



解説

ブランケットにおける機能性被覆に関する研究

Development on Functional Coatings for Fusion Blanket

鈴木晶大, 近田拓未, 田中照也¹⁾

SUZUKI Akihiro, CHIKADA Takumi and TANAKA Teruya¹⁾

東京大学大学院工学系研究科, ¹⁾核融合科学研究所

(原稿受付日: 2013年5月8日)

ブランケットにおける機能性被覆開発は、トリチウム透過防止や液体金属流路のための絶縁性確保といった特殊な機能を、高温・照射下・液体金属腐食といった特殊な条件下で発現させる必要がある。これらの開発は、ブランケット材料選択や設計案に応じた様々な目標のもとで行われてきており体系的データが乏しいが、近年、膜質をパラメータとして整理し、作製法と機能発現を高度化する試みがなされている。Li/V ブランケットにおける絶縁被覆用に開発された Er_2O_3 を、トリチウム透過防止被覆として開発することにより、詳細な膜質の分析と機能発現メカニズムが明らかになりつつある。一方、信頼性・実現性の観点から、機能性被覆への負担軽減を狙った冷却システム案も提案されてきており、機能性被覆の開発は設計概念に対応した段階的なマイルストーンを設けて開発を見通す必要がある。

Keywords:

ceramic coatings, tritium permeation barrier, electrical insulator, liquid metal, corrosion and erosion, radiation induced conductivity, MHD pressure drop

1. 緒言

1.1 はじめに

ITER 計画が着々と進み、D-T 原型炉へ向けたブランケット研究開発が加速される中、ブランケットにおける機能性被覆開発についても、ブランケット設計の提案と進展、ITER テストブランケットモジュール試験へ向けた研究開発、幅広いアプローチ活動、日米科学技術協力事業プロジェクト研究である JUPITER-II 計画 (2001~2006年) および TITAN 計画 (2007~2012年)、大学の共同研究、科研費特定領域研究などを通じて、開発や高度化が加速されている。ブランケットにおける被覆研究は、従来、各種ブランケット構造材料候補をブランケットで使用する際に発生する課題のうち、構造材料自体では満たせない少数の課題について、母材の利点を損なわずに表面改質や表面被覆によって軽減しようとする考え方であり、ブランケット材料選択やブランケット設計案に応じた様々な目的・目標のもとで行われてきた。すなわち、目的に応じて選択されるコーティングの素材が異なり、母材の性能を若干延長するものから母材が本質的に持たない性質を付加するという目標まで様々な条件で蓄積されて来た知見は、実のところ新たなブランケット設計を掲げた際に参照すると非常に手薄であって、達成可能な開発目標値を予測することを困難としてきた。一方で、他の産業で見られる表面改質や表面被覆と比べて、核融合炉ブランケットで使用する被覆には、高温・照射・高応力下での使用、緻密性、高熱伝導性確保、

配管内面への設置などの共通した開発項目も多く存在する。近年、ブランケットにおける機能性被覆について、膜質の十分な解析検討および開発向上が実施されつつあり、膜機能の発現メカニズムが母材 (基板) に依存しない形で検討され始めている。特に、従来 Li/V 合金ブランケット用に選択された酸化エルビウム (Er_2O_3) 被覆については様々な母材上への応用が検討されてきており、高結晶性、緻密性、低不純物というブランケット機能性被覆に共通する膜質開発が進められつつあり、ここを核として機能性被覆の膜質および機能向上法の議論が進むことが期待される。本解説では Er_2O_3 被覆開発を中心にブランケットの機能性被覆について説明していく。

1.2 ブランケットにおける機能性被覆の必要性

ブランケットにおける機能性被覆の目的は、大別すると、(1)構造材料を通してのトリチウム透過漏洩速度の低減、(2)配管に対する腐食の低減、(3)液体金属冷却材の MHD 圧力損失の低減の3つとなっている。

構造材料を通してのトリチウム透過漏洩速度の低減とは、配管金属中のトリチウムの拡散係数が非常に大きいことから、拡散係数の小さなセラミックスによる薄膜を金属配管や金属筐体の内面に設置することによってトリチウム透過速度を抑えるものであり、トリチウム透過防止被覆と呼ばれる。これは、第一壁プラズマ側から第一壁冷却材側へのトリチウム漏洩を抑えたり、トリチウムを輸送するスライプガス配管における透過漏洩を抑えたりする目的があ

る．特に，液体リチウム鉛共晶合金 (Li-Pb) をトリチウム増殖材として用いる場合には，Li-Pb 配管内のトリチウムの平衡分圧が高くなり透過速度が大きくなるために，トリチウム透過防止被覆は重要な対策となる．配管に対する腐食の低減については，ブランケットで熔融塩を用いる場合に配管内面に貴な金属を用いることも提案されているが，主な開発目的としては，冷却材に Li-Pb などの重金属等を用いた時に金属配管の腐食がやや大きくなる対策として，セラミックスの被覆を配管内面に設置するものである．Li-Pb 用の耐腐食被覆はトリチウム透過漏洩速度を低減するための被覆がその役割も兼ねるため，本解説ではトリチウム透過防止被覆の節で説明する．

液体金属冷却材の MHD 圧力損失の低減について，ここでのいう MHD 圧力損失とは，強力な磁場中で液体金属冷却材を金属配管中に流した場合，静止している配管と液体金属との間に渦電流が流れ，液体金属が流路と逆向きの力を受けることによる液体金属用ポンプ圧の損失のことである．この損失は，液体金属を冷却材として用いた場合には許容できないほど大きく，対策として，液体金属と金属配管の間に絶縁性のセラミックス被覆を設置することが考えられている．液体金属を冷却材として用いるブランケット概念には，冷却材とトリチウム増殖材を兼ねて流動させる Li-Pb と液体リチウム (Li) がある．Li-Pb については，上述のトリチウム透過防止被覆のほとんどが絶縁性も発現するが，冷却材が流動しない事態を最低限避けるためセラミックス管を流路内に設置する冷却システムも提案されている．一方，Li でトリチウム増殖材と冷却材を兼用するブランケット概念では，トリチウム平衡分圧が低く金属配管への腐食も小さいため，トリチウム透過防止被覆は必要なく，MHD 圧力損失の低減に特化した電気絶縁被覆を開発すればよい．この電気絶縁被覆を開発する際の第一の課題は，Li が最も強い還元材の一つであるために，被覆材として用いるセラミックスを還元してしまうことである．このため，Li と高温で接して腐食を受けにくいわずかなセラミックス素材候補で被覆を作製し，共存性を試験していくことになる．

本解説では，まず，トリチウム透過防止被覆として，トリチウム透過防止被覆の開発の状況と Li-Pb 中腐食挙動を説明し，次に，電気絶縁被覆として，Li 中腐食挙動と照射下電気絶縁挙動を説明する．

2. トリチウム透過防止被覆

2.1 トリチウム透過防止被覆研究の近況

被覆によるトリチウムの透過防止技術は1970年代から検討され始め，これまで様々な被覆材料について研究されてきたが[1]，近年研究が進められている被覆材料は片手で数えられる程度である．表1に被覆材料および成膜手法についてこれまでの研究をまとめる[2-20]．アルミニウム系 (Al, Al₂O₃, Al-Cr-O 等) は EU で一貫して研究されてきた材料であり，ITER-TBM および DEMO 炉以降の設計計画に含まれる Li-Pb ブランケットシステムでの高いトリチウム分圧と構造材料の腐食から，被覆技術がブランケット成

表1 トリチウム透過低減のための被覆材料と成膜手法．

被覆材料	成膜手法	略称	文献
Al (+ Al ₂ O ₃)	マグネトロンスパッタリング	MS	[2]
	ホットディップアルミナイズ	HDA	[3-5]
	化学気相蒸着	CVD	[6]
	電気めっき	EP	[7, 8]
Al ₂ O ₃	マグネトロンスパッタリング	MS	[9]
	真空アーク蒸着	VAD	[10]
	有機金属気相蒸着	MOCVD	[11]
Al-Cr-O	パルス強化電子放出	P3e TM	[12]
Er ₂ O ₃	真空アーク蒸着	VAD	[13]
	有機金属分解	MOD	[14]
	有機金属気相蒸着	MOCVD	[15]
Cr ₂ O ₃ + SiO ₂ (+ CrPO ₄)	化学緻密化	CDC	[16]
ZrO ₂ + (Mg/Al)PO ₄	電気化学蒸着熱分解	EDCP	[17]
TiN+TiC (+ TiN/SiO ₂)	化学気相蒸着	CVD	[18]
	ホローカソード蒸着	HCD	[19]
SiC	マグネトロンスパッタリング	MS	[20]

立の鍵であることが背景にある．最近では中国や米国からの Li-Pb 腐食挙動に関する報告も見られ，実機導入に向けた研究開発が進められている．Er₂O₃ は電気絶縁被覆として日米で研究が始まったが，トリチウム透過防止膜としては著者らを中心に2000年代後半から実施されている．これまでの Er₂O₃ 被覆研究の特徴は，精密にパラメータ制御した被覆を作製し，詳細な分析評価を通して被覆中のトリチウム透過機構を明らかにすることを第一義とする点で，即戦力として実機導入をめざす酸化アルミニウム系被覆の研究開発とアプローチが異なる．その他，日本では液相法による酸化物 (酸化クロム，酸化ジルコニウム) とリン酸塩を組み合わせた材料の成膜に成功し，中性子照射環境における Li-Pb 中透過試験やクラック補修技術など，特徴的な研究が行われている[16]．また，炭化物 (TiC, SiC) や窒化物 (TiN) 被覆の成膜と透過防止性能評価についても中国や日本で小規模ながら優れた実績があり，今後発展する可能性がある．

本章では，近年筆者らによって進められてきた Er₂O₃ 被覆の研究結果を中心として，被覆中の水素同位体透過挙動および Li-Pb 中の腐食挙動について解説する．なお，水素同位体透過挙動の解析においては，放射性核種であるトリチウムの模擬として軽水素および重水素を用いることを前提として「水素透過」と表記し，議論を進めていくことを了承されたい．

2.2 水素同位体透過挙動

Er₂O₃ 被覆を用いた水素透過研究の基本的な方針は，膜厚や結晶性といった被覆特性と水素透過挙動を比較することによって，なぜバルクのセラミックス多結晶体で得られているような高い透過防止性能[1]が過去の被覆研究では得られていないのかを明らかにし，膜質と透過挙動の関連性に統一的な理解を与えることであった．すなわち，透過防止材料となるセラミックス材料の水素透過速度を，単純に薄くしたとして計算した透過速度と比較して，実際にそ

の材料を被覆にした際には、(それぞれの開発目標値は達成しているものの)透過が著しく速くなる状況が当該分野の問題である。透過が速くなる要因として主に検討すべき項目として、本記事では①被覆に発生した割れや剥離、②水素透過の速い組織、③中間層を取り上げる。中でも、①に関しては被覆そのものの透過挙動を調べる上で克服する必要があるため、一連の研究ではまず割れや剥離のない被覆を作製することを重視した。

被覆に生じた割れや剥離は顕微鏡による表面観察によって直接的に評価が可能となるが、割れや剥離のスケールが小さければ小さいほど観察は困難になる。特に割れに関しては、幅が nm オーダーの観察不可能なスケールであっても水素同位体にとっては十分広い「すきま」であり、ガス分子が直接基板に到達することで速く透過すると考えられる。さらに、割れは熱膨張と密接な関係にあるため、試料温度に敏感であることを考慮すると、室温での顕微鏡観察による評価は不可能な場合もある。そこで筆者らが用いた評価手法は、実際に被覆試料の水素透過試験を行う、すなわち水素を割れや剥離の検出センサーとして用いることであった。水素透過挙動の評価は材料への固溶と拡散から導かれる次式で評価を行った。

$$J = P \frac{p^n}{d} \quad (1)$$

ここで、 J は単位面積、単位時間あたりの水素透過量 (透過フラックス)、 P は拡散係数と固溶度の積であり、材料固有の水素の透過しやすさを示す水素透過係数、 p は透過側の水素分圧が導入側と比較して十分小さい場合の導入側の水素分圧、 d は試料厚さである。水素分圧の指数 n は透過の律速過程によって異なり、0.5 の場合は水素分子が原子状に解離して移動する過程 (原子拡散など) が律速、1 の場合は水素分子による反応過程 (表面反応など) が律速であることが理論的にわかっている [1]。試料中の水素透過フラックスを測定する装置の概念図を図 1 に示す。この測定手法はガス透過法と呼ばれ、平板試料の両側にメタルシールを介して真空系を接続、その片側 (上流) に $10^4 \sim 10^5$ Pa の重水素を導入し、高真空中に保たれた試料の裏側 (下流) に分圧差を駆動力として透過してきた重水素の濃度変化を下流に設置した四重極型質量分析計で測定するものである。 p 、 d は既知であるため、測定した J より P を計算することができる。なお、 n は重水素分圧を変化させて得た J の近似曲線から求めている。 Er_2O_3 被覆については、真空アーク蒸着法で成膜した場合 0.5 を示すことがわかっている [21, 22]。

図 2 に真空アーク蒸着法で成膜時間を変化させて作製した Er_2O_3 被覆試料の重水素透過フラックスの 500 °C における圧力依存性を示す。膜厚はそれぞれ断面観察から得られた値である。膜厚 1.3 μm と 2.6 μm の試料の結果を比較すると、重水素透過フラックスが膜厚と反比例の関係になっていることがわかる。これは、重水素の透過フラックスが膜厚のみに依存していることを示しており、すなわちこれらの膜はいずれも剥離や割れのないものとみなせる。一方

で、膜厚 0.3 μm の試料は 1.3 μm の試料の透過フラックスの 4 倍程度と予測されるが、実際は約 40 倍の値を示した。試験前後の表面観察より膜厚 0.3 μm の試料に直径 20 μm 程度の被覆されていない部分が見られたことから、この未被覆部が高い透過フラックスの原因であると判断した。

剥離や割れの透過への影響を定量的に評価するために、被覆率を導入し剥離等を単純化したモデルを考える [23]。なお、モデルの適用範囲として、試料サイズ $10^{-3} \sim 10^{-1}$ m、水素分圧は表面効果が十分小さいとみなせる $10^3 \sim 10^5$ Pa、温度 400 ~ 800 °C、膜厚 $10^{-7} \sim 10^{-5}$ m と設定した。ここで被覆率を θ ($0 \leq \theta \leq 1$) とし、被覆部と未被覆部それぞれの透過を分離して考えると、透過フラックスは次式のように書き表せる。

$$J(\theta) = J_{\text{coat}} + J_{\text{sub}} = P_{\text{coat}} \frac{p^{0.5}}{d_{\text{coat}}} \theta + P_{\text{sub}} \frac{p^{0.5}}{d_{\text{sub}}} (1 - \theta) \quad (2)$$

ここで P_{coat} 、 d_{coat} はそれぞれ被覆部の透過係数と膜厚、 P_{sub} および d_{sub} はそれぞれ未被覆部 (基板部分) の透過係数と厚さである。ここでは、水素が被覆を通る場合は試料全体の透過の中で被覆での透過が支配的であることを仮定

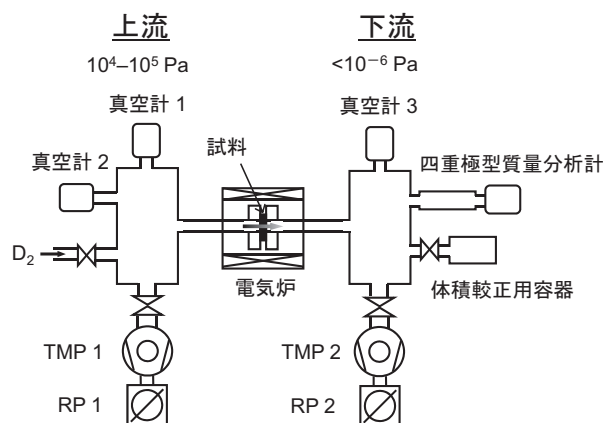


図 1 水素透過装置概念図 (TMP: ターボ分子ポンプ, RP: ロータリーポンプ)。

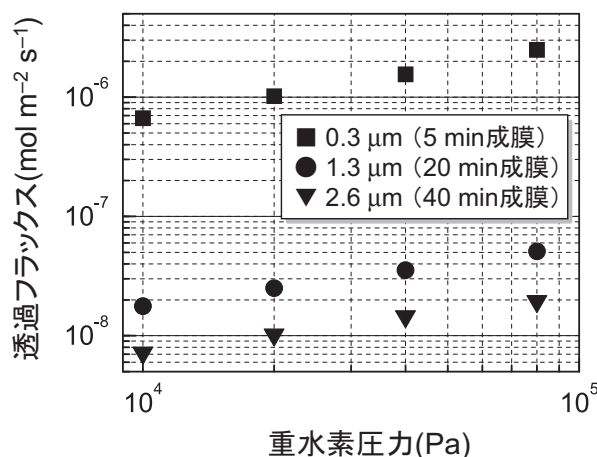


図 2 真空アーク蒸着法で成膜した膜厚の異なる Er_2O_3 被覆試料における重水素透過フラックスの圧力依存性 (試料温度: 500 °C)。

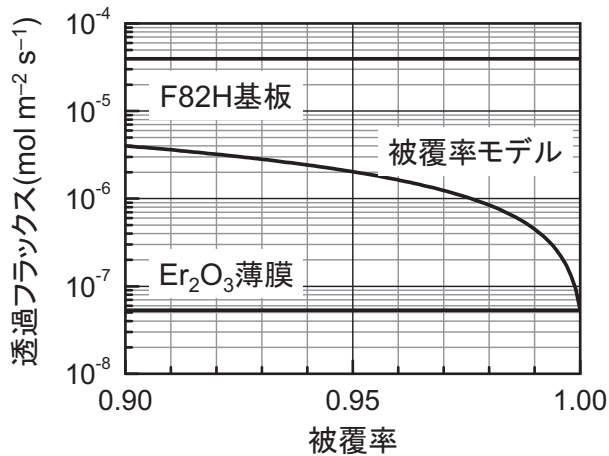


図3 水素透過フラックスの被覆率依存性 (F82H 基板, 膜厚 1.3 μm の Er_2O_3 被覆を用いた例, 温度 500 $^{\circ}\text{C}$).

している. 図3に代表的な値として膜厚 1.3 μm の Er_2O_3 被覆および厚さ 0.5 mm の F82H 基板の透過係数を用いて J を θ の関数として示す. θ が 1 の場合は全て被覆で覆われている場合であり, その透過フラックスは被覆の値と等しいが, 1 から減少するにつれ急激に透過フラックスが増加し, 1 % の剥離 ($\theta = 0.99$) において一桁程度上昇していることがわかる. 膜厚 1.3 μm の被覆試料および F82H 基板試料から得られた P_{coat} ($5.3 \times 10^{-8} \text{ mol m}^{-1} \text{ s}^{-1} \text{ Pa}^{-0.5}$) および P_{sub} ($4.0 \times 10^{-5} \text{ mol m}^{-1} \text{ s}^{-1} \text{ Pa}^{-0.5}$) を用いて膜厚 0.3 μm の被覆試料に適用すると, 被覆率は約 95 % と計算され, 表面観察で得られた被覆率の実測値と比較して 1 % 以内の誤差に収まる妥当な値であった. 以上より, 高性能の透過防止被覆を作製する上で高い被覆率の確保はきわめて重要であるといえ, 被覆率の優劣がこれまでの研究の透過防止性能のばらつきの重要な一因になったと考えられる.

剥離や割れの問題は, 十分に基板が被覆されないために起こる他, 基板-被覆界面の応力によって生じる場合がある. 特に Er_2O_3 被覆研究で課題となったのは, 低放射化フェライト鋼基板を加熱して成膜した場合に基板表面に熱膨張率の高い酸化物 (四酸化三鉄等) が生成し, 熱サイクルによって, 作製した被覆もろとも剥離や割れを引き起こすことであった. そのため, 剥離や割れのない被覆を得るために, 真空アーク蒸着法では成膜中の基板加熱を行わない工夫や, 有機金属分解法では水素混合雰囲気といった穏やかな酸化条件下にて短時間で結晶化を行うといった工夫がなされた[24]. 構造材料の組織の変化を極力起こさないためにも低温プロセスでの成膜は重要であり, 今後のトリチウム透過防止被覆の開発においても温度条件は重要な検討事項といえる.

続いて, ②水素透過の速い組織について, ここでは被覆内の欠陥, 中でも結晶粒界を取り上げて解説したい. バルク多結晶体が被覆と大きく違うのは, バルクでは構成物質がセラミックスのみであるため, 製造時に 1500 $^{\circ}\text{C}$ を超えるような高温で焼成できる点である. 高温焼成は結晶粒径を成長させ, すなわち格子欠陥, 結晶粒界を減少させる重要なプロセスであり, 水素透過挙動の違いに大きく影響す

る可能性がある.

前述のように, Er_2O_3 被覆の研究では基板酸化物層の低減が高性能の透過防止被覆の作製においてきわめて重要となるため, 低温での成膜が要求される. この制約条件が, 結晶成長の過程と水素透過挙動の変化を捉えるきっかけになった. 図4に 500 $^{\circ}\text{C}$ で上流側の重水素圧力を $8.00 \times 10^4 \text{ Pa}$ に保った状態で透過試験を開始した後の透過フラックスの時間変化を示す. 試験開始となる重水素導入後に透過フラックスのピークがあり, その後急速に減少して数時間をかけて定常に達する様子がみられる. 図5には同試料の透過試験前後の透過電子顕微鏡断面像を示す. 真空アーク蒸着法, 基板非加熱で成膜した場合, 被覆は柱状構造になり, 基板垂直方向にみられる粒界の横幅は平均約 20 nm であったが, 500 $^{\circ}\text{C}$ で透過試験を行ったあとでは約 90 nm に増加していた. X 線回折によって結晶構造に大きな変化がなかったことから, 粒界密度, すなわち欠陥量が水素透過に影響を及ぼしたと考えられる. 透過フラックスは試験温度を 600, 700 $^{\circ}\text{C}$ に上昇させた場合でも減少し, 粒界の平均横幅はそれぞれ 250, 280 nm に成長したため, 粒成長が透過挙動に影響したと考えられる.

ここで, 試験温度域で被覆中の水素透過が結晶粒界を拡散することが支配的であることを仮定し, 単純化したモデルを考える[23]. 図6に被覆中の水素透過において結晶粒界の拡散が支配的である場合の透過モデルの概念図を示す. ここで, 結晶粒界が被覆の深さ方向で分布が変わらな

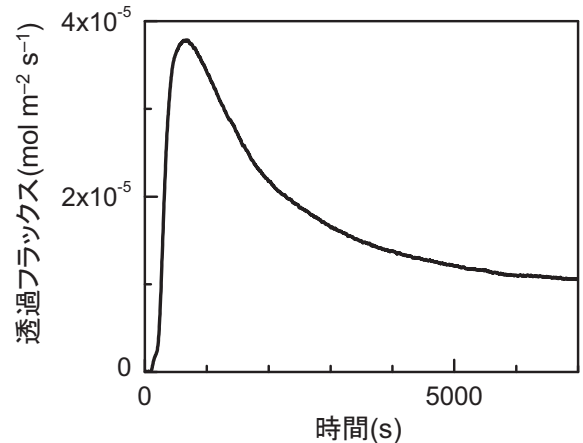


図4 真空アーク蒸着法, 基板非加熱で成膜した Er_2O_3 被覆試料の水素透過フラックスの時間変化 (F82H 基板, 試験温度 500 $^{\circ}\text{C}$, 上流重水素圧力 $8.00 \times 10^4 \text{ Pa}$).

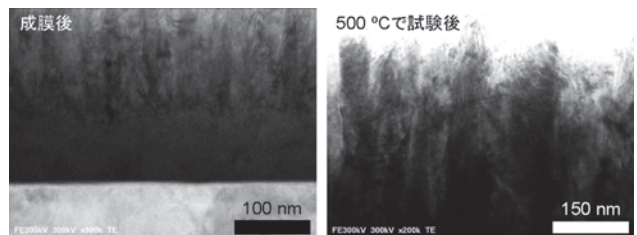


図5 真空アーク蒸着法, 基板非加熱で成膜した試料の異なる被覆率における結晶成長と水素透過フラックスの関係 (膜厚 1.3 μm , 上流重水素圧力 $8.00 \times 10^4 \text{ Pa}$, 試験温度 500 $^{\circ}\text{C}$ で計算).

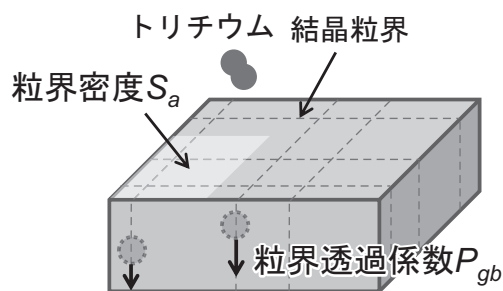


図6 粒界拡散モデル概念図。

いことを仮定しており、図では基板垂直方向のみに存在する場合を示している。導入するパラメータは、粒界内の透過係数 P_{gb} 、単位体積あたりの粒界面積、すなわち粒界密度 S_a と、粒界の形状に応じて粒界内の拡散距離を補正する係数 d_p である。 d_p は粒界の形状が完全な柱状の場合は1とし、水素が被覆平面に対して垂直に透過しない形状の粒界の場合は1から増加する（例えば垂直方向から斜め45°にジグザグに透過する時に最短距離を取る場合は $\sqrt{2}$ ）。以上を用いて(2)式の P_{coat} に代入すると、次式となる。

$$J(\theta, S_a) = J_{coat} + J_{sub} = \left(P_{gb} \frac{S_a}{d_p} \right) \frac{p^{0.5}}{d_{coat}} \theta + P_{sub} \frac{p^{0.5}}{d_{sub}} (1 - \theta). \quad (3)$$

これを用いて種々の θ に対して透過フラックスと粒界密度、さらには図5で示した結晶粒の平均横幅の関係を図示したのが図7である。被覆率が1の時は結晶成長に伴い透過フラックスが顕著に減少しており、これは真空アーク蒸着法で成膜した被覆試料の実験データを5%以内の誤差で再現できている。一方で、被覆率が減少するにつれて、粒成長に伴う透過フラックスの変化が小さくなることからわかる。これは未被覆部の寄与が大きくなるためであり、高い被覆率が得られない場合では被覆の結晶成長によって透過防止性能の向上が期待できないことを示している。したがって、高性能のトリチウム透過防止被覆の製造において高い被覆率の確保は透過の速い組織を減らすこと以上に重要なパラメータであり、被覆開発において割れや剥離の低

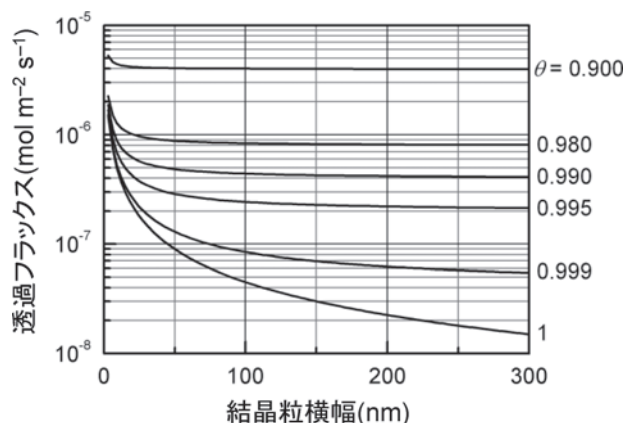


図7 Er_2O_3 被覆試料の異なる被覆率における結晶粒の横幅と透過フラックスの関係（完全柱状結晶を仮定、膜厚 $1.3\text{ }\mu\text{m}$ 、上流重水素圧力 $8.00 \times 10^4\text{ Pa}$ 、試験温度 $500\text{ }^\circ\text{C}$ で計算）。

減が最重要課題となるといえる。さらにこの結果は、過去の研究で透過係数が低放射化フェライト鋼の $1/10^2$ 程度までの透過防止性能に留まった原因が、被覆中の割れや剥離であったことを示唆している。なお、このモデルの適用範囲は、粒界拡散が透過において支配的となる粒径横幅 $10^{-9} \sim 10^{-6}\text{ m}$ とする。

③の中間層とは、基板酸化物や被覆の非晶質層など、基板と被覆の間に存在する組成が異なる層が対象となる。中間層は、その構成元素と組織の多様性から統一的な議論が未だ困難であるため、これまでの研究動向と今後の展望にとどめたい。これまで膜厚 $10\text{ }\mu\text{m}$ 未満で鋼材基板に対して $1/10^4$ 以下の透過係数を示した被覆は、真空アーク蒸着法で基板両面に成膜した Er_2O_3 被覆[22]と、化学気相蒸着またはホローカソード蒸着で基板両面に成膜したTiC+TiN系被覆[18, 19]のみである。なお、TiC+TiN系被覆では層間にTiを 20 nm 蒸着して密着性を高めている。両面成膜試料が高い性能を示すのは、透過の素過程である固溶と拡散が表面と裏面で2回ずつ繰り返されることにより、熱力学的なエネルギー障壁を多く作ることができるためと考えられる。 Er_2O_3 被覆では $700\text{ }^\circ\text{C}$ までの試験において安定した透過挙動を示したが、TiC+TiN系被覆では $450 \sim 600\text{ }^\circ\text{C}$ 以上において透過防止性能の劣化が指摘されており、膜組織の化学変化および高温域においてTiから結合していた水素同位体が放出された可能性がある。このような層間の組織変化等に充分に留意する必要があるものの、多層構造を有する透過防止被覆には性能を劇的に向上させる可能性がある。近年筆者らによって研究された有機金属分解法による Er_2O_3 被覆では、基板片面に $0.3\text{ }\mu\text{m}$ という比較的薄い膜厚にもかかわらず、低放射化フェライト鋼基板に対して $1/10^3$ の透過防止性能を示している[24]。これは、液相法によって高い被覆率が実現できたことに加えて、成膜プロセスを3回繰り返したことによって生じた層構造の透過防止性能への寄与を示唆している。現在は金属を中間層として Er_2O_3 被覆で挟むことで多層化する研究が進められており、今後より高性能の透過防止被覆が開発され、また同時に多層構造内の水素移行挙動が解明されることが期待される。

本節では Er_2O_3 被覆に注目し、詳細な透過挙動からトリチウム透過防止被覆に求められる特性をまとめたが、一方で実証炉、商用炉といった実機への適用に向けた開発を進めなければいけない。いうまでもなく、本節で取り上げた真空アーク蒸着法などの物理気相蒸着法は基板形状に制約があるため、配管内面への化学気相蒸着法や液相法の適用が求められる。 Er_2O_3 被覆においては、有機金属を用いた気相蒸着法および液相法による成膜が検討され、円管内への成膜や、平板試料の水素透過試験が実施されている[15, 25]。現在まで得られている透過防止性能は、いずれも低放射化フェライト鋼基板に対して $1/10^2$ 程度であり、割れや剥離の低減が急務となっている。また、研究の主流であるAl系被覆はそのほとんどが配管等に成膜可能な手法で実施されたが、透過防止性能はいずれも同様の状況である。これらの課題の解決のために今後取り組むべきことと

して、高い被覆率を確保するために多層化による被覆率の補償や割れや剥離の補修技術[23]がますます重要になってくると考えられる。

2.3 液体リチウム鉛中腐食挙動

Li-Pb ブランケットシステムでは、トリチウム透過漏洩防止と同等に、Li-Pb による構造材料の腐食を低減する被覆が重要となる。過去に Li-Pb 強制対流ループによる低放射化フェライト鋼 EUROFER の腐食試験において、Li-Pb 温度 550 °C、流速 0.22 m/s において 400 $\mu\text{m}/\text{year}$ の腐食速度が示されており、腐食に伴って生じる低温部での析出物による配管の閉塞等のリスクを回避することが求められる[26]。被覆の Li-Pb 中腐食挙動を検討する研究は、上記の流動下における EUROFER の腐食試験を実施したカールスルーエ工科大学 (KIT) が主要実施機関であり、様々な Al 系被覆に対して多くの実績がある[7, 27-29]。Al 系被覆の腐食挙動として特徴的な項目は、Al-rich な表面組織が Li-Pb に比較的弱く、Al が Li-Pb 中に溶解することであった。その改良点として、Al 被覆後の熱処理パラメータを最適化することによって、表面組織を Li-Pb 共存性の高い Fe:Al = 1:1 の相に変化させることが提案され、現在のところ防食被覆として最も有望と考えられる電気めっき法で成膜し熱処理によって基板と合金化した Al 被覆が開発されている[7]。この被覆は EUROFER 基板に対する腐食試験と同様に、Li-Pb 温度 550 °C、流速 0.22 m/s、試験時間 5300 h で実施した場合においても有意な腐食が見られず、今後トリチウム透過挙動の評価が望まれる。その他の Al 被覆に関する腐食試験では、化学気相蒸着法で成膜した試料の静置場腐食試験 (600~700 °C で 1000 h) において良好な結果を示すものの、Al の損失メカニズムを解明するためには時系列変化を調べる必要があることが言及されている[30]。

Li-Pb 中腐食挙動の報告例は Al 系を除くときわめて少ないが、 Er_2O_3 においても取り組みが始まっている。筆者らはすでに詳細な透過挙動が明らかになっている真空アーク蒸着法で成膜した Er_2O_3 被覆を、400~600 °C の Li-Pb に 1500 h まで静置場で浸漬する腐食試験を実施した[31]。この試験では、600 °C においては 100 h の浸漬でも被覆の剥離が見られ、試験片側面の基板-被覆界面の腐食が示唆された。また、500 °C 以上で 500 h および 1500 h の浸漬後、図 8 に示すように被覆中の Er が Li-Pb 接触面から喪失していくことによって腐食が進行することが見出されている。一方、図 8 からは腐食速度の評価もなされ、550 °C、500 h

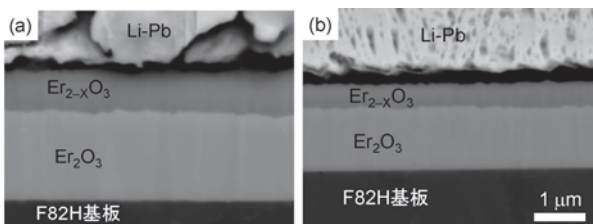


図 8 真空アーク蒸着法で成膜した (a) Er_2O_3 被覆および (b) Er_2O_3 薄膜上にマグネトロンスパッタリング法で Fe 薄膜を蒸着した Er_2O_3 -Fe 複層被覆試料の Li-Pb 腐食試験 (550 °C, 500 h) 後の断面 SEM 像。

の腐食試験後の分析より、 Er_2O_3 被覆では 1 μm の膜厚の減少が見られたが、 Er_2O_3 被覆の上にマグネトロンスパッタリング法で Fe を蒸着した複層被覆試料では有意な減肉が認められなかったことから、Fe 層による腐食速度低減の可能性を示した。Er の Li-Pb への溶解は有機金属分解法で成膜した Er_2O_3 被覆の腐食試験でも指摘されており[32]、 Er_2O_3 を Li-Pb ブランケットシステムで用いる場合は、他の材料による多層化を念頭に入れる必要があると考えられる。今後は、Fe 防食被覆の膜質最適化や、Li-Pb 腐食が水素透過挙動に与える影響の解明が課題となる。

3. 電気絶縁被覆

3.1 電気絶縁被覆研究の近況

Li ブランケットにおける電気絶縁性被覆を開発する上で第一の難関は、前述のようにセラミックス被覆に対する Li による化学腐食を抑えるということである。1980 年頃から、熱力学的安定性の観点から選出された素材についての Li 耐食性試験が実施され、ほとんどの素材が長期試験により溶解する中、 Y_2O_3 [33]、 AlN [34]、 CaZrO_3 [35] などごく少数の候補が耐食性を持つ可能性が示された。また、Li 中にカルシウムを溶解し、配管金属中に酸素を導入することによって界面に CaO を生成[36]する試みがなされた。日米科学技術協力事業プロジェクト研究 JUPITER-II 計画 (2001~2006 年) では、Li/バナジウム合金ブランケットシステムの重要課題として、電気絶縁性被覆について初めて体系的な研究がなされ、腐食以外の要求事項である高温・照射下絶縁性等についても試験がなされた。この計画により、 Y_2O_3 よりも耐食性のよい Er_2O_3 が提案された[37]。これらの候補材で作製した被覆についても一定の耐食性は示されたものの、Li 化合物への変化の抑止、不純物の低減 (不純物酸化物はすべて Li に溶解する)、界面生成物や熱膨張による剥離の防止、配管内面の被覆法開発などの課題が挙げられた[38]。

近年は、腐食低減と被覆法の高度化の 2 つの観点から研究が進められている。腐食低減の観点からは Er_2O_3 が Li

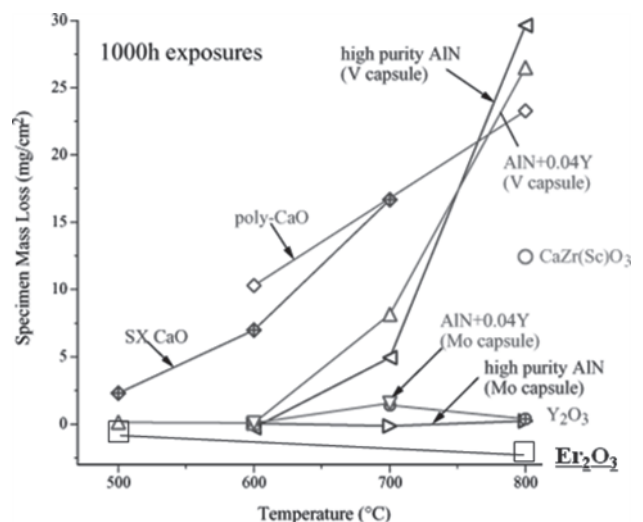


図 9 各種絶縁被覆候補材の液体リチウムとの共存性試験結果 (最大 800 °C, 1000 h) [37]。

中でわずかに示す化学的変化を解明する研究が行われている[39]他、絶縁被覆の耐食性を抜本的に解決する方策として電気絶縁被覆を金属被覆で覆う方法が考えられ試験されている[40]。この方法は、金属被覆と液体金属間に渦電流が発生するものの、金属被覆を十分に薄くすることにより電流値を抑えるというコンセプトであり、金属の高いLi耐食性を利用するものである。被覆法に関しては、 Er_2O_3 の配管内面の被覆がトリチウム透過防止被覆と共通の開発項目として試験されている[24]他、磁場を横切る流路を筐体として被覆を容易にするブランケット冷却システムの提案[41]などがなされている。本章では、近年行われたLi中の Er_2O_3 の詳細な化学的変化研究を中心にLi中腐食について解説するとともに、高温照射下における電気絶縁挙動について解説する。

3.2 Li中腐食挙動

前節でも述べたように、絶縁性被覆を開発する上で第一の観点はLi中での化学的安定性である。ほとんどのセラミック素材はLi中で還元され溶解してしまう中、熱力学的観点からわずかな候補材が選り出されたが、そのわずかな候補材のほとんどが高温長時間の腐食試験に耐えられていない。その中で、図9 [37]に示すように、 Er_2O_3 は他の絶縁被覆候補と比較して高い耐食性を示し、800℃、1000時間の長期浸漬試験においても変化は非常にわずかであって、Li耐食性の観点から最も有望な材料である。ただしその変化が、他の候補材においては減肉し重量が減少するのに対し、わずかな重量増加を示す点について、長期安定性の観点からどのような化学反応が起こりうるのかを詳細に明らかにしておく必要がある。

高温Liとの共存性試験後の Er_2O_3 サンプルについて、各種分析機器を用いて詳細な検討を進めた結果、図10に示すように唯一、表面のXRDパターンにわずかに Er_2O_3 由来以外のピークが現れることが判明した。XRDは表面から数ミクロンの結晶の平均的な情報を捉えるものであり、 Er_2O_3 以外の結晶がわずかに生成していることを意味する。このピークの同定を進めた所、 LiErO_2 が生成していることが判

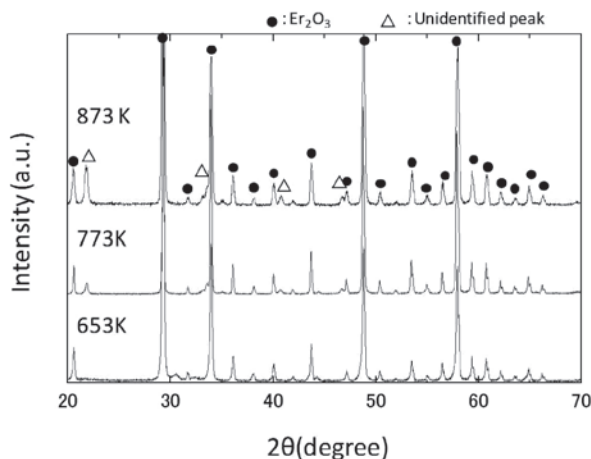
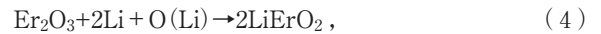


図10 Li中での1000時間共存性試験後の Er_2O_3 表面のXRDパターン（unidentifiedとして示されているピークが LiErO_2 のピーク）。

明した。 Er_2O_3 ではErとOの割合は2:3であるのに対し、 LiErO_2 ではErとOの割合は1:2となっている。この変化が発生するためには、Li中へErが溶解するか、Li中の酸素が絶縁被覆を酸化するメカニズムが存在する。

これを明らかにするため、Li中の酸素濃度を変化させて共存性試験を実施しXRDピーク強度を比較したところ、高い酸素濃度ほど反応が進むことが確かめられた。時間をパラメータとした共存性試験からはLi中の酸素濃度の一次反応が仮定できることが示唆され、反応式は、



と判明した[42]。これは、他のセラミックスのようにLiによる還元反応が起こるのではなく、Li中の不純物酸素による酸化反応が進行するという Er_2O_3 に特有の腐食が発生しているということである。また、図11に示すように高酸素濃度試験においては表面SEM像に LiErO_2 とみられる生成物を観測することができた。

このわずかな LiErO_2 の生成が絶縁被覆としての性能や長期間腐食挙動にどのような影響を及ぼし得るのであろうか。絶縁被覆としての影響をみるため、 LiErO_2 の電気抵抗値の測定を実施した。純粋な LiErO_2 焼結体は固相焼結法では得られず、酸素を多く溶解した高温Li中で Er_2O_3 粉末を変化させることにより、純粋な LiErO_2 を得てこれを焼結してサンプルを作成した。測定の結果、 LiErO_2 焼結体の電気抵抗値は Er_2O_3 より3桁ほど低く[43]、絶縁被覆の LiErO_2 への変化がある一定量を超えないようにするという要求値が存在することが明らかとなった。

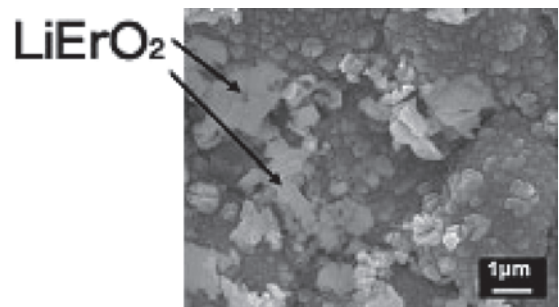


図11 高酸素濃度（150 wppm-O）Li中で腐食生成物（ LiErO_2 ）を表面に生成した Er_2O_3 バルク。

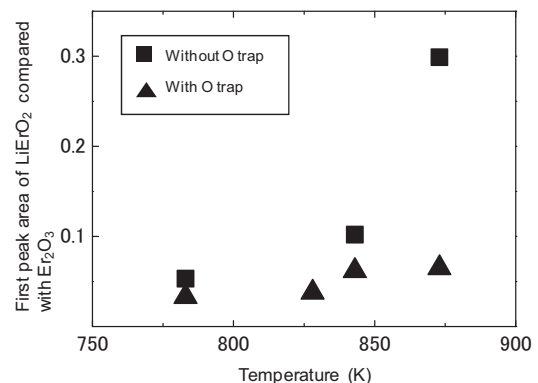


図12 Li中の酸素トラップ（Y粉末）の有無による Er_2O_3 表面への LiErO_2 生成量（XRDパターンの第一ピーク比で比較）。

一方、 LiErO_2 とみられる生成物が腐食挙動にどのような影響を与えるかを試験するため、材料腐食試験用の小型 Li 循環装置 (約 10 cm/s, 温度差約 100°C) を設計し、より実機に近い環境での腐食挙動を確かめた。この結果、質量移行は観察されなかったものの、一部の試験において生成した LiErO_2 が流動によって浸食された形跡が SEM により観察された。つまり、流動環境においては、 Er_2O_3 表面に生成された LiErO_2 は流動によって剥がされていくと考えられる。

以上のことから、 Er_2O_3 の Li 中腐食は、Li 中の不純物である酸素によって酸化が起こり、電気絶縁性の低下を招くか、腐食生成物が Li の流動によってエロージョンを受けるために減肉が進む、というメカニズムであることが判明した。

また、(4) 式は Li 中の酸素濃度が低いほど腐食反応が抑えられることを示している。そこで、酸素トラップとして金属 Er 粉末や金属 Y ベッドを通し、低酸素濃度を実現した Li 中での共存性試験を実施した。この結果、図 12 に示すように酸素トラップが存在する場合には高温においても、 LiErO_2 の生成が抑えられることがわかった。さらに、酸素不純物を添加した実験では Er から Er_2O_3 への変化が容易に発生し、酸素濃度を低減した実験では LiErO_2 から Er_2O_3 への変化が容易に発生することがわかった。これにより、Li 中の酸素濃度を制御することで LiErO_2 の生成を抑え、防食することができる。

3.3 照射下絶縁特性

冷却材流路表面にセラミックス被覆を施すことによる MHD 圧力損失低減の効果は、参考文献 [44-48] 等に解析例が示されている。図 13 に、磁場強度 5 T, 流路断面寸法 10 cm × 10 cm, 平均流速 0.15 m/s と仮定した際の、壁面の電気伝導度と MHD 圧力損失の関係を引用して示す [44]。横軸は流路壁面材料であるバナジウム合金 (V) の電気伝導度に対するセラミックス被覆の電気伝導度の比、縦軸は MHD 圧力損失の大きさである。セラミックス被覆を施さない場合には、 $\sim 5 \times 10^5$ Pa/m と大きな圧力損失が生じている。駆動ポンプ能力の観点から非常に低速での冷却材循環しか行えなくなるとともに [45]、より高速で流動させるためには MHD 圧力損失に打ち勝つための駆動圧力が流路壁面にかかることとなり、構造物からの応力制限を超えてしまう可能性が指摘されている [46]。このとき、壁面から冷却材への熱回収を大きく妨げない薄いセラミックス被覆

を壁面に施した場合、例えば 10 μm の被覆で電気伝導度を金属壁に対して 8 桁低く抑えた場合には、圧力損失は約 2 桁低減されることとなる。この MHD 圧力損失は、液体金属中にもその流速分布に応じて発生するため、絶縁被覆による圧力損失低減の目標値は冷却システムの設計案に応じてさまざまであるが、金属壁の電気伝導度は $\sim 1 \times 10^6$ S/m 程度であるため、厚み 10 μm のセラミック被覆においてはブランケット環境下で 10^{-2} S/m 以下、厚み 1 μm の被覆においては 10^{-3} S/m 以下の電気伝導度が被覆開発の当面の目安となる。また、被覆の両面 (液体金属と壁面間) に生じる電位差は、上記の条件を仮定した場合、約 0.1 V となる [47]。ブランケット設計によっては、もう少し高い最大磁場強度、流速となることも考えられ、1 μm 厚の被覆であれば、1 V/ μm (1 kV/mm) 程度の電界強度に対する絶縁耐圧性能が必要と考えられる。

絶縁被覆候補材料である Er_2O_3 , Y_2O_3 , CaZrO_3 焼結ディスク試料 (10 mm ϕ × 1 mm 厚) の電気伝導度評価結果 [49] は、いずれも室温付近において $10^{-14} \sim 10^{-13}$ S/m と高い電気絶縁性を示している。温度とともに伝導度は上昇するが、550°C 付近において $10^{-6} \sim 10^{-7}$ S/m となっており、温度依存の外挿から、Li/V ブランケットにおける想定最高温度 650°C 付近においても、 10^{-3} S/m 以下を維持できると考えられる。絶縁耐圧については、厚み 1 mm の焼結ディスク試料に対しては、 0.25^{-1} kV/mm の電界強度を印加した測定を実施してきているが、絶縁破壊の兆候は観測されていない。また、MOD (Metal Organic Decomposition) 法により成膜された 1.0 μm 厚の Er_2O_3 被覆試料についても、クラックやポア (小孔) の影響がなければ、20~40 kV/mm の高い絶縁耐圧を有することを示唆する結果を得ている [50]。

ブランケット環境下におけるセラミックス材料の絶縁性能については、使用前の電気伝導度とその温度依存性に加えて、放射線誘起伝導 (Radiation Induced Conductivity; RIC), 照射誘起絶縁劣化 (Radiation Induced Electrical Degradation; RIED) について調べる必要がある [48, 51]。RIC は放射線によるエネルギー付与量 (線量率) に応じて電気伝導度が過渡的に上昇する現象、RIED は照射損傷 (弾き出し) による恒久的な絶縁性能の劣化現象である。これら、放射線環境下におけるセラミックス材料の絶縁特性変化については、計測・制御用機器の絶縁材として用いられる Al_2O_3 や MgO について、幅広い研究が実施されてきている [52]。

一般にセラミックス材料の電気伝導度は、電子、正孔 (ホール)、イオンの移動により、

$$\sigma = e \left[n_e \mu_e + n_p \mu_p + \sum_i n_i \mu_i \right], \quad (5)$$

(σ : 電気伝導度, e : 電子の電荷, n : キャリア (電子, 正孔) 濃度, μ : 移動度, 添え字の e, h, i はそれぞれ, 電子, 正孔, イオン) と記述される。セラミックス材料に放射線が照射されると、材料中に付与されるエネルギーにより、価電子帯に存在していた電子が伝導帯へ励起され、自由電

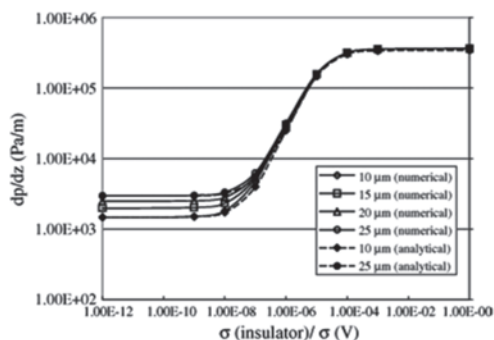


図13 矩形流路壁面の電気伝導度と MHD 圧力損失の関係 [44]。

子・正孔（ホール）対が生成される．これら放射線により新たに生じる自由電子および正孔は，再結合による消滅，不純物や格子欠陥による捕獲が生じるまで，電場に従って自由に移動できるため，電気伝導度を増大させる．これがRICの要因となる．このRICの大きさは，材質および不純物・欠陥等の材料特性に依存するものの，酸化物セラミックス内における自由電子・正孔の電界による移動距離（ドリフト距離）は被覆厚みに比べて短いために試料厚みには寄らないと考えられる．

Er_2O_3 , Y_2O_3 , CaZrO_3 焼結ディスク試料（10 mm ϕ × 1 mm 厚）に対する 50℃ 以下の低温領域における RIC の大きさについて，DT 中性子， ^{60}Co γ 線，核分裂試験炉を用いて調べた結果を図14に示す[49]．室温，非照射時におけるこれら試料の電気伝導度は， 10^{-14} ~ 10^{-13} S/m である．いずれの材料も線量率とともにRICの大きさは増加しているが，結果の外挿から，核融合炉環境（ブランケット第一壁における線量率：数 kGy/s）における伝導度の増加量は 10^{-3} S/m より大幅に小さくなる見通しである．図15には，10 mm ϕ ，1 mm 厚の Er_2O_3 焼結ディスク試料，および，

RF スパッタ法によりステンレス基板上に成膜した 1.6 μm 厚の Er_2O_3 被覆の γ 線照射下における電気伝導度温度依存性を示している．低温領域では RIC による伝導度の増加が見られるものの，RIC の大きさには温度上昇に伴う顕著な増加は見られない．そのため，高温領域では被覆材料自身の電気伝導度上昇によって絶縁性能が決まる．この実験条件よりも 3 桁高い線量率に晒される第一壁近傍においては，300~450℃ 以上では RIC による電気伝導度の上昇は現れないと考えられるため，ブランケットの高線量率条件は 10^{-3} S/m 以下の維持を妨げる要因にはならない見通しである．

ブランケット用絶縁被覆材料の RIED 現象の評価については，室温，低損傷領域での実験を始めているが[53]，今後，積極的に評価すべき要素と考えられる．様々な線量率により照射実験が行われているアルミナでは，50 kV/m (0.05 V/ μm) 以上の電界強度，かつ，200~600℃ の温度範囲で，RIED 現象が生じる恐れがあるとされている[54]．被覆候補材料に対する今後の照射実験により，同様に，RIED 現象の生じやすい電界強度および温度領域の存在が明らかになれば，被覆層に印加される電界強度を抑えるために厚膜化を図る必要が生じる可能性がある．アルミナにおける RIED 現象のメカニズムとしては，照射に伴うアルミニウムの析出や酸素欠損が考えられている[55]．RIED 現象を調べるためにはセラミックス層の両表面に電極を設けての絶縁特性評価が必要となるため，厚みがサブ mm 以上のディスク試料に対して，原子炉照射試験を進める必要がある．一方，サブ μm ~数 μm 厚の被覆試料についても，様々な電界強度，温度条件でイオンビーム照射試験を実施し，RIED 現象が生じる可能性やその条件を明らかにしていく必要がある．

4. 結言

ブランケットにおける機能性被覆開発状況を，トリチウム透過防止被覆および電気絶縁被覆として見てきた．機能性被覆の開発は，ブランケット材料選択や設計案に応じた様々な目的・目標のもとで行われてきており体系的データが乏しいが，近年，膜質をパラメータとして整理し，作製法と機能発現を高度化する試みがなされている．これにより，機能性被覆の主要な機能や条件であるトリチウム透過防止やLi耐食性についての機能発現メカニズムが明らかにされつつある．

一方，機能性被覆は，トリチウム透過防止や液体金属流路における絶縁性確保といった特殊な機能を，高温・照射下・液体金属腐食といった特殊な条件下で信頼性高く発現させる必要があり，さらに様々な要求項目が存在する．信頼性・実現性の観点から，機能性被覆への負担軽減を狙った冷却システム案も提案されてきており，機能性被覆の開発は多数の要求項目に対し，設計概念に対応した段階的なマイルストーンを設けて開発を見通す必要がある．

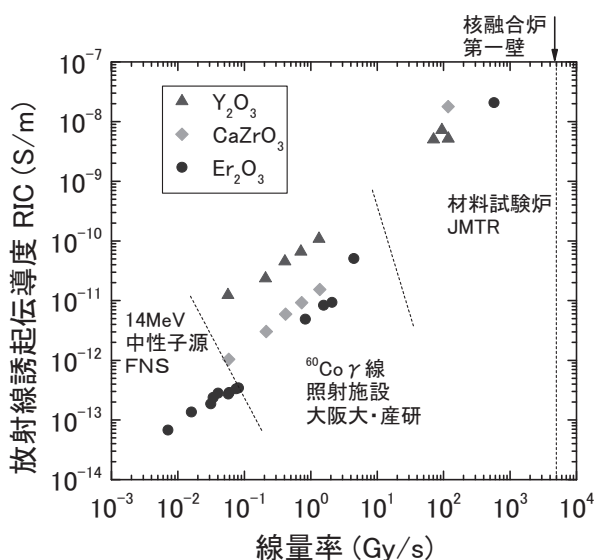


図14 Er_2O_3 , Y_2O_3 , CaZrO_3 焼結ディスク試料の低温領域における放射線誘起伝導 (RIC) [47]．

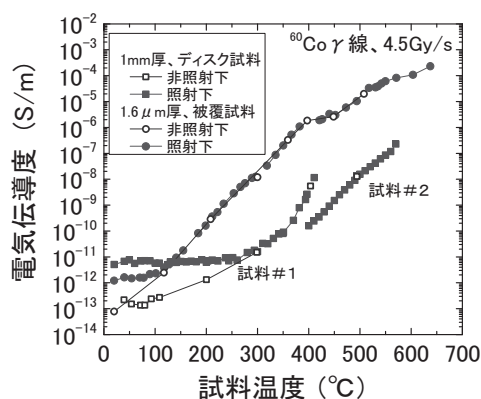


図15 Er_2O_3 焼結ディスク試料(1 mm 厚)，および被覆試料(1.6 μm 厚)の γ 線照射下における電気伝導度温度依存性[47]．

参考文献

- [1] G.W. Hollenberg *et al.*, Fusion Eng. Des. **28**, 190 (1995).
 [2] E.H. Van Deventer *et al.*, J. Nucl. Mater. **88**, 168 (1980).
 [3] K.S. Forcey *et al.*, J. Nucl. Mater. **161**, 108 (1989).
 [4] K.S. Forcey *et al.*, J. Nucl. Mater. **182**, 36 (1991).
 [5] H. Glasbrenner *et al.*, J. Nucl. Mater. **258**, 1173 (1998).
 [6] Y. Zhang *et al.*, Surf. Coat. Technol. **202**, 3839 (2008).
 [7] J. Konys *et al.*, Fusion Eng. Des. **85**, 2141 (2010).
 [8] G.K. Zhang *et al.*, Fusion Eng. Des. **87**, 1370 (2012).
 [9] E. Serra *et al.*, J. Nucl. Mater. **257**, 194 (1998).
 [10] R. Brill *et al.*, Surf. Coat. Technol. **174**, 606 (2003).
 [11] S. Li *et al.*, J. Nucl. Mater. **420**, 405 (2012).
 [12] D. Levchuk *et al.*, Surf. Coat. Technol. **202**, 5043 (2008).
 [13] D. Levchuk *et al.*, J. Nucl. Mater. **367**, 1033 (2007).
 [14] Z. Yao *et al.*, J. Nucl. Mater. **386**, 700 (2009).
 [15] Y. Hishinuma *et al.*, Fusion Sci. Technol. **60**, 1131 (2011).
 [16] M. Nakamichi *et al.*, J. Nucl. Sci. Technol. **38**, 1007 (2001).
 [17] K. Zhang and Y. Hatano, Fusion Eng. Des. **85**, 1090 (2010).
 [18] C. Shan *et al.*, J. Nucl. Mater. **191**, 221 (1992).
 [19] Z. Yao *et al.*, J. Nucl. Mater. **283**, 1287 (2000).
 [20] Z. Yao *et al.*, Fusion Sci. Technol. **52**, 865 (2007).
 [21] T. Chikada *et al.*, Fusion Eng. Des. **84**, 590 (2009).
 [22] T. Chikada *et al.*, Nucl. Fusion **51**, 063023 (2011).
 [23] T. Chikada *et al.*, Fusion Sci. Technol. **60**, 389 (2011).
 [24] T. Chikada *et al.*, Fusion Eng. Des. **85**, 1537 (2010).
 [25] D. Zhang *et al.*, Fusion Sci. Technol. **60**, 1576 (2011).
 [26] J. Konys *et al.*, J. Nucl. Mater. **386**, 678 (2009).
 [27] J. Konys *et al.*, J. Nucl. Mater. **367-370**, 1144 (2007).
 [28] W. Krauss *et al.*, J. Nucl. Mater. **417**, 1233 (2011).
 [29] J. Konys *et al.*, Fusion Eng. Des. **87**, 1483 (2012).
 [30] B.A. Pint, J. Nucl. Mater. **417**, 1195 (2011).
 [31] T. Chikada *et al.*, Fusion Eng. Des. *in press* (2013), doi: 10.1016/j.fusionengdes.2013.03.075.
 [32] M. Kondo *et al.*, Fusion Eng. Des. **87**, 1777 (2012).
 [33] T. Terai *et al.*, J. Nucl. Mater. **233-237**, 1421 (1996).
 [34] A. Suzuki *et al.*, Fusion Eng. Des. **69**, 397 (2003).
 [35] A. Suzuki *et al.*, J. Physics Chem. Solids. **66**, 690 (2005).
 [36] D. L. Smith *et al.*, Fusion Eng. Des. **51-52**, 185 (2000).
 [37] B. A. Pint *et al.*, J. Nucl. Mater. **329-333**, 119 (2004).
 [38] 室賀健夫 他：プラズマ・核融合学会誌 **85**, 260 (2009).
 [39] M. Nagura *et al.*, Fusion Sci. Technol. **56**, 841 (2009).
 [40] B. A. Pint *et al.*, J. Nucl. Mater. **386-388**, 712 (2009).
 [41] H. Hashizume *et al.*, Fusion Eng. Des. **81**, 8 (2006).
 [42] M. Nagura *et al.*, Fusion Eng. Des. **84**, 1384 (2009).
 [43] M. Nagura *et al.*, Fusion Eng. Des. **85**, 1098 (2010).
 [44] H. Hashizume, Fusion Eng. Des. **81**, 1431 (2006).
 [45] 核融合研究Ⅱ (核融合炉工学) (名古屋大学出版会, 1995年).
 [46] D.K. Sze *et al.*, Fusion Technol. **21**, 2099 (1992).
 [47] S. Malang *et al.*, Fusion Eng. Des. **27**, 570 (1995).
 [48] K. Miyazaki *et al.*, Fusion Technol. **19**, 969 (1991).
 [49] 田中照也 他：プラズマ・核融合学会誌 **83**, 391 (2007).
 [50] T. Tanaka and T. Muroga, 27th Symp. Fusion Technology, Sept. 24-28, 2012, Liege, Belgium. Accepted to Fusion Engineering and Design.
 [51] V.A.J van Lint *et al.*, Mechanisms of radiation effects in electronic materials (New York: Wiley, 1980).
 [52] T. Shikama, JAERI-Res. **98-053**, 11 (1998).
 [53] T. Tanaka *et al.*, Fusion Eng. Des. **83**, 1300 (2008).
 [54] "Report of the 13th IEA workshop on radiation effects in ceramic insulators, December 9, 2003, Kyoto", JAERI-Review 2004-004.
 [55] 西谷健夫 他：プラズマ・核融合学会誌 **84**, 635 (2008).



すず き あき ひろ
鈴木 晶大

東京大学大学院工学系研究科原子力専攻、准教授。1971年生まれ。東京大学システム量子工学博士課程修了後、核融合科学研究所助教を経て、現職。主な研究分野：次世代原子炉、核融合炉や水素エネルギーなど、将来の技術革新の要素技術の核となる、薄膜、液体金属、溶融塩、電解質、超伝導材などについての実験的研究をしています。



ちか だ たく み
近田 拓未

東京大学大学院工学系研究科附属総合研究機構・助教。主な研究分野は核融合炉工学、先進エネルギー材料科学。特にブランケット用の耐環境性被覆の性能向上に関する研究に取り組んでいます。埼玉生まれの福岡育ちですが、最近ついに東京で過ごす時間が一番長くなりました。趣味は旅行、音楽、ガストロノミー（「食べる」研究）。



た な か て る や
田中 照也

核融合科学研究所・ヘリカル研究部・核融合システム研究系、准教授。主な研究分野：学生の時に放射線検出器の研究等に携わらせていただいたことから、現在、機能材料開発（この解説記事）、中性子工学設計（この冊子の小特集記事）の研究に従事しています。