

文章编号: 1007-8827(2007)03-0235-07

纳米硅/炭复合材料的制备及其电化学性能

陈晓红, 宋怀河, 杨树斌

(北京化工大学 化工资源有效利用国家重点实验室, 北京 100029)

摘 要: 将纳米 Si 粉以一定配比分散在石油重油中, 在高压反应釜中经过 460℃ 自升压热解反应, 再经 900℃ 炭化制备一种锂离子二次电池负极用纳米硅/炭 (Si/C) 复合材料。考察了纳米 Si 粉添加量对产物收率、微观结构及电化学性能的影响。结果表明: 纳米 Si 粉的加入有助于提高固体产物的收率; 在纳米 Si/C 复合材料中纳米 Si 粉均匀地镶嵌于炭基体中; 纳米 Si 粉的晶型在热解反应前后没有发生变化。当纳米 Si 粉与石油重油质量比为 5:100 时制备的纳米 Si/C 复合电极材料具有 498 mAh/g 的首次可逆比容量和 90% 的充放电效率。

关键词: 石油重油; 硅粉; 复合材料; 锂离子二次电池; 负极材料

中图分类号: TB 333

文献标识码: A

1 前言

随着人们日益增长的需求和科学技术发展的需要, 对锂离子二次电池的容量和循环性提出了更高的要求, 在许多储能装置应用方面对功率密度的要求越来越高, 特别是大容量、高功率的超级电容器、动力型锂离子电池将成为今后环保型电动汽车、海陆空军事装备和军事通讯的理想电源。因此, 开发具有高容量和循环性能好的电极材料是研制高性能锂离子二次电池的首要任务^[1-6]。与已商品化使用的负极炭材料如石墨、中间相炭微球、石油焦等相比, Si、Sn、Al 等与 Li 形成的合金均具有远高于石墨理论值 372 mAh/g 的储锂容量 (Sn-Li 合金为 990 mAh/g, Al-Li 合金为 990 mAh/g, Si-Li 合金为 4 200 mAh/g), 作为锂离子二次电池负极材料已成为目前国际上的研究热点^[7-12]。但是, 这类材料实际应用中还存在许多问题, 其主要原因是 Si、Sn、Al 等在 Li 的嵌入和脱出过程中发生较大的体积变化 (膨胀率达 100% ~ 300%), 在材料内部产生较大的内应力, 造成粉末化而导致电极循环性能严重衰退^[13-15]。目前解决这个问题采取的主要手段是将这些材料的尺寸裁减到纳米尺度, 通过降低体积效应来缩短充放电过程中离子的扩散路径而减缓体积膨胀。然而, 由于纳米粉末表面活性高, 在锂离子充放电过程中容易迁移团聚形成较大的颗粒, 这样循

环几次后仍然具有较高容量衰减^[16-18]。炭材料用于锂离子二次电池负极材料尽管比电容量相对较低, 但在 Li 离子脱嵌循环过程中具有体积变化小、循环性能稳定、导电性好等特点, 是一种很好分散纳米粒子的基体。将纳米粒子镶嵌在炭基体中可阻止它们在锂离子充放电过程中的迁移, 减缓材料的体积效应, 提高其电化学稳定性。因而 Si/C 复合材料结合了炭材料的循环稳定性和 Si 材料高比容量两者优势, 是一种理想的新型锂离子二次电池负极材料^[19-23]。据报道, 当纳米 Si 在炭基体中的引入质量分数在 0% ~ 6% 的范围时, 可逆容量的增加幅度 (质量分数 1% 的 Si) 约为 30 mAh/g, 即引入每个硅原子可以与 1.5 个锂原子发生可逆作用^[24]。目前, 纳米 Si/C 复合材料的制备大多采用球磨^[25]、CVD^[26]、热裂解^[27-30]等方法。机械球磨法制备的纳米 Si/C 复合材料虽然随着 Si 含量的增加获得了较高的首次可逆比容量, 但循环性能较差^[31]。Wilson 等以聚硅烷为原料采用 CVD 法制备 Si/C 复合材料, 可逆容量达到 600 mAh/g, 然而由于氧含量相对较高, 在充放电过程中显示出较大的电压滞后^[32]。Larcher 等采用热裂解法从沥青和聚硅烷制备分散性好的纳米 Si/C 复合材料, 在容量和循环性能方面都有较大的提高, 可逆容量达到 500 mAh/g^[29]。可见纳米 Si/C 复合材料最理想的结构应该是纳米 Si 粉高度分散在炭基体中。

收稿日期: 2007-04-09; 修回日期: 2007-06-12

基金项目: 北京市科技新星计划 (2003B09) 和留学回国人员科研启动基金 (505285)。

作者简介: 陈晓红 (1969-), 女, 内蒙古人, 博士, 教授。研究方向: 重质油深加工及先进炭材料。E-mail: chenxh@mail.buct.edu.cn

Tel/Fax: +86-10-64434916

本研究将纳米 Si 粉分散在石油重油中经超声波处理混合均匀后,放入高压釜中在机械搅拌和自升压条件下经过 460℃ 聚合反应^[35],再经 900℃ 炭化制得纳米 Si/C 复合材料。通过考察不同原料配比对产物收率、微观结构及电化学性能的影响,期望获得电化学性能优良的锂离子二次电池负极材料。

2 实验部分

2.1 纳米 Si/C 复合材料的制备

碳前驱体选用北京燕山石化石油重油(元素组成(以质量分数计)C: 88.79%、H: 11.01%、N: 0.20%),硅源为纳米 Si 粉(中超纳米有限公司, Si 质量分数≥99%, O 质量分数≤1%, 粒径 20 nm~50 nm)。以一定质量比称取石油重油和纳米 Si 粉放入烧杯中,经磁力搅拌器搅拌 24 h 和超声波分散后,置于 1 L 的聚合反应釜中,通氮气置换釜内空气三次后密闭反应釜。以 10℃/min 的升温速率自升压升温至 460℃ 停留 2 h 降至室温。将所得固体产物经吡啶抽提至无色溶液,再用丙酮洗涤三次,在 120℃ 下真空干燥 12 h。以所得产物质量(减去纳米 Si 的质量)与石油重油质量之比作为聚合收率。然后将产物放入炭化炉中,在高纯氮气的保护下以 2℃/min 速度升温至 900℃ 停留 2 h 后,降至室温。以炭化后样品质量与石油重油质量之比作为炭化收率。

2.2 微观结构测试分析

采用透射电子显微镜(日立 H-800 型)观察样品的微观结构。借助 X 射线衍射仪分析样品晶体结构(型号 RICON D/MAX2400X,操作条件:铜靶辐射 CuK α =1.54,管压 40 kV,管流 140 mA,扫描范围 0°到 90°,步进宽度 0.02°,步进速度 10°/min)。

2.3 电化学性能测试

采用三电极体系模拟电池测试材料的电化学性质。锂片作对电极和辅助电极,电解质为 1 mol/L 六氟磷酸锂(LiPF₆)的乙烯碳酸酯/二甲基碳酸酯(1:1 体积比)溶液。工作电极的制备:以纳米 Si/C 复合材料为活性物质,质量比 100:10:1 与聚偏氟乙烯、乙炔黑均匀混合,用 N-2 甲基吡咯烷酮调制成膏状物后均匀地涂抹在铜集流体上,放入真空烘箱中干燥 24 h。模拟电池的组装在德国 M. BRAUN 公司 UNILAB 型手套箱内完成。在电池程控测试仪(CT2001A 型,武汉兰电测试设备有限公司)上进行充放电性能测试(充放电电流密度 0.15 mA/cm²,电压 0.02 V~1.5 V,电压测量范围:0.01 V~

2.5 V)。

3 结果与讨论

3.1 纳米 Si/C 复合材料的产率和微观构造

不同配比的纳米 Si 粉和石油重油经过 460℃ 聚合反应和 900℃ 炭化处理获得的聚合产物和纳米 Si/C 复合材料的收率如表 1 所示。可以看出,随着纳米 Si 粉添加量的增加,聚合抽提和炭化固体产物的收率增加,当纳米 Si 粉与石油渣油的质量比为 4:100 时,聚合抽提后 Si/C 复合材料最高收率达到 54.0%,进一步增加纳米 Si 粉的量时,固体产物收率则降低。可见,石油重油在 460℃ 热缩聚温度下体系经过热解、脱氢和缩聚等一系列化学反应逐步形成缩合稠环芳烃、由液态进一步转变为固液共存的过程中,加入适量纳米 Si 粉有助于提高固体产物的收率,这可能与一定含量 Si 可促进沥青热缩聚反应有关^[33]。900℃ 炭化处理进一步发生热解反应,将低分子量物质释放出来,有助于抑制由于低温炭中氢含量高而导致电压滞后及首次不可逆容量大等缺点^[34]。

表 1 不同配比的纳米 Si 和石油重油经 460℃ 聚合和 900℃ 炭化产物的收率

Table 1 Yields of product after 460℃ polymerization and 900℃ carbonization in different weight ratio of nano-Si and heavy oil

Si:Heavy oil (mass ratio)	The yield of polymerization product at 460℃ w/%		The yield of carbonization product at 900℃ w/%	
0:100	20.1		18.2	
2:100	25.1		23.8	
4:100	57.1		54.0	
5:100	34.4		30.8	
6:100	28.6		21.2	

图 1 为纳米 Si 粉和纳米 Si/C 复合材料的 XRD 衍射图,比较两者可看出:900℃ 炭化后形成的纳米 Si/C 复合材料的 XRD 谱图中除具有与纳米 Si 相同的峰和弥散的无定形碳峰(~25.32°和 43.46°)外,没有发现新峰,表明原料经聚合和 900℃ 炭化后纳米 Si 粉的晶态没有发生变化,仍以单质形式存在于炭基体中。

图 2(a)、2(b)和 2(c)分别是纳米 Si 粉、纳米 Si 粉和石油重油的聚合产物和 900℃ 炭化产物的 TEM 照片。由图可见:纳米 Si 粉粒径为 30 nm 左右,聚合后纳米 Si 粉均匀地分散在热解炭基体中,进一步炭化得到了纳米 Si 粉均匀分散的纳米 Si/C

复合材料。纳米 Si 粉镶嵌在炭基体中,炭材料由于体积效应低,可为纳米 Si 粉提供很好的软环境,减缓纳米 Si 粉在嵌锂过程中的体积膨胀,改善电极的机械性能。

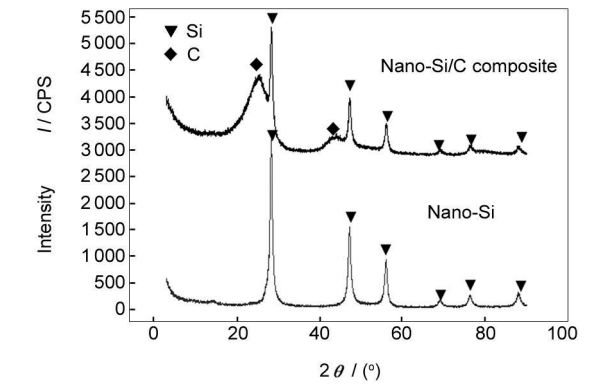


图 1 纳米 Si 粉和纳米 Si/C 复合材料的 XRD 谱图
Fig 1 The XRD patterns of nano-Si and nano-Si/C composite

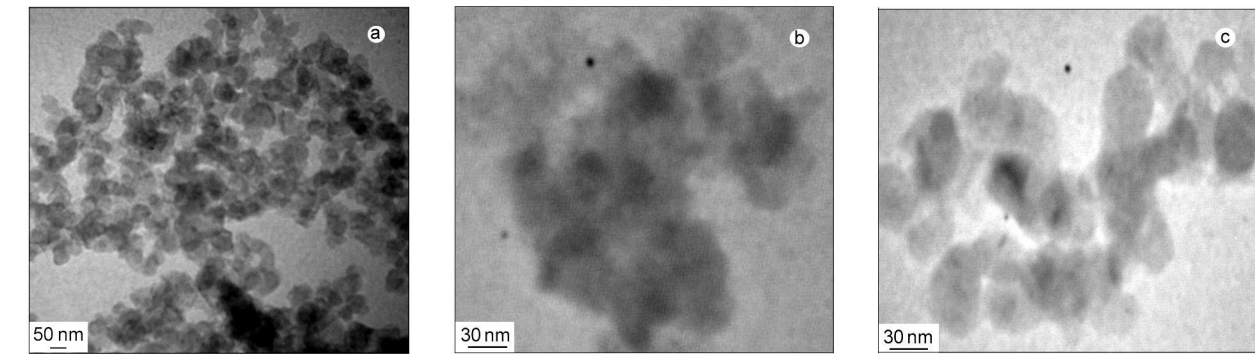


图 2 (a)纳米 Si 粉, (b)纳米 Si /C 复合材料聚合产物 (纳米 Si:石油重油 (质量比) =4:100)和 (c)900℃ 炭化产物的 TEM 照片
Fig 2 The TEM images of (a) nano-Si powder (b) nano-Si/C composite polymerized sample (Nano-Si:Heavy oil (mass ratio) = 4:100) and (c) nano-Si/C composite carbonized sample at 900℃

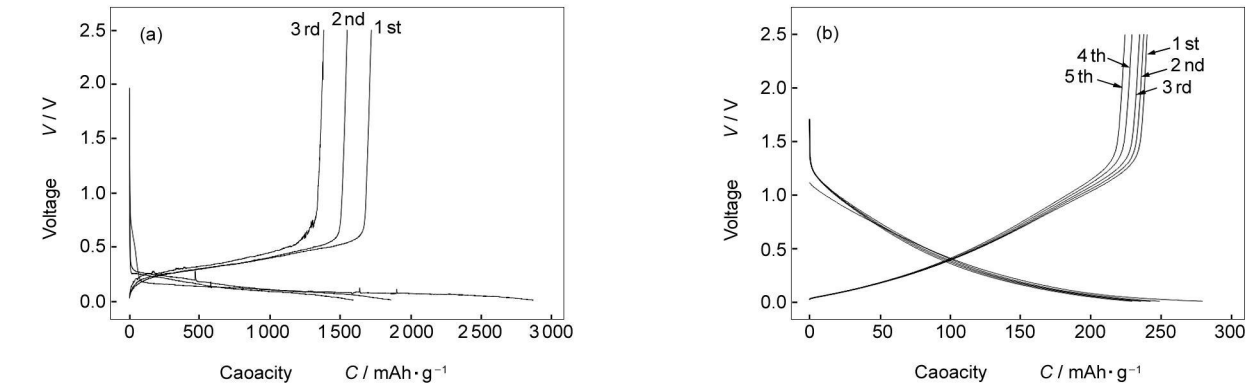


图 3 (a) 纳米 Si 和 (b) 热解炭电极的充放电曲线
Fig 3 Charge and discharge curves for (a) nano-Si and (b) pyrolyzed carbon electrodes

3.2.2 纳米 Si/C 复合材料的电化学性能
比较不同质量配比的纳米 Si 粉和石油重油前驱物热解得到的纳米 Si/C 复合材料的首次充放电容量和循环效率,如图 4(a)~4(d)所示。

可以发现,与热解炭的首次充放电曲线对照,加入纳米 Si 后形成的纳米 Si/C 复合材料的首次充放电容量明显提高。首次充电(嵌锂)电压平台低且平(电压平台约为 0.05V),接近纳米 Si 粉的嵌锂电压平台,说明纳米 Si 粉是复合材料主要的嵌锂活性体。当纳米 Si 粉与石油重油的质量比为 2:100 时,首次充放电容量分别为 489 mAh/g 和 376 mAh/g,首次循环效率为 77%;增加纳米 Si 粉的比例至 4:100 时,首次充放电容量增加,分别为 863 mAh/g 和 579 mAh/g 而首次循环效率却降低至 67%。继续增加纳米 Si 粉的比例至 5:100 时,该材料表现出较高的充放电容量和好的循环稳定性,首次充放电容量分别为 552 mAh/g 和 498 mAh/g 首次循环效率

达到 90%。进一步增加纳米 Si 粉的比例到 6:100,首次充放电容量虽然在分别为 577 mAh/g 和 406 mAh/g 但首次循环效率降低至 70%。由此可见,纳米 Si/C 复合材料的电化学性能与纳米 Si 粉的含量有相当大的关系。炭材料作为载体本身既可以嵌锂,又是电子和离子的传输通道。当纳米 Si 粉含量较低时,主要的嵌锂活性物质为炭材料,复合材料的充放电容量较低;随着纳米 Si 粉比例增加至 5:100 时,由于炭收率下降,复合材料中具有较高的 Si 含量,纳米 Si/C 复合材料表现出较高的充放电容量;而过量的纳米 Si 粉比例(6:100)则会影响复合材料的导电性,导致充放电容量下降。

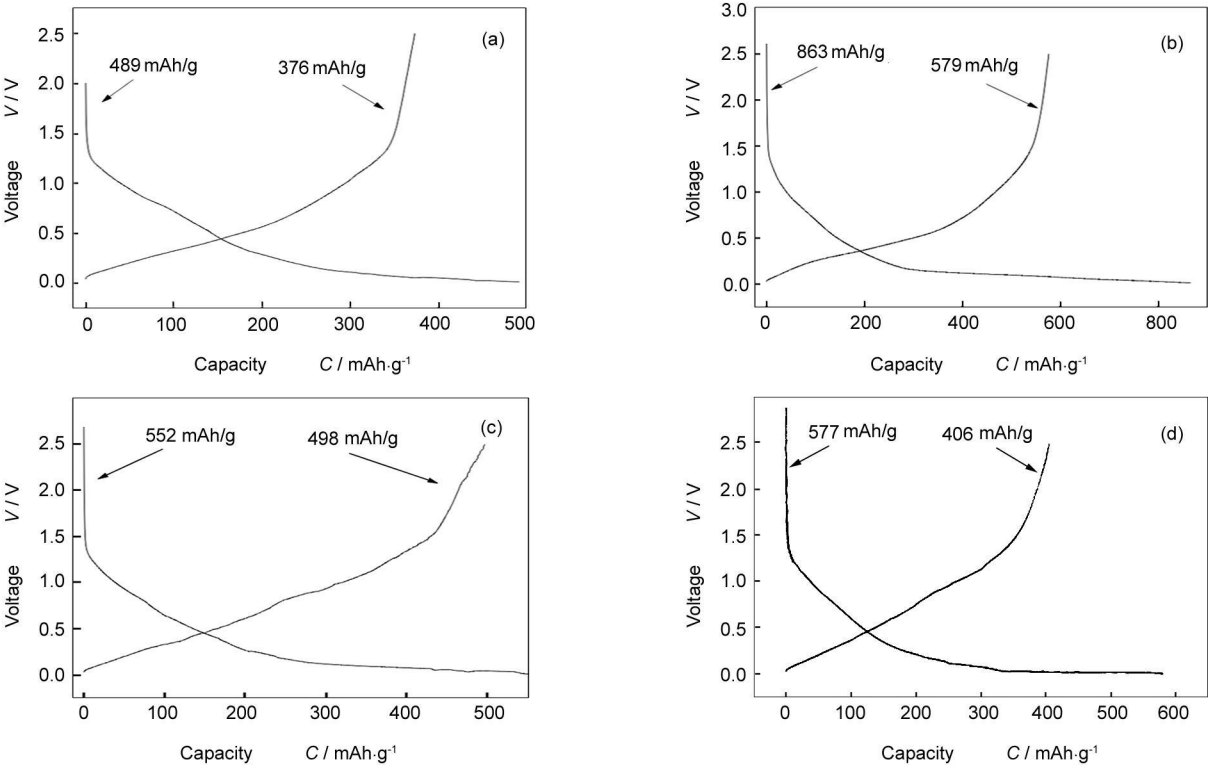


图 4 不同 Si 含量的纳米 Si/C 复合材料的充放电曲线
(纳米 Si 和石油重油质量比分别为 (a)2:100, (b)4:100, (c)5:100 和 (d)6:100)

Fig 4 The first charge and discharge curves for nano-Si/C composites with the different Si contents of (a)2:100, (b)4:100, (c)5:100 and (d) 6:100 in raw feedstock (the mass ratio of nano-Si to heavy oil)

表 2 列出不同 Si 含量的纳米 Si/C 复合材料三次循环的充放电容量和循环效率。由表可见,当纳米 Si 粉与石油重油的质量比由 2:100 增加到 4:100 时,复合材料的循环效率下降;而当纳米 Si 粉与石油重油的质量比为 5:100 时,复合材料具有较好的循环稳定性,三次循环效率可稳定地保持在 90% 左右,接近热解炭的循环效率;在纳米 Si 粉与石油重

油的质量比为 6:100 时,复合材料循环性能又表现出下降趋势。可见,由于炭基体对纳米 Si 粉具有“锁合”效应,使其牢固地镶嵌在其中,纳米 Si 粉的添加对石油重油的聚合和炭化反应程度有很大影响,从而影响复合材料的电化学性能。亦即,只有纳米 Si 粉和石油重油的配比适当才能协调 Si 和 C 两者的作用,发挥出各自的优势,进而提高纳米 Si/C

复合材料的比电容量和循环效率。

表 2 不同 Si 含量的纳米 Si/C 复合材料的充放电性能

Table 2 Charge and discharge values for different Si contents in nano-Si/C composite				
Sample Nano-Si /C m _{Si} :m _{heavy oil}	Cycle n/time	Intercalation Li C/mAh·g ⁻¹	De-intercalation Li C/mAh·g ⁻¹	Cycle efficiency η/%
2:100	1	489	376	77
	2	391	371	95
	3	374	291	78
4:100	1	863	579	67
	2	574	486	85
	3	485	345	71
5:100	1	552	498	90
	2	525	468	89
	3	520	470	90
6:100	1	577	406	70
	2	548	399	73
	3	509	363	71

4 结论

将分散有纳米 Si 粉的石油重油经过 460℃ 聚合反应和 900℃ 炭化处理制备了用于锂离子二次电池的纳米 Si/C 复合负极材料。结果表明: 纳米 Si 粉的加入有助于提高固体产物的收率。微观结构分析表明: Si/C 复合材料是纳米 Si 以单质形式均匀地镶嵌在炭基体中, 其晶型在形成复合材料前后没有发生变化。纳米 Si/C 复合材料作为锂离子电池负极材料的充放电测试结果表明: 纳米 Si/C 复合材料既具有炭材料的高度循环稳定性能, 可防止 Si 材料由体积膨胀和迁移引起的嵌锂活性丧失, 又具有 Si 材料高比容量的优势。

参考文献

[1] Hasegawa T, Mukai S R, Shirato Y, et al. Preparation of carbon gel microspheres containing silicon powder for lithium ion battery anodes [J]. Carbon, 2004, **42**(12-13): 2573-2579.

[2] Endo M, Kim C, Nishimura K, et al. Recent development of carbon materials for Li ion batteries [J]. Carbon, 2000, **38**(2): 183-197.

[3] Li H, Huang X J, Chen L Q, et al. The crystal structural evolution of nano-Si anode caused by lithium insertion and extraction at room temperature [J]. Solid State Ionics, 2000, **135**(1-4): 181-191.

[4] Wen Z S, Yang J, Wang B F. High capacity silicon/carbon composite anode materials for lithium ion batteries [J]. Electrochemistry Communications, 2003, **5**(2): 165-168.

[5] 戴贵平, 刘敏, 王茂章, 等. 电化学电容器中炭电极的研究及开发 [J]. 电化学电容器 [J]. 新型炭材料, 2002, **17**(1): 71-79.

(DAI Guiping, LIU Ming, WANG Mao-zhang, et al. Research

and development of carbon materials for electrochemical capacitors [J]. Electrochemical capacitors [J]. New Carbon Materials, 2002, **17**(1): 71-79.)

[6] 蒲薇华, 任建国, 万春荣, 等. 军用锂离子电池及负极材料研究进展 [J]. 电池, 2003, **33**(4): 249-251.

(PU Weihua, REN Jian-guo, WAN Chun-rong, et al. Development of Li-ion batteries for military fields and its negative electrode materials [J]. Battery, 2003, **33**(4): 249-251.)

[7] Winter M, Besenhard J O. Electrochemical lithiation of tin and tin-based intermetallics and composites [J]. Electrochim Acta, 1999, **45**(1-2): 31-50.

[8] Wang C S, John A A, Little F E. Electrochemical study on nano-Sn, Li₄Sn and AlSi₁₃ powders used as secondary lithium battery anodes [J]. J Power Sources, 2001, **93**(1-2): 174-185.

[9] Wachtler M, Besenhard J O, Winter M. Tin and tin-based intermetallics as new anode materials for lithium-ion cells [J]. J Power Sources, 2001, **94**(2): 189-193.

[10] Bourderau S, Brousse T, Schleich D M. Amorphous silicon as a possible anode material for Li-ion batteries [J]. J Power Sources, 1999, **81**(81-82): 233-236.

[11] Jung H, Park M, Yoon Y G, et al. Amorphous silicon anode for lithium-ion rechargeable batteries [J]. J Power Sources, 2003, **115**(2): 346-360.

[12] Dong Q F, Wu C Z, Jin M G, et al. Preparation and performance of nickel-tin alloys used as anodes for lithium-ion battery [J]. Solid State Ionics, 2004, **167**(1-2): 49-54.

[13] Li H, Shi L H, Wang Q, et al. Nano-alloy anode for lithium ion batteries [J]. Solid State Ionics, 2002, **148**(3-4): 247-258.

[14] Whitehead A H, Elliott J M, Owen J R. Nanostructured tin for use as a negative electrode material in Li-ion batteries [J]. J Power Sources, 1999, **81**(81-82): 33-38.

[15] Li N C, Martin C R, Scrosati B. Nanomaterial-based Li-ion battery electrodes [J]. J Power Sources, 2001, **97-98**: 240-

- 243.
- [16] 李 泓, 李晶泽, 师丽红, 等. 锂离子电池纳米材料研究 [J]. 电化学, 2000, **6**(2): 131-145.
(LI Hong, LI Jing-ze, SHI Li-hong, et al. The studies on nanosized materials for lithium ion batteries [J]. Electrochemistry, 2000, **6**(2): 131-145.)
- [17] 吴宇平, Rahm E, Holze R. 纳米技术在锂二次电池中的应用 [J]. 电池, 2002, **32**(6): 350-353.
(WU Yu-ping, Rahm E, Holze R. Applications of nano-technologies in lithium secondary batteries [J]. Battery Bin monthly, 2002, **32**(6): 350-353.)
- [18] 黄学杰, 李 泓, 王 庆, 等. 纳米储锂材料和锂离子电池 [J]. 物理, 2002, **31**(7): 444-449.
(HUANG Xue-jie, LI Hong, WANG Qing. Nano-Scaled materials for lithium storage and lithium ion batteries [J]. Physics, 2002, **31**(7): 444-449.)
- [19] Liu Y, Hanai K, Yang J, et al. Morphology-stable silicon-based composite for Li-intercalation [J]. Solid State Ionics, 2004, **168**(1-2): 61-68.
- [20] Dong H, Ai X P, Yang H X. Carbon/Ba-Fe-Si alloy composite as high capacity anode materials for Li-ion batteries [J]. Electrochemistry Communications, 2003, **5**(11): 952-957.
- [21] Lee H Y, Lee S M. Carbon-coated nano-Si dispersed oxides/graphite composites as anode material for lithium ion batteries [J]. Electrochemistry Communications, 2004, **6**(5): 465-469.
- [22] Dimov N, Kugino S, Yoshio M. Carbon-coated silicon as anode material for lithium ion batteries: advantages and limitations [J]. Electrochim Acta, 2003, **48**(11): 1579-1587.
- [23] Kim Il-S, Kum ta P N. High capacity Si/C nanocomposite anodes for Li-ion batteries [J]. J Power Sources, 2004, **136**(1): 145-149.
- [24] 吴宇平, 戴晓兵, 马军旗, 等. 锂离子电池—应用与实践 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2004. 76-78.
(WU Yu-ping, DAIXiao-bing, MA Jun-qi, et al. Li Ion Battery—Application and Practice [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2004. 76-78.)
- [25] Kim Il-S, Blomgren G E, Kum ta P N. Si/SiC nanocomposite anodes synthesized using high-energy mechanical milling [J]. J Power Sources, **130**(1-2): 275-280.
- [26] Dimov N, Fukuda K, Umeno T, et al. Characterization of carbon-coated silicon: Structural evolution and possible limitations [J]. J Power Sources, 2003, **114**(1): 88-95.
- [27] Wilson A M, Zank G, Eguchi K, et al. Pyrolysed silicon-containing polymers as high capacity anodes for lithium ion batteries [J]. J Power Sources, 1997, **68**(2): 195-200.
- [28] 王保峰, 杨 军, 解晶莹, 等. 锂离子电池用硅/碳复合负极材料 [J]. 化学学报, 2003, **61**(10): 1572-1576.
(WANG Bao-feng, YANG Jun, XIE Jing-ying. Si/C composite negative electrode material for lithium ion batteries [J]. Acta Chimica Sinica, 2003, **61**(10): 1572-1576.)
- [29] Larcher D, Mudalige C, George A E. Si-containing disordered carbons prepared by pyrolysis of pitch-polysilane blends: effect of oxygen and sulphur [J]. Solid State Ionics, 1999, **122**(1-4): 71-83.
- [30] 张 勇, 刘 畅, 李 峰, 等. 纳米碳管结构差异对树脂炭包覆硅/纳米碳管复合材料电化学性能的影响 [J]. 新型炭材料, 2006, **21**(4): 307-314.
(ZHANG Yong, LIU Chang, LI Feng, et al. Influence of carbon nanotube structure on electrochemical properties of PVA-derived carbon coated Si/carbon nanotube composites [J]. New Carbon Materials, 2006, **21**(4): 307-314.)
- [31] Wang C S, Wu G T, Zhang X B, et al. Lithium insertion in carbon-silicon composite materials produced by mechanical milling [J]. J Electrochem Soc, 1998, **145**(8): 2751.
- [32] Wilson A M, Reimers J N, Fuller E W, et al. Lithium insertion in carbons containing nano-dispersed silicon [J]. J Electrochem Soc, 1995, **142**(1): 326-332.
- [33] Carreira P, Marf  nez-Escandell M, Santamaría R, et al. Co-pyrolysis of an aromatic petroleum residue with triphenylsilane [J]. Carbon, 2001, **39**(70): 1001-1011.
- [34] Tao Z, Dahn J R. Hysteresis observed in quasi open-circuit voltage measurements of lithium insertion in hydrogen-containing carbons [J]. J Power Sources, 1997, **68**(2): 201-203.
- [35] 郑妙生, 宋怀河, 章颂云, 等. Sn/C 复合材料的制备及其电化学性能 [J]. 电源技术, 2004, **28**(6): 334-337.
(ZHENG Miao-sheng, SONG Huai-he, ZHANG Song-yun, et al. Preparation and electrochemical properties of Sn/C composite [J]. Chinese Journal of Power Source, 2004, **28**(6): 334-337.)

Preparation and electrochemical properties of nano-Si/C composites

CHEN Xiao-hong SONG Huai-he YANG Shu-bin

(State Key Laboratory of Chemical Resource Engineering Beijing University of Chemical Technology Beijing 100029, China)

Abstract A nano-Si/C composite as the anode material for a lithium-ion secondary battery was prepared by polymerization and condensation of petroleum heavy oil with dispersed nano-Si powders at 460°C and carbonization at 900°C. The influences of adding nano-Si powders to heavy oil on yield, microstructures and electrochemical properties were investigated. Results showed that the addition of nano-Si powders is beneficial for increasing the yield of solid products. Nano-Si powders were uniformly embedded in the carbon matrix and the crystallinity of nano-Si powders had no change before and after polymerization. The nano-Si/C composite had a first reversible capacity of 498mAh/g and a cycle efficiency of 90%.

Keywords Heavy oil Si powders Composites Lithium ion secondary battery; Anode materials

Foundation item: Beijing City Nova Plan of Science and Technology (2003B09) and Foundation of Start-up for Study Abroad Returnee of Education Department (505285).

Author introduction: CHEN Xiao-hong (1969-), female, Ph.D., Professor engaged in the researches of heavy oil processing and advanced carbon materials. E-mail: chenxh@mail.buct.edu.cn

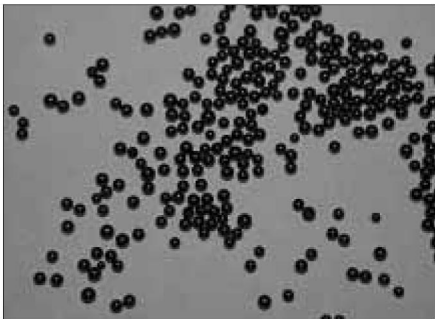
批量提供超级活性炭和球状活性炭

超级活性炭的比表面积高达 $2000\text{m}^2/\text{g}$ 以上, 远高于常规活性炭 (一般在 $300\text{m}^2/\text{g}\sim 1000\text{m}^2/\text{g}$), 又称为高比表面积活性炭, 是上世纪 80 年代后研制的新型活性炭材料, 属于高科技产品。超级活性炭除在常规活性炭常用的领域应用外, 主要用在常规活性炭无法胜任的其他领域, 如能源储存 (氢气、天然气和电能的储存)、饮用水的净化、毒气的高效吸附、色谱柱中的填料及催化剂的载体等。

本部门提供的超级活性炭, 其比表面积高达 $3000\text{m}^2/\text{g}$ 以上, 在 298K/3.6MPa 条件下对甲烷的有效体积分储量达 150V/V 以上; 在 93K/6MPa 条件下, 其储氢质量分数达到 8.0% 以上; 在水系及有机电解液中的比电容分别达 260F/g 和 140F/g。

球状活性炭因其制备工艺涉及多种复杂技术, 迄今为止, 全世界能够商业化生产的企业极少。目前, 球状活性炭主要应用于医学领域 (如治疗药物中毒、尿毒症、肝昏迷、高血脂、类风湿、红斑狼疮、吸毒者、外伤绷带及洗血等)、军用防化服、香烟过滤嘴、美容以及超级电容器中的电极材料等。

本部门提供球径范围 30 μm 的微球到 2.0mm 的原料球、炭化球和活化球, 球状活性炭的比表面积在 $700\text{m}^2/\text{g}\sim 1200\text{m}^2/\text{g}$ 。



(C)1994-2021 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. <http://www.cnki.net>