

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～
 <腐食特性研究の現状>

液体燃料増殖材及び液体ダイバータ冷却材の共存性

Compatibility issues for liquid breeders and liquid divertor for fusion reactors

近藤正聡¹⁾, 長坂琢也²⁾

Masatoshi KONDO¹⁾, Takuya NAGASAKA²⁾

東京工業大学原子炉工学研究所, Research laboratory for nuclear reactors, Tokyo Institute of Technology¹⁾

核融合科学研究所ヘリカル研究部, National institute for fusion science, Department of Helical Plasma Research²⁾

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、流動する液体金属リチウム(Li)や鉛リチウム合金(Pb-17Li)、熔融塩フリース(Flibe)等により、トリチウム増殖と熱輸送の両方の機能を備えている。熱負荷の大きいダイバータにおいては、表面を液体金属や熔融塩で覆い、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。このように、液体金属や熔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事が可能であるが、これらの高温融体を利用するためには共存性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)[1]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ている。この度、液体増殖材や液体ダイバータに関する研究の前進をきっかけとして『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』という小特集(H28年2月号掲載予定)が企画され、その中で「腐食特性研究の現状」を紹介する事となった。それにあわせ、プラズマ核融合学会第32回年会でシンポジウム講演が企画された。本講演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。

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

液体金属や熔融塩の共存性は溶存不純物に大きく影響される。1991年から2006年に実施された日米科学技術協力事業JUPITERIIプロジェクト[2]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。JUPITERIIプロジェクトでは、熔融塩 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について、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。この手法では、液体内に金属Beを浸漬させて材料腐食の原因となる溶存フッ化トリチウム(TF)と化学反応($2TF + Be \rightarrow BeF_2 + T_2$)させる。これにより、熱力学的に不安定なTF溶存状態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。これにより熔融塩中の

フッ素ポテンシャルを低く抑える事が可能であり、同時に材料腐食の抑制にも成功している。熔融塩 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、ブランケットシステムにおける腐食制御について見通しが得られている。更に、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も進められ、液体内のHFや水分を除去する事により腐食を大きく抑制でき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[3]。鉛リチウム合金については、液体内溶存非金属不純物の測定やその共存性への影響を解明する研究が鋭意進められているところである。

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)に関する最近の研究成果

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)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事から、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の影響により腐食が促進される。これは、鋼材接液表面において、Fe(やCr)と窒素を含むリチウムが化学的に反応(例えば、 $2Li_3N + Fe \rightarrow Li_3FeN_2 + 3Li$)する事が原因である。最近では著者らにより溶存酸素も腐食を促進する事が明らかになった[4]。

鉛リチウムの共存性に関する最近の研究成果として、鋼材の腐食が流動場で加速される事が明らかになった。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事)の発生も示唆されている。図1は、JLF-1鋼を流動鉛リチウムへ250時間した後の表層断面EPMA像である。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、

鉛リチウム中のコロージョン・エロージョンが生じる際の様子を捉えている。

更に最近では、鉛リチウムが磁場を横切るような環境においては、腐食が更に促進される事が報告されている。過去にも小型試験装置により実施された研究例がいくつかあるが、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 [5, 6]。磁場化では鋼材からの Fe、Cr の溶出が促進される事や試験片表面に波状の痕跡が残る事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、磁場化での腐食挙動には未だ不明な点が多い。NIFS に、熱・物質流動ループ(装置名:オロシ 2)が新たに設置され、磁場化流動条件の腐食研究も大きく進展すると期待される。

4. 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(V)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。V 合金と冷却材の共存性を考えるうえでは、腐食で失われる合金の量、つまり部材の厚さの減少の他に、これらの侵入型元素による機械特性変化が重要である。

V 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 2 に示す[7, 8]。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。V 合金 NIFS-HEAT-2(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_2O_3 であると考えられる。一方、図中(b)の予備試験では純 V を溶融塩 Flinak 中で 600°C、304 hr 腐食させた。試験後の Flinak には 7.1 wppm に相当する V の溶出が認められた。この溶出は 0.23 g/m^2 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^2 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 V 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 mg/m^2 となり、上記の 38 mg/m^2 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。V 中の酸素の拡散係数

[9]から腐食中の酸素の拡散距離を求めると $330\text{ }\mu\text{m}$ 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 mg/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 V に固溶すると延性-脆性遷移温度が室温を超えるので 1.9 wt%は許容できない濃度上昇である。V 合金の 700°Cでの酸素の拡散係数[10]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 V 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る。V 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。

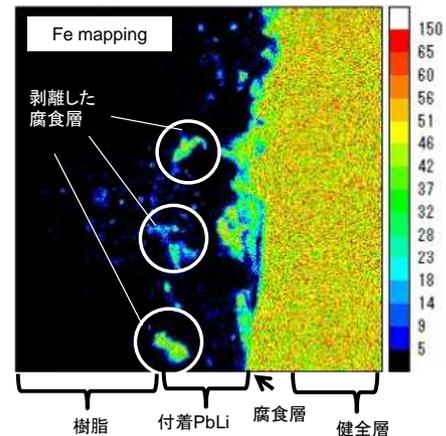


図 1 攪拌流動場(500°C、250 時間、攪拌レイノルズ数 8567)に浸漬した柱状試験片の表面断面の EPMA 分析(Fe)の結果

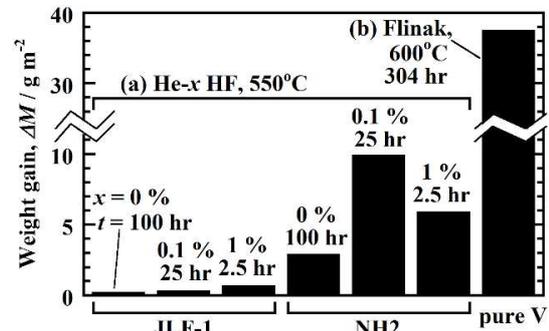


図 2 He と HF の混合ガス中、及び溶融塩 Flinak 中腐食試験における重量増加 [7, 8]

Reference

- [1] 例えば, T. Muroga, J. Plasma Fusion Res. vol. 86, No.7, 389 (2010).
- [2] T. Terai, S. Fukada, Y. Hatano, K. Oya, J. Plasma Fusion Res. Vol.85, No.5, 251-259 (2009).
- [3] E. Wakai et al., J. Plasma Fusion Res. Vol.88, No.12 691 - 705 (2012).
- [4] M. Kondo, M. Takahashi, T. Tanaka, V. Tsisar, T. Muroga, Fus. Eng. Design 87, 1777 (2012).
- [5] A. S. Sree, K. Tanaji, C. Poulami et al., Nucl. Fusion 54 083029 (2014).
- [6] R. Moreau, Y. Brechet, L. Maniguet, Fus. Eng. Design 86, 106 (2011).
- [7] T. Nagasaka et al., Plasma Fusion Res. 6, 1405146 (2011).
- [8] T. Nagasaka et al., J. Nucl. Mater. 386-388, 716 (2009).
- [9] R.C. Svedberg and R.W. Buckman, Jr., Intel. Met. Rev. 25, 223 (1980).
- [10] M. Uz, et al., J. Nucl. Mater. 245, 191 (1997).