Ceramist
Vol. 28, No. 3, pp. 468~484, 2025.

http://doi.org/10.31613/ceramist.2025.00339

Review of ALD-Based Ceramic Coatings for Lithium-Ion Batteries: Focus on NCM Cathodes and Silicon Anodes

Dong Geon Lee[1], Hae Sun Park[1†]

[1]School of Integrative Engineering, Chung-Ang University, 84, Heukseok-ro, Dongjak-gu, Seoul, Republic of Korea

리튬 이온 전지용 ALD 기반 세라믹 코팅에 대한 리뷰: NCM 양극과 실리콘 음극을 중심으로

이동건[1], 박해선[1†]

[1]중앙대학교 융합공학부

(Received August 4, 2025; Revised September 9, 2025; Accepted September 9, 2025)

Abstracts

With the commercialization of electric vehicles, research on lithium–ion batteries has become increasingly critical. However, current cathode and anode suffer from poor long–term cycling performance and limited stability. This is primarily due to interfacial degradation at the electrode–electrolyte interfaces, which leads to side reactions, impedance growth, and active material loss. To address these challenges, various approaches such as surface coating and doping have been actively explored. Among these, atomic layer deposition (ALD) has gained attention due to its ability to form high–quality thin films at low temperatures through self–limiting surface reactions. Thin films deposited via ALD have shown promise in suppressing parasitic reactions at the electrode–electrolyte interface and in mitigating degradation of electrode materials. This review focuses on recent advances in enhancing the long–term cycling performance and stability of Nickel–cobalt–manganese, Silicon based electrodes through ALD thin film coating.

Keywords: *Atomic layer deposition, Lithium–ion battery, Nickel–cobalt–manganese (NCM), Silicon anode*

[†]Corresponding Author: parkh@cau.ac.kr

© 2025 The Korean Ceramic Society
This is an Open Access article distributed under the terms of Creative Attributions Non-Commercial License (https://creativecommons.org/li-censes/by-nc/4.0/) which permits unrestricted noncommercial use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original work is properly cited.

1. 서론

리튬 이온 전지는 현재까지 휴대폰 등의 소형 전자기기에서부터 에너지 저장 장치(Energy storage sytem)와 같은 대형 에너지 저장 장치까지의 다양한 분야에 폭넓게 사용되고 있다. 앞으로는 하이브리드 및 전기차 등 차세대 에너지 저장 및 수송 시스템에서도 핵심적인 역할을 할 것으로 전망되며, 최근 전기 자동차의 수요 증가와 함께 이를 뒷받침할 리튬 이온 전지의 상용화 및 기술 개발에 대한 관심이 꾸준히 확대되고 있다.[1,2]

리튬 이온 전지는 일반적으로 양극재, 음극재, 전해질, 분리막의 네 가지 주요 구성 요소로 이루어진다.[3] 초기에는 코발트를 포함한 층상구조의 $LiCoO_2$ 양극재가 활발히 연구되어 왔지만, 코발트의 낮은 에너지 밀도, 높은 원가와 수급 불안정으로 인해 니켈과 망간을 포함한 양극재인 니켈-코발트-망가니즈(Nickel-cobalt-manganese, NCM) 계열 양극재가 대안으로 주목받고 있다. NCM 물질은 상대적으로 높은 용량, 경제성을 가지고 있으며, 특히 하이니켈 양극재는 높은 에너지 밀도와 성능을 가져 각광받고 있다.[4,5] 하지만 NCM 양극재는 충방전 사이클에서 산소 방출 및 표면 구조 재구성, 미세균열, 전이금속 용출, 전해질과의 부반응 등 다양한 문제들이 발생해, 사이클 수명 및 성능에 문제를 야기하며, 하이니켈 양극재에서 이러한 문제가 두드러진다.[6]

한편 음극재로 널리 사용되는 흑연은 6개의 탄소 원자당 하나의 리튬 이온만을 저장할 수 있기 때문에 단위 무게당 최대 4개의 리튬 이온을 저장할 수 있는 실리콘 기반 음극재가 주목받고 있다. 실리콘 음극(3579 mAh/g)은 이론적으로 흑연(372 mAh/g)보다 약 10배의 용량을 가지는 것으로 보고되어 차세대 고용량 음극재로서 가능성이 기대된다.[7] 그러나 이러한 차세대 전극 소재들도 해결해야 할 문제가 존재한다. 예를 들어, NCM 양극재는 장거리 사용측면에서 에너지 밀도 유지와 안정성에 대해서 한계가 있으며,[8] 흑연에 비해 뛰어난 이론용량을 가지고 있는 실리콘 음극의 경우, 충방전 과정에서 큰 부피 변화로 인한 전극 구조 붕괴 및 고체 전해질 계면(Solid electrolyte interphase, SEI)의 불안정성이 발생해 급격한 용량 감소를 초래한다.[9,10]

이러한 문제를 해결하기 위한 전략으로 원자층 증착(Atomic layer deposition, ALD)이 주목받고 있다. 기존의 Physical vapor deposition (PVD), Chemical vapor deposition (CVD)와 같은 기존 박막 증착 기술과는 다르게, ALD는 전구체를 교대로 주입하여, 표면 반응을 기반으로 한 자가제한적 증착 메커니즘을 통해 수 나노미터 두께의 균일하고 결함이 없는 보호막을 형성할 수 있으며, 종횡비가 PVD, CVD보다 우수해 복잡한 구조에서도 적용이 가능하다는 장점이 있다. NCM 2차 입자는 구형 입자이기 때문에 다른 박막 증착 방식에서 보다 ALD를 통해 전극-전해질 계면에서의 부반응을 효과적으로 억제하고, 전극의 기계적 스트레스를 완화하여 전지의 수명과 안정성을 향상시킬 수 있다.[11]

본 리뷰에서는 자기제한 특성(Self-limiting) 및 원자층 단위 두께 조절을 통한 균일하고 치밀한 박막을 증착할 수 있는 ALD의 장점에 주목하여, 리튬 이온 전지 적용 가능성을 보고하고자 한다. 특히, 다양한 조성별 NCM 양극재 및 실리콘 기반의 음극재에 ALD 박막을 도입함으로써 리튬 이온 전지의 성능 및 수명 향상 결과를 중점적으로 다룰 예정이다. 또한 Density functional theory (DFT) 계산을 통해 ALD 박막이 전극 물질에 미치는 영향을 이론적으로 접근하고, ALD 기술의 리튬 이온 전지 성능 향상 가능성과 ALD 기술 도입의 필요성에 대해 리뷰하고자 한다.

2.1 ALD

원자층 증착(ALD)은 기상 반응을 기반으로 하며, 전구체 가스 주입과 비활성 기체를 통해 부산물을 제거하는 퍼지(Purge)를 반복하며 자기제한 화학반응을 유도함으로써 나노미터 수준의 정밀한 두께 조절과 뛰어난 막 균일성을 구현할 수 있는 박막 증착 기술이다.[12] 이 공정은 일반적으로 금속 유기 전구체와 산소 공급원(또는 환원제)을 퍼지를 통해 시간적으로 분리하여 각각 주입하는 두개의 반응 단계로 구성되며 이하 과정은 Fig. 1을 통해 확인할 수 있다.[14] ALD는 1970년대 ZnS 기반 평판 디스플레이용 형광체 박막의 증착을 목적으로 개발된

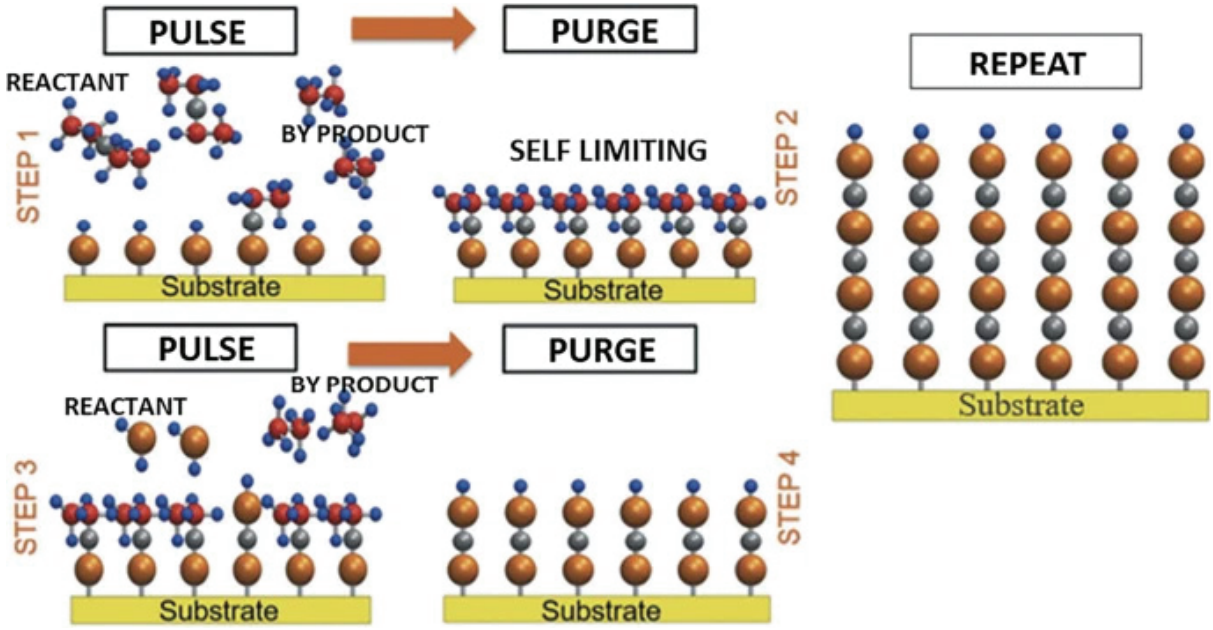


Fig. 1. ALD process cylcle. Reproduced from Yadav et al. Int J Adv Manuf Technol 2023;126:4811-25, with open access of Springer Nature.[13]

원자층 에피텍시 기술에서 유래하였으며, 이후 산화물, 질화물, 금속, 복합 산화물 등 다양한 박막 증착에 적용될 수 있도록 기술적 진보를 거듭해왔다.[15,16] ALD는 고종횡비 구조나 다공성 구조와 같은 복잡한 구조에서도 균일하게 증착할 수 있다. 또한 ALD는 150°C 이하의 낮은 온도에서도 가능하여, 열적 안정성이 낮은 유연기판이나 복잡한 나노 구조에서도 적용할 수 있다. 현재는 Dynamic random access memory에서 고유전율 Gate 절연체, 태양전지에서 buffer layer 등 다양한 첨단 기술 분야에 적합한 박막 증착법으로 각광받고 있다.[15-17] 하지만 낮은 성장률과 퍼지 시간이 필요해 전체 공정 시간이 길다는 단점이 있다. TMA (Trimethylaluminum) 등의 일부 전구체를 활용한 연구는 활발히 진행되고 있지만, 새로운 전구체나 다양한 공정 조건에서의 적용성에 대한 연구는 아직 부족하며, 이에 대한 지속적인 연구가 필요하다.[17,18]

2.2 NCM

리튬 이온 전지는 SONY에 의해 상용화된 이후 모바일 에너지 시장을 선도해왔으며, 1991년 $LiCoO_2$의 상용화로 다양한 전자기기에 활용되었다. 이후 전기차와 같은 중대형 응용분야로 확대되면서 에너지밀도와 수명 등의 성능 향상을 지속적으로 이루어왔다.[6] 그러나 여전히 에너지 밀도가 낮다는 점은 한계로 지적되며, 이를 보완하기 위한 안정성 향상 및 비용 절감 기술 개발이 활발히 진행되고 있다. 특히 층상구조를 가지는 NCM은 스피넬 구조의 LMO나 올리빈 구조의 LFP 양극재에 비해서 우수한 용량 특성을 가진다. 또한 NCM 양극재는 $LiNiO_2$의 고용량성, $LiCoO_2$의 우수한 전기화학 특성, $LiMnO_2$의 열적 안정성과 저비용 특성을 모두 가지는 복합계 소재로서, 중대형 이차전지에 적용되고 있다. NCM 양극재에서 Mn은 충방전 동안 +4 원자가를 유지하여 구조 안정성에 영향을 주고 코발트는 전자전도성을 향상하고 양극재에서 일어나는 산화환원 반응에서의 전기화학적 안정성을 향상시킨다. 하이니켈 양극재는 니켈 함량을 높임으로써 에너지 밀도와 저장 용량을 극대화하기 위해 개발되었으며, 현재 전기차(Electric vehicles, EV) 등 다양한 부분에 적용되고 있다.[2,19]

NCM 열화 메커니즘 중 하나는 대기 중 수분 혹은 이산화탄소가 리튬과 반응하여 잔류 리튬 화합물(Li_2CO_3, LiOH, $LiHCO_3$ 등)을 형성하고 이들이 셀 내부에서 다양한 부반응을 유도하는 것이다. $LiPF_6$ 전해질에서 분해된 HF는 양극재 및 잔류 리튬 화합물을 침식시켜 용해성 전이금속 플루오르화물을 형성하고 이는 음극으로 확산되거나, 양극 표면에 잔류하며 Cathode-electrolyte Interphase (CEI) 형성에 기여하여 SEI층을 손상시킬 수 있다.[20,21] 이러한 현상을 억제하기 위해 ALD 공정을 통해 양극재 표면에 불활성한 층(Al_2O_3,[22,23] ZnO,[24] ZrO_2,[25] TiO_2,[26] MgO[27] 등) 또는 이온 전도성 코팅(Li_3PO_4,[28] LiF,[29] Li_3VO_4[30] 등)을 형성하여 전극-전해질 계면에서의 부반응을 차단하는 전략이 활용된다.[6]

2.2.1 NCM333

TiO_2 박막 코팅은 NCM 양극재에 적용 시, Al_2O_3 코팅에 필적하는 고전류, 장기 사이클, 고온 조건에서도 우수한 용량 보존 효과를 보이는 것으로 평가되고 있다. 하지만 TiO_2 ALD 코팅의 합성 온도, 두께 등의 공정 인자가 양극의 전기화학적 특성에 미치는 영향에 대한 연구는 부족한 상황이다. 이러한 한계를 극복하고자, Neudeck 등은 NCM333 양극재에 대해 ALD 기반 TiO_2 코팅의 합성 온도, 두께가 성능에 미치는 영향을 체계적으로 분석하였다. 증착온도와 퍼지시간은 산화물의 결정성과 두께, 성장률에 직접적인 영향을 주며 TiO_2의 경우 150°C에서 210°C 범위에서 성장률이 일정해 이온화와 증착 안정성이 확보되며 최적 퍼지시간은 4~8 초로 파악된다고 말한다. 하지만 110°C 이하 및 210°C 이상에서는 성장률 감소 혹은 급증이 관측되며 품질저하를 초래할 수 있다고 언급한다. TiO_2와 PVDF의 적용은 전극 보호 기능과 성능 향상에 영향을 끼친다. 약 5 nm 두께의 TiO_2 코팅이 성능 향상에 가장 유의미한 결과를 보였으며, 약 2 nm 두께의 코팅은 성능 저하를 나타내었다. 4.2 V에서 0.1, 0.5, 1, 0.1 C의 속도로 차례로 변경하면서 용량의 변화를 측정한 결과, 210°C에서 300 사이클 ALD 코팅을 적용한 시료와 110°C에서 150 사이클 코팅된 시료 모두에서 상대적으로 낮은 용량이 측정되었으며, 이는 최적 공정 온도 및 두께가 성능에 결정적인 영향을 미침을 보이며 이에 대한 지속적인 연구가 필요함을 시사한다.[31]

Hemmelmann 등은 NCM333에 Al_2O_3 ALD 코팅을 진행하여 코팅 유무 및 두께(2 nm, 5 nm)에 따른 성능 차이와 X-ray photoelectron spectroscopy (XPS) 분석을 통해 표면반응 산물의 변화를 통해 양극 부식과 금속 용해를 억제하고 구조적 열화를 막아 수명을 향상시켰다. 코팅 전구체로는 TMA와 H_2O를 사용해 150°C에서 공정을 진행하였다. CV 분석 결과, 2 nm Al_2O_3 코팅 시편은 3.88 V에서 뚜렷한 산화 피크를 나타내는데 이는 비코팅 샘플의 3.85 V에 비해 약 80 mV의 과전압이 발생했으며, 이는 코팅층의 탈리튬화에 따른 저항 증가를 시사한다. 하지만 사이클 후에는 다시 3.8 V 부근에서 산화 피크가 확인되며 코팅층이 리튬화되어 리튬 이온 전도성이 향상된 결과로 해석된다. 5 nm 코팅 전극에서도 비슷한 양상을 보였다. 산화 피크는 표면 반응이나 활성 물질의 상전이에 기인하기 때문에 Al_2O_3 코팅에 의해 이러한 부반응이 억제된 것으로 설명할 수 있다. 용량 유지율은 비코팅의 경우 0.1 C 속도, 3.0-4.2 V 구간에서 20 사이클 후 36.5%, 42 사이클 후 23%로 급격히 저하되며, 5 nm 코팅 시료는 50 사이클까지 50% 유지, 2nm 코팅 시료에서 100 사이클 후 75% 유지되는 것을 확인할 수 있다. 이러한 결과는 Al_2O_3의 2 nm 코팅층이 계면 부반응을 효과적으로 억제하고 전기화학적 성능을 가장 효과적으로 향상시킨다는 점을 보여준다. 또한 비코팅 전극은 NiF_2, MnF_2를 생성해서 NCM 표면 부식과 성능을 저하시키는데 반해, Al_2O_3는 HF와 반응하여 AlF3을 형성하여 금속 용출을 억제하고 코팅층으로 인한 과전압 상승은 있지만 장기적으로 저항 증가가 억제된다. 특히 2 nm 코팅층은 얇아, 리튬이온 이동을 비교적 원활하게 하면서도 보호역할을 충분히 수행한다. 위 연구에서는 Al_2O_3 2 nm 코팅층이 얇은 두께로도 계면 부반응을 억제하고 전기화학적 성능을 향상시킨다고 전한다.[32]

NCM333 박막 양극재에 적용된 Al2O3 및 CeO_2 기반 ALD 코팅의 비교 연구에서는 2 nm 두께 조건에서 Al_2O_3 코팅은 비코팅 및 CeO_2 코팅과 비교해 우수한 사이클

안정성을 보였다. 20 사이클 충방전 후 Al_2O_3 코팅 시료는 초기 용량의 82.6%를 유지한 반면, 비코팅 시료는 74.9%, CeO_2 코팅 시료는 69.5%의 용량 유지율을 나타내어 Al_2O_3의 용량 유지율 관련 성능이 우수하다는 것이 입증되었다. 전기화학 임피던스 분광 분석 결과에서는 두 코팅 모두 초기 계면 저항을 약 20 배 증가시켰지만 Al_2O_3 코팅 시료는 전기전도성과 용량 유지 측면에서 성능을 유지하였다. XPS 분석에 따르면, Al_2O_3 코팅층은 HF와의 반응을 통해 불활성 AlOxFy 층을 형성하며, 이 층이 표면 부식을 억제하고 구조 붕괴를 방지하는 역할을 수행하였다. 반면 CeO_2 코팅은 초기 충방전에서 안정적인 계면 구조를 유지했지만, 반복적인 충방전 과정 이후 코팅층 일부가 환원되고 불균일하게 박리되면서 구조적 불안정성이 증가하였다. 이는 전극 표면의 부식과 용량 저하로 이어지며, 해당 현상은 Fig. 2의 SEM 이미지에서도 명확한 차이로 확인되었다. Fig. 2(a)에서 비코팅 시료에서는 표면에서 균열이 관측되었고, Fig. 2(c)의 CeO_2 코팅 시료와 비교하여 Fig. 2(b)에서 보다 균일한 표면을 확인할 수 있어 Al_2O_3 코팅이 표면 부식을 효과적으로 억제할 수 있음을 나타낸다. 본 연구는 ALD 코팅층이 단순한 물리적 장벽을 넘어, 충방전 과정 중 전해질–전극 계면에서 새로운 화학종 형성을 유도하며 전극의 안정성과 전기화학적 성능에 실질적인 영향을 미친다는 점을 확인하였다. 특히 Al_2O_3 코팅에서 형성된 AlO_xF_y 층은 계면 보호에 효과적으로 기여하며, ALD 공정이 능동적인 계면 제어 기술로 작용할 수 있음을 시사한다.[33]

2.2.2 NCM523

NCM523는 비교적 높은 에너지 밀도와 우수한 상용화 가능성을 갖춘 리튬 이온 전지의 대표적인 양극재 중 하나이다. 그러나 반복적인 충방전 과정에서 전이금속(Co, Mn, Ni) 이온이 전해질로 용출되고 리튬 이온 층의 공공(Vacancy)이 증가하면 양이온 혼입과 구조 열화로 인해 층상구조가 비활성인 rock salt 구조로 전이되며, 이로 인해 용량 저하가 초래된다. 이는 산소 기체 방출을 유발하며, 전해질 산화 및 열 폭주 가능성을 증가시킨다. 또한 용출된 전이금속 이온은 음극 표면에 침착되어 계면 반응을 유발하며 전기화학적 성능이 저하되는 셔틀효과(Shuttle effect)가 발생할 수 있다. 특히 하이니켈 NCM은 대기 중에 노출 시, 표면에서 수분 및 이산화탄소와 반응하여 잔류 리튬 화합물(Li_2CO_3, LiOH, $LiHCO_3$ 등)이 비교적 쉽게 형성되며, 이는 리튬 이온의 탈삽입을 저해하고 셀 내부 저항을 증가시킨다.[34] 이러한 문제들은 ALD을 통해 코팅하여 전극과 전해질 간 계면의 화학적 안정성을 부여할 수 있다.[35,36] ALD 박막은 일반적으로 리튬 저장 능력이 낮은 비활성형과 이온 및 전자 전달에 기여하는 활성형으로 구분된다. 전자의 경우는 산화물, 플루오르화물 등 비활성 물질로 물리적 보호막 역할을 해 계면 반응을 줄인다. 후자의 경우는 전자 전도성 코팅 물질로 전기화학적 안정성을 유지하며 이온 및 전자전달의 향상으로 속도 성능을 향상시킬 수 있다.[36]

Kong 등은 NCM523 양극재 표면에 8 사이클의 ALD 코팅을 통해 비정질 상태의 ZnO 박막을 형성하였다. 이는 결정 구조에 영향을 주지 않으면서도 표면 반응성을

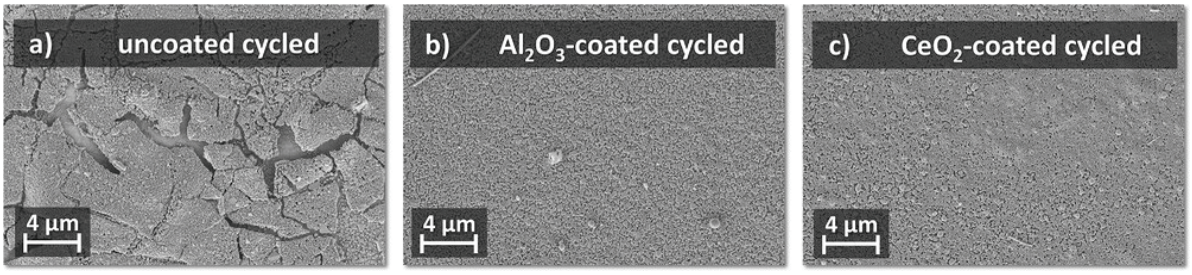


Fig. 2. SEM micrographs of the cathode thin films (a) without coating, (b) with Al_2O_3–coating, and (c) with CeO_2–coating after cycling for 20 cycles. Reproduced from Hemmelmann et al. Adv Mater Interfaces 2023;10:2202268, with open access of Wiley.[33]

효과적으로 억제하였다. 이러한 ZnO 코팅은 전극과 전해질 계면의 반응성을 정밀하게 조절하며 전기화학적 성능을 향상시켰는데, 초기 방전 용량이 비코팅 전극의 201.2 mAh/g 대비 238.1 mAh/g으로 증가하였으며, 아울러 Coulombic 효율도 82%에서 89.1%로 개선되었다. 코팅 전극은 25°C의 고속 충방전 조건(5 C)에서 148.2 mAh/g의 높은 방전 용량을 유지하였으며, 55°C 고온 환경에서도 초기 방전 용량 225 mAh/g의 92.5% 용량 유지율을 기록하여, ZnO 코팅이 계면 반응을 억제하고 리튬 이온의 삽입과 탈리튬 과정에서 전극 구조 손상을 최소화함으로써 열적 안정성 향상을 함을 보이며 ALD 공정이 고온 및 고속 충방전 조건에서도 높은 성능을 유지하는 산업에서 적용할 수 있는 유망한 접근법임을 나타냈다.[24]

Shi 등은 NCM523 층상 산화물 양극재에 대해 Al_2O_3 박막을 ALD방식으로 코팅하여, 사이클 성능 및 열적 안정성을 향상시켰다. Shi 등은 3.0~4.5 V 전압 범위에서 약 100회 충방전 반복을 통해 코팅 유무에 따른 전기화학적 성능 변화를 비교 분석하였다. 5 nm 미만의 Al_2O_3 박막이 코팅된 시료는 pristine 전극에 비해 SEI 저항값이 소폭 증가하였고 이는 절연성을 띄고 있는 Al_2O_3 코팅층이 리튬이온의 이동을 방해할 수 있음을 나타낸다. 하지만 전하전달 저항 측면에서는 비코팅 양극의 경우 2~4.8 V 범위에서 20 사이클 충방전 후에 219.4 Ω로 크게 증가하지만 Al_2O_3 코팅 양극의 경우에는 60.8 Ω에 불과했고 이러한 경향은 3~4.6 V의 좁은 범위에서도 유사한 결과를 보였다. 이는 Al_2O_3 코팅이 양극과 전해질 간의 직접적인 접촉을 차단하고 이온 전도성 SEI층의 점진적 형성을 유도한 결과로 해석된다. Differential scanning calorimetry 열 분석 결과에 따르면, 코팅 시료의 경우, 발열 피크 온도가 상승하여 더 나은 열안정성을 가짐을 입증했다. 이는 코팅층이 충전된 양극소재의 산소 방출을 억제하고, 이에 따라 전해질 용매의 산화를 지연시킨 결과로 판단된다. Al_2O_3 코팅이 열폭주 발생 가능성을 낮추고 열적 안정성도 향상할 수 있음을 보였다.[37]

2.2.3 NCM622

니켈의 함량이 높은 NCM622 양극재는 높은 에너지 밀도와 낮은 비용으로 주목받는 소재이지만, 고전압 조건에서 안정성 문제를 갖는다. 이러한 문제는 전극-전해질 계면의 불안정성에서 비롯되고 용량 저하와 전압 강하로 이어진다. 이를 해결하기 위해 Liu 등은 ZrO_2 나노 코팅을 원자층 증착 방법을 통해 양극에 증착하여 고전(4.5 V)의 조건에서의 성능 향상과 안정성을 도모하였다. ALD 공정은 글러브 박스 내에서 0.8, 3.2, 6.5 nm 두께(각각 5, 20,40 사이클)로 ZrO_2를 증착하였으며, 입자 간 전기적 경로를 유지하고 전기 전도성을 향상시켰다. ALD 공정은 100°C에서 H_2O와 TDMA-Zr를 교차 투입하여 실시했다. 본 실험에서 충방전 실험에서는 ALD-20 코팅이 가장 우수한 성능을 보였는데, 0.5 C에서 50 회 사이클 후 94%의 용량 유지율을 보이며 비코팅 전극의 76%보다 우수한 내구성을 가졌다. 40 사이클 코팅 시료의 경우 성능이 하락했는데, 코팅층이 두꺼워짐에 따라 이온 이동 저항이 증가하고 그 결과 임피던스 상승과 용량 유지율 저하가 관찰되었다. 이는 ALD 코팅이 성능저하를 방지하며, 구조 안정성과 부반응 억제에 기여했음을 알 수 있다. 또한 ALD 코팅은 HF scavenger 역할을 하여 전해액 산화 및 양극 부식 등 부반응을 억제하며, 불안정한 SEI 형성을 억제한다. 이러한 결과들은 ZrO_2 ALD 코팅이 NCM622 전극 표면에 물리적 차단막을 형성하여 전극과 전해질 간 부반응을 억제하고, 이온 전도는 유지하면서 전기전도 차단을 통해 전극의 안정성 향상에 기여함을 시사한다. 이 연구는 ALD가 리튬 이온 전지 양극의 성능을 향상시키기 위한 기술이 될 수 있음을 시사한다.[38]

Al_2O_3 또한 ALD 코팅을 통해 NCM622 전극의 사이클 안정성과 용량 유지율을 향상시킬 수 있다. Wang 등은 전구체로는 TMA, 수증기를 100°C에서 사용하며, 이 경우에도 코팅 두께를 ALD-10, 20, 40 사이클(각각 1, 2, 4 nm)로 다르게 하여 Al_2O_3를 비정질 상태로 증착하였다. 용량유지율은 Al_2O_3에 대해서도 ALD-20의 경우가 45회 충방전 후 94.5%를 기록하여 전극의 용량유지율을 가장 뛰어나게 향상시켰고, 이는 비코팅 전극에서

179.2에서 136.5 mAh로 감소하는 것과 비교하면 안정성이 크게 향상됨을 알 수 있다. 그러나 ALD-40 코팅층은 두꺼워, 이온 전도도가 저하되며, 이로 인해 초기 및 장기적 성능 모두 감소하였다. 한편 3.0-4.7 V의 높은 전압 범위에서 ALD-20 코팅 전극이 가장 높은 용량과 안정성을 보이며 2C 속도에서도 120 mAh/g의 성능을 보였다. 또한 Al_2O_3 막이 전극 내부 이온 확산을 방해하지 않았고, 충전 속도가 빠를수록 상대적으로 우수한 성능 향상이 나타났다. 이러한 결과들은 XPS 분석 결과 ALD 코팅이 전극 표면 화합물 형성 및 증가를 억제하여 구조 파괴와 SEI 형성을 방지하여 안정성 향상에 기여했음을 알 수 있었으며, ALD 코팅은 표면에서 크랙이 억제되어 기계적 안정성과 일관된 성능 유지에 긍정적으로 작용한 것으로 해석된다. ALD층은 합금 또는 상변화를 방지하며 수명과 성능을 개선한다는 결론을 얻을 수 있다.[39]

Neudeck 등은 NCM622 양극재에 비교적 저온에서(110°C)에서 원자층 증착을 이용한 Al_2O_3 박막 코팅을 적용하고 다양한 코팅 두께에 따른 전기화학적 성능을 장기 사이클 기준으로 분석하였다. 1400 사이클 이상의 충방전 조건에서 용량 유지율, 계면 안정성, 표면구조 변화들을 평가하였는데, ALD 코팅을 적용한 NCM622 전극은 Fig. 3(a)에서 확인할 수 있듯이, 1400 사이클의 장기 동작에서는 약 85%의 용량유지율을 나타내며 높은 사이클 수명을 보였다. 또한 Fig. 3(b)에서 쿨롱 효율도

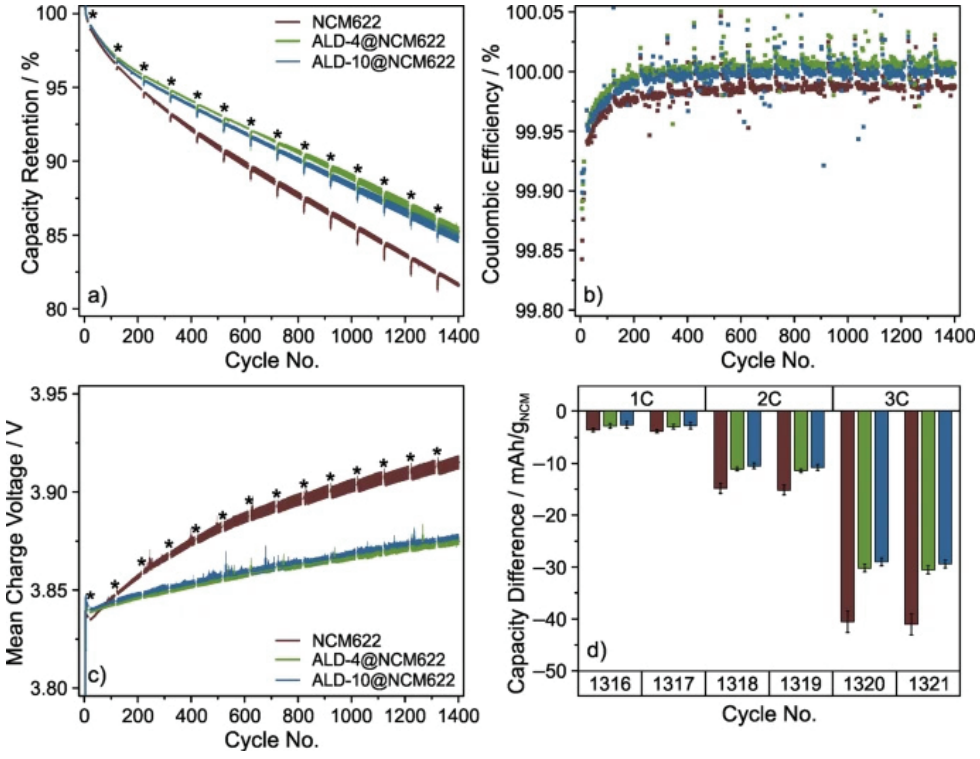


Fig. 3. NCM622 performance with various ALD cycles. (a) Capacity retention relative to 5th cycle discharge capacity at 1 C rate, (b) Coulombic efficiency and (c) mean charge voltage versus cycle number as well as (d) rate capability in the later cycles of graphite-based full-cells using bare NCM622, ALD-4@NCM622 and ALD-10@NCM622. After the initial formation cycles at 0.1 C were completed, the cells were charged and discharged at 1 C, with a rate performance test every 100 cycles (denoted by asterisks in (a,c); data omitted for clarity), during which they were charged at 0.5 C and discharged at rates up to 3 C. Differences in specific discharge capacity relative to that at 0.5 C are shown in (d). Cycling results are averaged from several cells, with the error bars indicating the standard deviation of the mean. Reproduced from Neudeck et al. Sci Rep 2019;9:5328, with open access of Springer Nature.[40]

코팅 시료가 더 높았음을 확인할 수 있다. 특히 코팅층은 전해질과 전극의 직접 접촉을 차단하면서 표면 부식을 억제하고 전해질 분해로 생성되는 LiF, Li_2CO_3 등의 부산물 축적을 효과적으로 억제하였다. 용량이 85% 수준까지 저하되기까지 사이클 수는 비코팅 전극에서 1069 사이클을 보인 반면, ALD 공정을 10 사이클 수행한 전극(1.3 nm 두께)은 1381 사이클로 확인되었다. 이를 통해 코팅층이 장기 사이클 안정성을 향상하였음을 확인할 수 있었으며, 0.25 C로 충전, 0.1~3 C로 방전한 결과 ALD-4 사이클 전극에서는 비코팅의 경우와 유사한 방전 용량이었지만 ALD-10 사이클 전극에서는 두꺼운 코팅으로 인해 감소됨을 보이며 박막이 두꺼우면 전하전달을 방해한다는 것을 의미한다. 하지만 100 사이클 후에는 ALD 코팅을 도입한 전극 모두 비코팅 전극보다 약 2 mAh/g 더 높은 용량 유지율을 보였다. 이는 ALD 코팅이 장기적인 용량 유지에 효과적임을 보여주며, 다만 코팅층이 두꺼울 경우 초기 용량 저하 및 레이트 성능 저하가 발생할 수 있음을 시사한다.[40]

2.2.4 NCM811

하이니켈 양극재인 NCM811은 높은 이론 용량으로 차세대 리튬 이온 전지의 유망한 양극재로 주목받고 있지만, 고전압의 충방전 조건에서는 계면 구조 재구성, 전이금속 이온의 용출, SEI 층의 불안정성 등 다양한 열화 반응이 발생하여 사이클 성능 저하를 유발하는 것으로 알려져 있다.[41] 이에 대해 Wang 등은 NCM811 양극재에 10 사이클의 Al_2O_3 박막을 ALD 방식으로 코팅하여 장기 사이클 성능의 유의미한 향상을 보고하였다. 본 연구에서 ALD로 Al_2O_3 코팅된 NCM811 전극은 2.7-4.3 V 전압 범위에서 100회 충방전 후에도 초기 용량의 93.81%를 유지한 반면, 비코팅 전극은 78.37%로 상대적으로 낮은 용량 유지율을 보였다. 또한 Electrochemical Impedance Spectroscopy (EIS), CV 등의 측정 결과 모두에서 Al_2O_3 코팅층이 NMC811과 전해질 간 부반응을 억제하고 전하 전달 저항을 감소시키는 효과가 있음이 확인되었다. 또한, 코팅층은 내부 응력 완화를 통해 미세균열의 생성을 억제하는 효과도 나타냈다. 이러한 결과들은 ALD 공정을 이용한 Al_2O_3 코팅이 NCM811 양극재의 열화를 효과적으로 억제하며 고전압 및 장기 사용 조건에서 상용화 가능성을 향상시킬 수 있는 표면 공정 전략임을 시사한다.[42]

반면에, Huang 등은 Al_2O_3 박막을 NCM811 표면에 각각 2, 5, 10, 20 회로 사이클 수를 다르게 하여 코팅했을 때 장기 충방전 안정성 및 고속 충방전 성능에 미치는 영향을 실험하였고, Fig. 4(a,b) 모두에서 확인할 수 있듯이, 100 회의 충방전 사이클 동안 4.4 V, 4.6 V의 전압 조건 모두에서 코팅 유무 및 두께에 따른 시료 간 용량 유지율의 유의미한 차이가 없었다. 이어진 실험에서는 2.8-4.2 V 전압 범위에서 다양한 충방전 속도(C rate)에 따른 출력 특성을 평가하였으며, C/3, 1 C, 1.5 C, 2 C, 3 C에 대해 코팅 유무와 두께(ALD 사이클 수) 차이에 따른 시료의 용량이 유사하였고, Al_2O_3 박막의 존재가 고속 작동 시 성능 향상에 기여하지 않음을 보였다. 그러나 단기간의 공기 및 수분 노출에 대해서는 보호 효과가 관찰되었다. 상대 습도 43%, 온도 22°C 조건에서 각각 1 일 및 30 일 노출 후 사이클링을 수행한 결과, 1 일차의 코팅/비코팅 전극을 비교하였을 때, 비코팅 전극의 초기 방전 용량이 195 mAh/g이지만 코팅 시료에서는 초기방전 용량의 감소가 관찰되지 않았다. 하지만 100 번의 C/3 사이클 후에는 두 전극 모두 방전 용량이 감소하였다. 또한 30 일 후, C/3에서 전기화학적 특성을 확인하면, 초기 방전 용량은 두 경우 모두 약 190 mAh/g으로 비슷하였으며, 100 사이클 후 30 일 노출 전극은 방전용량은 코팅, 비코팅 전극 모두 약 140 mAh/g으로 비노출 및 1 일 노출 전극의 160 mAh/g보다 낮은 것으로 측정되었다. 이러한 결과는 ALD 코팅이 NCM811의 전기화학적 성능에는 큰 영향을 주진 않았지만 저장 안정성(Storage stability) 측면만큼은 보호막 효과를 준다는 것을 시사한다.[41] 해당 연구에서는 상업용 NMC811의 본래 품질이 매우 높아 ALD 코팅을 통한 성능 개선 여지가 제한적이었다고 언급하였다. ALD 코팅이 전극 전체를 덮기 위해서는 전극이 충분히 얇아야 하는 조건이 있는데, 본 실험에서는 NCM811 시료 두께가 약 70 μm로, 이는 여러 개의 일차입자(Primary particle)들이 뭉쳐서 형성된

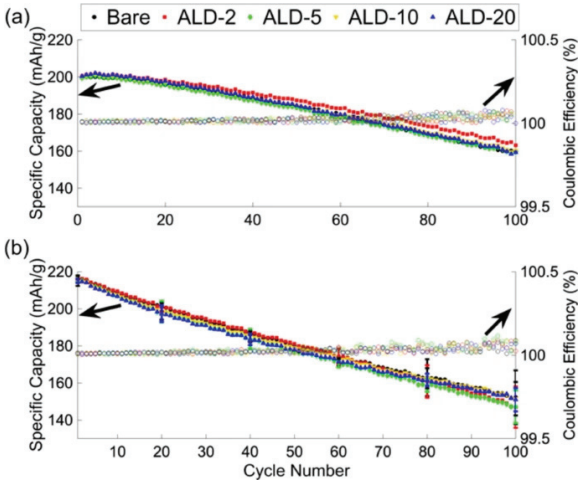


Fig. 4. Specific discharge capacity of both the bare and the coated electrodes cycled with an upper cutoff voltage of (a) 4.4 V and (b) 4.6 V. Error bars correspond to the differences in capacity between the two replicate measurements for the 4.6 V samples and are shown for every 20 cycles. Reproduced from Huang et al. Sci Rep 2024;14:18180, with open access of Springer Nature.[41]

더 큰 입자 덩어리인 이차입자(Secondary particle) 약 2~3 층에 해당하는 두꺼운 두께의 전극을 사용하였다. 결과적으로 시료 상단부에는 Al이 상대적으로 많이 존재하였으나 하단부에는 부족하여, 코팅이 균일성이 확보되지 않은 점이 성능 개선 미비의 주요 원인 중 하나라고 지적한다. 이외에도 표면 바인더, 불순물 존재 등의 원인을 말하며 ALD 코팅이 효과가 없었던 이유를 언급하였다.[41]

이처럼 니켈 함량이 높은 NMC811에 대한 Al_2O_3 코팅 효과는 문헌마다 상반된 결과를 보여 논란의 여지가 있다. Gao 등은 분말에 ALD Al_2O_3 코팅 후 고온에서 소결 처리한 다결정 NMC811 전극에서 용량 유지 특성이 향상되었다고 설명하지만,[43] Han 등과 Riesgo-Gonzalez 등은 습식 코팅 후 열처리 방법으로 Al_2O_3을 코팅한 결과 전기 화학적 성능 및 용량 유지율을 악화시켰다고 언급하였고[41,44,45] 아울러 전기화학적 분해 과정에서 Li_2CO_3가 분해되며 Al_2O_3 코팅층과 NMC 사이 간극이 형성될 수 있음이 보고되었으며, 이는 동일 물질에서 ALD 코팅과 다른 방법 코팅의 차이점을 명확히 규명하는 추가 연구의 필요성을 시사한다.

2.2.5 NCM DFT

니켈 함량이 높은 NMC 계열 양극재는 산소 소실 및 비가역적 산화환원 반응에 의한 구조적 불안정성을 나타내며, 특히 니켈 함량과 작동 전압이 증가할수록, 표면 산소 손실이 더욱 심화되는 경향을 보인다. 이러한 특성을 고려할 때, 산화환원 메커니즘에 대한 정확한 이해는 NCM 양극재의 성능 최적화 및 장수명 구현에 필수적이며, 이를 위해 전자 구조 및 산화 상태 분석이 필요하다. 특히 산소의 산화(산소의 산화수가 증가하는 경우, 탈리튬화 동안 산소의 전하상태가 −1.5에서 −1로 변화한다.)는 과산화 위험을 증가시키고 열적 안정성을 저해할 수 있으므로, DFT와 같은 계산화학 기법을 통해 내부 산화/환원 과정과 산소의 역할을 정밀하게 규명할 필요가 있다. 산화환원 반응에 실질적으로 관여하는 원소에 대해서는 여전히 논란이 존재한다. Banerjee 등은 NCM811, NCM411 등의 조성에 대한 전자구조 및 열화 메커니즘을 이해하고자, 시뮬레이션 기반 계산을 통해 표면 산화환원 반응을 분석하였다. 제1 원리 계산을 통해 금속 및 산화환원 행동을 분석하고자 하였고, 리튬 이온 이동 과정에 따른 변화를 관찰한 계산에서는 DFT + DMFT 계산법을 사용하였다. 그 중 DMFT 기반 전하 분석에서는 산소의 산화환원 이중성을 확인하였는데, 니켈이 풍부한 환경에서는 니켈이 리간드 홀 상태를 유지하며 Ni–O 공유결합계가 일체화된 산화환원 거동을 나타낸다. Ni–O–Ni 경로에서는 산소가 산화환원 과정에 더 깊이 관여한다. 반면, 니켈 함량이 적은 환경에서 Ni–O–Co로 경로가 전이되면 산소의 참여도는 감소하고 코발트가 주요 산화 중심으로 작용한다. 이것은 Ni–O–Co 경로에서 산소의 리간드 홀 형성이 크게 감소하며 Ni–O–Mn 경로에서는 산화환원 반응이 거의 관찰되지 않았다. 주목해야 할 점은 산소의 p 오비탈이 Ni–O 공유결합계의 일부로 산화환원 반응에 깊게 관여하지만, 이는 Ni–O 시스템 전체의 전자구조 변화와 연동되어 나타난다는 것이다. 이때 Ni–O 산화환원 중심(Ni–O 공유 결합계)이 제공할 수 있는 순가용 용량 자체가 변화하지 않으며, 산소의 p 오비탈의 관여 증가는 주로 안정성(리간드 홀 증가 → 산소 손실 및 구조 불안정)에 부정적 영향을 준다. 실제로 니켈이

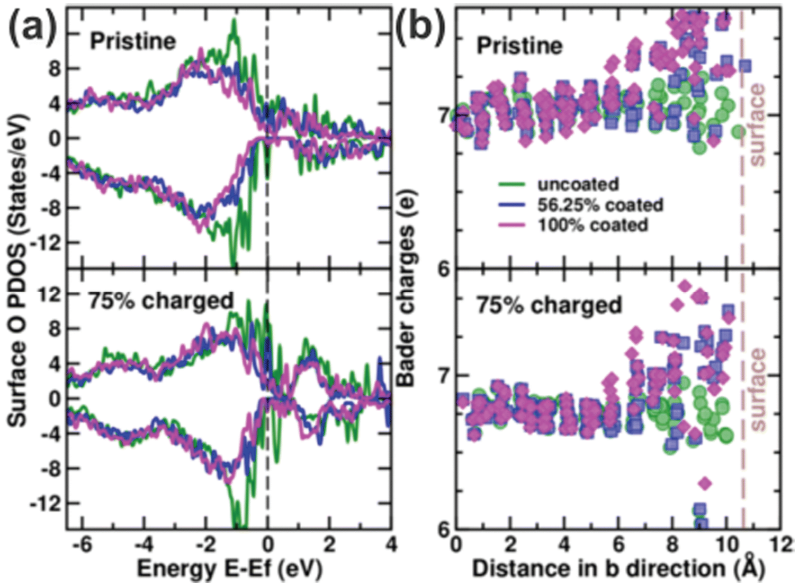


Fig. 5. Electronic density of states and Bader charges: (a) the Projected DOS (PDOS) for surface oxygens in both pristine and 75% delithiated (charged) NMC811 structure with either no Al present (green), Al partially (56.25%) substituting the surface transition metals (blue) or fully substituting the surface transition metals (purple). A vacuum (extending up to 20 Å) above the surface in the *b*–direction is applied to the surface. The black dashed line indicates the Fermi energy. On the other hand, (b) show the Bader charges as a function of distance in the *b*–direction going from the bulk (0 Å) to the surface (10.8 Å, marked by the brown dashed line). The charges of the valence electrons around an idealised O^{2-} would give 8 electrons but is underestimated in Bader partitioning (ranging from~7 in the bulk for the fully lithiated structure to~6.75 in the bulk of the delithiated case). Reproduced from Chen et al. Energy Environ Sci 2025;18:1879-1900, with open access of Royal Society of Chemistry.[48]

많은 영역(Ni–O–Ni)에서 산소 리간드 홀이 형성되지만 그렇지 않은 영역에서는 관찰되지 않았다. LNO에 대한 이전 연구에서 산소가 벌크보다 표면에서 불안정하다는 점이 확인되었으며, 이러한 점을 바탕으로 Al_2O_3으로 코팅은 니켈이 풍부한 표면에서 산소 리간드 홀 형성을 억제하는 데 기여할 수 있는 것으로 해석된다.[46] Chen 등은 DFT 계산을 통해 Al 산화막의 영향을 확인하였는데, Fig. 5(a)에서 확인할 수 있듯이, 75% delithiated 상태에서 일반 시료는 Fermi 준위 산소의 p 오비탈이 크게 증가해 불안정해지지만, 알루미늄으로 치환한 표면에서 산소의 p오비탈이 기존 시료에 비해 페르미 준위 근처의 상태 밀도가 크게 감소하고 산소의 DOS가 낮은 에너지 대로 이동하면서 니켈의 d 오비탈과의 혼성화가 줄어들고 산소가 안정한 산화 상태로 유지됨을 시사하였다. Fig. 5(b)는 75% charged 상태에서도 알루미늄 치환 시료에서 산소 원자가 더 많은 전자를 유지해 표면 산소의 안정화가 됨을 보여준다. 이러한 결과는 알루미늄 도입이 전극의 장기적 성능을 향상시킬 수 있음을 보여준다. 이처럼, 제1 원리 계산 접근법은 전이금속과 산소의 산화 상태와 전자 구조를 원자 수준에서 해석할 수 있는 유효한 도구이며, 복잡한 산화 환원 메커니즘과 근본적 불안정성을 이해하는 데 우수한 수단이 되며 따라서 복잡한 산화환원 메커니즘과 구조적 불안정성 해명을 위해 이러한 계산 기반 연구의 지속적인 수행이 요구된다.[47,48]

2.3 Silicon anode

리튬 이온 전지는 지난 20여년 간 에너지 밀도, 안전성, 수명 향상을 목표로 지속적인 기술 발전을 이루고 있다. 리튬 이온 전지에서 음극 활물질은 에너지 밀도와 수명 특성 등의 성능에 영향을 준다. 현재 상용 리튬 이온 전지에서 주로 사용되는 음극 활물질은 Graphite로, 낮은 가격과, 우수한 전기전도도 등의 장점을 갖는다. 그러나

Graphite 음극은 1몰당 최대 1몰의 리튬 이온만 저장 가능하여, 372 mAh/g의 낮은 이론용량을 가진다는 단점이 있다. 이에 따라 에너지 밀도 향상에 한계가 있다. 이러한 한계를 극복하기 위한 대안으로 실리콘과 같은 고용량 음극 활물질이 주목받고 있으며, 실리콘은 1 몰당 최대 4.4 몰의 리튬이온을 저장할 수 있다는 장점을 가진다. 특히 실리콘은 풍부한 자원 기반을 가지며, 리튬 금속을 제외한 음극 활물질 중에 4,200 mAh/g의 가장 높은 이론용량을 가져 주목을 받고 있으며, BTR New materials, Nexeon, Shanshan, Zenlabs Energy 등의 기업들이 실리콘 음극 기반의 상업화를 시도하고, 테슬라 Model3는 5~10 wt%의 실리콘을 포함한 Si/Graphite 복합 음극을 사용해 약 300 Wh/kg 에너지 밀도를 달성하였다. 하지만 충방전 시 실리콘은 최대 400%에 달하는 부피변화를 겪으며, 이로 인해 입자 분쇄나 전기적 단락과 같은 문제를 발생시키고 수명의 감소, SEI 형성에 의한 Li 이온 손실 등의 문제를 초래한다.[49,50] 이러한 문제는 구형, 튜브형, 박막 및 다공성 구조 등의 다양한 입자 형상 제어, 실리콘 산화물(SiO_x) 및 탄화물(SiC) 등의 물질 합성과 ALD 공정의 도입을 통해 개선될 수 있다.[51-54]

2.3.1 Si nanowire

실리콘 나노 와이어 음극재는 높은 이론용량에도 불구하고 낮은 전기 전도도(약 10^{-5} S/cm)와 느린 이온 확산 속도(약 10^{-14} cm^2/s)로 인해 성능 저하의 한계를 가진다.[55,56] 또한 반복적인 충방전 과정에서 부피변화로 인한 기계적 구조 붕괴와 불안정한 고체전해질 계면 형성으로 급격한 성능 저하가 발생한다. 예를 들어 Si/C 음극은 첫번째 delithiation 과정에서 고체 전해질 계면을 형성하는데, 충방전 과정에서 Si 부피 변화로 인해 SEI 층이 반복적으로 파괴되고 재형성되며, 이 과정에서 리튬 이온이 과도하게 소모되어 용량 저하가 가속된다.[57,58] 이러한 성능 저하를 해결하기 위해 TiN 박막을 ALD방식으로 실리콘 나노 와이어 표면에 코팅하는 접근이 제시되었다.[59,60] 5 nm 두께의 TiN 박막을 ALD 코팅으로 진행한 5TiN/SiNWs 전극은 100 사이클 후 약 55%의 용량 유지율을 나타내었으며, 이는 비코팅 전극 대비 약 30% 향상된 수치이다. 특히 고속 충방전(5 C) 조건에서도 코팅을 적용한 전극은 740 mAh/g의 용량을 유지하며 비코팅 전극의 330 mAh/g에 비해 2 배 이상의 높은 성능을 보였다. HRTEM과 EELS 분석 결과, 성능 향상의 주된 원인은 Si 나노와이어 표면에 균일하게 형성된 TiN 보호층으로 확인되었다. TiN 보호층은 반복적인 리튬의 삽입-탈리튬 과정에서 SEI 층의 과도한 성장 및 전해질 분해를 억제하며 높은 전도성을 바탕으로 전극 내 전자 전도 경로를 보완하여 전기화학적 안정성 향상에 기여하였다. 이러한 결과는 ALD TiN 코팅이 실리콘 나노 와이어 음극에 대해서도 구조적 붕괴, SEI 성장, 전기화학적 불안정성 등의 문제를 해결할 수 있음을 입증하였다.[59,60]

Lotfabad 등은 Si 나노 와이어 표면에 ALD 방식으로 비정질 및 결정질의 TiO_2를 계면 보호막으로 적용하고, 이들이 계면 특성 및 전기화학적 성능에 미치는 영향을 비교 분석하였다. TiO_2 보호층을 도입하면서 초기 쿨롱 효율이 기존 95%에서 99%로 향상되었으며, 0.1 C 조건에서 100 사이클 후에도 60% 이상의 용량 유지율을 달성하였다. 이는 비코팅 전극 대비 약 2배 향상된 성능으로, TiO_2 코팅층이 실리콘 음극의 반복 충방전 과정에서 발생하는 부피팽창에 따른 구조적 손상을 효과적으로 억제함을 보여준다. 특히 고속 방전 조건(5 C)에서도 TiO_2 코팅 전극은 초기 용량의 약 34%를 유지하며, 고속 구동 환경에서도 안정적인 성능을 유지함을 입증하였다. TEM, EELS 분석에 따르면, TiO_2 보호층은 충방전 반복과정 중 발생하는 Si 나노 와이어 표면의 기계적 파손을 완화하고 전해질과의 직접 반응을 억제하는 화학적 장벽 역할을 수행하는 것으로 확인되었다.[61]

2.3.2 Porous Si

TiO_2 및 Al_2O_3와 같은 기존 산화물 코팅 대신 MgO를 ALD 방식으로 적용하여 다공성 실리콘 음극의 성능을 개선할 수 있다. Al-Si 합금을 에칭으로 나노 크기의 다공성 실리콘을 형성하고, MgO를 약 2 nm두께로 ALD 방식으로 증착하여 전기화학적 특성을 평가하였다. 비코팅 음극의 초기 충방전 용량이 각각 2378.8, 1209.8

mAh/g이며 20번째 사이클에서 방전용량은 962.5 mAh/g으로 감소하였고, 초기 쿨롱 효율이 약 50%로 낮았으며, 이는 SEI 필름 형성 및 비가역적인 리튬 손실에 기인한 것으로 해석된다. 반면 MgO 코팅이 적용된 전극의 초기 방전 용량은 각각 충전, 방전 시 2218.3, 1384.7 mAh/g였고 20 사이클 후 방전용량은 1517.8 mAh/g로 향상되었으며, 쿨롱 효율은 62.42%로 증가하였다. 이로써 비코팅 전극은 충방전 사이클 중에서도 용량 감소가 뚜렷했던 반면, MgO 코팅 전극은 용량 유지력과 안정성 측면에서 우수한 성능을 나타냈다. 이는 MgO 코팅이 전극 표면을 보호하여 전해질과의 직접적인 접촉을 차단하고, 전자 전달 저항 및 리튬 이온 확산 저항을 감소시켜 전기화학적 성능 향상에 기여함을 시사한다. 또한 코팅 여부와 관계없이, 모든 전극은 50 회 사이클 후에 용량 증가 경향을 보였으며, 이는 리튬 이온의 확산 거리 증가및 전극 활성화에 기인한 것으로 해석된다. 하지만 코팅된 전극에서는 용량 회복 이후 사이클 수 증가에 따른 용량 저하가 상대적으로 덜 나타냈다. 이는 음극–전해질 계면에서의 리튬 이온 전달 저항이 감소한 결과로, 고속 충방전 환경에서도 안정적인 성능 유지가 가능함을 의미한다. 본 연구는 적정한 두께의 ALD 기반 MgO 코팅이 실리콘 기반 음극의 수명 및 성능 향상에 효과적임을 보여주며, ALD 공정의 적용 가능성을 제시하였다.[62]

2.3.3 Si/C

실리콘 기반 음극재는 흑연 등 기존 상용 음극재에 비해 월등히 높은 이론 용량인 4200 mAh/g를 가지는 음극재이지만, 부피 팽창과 불안정한 고체전해질 계면(SEI) 형성으로 인해 급격한 용량저하와 수명저하가 발생하는 것이 난제였다. SEI층은 전해질과 전극 간의 반응을 억제하고, 리튬 이온의 전달을 조절하는 역할을 수행하지만, 불안정한 SEI의 형성은 충전 용량, 속도, 수명에 대해 부정적인 영향을 끼치므로, 안정된 SEI의 형성은 장수명에 실현에 필수적이다.[64] 이러한 현상은 Fig. 6에서처럼 기존 흑연 음극재에서도 문제가 된 부분이다. 이에 따라 Hy 등은 Al_2O_3기반 ALD 코팅과 전해질 첨가제를

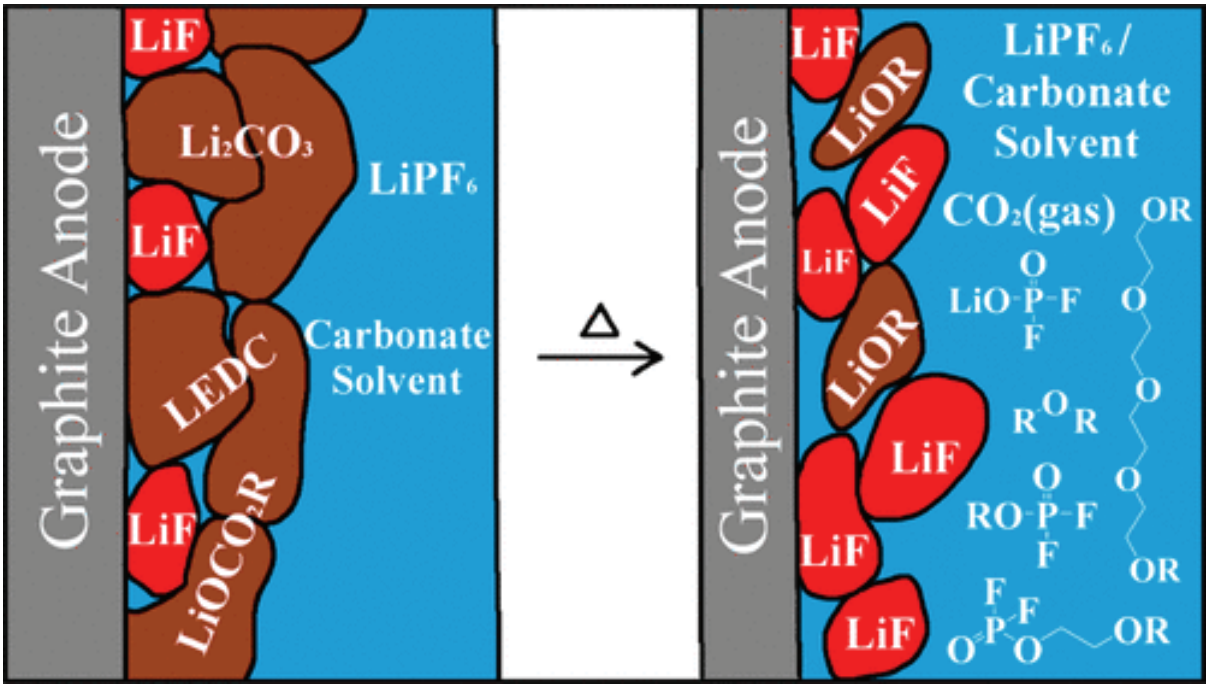


Fig. 6. SEI on Graphite anode of Lithium–ion battery. Reproduced from Parimalam et al., *J. Phys. Chem. C* 2017;121(41): 22733-22738, under the terms of the Creative Commons license (https://doi.org/10.1021/acs.jpcc.7b08433).[63]

병행 적용하여 실리콘 음극의 계면 안정성을 극대화하고자 하였다. 음극 활물질로는 실리콘/탄소 나노튜브-그래핀 복합체로 구성되었으며, 전해질은 $LiPF_6$ (1 M in EC/DEC, 1:1 vol%)에 2 wt%의 VC (Vinylene carbornate)를 첨가하여 구성하였다. ALD공정은 TMA와 H_2O를 전구체로 하여 200°C에서 진행되었으며, 5,10,20 사이클을 통해 수 나노미터 두께의 Al_2O_3 박막이 실리콘 복합체 표면에 증착되었다. 전기화학적 성능 평가 결과, bare 음극은 50 사이클 충방전 후 초기 용량 대비 약 56%의 용량 손실을 보인 반면, ALD 코팅만 적용된 전극은 동일 조건에서 73% 수준의 용량 손실을 나타내어 오히려 bare 전극보다 저조한 성능을 보였다. 반면, ALD 코팅과 VC 첨가제를 병행한 시료는 단 11%의 용량 손실만을 보여 가장 우수한 사이클 안정성을 나타냈다. 또한 bare 전극은 200 사이클 이후에도 약 400 mAh/g의 용량을 유지하였지만 ALD 코팅과 VC를 첨가한 전극은 약 630 mAh/g를 유지하며 뚜렷한 수명 향상 효과를 보였다.[65] 이를 통해 ALD 코팅과 VC 첨가제를 투입한 전극은 성능 및 안정성이 향상되었는데, ALD가 SiO_2 또는 SiO_xF의 형성을 억제하고, 균일한 SEI층의 형성을 유도하여, 전극 표면의 크랙과 파편화가 줄이며 VC와 병행 적용 시 Si 입자의 분쇄 및 클러스터 형성이 억제되며, 안정화된 SEI 층과 및 구조 균일성 확보에 기인한 것으로 설명된다. 실제로 SEM, TEM 분석 결과, ALD와 VC를 모두 적용한 전극은 매끄럽고 균일하며 크랙과 SiO_xF의 형성이 적음을 확인할 수 있었다. 이로써 Al_2O_3 ALD 코팅과 VC 첨가제의 병행 적용은 실리콘 나노 튜브 전극의 구조적 안정성 유지 및 전기화학적 성능 향상에 효과적인 전략임을 시사한다.[65]

Sahoo 등은 실리콘/Graphite 복합 음극에 ZnO ALD 코팅을 적용하고, Fluoroethylene carbonate (FEC) 첨가제의 영향을 함께 분석하여 계면 안정성과 전기화학적 성능 개선 효과를 평가하였다. XPS 분석결과, SEI 층 내 LiF의 함량이 증가한 것이 관찰되었으며 ZnO 코팅과 FEC 첨가 전해질의 조합이 음극의 안정성과 성능 향상에 기여했음을 시사한다. FEC 첨가제는 초기 전해질 분해 과정에서 LiF를 생성하며, 얇고 안정된 SEI 층의 형성을 유도하여 계면 안정성을 향상시키는 것으로 알려져 있다.[66,67] 본 연구에서는 FEC 첨가 여부 및 20 사이클의 ZnO ALD 코팅 유무에 따라 전기화학적 성능을 비교 분석하였다. 충방전 사이클에서 C-rate 순서를 0.1, 0.2, 0.2, 1, 2로 다르게 하여 방전용량을 측정했을 때 C-rate를 0.1 C에서 2 C로 증가시켰을 때, ZnO 코팅과 FEC 전해질 조건은 pristine 조건 대비 2.5 배 이상 높은 방전 용량을 유지하였다. 1 C에서 130 사이클 기준 장기 사이클 안정성 측정에서는, ZnO 및 FEC가 적용되지 않은 전극은 각각 290 mAh/g, 240 mAh/g의 용량을 유지하며 초기 대비 약 60% 수준에 머물렀고, ZnO ALD 코팅이 음극을 어느정도 보호함을 시사한다고 말한다. 하지만 FEC 첨가 시 전극은 각 456, 586 mAh/g의 용량을 기록하며 약 83%의 용량유지율을 보였다. 이러한 경향은 500 사이클 장기 평가에서도 약 60% 유지율을 유지하며 ZnO ALD 코팅과 FEC 첨가제의 동시 적용이 장기 사이클 안정성 향상을 향상시킨다고 말한다. SEM 측정 결과 Si/Gr 음극 표면의 균열 수는 FEC가 포함된 경우 적었으며 C-rate 1로 500 회 충방전 시 첨가제 포함 코팅 시료는 큰 부피 변화에도 60%의 용량 유지율을 보였다. 이는 ZnO와 실리콘이 충방전 과정에서 유사한 부피 팽창 거동을 보여, ZnO 코팅이 효과적으로 음극을 보호했음으로 해석된다. EIS 분석 결과에서도 FEC의 도입이 SEI 저항을 낮게, 안정적으로 유지하는 것을 확인할 수 있었다. XPS 분석 결과, FEC 첨가 조건에서 SEI 층 내 LiF의 함량이 증가하였으며, 이는 안정적이고 조밀한 SEI 층 형성에 기여한 것으로 해석된다.[64] 본 연구 결과는 ALD 코팅 단독보다 첨가제와의 병행 적용이 실리콘 기반 음극 성능 및 장기 사이클 안정성의 향상에 보다 효과적임을 시사한다.

2.3.4 Silicon particle with pre-lithiation

기존 산화물 코팅인 Al_2O_3, ZnO, ZrO, TiO_2과 플로오르화물인 MgF_2, AlF_3 기반 코팅은 전극의 보호용으로 광범위하게 연구되었지만 리튬 이온 전도도가 낮아지고 용량 손실이 발생한다.[50] 이에 따라 최근에는 LiF, Li_2O, $LiAlO_2$, $LiAlO_2$, $LiAlF_4$ 등 리튬 함유 인공 SEI이

주목받고 있으며, 이들은 전기화학적 성능 향상에 기여하고 있다. 이 중 Li_2O는 SEI 내 주요 성분으로, 벌크 대비 3~4 배 빠른 리튬 이온 확산 특성을 지닌 것으로 보고된다. 리튬 이온 및 전자 전도성이 우수한 코팅 물질은 전기화학적 안정성을 유지하면서 이온 및 전자전달을 개선하고,[36] 적층형 리튬 함유 박막은 실리콘 입자 주변에 추가적인 표면 리튬 공급원을 제공함으로써 충방전 사이클에서 발생하는 리튬 손실을 부분적으로 보상할 수 있으며, Li_2CO_3, Li_2O, Li_xPOF_y, LiF 등을 통한 SEI 층을 형성하는 것으로 나타났다. Feng 등은 ALD 및 Molecular layer deposition (MLD) 공정을 결합하여 적층형 Li_2O–lithicone 하이브리드 박막(약 5 nm 두께)을 Si 기반 음극에 증착하고, 이를 통해 전기화학적 성능 향상을 도모하였다.[50] Heo 등은 진공 열증발 방식으로 pre–lithiation을 하여 실리콘–흑연 음극을 제작했는데, 리튬 소모를 억제하고 90%에 달하는 Initial Coulombic Efficiency를 달성하였다. 하지만 습식 증착 방식은 불균일한 코팅을 생성하여 재현성의 문제가 발생하는데, ALD를 통한 코팅은 재현성의 문제를 보완할 수 있다.[68] Feng 등은 전구체로 H_2O, LiOtBu, HQ을 사용하여 ALD 사이클을 적용하고 이후 MLD lithicone 사이클을 진행하였다. 각 증착 기술(ALD, MLD)을 5 사이클씩 반복한 공정을 10 사이클을 수행하였으며, 이를 통해 실리콘 나노 입자 표면에 Li_2O/lithicone을 증착하였다. 또한 DFT 계산을 통해 리튬 vacancy를 포함한 시스템 내에서 리튬 이온 확산 경로 및 장벽을 계산하였다. 초기 충전 용량은 비코팅 실리콘, Li_2O 코팅, Li_2O–lithicone 코팅 Si의 순서로 각각 2360, 2771, 3229 mAh/g로 나타났으며, 순수 Si는 30회 충전 사이클 후 동일 조건에서 9.5%, Li_2O–lithicone 코팅 Si은 50 회 사이클 후 73.6%을 유지하며 수명 및 성능 향상을 보였다. 사이클 후 SEM 이미지에서도 비코팅 Si, Li_2O코팅 Si는 표면에 균열이 발생하지만, Li_2O–lithicone 코팅 Si은 균열이 거의 없으며 두께 증가율도 낮아 팽창을 억제하는 효과가 있음을 입증한다. DFT 계산 결과, Li_2O–lithicone 내 리튬 이온의 확산 에너지 장벽은 0.11 eV로 나타났으며, 다른 SEI 구성 물질인 LiF(0.98 eV), Li_2CO_3(0.83 eV) 보다 낮으며 코팅 물질이 높은 이온 전달 성능과 낮은 저항성을 설명해준다. 이는 Li_2O–lithicone이 적층 구조를 갖고 있으면서도 연결된 사슬구조를 형성하여 이온의 이동을 용이하게 하기 때문으로 해석된다. 이러한 결과를 통해 ALD와 MLD 공정 기술을 이용한 인공 SEI층 형성이 사이클 중 발생하는 불가피한 리튬 손실을 부분적으로 보상하는 추가 리튬 공급원 역할을 하며 초기 충전용량을 향상하고 빠른 리튬 이온 확산과 계면 응력 완화는 우수한 사이클 안정성과 고속 충방전 성능 향상에 기여하며, 실리콘 음극의 특성 강화에 새로운 통찰을 제시해 DFT 계산을 통해 리튬 이온의 확산 에너지 장벽을 계산하며 리튬 이온의 저항성 경향을 예측할 수 있음을 시사한다.[50]

3. 결론

본 리뷰는 리튬 이온 전지의 성능과 수명 한계를 극복하기 위한 계면 제어 전략으로 원자층 증착(ALD) 기술의 적용 가능성과 효과를 전이금속 조성별 NCM 양극재와 실리콘 기반 음극재를 중심으로 고찰하였다. 리튬 이온 전지는 전기차의 상용화로 성능 및 수명 향상을 위한 지속적인 기술 발전이 필요한 상황이며, 양극재, 음극재 등에 ALD 박막을 형성하여 전극–전해질 계면 부반응 및 열화를 방지할 수 있었다. 리튬 이온 전지 NCM 계열 양극에서는 Al_2O_3, ZnO, TiO_2, ZrO_2 등의 ALD 코팅 박막이 전극 표면의 금속 용출 억제, 구조 안정화, 열화 반응 감소 등에 기여함이 확인되었다. 실리콘 음극의 경우에는 반복 충방전 사이클에 따른 부피 팽창과 불안정한 SEI 형성 문제를 여러 산화물계 박막 ALD 코팅과 첨가제의 도입을 통해 효과적으로 억제할 수 있었고, MLD 기술과의 융합으로 Li_2O–lithicone 적층 박막은 초기 쿨롱 효율, 용량 유지율, 리튬 확산 속도 등에서 개선을 이끌어냈음을 보였다. 아울러 DFT 계산 등의 시뮬레이션 계산을 통해 박막 코팅 시, 전극 소재 전자구조 변화와 이온 확산 메커니즘을 규명하였다. 이를 통해 산화 메커니즘 및 리튬 이온 저항 정도를 판단할 수 있음을 보였다. 하지만 여전히 하이니켈 양극재에서 ALD 도입 효과 논란 및 박막의 적절 두께, 양극재, 음극재의 열화 관련 메커니즘, 추가적인

박막의 도입 등에 대한 연구는 아직 부족한 상황이다. 앞으로 최적의 공정 조건 및 두께, 양극재, 음극재의 열화 메커니즘에 대한 계산화학을 통한 이론적 접근 및 새로운 박막에 대한 연구 및 개발이 지속적으로 필요하며, 이는 NCM 양극 성능 및 수명 향상과 차세대 실리콘 기반 음극재 상용화 등으로 이어질 것으로 예상하는 바이다.

ACKNOWLEDGEMENTS

본 연구는 2025년도 정부(과학기술정보통신부)의 재원으로 국가과학기술연구회 글로벌 TOP 전략연구단 지원사업(No. GTL24012-000)의 지원을 받아 수행되었습니다.

REFERENCES

1. Y. S. Jung, A. S. Cavanagh, L. A. Riley, et al., Adv. Mater., **22**(19), 2172-2176 (2010). https://doi.org/10.1002/adma.200903951
2. Y. J. Kim, M. J. Kim, J. P. Hong, et al., Ceramist, **27**(2), 177-190 (2024). https://doi.org/10.31613/ceramist.2024.27.2.07
3. M. Ghiji, V. Novozhilov, K. Moinuddin, et al., Energies, **13**(19), 5117 (2020). https://doi.org/10.3390/en13195117
4. Z. Lin, Y. Li, P. Ding, et al., Battery Energy, e20240063 (2025). https://doi.org/10.1002/bte2.20240063
5. M. Kim, KJ. Koo, KM. Kang, et al., Ceramist, **25**(1) 90-103 (2022). https://doi.org/10.31613/ceramist.2022.25.1.06
6. L. Britala, M. Marinaro and G. Kucinskis, Journal of Energy Storage, 73, 108875 (2023). https://doi.org/10.1016/j.est.2023.108875
7. Y. Jin, B. Zhu, Z. Lu, et al., Adv. Energy Mater., **7**(23), 1700715 (2017). https://doi.org/10.1002/aenm.201700715
8. L. de Biasi, B. Schwarz, T. Brezesinski, et al., Adv. mater., 31(26), 1900985 (2019). https://doi.org/10.1002/adma.201900985
9. C. Zhu, K. Han, D. Geng, et al., Electrochim. Acta, **251**, 710-728 (2017). https://doi.org/10.1016/j.electacta.2017.09.036
10. J. Li, X. Xiao, Y.-T. Cheng, et al., J. Phys. Chem. Lett., **4**(20), 3387-3391 (2013). https://doi.org/10.1021/jz4018255
11. J. Liu, M. N. Banis, X. Li, et al., J. Phys.l Chem. C, **117**(39 20260-20267 (2013). https://doi.org/10.1021/jp4063302
12. C. Guan and J. Wang, Advanced Science, **3**(10), 1500405 (2016). https://doi.org/10.1002/advs.201500405
13. J. A. Oke and T.-C. Jen, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, **126**(11-12), 4811-4825 (2023). https://doi.org/10.1007/s00170-023-11478-y
14. G. N. Parsons, S. M. George and M. Knez, MRS Bull., **36**(11), 865-871 (2011). https://doi.org/10.1557/mrs.2011.238
15. R. W. Johnson, A. Hultqvist and S. F. Bent, Mater. today, **17**(5), 236-246 (2014). https://doi.org/10.1016/j.mattod.2014.04.026
16. M. Leskelä and M. Ritala, Thin solid films, **409**(1), 138-146 (2002). https://doi.org/10.1016/S0040-6090(02)00117-7
17. S. E. Potts, H. B. Profijt, R. Roelofs, et al., Chem. Vap. Deposition,. **19**(4-6), 125-133 (2013) https://doi.org/10.1002/cvde.201207033
18. R. L.. Puurunen, J. Appl. Phys., **97**(12), 121301 (2005). https://doi.org/10.1063/1.1940727
19. T. Kim, B. Kang, M. Jeon, et al., Ceramist, **27**(1), 41-60 (2024). https://doi.org/10.31613/ceramist.2024.27.1.02
20. P. Teichert, G. G. Eshetu, et al., Batteries, **6**(1), 8 (2020). https://doi.org/10.3390/batteries6010008
21. S.-T. Myung, F. Maglia, K.-J. Park, et al., ACS Energy Lett., **2**(1), 196-223 (2017). https://doi.org/10.1021/acsenergylett.6b00594
22. W. Zhu, X. Huang, T. Liu, et al., Coatings, **9**(2), 92 (2019). https://doi.org/10.3390/coatings9020092
23. Q. Qiu, X. Huang, Y. Chen, et al., Ceram. Int., **40**(7), 10511-10516 (2014). https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2014.03.023
24. J.-Z. Kong, C. Ren, G.-A. Tai,, et al., J. Power Sources, **266**, 433-439 (2014). https://doi.org/10.1016/j.jpowsour.2014.05.027
25. H. Zhang, J. Xu and J. Zhang, Front. Mater., **6**, 309 (2019). https://doi.org/10.3389/fmats.2019.00309

26. D. Li, Y. Kato, K. Kobayakawa, et al., J. Power Sources, **160**(2), 1342-1348 (2006). https://doi.org/10.1016/j.jpowsour.2006.02.080
27. M. R. Laskar, D. H. K. Jackson, S. Xu, et al., ACS Appl. Mater.Interfaces, **9**(12), 11231-11239 (2017). https://doi.org/10.1021/acsami.6b16562
28. J. Zhu, Y. Li, L. Xue, et al., J. Alloys Compd., **773**, 112-120 (2019). https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.09.237
29. X., Xiong, Z. Wang, X. Yin, et al., Mater. Lett.,. **110**, 4-9 (2013). https://doi.org/10.1016/j.matlet.2013.07.098
30. Y. Huang, F.-M. Jin, F.-J. Chen, et al., J. Power Sources, **256**, 1-7 (2014). https://doi.org/10.1016/j.jpowsour.2014.01.003
31. D. Olkhovskii, D. Ivanova, V. Chernyavsky, et al., J. Electrochem. Soc., **171**(2), 020508 (2024). https://doi.org/10.1149/1945-7111/ad242c
32. H. Hemmelmann, J. K. Dinter and M. T. Elm, Adv. Mater. Interfaces, **8**(9), 2002074 (2021). https://doi.org/10.1002/admi.202002074
33. H. Hemmelmann, R. Ruess, P. Klement, et al., Adv. Mater. Interfaces, **10**(9), 2202268 (2023). https://doi.org/10.1002/admi.202202268
34. J. K. Mayer, F. Huttner, C. A. Heck, et al., J. Electrochem. Soc., **169**(6), 060512 (2022) https://doi.org/10.1149/1945-7111/ac7358
35. N. Yao, M. Zhang, Y. He, et al., Electrochem. Commun., **176**, 107946 (2025). https://doi.org/10.1016/j.elecom.2025.107946
36. J. Yan, H. Huang, J. Tong, J., et al., Interdiscip. Mater., **1**(3), 330-353 (2022). https://doi.org/10.1002/idm2.12043
37. Y. Shi, M. Zhang, D. Qian, et al., Electrochim. Acta, **203**, 154-161 (2016). https://doi.org/10.1016/j.electacta.2016.03.185
38. Y. Liu, X. Wang, J. Cai, et al., J. Mater. Sci. Technol., **54**, 77-86 (2020). https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.02.080
39. X. Wang, J. Cai, Y. Liu, et al., Nanotechnology, **32**(11), 115401 (2020). https://doi.org/10.1088/1361-6528/abd127
40. S. Neudeck, A. Mazilkin, C. Reitz, et al., Sci. Rep., **9**(1), 5328 (2019). https://doi.org/10.1038/s41598-019-41767-0
41. H. Huang, L. Qiao, H. Zhou, et al., Sci. Rep., **14**(1), 18180 (2024). https://doi.org/10.1038/s41598-024-69330-6
42. L. Wang, Q. Su, W. Shi, et al., Electrochim. Acta, **435**,. 141411 (2022). https://doi.org/10.1016/j.electacta.2022.141411
43. Y. Gao, J. Park and X. Liang, ACS Appl. Energy Mater., **3**(9), 8978-8987 (2020). https://doi.org/10.1021/acsaem.0c01420
44. B. Han, B. Key, S. H. Lapidus, et al., ACS Appl. Mater. Interfaces, **9**(47), 41291-41302 (2017). https://doi.org/10.1021/acsami.7b13597
45. V. Riesgo-Gonzalez, D. S. Hall, K. Märker, et al., Chem. Mater., **34**(21), 9722-9735 (2022). https://doi.org/10.1021/acs.chemmater.2c02580
46. A. R. Genreith-Schriever, H. Banerjee, A. S. Menon, et al., Joule, **7**(7), 1623-1640 (2023). https://doi.org/10.1016/j.joule.2023.06.017
47. H. Banerjee, C. P. Grey and A. J. Morris, Chem. Mater., **36**(13), 6575-6587 (2024). https://doi.org/10.1021/acs.chemmater.4c00928
48. R. L. B. Chen, F. N. Sayed, H. Banerjee, et al., Energy Environ. Sci., **18**(4), 1879-1900 (2025). https://doi.org/10.1039/D4EE03444A
49. M. Kwon, J. Park and J. Hwang, Ceramist, **25**(2), 218-246 (2022). https://doi.org/10.31613/ceramist.2022.25.2.03
50. J. Fang, J. Li, L. Qin, et al., ACS Appl. Mater. Interfaces, **15**(23), 27963-27974 (2023). https://doi.org/10.1021/acsami.3c02925
51. Y. Yao, M. T. McDowell, I. Ryu, et al., Nano Lett., **11**(7), 2949-2954 (2011). https://doi.org/10.1021/nl201470j
52. T., Song, J. Xia, J.-H. Lee, et al., Nano Lett., **10**(5), 1710-1716 (2010). https://doi.org/10.1021/nl100086e
53. T. Moon, C. Kim and B. Park, J. Power Sources, **155**(2), 391-394 (2006). https://doi.org/10.1016/j.jpowsour.2005.05.012
54. M. Miyachi, H. Yamamoto, H. Kawai, et al., J. Electrochem. Soc., **152**(10), A2089 (2005). https://doi.org/10.1149/1.2013210
55. A. F. Gonzalez, N.-H. Yang and R.-S. Liu, J. Phys. Chem. C,. **121**(50), 27775-27787 (2017) https://doi.org/10.1021/acs.jpcc.7b07793
56. X. Yi, W.-J. Yu, M. A. Tsiamtsouri, et al., Electrochim. Acta, **295**, 719-725 (2019). https://doi.org/10.1016/

j.electacta.2018.11.020
57. C. Zhang, T.-H. Kang and J.-S. Yu, Nano Res., **11**, 233-245 (2018). https://doi.org/10.1007/s12274-017-1624-1
58. J. Wang, L. Liao, Y. Li, et al., Nano lett., **18**(11), 7060-7065 (2018). https://doi.org/10.1021/acs.nanolett.8b03065
59. A. Kohandehghan, P. Kalisvaart, K. Cui, et al., J. Mater. Chem. A, **1**(41), 12850-12861 (2013). https://doi.org/10.1039/C3TA12964K
60. E. M. Lotfabad, P. Kalisvaart, A. Kohandehghan, et al., J. Mater. Chem. A, **2**(8), 2504-2516 (2014). https://doi.org/10.1039/C3TA14302C
61. E. M. Lotfabad, Peter Kalisvaart, Kai Cui, et al., Phys. Chem. Chem. Phys., **15**(32), 13646-13657 (2013) https://doi.org/10.1039/C3CP52485J
62. X. Tai, A. Kakimov, S. Li, et al., J. Mater. Res., **34**(14), 2425-2434 (2019). https://doi.org/10.1557/jmr.2019.150
63. B. S. Parimalam, A. D. MacIntosh, R. Kadam, et al., J. Phys. Chem. C, **121**(41), 22733-22738 (2017). https://doi.org/10.1021/acs.jpcc.7b08433
64. P. P. Sahoo, A. Güneren, B. Hudec, et al., ACS Appl. Energy Mater., **8**(11), 6925-6934 (2025). https://doi.org/10.1021/acsaem.4c02912
65. S. Hy, Y.-H. Chen, H.-M. Cheng, et al., ACS Appl. Mater. Interfaces, **7**(25), 13801-13807 (2015). https://doi.org/10.1021/acsami.5b01853
66. N.-S. Choi, K. H. Yew, K. Y. Lee, et al., J. Power Sources, **161**(2), 1254-1259 (2006). https://doi.org/10.1016/j.jpowsour.2006.05.049
67. H. Nakai, T. Kubota, A. Kita, et al., J. Electrochem. Soc., **158**(7), A798 (2011). https://doi.org/10.1149/1.3589300
68. K. H. Kim, J. Shon, H. Jeong, et al., J. Power Sources, **459**, 228066 (2020). https://doi.org/10.1016/j.jpowsour.2020.228066

이동건



- 2020년~현재 중앙대학교 융합공학부 학사과정

박해선



- 2021년~현재 조교수 융합공학부 중앙대학교
- 2019년~2021년 박사후연구원 Materials Science Division, Argonne National Laboratory
- 2015년~2019년 박사 Mechanical Engineering, University of Michigan – Ann Arbor
- 2013년~2015년 석사 Mechanical Engineering, University of Michigan – Ann Arbor
- 2006년~2013년 학사 서울대학교 기계항공공학부