

# 双层碳包覆 $\text{SiO}_x$ 负极材料及其电化学性能研究<sup>①</sup>

梁帆, 杨乐之, 习小明, 涂飞跃, 王力, 陈涛, 王双, 刘云峰

(长沙矿冶研究院有限责任公司, 湖南长沙 410012)

**摘要:** 为了解决氧化亚硅负极材料导电率低及循环性能差的问题, 以聚丙烯酰胺(PAM)为液相碳源进行一次碳包覆, 再通过化学气相沉积以甲烷混乙炔为气相碳源进行二次包覆, 制备了具有含氮碳层的双层包覆氧化亚硅负极材料( $\text{SiO}_x@DC-N$ )。与纯气相包覆( $\text{SiO}_x@GC$ )以及纯液相包覆( $\text{SiO}_x@LC$ )的氧化亚硅负极材料相比,  $\text{SiO}_x@DC-N$  展现出优异的倍率性能与循环性能, 在  $4C$  ( $1C=1500\text{ mA/g}$ ) 的电流密度下比容量达  $850.1\text{ mAh/g}$ , 以  $5:95$  混合石墨后制成 18650 圆柱电池, 其在电流密度  $1C$  充放电 700 圈循环后容量保持率仍有  $92.70\%$ 。

**关键词:** 氮掺杂; 双层碳包覆; 聚丙烯酰胺; 硅负极; 锂离子电池; 负极材料

中图分类号: TM911

文献标识码: A

doi: 10.3969/j.issn.0253-6099.2023.06.032

文章编号: 0253-6099(2023)06-0148-05

## Electrochemical Performance of Dual-Layer Carbon-Coated $\text{SiO}_x$ Anode Materials

LIANG Fan, YANG Lezhi, XI Xiaoming, TU Feiyue, WANG Li, CHEN Tao, WANG Shuang, LIU Yunfeng

(Changsha Research Institute of Mining and Metallurgy Co Ltd, Changsha 410012, Hunan, China)

**Abstract:** To address the problems of low conductivity and poor cycling performance of silicon oxide as negative electrode material, polyacrylamide (PAM) was adopted as a carbon source for the first carbon coating, and the methane-acetylene mixture was used as a gas-phase carbon source for the second coating by chemical vapor deposition to prepare nitrogen-containing double-layer carbon-coated silicon oxide anode materials ( $\text{SiO}_x@DC-N$ ). Compared with pure gas-phase coated ( $\text{SiO}_x@GC$ ) and pure liquid-phase coated ( $\text{SiO}_x@LC$ ) silicon oxide anode material,  $\text{SiO}_x@DC-N$  exhibits excellent rate performance and cycling stability, showing that the specific capacity is  $850.1\text{ mAh/g}$  at a current density of  $4C$  ( $1C=1500\text{ mA/g}$ ). The 18650 cylindrical batteries prepared by using a mixed graphite in a ratio of  $5:95$  can have a capacity retention rate of  $92.70\%$  after 700 cycles of charging and discharging at a current density of  $1C$ .

**Key words:** nitrogen doping; double-layer carbon-coating; polyacrylamide; silicon anode; lithium-ion battery; anode material

硅基负极材料具有高比容量、低脱锂电位和材料来源广泛等优点, 被誉为下一代锂离子电池负极材料<sup>[1]</sup>。但纯硅负极材料存在体积膨胀大(体积变化率高达  $380\%$  左右)<sup>[2]</sup> 和导电率低(约  $6.7 \times 10^{-4}\text{ S/cm}$ ) 等缺点。氧化亚硅负极材料可通过引入氧元素来减缓纯硅负极材料在脱嵌锂过程中产生的体积膨胀, 其主要机理为: 氧化亚硅负极材料在充放电过程中产生了  $\text{Li}_2\text{O}$ , 包覆在硅团簇上, 从而形成了封装微结构, 抑制

了体积膨胀<sup>[3]</sup>。但引入氧元素导致了活性锂被消耗, 首次库伦效率降低, 同时形成的  $\text{Li}_2\text{O}$  层极大地降低了氧化亚硅负极材料的导电性。

碳材料作为优异的导电材料, 通过对氧化亚硅进行碳包覆, 能够有效改善氧化亚硅导电性能。但单一的碳包覆方法无法同时满足表层碳形貌控制、碳源多样化以及氮元素掺杂等要求。本文设计了一种液相包覆氮掺杂碳层后再进行气相沉积包覆的  $\text{SiO}_x$  ( $0 < x \leq 2$ )

① 收稿日期: 2023-06-28

基金项目: 国家重点研发计划(2020YFC1909604)

作者简介: 梁帆(1994—), 男, 湖南长沙人, 硕士研究生, 主要研究方向为高倍率性能锂离子硅基负极材料。

通信作者: 杨乐之(1983—), 男, 湖南长沙人, 博士, 主要研究方向为新能源材料与器件。

习小明(1962—), 男, 江西新余人, 博士, 正高级工程师, 主要研究方向为冶金和新型功能材料。

负极材料,通过含氮的液相碳源进行一次碳包覆后,由于氮元素掺杂后能操控局部电子的电子结构<sup>[4]</sup>,通过包覆含氮碳层能够有效增强材料的电子电导能力从而使更多的硅簇与  $\text{Li}^+$  反应,再通过气相碳包覆控制表面碳层形貌,改善  $\text{Li}^+$  在活性材料/电解质界面处的传输,进一步改善材料的离子传输能力<sup>[5-8]</sup>。

## 1 实验部分

### 1.1 实验材料和主要设备

实验材料包括氧化亚硅粉末(衡水超凡新能源材料有限公司)、聚丙烯酰胺固体颗粒、炭黑粉末、锂片、泡沫镍、铜箔(深圳科晶公司);实验试剂包括无水乙醇、电解液,均为分析纯;实验气体包括甲烷、乙炔、氩气、氮气;实验用水为去离子水。

主要实验设备有鼓风干燥箱、管式炉、真空手套箱、恒温加热磁力搅拌器等。

### 1.2 $\text{SiO}_x@DC-N$ 、 $\text{SiO}_x@LC$ 和 $\text{SiO}_x@GC$ 材料的制备

氮掺杂双层碳包覆氧化亚硅( $\text{SiO}_x@DC-N$ )的制备:称取 50 g 聚丙烯酰胺(PAM)加热搅拌溶解于 900 g 水中至凝胶状,制备得到质量分数 5.26%的胶液,置于分散机中,通过控制搅拌浆和分散浆对浆料进行分散。首先将搅拌浆转速设置为 20 r/min 低速搅拌,缓慢加入 657 g  $\text{SiO}_x$  原料,分散浆转速设置为 100 r/min,混合 5 min 后,再提高搅拌浆转速至 80 r/min、分散浆转速为 1 200 r/min,30 min 后取出混合物。将混合物放入鼓风干燥箱中于 115 °C 干燥,所得固体物料经破碎研磨,放入管式炉中,以升温速率 10 °C/min 从室温升至 300 °C,再以升温速率 5 °C/min 升温至 700 °C,保温 2 h,进行碳化,待物料自然冷却至室温,取出置于 CVD 气氛炉中于 1 000 °C 气相沉积,保温 2 h,产物过 325 目(45  $\mu\text{m}$ )筛,用于扣式电池制备。

单层液相碳包覆氧化亚硅( $\text{SiO}_x@LC$ )的制备:称取 50 g PAM,加热搅拌溶解于 900 g 水中,得到 5.26%胶液,置于分散机中,将搅拌浆转速设置为 20 r/min 低速搅拌,缓慢加入 657 g  $\text{SiO}_x$  原料,分散浆转速设置为 100 r/min 混合 5 min 后,再提高搅拌浆转速至 80 r/min、分散浆转速至 1 200 r/min,30 min 后取出混合物。将混合物放入鼓风干燥箱中于 115 °C 干燥,所得固体物料经破碎研磨,放入管式炉中,以升温速率 10 °C/min 升温至 300 °C,再以升温速率 5 °C/min 升温至 700 °C,保温 2 h,进行碳化,待产物自然冷却至室温,过 325 目(45  $\mu\text{m}$ )筛,用于扣式电池制备。

单层气相碳包覆氧化亚硅( $\text{SiO}_x@GC$ )的制备:将 657 g  $\text{SiO}_x$  放入 CVD 气氛炉中于 1 000 °C 烧结,保温

2 h,待其自然冷却至室温后过 325 目(45  $\mu\text{m}$ )筛,产物用于扣式电池制备。

### 1.3 材料表征

通过 X 射线仪(D8 Advance, Bruker Co.)、拉曼光谱仪(Reinshaw inViaQontor, 532 nm)、扫描电镜(JSM-7900F)和透射电镜(Tecnai G2 F20)表征材料形貌与结构。

### 1.4 电化学性能表征

将活性材料、炭黑(SP)和 LA133(5%)按照 6:2:2 的比例制备成水性浆料,真空搅拌 30 min 后用 100  $\mu\text{m}$  的刮刀涂布在铜箔上,在干燥箱内烘干 12 h 后进行辊压裁片称量,之后再放入真空干燥箱中干燥 4 h。在氩气手套箱中组装成 CR2430 扣式电池。

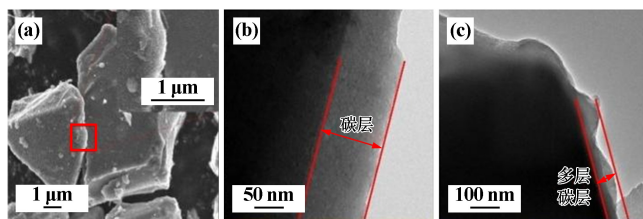
循环性能测试:使用恒流充放电方式,截止电压为 0.05~2.00 V。半电池首先在电流密度 100 mA/g 下循环 3 次,随后在 1 000 mA/g 大电流密度下充放电。

倍率性能测试:使用恒流充放电方式,电压范围 0.05~2.00 V。分别以电流密度 0.1C(150 mA/g)、0.2C、0.5C、1C、2C、4C 测试半电池。EIS 扰动交流信号振幅 5 mV,频率 0.01~100 000 Hz,CV 扫描截止电压 0.01~2 V,速率 0.1 mV/s。

## 2 结果与讨论

### 2.1 材料的物化表征

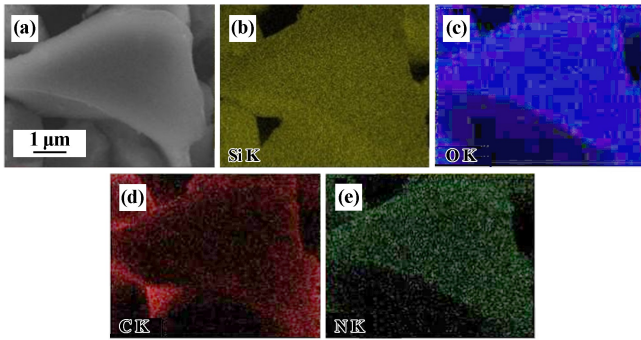
图 1 为  $\text{SiO}_x@DC-N$  材料的 SEM 图及不同倍率下的 TEM 图。由图 1 可知,材料颗粒尺寸在 6~8  $\mu\text{m}$  范围内,同时可以清晰地观察到在颗粒表面覆有结构均一的碳层,呈现出不规则起伏的粗糙碳形貌,这种形貌结构增大了材料的比表面积以及与电解液的接触面积, $\text{Li}^+$  与内部硅簇的反应增多,有效提高了锂离子的迁移效率<sup>[9]</sup>。通过 TEM 可以确认材料的碳层厚度在 80~100 nm 范围内,同时可以明显观察到垂直生长的碳层。



(a) SEM 图; (b), (c) 不同倍率下的 TEM 图

图 1  $\text{SiO}_x@DC-N$  材料 SEM 及 TEM 图

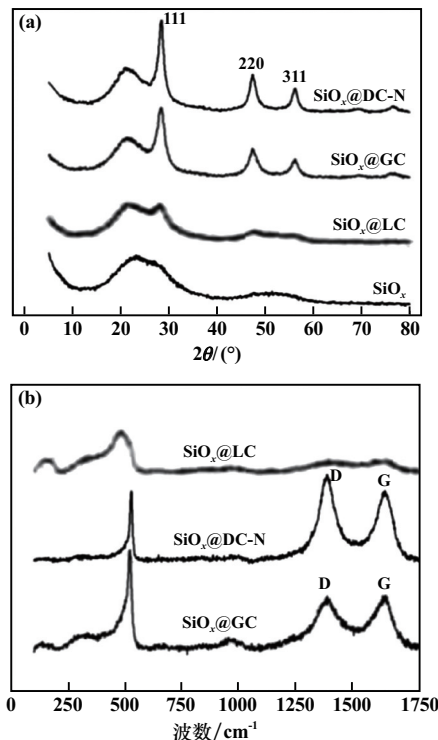
图 2 为  $\text{SiO}_x@LC$  材料 SEM 及元素 Mapping 图。可以观察到 N、C 元素均匀分布在碳层表面,证明成功地将 N 包覆在氧化亚硅材料表面。



(a) SEM图; (b) Si; (c) O; (d) C; (e) N

图2 SiO<sub>x</sub>@LC材料SEM及元素Mapping图

图3为SiO<sub>x</sub>@DC-N、SiO<sub>x</sub>@GC、SiO<sub>x</sub>@LC以及SiO<sub>x</sub>材料的XRD及Raman图谱。图3中SiO<sub>x</sub>@DC-N、SiO<sub>x</sub>@GC和SiO<sub>x</sub>@LC均展现出28.4°、47.3°和56.2°的峰,对应Si的(111)、(220)和(311)晶面。其中SiO<sub>x</sub>@DC-N和SiO<sub>x</sub>@GC的半高宽较小而峰值较大, SiO<sub>x</sub>@LC的半高宽较大而峰值较小。SiO<sub>x</sub>原料未出现对应的晶格排列,说明SiO<sub>x</sub>原料是非晶态材料,在高温CVD气相沉积过程中出现了Si的晶相转变,发生了歧化反应,由无定型的Si转变为Si晶簇。Raman图谱表明,3种材料均在1347 cm<sup>-1</sup>处和1594 cm<sup>-1</sup>处出现D峰与G峰。在1347 cm<sup>-1</sup>处出现的D峰体现材料表面碳层的晶格缺陷,1594 cm<sup>-1</sup>处的G峰为碳原子内sp<sup>2</sup>杂化轨道面内的伸缩振动<sup>[11-12]</sup>。SiO<sub>x</sub>@DC-N



(a) XRD图谱; (b) Raman图谱

图3 材料XRD以及Raman图谱

和SiO<sub>x</sub>@GC在510 cm<sup>-1</sup>处和930 cm<sup>-1</sup>处出现的峰为歧化反应后形成的硅晶峰<sup>[9,13]</sup>, SiO<sub>x</sub>@LC没有经过高温歧化反应,未形成明显的硅晶峰。

根据谢乐公式:

$$D = \frac{K\lambda}{\beta \cos\theta} \quad (1)$$

式中 $D$ 为晶粒尺寸, nm;  $K$ 为非球形谢乐常数, 取值0.943;  $\beta$ 为半高宽;  $\theta$ 为峰位置对应角度。通过谢乐公式计算得出3种材料的晶粒尺寸如表1所示。

表1 不同材料晶粒尺寸、粒径、比表面积及Raman峰强数据

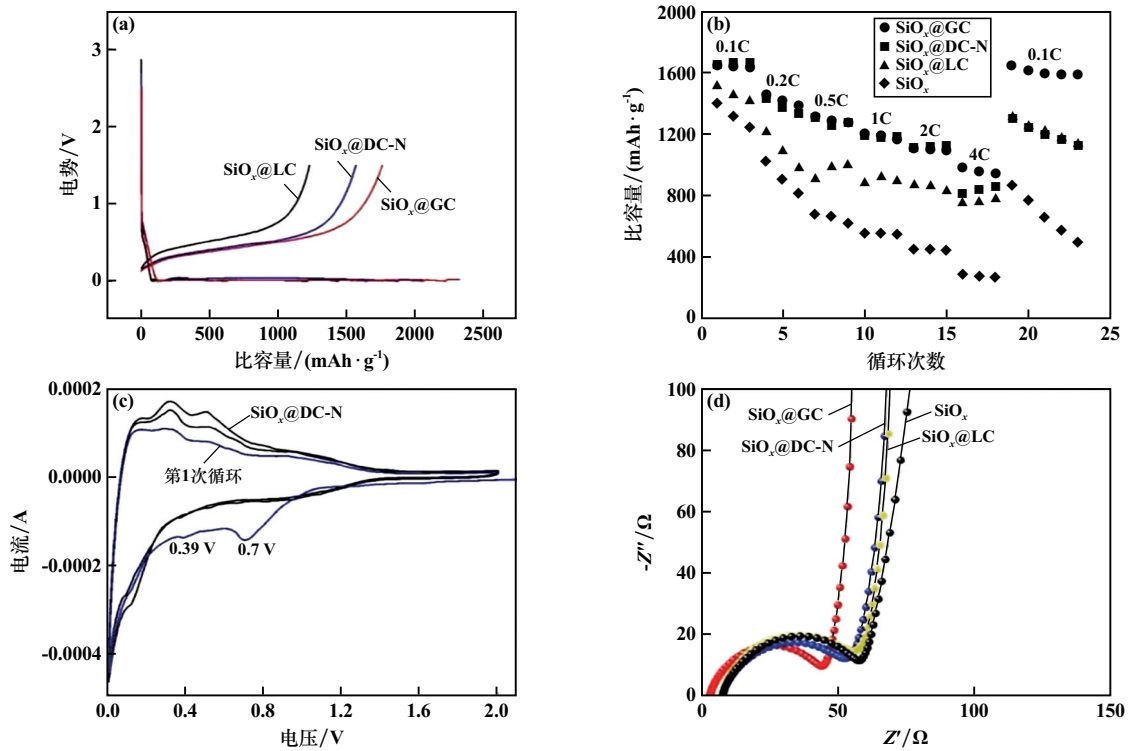
材料名称	晶粒尺寸/ nm	粒径 $D_{50}$ / $\mu\text{m}$	比表面积/ ( $\text{m}^2 \cdot \text{g}^{-1}$ )	$I_D/I_G$ 值
SiO <sub>x</sub> @DC-N	5.769	8.391	3.475	1.261
SiO <sub>x</sub> @GC	4.587	6.116	5.161	1.429
SiO <sub>x</sub> @LC	2.684	7.668	1.162	1.688

经过CVD碳包覆的表层碳形貌有序度较高, 石墨化程度更高。石墨化的碳层呈sp<sup>2</sup>键合碳原子排列, 具有优异的电子导电性和机械柔韧性, 能显著提高硅基材料的性能<sup>[13-15]</sup>。SiO<sub>x</sub>@LC的 $I_D/I_G$ 值高达1.688, 表明其碳层具有更多的缺陷、无序结构和官能团。如果N原子取代了某个C原子, 石墨的缺陷分布<sup>[16]</sup>、导电性<sup>[17]</sup>和极化程度会发生变化。因而在纯液相包覆的材料中, N元素的掺杂使得材料碳层无序度增加, 缺陷数量增加。从表1可以看出, 未经过CVD气相碳包覆的SiO<sub>x</sub>材料比表面积明显低于经过CVD气相碳包覆的2种材料, 这是由于CVD气相包覆后的材料形成的表面碳层相较于液相碳包覆的表面碳层更粗糙和完整。而纯液相碳包覆的SiO<sub>x</sub>@LC由于其碳化温度在700℃, 歧化反应程度较低, 硅晶粒的尺寸相较于前两种材料更小<sup>[10]</sup>。

## 2.2 材料的电化学表征

为了评估3种氧化亚硅碳包覆材料的电化学性能, 在0.1C(1C=1500 mA/g)、0.01~1.5 V(vs Li/Li<sup>+</sup>)的电化学窗口下进行了半电池充放电测试, 结果见图4。从图4可见, SiO<sub>x</sub>@LC, SiO<sub>x</sub>@DC-N和SiO<sub>x</sub>@GC的首次嵌锂比容量依次为1646.5、2237.3和2320.3 mAh/g。脱嵌锂比容量随着比表面积增加而上升, 这是由于气相沉积后的碳层具有较高的比表面积, 更多的电子与离子能够充分地材料内部的Si簇进行电化学反应, 脱锂比容量随之上升, 但过高的比表面积导致更多的不可逆反应发生, 消耗更多活性Li形成SEI膜, 造成不可逆容量损失<sup>[18-20]</sup>。

高电流密度下SiO<sub>x</sub>@DC-N在所有材料中展现出最佳的倍率性能, 且在电流密度4C下其比容量仍能



(a) 首圈充放电曲线图; (b) 不同倍率下循环的电化学性能图; (c)  $\text{SiO}_x@DC-N$  的 CV 图谱; (d) EIS 图谱

图4 材料电化学性能测试结果

保持在  $850.1 \text{ mAh/g}$ 。推测含 N 碳层能够提高材料的电子电导率,而双层碳包覆在高倍率循环后能保持材料的基本结构。随着表层碳形貌有序度增加,锂离子传输能力增强,电池整体倍率性能提高。经过气相沉积包覆后的材料具有均匀的碳包覆层,避免了  $\text{SiO}_x$  颗粒与电解液直接接触,减少了在循环过程中由于体积膨胀导致 SEI 膜开裂产生的副反应以及容量损失。 $\text{SiO}_x@DC-N$  材料首圈在  $0.39 \text{ V}$  和  $0.7 \text{ V}$  处出现的氧化峰在后续的循环中消失了,这是不可逆反应形成的 SEI 膜所致;在  $0.13 \text{ V}$  和  $0.03 \text{ V}$  处出现的一对氧化峰与无定形  $\text{Li}_x\text{Si}$  的形成相吻合<sup>[21]</sup>;在  $0.32 \text{ V}$  和  $0.51 \text{ V}$  处出现的一对还原峰与锂离子从  $\text{Li}_x\text{Si}$  脱出相吻合;在后续循环中没有出现其他的杂峰,说明材料在循环过程中未出现其他副反应,体现了  $\text{SiO}_x@DC-N$  在脱嵌锂可逆循环过程中的稳定性。EIS 图谱中高频半圆弧区域代表电化学过程中的界面电荷转移阻抗,半圆弧直径值表示界面电荷转移阻抗大小(用  $R_{ct}$  表示);倾斜直线区域代表锂离子扩散控制的 Warburg 阻抗,直线斜率反映 Warburg 阻抗大小(用  $Z_w$  表示),直线斜率越大,表示锂离子扩散控制的 Warburg 阻抗越小。可以看出  $\text{SiO}_x@DC-N$  阻抗最低,其次为  $\text{SiO}_x@GC$  和  $\text{SiO}_x@LC$ 。 $\text{SiO}_x$ 、 $\text{SiO}_x@LC$ 、 $\text{SiO}_x@GC$  和  $\text{SiO}_x@DC-N$  拟合后的  $R_{ct}$  分别为  $55.27 \Omega$ 、 $54.75 \Omega$ 、 $42.76 \Omega$  和  $36.96 \Omega$ 。

可以推测,随着表面碳层比表面积增加,电解液与材料的接触面积有所增加,提升了离子和电子在固液界面处的传输速率,使得材料的  $R_{ct}$  降低。纯 CVD 气相沉积碳包覆材料的  $R_{ct}$  低于纯 PAM 液相包覆含氮碳层材料,证明固液界面处的离子和电子的传输速率是主要控制步骤<sup>[22-24]</sup>,材料内部的锂离子扩散为次要步骤<sup>[6]</sup>。纯 CVD 气相沉积碳包覆的材料在改善表面碳层形貌后,固液界面处电子与离子的传输不再是控制步骤,取而代之的是  $\text{Li}^+$  在材料内部的迁移速率,所以具有含氮碳层的双层包覆材料  $R_{ct}$  更低。数据结果也表明  $\text{SiO}_x@DC-N$  材料的电荷转移阻抗最低,与倍率性能测试结果一致。

为了对比锂离子在倍率性能较为优异的两种材料的扩散动力学性能,通过不同扫速下的 CV 曲线图计算锂离子的扩散系数:

$$I_p = 2.69 \times 10^5 \cdot n^{\frac{3}{2}} \cdot A \cdot D^{\frac{1}{2}} \cdot v^{\frac{1}{2}} \cdot C \quad (2)$$

式中  $I_p$  为峰电流;  $A$  为电极面积;  $C$  为锂离子摩尔浓度;  $v$  为扫描速度;  $n$  为电荷转移数。通过测试不同圈数的峰电流,可以计算锂离子在电极内部的扩散速率。由于  $I_p$  与  $v$  的平方根成线性关系,通过计算其斜率可以定量反映锂离子扩散速率的大小,即斜率越大,锂离子扩散速率越快,锂离子在电极内部的扩散动力学性能越优秀<sup>[25-26]</sup>。

材料在扫描速度 0.1~1 mV/s 下的 CV 曲线见图 5。由图 5 可知,在不同扫描速度下,经过双层碳包覆的氧化亚硅负极材料在 0.01~0.2 V 间的峰电流高于单层气相碳包覆的氧化亚硅材料,具有更快的锂离子扩散速率,证明含 N 碳层的包覆对锂离子扩散速率有一定提升。

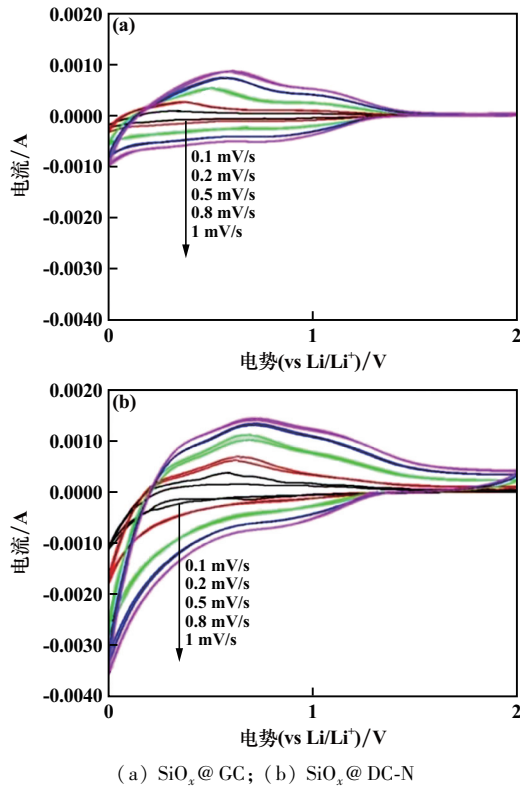


图 5 材料在扫描速度 0.1~1 mV/s 下的 CV 曲线图

图 6 比较了 3 种材料制成的电池在电流密度 1C 下充放电循环 700 圈的电化学性能。 $\text{SiO}_x$ @DC-N 在循环过程中展现了最好的循环性能,700 圈循环后容量保持率仍有 92.70%, $\text{SiO}_x$ @GC 和  $\text{SiO}_x$ @LC 的容量保持率分别为 85.83% 和 82.56%。由此可见,双层碳包覆的氧化亚硅负极材料组成的全电池具有更好的循环性能。

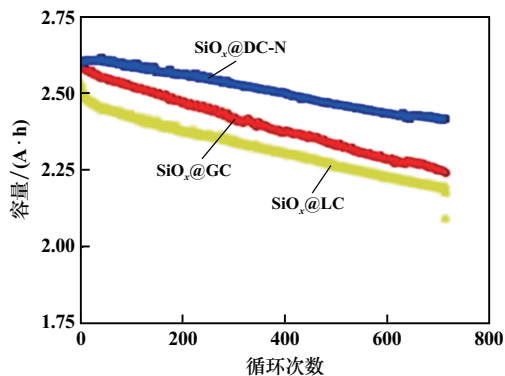


图 6 3 种材料全电池循环 700 圈电化学性能对比

### 3 结论与展望

针对氧化亚硅材料导电率低和倍率性能差的问题,以 PAM 为液相碳源一次碳包覆,包覆一层快导体提高氧化亚硅材料的离子和电子电导率,再通过甲烷混合乙烯为气相碳源二次气相沉积碳包覆控制表面碳层形貌,制备双层碳包覆的氧化亚硅负极材料。通过包覆含氮碳层提高了材料电导率,同时通过在一次碳包覆基础上继续气相沉积以制备一层表面粗糙的碳层,增加与电解液的接触面积,提高固液界面处的离子和电子的传输速率。 $\text{SiO}_x$ @DC-N 材料能够在电流密度 4C 下保持 850.1 mAh/g 的可逆比容量,在 700 圈循环后容量保持率仍有 92.70%,展现了优异的倍率性能与循环性能。

#### 参考文献:

- [1] 鲁豪祺,林少雄,陈伟伦,等. 锂离子电池负极硅碳复合材料的研究进展[J]. 储能科学与技术, 2018,7(4):596-606.
- [2] Kasavajula U, Wang C, Appleby A J. Nano- and bulk-silicon-based insertion anodes for lithium-ion secondary cells[J]. Journal of Power Sources, 2007,163(2):1003-1039.
- [3] Hideyuki Y, Kunihiro N. Investigation of the irreversible reaction mechanism and the reactive trigger on  $\text{SiO}$  anode material for lithium ion battery[J]. Journal of the Ceramic Society of Japan, 2011,119(11):855-860.
- [4] Pimenta M A, Dresselhaus G, Dresselhaus M S, et al. Studying disorder in graphite-based systems by Raman spectroscopy[J]. Physical Chemistry Chemical Physics, 2007,9(11):1276-1291.
- [5] WANG M, YANG Y, YANG Z Z, et al. Sodium-ion batteries: improving the rate capability of 3D interconnected carbon nanofibers thin film by boron, nitrogen dual-doping[J]. Advanced Science, 2017,4(4):1-8.
- [6] 王苏媚,张福勤,童汇,等. MOF 衍生碳包覆硅纳米颗粒限制于石墨烯复合负极材料的制备及性能研究[J]. 矿冶工程, 2022,42(4):159-163.
- [7] Hirata A, Kohara S, Asada T, et al. Atomic-scale disproportionation in amorphous silicon monoxide[J]. Nature Communications, 2016(7):11591.
- [8] 刘立海,黄启忠,谢志勇,等. 热解碳的微观结构以及测试方法[J]. 碳素技术, 2007,26(4):18-22.
- [9] Ryu J, Hong D K, Choi S, et al. Synthesis of Ultrathin Si Nanosheets from Natural Clays for Lithium-Ion Battery Anodes[J]. ACS Nano, 2016,10(2):2843-2851.
- [10] LU W, ZHOU X, LIU Y, et al. Crack-Free Silicon Monoxide as Anodes for Lithium-Ion Batteries[J]. ACS Applied Materials & Interfaces, 2020,12(51):57141-57145.
- [11] Jeong H M, Lee J W, Shin W H, et al. Nitrogen-doped graphene for high-performance ultracapacitors and the importance of nitrogen-doped sites at basal planes[J]. Nano Letters, 2011,11(6):2472-2477.

(下转第 156 页)

小,铣磨深度 12  $\mu\text{m}$  时,旋转超声铣磨的磨削力降幅最大,其中法向磨削力可降低 18.36%、切向磨削力可降低 21.10%。

## 4 结 论

1) 在砂轮线速度 4.02 m/s、进给速度 150 mm/min、铣磨深度 7  $\mu\text{m}$  条件下,超声功率从 0 W 增大至 90 W 时,磨削力呈降低趋势,表面形貌显著改善。

2) 随着砂轮线速度增大、进给速度和铣磨深度减小,旋转超声铣磨和普通铣磨时的磨削力均呈减小趋势。

3) 在试验加工参数范围内,旋转超声铣磨时磨削力均低于普通铣磨时。砂轮线速度 4.02 m/s、进给速度 150 mm/min、铣磨深度 7  $\mu\text{m}$  时旋转超声铣磨的磨削力有最大降幅,法向磨削力降低了 24.17%,切向磨削力降低了 23.30%。

### 参考文献:

- [1] 肖汉宁,刘井雄,郭文明,等. 工程陶瓷的技术现状与产业发展[J]. 机械工程材料, 2016,40(6):1-7.  
[2] 梁静静,张相召,赵光辉,等. 磨削加工对  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷表面质量与

力学性能的影响[J]. 材料导报, 2020,34(16):16020-16024.

- [3] 高超,王生,吴国荣,等. 电镀金刚石砂带磨削氧化铝陶瓷的试验研究[J]. 工具技术, 2017,51(10):40-43.  
[4] 刘杰,曹剑锋,孙正斌,等. 树脂金刚石砂轮加工氧化铝陶瓷的磨削工艺试验研究[J]. 金刚石与磨料磨具工程, 2016,36(4):79-83.  
[5] 张能,魏昕. 超声振动铣磨工程陶瓷的表面粗糙度研究[J]. 机械设计与制造, 2019(12):48-50.  
[6] 陈发胜,苏长发,张占华,等. 陶瓷材料的超声辅助铣磨削加工技术[J]. 导航与控制, 2019,18(5):75-83.  
[7] 刘浩,靳刚,李占杰,等. 氧化铝陶瓷超声磨削实验及磨削力模型研究[J]. 机械研究与应用, 2019,32(4):55-59.  
[8] 陈德根,刘雅荣. 基于超声振动辅助加工的陶瓷材料磨削力研究[J]. 重庆理工大学学报(自然科学), 2020,34(4):115-122.  
[9] LIANG Z, WU Y, WANG X, et al. A new two-dimensional ultrasonic assisted grinding (2D-UAG) method and its fundamental performance in monocrystal silicon machining[J]. International Journal of Machine Tools & Manufacture, 2010,50(8):728-736.  
[10] 尹艳凤,谷美林,汪耀武,等.  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$  陶瓷材料超声辅助微磨削的磨削力试验研究[J]. 工具技术, 2019,53(6):23-26.  
[11] 王磊,董金善,杨林娟. 氧化铝陶瓷旋转超声铣磨加工表面粗糙度研究[J]. 矿冶工程, 2022,42(4):135-138.

引用本文: 王磊,董金善,杨林娟. 氧化铝陶瓷旋转超声铣磨加工磨削力研究[J]. 矿冶工程, 2023,43(6):153-156.

(上接第 152 页)

- [12] XIE J, Imanishi N, ZHANG T, et al. Li-ion diffusion in amorphous Si films prepared by RF magnetron sputtering: A comparison of using liquid and polymer electrolytes[J]. Materials Chemistry and Physics, 2010,120(2-3):421-425.  
[13] YAN X, Gouissem A, Sharma P. Atomistic insights into Li-ion diffusion in amorphous silicon[J]. Mechanics of Materials, 2015,91:306-312.  
[14] Tritsarlis G A, Zhao K, Okeke O U, et al. Diffusion of Lithium in Bulk Amorphous Silicon: A Theoretical Study[J]. The Journal of Physical Chemistry C, 2012,116(42):22212-22216.  
[15] SHI L R, PANG C L, CHEN S L, et al. Vertical graphene growth on  $\text{SiO}$  microparticles for stable lithium ion battery anodes[J]. Nano Letters, 2017,17(6):3681-3687.  
[16] Park C M, Choi W, Hwa Y, et al. Characterizations and electrochemical behaviors of disproportionated  $\text{SiO}$  and its composite for rechargeable Li-ion batteries[J]. Journal of Materials Chemistry, 2010,20(23):4854-4860.  
[17] DUAN H, YAN T T, CHEN G R, et al. A facile strategy for the fast construction of porous graphene frameworks and their enhanced electro-sorption performance[J]. Chemical Communications, 2017,53(54):7465-7468.  
[18] Khan Z U, YAN T T, SHI L Y, et al. Improved capacitive deionization by using 3D intercalated graphene sheet-sphere nanocomposite architectures[J]. Environmental Science: Nano, 2018,5(4):980-991.  
[19] LI Y Z, YAN K, LEE H W, et al. Growth of conformal graphene cages on micrometre-sized silicon particles as stable battery anodes[J].

Nature Energy, 2016,1(2):15029.

- [20] Bonaccorso F, Colombo L, Yu G, et al. Graphene, related two-dimensional crystals, and hybrid systems for energy conversion and storage[J]. Science, 2015,347:1246501.  
[21] Son I H, Park J H, Kwon S, et al. Silicon carbide-free graphene growth on silicon for lithium-ion battery with high volumetric energy density[J]. Nature Communications, 2015(6):7393.  
[22] ZHANG X H, WANG D H, QIU X Y, et al. Stable high-capacity and high-rate silicon-based lithium battery anodes upon two-dimensional covalent encapsulation[J]. Nature Communications, 2020,11(1):3826.  
[23] Yuge R, Toda A, Fukatsu K, et al. Effect of Volume Expansion on SEI Covering Carbon-Coated Nano-Si/ $\text{SiO}$  Composite[J]. Journal of The Electrochemical Society, 2013,160(10):A1789-A1793.  
[24] YUE Z H, ZHOU L, JIN C X, et al. Study on the effect of intrinsic electrical resistivity of silicon materials on its performance for Li-ion batteries[J]. Materials Letters, 2017,186:217-219.  
[25] Handy J V, Luo Y T, Andrews J, et al. An Atomic View of Cation Diffusion Pathways from Single-Crystal Topochemical Transformations[J]. Angewandte Chemie International Edition, 2020,59(38):16385-16392.  
[26] Sivonxay E, Aykol M, Persson K A. The lithiation process and Li diffusion in amorphous  $\text{SiO}_2$  and Si from first-principles[J]. Electrochimica Acta, 2020,331:135344.

引用本文: 梁帆,杨乐之,习小明,等. 双层碳包覆  $\text{SiO}_x$  负极材料及其电化学性能研究[J]. 矿冶工程, 2023,43(6):148-152.