**T2R2** 東京工業大学リサーチリポジトリ Tokyo Tech Research Repository

# 論文 / 著書情報 Article / Book Information

論題(和文)	小特集 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 4.4 液体金属鉛リチウム中の共存性について(構造材料と機能性材料 )4.4.1 液体金属鉛リチウム中の低放射化フェライト鋼の共存性		
Title	Compatibility of reduced activation ferritic martensitic steel in Pb-17Li		
著者(和文)	高橋 実, 近藤 正聡		
Authors	Minoru TAKAHASHI, Masatoshi KONDO		
出典 / Citation	プラズマ核融合学会誌, Vol. 86, No. 7, pp. 413-416		
Citation(English)	The journal of the Japan Society of Plasma Science and Nuclear Fusion Research, Vol. 86, No. 7, pp. 413-416		
発行日 / Pub. date	2010, 7		
URL	http://www.jspf.or.jp/		
権利情報 / Copyright	本著作物の著作権はプラズマ・核融合学会に帰属します。 Copyright (c) 2010 Japan Society of Plasma Science and Nuclear Fusion Research.		

# • 小特集 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

# 4. 共存性研究の最前線

# 4.4 液体金属鉛リチウム中の共存性について(構造材料と機能性材料)

4.4.1 液体金属鉛リチウム中の低放射化フェライト鋼の共存性

高橋 実,近藤正聡<sup>1)</sup> 東京工業大学,<sup>1)</sup>核融合科学研究所 (原稿受付:2010年6月1日)

静止場と流動場の鉛リチウム中の鋼材の腐食はメカニズムが異なり,それにより腐食量も大きく異なる.この理由として,前章で述べた液体金属リチウムよりも溶出型の腐食が生じやすいこと,更にはリチウムよりも20倍近く大きい鉛リチウムの比重のためにエロージョン・コロージョンが生じやすいことがあげられる.本節では,過去の研究成果を交えながら,最近の研究成果として,低放射化フェライト/マルテンサイト鋼 JLF-1の腐食特性に関して解説する.

#### Keywords:

Pb-17Li, RAFM, liquid metal corrosion, oxygen-potential, erosion-corrosion.

## 4.4.1.1 鉛リチウム中のフェライト鋼の腐食に 関するこれまでの研究成果

液体ブランケットのトリチウム増殖材として鉛リチウム 合金が候補の一つとされているが、構造材料に対する腐食 が課題である.ここで対象としている Pb-Li は、Pb のモル 分率83%, Li のモル分率17%の組成で、融点は鉛リチウム 合金のうちで最低の235℃である.

鉛リチウムと鋼材との腐食に関しては、1980年代に既に 多く報告されている、この当時は、316タイプのオーステナ イト鋼が第一壁候補材料となっていたため、オーステナイ ト鋼の腐食のデータが多く, Coen 博士によりレビュー論 文も書かれている[1]. しかし,この頃からフェライト鋼 の腐食も調べられはじめている.米国オークリッジ国立研 究所では、自然対流ループと強制対流ループの両方を用い て、フェライト鋼(主に、12CrのHT-9)の腐食を調べてい る. Chopra 博士らは、2 リッターの鉛リチウムの強制流動 ループを用いて、538℃までの比較的低温の条件で腐食試 験を実施し、低温における温度と流速の影響を明らかにし た[2,3].また、ヨーロッパでも、この時期に研究成果が挙 がっている. Tas 博士らは、316タイプのオーステナイト鋼 の自然対流ループ(名称:LELI)にフェライト鋼(1.4914 鋼:Fe-10.6Cr)を設置して、5455時間にも及ぶ長時間試験 を実施している[4].フランスでは、Tulip 自然対流ループ (フェライト製, Pb-Li インベントリ:1リッター程度) に より、3000時間程度の試験が実施されている[5].これら の研究では、試験片の腐食のほか、物質輸送についても調

べられており、温度差のあるループ中では、高温部の溶出 型腐食と低温度部の析出が同時に生じることが明らかに なっている.1980年代の研究により、主に鉛リチウムと鋼 材の腐食反応の傾向が明らかになった。1990年代に入る と, 鉛リチウム中の不純物などの影響が議論されており [6], さらにブラケットでは欠かすことのできない磁場の 腐食に対する影響などに関する議論[7]や実験[8]も論文と して報告されているが、腐食に対する鉛リチウムの純度管 理の影響が大きいため、磁場(流れに垂直に 1.4 T)の効果 は明らかにされていない. 最近では、鉛リチウムと Heの デュアルクールタイプを背景として、700℃以上の高温条 件で浸漬したフェライト鋼や、その耐食被覆の共存性に関 する報告がされている[9]. また、ドイツのカールスルー エ研究所から、PICOLOという名前のループで試験した フェライト鋼の流動加速腐食に関する成果が報告される [10,11]. また、中国でも、Dragon という名前の自然対流 ループや強制対流ループが製作され、腐食試験の結果が報 告されはじめている[12].

# 4.4.1.2 腐食量に影響する鉛リチウム中の鋼材 構成元素の溶解度

鋼材の腐食は、その金属成分の液体金属中への溶解が一 因子である.溶解度が高いほどその成分は選択的に溶解す る.Pb-LiとPb中の金属の溶解度を図1に示す[13].液体 金属 Pb, Pb-Liともに Niの溶解度は高く、温度依存性は小 さい.鋼材 Pb-Li中の溶解度は、Ni, Mn, Fe, Cr, Mo

4.4 Compatibility of Materials with Liquid Metal Pb-17Li

4.4.1 Compatibility of Reduced Activation Ferritic/Martensitic Steel in Pb-17Li TAKAHASHI Minoru and KONDO Masatoshi

authors' e-mail: mtakahs@nr.titech.ac.jp, kondo.masatoshi@nifs.ac.jp



図1 液体金属 Pb および Pb-Li における金属元素の溶解度.

の順で小さくなる.鉛リチウム中において, Ni は Fe の 10000倍程度,溶解度が高い.

図2に500℃の Pb-Li 中における,12Cr 鋼と316鋼の重量 損失を示す[13].図1で示したように,溶解度の高い Ni を多く含む SUS316の重量損失は12Cr 鋼に比べて重量損失 が非常に大きいことがわかる.

### 4.4.1.3 低放射化フェライト鋼 JLF-1の共存性

低放射化フェライト/マルテンサイト鋼は,ブランケット構造材料の有力な候補の一つである.しかし,マルテン サイト組織に析出した炭化物の挙動や,リチウム中の腐食 に関して報告されているマルテンサイト組織のフェライト 組織への相変態など,詳細な腐食メカニズムまで踏み込ん だ議論はされてきていない.そこで,ここでは最近の研究 成果を交えて,低放射化フェライト/マルテンサイト鋼 JLF-1の腐食特性を紹介する.

Pb-Li中のJLF-1に対して,これまでの研究報告よりも更 に高温の600℃における静止場腐食試験と攪拌流動場腐食 試験(3章および,4.3節参照)に関する最新の成果を以下 に紹介する.



腐食試験片は、4.2および4.3でも説明してきた低放射化

図2 従来の重量損失のデータ[3].

フェライト・マルテンサイト鋼, JLF-1 (JOYO HEAT) を 用いた. 試験片の形状は長方形の平板 (15×10×1 mm<sup>3</sup> または 20×10×1 mm<sup>3</sup>) とした.

静止場浸漬試験では、第3章で紹介してあるカプセル型の試験装置(第3章,図2(a))を用いた.JLF-1製の円筒型坩堝中の3cm<sup>3</sup>のPb-Liに試験片を浸漬させ、Arガスと共にステンレス鋼製カプセルに封入し、電気炉内で温度600℃に250時間、750時間または3000時間加熱した.流動場浸漬試験は、第3章の図5に示した攪拌試験装置を用いた.攪拌羽根の速度よりは試験片付近の流速は0.17m/sと評価した.試験片は350℃のLiで6時間洗浄後、試験片の重量損失を測定した.その後、SEM/EDX分析を行った.(3.5節で解説したように鉛リチウムの比重は、非常に大きく、微量に付着しただけでも大きく誤差を生じてしまうため、溶融Liによる洗浄を慎重に実施した上、洗浄後に試験片表面に鉛リチウムの残存がないか確認した.)

図3に重量損失測定の結果を示す.静止場試験の結果から浸漬時間とともに重量損失が大きくなるがわかった.また,流動場試験では,腐食速度が大きくなるということがわかった.同条件の600℃のリチウム流動場の250時間浸漬による重量損失は,0.66 g/m2であり,2-3倍程度大きいことがわかる.

図4,5に300時間流動場腐食試験後の試験片の表面お よび表層断面のSEM/EDX分析結果を示す.浸漬後の材料 表面は,浸漬前になかった粒状の組織を持ち,この粒はマ ルテンサイトのサブグレインと思われる.断面の結果から は,表面の若干のCrの減少しか検出がされず,図3に示し



図 3 鉛リチウム中の JLF-1 試験片の重量損失. (流動場,静止場,試験温度はともに 600℃,静止場250時間 の重量損失のデータなし.)



図4 流動鉛リチウム中に浸漬した JLF-1試験片の表面 SEM 像.

#### Special Topic Article

4.4.1 Compatibility of Reduced Activation Ferritic/Martensitic Steel in Pb-17Li

M. Takahashi and M. Kondo



図5 流動鉛リチウム中に浸漬した JLF-1試験片の表層断面.

た比較的大きな重量損失と整合しない.これらから,表面 の腐食により粒状の組織が形成され,この粒が流れによっ て剥がれることによりエロージョン・コロージョンが発生 すると著者らは考えている.

リチウム中で生じたマルテンサイト組織の相変態は確認 されなかった.この理由としては,鉛リチウム中への炭素 の溶出がリチウムほど強くなかったためと考えられる.

表1に,使用した静止場試験に使用した鉛リチウムの不 純物分析の結果を示す.浸漬により,FeとCrの鉛リチウ ム中の濃度が,上昇することがわかり,CrとWは250時間 浸漬後と3000時間浸漬後で変化が小さく,ほぼ飽和に達し ていると思われる.ちなみに3000時間試験のFeの濃度 (10 wppm)は,図3の溶解度に近い値を示した.

# 4.4.1.4 鉛リチウム中の酸素ポテンシャルにつ いて

液体金属中の酸素ポテンシャルにより、鋼材表面に酸化 皮膜が形成される場合がある。例えば、鉛ビスマス流動場 では、1000時間の浸漬によりSTBA26鋼(9Cr-1Mo-0.2Si)に 図6のようなFe-Cr-O系の酸化物が形成されており、この 場合の腐食形態は、形成される酸化被膜が剥がれることに より損耗する酸化腐食と考えられる。鉛リチウム中に浸漬 した試験片の表面からは酸化皮膜が観察されなかった。

鉛系合金中の腐食機構には酸化,浸食,溶解の3通りの 可能性がある。鉛リチウムの場合は,表面に酸化物は検出 されず,Pbの母材への侵食は数μm程度と小さく,腐食層 でFeとCrが減少している.いわゆる溶出型腐食が生じた と考えられる.これはPb-Li中の酸素ポテンシャルが低く 抑えられるため酸化膜が形成されず,溶解腐食が起ったと 考えられる.

つまり鉛リチウム中の酸素ポテンシャルは、Fe-Cr-O系の酸化物の自由生成エネルギーのポテンシャルよりも低い

	Fe	Cr	W
試験前	2.2	0.17	0.52
250時間試験(600℃)	0.85	3.6	3.4
3000時間試験(600℃)	10	4.5	3.9



図6 鉛ビスマス中で形成された酸化被膜[15].

位置にあると考えられる. では、どこまで低いのか. それ は、絶縁被覆として検討されている酸化物の腐食に関する 報告から推測することができる. ブランケットの絶縁被覆 として検討されている Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>は, 450℃では化学的に安定で ある事が報告されている[16]. つまり、この Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>より は、酸化ポテンシャルが高い位置にあると考えられる. つ まり、次のようなポテンシャル位置にあると考えられる.

$$\Delta G_{\rm f,Al_2O_3} < \Delta G_{\rm Pb-17Li[O]} < \Delta G_{\rm f,Fe-Cr-O} \tag{1}$$

#### 4.4.1.5 まとめ

本節では,過去に報告された溶解度などのデータを元 に,低放射化フェライト鋼 JLF-1の腐食に関する最近の研 究成果について解説した.実験結果から,鉛リチウム中に おいて JLF-1 鋼の腐食は溶出型腐食であることや,酸素ポ テンシャルについても解説した.

#### 参考文献

- [1] V. Coen and P. Fenci, Nucl. Eng. Des. 1, 215 (1984).
- [2] O. Chopra and D. Smith, J. Nucl. Mater. **122-123**, 1219 (1984).
- [3] O. Chopra and D. Smith, J. Nucl. Mater. 155-157, 715 (1988).
- [4] H. Tas, J. Dekeyser, F. Casteels, J. Walnier and F. De, Schutter, J. Nucl. Mater. 141-143, 571 (1986).
- [5] M. Broc, T. Flament, P. Fauvet and J. Sannier, J. Nucl. Mater. 155-157, 710 (1988).
- [6] P. Hubberstey, J. Nucl. Mater. 247, 208 (1997).
- [7] F. Barbier, A. Alemany and S. Martemianov, Fusion Eng. Des. 43, 199 (1998).
- [8] A. Terlain and T. Dufrenoy, J. Nucl. Mater. **212-215**, 1504 (1994).
- [9] B.A. Pint, J.L. Moser and P.F. Tortorelli, J. Nucl. Mater. 367-370, 1150 (2007).
- [10] H. Glasbrenner, J. Konys and Z. Vob, J. Nucl. Mater. 281, 225 (2000).

Journal of Plasma and Fusion Research Vol.86, No.7 July 2010

- [11] J. Kony, W. Krauss, J. Novotny, H. Steiner, Z. Voss and O. Wedemeyer, J. Nucl. Mater. 386-388, 678 (2009).
- [12] Q. Huang, S. Gao, Z. Zhu, M. Zhang, Y. Song, C. Li, Y. Chen, X. Ling and X. Zhou, Fusion Eng. Des. 84, 242 (2009).
- [13] H.U.Borgstedt et al., J. Nucl. Mater. 191-194, 988 (1992).
- [14] 周 興華:修士論文,東京工業大学原子核工学専攻

(2009).

- [15] M. Kondo, M. Takahashi, N. Sawada and K. Hata, J. Nucl. Sci. Technol. 43, 2, 107 (2006).
- [16] H.U. Borgstedt, H. Glasbrenner and Z. Peric, J. Nucl. Mater. 212-215, 1501 (1994).