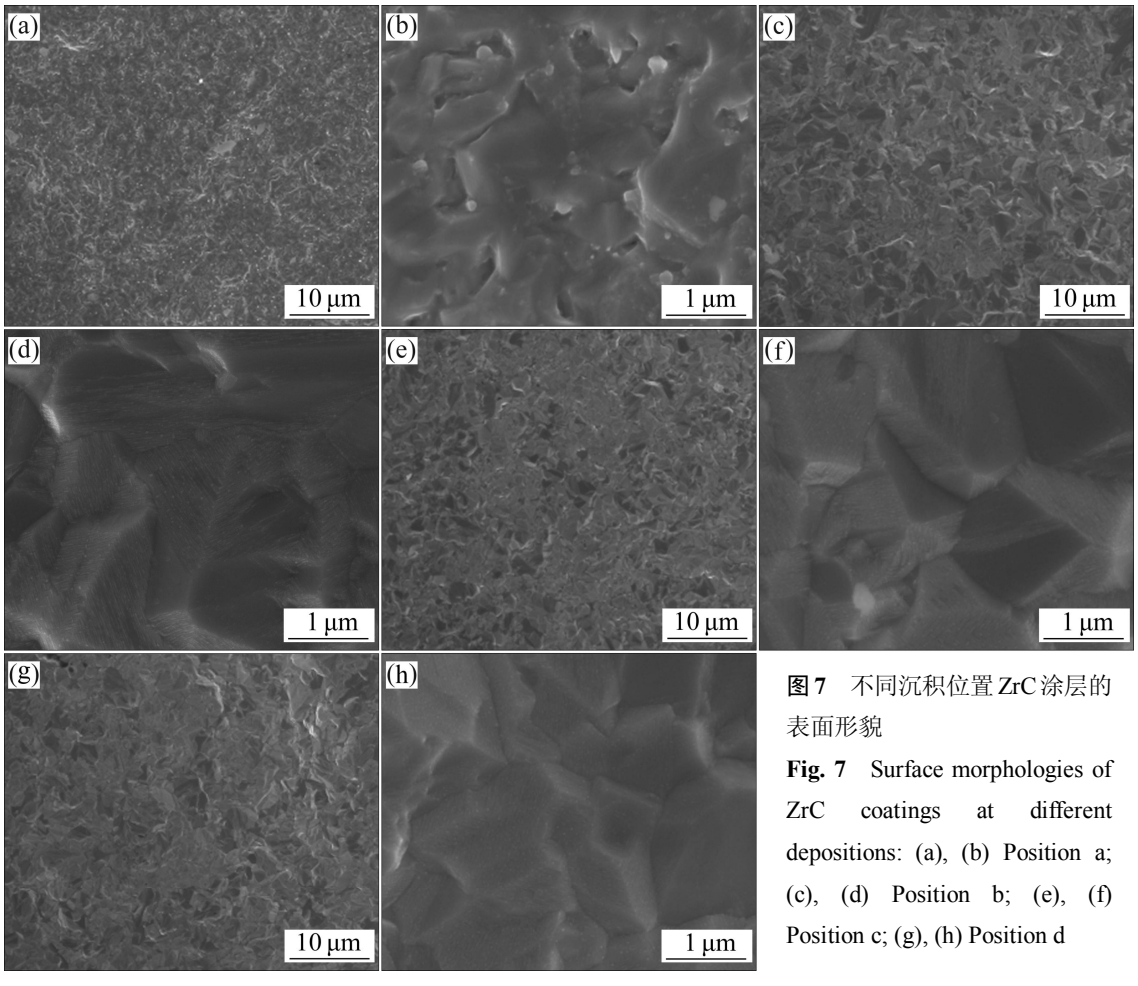

图7 不同沉积位置ZrC涂层的表面形貌

Fig. 7 Surface morphologies of ZrC coatings at different depositions: (a), (b) Position a; (c), (d) Position b; (e), (f) Position c; (g), (h) Position d

REFERENCES

[1] FITZER E. Future of carbon–carbon composites[J]. Carbon, 1987, 25(2):163−190.

[2] SMEACETTO F, SALVO M, FERRARIS M. Oxidation protective multilayer coatings for carbon–carbon composites[J]. Carbon, 2002, 40: 583−587.

[3] WUNDER V, POPOVSKA N, WEGNER A, EMIG G, AMOLD W. Multilayer coatings on CFC composites for high-temperature applications[J]. Surface and Coating Technology, 1998, 100/101: 329−332.

[4] FU Qian-gang, XUE Hui, LI He-jun, LI Ke-zhi, SHI Xiao-hong, ZHAO Hua. Anti-oxidation property of a multi-layer coating for carbon/carbon composites in a wind tunnel at 1 500 ℃[J]. New Carbon Materials, 2010, 25(4): 279−294.

[5] 王雅雷, 熊　翔, 李国栋, 肖　鹏, 陈招科. 新型 C/C-TaC 复合材料的微观结构及其力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(4): 608−613.
WANG Ya-lei, XIONG Xiang, LI Guo-dong, XIAO Peng, CHEN Zhao-ke. Microstructures and mechanical properties of novel C/C-TaC composite[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(4): 608−613.

[6] LI Guo-dong, XIONG Xiang, HUANG Ke-long. Ablation mechanism of TaC coating fabricated by chemical vapor deposition on carbon/carbon composites[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2009(s3), 19: s689−s695.

[7] LEE Y J, JOO H J. Ablation characteristics of carbon fiber reinforced carbon (CFRC) composites in the presence of silicon carbide (SiC) coating[J]. Surface and Coating Technology 2004, 180/181: 286−289.

[8] WANG Yong-jie, LI He-jun, FU Qian-gang, WU Heng, YAO Dong-jia, WEI Bing-bo. Ablative property of HfC-based multilayer coating for C/C composites under oxy-acetylene torch[J]. Applied Surface Science, 2011, 257: 4760−4763.

[9] JAMES R S, JAMES E S. Ceramic coating for carbon–carbon composites[J]. Ceram Bull, 1988, 67(2): 369−374.

[10] SAYIR A. Carbon fiber reinforced hafnium carbide composite[J]. Journal of Materials Science, 2004, 39: 5995−6003.

[11] ACHE H F, GOSCHNICK J, SOMMER M, EMIG G, SCHOCH G, WORMER O. Chemical vapor deposition of hafnium carbide and characterization of the deposited layers by secondary-neutral mass spectrometry[J]. Thin Solid Films, 1993, 241: 356−360.

[12] XIONG Xiang, CHEN Zhao-ke, HUANG Bai-yun, LI Guo-dong, ZHENG Feng, XIAO Peng, ZHANG Hong-bo. Surface morphology and preferential orientation growth of TaC crystals formed by chemical vapor deposition[J]. Thin Solid Films 2009, 517: 3235−3239.

[13] SUN Wei, XIONG Xiang, HUANG Bai-yun, LI Guo-dong, ZHANG Hong-bo, XIAO Peng, CHEN Zhao-ke, ZHENG Xiang-lin. Preparation of ZrC nano-particles reinforced amorphous carbon composite[J]. Applied Surface Science, 2009, 255: 7142−7146.

[14] LIU Qiao-mu, ZHANG Li-tong, CHENG Lai-fei, WANG Yi-guang. Morphologies and growth mechanisms of zirconium carbide films by chemical vapor deposition[J]. Journal of Coating Technology and Research, 2009, 6(2): 269−273.

[15] 李国栋, 郑湘林, 熊　翔, 孙　威. 氢气浓度对常压化学气相沉积 ZrC 涂层的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(9): 1795−1801.
LI Guo-dong, ZHENG Xiang-lin, XIONG Xiang, SUN Wei. Effect of hydrogen concentration on preparation of ZrC coating by APCVD[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(9): 1795−1801.

[16] KOROTKOV R Y, RICOU P, FARRAN A J E. Preferred orientations in polycrystalline SnO_2 films grown by atmospheric pressure chemical vapor deposition[J]. Thin Solid Films, 2006, 502: 79−87.

[17] 陈招科, 熊　翔, 李国栋, 肖　鹏, 张红波, 王雅雷, 黄伯云. 化学气相沉积 TaC 涂层的微观形貌及晶粒择优生长[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(8): 1377−1382.
CHEN Zhao-ke, XIONG Xiang, LI Guo-dong, XIAO Peng, ZHANG Hong-bo, WANG Ya-lei, HUANG Bai-yun. Surface morphology of TaC coating prepared by chemical vapor deposition and preferential growth mechanism of TaC grains[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(8): 1377−1382.

[18] 陈大军, 吴护林, 张隆平, 孙彩云, 李忠盛, 何庆兵. 沉积温度对 TiB_2 涂层组成与形貌的影响[J]. 航空材料学报, 2009, 29(3): 50−54.
CHEN Da-jun, WU Hu-lin, ZHANG Long-ping, SUN Cai-yun, LI Zhong-sheng, HE Qing-bing. Effect of deposition temperature on composition and morphology of TiB_2 coating[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2009, 29(3): 50−54.

(编辑　何学锋)