

巻 頭

日本の資源循環政策とバイオプラスチックをめぐるイノベーションへの期待

特集

自動車電動化に向けた次世代電池用電解質材料の開発事例

海洋生分解性プラスチック開発、評価の最前線

VOC 規制の概要と低減化の取り組み事例

全固体電池の界面不純物制御による容量倍増と 電解質/正極界面における Li 移動解析

河底 秀幸 東北大学大学院理学研究科化学専攻 助教

白澤 徹郎 (国研) 産業技術総合研究所 計量標準総合センター 主任研究員

西尾 和記 東京工業大学 物質理工学院 応用化学系 特任助教 清水 亮太 東京工業大学 物質理工学院 応用化学系 准教授

白木 將 日本工業大学 基幹工学部 応用化学科 教授

一杉 太郎 東京工業大学 物質理工学院 応用化学系 教授

1 全固体電池への期待と課題

現在、電子デバイスや電気自動車の電源として、高い安全性・高いエネルギー密度・高速充放電が実現可能な、全固体電池に大きな注目が集まっている¹⁾。現在の正極材料の主流は平均電圧が3V台のLiCoO₂やLiFePO₄などであるが、LiNi_{0.5}Mn_{1.5}O₄やLiCoPO₄などの高電位正極材料を活用し、平均電圧を5V程度まで上昇させる試みが活発である。そうした全固体電池の実用化に向けた課題としては、固体電解質のイオン伝導率の向上、固体電解質と正極材料の界面でのイオン移動の抵抗(界面抵抗)の低減、電池容量の増大などが挙げられる。固体電解質については、液体電解質と同程度のイオン伝導率を実現する超イオン伝導体が開発され^{2.3)}、実用化への機運の高まりに大きく貢献している。

このような背景のもと、著者らは、低い界面抵抗を実現する材料設計指針の構築を目指している。そして、全真空プロセスを活用し、電解質/正極界面におけるイントリンシックな電気化学特性の評価を行ってきた⁴⁾。その結果、低い界面抵抗は、不純物を含まない清浄な界面で実現することが分かり、さらに、14 mA/cm² という高電流密度(3600C に相当)での超高速充放電を実証した⁵⁻⁸⁾。

LiNi_{0.5}Mn_{1.5}O₄を正極材料とする全固体電池では、通

常, $Li_0Ni_{0.5}Mn_{1.5}O_4$ (L_0NMO) と $LiNi_{0.5}Mn_{1.5}O_4$ (LNMO) の間での充放電動作が用いられる。しかし最近,著者らは,低い界面抵抗をめざす過程で,正極材料で脱挿入可能な $Li_2Ni_{0.5}Mn_{1.5}O_4$ (L_2NMO) の間の充放電動作を用いることで,電池容量の倍増を実現した 9^9 。また,LNMO を正極材料とする場合,電解質/正極界面の形成時に,Li が自発的に移動し,界面近傍に L_2NMO 形成されることも見出した 6.99。そこで本稿では,清浄な $Li_3PO_4/LNMO$ 界面を有する全固体薄膜電池における, L_0NMO と L_2NMO の充放電動作を紹介する。さらに,X 線回折測定により,充放電過程と界面形成時における Li 移動を解析した結果を報告する。

2 全真空プロセスを活用した薄膜電池に おける界面研究

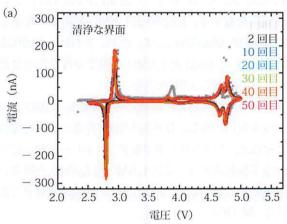
固体電解質と正極材料の界面におけるイントリンシックな電気化学特性を評価するためには、界面における接合面積や結晶構造が規定され、界面は大気曝露などによる汚染が無く清浄であることが理想的である。こうした界面では、Li が移動する量や場所を原子スケールで特定できるため、界面構造とイオン伝導の関係を明らかにできる。著者らは、正極、固体電解質、負極を薄膜として積層したモデル電池を作製し、界面制御を基軸とした

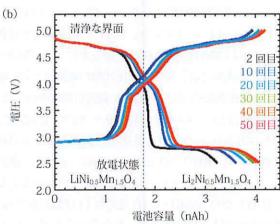
全固体電池研究に取り組んでいる 4 。また,理想的な界面の作製,および電気化学特性の評価には,薄膜作製技術を活用した真空プロセスが有効である。そこで,電池の作製から評価までを一度も大気に触れずに行えるように,パルスレーザー堆積法・スパッタリング法・真空蒸着法を備えた成膜室,および電気化学特性評価用マルチプローバを備えた測定室が超高真空環境(10^{-8} Pa 台)で接続された実験装置を独自に構築した。これまでに,この実験装置を活用し,LiCoO₂ やLNMO などを正極材料として用いた全固体薄膜電池において,低い界面抵抗や超高速充放電を実現した $^{5:8}$ 。さらに,放射光 X 線を用いた界面構造の解析により,原子が周期的に配列する界面において,低い界面抵抗が実現することを明らかにした $^{7:10}$ 。また,界面抵抗が結晶方位に依存することも明らかにした $^{10\cdot12}$ 。

3 清浄な界面を有する全固体電池での電 池容量の倍増

上述の全真空プロセスを用いて、LNMO を用いた 全固体薄膜電池を作製し、LoNMO と L2NMO の間の 充放電特性を評価した。電池は, Li (負極; 600 nm) /Li₃PO₄(固体電解質; 500 nm) / LNMO(正極; 40 nm) の構造として、下部電極 LaNiO₃ を堆積させた Nb: SrTiO₃ 基板上に作製した。電池作製後の初期電位 は, 2.3 V (vs. Li/Li⁺) となった。電圧を上げ, 充電を 行うと、サイクリックボルタンメトリー曲線において、 2.9 V (vs. Li/Li⁺) にピークが現れた (図 1(a))。これは, 液体電解質を用いたリチウムイオン電池で報告されて いるように、LoNMOからLoNMOへのLi脱離による酸 化反応に対応する。さらに電圧を上げると、4.0 V (vs. Li/Li⁺) と 4.7 V (vs. Li/Li⁺) にもピークが生じ,これ らは、LNMOからLoNMOへのLi脱離による酸化反応 に対応する。また、電圧を下げる放電過程にも、2.9 V (vs. Li/Li⁺), 4.0 V (vs. Li/Li⁺), 4.7 V (vs. Li/Li⁺) 17 ピークがあり、LoNMOからL2NMOへとLi挿入による 還元反応も確認できた。そして、2回目から50回目ま で、サイクリックボルタンメトリー曲線におけるピーク 位置は、1回目の充放電過程と重なっており、LoNMO と L。NMO の間での安定した充放電動作が実現している ことを示す。

図 1 (b) に、サイクリックボルタンメトリー曲線から得られた充放電曲線を示す。 L_0NMO と LNMO の間の充放電容量は、2 nAh 程度であったが、 L_0NMO と





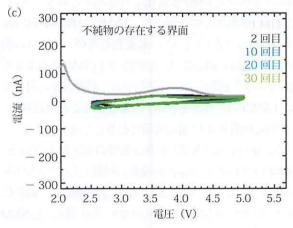


図 1 清浄な界面を有する LiNi_{0.5}Mn_{1.5}O₄ 全固体薄膜電池の (a) サイクリックボルタンメトリー曲線と (b) 充放電曲線。 (c) 大気暴露により界面に不純物を混入させた場合のサイクリックボルタンメトリー曲線

 L_2 NMO の間では、4 nAh 程度に倍増し、さらに 50 サイクル目まで、充放電容量は劣化しなかった。1 回目のクーロン効率は 58 %であったが、サイクル数が増える度に改善し、30 回目以降ではほとんど 100 %となった。これらは、2.9 V(vs. Li/Li⁺)と 4.7 V(vs. Li/Li⁺)の動作電圧を有する、 L_0 NMO と L_2 NMO の間での安定した充放電動作を定量的に示す。なお、これは、全固体電池における、 L_0 NMO と L_2 NMO の間での可逆的な酸化還元反応の初めての報告である。

また驚くべきことに、 Li_3PO_4 の堆積前に LNMO 表面を一度大気にさらし、 Li_3PO_4 /LNMO 界面に不純物を混入させると、サイクリックボルタンメトリー曲線のピークは全く観測されず、この L_0 NMO と L_2 NMO の間での充放電動作の実現には、清浄な界面の実現が重要と考えらえる(図 1(c))。

さらに, X線回折測定を用い, 2.8 V (vs. Li/Li⁺), 3.5 V (vs. Li/Li⁺), 4.8 V (vs. Li/Li⁺) における全固体 電池内でのLNMOの結晶構造を明らかにした(図2)。 なお, この実験では, 特定の電圧状態の電池を大気に曝 し、Li 負極を酸化・失活させた後、X線回折測定を行った。 2.8 V (vs. Li/Li⁺) の状態では、 $2\theta = 41.3^{\circ}$ において、 L₂NMO の回折ピークのみを確認した。Nb:SrTiO₃ 基板 上に作製した LNMO (60 nm) / LaNiO₃ (20 nm) 薄膜 では、L2NMOの回折ピークは確認できていないことか ら, Li₃PO₄ から LNMO への自発的な Li 移動が起こり, LNMO 全体が L2NMO に変化したと考えられる。また、 LNMO の膜厚依存性も調べた。LNMO の膜厚が 60 nm の場合では、完全に L₂NMO に変化したが、LNMO の膜 厚が 300 nm の場合には、LNMO と L2NMO に由来する 回折ピークを観測した。この結果は、膜厚が厚い場合に は、LNMOの一部がL2NMOに変化することを意味し、 自発的に移動する Li 量は有限であることを示唆する。

膜厚 60 nm の LNMO を含む電池の電圧を上げると、 L_2NMO の回折ピークが高角度側に移動した。 3.5 V(vs. Li/Li^+)では、 $2\theta=41.3^\circ$ のピークが消失し、新たに $2\theta=44.0^\circ$ (LNMO)に回折ピークが現れ、 L_2NMO が LNMO に変化したことが分かった。さらに 4.8 V(vs. Li/Li^+)では、 $2\theta=44.0^\circ$ のピークが消失し、 $2\theta=44.4^\circ$ (L_0NMO)にピークが現れ、充電状態に対応す

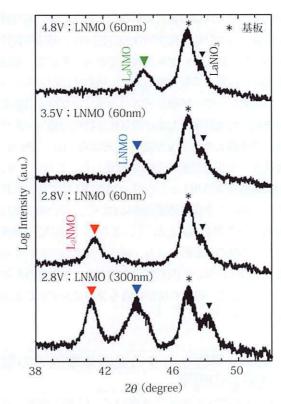


図 2 全固体電池の X 線回折パターンにおける,電圧と $LiNi_{0.5}Mn_{1.5}O_4$ 膜厚の依存性。なお、 L_0NMO , LNMO, L_2NMO は、 $Li_0Ni_{0.5}Mn_{1.5}O_4$, $LiNi_{0.5}Mn_{1.5}O_4$, $Li_2Ni_{0.5}Mn_{1.5}O_4$ を示す

る L_0 NMO に変化したことが分かった。これらの結果は,低電圧領域で生じる L_2 NMO は,高電圧領域では完全に消失することを示す。また,これらの電圧と結晶構造の対応関係は,サイクリックボルタンメトリー曲線で確認された酸化還元反応と整合する結果であり,安定した充放電動作が, L_0 NMO と L_2 NMO の間での酸化還元反応に由来することを示す。

4 自発的な Li 移動により形成される電 解質/正極界面近傍の構造

 $Li_3PO_4/LNMO$ 界面における自発的な Li 移動の詳細を調べるために、Li 負極を含まない薄膜について、X 線回折測定を行った。実験には、LNMO(60 nm)薄膜、MgO(100 nm)/ Li_3PO_4 (500 nm)/LNMO(60 nm)薄膜、MgO(100 nm)/ Li_3PO_4 (500 nm)薄膜の 3 つを用いた。なお、いずれも $SrTiO_3$ (001)基板上に成膜し、MgO は、 Li_3PO_4 の大気劣化を防ぐ保護層である。

図 3 に、各薄膜の X 線回折パターンを示す。LNMO 薄膜では、 $2\theta = 43.9$ °, 97.0° に、LNMO の 004 反射と 008 反射に対応する回折ピークを確認した。 MgO $/Li_3PO_4/LNMO$ 薄膜では、LNMO の 004 反射と 008 反射に加え、 $2\theta = 41.5$ °, 90.3° に、 L_2NMO の 004 反射と 008 反射に対応するピークを確認した。また、 ϕ スキャン測定を行ったところ、LNMO と L_2NMO の 111 反射が共に、90° 間隔の 4 つのピークを確認した。これは、 L_2NMO [010] //LNMO [010] //LNMO [010] //LNMO をエピタキシャル成長していることを示す。 L_2NMO より LNMO の回折ピー

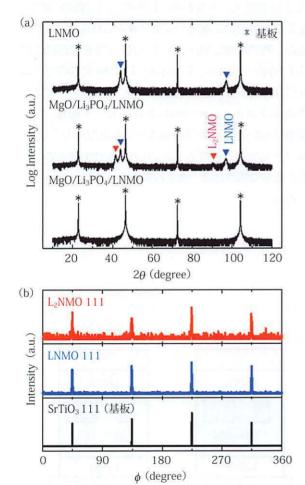


図 3 (a) SrTiO₃ (001) 基板上に作製した, LiNi_{0.5}Mn_{1.5}O₄ (60 nm) 薄膜 (上), MgO (100 nm) / Li₃PO₄ (500 nm) / LiNi_{0.5}Mn_{1.5}O₄ (60 nm) 薄膜 (中央), MgO (100 nm) /Li₃PO₄ (500 nm) 薄膜 (下)の X 線回折パターン。(b) MgO (100 nm) /Li₃PO₄ (500 nm) /LiNi_{0.5}Mn_{1.5}O₄ (60 nm) 薄膜の φ スキャン。なお, LNMO, L₂NMO は, LiNi_{0.5}Mn_{1.5}O₄, Li₂Ni_{0.5}Mn_{1.5}O₄ を示す

ク強度が強いことから、LNMO が体積的に多く形成されていると考えられる。 MgO/Li_3PO_4 薄膜は回折ピークを示さなかったため、 $MgO \ge Li_3PO_4$ はアモルファス状態にあると考えられる。したがって、 L_2NMO エピタキシャル薄膜は、 Li_3PO_4 の堆積後に、 Li_3PO_4 から LNMOへの自発的な Li 移動により、 $Li_3PO_4/LNMO$ 界面近傍に形成したと考えられる。

さらに、LNMO 内の L_2 NMO の空間分布を、放射光 X 線回折を用いた逆格子マップ測定により解析した。 図 4 に、MgO (100 nm) / Li_3 PO₄ (500 nm) / LNMO (60 nm) 薄膜における LNMO の 004 反射と L_2 NMO の 004 反射の逆格子マップ図を示す。なお、この図において、 q_x 、 q_y 、 q_z の各軸は、 $SrTiO_3$ 基板の [100]、[010]、[001] の方向に対応する。各反射のピーク位置から算出した格子定数は、LNMO では、 8.23 ± 0.05 Å、 L_2 NMO では、 8.68 ± 0.07 Å となり、図 2 から得られた格子定数の値と整合する($LiNi_{0.5}Mn_{1.5}O_4:8.224$ Å, $Li_2Ni_{0.5}Mn_{1.5}O_4:8.690$ Å)。

 q_xq_z 平面では、 q_z 軸方向に LNMO の膜厚を反映した 振動成分が見られ、自発的な Li 移動による L₂NMO の 形成後も、LNMO は均一な膜構造を維持していること が分かる。また、その膜厚は、 35 ± 3 nm と算出でき

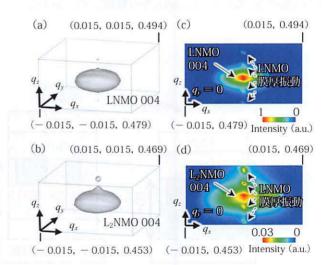


図 4 MgO (100 nm) / Li₃PO₄ (500 nm) /LiNi_{0.5}Mn_{1.5}O₄ (60 nm) 薄膜の逆格子マップ図。(a) LiNi_{0.5}Mn_{1.5}O₄ の 004 反射と(b) Li₂Ni_{0.5}Mn_{1.5}O₄ の 004 反射の三次元マップの等値面。 q 軸の単位はÅ⁻¹である。(c),(d) q_xq_z 断面。なお, LNMO, L₂NMO は, LiNi_{0.5}Mn_{1.5}O₄, Li₂Ni_{0.5}Mn_{1.5}O₄を示す

る。一方、 L_2 NMO の膜厚を反映した振動成分は観測できなかった。そのため、 L_2 NMO は不均一に形成されていると考えられる。 L_2 NMO については 004 反射と 008 反射の半値幅を用いて、膜厚を算出したところ、25 \pm 3 nm となった。これらの LNMO と L_2 NMO の膜厚の和は、 60 ± 6 nm であり、X 線反射率測定により算出した、LNMO の元々の膜厚(60 nm)と整合する。さらに、LNMO と L_2 NMO の 004 反射について、 q_x 軸と q_y 軸の方向の半値幅は同程度であり、水平方向の結晶ドメインは、等方的であると考えられる。また、 q_z 方向の半値幅は、LNMO では、 0.37 ± 0.01 °、 L_2 NMO では 0.59 ± 0.01 ° となった。

また、 L_2 NMO の被覆率を、004 反射と 008 反射の回 折ピークの積分強度から見積もった。ここでは、LNMO と L_2 NMO に由来する強度比は、ユニットセルの数の二乗比に比例すると仮定した。見積もった被覆率は、 0.53 ± 0.05 となった。以上の結果をもとに、 L_2 NMO の模式的な構造を図 5 (a) に示す。LNMO 表面の約半分が、 L_2 NMO で覆われている。残りの半分については、明確な回折反射が確認できなったことから、アモルファス状態であると考えられる。なお、X 線回折測定では、LNMO と L_2 NMO のどちらが Li_3 PO $_4$ と接しているかは分からないが、Li は Li_3 PO $_4$ から移動しているので、

L₂NMO が Li₃PO₄ に接していると考えられる。

Li₂PO₄からLNMOへの自発的なLi 移動は、Li₂PO₄ と LNMO の化学ポテンシャルの差に由来すると考えら れる。すなわち、Li の化学ポテンシャルは Li₃PO₄層の 方が高く、Li₃PO₄ から LNMO への自発的な Li 移動が起 こったと考えらえる。今回、化学量論組成のLi₃PO₄を 成膜ターゲットとして使用したため、自発的な Li 移動 により、Li₃PO₄内にLi空乏領域が存在すると考えられ る。また、不純物を含まない清浄な Li₃PO₄/LNMO 界面 では、Li 移動についての障壁が低いと予想されるため、 初期状態に自発的な Li 移動が起こり、その後、スムー ズな Li 脱挿入、すなわち、LoNMO と LoNMO の間の安 定した充放電動作を実現したと考えられる(図 5(b-d))。 また、初期状態における Li₃PO₄/LNMO 界面近傍におけ る L₂NMO の形成は、L₀NMO と L₂NMO の間の充放電動 作には、大きな影響を与えていない。また、サイクリッ クボルタンメトリー曲線におけるピーク幅は、LNMO 薄膜を用いたこれまでの報告と同程度であり130.アモ ルファス状態の領域も LoNMO と LoNMO の間での安定 した充放電動作には、大きな影響を与えていないと考え られる。

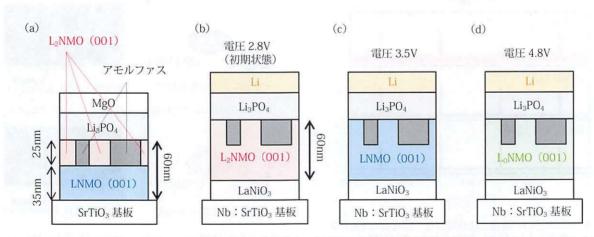


図5 $\text{LiNi}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$ 全固体電池における界面形成過程と充放電動作の概略図。(a) 界面形成直後の様子。 $\text{LiNi}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$ エピタキシャル 薄膜の作製後,その上に固体電解質 Li_3PO_4 を堆積した状態。(b) - (d) 充放電動作中の薄膜構造。(b) はリチウム電極を蒸着した電池作製の直後の様子。(c) は充放電動作中の電池の状態,(d) は充電状態を示す。なお, L_0NMO ,LNMO, L_2NMO は, $\text{Li}_0\text{Ni}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$, $\text{LiNi}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$, $\text{Li}_2\text{Ni}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$, $\text{Li}_2\text{Ni}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$, $\text{Li}_2\text{Ni}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$, $\text{Li}_2\text{Ni}_{0.5}\text{Mn}_{1.5}\text{O}_4$

5 結言

不純物を含まない清浄な Li。PO』/LNMO 界面を形成す ると、LoNMO と L2NMO の間で安定した充放電ができ ることが分かった。この電池は 2.9 V (vs. Li/Li⁺)と 4.7 V (vs. Li/Li⁺) で動作し、その容量は従来の LNMO 正 極材料を用いた電池と比較して、倍増した。また、自発 的な Li 移動により、初期状態では界面近傍に L₂NMO が 形成されるが、この L2NMO は、充放電動作中に LNMO や LoNMO へと可逆的に変化した。さらに、自発的な Li 移動は、Li₃PO₄からLNMOと起こり、島状のL₂NMO 層を含む、不均一な構造をLi₃PO₄/LNMO界面に形成す ることが分かった。今回, LNMO を正極材料とする全 固体電池における電池容量の倍増が実現したことによ り、清浄な電解質/電極界面の新たな役割が浮き彫りと なった。これまで清浄な界面により実現してきた低界面 抵抗や高速充放電に加え、電池容量の倍増は全固体電池 の応用範囲の拡大につながり、実用化を目指す上で、大 きな一歩となると考えられる。

謝辞

本研究は、トヨタ自動車株式会社、新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)、科学技術振興機構(JST)戦略的創造研究推進事業(CREST)、日本学術振興会(JSPS)科研費の支援を受けて行われた。この場を借りて、深く感謝を申し上げたい。

参考文献

- 1) M. Armand and J. M. Tarascon, Nature 451, 652 (2008) など
- N. Kamaya, K. Homma, Y. Yamakawa, M. Hirayama, R. Kanno, M. Yonemura, T. Kamiyama, Y. Kato, S. Hama, S. K. Kawamoto, and A. Mitsui, *Nat. Mater.* 10, 682 (2011)
- Y. Kato, S. Hori, T. Saito, K. Suzuki, M. Hirayama, A. Mitsui,
 M. Yonemura, H. Iba, and R. Kanno, *Nat. Energy* 1, 16030 (2016)
- M. Haruta, S. Shiraki, T. Ohsawa, T. Suzuki, A. Kumatani, Y. Takagi,
 R. Shimizu, and T. Hitosugi, *Solid State Ionics* 285, 118 (2016)
- M. Haruta, S. Shiraki, T. Suzuki, A. Kumatani, T. Ohsawa, Y. Takagi,
 R. Shimizu, and T. Hitosugi, Nano Lett. 15, 1498 (2015)

- H. Kawasoko, S. Shiraki, T. Suzuki, R. Shimizu, and T. Hitosugi, ACS Appl. Mater. Interfaces 10, 27498 (2018)
- S. Shiraki, T. Shirasawa, T. Suzuki, H. Kawasoko, R. Shimizu, and T. Hitosugi, ACS Appl. Mater. Interfaces, 10, 41732 (2018)
- K. Nishio, N. Nakamura, K. Horiba, M. Kitamura, H. Kumigashira,
 R. Shimizu, and T. Hitosugi, *Appl. Phys. Lett.* 116, 053901 (2020)
- H. Kawasoko, T. Shirasawa, K. Nishio, R. Shimizu, S. Shiraki, and T. Hitosugi, ACS Appl. Mater. Interfaces 13, 5861 (2021)
- H. Kawasoko, T. Shirasawa, S. Shiraki, T. Suzuki, S. Kobayashi,
 K. Nishio, R. Shimizu, and T. Hitosugi, ACS Appl. Energy Mater. 3,
 1358 (2020)
- K. Nishio, N. Nakamura, K. Horiba, M. Kitamura, H. Kumigashira,
 R. Shimizu, and T. Hitosugi, ACS Appl. Energy Mater. 3, 6416
 (2020)
- D. Imazeki, C. C. van Gils, K. Nishio, R. Shimizu, and T. Hitosugi.
 ACS Appl. Energy Mater. 3, 8338 (2020)
- S. Lee, H. Kim, J.-H. Lee, B.-K. Kim, H. Shin, J. Kim, and S. Park, *Nano Energy* 79, 105480 (2021)

バイオマス粉体を複合化した 海洋生分解性プラスチック

三字 仁 アイ・コンポロジー(株) 代表取締役

1 はじめに

2020年10月菅首相が所信表明演説で、「2050年までに日本は温暖化ガスを実質ゼロにする」と宣言した。これに先立つこと8年、2012年ヨーロッパ委員会ECでは、「2050年CO₂排出ゼロを目標に「バイオエコノミー社会」実現のため各国に開発指令」を出していた。2015年のパリ協定の温暖化防止もこの流れのひとつである。日本も欧州に遅れること8年で世界の温暖化ガス排出目標に追いついたことになる。

海に目を転じると、世界中で海洋プラスチックごみ問題やマイクロプラスチックへの懸念が大きく取り上げられるようになった。しかも海中や海底には目に晒されない大量のプラごみが堆積され、これらは500年以上残ってしまうという。

プラスチックはこの 60 年間で私達の暮らしになくてはならないものになったが、焼却すれば CO₂ を大量に発生し、海では汚染の元凶となり悪物のレッテルを貼られてしまうことは残念でならない。

この大気と海の環境課題を打開するひとつの方策としてバイオマスポリマーと生分解性ポリマーがある。しかしこの両方において多くの誤解もあることも事実であることから、筆者なりの意見を交えた総論の解説と新開発の海洋生分解性バイオマス複合プラスチックについて述べる。

2 バイオプラスチックの世界の動き

2.1 生産量と内訳

図1に世界のバイオマスプラと生分解性プラの生産能力の円グラフを、図2に日本のバイオマスプラと生分解性プラの出荷量推計の円グラフを示す(環境省資料、日本バイオプラスチック協会まとめ、2019年)。世界の生産量は211万トン、対して日本の出荷量は4.7万トンで世界のわずか2.2%にすぎない。また生分解性プラに目を転じると、世界の生分解性プラの生産量は117万トン(生産量全体の55%)、対して日本の出荷量はわずか430トン(出荷量全体の9%)であり圧倒的に少ないのである。さらにほぼ全てが日本国内の製造ではなく輸入である。このシャビーな数字が日本の環境調和プラスチックの現状であり、逆を言うとこの分野の材料は今後成長が期待できるとも言える。

バイオマスプラの種類として、バイオ PET・バイオ PA・バイオ PE の生産・出荷が多いのは共通しているが、欧米ではグローバル企業のコカコーラ、ネスレ、ダノンなどでは既に 100%バイオ由来の PET ボトルの開発が進み(日本で使用されているバイオ PET のバイオ由来度は 20~30%)、ブランドメーカーほど環境意識が高い。また中国では既にバイオマスポリマーや生分解性ポリマーの生産が始まっている。日本ではこの 1・2 年でやっと SDGs が根付こうとしている段階であり、周回遅れ環境後進国と言われる所以である。