

## 小特集 液体だけど水じゃない～次世代ブランケット・ダイバータ研究開発の現状と課題～

# 5. 液体燃料増殖材及び液体ダイバータ冷却材の共存性

## 5. Compatibility Issues for Liquid Breeders and Liquid Divertor for Fusion Reactors

近藤正聡<sup>1)</sup>, 長坂琢也<sup>2)</sup>

KONDO Masatoshi<sup>1)</sup> and NAGASAKA Takuya<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup>東京工業大学原子炉工学研究所, <sup>2)</sup>核融合科学研究所ヘリカル研究部核融合システム研究室

(原稿受付: 2015年12月2日)

先進ブランケットの液体燃料増殖材や液体ダイバータの冷却材として液体金属及び溶融塩が期待されている。これらの高温融体中における候補構造材料及び機能性材料との共存性について解説する。

### Keywords:

liquid blanket, liquid divertor, liquid metal, molten salt, compatibility, corrosion, corrosion/erosion, reduced activation ferritic martensitic steel, vanadium alloy

### 5.1 液体燃料増殖材や液体ダイバータ冷却材における共存性の課題

液体増殖ブランケットは、流動する液体増殖材（液体金属リチウム (Li) や鉛リチウム合金 (Pb-17Li)、溶融塩フリース (FLiBe)、溶融塩フリナック (FLiNaK)) により、トリチウム増殖と熱輸送の両方の機能を同時に果たすことが可能である。これらの“液体だけど水じゃない”液体増殖材の強みを活かす原型炉ブランケット設計は動力炉実現を見通す上で重要なステップである。

1990年代にFFHR設計研究の一環として液体増殖ブランケット概念が核融合科学研究所（以下、NIFS）を中心とする設計グループにより打ち出された[1]。それに並行して溶融塩FLiBe等の液体増殖材に関する工学研究も推し進められてきた。また、高速点火レーザー核融合発電プラント (KOYO-FAST) では、鉛リチウム合金を用いた液体ブランケットの設計検討が行われている[2]。熱負荷の大きいダイバータにおいては、表面を液体金属や溶融塩で覆い、その自由表面で高熱流束を受けとめて輸送する液体ダイバータ概念が検討されている[3]。

このように、液体金属や溶融塩を用いる事により、ブランケットやダイバータの性能を向上させることが可能である。しかし、機器の長寿命化に向けた共存性向上の課題を解決する必要がある。過去に、プラズマ・核融合学会誌で「核融合炉ブランケット燃料増殖材・冷却材中の材料の共存性」(2010年)[4-8]という小特集記事が企画され、液体増

殖ブランケットの共存性に関する基礎的な内容が紹介された。本章では最新の研究成果等も交えて、液体燃料増殖材及び液体ダイバータ冷却材の共存性について解説する。

### 5.2 液体燃料増殖材の溶存不純物化学制御に関する研究の最近の進展

液体金属や溶融塩の共存性は溶存不純物に大きく影響を受ける。1991年から2006年に実施された日米科学技術協力事業 JUPITER-II プロジェクト[9]や、その後の研究で、溶存不純物の液体内化学制御技術に関する大きな進展がある。本章では、その内容について概説する。JUPITER-II プロジェクトでは、溶融塩FLiBeブランケットの中性子照射場で課題となるフッ素ポテンシャル制御<sup>1)</sup>に関して、ベリリウム (Be) を用いたレドックス (酸化還元) 制御法が開発された[10]。この手法では、液体内に金属 Be を浸漬させる事により、腐食の原因である溶存フッ化トリチウム (TF) を化学反応させる ( $2TF(\text{熱力学的に不安定}) + Be \rightarrow BeF_2(\text{熱力学的に安定}) + T_2$ )。これにより、熱力学的に不安定な TF 溶存状態の液体のフッ素ポテンシャルを、材料の共存性に関与しない安定なレベルまで下げる事が可能である[10]。溶融塩中のフッ素ポテンシャルを低く抑えると同時に材料腐食抑制を達成する重要な技術が見出されたと言える。この手法に関連して、溶融塩FLiBe中へのBeの溶解速度や、反応速度に関するデータも取得されており、ブランケット実機実装時における腐食制御について見

1 この場合のフッ素ポテンシャルというのは、遊離フッ素やフッ化トリチウムの溶存濃度に対して化学反応における化学的安定性 (エネルギー) を表すもの。酸素ポテンシャルの場合は、液体内容存酸素濃度に対する化学的安定性を表し、炭素ポテンシャルの場合は、液体内容存炭素濃度に対する化学的安定性を表す。

通しが得られている。また、東京大学とNIFSの共同研究を軸に、熔融塩 FLiBe やフリナック FLiNaK の純度測定及び制御技術に関する研究が進められ、液体内の HF や水分を除去することにより腐食を大きく抑制可能である事が明らかになった。液体金属 Li については、溶存窒素や酸素、炭素の共存性への影響が明らかになりつつある。これらの制御手法については、コールドトラップなどの方法が IFMIF-EVEDA<sup>2</sup>リチウムターゲットシステム開発研究の中で検討されている[11]。鉛リチウム合金については、液体内溶存非金属不純物の挙動評価や共存性への影響評価に関する研究が進められている。

### 5.3 低放射化フェライト鋼の共存性を決定する環境因子（純度・流動・温度差・磁場）について

低放射化フェライトマルテンサイト鋼（例：JLF-1, 組成は Fe-9Cr-2W-0.1C）を候補構造材料とする液体増殖ブランケットの共存性では、鋼材中の母金属である鉄（Fe）や構成元素であるクロム（Cr）等と高温融体との化学的な反応により共存性が決まる。Li は融点が 180.7℃ であり、熱伝導率が大きく密度が小さいことから、ブランケットやダイバータの優れた冷媒となりうるが、非金属不純物として混入する溶存窒素により腐食が促進されてしまう[12]。これは、鋼材接液表面において、Fe や Cr と窒素を含みリチウムが化学的に反応することが原因である（例： $2Li_3N + Fe \rightarrow Li_3FeN_2 + 3Li$ ）。また、最近の研究で溶存酸素が腐食を促進することも明らかになった[13]。溶存炭素について、過度に低い濃度条件とポテンシャル（例えばモリブデンの炭化物の生成ポテンシャル付近）に制御すると、マルテンサイト鋼接液表面から炭素が溶出し接液表層の相変態が生じてしまう[14]。窒素濃度と酸素濃度は低く制御しつつも、炭素濃度は適切な条件に維持する必要がある。

鉛リチウム合金（Pb-Li）は、Pb の中性子増倍作用と Li のトリチウム増殖性能を併せ持ち、且つ Li の化学的活性度を大きく制限することができるため優れたトリチウム増殖材である。蒸気圧も Li に比べてかなり低いため[15]、レーザー核融合炉の液体壁としても期待されている[16]。Li 濃度が共晶組成近傍である 15~17 mol% の組成の合金が主に研究されている。機器の長寿命化に向けた共存性向上に関する様々な研究が国内外で実施されている。鉛リチウム合金の共存性の特徴は、文献[8]でも紹介されている通り、低放射化フェライト鋼接液表面から Fe や Cr が Pb-Li 中へ溶出する点である。第 4 世代原子炉の冷却材として期待されている鉛や鉛ビスマス合金（Pb-Bi）にも共通していえる事であるが、Fe や Cr、ニッケル（Ni）の溶解度が大きい。更に、この溶解度は温度の関数であり、温度の上昇とともに溶解度は高くなる。鉛リチウム中の鉄の溶解度としては様々な報告がある。中には非常に小さいものもあるが、著

者はこれまでの腐食試験の経験から 450℃ で約 20 wppm [17]、500℃ で 47 wppm [18] 程度が妥当であると考えている。（これらは ppm ( $10^{-6}$ ) オーダーではあるが、鉛リチウムの比重が大きいため、これらの値は十分大きい数値である。）液体内に固溶する Li の影響により、液体内の酸素ポテンシャルはかなり低く制御される。このため鉛ビスマス（Pb-Bi）の共存性研究で頻りに扱われるような鋼材表面の酸化やその酸化被膜の剥離による腐食の促進[19]等は生じず、緻密な酸化被膜形成[20]による耐食性の向上も期待することは難しい。

最近の研究から鉛リチウム環境下の腐食は流動場で促進されることが明らかとなり、更にコロージョン・エロージョン（コロージョンに起因するエロージョン）の発生も示唆されている。流動液体金属内でのコロージョン・エロージョン挙動に関する報告は極めて限られているが、文献[21]では流動する鉛ビスマス合金中において、腐食により劣化した鋼材表面が流れによって破壊されてエロージョンが生じる機構が纏められている。これらは、流動水中で材料表面の保護性被膜が流れによって破壊されて腐食が促進されるエロージョン・コロージョン（エロージョンに起因するコロージョン）とは機構が異なり、液体重金属特有の現象であると言える。鉛リチウム合金によるコロージョン・エロージョンについて、2015年の日本原子力学会秋の

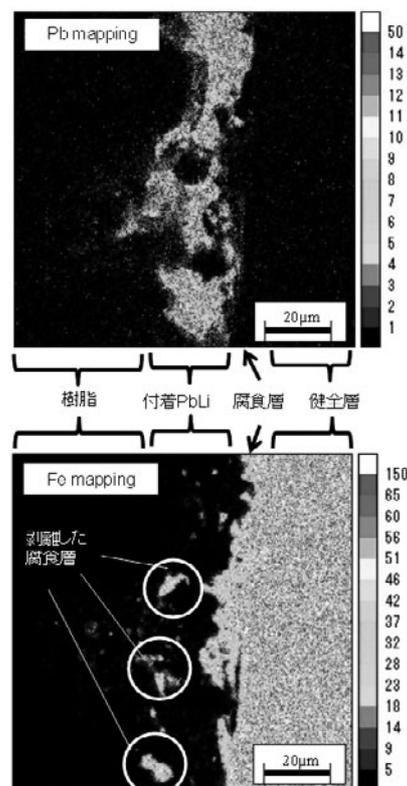


図1 Pb-17Li 攪拌流動場（500℃、250時間、攪拌 Re 数8567）に浸漬した柱状試験片の表層断面の EPMA 分析の結果[22]。

- IFMIF-EVEDA は、International Fusion Material Irradiation Facility-Engineering Validation and Engineering Design Activities の略。国際核融合炉材料照射施設の工学実証・工学設計活動を意味する。
- EPMA (Electron Probe Micro Analyzer) は、分析対象に対して電子線を照射し、その際に発生する特性 X 線の波長と強度から構成元素を特定する分析装置である。

大会で報告されている[22]。図1は、低放射化フェライト鋼 JLF-1 を流動鉛リチウムへ250時間浸漬した後の表層断面の EPMA<sup>3</sup>分析結果である。鉛リチウムとの接液界面では溶出型腐食の痕跡が層状に観察できる。付着鉛リチウム中には、その腐食層と同様の組成を有する粒が点在している。これらの観察結果は、腐食層が流れによって破壊されて、鋼材表面から脱離している様子を示唆しており、鉛リチウム中でコロージョン・エロージョンが生じる際の様子を捉えていると言える。

液体ブランケットシステムでは、熱交換器を介して2次系に熱を輸送する。そのためにシステムには高温部（照射領域周辺）と低温部（熱交換器出口周辺）があり、系内に100℃以上の温度差が生じる。鉛リチウム中の金属元素溶解度は温度の関数であるため、系内の温度差に伴い、系内に金属溶解度の分布が生じる。仮に定常的に溶出型の腐食が生じる状況を想定すると、系内高温部の金属溶解度は低温部溶解度よりも大きいため、系内で溶出した元素は流れにより低温部へ輸送されて析出する。この効果により、高温部は溶出限度に到達することなく、溶出型腐食が非飽和条件で発生し続ける。また、最近では系内の温度差に限らず、異材料が同時に接液する場合においても、合金化と物質輸送の効果により、非飽和条件となることが明らかになった。例えば、モリブデン (Mo) 試験片と Cr 試験片を同時に Pb-Li (600℃) に浸漬した場合がわかりや

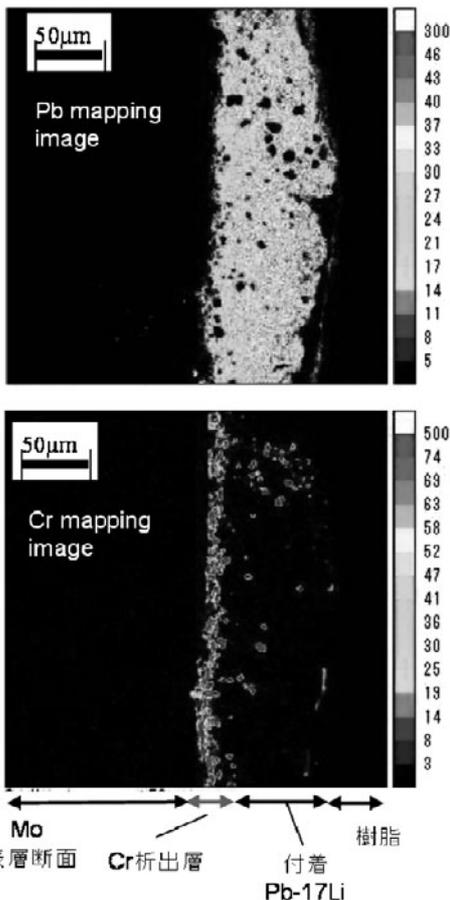


図2 600℃の鉛リチウム中に Cr 試験片と共に500時間浸漬した Mo の表層断面の EPMA 分析の結果[23]。

すい例である[23]。Mo 表層断面を、EPMA を用いて分析したところ、図2に示すように、Moと鉛リチウムの接液界面にCrが多く析出していることがわかった。鉛リチウム中に溶出したCrはPb-Li中を移行しMo上に合金化プロセスを経て析出する。これにより、系内は非飽和条件となり、溶解度の低い（つまり飽和して溶出が抑制される）Crが大きく減肉することが明らかになった。このように、非飽和条件下では腐食が継続的に発生する。それに伴い先に述べたようなコロージョン・エロージョンも継続的に発生する。以上のような液体増殖材中の共存性に対する様々な環境影響は、室賀らによりデータマップ[24]として提案され IAEA 核融合エネルギーに関する国際会議において発表された(図3)。年間腐食率データの比較には試験装置規模も影響するため若干の注意が必要ではあるが、腐食に対する温度や流れの影響が纏められている。現在進められている炉設計活動等の資料として有効である。

最近では、液体金属が磁場を横切るような環境において腐食が更に促進されることが報告されている。過去にも小型試験装置により実施された研究例が幾つかあるが、現在はスペインやインドで1.7Tの磁場を印加した鉛リチウム流動場腐食試験が進められており、その結果が速報として報告されている[25,26]。磁場下では鋼材からのFeやCrの溶出が促進されることや試験片表面に波状の痕跡が残ることが共通の結果として挙げられる。現在は、詳細な分析や機構の解明が進められている。温度差がある場合や、磁場下での腐食挙動には未だ不明点が多い。核融合科学研究に新たに設置された熱・物質流動ループ（装置名：Oroshhi-2）[27,28]の稼働により、磁場下流動条件の腐食研究が今後大きく進展すると期待される。

#### 5.4 液体ダイバータにおける共存性の課題

液体ダイバータ概念において、冷却材として蒸気圧[14]の低い錫 (Sn) やガリウム (Ga) の使用が検討されている。しかし、候補構造材料との共存性に課題がある。Sn や Ga に低放射化フェライト鋼を浸漬した場合、鋼材表面に金属間化合物層が形成される[29]。例えば、600℃のSnに250時間浸漬した場合には、100µm程度のFeSnの金属間化合物層が形成される(図4)。また、600℃のGaに250時間浸漬

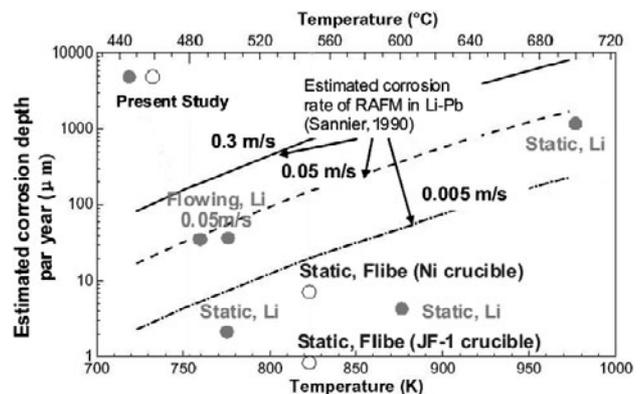


図3 低放射化フェライト鋼の液体増殖材環境下の腐食に関するデータマップ[24]。

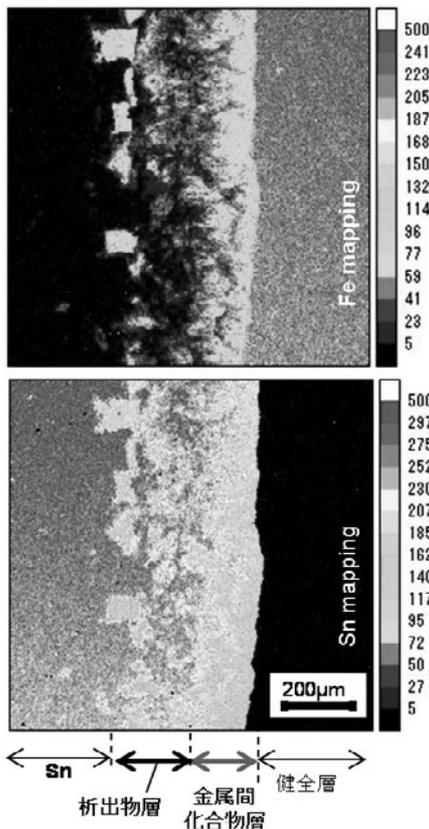


図4 液体 Sn (600°C) に250時間浸漬した低放射化フェライト鋼 JLF-1表面断面の EPMA 分析結果 [29].

した場合には厚さ約 1000 μm の金属間化合物 (FeGa<sub>3</sub>) が形成される。リチウムと錫との合金であるリチウム錫合金は、過去に液体燃料増殖材として期待されたことがあるが、その共存性は純錫中の腐食挙動に似ており、表面に同様の金属間化合物が形成される。これらの液体金属を使用するには、温度条件の調整や耐食被覆等の検討が必要である。

### 5.5 バナジウム合金の耐環境性と機械特性変化に関する研究

低放射化バナジウム合金はブランケットの候補構造材料であり、その組成は92%V-4%Cr-4%Tiである。ブランケットでは最高700-750°Cでの使用が期待されており、使用限界温度を定める要因の一つが腐食である。バナジウムは高温では活性で、侵入型に固溶する炭素、窒素、酸素を雰囲気から吸収して硬く脆くなる性質がある。バナジウム合金と冷却材の共存性を考えるうえで、腐食で失われる合金の量、すなわち部材の厚さの減少のほかに、これらの侵入型元素による機械特性変化が重要である。

バナジウム合金と液体リチウム冷却材の共存性を評価するために最高温度700°C、流速2-3 cm/sの自然対流条件で2355時間の腐食試験が行われている [30]。最も腐食の大きい高温部での重量変化から、腐食で失われた合金の厚さは1.3 μmと評価されている。これを腐食率に換算すると4.8 μm/yrとなり、ブランケットで想定されているバナジウム合金の厚さ5 mm程度 [31]に対し十分小さく問題のな

いレベルである。液体リチウム中ではバナジウム合金中の酸素濃度は減少し、炭素、窒素濃度は増加する。増加の効果が勝り、引張強度が上昇し延性が低下する。それでも破断伸びは25%以上あるので、顕著な脆化は起こっていないといえる。今後はより流速の大きい強制流動条件での試験が必要である。

バナジウム合金とフッ化物溶融塩との共存性評価に先立ち、予備的な腐食試験を行っているのでその結果を図5に示す [32, 33]。図中 (a) の予備試験では溶融塩によるフッ化と酸化の環境を模擬するために、酸素と水分を含んだ He と、HF の混合ガスを用いた。そのガスフロー中で試験片を550°Cに加熱し、重量増加を測定した。図中の  $x$  は HF の濃度、 $t$  は加熱時間である。ガス中の酸素と水分の濃度は、 $x = 0$  のとき、それぞれ0.0027%, 0.0089%である。 $x = 0.1\%$  と  $1\%$  のときは、それぞれ0.055%, 0.0016%である。バナジウム合金 NIFS-HEAT-2w (NH2) と、もう一つのブランケット用候補構造材料であるフェライト鋼 JLF-1を同条件で比較すると、NH2の重量増加がJLF-1よりも10~30倍大きい。NH2, JLF-1ともに、腐食した表面のX線光電子分光分析ではフッ素より酸素が3倍以上検出されることから、フッ化よりも酸化が優勢である。また、表面で最も多い元素はクロムで、三価に対応した2p電子のエネルギーシフトも観測されることから、主な腐食生成物はCr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>であると考えられる。Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>の生成はこれらの系の平衡相計算とも一致する [34]。重量増加が腐食生成物の生成に起因し、それが溶融塩中では失われると仮定すると、バナジウム合金の腐食減肉量はフェライト鋼よりも大きくなると予測される。一方、図中 (b) の予備試験では純バナジウムを溶融塩 FLiNaK 中で600°C、304時間腐食させた。試験後の FLiNaK には7.1 wppmに相当するバナジウムの溶出が認められた。この溶出は0.23 g/m<sup>2</sup>の重量減少に相当するが、実際には図で示すように38 g/m<sup>2</sup>の重量増加が認められた。X線光電子分光分析の結果から、表面の81%はバナジウムの酸化物で覆われており、この腐食生成物が重量増加の一因である。しかし、その大きさと数密度から重量増加への寄与を推定すると0.099 g/m<sup>2</sup>となり、上記の38 g/m<sup>2</sup>は説明できない。よって、大部分は下地の金属層に吸収された固溶酸素による重量増加と考えられる。バナジウム中

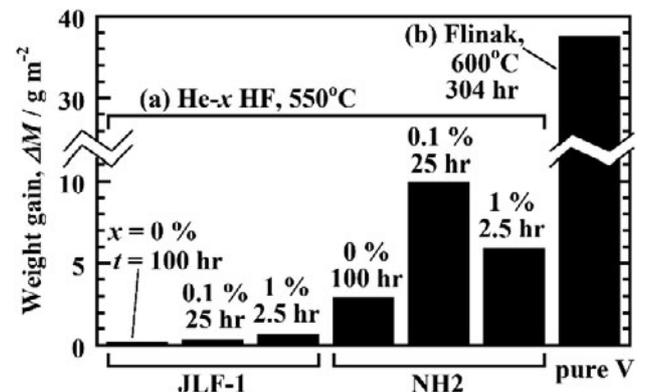


図5 HeとHFの混合ガス中、及び溶融塩FLiNaK中腐食試験における重量増加 [32, 33].

の酸素の拡散係数[35]から腐食中の酸素の拡散距離を求めると330  $\mu\text{m}$ で、この範囲に均一に酸素が侵入していると仮定すると、38  $\text{g}/\text{m}^2$ の重量増加は1.9 wt%の酸素濃度の上昇に相当する。酸素が0.1 wt%以上バナジウムに固溶すると延性-脆性遷移温度<sup>4</sup>が室温を超える[36]ので1.9 wt%は許容できない濃度上昇である。バナジウム合金の700°Cでの酸素の拡散係数[37]から、年間あたりの拡散距離を見積もると3.6 mmとなる。厚さ5 mmのバナジウム合金の大部分は1年で酸素固溶によって脆化することになり、問題となる可能性がある。

バナジウム合金を溶融塩中で使用するためには、溶融塩中の水分など、不純物酸素の濃度を十分低く制御することが解決手段の一つとなる。最近、核融合科学研究所の炉工学研究プロジェクトでは、溶融塩にチタンなどの金属粒子を添加して、生成トリチウムの吸収・輸送媒体とすることが検討されている[38]。熱力学データベース MALT [39]によると、700°Cでの酸化物 VO の生成自由エネルギーは-343 kJ/mol であるのに対し、TiO は-448 kJ/mol であることから、酸素はバナジウムよりもチタンとの間での親和力が強い。実際バナジウム合金内部においてもチタンは酸化剤として働き、チタンと酸素を含んだ析出物を形成する力がある[40]。そこで、溶融塩中のチタン粒子は、トリチウムの吸収体としてばかりでなく、バナジウム合金よりも強力な不純物酸素のゲッター剤として働くことが期待できる。それにより溶融塩中の酸素濃度が下がれば酸素による腐食と脆化の問題は大幅に軽減される可能性があり、今後の研究に期待する。

## 5.6 液体増殖材中におけるセラミクス材料の共存性について

液体ブランケットのトリチウム透過防止膜や MHD 圧力損失抑制のための絶縁被覆として、酸化物等の機能性被覆開発の研究が進められている。これらの機能性被覆材料と液体増殖材との共存性も重要な課題である。リチウムや鉛リチウム合金は、液体内の溶存酸素ポテンシャルが極めて低いことから、使用可能な酸化物の種類が限定される。例えば、Li 環境下において使用可能な酸化物としては、エルビア ( $\text{Er}_2\text{O}_3$ ) やイットリア ( $\text{Y}_2\text{O}_3$ )、窒化アルミニウム (AlN) が挙げられる[41]。ただし、 $\text{Er}_2\text{O}_3$  についても、Li 中溶存酸素濃度を低く制御しなければ、三元系酸化物 ( $\text{LiErO}_2$ ) が形成することにより腐食が進行してしまう事が示唆されている[42]。また、溶融塩に関しては、窒化アルミニウムの耐食性が期待されている[43]。

最近では、セラミクスコーティングの上に耐食層をコーティングする多重被覆も検討されている。米国では、バナジウム合金上に PVD 法により  $\text{Y}_2\text{O}_3$  層をコーティングし、更にその上に純バナジウムを積層する多重被覆が開発された[44]。この多重被覆は、流動リチウム中で良好な耐食性を示すことが報告されている[45]。また、日本でも低

放射化フェライト鋼 F82H 上に MOD 法により  $\text{Er}_2\text{O}_3$  をコーティングし、その上に純鉄の層を RF マグネトロンスパッタリング法により積層させる多重被覆が開発された。この多重被覆に関しても、鉛リチウム中において短い期間に限定すれば良好な耐食性を示すことが確認されているが、長時間の浸漬では腐食や剥離が生じてしまうことが示唆されている[45]。これらの機能性材料の腐食や剥離を、電気化学インピーダンス法を応用してオンライン評価する手法の開発も進められている[46]。

## 5.7 まとめ

本章では、液体増殖材や液体ダイバート冷却材に関する最近の研究成果について概説した。高温融体中の溶存不純物制御に関して大きな進展があり、それに伴い腐食制御にも見通しがたつ状況となっている。日米科学技術協力事業 JUPITER-II プロジェクトや IFMIF/EVEDA リチウムターゲット開発研究などの大型プロジェクトにおいて研究成果が得られていることに加え、小規模試験による腐食試験データも継続的に蓄積されてきている。溶融 Pb-Li 環境下におけるコロージョン・エロージョン機構や、溶融錫環境下における金属間化合物層形成型腐食、フッ化物溶融塩中の酸化挙動等の“液体だけど水じゃない”高温融体特有の腐食機構も明らかになりつつある。今後は、核融合炉液体ブランケットの実環境に更に近い条件(非等温流動下や高磁場下等)の共存性研究が、NIFS に新設された Oroshhi-2 などの統合型試験装置等を中心に進展することが期待される。

## 参考文献

- [1] A. Sagara *et al.*, Fusion Eng. Des. **29**, 51 (1995).
- [2] 神前康次 他: プラズマ・核融合学会誌 **82**, 819 (2006).
- [3] M. Shimada and Y. Hirooka, Nucl. Fusion **54**, 122002 (2014).
- [4] 室賀健夫: プラズマ・核融合学会誌 **86**, 389 (2010).
- [5] 鈴木晶大, 谷川博康: プラズマ・核融合学会誌 **86**, 390 (2010).
- [6] 近藤正聡 他: プラズマ・核融合学会誌 **86**, 402 (2010).
- [7] 近藤正聡 他: プラズマ・核融合学会誌 **86**, 408 (2010).
- [8] 高橋 実, 近藤正聡: プラズマ・核融合学会誌 **86**, 413 (2010).
- [9] 寺井隆幸 他: プラズマ・核融合学会誌 **85**, 251 (2009).
- [10] S. Fukada *et al.*, J. Nucl. Mater. **367-370**, 1190 (2007).
- [11] 若井栄一 他: プラズマ・核融合学会誌 **88**, 691 (2012).
- [12] V. Tsisar *et al.*, J. Nucl. Mater. **417**, 1205 (2011).
- [13] M. Kondo *et al.*, Fusion Eng. Des. **87**, 1777 (2012).
- [14] Q. Xu *et al.*, J. Nucl. Mater. **394**, 20 (2009).
- [15] M. Kondo and Y. Nakajima, Fusion Eng. Des. **88**, 2556 (2013).
- [16] 神前康次 他: プラズマ・核融合学会誌 **83**, 19 (2007).
- [17] M.G. Baker, T. Sample, Fusion Eng. Des. **14**, 219 (1991).
- [18] F. Balbaud-celier and F. Barbier, J. Nucl. Mater. **289**, 227 (2001).
- [19] M. Kondo *et al.*, J. Nucl. Sci. Technol. **43**, 2, 107 (2006).

4 金属材料が延性を失い、脆くなる温度。この温度以下では、材料がわずかに歪んだだけでも、材料中の欠陥から高速に亀裂が伝播して破壊する確率が高くなる。核融合炉ブランケット構造材料は高温で使用されるが、炉停止時には室温まで冷却されるため、延性-脆性遷移温度は室温より低いことが望ましい。

- [20] M. Kondo and M. Takahashi, *J. Nucl. Mater.* **356**, 203 (2006).
- [21] M. Kondo *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **343**, 349 (2005).
- [22] 近藤正聡 他：2015年日本原子力学会秋の大会，N-17，静岡大学，9月9日（2015）.
- [23] M. Kondo and T. Muroga, *Plasma Fusion Res.* **8**, 3405053 (2013).
- [24] T. Muroga *et al.*, 22nd IAEA Fusion Energy Conference, Paper No. FT/4-3Rb, pp. 1-8, Geneva, Switzerland, 13-18 October (2008).
- [25] A.S. Sree *et al.*, *Nucl. Fusion* **54**, 083029 (2014).
- [26] R. Moreau *et al.*, *Fusion Eng. Des.* **86**, 106 (2011).
- [27] 核融合科学研究所プレスリリース，[http://www.nifs.ac.jp/press/150525\\_001.html](http://www.nifs.ac.jp/press/150525_001.html)（2015）.
- [28] A. Sagara *et al.*, *Fusion Sci. Technol.* **68**, 303 (2015).
- [29] M. Kondo *et al.*, *Fusion Eng. Des.* **98-99**, 2003 (2015).
- [30] B.A. Pint *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **386-388**, 712 (2009).
- [31] L.A. El Guebaly *et al.*, *Fusion Eng. Des.* **38**, 139 (1997).
- [32] T. Nagasaka *et al.*, *Plasma Fusion Res.* **6**, 1405146 (2011).
- [33] T. Nagasaka *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **386-388**, 716 (2009).
- [34] T. Terai *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **258-263**, 513 (1998).
- [35] R.C. Svedberg and R.W. Buckman, Jr., *Intel. Met. Rev.* **25**, 223 (1980).
- [36] D.L. Smith *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **135**, 125 (1985).
- [37] M. Uz, *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **245**, 191 (1997).
- [38] A. Sagara *et al.*, *Fusion Eng. Des.* **89**, 2114 (2014).
- [39] S. Yamauchi, *Netsu Sokutei* **12**, 142 (1985) (in Japanese).
- [40] N.J. Heo *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **307-311**, 620 (2002).
- [41] M. Nagura *et al.*, *Fusion Sci. Technol.* **52**, 630 (2007).
- [42] M. Nagura *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **417**, 1-3, 1210 (2011).
- [43] T. Watanabe *et al.*, *J. Plasma Fusion Res. SERIES* **9**, 342 (2010).
- [44] B.A. Pint *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **386**, 712 (2009).
- [45] T. Chikada *et al.*, *Fusion Eng. Des.* **88**, 640 (2013).
- [46] M. Kondo *et al.*, *Fusion Eng. Des.* **89**, 1201 (2014).