

液相渗硅法和原位反应法制备硅化石墨及性能研究

孙国栋, 吕文炯, 解 静, 李 辉, 罗伟华, 贾 研

(长安大学 材料科学与工程学院, 陕西 西安 710064)

摘 要: 分别采用液相渗硅法和原位反应法制备了硅化石墨, 讨论了石墨基体密度和渗硅方法对硅化石墨力学性能和摩擦性能的影响。结果表明: 2 种方法都能明显提升石墨的抗弯强度, 液相渗硅法制得的硅化石墨表面有一层浓度梯度分布的 SiC 层, 石墨基体的耐磨性能得到明显改善。综合力学性能和摩擦性能考虑, 选择低密度的石墨通过石墨化处理并采用液相渗硅法可以制备得到性能更优的硅化石墨。

关键词: 硅化石墨; 液相渗硅法; 原位反应法; SiC 层

中图分类号: TB332

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)12-4509-07

石墨材料具有良好的自润滑性和导热性能, 热膨胀系数低、成本低、易加工等特性, 在化工业中广泛应用, 其中一个重要用途就是机械密封件^[1-3]。然而, 普通石墨的强度和耐磨性达不到使用要求, 而且石墨在 400 °C 以上就会发生氧化^[4], 这必然会导致石墨强度进一步降低, 从而极大地限制了石墨材料的使用范围。因此, 提高石墨的强度和耐磨性是其作为机械密封件材料的关键。石墨渗硅(即形成硅化石墨)是提高石墨机械性能的有效方法之一。硅化石墨是一种由碳化硅, 硅和石墨组成的复合材料, SiC 的引入能显著提高石墨的强度和硬度, 而且 SiC 和石墨具有良好的物理和化学相容性, 能在提高石墨强度的同时保留石墨优良的导热性及耐磨性。目前常见的制备硅化石墨的方法有液相渗硅法、原位反应法、浸涂法^[5]、化学气相沉积法^[6]、热压烧结法^[7]、反应熔渗法^[8]等, 其中液相渗硅法和原位反应法具有操作简单、设备成本低、适合大批量生产等优点, 而且与其他方法相比, 液相渗硅法和原位反应法可以较大程度保留石墨基体, 有利于维持石墨优异的自润滑性和导热性能, 因此被广泛使用。

葛学贵^[9]等采用液相渗硅法制备硅化石墨, 发现基体石墨的热膨胀系数、石墨化程度、孔隙特征以及反应的温度和时间等条件是影响石墨硅化效果的关键因素; Xia^[10]等比较了中碳微珠基石墨和硅化石墨在 20~60 N 载荷下的摩擦性能, 发现硅化石墨摩擦系数大于石墨, 在 20 N 载荷下磨损量高于石墨, 但在 40 和 60 N 的高载荷下远低于石墨, 硅化石墨磨损主要以犁耕机制为主; Zhao^[11]等以中碳微珠, 石油焦和石墨粉作为碳源,

酚醛树脂作为粘合剂制备多孔碳预制体, 再利用液相渗硅法制备硅化石墨, 研究了碳源、粘合剂含量、球磨时间和成型压力对多孔碳预成型坯和硅化石墨性能的影响。结果表明, 成型压力是影响碳预成型坯开孔率的主要因素。相关资料对于液相渗硅法制备硅化石墨研究较多, 但采用原位反应法鲜有报道。对比液相渗硅法和原位反应法制得的硅化石墨的微观结构和形貌, 分析 2 种方法的优缺点, 对实际生产过程具有一定的指导意义。

本工作以不同密度的商品石墨为基体, 通过热处理和石墨化处理改善商品石墨的结构和性能, 并以 SiC、Si 粉末为硅源, 碳粉为碳源, Al₂O₃ 作为烧结助剂, 通过液相渗硅法和原位反应法 2 种方法对石墨进行渗硅处理得到硅化石墨。利用 XRD、SEM 研究硅化石墨样品的相组成和形貌, 并分析 2 种方法下 SiC 层形成机制, 讨论石墨基体结构和 2 种渗硅方法对硅化石墨的机械强度、摩擦磨损性能的影响, 为提高和改进硅化石墨性能提供理论和研究基础。

1 实 验

实验选用商品石墨 4 号(二浸三焙)、5 号(三浸四焙)、7 号(等静压)为基体, 硅化石墨样品编号对照表见表 1, 按规定尺寸切样, 其中压缩试样尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm, 弯曲试样尺寸为 55 mm×8 mm×4 mm, 试样表面用砂纸打磨去除棱角, 进行 2400 °C 石墨化处理以消除石墨中残留的树脂以及打开闭孔便于渗硅处理。渗硅原料主要为 SiC、硅、氧化铝、碳粉等。分别采用液相渗硅法和原位反应法 2 种方法对石墨样品

收稿日期: 2020-12-16

基金项目: 国家自然科学基金(51902028); 中央高校基本科研业务费专项基金(300102310102, 300102310105, 300102319302); 陕西省自然科学基金重点项目(2020JQ-372, 2021JM-172); 陕西省重点研发计划(2021GY-252)

作者简介: 孙国栋, 男, 1979 年生, 博士, 副教授, 长安大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710064, E-mail: sunguodong@chd.edu.cn

表 1 硅化石墨样品编号对照表

Table 1 Number of silicified graphite samples

Process	Sample number		
Original graphite	4	5	7
Graphitization (G)	G4	G5	G7
Liquid silicon infiltration (I)	GI4	GI5	GI7
In-situ reaction (R)	GR4	GR5	GR7

进行渗硅，其中液相硅源原料质量比为 SiC:Si=3:2，反应温度为 1600 °C，真空环境下反应 0.5 h；原位反应法反应粉末质量比例为 Si:C:Al₂O₃=10:2:1，氩气保护的条件下在温度 2100 °C 保温 1 h。将粉末按比例混合均匀，用包埋方式将石墨基体埋入渗硅原料并放在坩埚中，使石墨样品的上下至少有 2 cm 厚度的渗硅原料，分别按 2 种方法进行渗硅处理，得到硅化石墨样品。为统计方便，将硅化石墨样品进行编号，相关编号见表 1。

利用阿基米德排水法测试硅化石墨样品渗硅前后的体积密度和开气孔率，通过万能试验机(CMT4304 型)测试硅化石墨样品的抗压缩和抗弯曲强度，加载速率为 0.5 mm/min，弯曲跨距为 40 mm。样品的摩擦测试在往复表面性能综合测试仪(CFT-I 型)上完成，测试参数为加载载荷 70 N，运行速度 300 r/min，旋转半径 6 mm，扫描长度 6 mm，选用直径 6 mm 的 Si₃N₄ 球作为摩擦副，在室温空气环境下测试 15 min。通过 X 射线衍射仪(D8 ADVANCE)和扫描电子显微镜(S-4800)观察硅化石墨样品的物相组成和形貌特征。

2 结果与讨论

2.1 硅化石墨的体积密度及孔隙率

表 2 和表 3 分别列出了硅化石墨样品渗硅前后的体积密度和开气孔率变化。可以看出原石墨密度大小依次为样品 7、5、4，符合原料标准，石墨经过石墨化处理后密度有一定提高，经过渗硅后密度明显变大，开气孔率明显降低，其中样品 GI7 密度最大，样品 GI4 密度增大率最大，为 20.2%。主要原因在于石墨经过 2400 °C 石墨化处理后，碳原子发生重排，有序地由乱层结构向石墨晶体结构转化，石墨孔隙减少，密度增大^[6]。渗硅处理后，SiC 填补了石墨内的部分孔隙，而且 SiC 密度大于石墨，能显著提升石墨基体的密度。硅化石墨密度主要受到石墨的原始密度以及石墨的孔隙分布情况影响。

2.2 硅化石墨的物相组成及微观形貌

图 1 为经过 2 种方法制备的硅化石墨的 XRD 图谱。可以发现，经过液相渗硅法制备的硅化石墨表面主要由石墨相、游离硅、β-SiC 相构成，原位反应法得到的 SiC 层主要由 SiC 和游离 Si 组成，SiC 以 α-SiC 和 β-SiC 共

表 2 硅化石墨的体积密度

Table 2 Volume density of siliconized graphite samples (g/cm³)

Sample number	Original	G	GI	GR
4	1.78	1.81	2.12	2.09
5	1.83	1.85	1.99	2.03
7	1.85	1.95	2.25	2.14

表 3 硅化石墨的开气孔率

Table 3 Open porosity of siliconized graphite samples

Sample number	Open porosity/%
4	13.6
5	11.8
7	7.6
GI4	3.2
GI5	4.4
GI7	4.1
GR4	6.5
GR5	5.4
GR7	5.7

同存在，主要原因在于原位反应法反应温度更高，反应生成的 β-SiC 在高温下会转换为 α-SiC^[12]。另外，XRD 上未发现 Al₂O₃ 在反应后的生成相，主要由于其含量约为渗硅原料的 8%，所占比例较小，因此 XRD 未能检测到。

图 2 和图 3 分别为原石墨以及 2 种硅化石墨的表面微观形貌及其 EDS 能谱分析结果。从图 2a 可以看出原石墨的鳞片较小，有一定趋向排布，内部有明显孔隙存在。经过液相渗硅法处理的硅化石墨游离 Si 覆盖在石墨表面，SiC 分布在石墨内部孔隙中(图 2b)。原位反应法硅化石墨表面由不规则的 SiC 颗粒堆积而成(图 2c)，部分颗粒呈六方结构。根据图 3 可知有少量 Al₂O₃、游离 Si 及石墨相位于 SiC 颗粒间隙中。

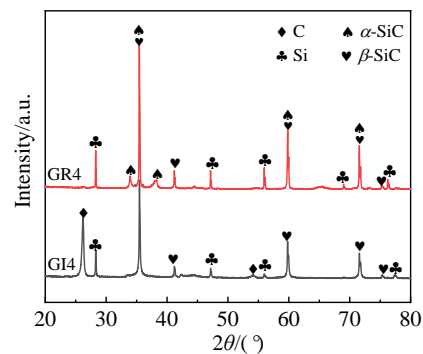


图 1 硅化石墨样品表面 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of siliconized graphite samples

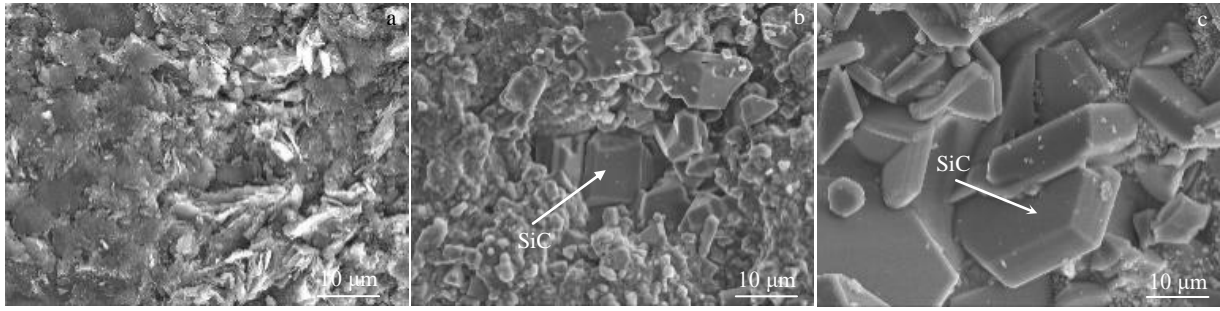


图 2 硅化石墨样品的表面微观形貌

Fig.2 Surface morphologies of silicified graphite samples: (a) G5, (b) GI5, and (c) GR5

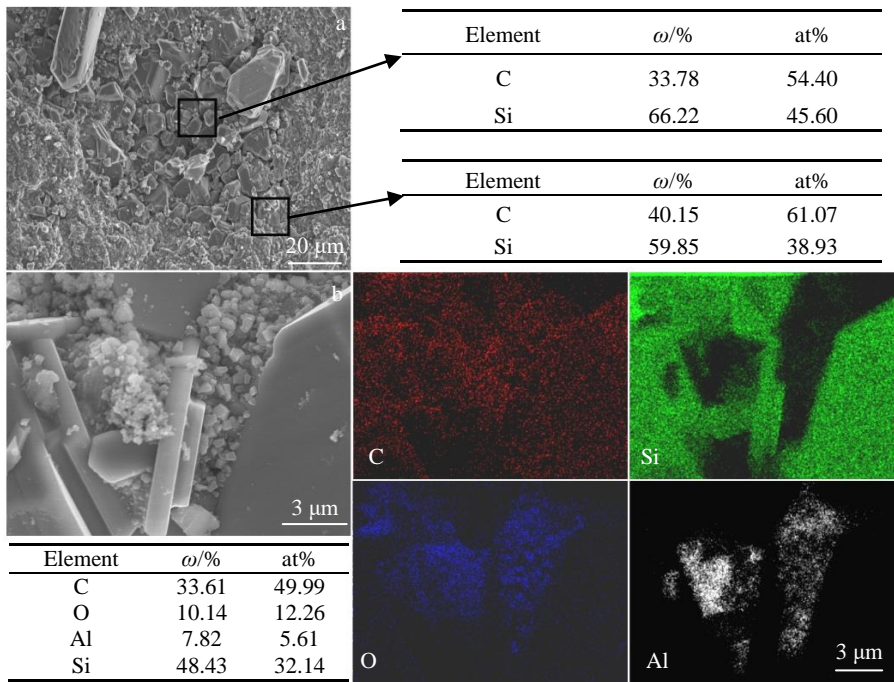


图 3 硅化石墨 GI5 和 GR5 表面 SEM 形貌及 EDS 分析结果和 EDS 元素面扫描

Fig.3 SEM morphologies, and EDS analysis results and EDS elements of silicized graphite: (a) GI5 and (b) GR5

图 4a、4b、4c 分别为液相渗硅法制备的硅化石墨样品 4、5、7 的截面形貌。可以看出石墨表面有一层 SiC 薄膜，石墨表层内 SiC 呈网络状分布(图 4a)，不同型号的石墨渗硅深度不同，渗硅深度由深到浅分别为 GI4、GI5、GI7。这是因为在温度 1600 °C 的下，渗硅原料中的硅熔成液态，在毛细管力作用下液硅渗入到多孔的石墨基体内部^[13]，与石墨表层的 C 原子形成 Si-C 基团，Si-C 基团在石墨基体界面形核，在高温下通过晶粒长大形成 SiC 薄膜。另一方面，原料中的 SiC 会在高温下溶解在液 Si 中^[14]，Si 原子会通过 SiC 薄膜到达石墨内部的孔隙中与石墨内部 C 原子形成 Si-C 基团，Si-C 基团在石墨内部的孔隙孔道中形核并长大形成 SiC^[15]。随反应

不断进行，SiC 逐渐堵塞了基体内部孔隙，Si 原子的进一步渗入变得更加困难，部分 Si 原子残留在基体内形成游离 Si，越接近基体内部 SiC 浓度越低，最终在石墨基体内形成一层有一定深度的 SiC 层。渗硅深度主要取决于 Si 原子在石墨基体内的扩散速度^[16]，石墨基体孔隙率越大，通孔占比越高，孔隙大小分布越集中，Si 原子扩散速度越快，石墨渗硅深度就越深，SiC 分布就更加均匀，4 号石墨样品密度小，孔隙率大，所以渗硅深度最深。

图 4d、4e、4f 分别为原位反应法制备的 3 种硅化石墨的截面形貌。可以看出 SiC 主要存在于石墨表面，3 种硅化石墨 SiC 层厚度有明显差别，Si 先与 C 发生反应在石墨表面生成连续的 SiC 层，最初形成的 SiC 表面自

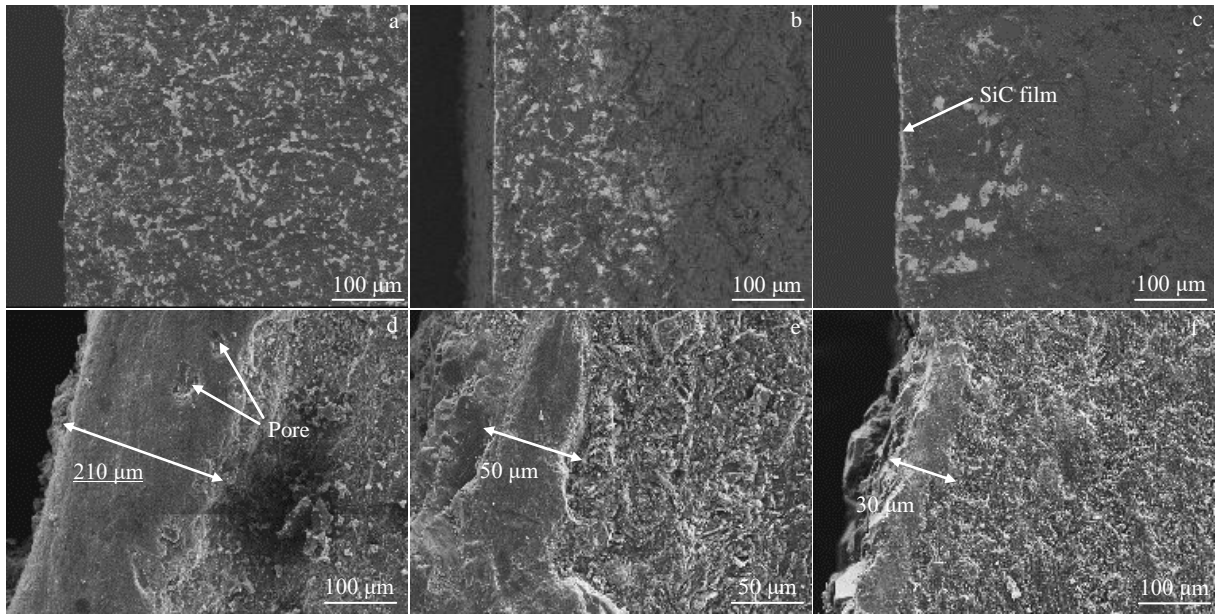
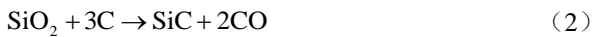
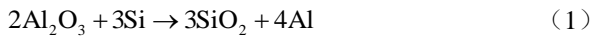


图 4 液相渗硅法和原位反应法制备的硅化石墨的截面形貌

Fig.4 Cross section SEM morphologies of silicified graphite by liquid silicon infiltration (a~c) and in-situ reaction method (d~f): (a) GI4, (b) GI5, (c) GI7, (d) GR4, (e) GR5, and (f) GR7

由能较高，易溶于液 Si 中并通过再结晶方式长大^[17]。另一方面，随着反应进行并放出大量热量，C 在液 Si 中加快溶解，大量 C 原子会与液 Si 发生反应生成 SiC，当液 Si 中 SiC 浓度达到饱和后会快速长大^[18,19]，最终在石墨基体表面形成一层较厚的 SiC 层。在整个渗硅过程中除了硅碳反应，还包括了如下反应^[20]：



从反应过程来看，Al₂O₃ 的加入能细化 SiC 晶粒，使 SiC 层更加致密，但 Al₂O₃ 过量时反应会产生大量气体，气体的逸出会破坏 SiC 层的致密性，对硅化石墨的性能产生不利影响。SiC 层厚度受到 SiC 的生成速率与液硅在石墨基体内的扩散速率影响，当 SiC 生成速率慢于液硅扩散速率时可以形成较厚涂层^[12]。由于 3 种样品的反应条件相同，决定涂层厚度的就是液硅的扩散速率了，而 4 号石墨样品密度小，孔隙率大，液硅在石墨内的扩散速率大于其它样品，此外，4 号石墨样品表面的孔隙多，比表面积大，Si-C 基团在石墨上形核点位更多，更易生长出 SiC 晶粒，因此得到的硅化石墨涂层较厚。

2.3 硅化石墨的机械强度

图 5 为硅化石墨的抗弯强度及抗压强度。从图中可以看出，石墨经过渗硅后抗压强度有一定提升，抗弯强度提升较明显，其中液相渗硅法对 3 种石墨基体都有一定提升，原位反应法对 4 号石墨样品提升明显，2 种方

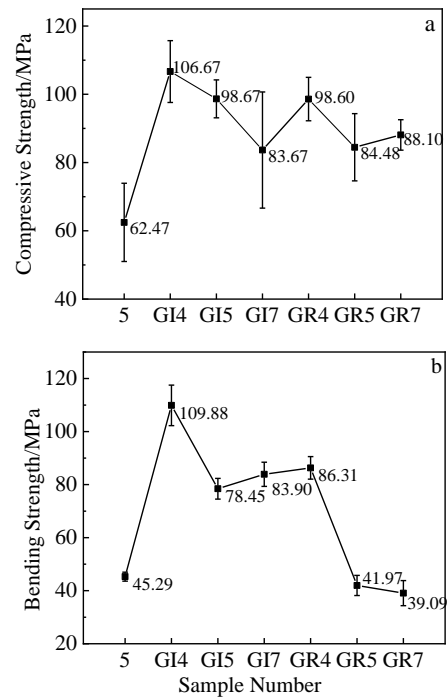


图 5 硅化石墨样品的抗压强度和抗弯强度

Fig.5 Compressive strength (a) and bending strength (b) of silicized graphite samples

法对 4 号石墨样品强度都有较大提升。相比其他报道^[9,11,13]，本实验样品机械强度偏低，原因可归结于原始石墨基体开气孔率偏低和渗硅次数偏少，高的开气孔率

和增加渗硅次数可以让基体填入更多的 SiC, 可获得更高强度的硅化石墨, 后续可通过选用更低密度、高开气孔率的基体或者增加渗硅次数来获取高强度的硅化石墨。

液相渗硅法产生的 SiC 主要填充在石墨内部孔隙中, 减少了石墨基体内的孔隙, 使石墨内部结构更加均匀一致, 能很大程度上提升基体的强度, 4 号石墨样品渗硅后 SiC 填充基体内绝大部分孔隙, 通过弥散强化机制强化软质的石墨基体, 因此抗弯强度最高。原位反应法形成的 SiC 主要以涂层方式分布在石墨基体表面, 能分担部分载荷, 在一定程度上提高基体的强度, 而 SiC 涂层的厚度和致密程度决定了它能分担载荷的能力大小。通过 SEM 照片可以看出只有 4 号石墨样品的 SiC 层厚度超过了 200 μm , 5 号和 7 号石墨样品的 SiC 层厚度在 60 μm 以下, 而且 SiC 层有明显孔隙。因此, 强度提升效果远不如 4 号石墨样品。另一方面, 原位反应法的反应温度更高, SiC 晶粒粗化, 材料整体强度提升效果不如液相渗硅法。综合来看, 样品 G14 强度最佳, 其抗压强度为 106.67 MPa, 较原石墨提升了 70.1%; 抗弯强度最大为 109.88 MPa, 较原石墨提升了 142.6%。

2.4 硅化石墨的摩擦磨损性能

图 6a 为硅化石墨的摩擦系数及磨损量。从图中可以看出液相渗硅法制备的硅化石墨的平均摩擦系数略大于石墨, 磨损量较原石墨小得多, 原位反应法制备的硅化

石墨平均摩擦系数远大于原石墨, 磨损量较原石墨差异不大, 液相渗硅法可以明显提高石墨的耐磨性能, 原位反应法对石墨的耐磨性能提升不明显。

图 6b 为硅化石墨的摩擦系数曲线。可以看出原石墨和液相渗硅法石墨的摩擦系数曲线较为平稳, 摩擦系数维持在较小的水平且变化不大, 原石墨在 8 min 以后摩擦系数有走高的趋势, 原位反应法石墨的摩擦系数波动较大, 在 7 min 后稳定在 0.8 左右。主要原因在于液相渗硅法硅化石墨表面有一定含量的石墨存在, 可以很大程度上保留石墨的自润滑性, 适量 SiC 的引入能提高石墨的表面硬度, 因此耐磨性能得到明显改善。而原位反应法硅化石墨表面主要由高硬度的 SiC 和 Si 的颗粒堆积而成, 表面更加粗糙, 在摩擦过程中摩擦系数更大, 而且由于 SiC 层堆积较疏松, 摩擦表面易坍塌, 造成较大的材料损失。因此, 原位反应法对硅化石墨的摩擦性能提高不明显。

图 7 为 GR5 硅化石墨的摩擦面 SEM 形貌及 EDS 分析结果。可以看出摩擦面上除了 Si、C 外, 还有少量的 Al、O、N 元素, 其中 Al 是反应原料中引入的, O、N 的出现说明摩擦面上出现了氧化以及对磨材料 Si_3N_4 的迁移, 表明摩擦过程中伴随着氧化磨损以及粘着磨损。

硅化石墨样品摩擦面形貌如图 8 所示, 3 种样品表面都形成了摩擦膜, 原石墨摩擦膜上出现了大量孔隙, 液相渗硅法石墨摩擦膜较为平整, 有少量平行于摩擦面的裂纹, 原位反应法石墨摩擦膜出现了大量的片层状剥落。

原石墨内部存在大量孔隙, 降低了摩擦膜的平整性, 摩擦面上的微凸体经过孔隙时, 会通过犁削作用对孔隙周围的摩擦膜造成破坏^[21]; 另一方面, 孔隙的存在会使内部的 C 暴露在空气中, 在摩擦热的积累下, 部分碳会发生氧化, 对石墨的力学性能产生不利影响, 因此在摩擦后期, 摩擦系数增大, 石墨进入剧烈磨损阶段。液相渗硅法石墨摩擦面最为平整, 出现少量的裂纹, 是典型的疲劳磨损特征。在循环载荷下, 磨屑在摩擦面上形成摩擦膜, SiC 的引入填补了石墨表面的孔隙, 增加了石墨表面的硬度, 同时部分 SiC 在摩擦过程中发生氧化形成 SiO_2 , 使得摩擦膜更为平整, 增加了摩擦膜的耐磨性^[22]。在摩擦后期由于摩擦热的积累, 摩擦膜上石墨和 SiC 的热膨胀系数不匹配^[23], 局部区域的热应力使摩擦膜产生裂纹, 摩擦膜脱落, 由于液相渗硅法石墨渗硅深度较深, SiC 层内组织分布均匀, SiC 尺寸较小, 受热膨胀程度有限, 裂纹出现后不易向石墨内部扩展, 而且, 脱落的磨屑会迅速在新暴露出来的基体上形成摩擦膜, 能在很大程度上增加石墨的耐磨性能。原位反应法石墨摩擦面上出现的大量的浅坑, 大尺寸棱角分明的 SiC 颗粒变成小尺寸没有棱角的小颗粒, 说明在摩擦过

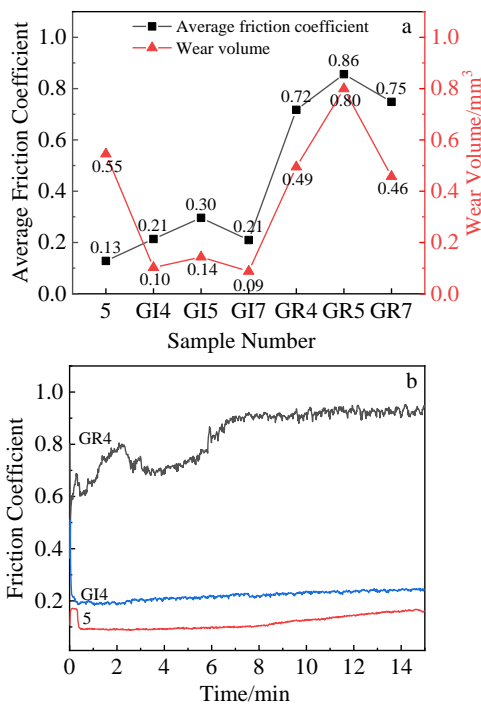


图 6 硅化石墨的摩擦性能及摩擦系数曲线

Fig.6 Friction performance (a) and friction coefficient (b) curves of siliconized graphite

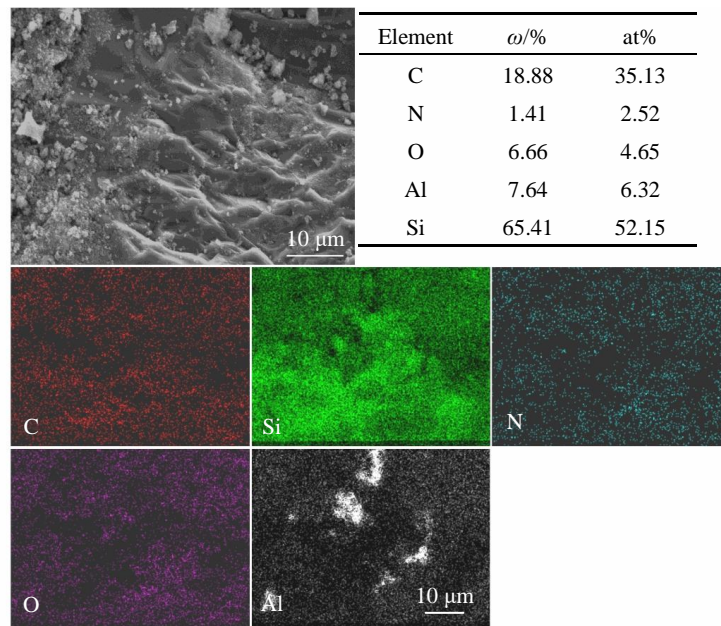


图 7 GR5 样品摩擦面 SEM 形貌及 EDS 成分分析和 EDS 元素面扫描

Fig.7 SEM morphology, EDS analysis results, and EDS element mappings of the friction surface of GR5 sample

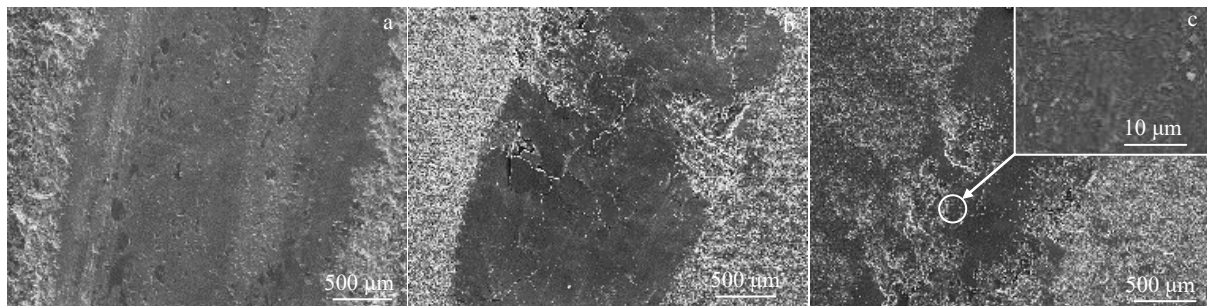


图 8 硅化石墨样品摩擦面 SEM 形貌

Fig.8 SEM morphologies of the worn surface of siliconized graphite samples: (a) 5, (b) GI5, and (c) GR5

程中，SiC 颗粒在相互摩擦中发生破碎，棱角不断被磨钝，磨粒磨损是其主要磨损机制。此外，原位反应法硅化石墨 SiC 层有大量孔隙存在，SiC 颗粒堆积疏松，摩擦膜裂纹出现后易向石墨内部扩展，造成较大的材料损失，所以原位反应法石墨摩擦系数更高，磨损量相对液相渗硅法石墨更大。

3 结 论

1) 采用液相渗硅法和原位反应法制备出了硅化石墨。液相渗硅法得到的硅化石墨 SiC 主要存在于石墨内部的孔隙中，原位反应法制得的硅化石墨表面有一层较厚的 SiC 层。

2) 2 种方法制得的硅化石墨的抗压强度相比原样有一定提升，抗弯强度有明显提升，其中 4 号石墨样品提

升最大。液相渗硅法能明显改善石墨耐磨性能，磨损形式以疲劳磨损为主；原位反应法对石墨耐磨性能提高不明显，摩擦以磨粒磨损为主。

3) 选用低密度或高开气孔率的石墨作为基体，通过石墨化处理再经液相渗硅法制备得到的硅化石墨更适合作为机械密封材料。

参考文献 References

[1] Yang T T, Xu J J, Qian Y H *et al. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection*[J], 2016, 36(5): 476
 [2] Dong Z J, Liu S X, Li X K *et al. Ceramics International*[J], 2015, 41: 797
 [3] Semchenko G D, Shuteeva I Y, Slepchenko O N *et al. Refractories and Industrial Ceramics*[J], 2005, 46(4): 260

- [4] Yang X, Huang Q Z, Su Z A *et al.* *Corrosion Science*[J], 2013, 75: 16
- [5] Ren Y, Qian Y H, Xu J J *et al.* *Ceramics International*[J], 2019, 45(12): 15366
- [6] Wolf R. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1994, 212-215: 1174
- [7] Han Yongjun(韩永军), Yan Qingzhi(燕青芝). *Acta Materiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2015, 32(5): 1408
- [8] Wang Peng(王鹏), Yu Yi(于艺), Jin Xin(金鑫) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(10): 3382
- [9] Ge Xuegui(葛学贵), Cao Hong(曹宏), Huang Shaoyun(黄少云) *et al.* *Acta Petrologica et Mineralogica*(岩石矿物学杂志)[J], 2002, 21(3): 285
- [10] Xia H Y, Wang J P, Shi Z Q *et al.* *Journal of Nuclear Materials*[J], 2013, 433(1-3): 341
- [11] Zhao Y Y, Wang W M, Xia H Y *et al.* *Materials Science Forum*[J], 2018, 922(55): 55
- [12] Zhou Lintong(周蔺桐), Zhang Aisheng(章爱生), Yin Chuanqiang(尹传强) *et al.* *Journal of Materials Science and Engineering*(材料科学与工程学报)[J], 2011, 29(5): 761
- [13] Xia H Y, Wang J P, Shi Z Q *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 528(1): 283
- [14] Wilhelm M, Werdenich S, Wruss W *et al.* *Journal of the European Ceramic Society*[J], 2001, 21(7): 981
- [15] Yang X, Huang Q Z, Zou Y H *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2009, 19(5): 1044
- [16] Ren Y, Qian Y H, Xu J J *et al.* *Ceramics International*[J], 2020, 46(5): 6254
- [17] Dey A, Kayal N, Chakrabarti O. *Ceramics International*[J], 2011, 37(1): 223
- [18] Zhang H, Yang Y, Liu B *et al.* *Ceramics International*[J], 2019, 45(8): 10 800
- [19] Jiao Gengsheng(焦更生), Li Hejun(李贺军), Li Kezhi(李克智), *et al.* *Journal of the Chinese Ceramic Society*(硅酸盐学报)[J], 2007, 35(6): 721
- [20] Jiang Pinyi(江品颐), Liu Haihua(刘海华), Huang Xiangdong(黄向东). *Acta Materiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2017, 34(7): 1561
- [21] Favre A, Fuzellier H, Suptil J. *Ceramics International*[J], 2003, 29(3): 235
- [22] Shikunov S L, Kurlov V N. *Technical Physics*[J], 2017, 62(12): 1869
- [23] Abdollahi A, Ehsani N, Valefi Z *et al.* *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2017, 26(6): 1

Preparation and Properties of Siliconized Graphite by Liquid Silicon Infiltration and In-Situ Reaction Method

Sun Guodong, Lv Wenjiong, Xie Jing, Li Hui, Luo Weihua, Jia Yan

(School of Materials Science and Engineering, Chang'an University, Xi'an 710064, China)

Abstract: Silicified graphite was prepared by liquid-phase siliconizing method and in-situ reaction method. The influences of graphite matrix density and siliconizing method on the mechanical properties and friction properties of siliconized graphite were discussed. The results show that the two methods can significantly improve the flexural strength of graphite. The surface of the siliconized graphite prepared by the liquid-phase siliconizing method has a SiC layer with a concentration gradient, which can significantly improve the wear resistance of the matrix. Considering the comprehensive mechanical properties and friction properties, silicified graphite with better performance can be prepared by choosing low-density graphite through graphitization treatment and adopting the liquid phase siliconizing method.

Key words: silicified graphite; liquid-phase infiltration method; in-situ reaction method; SiC layer

Corresponding author: Sun Guodong, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Chang'an University, Xi'an 710064, P. R. China, E-mail: sunguodong@chd.edu.cn