



Phương pháp tổng hợp mới nâng cao hiệu năng anode FeS₂/g-C₃N₄ cho pin Li-ion Novel preparation of FeS₂/g-C₃N₄ as enhanced anode materials for LIB

Phan Thị Thùy Trang¹, Nguyễn Văn Kim¹, Nguyễn Thị Lan¹, Hoàng Đức An¹,
 Nguyễn Thị Thanh Hương¹, Nguyễn Phi Hùng^{1,*}

¹ Khoa Khoa học Tự Nhiên, Trường Đại học Quy Nhơn

* Email: nguyenphihung@qnu.edu.vn

ARTICLE INFO

Received: 17/09/2025

Accepted: 18/10/2025

Published: 30/12/2025

Keywords:

FeS₂

g-C₃N₄

anode

lithium-ion

battery

ABSTRACT

This study presents a facile one-step synthesis of FeS₂/g-C₃N₄ composites at various temperatures (FSCN-T) for lithium-ion battery anodes. Structural analysis (XRD, FTIR, SEM, EDS) confirmed the successful formation of both phases, with nano-sized FeS₂ uniformly distributed on the g-C₃N₄ matrix. Electrochemical testing revealed that the FSCN-550 sample delivered optimal performance, maintaining a discharge capacity of ~240 mAh/g after 300 cycles with a Coulombic efficiency above 99%. This enhanced stability and capacity are attributed to a robust composite structure and limited g-C₃N₄ decomposition at the optimal temperature. The results position FSCN-550 as a promising high-performance anode material.

Giới thiệu chung

Nhu cầu ngày càng tăng về chất lượng nguồn năng lượng và môi trường đòi hỏi nhân loại phải tìm kiếm các thiết bị lưu trữ năng lượng sạch, an toàn và bền vững. Pin lithium-ion (LIB), một dạng thiết bị lưu trữ năng lượng tái tạo, như điện mặt trời, điện gió, đầy hứa hẹn, được xem là ứng cử viên cho hệ thống lưu trữ năng lượng tương lai nhờ mật độ năng lượng cao, tuổi thọ dài, giá thành rẻ và thân thiện với môi trường [1]. Tuy nhiên, vật liệu graphit thương mại được sử dụng làm cực âm cho LIB không còn đáp ứng được nhu cầu của các thiết bị đang phát triển mạnh mẽ này do dung lượng riêng thấp, hiệu suất dòng không đạt yêu cầu và tuổi thọ ngắn, không đáp ứng được nhu cầu về năng lượng của các thiết bị thế hệ mới và bị giới hạn bởi tốc độ khuếch tán ion Li⁺ chậm.

Để giải quyết những vấn đề phức tạp nêu trên, rất nhiều vật liệu anode đã được quan tâm nghiên cứu. Ví

dụ như các vật liệu dựa trên carbon [2], oxit kim loại chuyển tiếp [3], sunfua [4], photphat kim loại [5] và MXene [6]. Trong số các vật liệu thay thế này, các sunfua kim loại chuyển tiếp (CoS_x, FeS_x, MnS_x, v.v.) với dung lượng lý thuyết cao và nguồn tài nguyên thiên nhiên dồi dào đã được nghiên cứu rộng rãi. Chúng được coi là ứng cử viên cho thế hệ vật liệu anode mới tiếp theo trong LIB. Trong số đó, Ferrous disulfide (FeS₂) dạng lớp có tiềm năng rất lớn nhờ dung lượng lý thuyết cao, chi phí tổng hợp thấp, nguồn tài nguyên thiên nhiên phong phú, độ ổn định nhiệt cao và dễ tổng hợp [7]. Tuy nhiên, sunfua kim loại chuyển tiếp có một số nhược điểm như biến đổi thể tích lớn trong quá trình nạp/xả, độ dẫn điện thấp. Trong khi đó, sự hình thành polysulfide gây ra nhiều vấn đề, dẫn đến sự suy giảm nhanh chóng về dung lượng [4]. Những hạn chế này cản trở các ứng dụng thực tế của FeS₂ trong pin Li-ion.

Một trong những hướng tiếp cận hiệu quả là thiết kế vật liệu composite kết hợp FeS₂ với vật liệu nền dẫn

điện và ổn định cấu trúc, ví dụ như graphene, CNT [8, 9]. Trong đó, g-C₃N₄ là vật liệu phi kim có cấu trúc lớp tương tự graphene, ổn định hóa học cao, dẫn điện tương đối tốt, và chứa nhiều nhóm chức N, có khả năng neo giữ các hạt nano hoạt động và hạn chế sự hình thành polysulfide [10]. So với vật liệu khối, vật liệu nano cải thiện hiệu suất dòng của vật liệu điện cực bằng cách rút ngắn khoảng cách truyền ion/điện tử và tăng diện tích bề mặt riêng. Tuy nhiên, việc ứng dụng trực tiếp vật liệu nano làm vật liệu điện cực bị hạn chế do hiện tượng kết tụ. Ngoài ra, độ dẫn điện của FeS₂ kém và có thể được cải thiện đáng kể bằng cách kết hợp với các dạng carbon khác nhau [7]. Việc kết hợp các hạt nano với các vật liệu nền có cấu trúc không gian nhất định có thể giải quyết hiệu quả các vấn đề về độ dẫn điện kém và giãn nở thể tích.

Trong bài báo này, chúng tôi áp dụng một phương pháp mới theo cách một bước đơn giản, đó là nung hỗn hợp muối của Fe với thiourea trong dòng khí trơ tại khoảng nhiệt độ 500 – 600 °C. Trong đó, thiourea vừa đóng vai trò như một nguồn cung cấp S vừa là nguồn nguyên liệu tạo g-C₃N₄. Vật liệu g-C₃N₄ được nghiên cứu sử dụng làm chất nền với kỳ vọng giảm kết tụ chất hoạt động, giảm sự thay đổi thể tích và giảm sự hình thành sản phẩm không mong muốn polysulfide. Ảnh hưởng của nhiệt độ nung được tập trung khảo sát nhằm xác định khoảng xử lý nhiệt thích hợp cho chất nền g-C₃N₄ trong vật liệu tổng hợp.

Thực nghiệm và phương pháp nghiên cứu

Hóa chất

Các hóa chất được sử dụng trực tiếp trong nghiên cứu này bao gồm: Iron(III) nitrate nonahydrate (Fe(NO₃)₃.9H₂O) (99%, Xilong), thiourea (CH₄N₂S, 99%, Xilong), Ethanol (C₂H₅OH, 99,5%, Việt Nam), Polyvinylidene fluoride (PVDF) (99,0%, Sigma Aldrich), N-methyl-2-pyrrolidone (NMP) (99,0%, Sigma Aldrich), lá Cu, Li (99.9%), lithium hexafluorophosphate (LiPF₆) (99.99%), ethylene carbonate (EC) (99%), dimethyl carbonate (DMC) (99%) của Sigma-Aldrich.

Phương pháp tổng hợp vật liệu

Cho 1 g muối kim loại Fe(NO₃)₃.9H₂O với 5 g thiourea vào trong dung môi chứa 10 mL nước cất và 10 mL ethanol. Sau đó khuấy dung dịch ở 80 °C cho đến khi bay hết dung môi. Sau đó tiến hành nung hỗn hợp trong dòng Ar với thời gian 2 giờ ở nhiệt độ thích hợp. Mẫu thu được ký hiệu FSCN-T (T là nhiệt độ nung, bằng 500; 550 và 650°C).

Quy trình tổng hợp vật liệu g-C₃N₄ như tổng hợp FSCN-500 chỉ khác không có Fe(NO₃)₃.9H₂O trong nguyên liệu ban đầu và ký hiệu CN.

<https://doi.org/10.62239/jca.2025.063>

Phương pháp đặc trưng vật liệu

Nhiều xạ tia X (XRD) của các mẫu được đo trên máy Bruker D2 Advance, ống phát tia X bằng Cu có bước sóng λ = 1,540 Å, điện áp 30 kV, cường độ dòng ống phát 0,01 A. Phổ hồng ngoại (IR) của mẫu vật liệu được ghi trên máy GX - PerkinElmer. Ảnh hiển vi điện tử quét (SEM) được đo trên máy Nova Nano SEM 450), phổ tán xạ năng lượng EDS được ghi trên máy Jeol 5410.

Phương pháp đặc trưng điện hóa

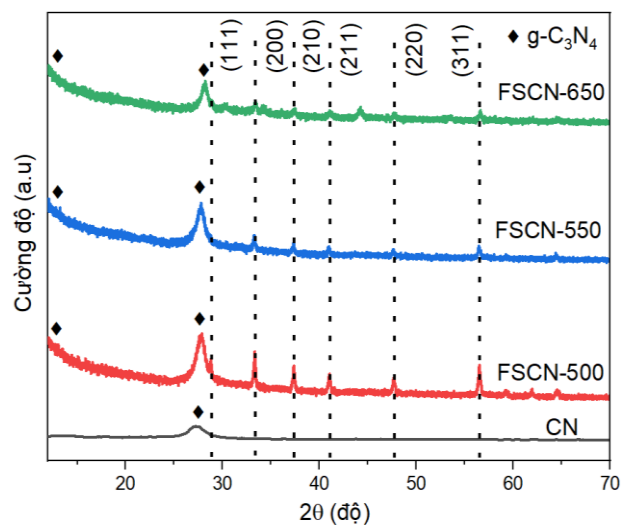
Các điện cực được chuẩn bị bằng cách trộn 70% mẫu, 15% carbon và 15% PVDF và hòa tan trong N-methyl pyrrolidone (NMP) để tạo thành hỗn hợp sệt, sau đó được phủ lên lá đồng (r = 0,6cm) và sấy chân không ở 70°C trong 24 giờ. Pin dạng đồng xu CR2032 (Rotech Inc., Gwangju, Hàn Quốc) được lắp ráp trong glove box. Kim loại lithium được sử dụng làm điện cực đối, và khoảng 50 μL gồm LiPF₆ 1,0 M trong hỗn hợp ethylene carbonate (EC) và diethyl carbonate (DMC) theo tỉ lệ thể tích 1:1 được sử dụng làm chất điện phân cho mỗi điện cực, và cùng với màng polyethylene làm chất phân tách.

Đặc trưng điện hóa bao gồm: các pin được sạc/phóng điện trong dải điện áp từ 0,1 – 3,0 V ở dòng điện cụ thể 100 mA.g⁻¹ trong năm chu kỳ đầu tiên và 1000 mA.g⁻¹ cho các chu kỳ tiếp theo.

Kết quả và thảo luận

Đặc trưng vật liệu

Cấu trúc tinh thể và thành phần pha của vật liệu g-C₃N₄ (CN) và composite FeS₂/g-C₃N₄ ở các nhiệt độ khác nhau (FSCN-T) được tổng hợp được thể hiện trong hình 1.

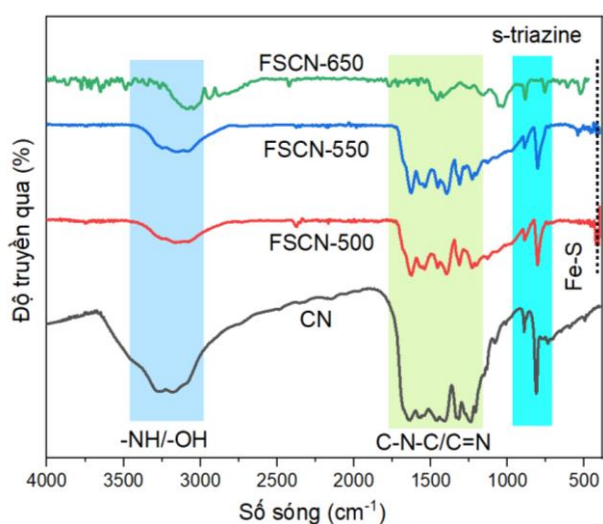


Hình 1: Giản đồ XRD của các vật liệu CN và composite FSCN-T (T = 500°C; 550°C và 650°C).

Giản đồ XRD của mẫu CN xuất hiện hai peak đặc trưng cho g-C₃N₄, một peak cường độ mạnh ở 27,4° phản ánh sự xếp chồng nhiều lớp của hệ thống liên hợp thơm dọc theo mặt phẳng (002), peak yếu tại 13,2° ứng với sự sắp xếp cấu trúc tuần hoàn các đơn vị trí s-triazine [11].

Ngoài ra, kết quả cho thấy các mẫu composite FSCN-T đều xuất hiện các đỉnh nhiễu xạ đặc trưng của FeS₂ với cấu trúc tinh thể dạng lập phương (cubic) (theo thẻ JCPDS No.42-1340, tương ứng pha FeS₂ thuộc nhóm không gian *Fm3m*) ở vị trí 2θ = 28,5°; 33,1°; 37,1°; 40,8°; 47,4°; 56,3° tương ứng với các mặt phẳng (111), (200), (210), (211), (220), (311) trùng với đỉnh peak của phổ chuẩn PDF#42-1340. Khi nhiệt độ càng tăng từ 500°C đến 650°C, cường độ của các đỉnh pic giảm dần. Bên cạnh đó, hai peak đặc trưng cho g-C₃N₄ xuất hiện rõ ràng hơn ở mẫu FSCN-500 và sau đó không thể hiện rõ nét với mẫu FSCN-550 và FSCN-650. Điều này có thể là do có sự xếp chồng giữa các lớp của FeS₂ và g-C₃N₄ khi tăng nhiệt độ làm đỉnh peak bị che khuất bởi FeS₂ và khả năng phân hủy từng phần của g-C₃N₄ ở nhiệt độ cao [12]. Điều này khẳng định ảnh hưởng rõ rệt của nhiệt độ nung đến cấu trúc tinh thể và khả năng làm chất nền của g-C₃N₄ trong hệ FeS₂/g-C₃N₄. Ngoài ra, không có pha tạp nào khác được thể hiện trong các mẫu XRD, chứng tỏ vật liệu tổng hợp được có độ tinh khiết khá cao.

Các nhóm liên kết dao động của FSCN-T được đặc trưng bởi phổ IR và kết quả được thể hiện trên hình 2.

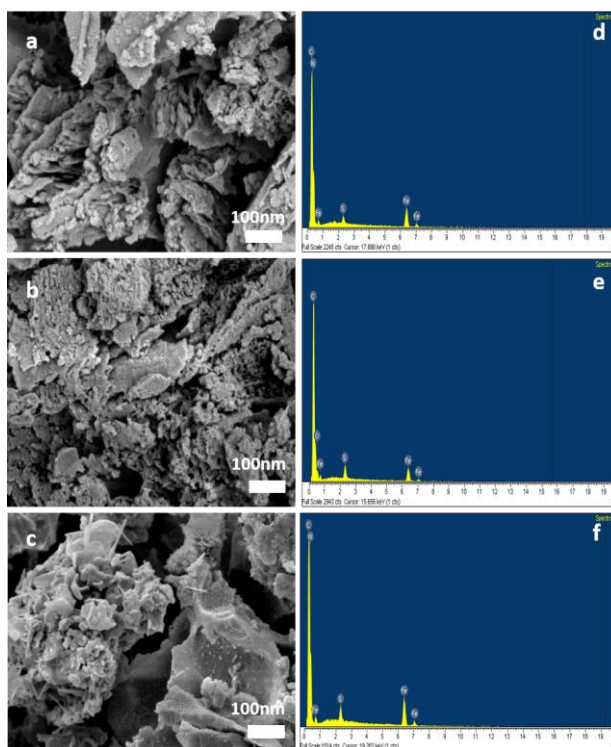


Hình 2: Phổ IR của các vật liệu CN và composite FSCN-T (T = 500°C; 550°C và 650°C).

Kết quả các mẫu composite FSCN-T thể hiện dao động tại số sóng từ 473 cm⁻¹ được quy cho liên kết Fe-S [13]. Ngoài ra, các mẫu composite FSCN-T còn cho thấy đầy đủ các tín hiệu ở số sóng đặc trưng cho các

liên kết trong g-C₃N₄. Trong đó, dải từ 590 cm⁻¹ có thể là dao động biến dạng rocking của các cầu liên kết N-H trong các đơn vị s-triazine [14] và một số peak có cường độ mạnh trong khoảng 1238 - 1640 cm⁻¹ được gán cho các dao động hóa trị của liên kết C-N-C và C=N dị vòng [15]. Các peak ở 1147, 1236 và 1316 cm⁻¹ thuộc về cầu -NH-. Dải hấp thụ rộng ở 3000 - 3300 cm⁻¹ thuộc về dao động liên kết O-H [16] do sự hấp phụ của nước. Khi kết hợp với FeS₂, cường độ của dải này giảm dần, cho thấy sự tương tác giữa các nhóm chức của g-C₃N₄ với ion Fe²⁺ và S²⁻ trong quá trình tổng hợp. Các peak đặc trưng của g-C₃N₄ đều xuất hiện trong composite FeS₂/g-C₃N₄ cho thấy việc đưa FeS₂ lai ghép với g-C₃N₄ không làm ảnh hưởng cấu trúc vật liệu này. Các peak trong mẫu composite FSCN-T xuất hiện rõ ràng và sắc nét khi tăng nhiệt độ nung từ 500 °C đến 550 °C. Tuy nhiên khi tăng nhiệt độ nung đến 650 °C thì cường độ các peak giảm mạnh và hầu như xuất hiện không rõ ràng. Điều này cho thấy, khi tăng nhiệt độ thì độ ngưng tụ g-C₃N₄ tăng, giảm nhóm N-H bề mặt nhưng khi nhiệt độ tăng lên đến 650 °C thì g-C₃N₄ có xu hướng bị phân hủy dẫn đến giảm năng lượng điện cực.

Hình thái cấu trúc và thành phần của vật liệu composite FSCN-T được thể hiện bằng phổ điện tử quét (SEM) và EDS như ở hình 3.



Hình 3: Ảnh SEM và phổ EDS của các vật liệu composite FSCN-500 (a, d); FSCN-550 (b, e) và FSCN-650 (c, f)

Hình 3 thể hiện ảnh SEM của các mẫu composite FSCN được nung ở các nhiệt độ 500, 550 và 650 °C. Có thể quan sát thấy rằng nhiệt độ nung ảnh hưởng đáng kể đến hình thái bề mặt và kích thước hạt của vật liệu composite. Ở 500 °C (Hình 3a) vật liệu gồm các tấm g-C₃N₄ xếp chồng lỏng lẻo, trên bề mặt xuất hiện các hạt FeS₂ kích thước trung bình khoảng 42 ± 8 nm phân bố khá đồng đều. Khi nhiệt độ tăng lên 550 °C (Hình 3b) cấu trúc trở nên xếp hơn, các hạt FeS₂ được hình thành rõ ràng và liên kết chặt với nền g-C₃N₄, kích thước trung bình giảm còn 35 ± 6 nm cho thấy sự phát triển tinh thể ổn định và sự phân tán đồng nhất của FeS₂ trên nền g-C₃N₄. Tuy nhiên, khi tăng nhiệt độ lên đến 650 °C (Hình 3c) cấu trúc g-C₃N₄ bị phá vỡ một phần, xuất hiện nhiều khối kết tụ lớn do sự thiêu kết của các hạt FeS₂, kích thước trung bình tăng lên 58 ± 10 nm chứng tỏ sự phân bố kích thước hạt không đồng đều.

Ngoài ra, kết quả hình 3d, e, f cho thấy, phổ EDS của 3 mẫu vật liệu đều có sự xuất hiện của các nguyên tố Fe, S, C, N với cường độ tương ứng là 0,5; 2,5; 0,277; 0,392 keV. Ngoài ra còn có sự xuất hiện nguyên tố O có thể là do còn lẫn thành phần của FeS₂ trong tiền chất ban đầu.

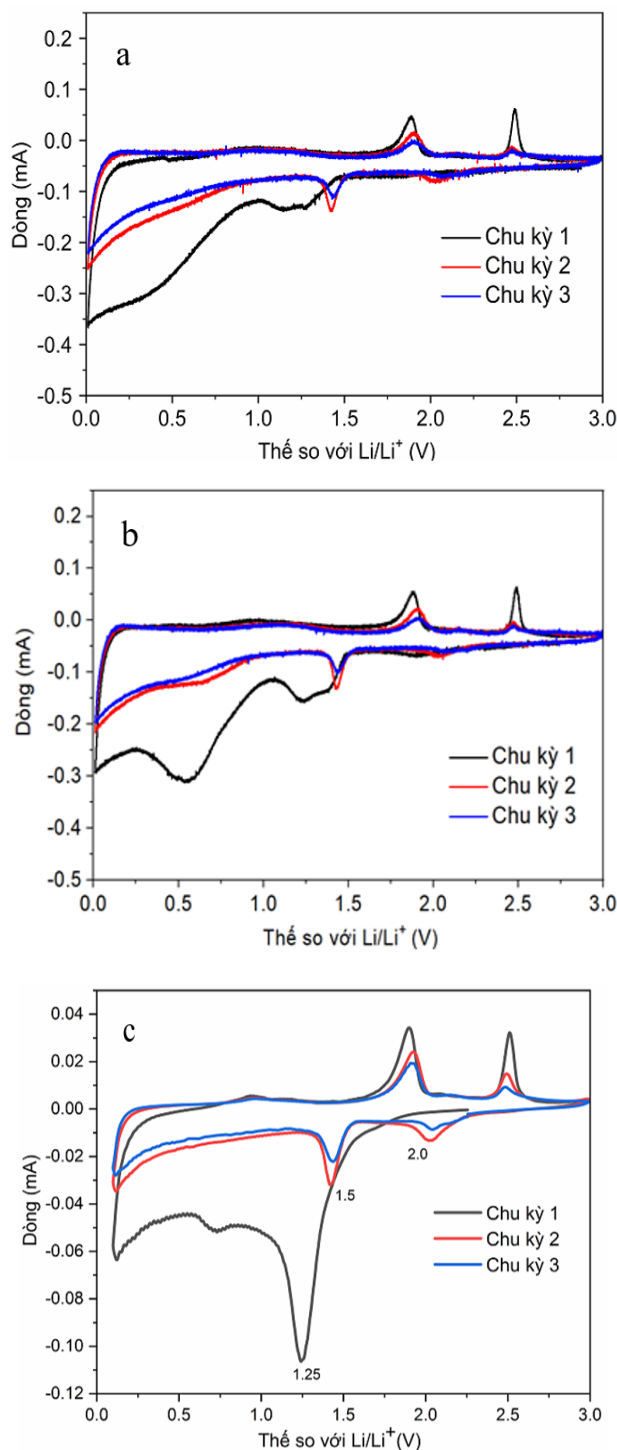
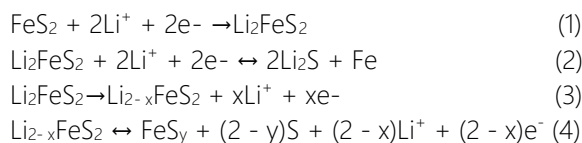
Như vậy, nhiệt độ nung 550 °C được xem là điều kiện tối ưu, giúp hình thành vật liệu FeS₂/g-C₃N₄ có cấu trúc xếp, phân bố hạt đồng đều và kích thước ổn định – là tiền đề quan trọng cho khả năng dẫn điện và hoạt tính điện hóa cao của vật liệu composite.

Đặc trưng điện hóa vật liệu anode cho pin Li-ion

Tính chất điện hóa của vật liệu FSCN-T (T = 500°C; 550°C và 650°C) được đánh giá bằng phương pháp quét thế vòng tuần hoàn (CV) ở tốc độ quét 0,1 mV.s⁻¹ từ 0,01 đến 3,0 V (so với Li/Li⁺) và được trình bày ở hình 4.

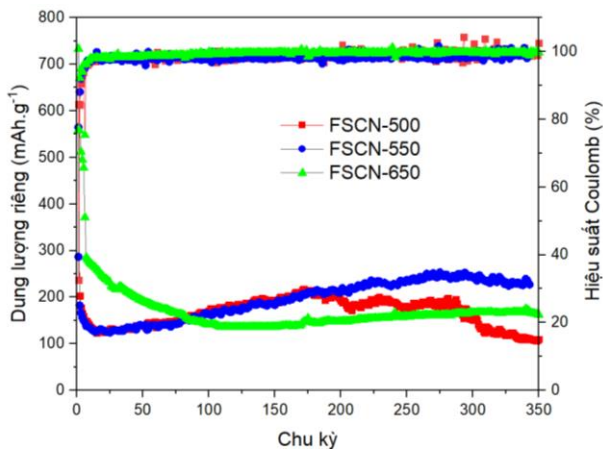
Kết quả cho thấy đường CV của chu kỳ đầu tiên của các vật liệu khá khác so với chu kỳ tiếp theo. Cụ thể, quá trình quét cathode lần thứ nhất của cả ba điện cực xuất hiện đỉnh ở trong khoảng 0,75 – 1,3 V chủ yếu là do quá trình hình thành lớp điện giải rắn SEI do phản ứng của Li⁺ với chất điện phân.

Đặc biệt, ở điện cực FSCN-650 có peak rộng không thuận nghịch tại 1,15V và 1,25V tương ứng, được gán cho sự đan cài và chuyển đổi Li₂FeS₂ thành Fe + 2Li₂S và có thể kèm theo sự khử của chất điện phân và các tạp chất trên bề mặt để chuẩn bị cho sự hình thành SEI, điều này gần như chỉ quan sát được một vai ở điện cực FSCN-500 và FSCN-550. Ngoài ra, các mẫu composite, xuất hiện hai peak ở khoảng 1,5 và 2,0 V có thể tương ứng với phản ứng chiều thuận của phương trình (2) và (4). Các phản ứng xảy ra trên anode có thể theo các phương trình sau [17]:



Hình 4: Đường cong quét thế vòng tuần hoàn của vật liệu FSCN-500 (a); FSCN-550 (b) và FSCN-650 (c)

Tiếp theo, trong quá trình quét anode, hai peak mạnh xuất hiện khoảng 2,0 và 2,5 V có thể tương ứng với chiều nghịch của hai phương trình (2) và (4) do quá trình chuyển Li₂S với Fe thành Li₂FeS₂, cuối cùng thành FeS₂.



Hình 5: Sự thay đổi dung lượng riêng và hiệu suất Coulomb theo chu kỳ của các điện cực FSCN-T (T = 500°C; 550°C và 650°C)

Trong chu kỳ đầu, dung lượng sạc và xả của điện cực FSCN-500; FSCN-550 và FSCN-650 lần lượt là dung lượng sạc 199,8 mAh.g⁻¹; 222,5 mAh.g⁻¹ và 563,3 mAh.g⁻¹ và dung lượng xả 614,1 mAh.g⁻¹; 564,7 mAh.g⁻¹ và 733,4 mAh.g⁻¹ tương ứng với hiệu suất Coulomb chu kỳ đầu là 32,54%; 39,4% và 76,81%. Dung lượng hao hụt phần lớn có thể chủ yếu do sự phân hủy dung dịch chất điện phân và sự hình thành lớp điện phân rắn (SEI) trên bề mặt anode. Hơn nữa, diện tích bề mặt lớn của các hạt FeS₂ sẽ làm tăng sự tiếp xúc với chất điện ly do đó tổn nhiều dung lượng hơn cho sự hình thành màng SEI và một phần đến từ quá trình lithium chèn bất thuận nghịch vào các hạt FeS₂. Trong các chu kỳ sau, dung lượng giảm đi nhiều. Trong chu kỳ thứ năm, dung lượng sạc của điện cực FSCN-500; FSCN-550 và FSCN-650 lần lượt là dung lượng sạc 148,6 mAh.g⁻¹; 142,6 mAh.g⁻¹ và 459,6 mAh.g⁻¹ và dung lượng xả 158,2 mAh.g⁻¹; 150,1 mAh.g⁻¹ và 477,8 mAh.g⁻¹ tương ứng với hiệu suất Coulomb chu kỳ thứ năm là 93,9%; 95,1% và 96,2%. Khi đạt chu kỳ 100 dung lượng sạc giảm xuống lần lượt còn 169,2 mAh.g⁻¹; 159,9 mAh.g⁻¹ và 140,4 mAh.g⁻¹ và dung lượng xả 170,9 mAh.g⁻¹; 163,2 mAh.g⁻¹ và 140,5 mAh.g⁻¹ tương ứng với hiệu suất Coulomb chu kỳ 100 là 99,1%; 97,9% và 99,9%.

Có thể thấy rằng trong khoảng 5 chu kỳ đầu tiên dung lượng sạc, xả của vật liệu giảm nhanh. Điều này được giải thích là do pin chưa ổn định. Đến các chu kỳ tiếp theo, đồ thị có xu hướng đi ngang và giảm chậm. Như vậy, chứng tỏ cấu trúc các vật liệu biến tính rất ổn định nhờ lớp g-C₃N₄ giúp hạn chế sự tiếp xúc của FeS₂ với dung dịch chất điện phân, và hỗ trợ cho sự hình thành lớp điện phân rắn SEI bền vững hơn. Trong 3 mẫu composite được nung ở 3 nhiệt độ khác nhau, mẫu FSCN-550, nung ở 550 °C tốt nhất. Điều này có thể được giải thích như sau. Khi ở nhiệt độ thấp, mức độ

ngưng tụ g-C₃N₄ thấp, ở đó tỉ lệ các nhóm biên N-H nhiều. Chính các nhóm này liên kết với ion Li⁺ mạnh, làm mất ion Li⁺ bất thuận nghịch lớn [4]. Tuy nhiên, nung ở 650 °C làm phân hủy g-C₃N₄, làm cho vật liệu composite mất chất nền g-C₃N₄, dẫn đến giảm khả năng hấp phụ ion Li⁺ và năng lực điện hóa giảm. Các kết quả này góp phần minh chứng vai trò chất nền g-C₃N₄ và nhiệt độ nung mẫu thích hợp để có chất nền g-C₃N₄ tốt nhất.

Như vậy, việc tối ưu hóa nhiệt độ nung không chỉ quyết định đến sự hình thành pha tinh thể FeS₂ mà còn chi phối khả năng làm chất nền hiệu quả của g-C₃N₄, từ đó nâng cao tính ổn định và dung lượng lưu trữ của vật liệu tổ hợp.

Kết luận

Vật liệu composite FeS₂/g-C₃N₄ đã được tổng hợp thành công bằng phương pháp một bước ở trạng thái rắn. Kết quả cho thấy g-C₃N₄ giúp phân tán hạt FeS₂ hiệu quả và ổn định cấu trúc vật liệu. Trong các mẫu khảo sát, FSCN-550 cho hiệu suất điện hóa tối ưu với dung lượng xả ~240 mAh/g sau 300 chu kỳ và hiệu suất Coulomb >99%. Nhiệt độ 550°C được xác định là điều kiện phù hợp nhất để đạt được sự cân bằng giữa độ bền và hiệu năng. Vật liệu này cho thấy tiềm năng ứng dụng làm anode bền vững cho pin lithium-ion.

Lời cảm ơn

Nghiên cứu này được tài trợ bởi Quỹ Phát triển khoa học và công nghệ Quốc gia (NAFOSTED) trong đề tài mã số 104.05-2021.84.

Tài liệu tham khảo

1. J.E. Adebajo, I.T. Adebajo, A.G. Agbeyegbe, S.F. Yuk, S.V. Cowart, E.A. Nagelli, F.J. Burpo, J.L. Allen, D.T. Tran, N. Bhattarai, K. Shah, J.Y. Hwang, H.H. Sun, *Energy Adv.*, 4 (2025) 820–877. <https://doi.org/10.1039/D5YA00065C>
2. S. Yuan, X. Duan, Q. Wang, *J. Energy Storage*, 64 (2023) 106716. <https://doi.org/10.1016/j.est.2023.106716>
3. J. Du, B. Jin, X. Shen, Z. Mei, Q. Du, H. Nong, B. Lei, L. Liang, *Metals*, 15(4) (2025) 387. <https://doi.org/10.3390/met15040387>
4. H.T.H. Tran, N.S.M. Viswanath, M.T. Nguyen, T.H.T.K. Huynh, V. Vo, M.V. Tran, H.N. Phi, *J. Power Sources*, 626 (2025) 237719. <https://doi.org/10.1016/j.jpowsour.2025.237719>

<https://doi.org/10.62239/jca.2025.063>

5. Y. Qian, S. Hu, Q. Shi, Q. Chen, X. Tang, Y. Xiao, H. Zhao, G. Luo, K. Xu, Y. Deng, *ACS Appl. Mater. Interfaces*, 12(9) (2020) 10443–10451. <https://doi.org/10.1021/acscami.9b21605>
6. Z. Chen, X. Yuan, X. Gan, N. Zhou, *Appl. Surf. Sci.*, 543 (2021) 148861. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2020.148861>
7. R. Yang, Y. Li, Z. Chen, M. Wei, *J. Electroanal. Chem.*, 918 (2022) 116467. <https://doi.org/10.1016/j.jelechem.2022.116467>
8. Y. Zhang, Y. Zhang, P. Wang, P. Han, K. Li, W. Liu, *Energy Fuels*, 35(24) (2021) 20330–20338. <https://doi.org/10.1021/acs.energyfuels.1c02999>
9. C. He, J. Zheng, B. Tang, *Colloids Surf. A Physicochem. Eng. Asp.*, 636 (2022) 128226. <https://doi.org/10.1016/j.colsurfa.2021.128226>
10. P.S.A. Thomas, M.E. Khan, J. Cherusseri, *J. Energy Storage*, 68 (2023) 107673. <https://doi.org/10.1016/j.est.2023.107673>
11. P.C. Meenu, S.A. Singh, S. Dinda, C. Chakraborty, S. Roy, *J. Power Sources*, 471 (2020) 228150. <https://doi.org/10.1016/j.jpowsour.2020.228150>
12. W. Yang, P. Wu, H. Zhai, *J. Solid State Chem.*, 304 (2021) 122545. <https://doi.org/10.1016/j.jssc.2021.122545>
13. S. Imanian, T. Shahryar, *Sci. Rep.*, 14 (2024) 18072. <https://doi.org/10.1038/s41598-024-68658-3>
14. S. Sakthivel, H. Kisch, *ChemPhysChem*, 4(5) (2003) 487–490. <https://doi.org/10.1002/cphc.200200554>
15. M. Danish, M. Muneer, *Ceram. Int.*, 47(9) (2021) 13043–13056. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.01.168>
16. Y. Song, K. Xia, J. Yi, H. Chen, X. She, Z. Chen, C. Ding, H. Li, H. Xu, *Appl. Surf. Sci.*, 467–468 (2019) 56–64. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2018.10.118>
17. J. Barker, *J. Power Sources*, 196(16) (2011) 6960–6963. <https://doi.org/10.1016/j.jpowsour.2010.11.051>