

鉛冷却炉における炉心材料の腐食に関する調査・検討
(研究報告)

2000年3月

核燃料サイクル開発機構
大洗工学センター

本資料の全部または一部を複写・複製・転載する場合は、下記にお問い合わせください。

〒319-1184 茨城県那珂郡東海村村松4番地49

核燃料サイクル開発機構

技術展開部 技術協力課

Inquires about copyright and reproduction should be addressed to:
Technical Cooperation Section,
Technology Management Division,
Japan Nuclear Cycle Development Institute
4-49 Muramatsu, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki, 319-1184,
Japan

© 核燃料サイクル開発機構 (Japan Nuclear Cycle Development Institute)
2000

鉛冷却炉における炉心材料の腐食に関する調査・検討

(研究報告)

皆藤 威二*

要旨

高速増殖炉（以下 FBRという。）の実用化戦略調査研究の一環として、冷却材として鉛を用いた場合の炉心材料の腐食について調査を行い、次のような知見が得られた。

1. 鉛-リチウム環境下でのステンレス鋼の腐食はNiの溶出が主要因であるため、Ni量の多い高Ni鋼ではとくに腐食が大きく、つぎにオーステナイト鋼、そしてフェライト鋼と順に耐食性がよくなる。
2. オーステナイト鋼の溶出速度 D_a ($\text{mg/m}^2/\text{h}$)、およびフェライト鋼の溶出速度 D_f はそれぞれ「 $\log_{10} D_a = 10.7873 - 6459.3/T$ 」「 $\log_{10} D_f = 7.6185 - 4848.4/T$ 」として表される（ T ：温度（K））。これら各材料の溶出速度 D に基づき、「 $C = (D \times t) / \rho \times 10^{-3}$ 」として腐食量 C (μm) を評価することができる（ t ：時間（hr）、 ρ ：各材料の密度（ g/cm^3 ））。
3. 上記評価式を用いてオーステナイト鋼およびフェライト鋼の腐食量を推定した結果、フェライト鋼に対しオーステナイト鋼の腐食は非常に大きく、 400°C で約6倍、 600°C 以上になると20倍以上の腐食量となった。鉛-リチウム環境下での現実的な使用温度は、オーステナイト鋼で 400°C （30000hrで約 $60\mu\text{m}$ の腐食量）以下、フェライト鋼でも 500°C （30000hrで約 $80\mu\text{m}$ の腐食量）以下と考えられる。

*) 大洗工学センター システム技術開発部 燃料材料技術開発グループ
現. 本社 経営企画本部 企画部 企画グループ

Investigation for Corrosion Behavior of Core Materials in Lead Cooled Reactor

Takeji KAITO*

Abstract

The corrosion behavior of core materials in lead cooled reactor was investigated as the feasibility study for fast breeder reactor.

The results are summarized as follows.

1. The corrosion of stainless steels under lead and lithium occurs mainly due to the dissolution of nickel. Consequently ferritic stainless steels have better resistance to corrosion under lead and lithium than austenitic stainless steels, and the corrosion resistance of high nickel steels is worst.
2. The dissolution rate, D (mg/m²/h), is correlated with lead and lithium temperature, T (K), as $\log_{10} D_a = 10.7873 - 6459.3/T$ and $\log_{10} D_f = 7.6185 - 4848.4/T$, where D_a is the dissolution rate for austenitic steels and D_f is for ferritic steels. It's possible to calculate the corrosion thickness, C (μ m), using the following correlation: $C = (D \times t) / \rho \times 10^3$, where t is exposure time (hr) and ρ is density of the core material (g/cm³).
3. The corrosion thickness estimated for austenitic steels using above correlations was extremely larger than ferritic steels, about 6 times at 400 °C and more than 20 times at above 600 °C. It's considered that applicable temperature in lead cooled reactor core is below 400 °C (about 60 μ m corrosion thickness after 30000 hr) for austenitic steels, and below 500 °C (about 80 μ m after 30000 hr) for ferritic steels.

*) Nuclear Fuel Research Group, System Engineering Technology Division, O-arai Engineering Center
At present, Policy Planning Group, Policy Planning Division,
Executive Office for the Policy planning and Administration, Head Office

目 次

1. はじめに	1
2. 鉛-リチウム環境下でのステンレス鋼の腐食	2
3. 鉛環境下でのステンレス鋼の腐食 (ロシア情報)	4
4. まとめ	5
参考文献	6
付録 (調査文献の一覧と概要)	13

図 目 次

図 1	Weight loss versus exposure time for Type 316 stainless steel specimens exposed to flowing Pb-17Li at the maximum loop temperature position	7
図 2	Weight loss versus exposure time for ferritic steel specimens exposed to flowing Pb-17Li at (a) the maximum loop temperature and (b) downstream location	8
図 3	Arrhenius plots of dissolution rate data for ferritic and austenitic steels exposed to flowing Pb-17Li.	9
図 4	各材料の鉛-リチウム環境下での腐食	10
図 5	鉛環境下での腐食 (ロシア情報)	11
図 6	Corrosion of different steels in lead at 550°C	12

1. はじめに

実用化戦略調査研究の第一フェーズの計画では、基本的な目標を高速炉、再処理施設および燃料製造からなるFBRサイクルシステムの複数の実用化概念の抽出と技術開発計画等の実用化シナリオの提示としている。

この研究開発は、システム技術開発（FBR、再処理および燃料製造）、実用化要素技術開発、システム技術統合・評価の3つの階層で進めることとしている。

このうち、FBRのシステム技術開発では、ナトリウム、重金属、ガス、水等の冷却材、中小型モジュール炉、並びにMOX、金属および窒化物の燃料からなる技術選択肢に係るプラント概念を検討することとしている。

本報告書は、上記検討の一部として、冷却材に重金属（鉛）を用いた場合の炉心材料の腐食について調査し、その結果についてまとめたものである。

鉛中でのステンレス鋼の腐食挙動を評価するために、まず文献調査を行ったが、鉛および鉛-ビスマスに関する文献はなく、JAERIメモや原研の投稿論文等も調査したがステンレス鋼の腐食に関する文献はない。

核融合炉ブランケット材料として有望である鉛-リチウム（Pb-17at.%Li）共晶合金に関する文献が多数あり、そのうちステンレス鋼の腐食に関する文献を調査した。今回調査した鉛-リチウム共晶合金に関する文献の一覧とその概要を付録として示す。

これら鉛-リチウム共晶合金に関する文献をもとにステンレス鋼の腐食を評価した結果を2.に、また詳細情報は得られていないがロシアの情報をもとに評価した結果を3.に示す。

2. 鉛-リチウム環境下でのステンレス鋼の腐食

純リチウム中ではステンレス鋼の腐食はほとんどみられないが、鉛-リチウム環境下では腐食が大きく、ステンレス鋼の腐食に対しては鉛の影響が大きいことが明らかになっている。また、鉛-リチウム環境下でのステンレス鋼の腐食はNiの溶出が主要因であり、表面からポーラス状の脆いフェライト腐食層が形成される。このためNi量の多い高Ni鋼ではとくに腐食が大きく、つぎにオーステナイト鋼、そしてフェライト鋼がもっとも耐食性に優れるとされている。

ここでは、O.K.Chopra and D.L.Smith^{1, 2)}によるオーステナイト鋼 (316SS) およびフェライト鋼 (HT-9, 9Cr-1Mo) の鉛-リチウム環境下での腐食試験結果から各材料の腐食式について検討した。

各材料の主な組成を以下に示す。

(wt%)

	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	C	N	Other
316SS	17.0	13.4	2.49	1.9	0.64	0.02	0.02	0.07	0.03	
HT-9	12.0	0.6	1.03	0.5	0.22	0.00	0.00	0.21	0.00	0.32V, 0.05W
9Cr-1M	8.8	—	0.92	0.4	0.36	—	—	0.09	0.01	0.21V, 0.06Nb

各材料について、371, 427, 454および482℃で最大4,000時間まで流速～350cm³/minの鉛-リチウム環境下での腐食試験を行った結果を図1および2に示す。また、これらの結果をもとに溶出速度をアレニウスプロットで整理した結果を図3に示す。

この図3から求めた各材料の溶出速度は以下のとおり。

オーステナイト鋼の溶出速度Da (mg/m²/h) は

$$\log_{10} Da = 10.7873 - 6459.3 / T$$

フェライト鋼の溶出速度Df (mg/m²/h) は

$$\log_{10} Df = 7.6185 - 4848.4 / T$$

ここで、Tは温度 (K)

ここでは、これら各材料の溶出速度D (mg/m²/h) に単純に時間を乗じることにより各材料の腐食量C (μm) を評価することとした。

$$C = (D \cdot t) / \rho \times 10^{-3}$$

ここで、tは時間 (hr)

ρは各材料の密度 (g/cm³)

このようにして作成した腐食式をもとに、各材料の腐食量を評価した結果を図4に示す。また、J.Sannierらによる316Lおよび1.4914 (マルテンサイト鋼) の450℃における腐

食量の評価結果³⁾をあわせてプロットした。

なお、オーステナイト鋼およびフェライト鋼の密度としては、代表的な値としてそれぞれ 8.03g/cm^3 、 7.75g/cm^3 を用いた。

この図からわかるように、フェライト鋼に対しオーステナイト鋼の腐食は非常に大きく、 400°C で約6倍、 600°C 以上になると20倍以上の腐食量を示すことになる。これらの結果から考えると、鉛-リチウム環境下での現実的な使用温度は、オーステナイト鋼で 400°C 以下、フェライト鋼でも 500°C 以下と考えられる。

なお、前述のとおり、高Ni鋼はオーステナイト鋼よりもさらに腐食量が多いことが明らかであり、P.Agostini and G.Benamatiの実験でも、Ni基合金であるInconel718の腐食速度はオーステナイト鋼の4倍程度になることが報告されている⁴⁾。このことから、高Ni鋼やNi基合金の採用は耐食性の観点から不可能と考えられる。

仮に、これらの結果をもとに、炉心材料の一般的な温度として 650°C での使用を考えると、オーステナイト鋼、フェライト鋼ともに腐食が大きいため、腐食を抑制するなんらかの対策（表面コーティング等）を施さない限り炉心材料としての使用は不可能と考えられる。

3. 鉛環境下でのステンレス鋼の腐食（ロシア情報）

ロシアの鉛冷却炉であるBREST-300で実際に炉心材料として使用されている(?) フェライト鋼の鉛環境下での腐食試験に関する情報^{5, 6)}から腐食式を作成した。

6,000時間、最大650℃までの腐食試験結果をもとに、650℃、35,000時間での腐食量を評価すると、その値は120μm程度（文献によっては12μm）である。ただし、試験条件や材料組成等の詳細は不明である。

フェライト鋼の腐食量C（μm）は以下の式で表される。

$$C = C_0 \cdot t^{1/2}$$

$$C_0 = 1.144 \times 10^5 \exp(-1.116 \times 10^4 / T)$$

ここで、tは時間（hr）

Tは温度（K）

この式をもとに腐食量を評価した結果を図5に示す。

この図からわかるように、2. で作成した鉛-リチウム環境下での腐食式と比較すると、腐食量は明らかに小さいことがわかる。また、この程度の腐食量であれば炉心材料としての使用に十分耐えうる可能性がある。

図6に同じくロシア情報として、550℃の鉛環境下における各種材料の腐食量の評価結果を示す。

この図についても詳細は不明であるが、オーステナイト鋼と思われる”Cr15Ni11MoNb”について上述の式と同じように腐食式を作成すると、その腐食量C（μm）は以下の式で表される。

$$C = C_0 \cdot t^{1/2}$$

$$C_0 = 1.724 \times 10^5 \exp(-1.116 \times 10^4 / T)$$

また、図6からわかるように、オーステナイト鋼と思われる”Cr15Ni11MoNb”の腐食量がフェライト鋼と思われる”Cr9NiMoV” ”Cr11Ni3Mo”よりも腐食量が小さいという結果が示されている。これは、2. で評価した結果と矛盾するものであり、腐食のメカニズム（Niの溶出）を考えると、オーステナイト鋼の方が耐食性に優れるというのは考え難い。

これらのロシア情報については、さらに調査を行い、信頼できる詳細情報を得た上で、再度評価を行う必要があると考えられる。

4. まとめ

実用化戦略調査研究の一環として、冷却材に重金属（鉛）を用いた場合の炉心材料の腐食について調査を行い、次のような知見が得られた。

1. 鉛-リチウム環境下でのステンレス鋼の腐食はNiの溶出が主要因であるため、Ni量の多い高Ni鋼ではとくに腐食が大きく、つぎにオーステナイト鋼、そしてフェライト鋼と順に耐食性がよくなる。
2. オーステナイト鋼の溶出速度 D_a (mg/m²/h)、およびフェライト鋼の溶出速度 D_f は次式で表される。

$$\log_{10} D_a = 10.7873 - 6459.3 / T$$

$$\log_{10} D_f = 7.6185 - 4848.4 / T$$

T : 温度 (K)

これら各材料の溶出速度Dに基づき、次式から各材料の腐食量C (μm)を評価することができる。

$$C = (D \cdot t) / \rho \times 10^{-3}$$

t : 時間 (hr)

ρ : 各材料の密度 (g/cm³)

3. 上記評価式を用いてオーステナイト鋼およびフェライト鋼の腐食量を推定した結果、フェライト鋼に対しオーステナイト鋼の腐食は非常に大きく、400℃で約6倍、600℃以上になると20倍以上の腐食量となった。鉛-リチウム環境下での現実的な使用温度は、オーステナイト鋼で400℃ (30000hrで約60μmの腐食量) 以下、フェライト鋼でも500℃ (30000hrで約80μmの腐食量) 以下と考えられる。

参考文献

- 1) O.K.Chopra and D.L.Smith : Compatibility of ferrous alloys in a forced circulation Pb-17Li system, CONF-860421-41 (1986)
- 2) O.K.Chopra and D.L.Smith : Corrosion of ferrous alloys in eutectic lead-lithium environment, Journal of Nuclear Material 122&123 (1984)
- 3) J.Sannier et al. : Corrosion of austenitic and martensitic stainless steels in flowing Pb17Li alloy, Fusion Engineering and design 14 (1991)
- 4) P.Agostini and G.Benamati : Corrosion tests of austenitic materials in lithium lead environment, Euromat91 Vol.3 (1992)
- 5) E.O.Adamov et al. : Progress in lead-cooled fast reactor design, ANP'92 Vol.3 (1992)
- 6) E.O.Adamov : A naturally saf reactor option : lead-cooled fast reactor, WHITE BOOK OF NUCLEAR POWER (1998)

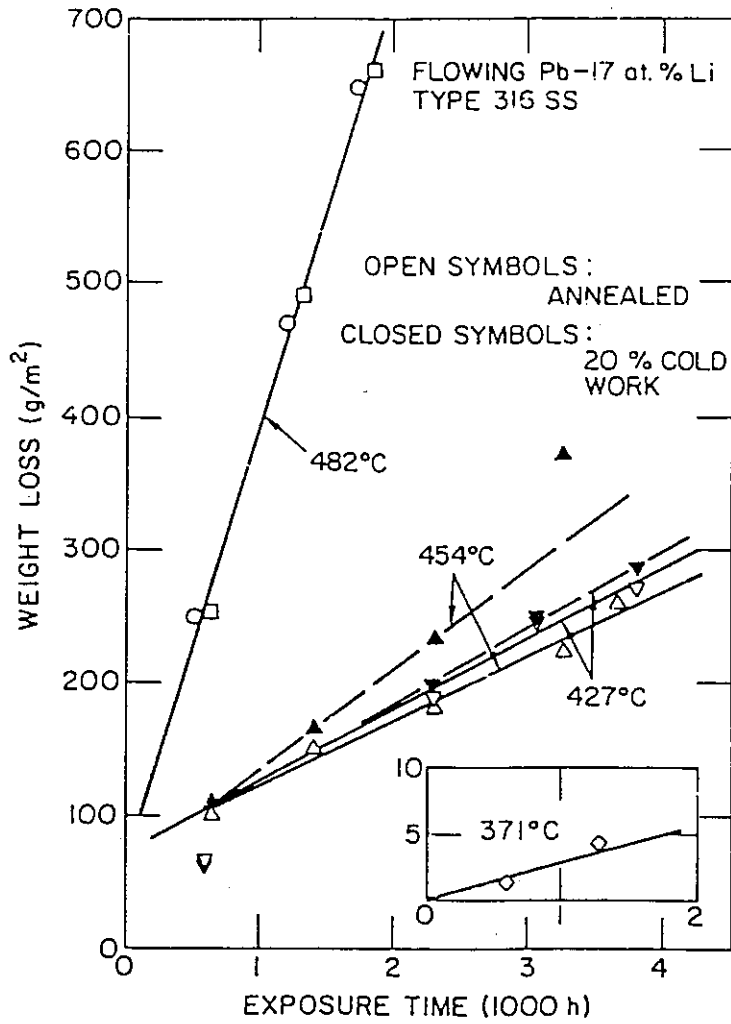
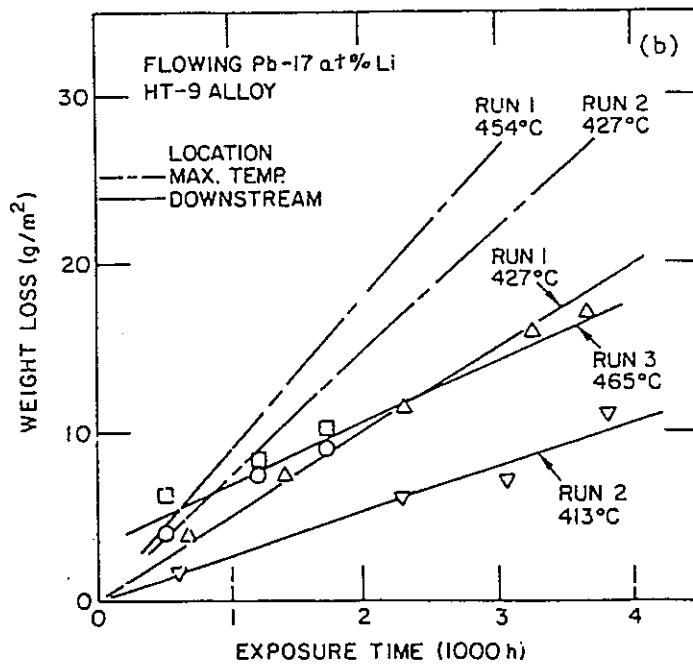
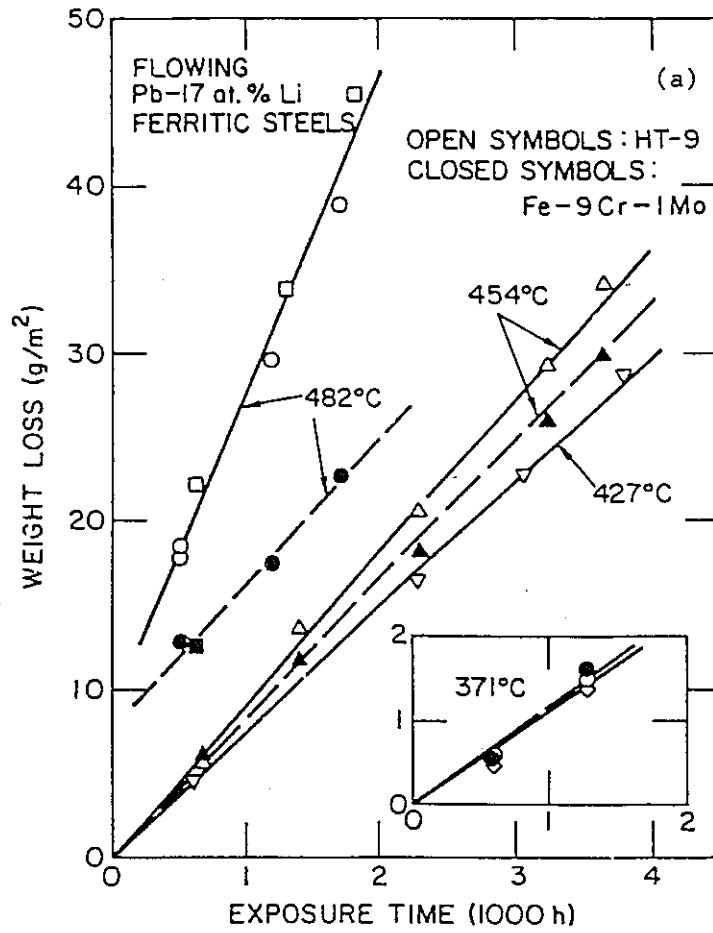
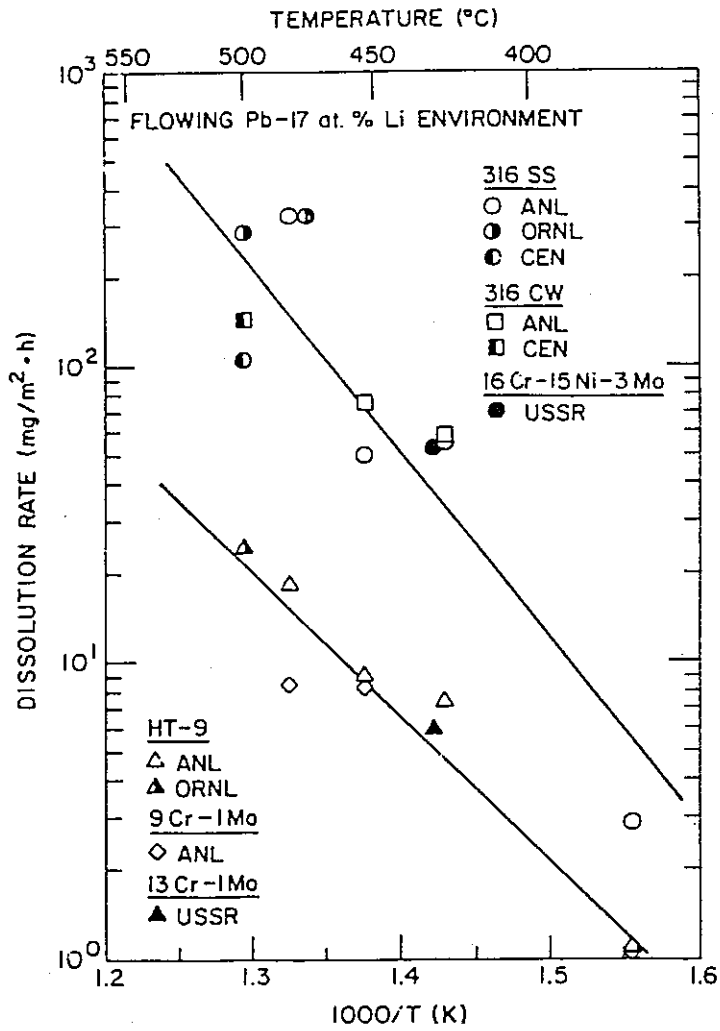


Fig 1 . Weight loss versus exposure time for Type 316 stainless steel specimens exposed to flowing Pb-17Li at the maximum loop temperature position.



2 Weight loss versus exposure time for ferritic steel specimens exposed to flowing Pb-17Li at (a) the maximum loop temperature and (b) downstream location.



3 Arrhenius plots of dissolution rate data for ferritic and austenitic steels exposed to flowing Pb-17Li. ANL: Argonne National Laboratory; ORNL: Oak Ridge National Laboratory; CEN: Centre D'Etudes Nucleaires, France; USSR: Soviet Union contribution to INTOR.

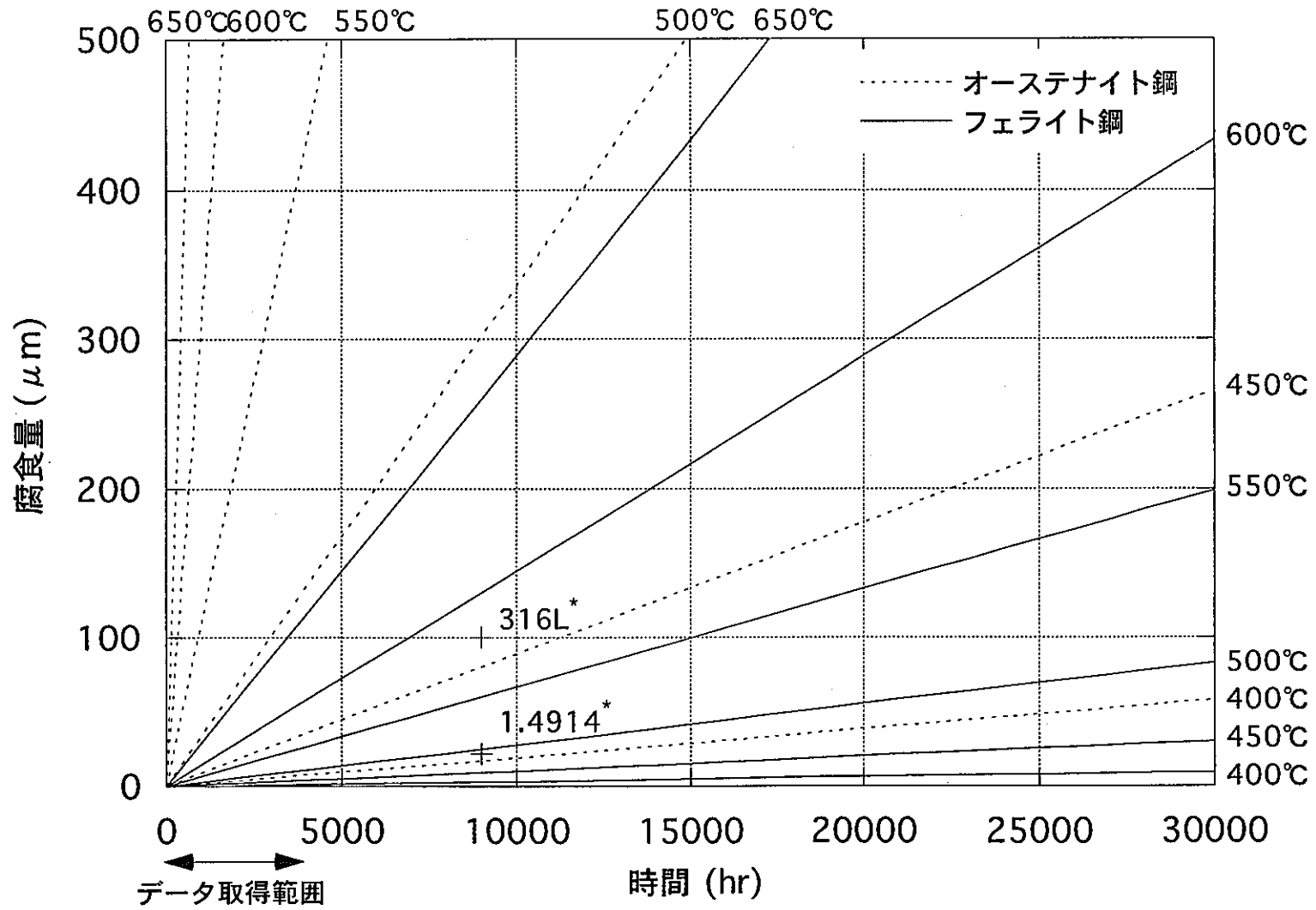


図4 各材料の鉛-リチウム環境下での腐食

* 450°Cでの試験結果(J.Sannier et al.)

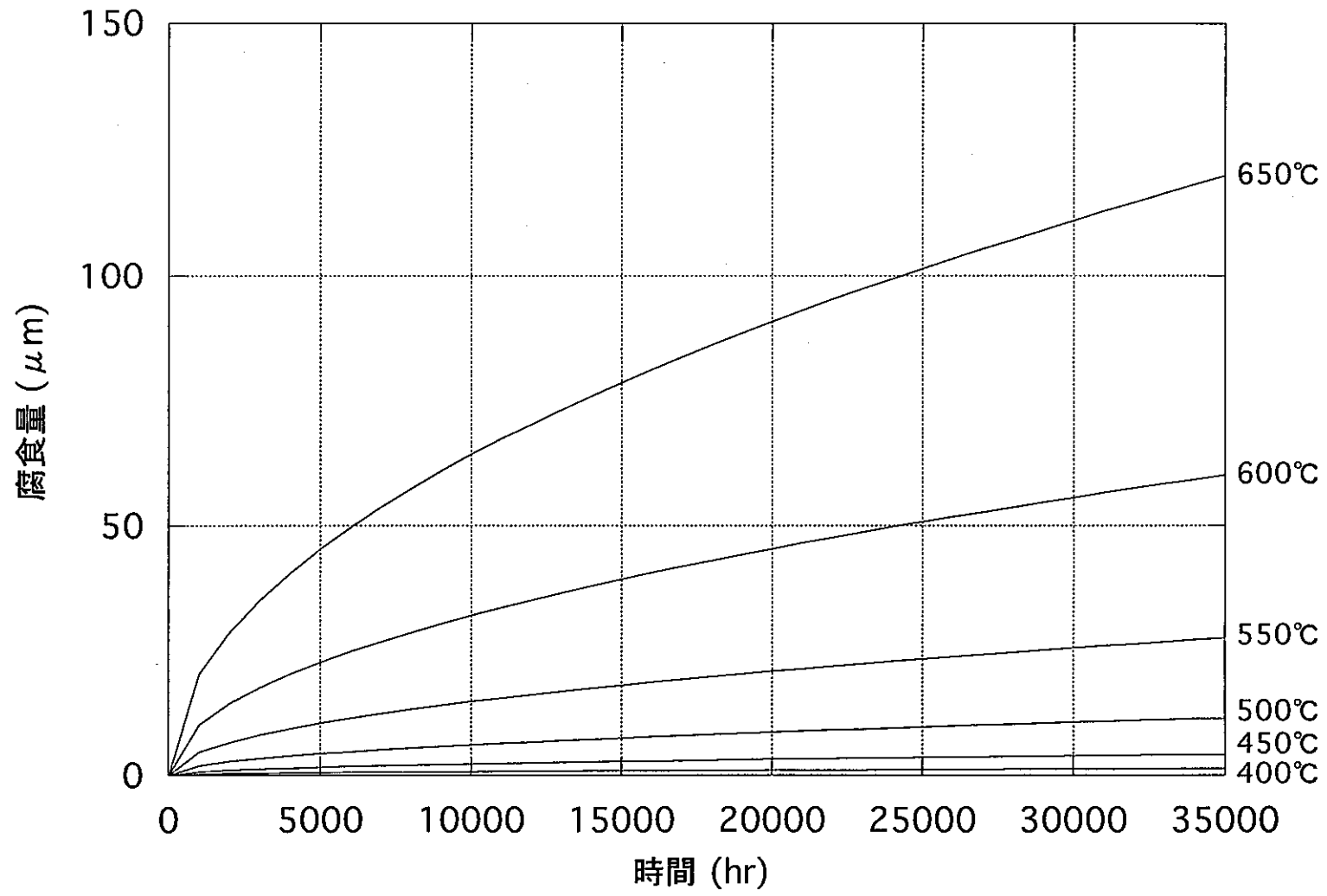


図5 鉛環境下での腐食 (ロシア情報)

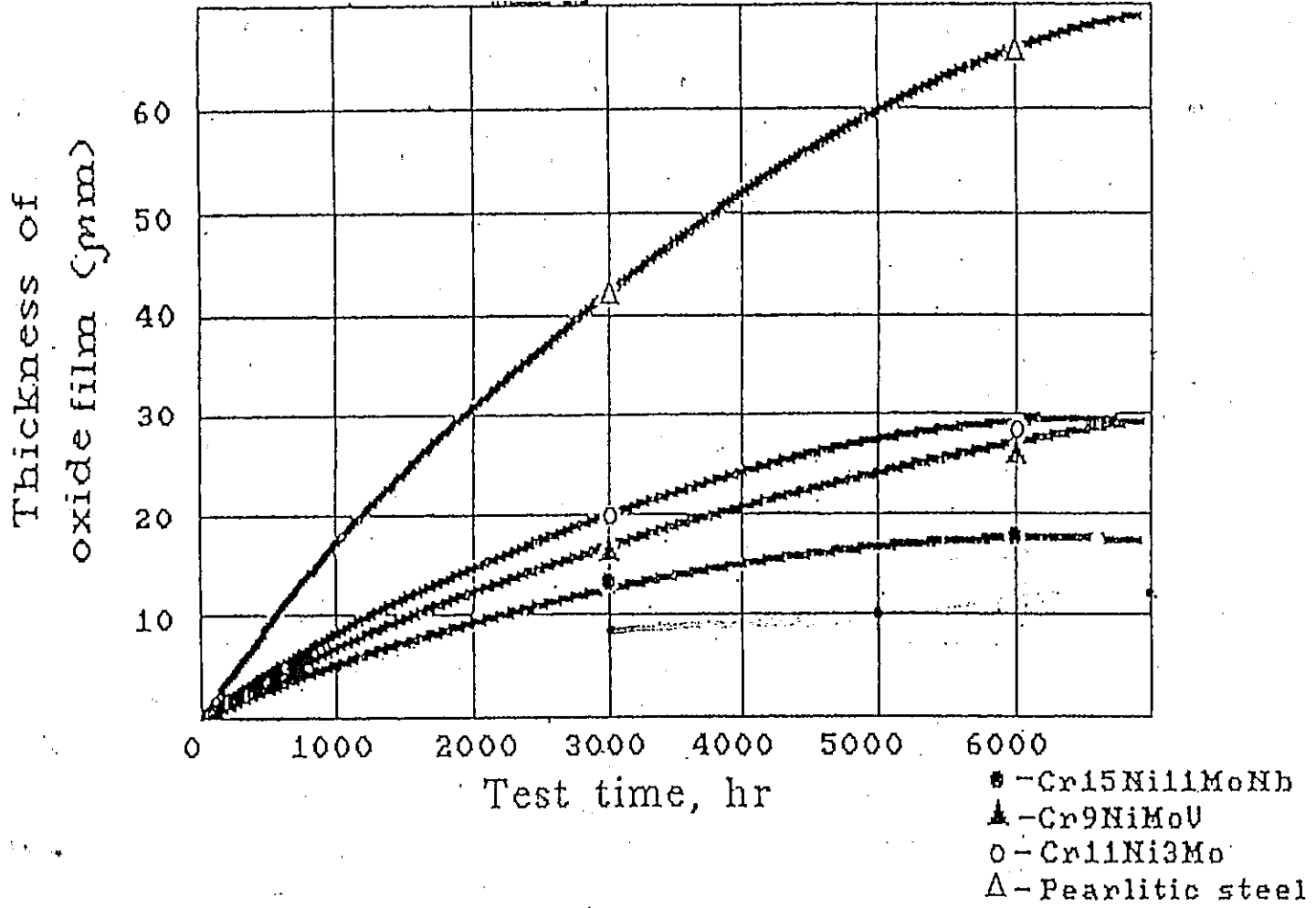


Fig 6 CORROSION OF DIFFERENT STEELS IN LEAD AT 550°C

付 録

(調査文献の一覧と概要)

1	<p>V.E.Kalachikov et al : An interaction of austenitic Cr-Ni steel cladding with Li-Pb eutectic after In-reactor tests at temperatures 550 and 670K, J. of Nuclear Materials 233&237, pp.1364-1366 (1996)</p> <p>0.04C-16Cr-11Ni-3Mo-Ti鋼被覆材を550及び670Kで溶融したLi-Pb共晶合金と接触させる。静力学炉内試験の後、その材料科学的研究を行った。標準的試験法では、被覆材の塑性率は15.6-25.8%の水準が維持され、腐食速度も0.16mm/年を越えないことが分かった。しかし、これらの試験の非標準的指標は被覆材の特性劣化に重大な影響を及ぼすこと示された。</p>
2	<p>G.Benamati et al. : Corrosion and low cycle fatigue properties of AISI 316 L in flowing Pb-17Li, ENEA-RT-ERG-94-13, pp.27-37 (1994)</p> <p>強制対流ループLIFUS2を用いて、温度723K、流速0.01m/sで低サイクル疲労と腐食試験を同時に実施し、アルゴンガス雰囲気中の結果と比較した。Pb-17Li液体は試験温度では316L鋼に有害な影響を及ぼさなかった。650~1600時間の腐食試験を行い、SEMとEDAXの組織観察より不規則な気孔を持つ鉄合金層の存在を示し、その成長速度を論じた。</p>
3	<p>G.Benamati et al. : Thermomechanical cycling tests of coated AISI 316 L in Pb-17Li, ENEA-RT-ERG-94-13, pp.17-26 (1994)</p> <p>DEMO炉のPb-17Li環境下で使用する316L鋼表面へのアルミニウムコーティングはトリチウムの透過率を著しく低下させる。Pb-Li環境下でこのコーティング膜の熱機械的疲労挙動を調べ、260~320℃の範囲で1000回の熱サイクル試験では損傷と腐食が見られない良好な結果を得た。製造時に形成された微小き裂は膜の安定性に影響しなかった。</p>
4	<p>G.Benamati et al. : Corrosion and low-cycle fatigue properties of AISI 316L in flowing Pb-17Li, J. of Nuclear Materials 212&215, pp.1515-1518 (1994)</p> <p>標記腐食及び低サイクル疲れ (LCF) 試験を、合金温度723K、合金流動速度約0.01/sにおいて、LIFUS2強制対流ループにより実施した。LCF試験は0.008~0.016の範囲の歪振幅で実施し、その結果を不活性Arガス雰囲気中での参照試験と比較した。溶融Pb-17Li合金は、723Kでの316L鋼のLCF挙動に有害な影響を及ぼさないことを示した。</p>
5	<p>G.Benamati et al. : AISI 316L corrosion fatigue tests in Pb-17Li environment, first results, Fusion Technology 2, pp.1286-1290 (1993)</p> <p>Pb-17Li流動環境下でDEMOブランケットの構造材料候補のAISI316L鋼の低サイクル疲労試験で歪測定を行った。試験は新しく設計された伸縮計を用いた歪制御モードで3.3×10^{-3}Hzの三角波、723Kで行った。試験はAr中でも行ったが、新設計の伸縮計は両環境の高温条件下でも良好に機能した。Pb-17Li条件下での試験は短期間であったが、腐食層の存在は試料の機械特性に影響を及ぼさない。</p>
6	<p>岡本 真実 et al. : Li17Pb83合金中のSUS316Lの腐食挙動に関する基礎研究, 立教大学原子炉利用共同研究成果報告書 22, pp.122-124 (1992)</p> <p>核融合炉ブランケット用液体増殖材の候補であるLi17Pb83合金中でのSUS316Lの共存性を調べた。電子顕微鏡観察の結果、腐食層の形成が確認された。また、SUS316L中のNiが選択的に溶解すること、及び腐食時間とNiの溶解量との相関関係があることが分った。他の元素 (Fe及びCr) については、相関関係がみられなかった。</p>
7	<p>A.Terlain et al. : Mass transfer of 316L steel in Pb17Li CLIPPER loop after 12000 hour running, J. of Nuclear Materials 191&194, pp.984-987 (1992)</p> <p>核融合炉三重水素増殖ブランケット材としての液体Pb17Li合金の構造材料との両立性に関連して、高温部で400℃、低温部で340℃の運転条件を備えた、標記316L鋼ループの腐食試験を実施した。管の表面に形成した、フェライト系腐食層の形態と化学組成は、以前の結果と同等であったが、厚みは以前の短時間 (10000hr以下) 試験からの予想より少なかった。この原因を、部分的なスケール層の形成により説明した。</p>
8	<p>T.Sample et al. : Selective surface preoxidation to inhibit the corrosion of AISI type 316L stainless steel by liquid Pb-17Li, J. of Nuclear Materials 191&194, pp.979-983 (1992)</p> <p>予備酸化表面をもつ316Lステンレス鋼試料の、Pb-17Liとの反応による、三元系酸化物被覆の形成と、その腐食抵抗について述べた。試料をH₂/H₂O雰囲気 (1000 : 1) で800℃まで加熱することにより、酸化表面を調整した。Pb-17Liとの反応後、クロムを含む若干のMnサイトを備えたLiMn₂O₄被覆層を形成した。被覆試料は、非被覆試料に比べ、より薄いフェライト腐食層を示した。</p>

9	J.Sannier et al. : Comparison of austenitic and martensitic steels behaviour in semi-stagnant Pb-17Li, J. of Nuclear Materials 191&194, pp.975-978 (1992)
	316L鋼 (65Fe-17Cr-12Ni-2Mo-2Mn) , 溶体化処理または20%冷間加工状態と, 1,4914完全マルテンサイト鋼 (87Fe-10.6Cr) , 焼ならし焼戻の2材料について, 水冷式Li-Pbブランケットにシミュレートした条件により, 比較試験を実施した。両鋼の腐食速度は, 準線形的で, 乱流条件に比べて, 約3倍低い値を示した。堆積物の量から, 450℃における316鋼の物質移動は, 475℃における1,4914鋼のそれとほぼ同等であった
10	I.Schreinlechner and P.Sattler : Behaviour of SS316, with and without aluminization, in stagnant Pb-17Li, J. of Nuclear Materials 191&194, pp.970-974 (1992)
	500℃の標記液体金属中に, 1000hrさらした後, 試料の断面を電子顕微鏡で観察し, 受入れたままの試料と比較した。無被覆材は, 合金元素の予想した消耗がおり, ~200μmの深さまでPbが侵入した多孔質フェライト層を形成した。アルミナ化された表面は, Pb-17Liによる侵食や, Pbによる粒界侵入を示さず, 母材とアルミニウム表面層との間に, Al+Ni域からなる中間層が認められた
11	P.F.Tortorelli : Dissolution kinetics of steels exposed in lead-lithium and lithium environments, J. of Nuclear Materials 191&194, pp.965-969 (1992)
	熱的に対流するPb-17Li (500℃) およびLi (600℃) 中での316型ステンレス鋼およびFe-12Cr-1Mo-V-M鋼の重量損失による溶解速度を分析した。両液体金属での316型ステンレス鋼の重量損失曲線を, 線形反応速度に基づくモデルにより記述した。一方, フェライト鋼は, 時間とともに線形的に重量損失を達成した。この差異を, オーステナイト合金の選択的な溶解反応と局部的アタックにより説明した。
12	P.Agostini and G.Benamati : Corrosion tests of austenitic materials in lithium lead environment, EUROMAT 91 Vol.3, pp.177-182 (1992)
	Li-Pbの熱対流ループ (温度721~687K, 流速0.02m/s) 中でAISI321鋼とNi基合金Inconel718の腐食試験を行った。321鋼は激しい不均一腐食を示し, 腐食速度は一次式で示される。Inconel718は321鋼の約4倍の腐食速度を示し, 腐食生成層は321鋼より以上に多孔質である。腐食層の合金元素濃度分布をSEM/EDSで調べた。腐食の進行はNiの溶出によって説明できる。
13	H.U.Borgstedt : Chemical aspects of the compatibility of materials with liquid metals(Na, Li, Pb-17Li), Proc. Int. Symp. Mater. Chem. Nucl. Environ., pp.169-180 (1992)
	ポンプによるループ循環Na, Li, Pb-Li共晶合金液体金属による, V合金, ステンレス鋼の腐食機構を実験データを基に検討した。V合金の腐食は主に液体金属と合金との間の非金属元素の交換反応によって生じた。オーステナイト鋼におけるNa腐食の温度依存性は非保護的表面酸化物の形成が主要反応であった。
14	M.G.Barker et al. : Corrosion of Type 316L stainless steel in Pb-17Li, J. of Nuclear Materials 179&181, pp.599-602 (1991)
	カプセル中に対流ループ (高温側768K, 低温側748K, 流量10mm/s) のPb-17Li中での腐食試験では, 316L鋼はNiとMnを殆んど完全に, またCrを相当量失ない, 多孔性の第二鉄を形成し, Pb-17Li中の溶解酸素とCrの反応をみた。低温側では, FeとCrの沈殿物生成を観測したが, Niを含んだものは存在しなかった。
15	A.Antipenkov et al. : Compatibility of eutectic with structural materials, Fusion Eng. Des. 14, pp.347-351 (1991)
	液体金属17Li-83Pbと04X16H11M3Tオーステナイト鋼および05X12H2Mフェライト・マルテンサイト鋼の両立性試験を報告した。17Li-83Pbは773, 673, 593Kに温度設定し, 流速0.5および1.5m/sで循環させた。3000時間運転後の観測からオーステナイト鋼ではボラス状フェライト層は認められないこと, ならびに17Li-83Pb流の流速と腐食耐性は強い相関があることを明らかにした。
16	P.F.Tortorelli : Deposition behavior of ferrous alloys in molten lead-lithium, Fusion Eng. Des. 14, pp.335-345 (1991)
	Pb-17Li中における316ステンレス鋼の質量欠損について報告した。Pb-17Liは最高500℃で熱対流で循環するループ構造に入れている。データ解析の結果, 質量の輸送, 沈殿には液体金属流に浮遊する粒子が重要な影響を及ぼすこと, フェライト鋼 (Fe-Cr) の場合のCr沈殿は溶解度の温度依存性が重要な影響を及ぼすこと等を明らかにした。

17	H.U.Borgstedt et al. : Corrosion and mechanical properties of the martensitic steel X18CrMoVNb 12 1 in flowing Pb-17Li, Fusion Eng. Des. 14, pp.329-334 (1991)
	500~550℃にある液体Pb-17Li中に置かれたX18CrMoVNb121鋼の腐食、クリープ破断、低サイクル疲労の測定を報告した。1000~2000時間後の腐食観察の結果、腐食は試料表面で局所的に発生することを明らかにした。疲労試験の結果疲労寿命はPb-17Li中の方が空気中の時より長いこと、また疲労寿命は腐食度に依存することを明らかにした。
18	H.Tas et al. : Austenitic stainless steel degradation in dynamic Pb-17Li systems, Fusion Eng. Des. 14, pp.321-328 (1991)
	AISI316Lオーステナイトステンレス鋼のPb-17Li中での劣化現象を報告した。Pb-17Liは100 l, 500℃で対流ループで循環させた。試料表面の微細観察によって金属組織の変化を調べた。表面観察の結果、ポーラス状フェライト層を見出した。フェライト層の形成は線形または準線形フェライト生成の結果で高い腐食率を示すことを明らかにした。
19	V.Coen et al. : Corrosion of Cr-Mn based austenitic stainless steels by the lithium-lead eutectic Pb-17Li, Fusion Eng. Des. 14, pp.309-319 (1991)
	Pb-17Li合金とCr-Mn基のステンレス鋼の両立性について報告した。実験は試料カプセルを最大9500時間の回転炉で~723Kの温度を維持して行った。腐食試料の観察は顕微鏡およびSEM分析で行った。腐食機構は基本的にはPb-17Li中でのMnの溶解によるポーラス・フェライト層の形成によることを明らかにした。粒界の侵食は観測されなかった。
20	J.Sannier et al. : Corrosion of austenitic and martensitic stainless steels in flowing Pb17Li alloy, Fusion Eng. Des. 14, pp.299-307 (1991)
	腐食による材料損失は316L鋼で100 μm/Yr, 1.4914鋼で22 μm/Yrであった。オーステナイト系鋼の損失は大きい。損失量は試料温度によって少し変る。マルテンサイト系の損失量が少ないのは、その活性化エネルギーが高いためである。
21	G.Frees et al. : Dynamic corrosion investigations in the eutectic lead-lithium melt Pb-17Li, Werkst Korros 40, pp.593-598 (1989)
	核融合炉のブランケットの候補材料であるマルテンサイト鋼1.4914材の腐食を西独の「PICOLO」ループで試験した結果の報告。有望な結果が得られたが、使用可能な最高温度は500℃程度と思われる。高温では腐食が激しく、これが腐食生成物による回路の閉塞の原因になるとと思われる。ループの構造や能力の紹介も行った。
22	P.F.Tortorelli : Corrosion and mass transfer of ferrous alloys in Pb-17at.%Li, CONF-881009-1 (1988)
	融解トリチウム増殖材Pb-17at.%Liとその容器材料316SS (A) およびFe-12Cr-1MoVW (B) との両立性を研究した。Aはこの液体金属に腐食されやすく、Ni, Crの均一欠乏は重量損失の動力学と一致した。その堆積は核生成の効果、または堆積物の粘着性によって影響されるように見える。他方Bは表面組成が一定であった。冷間加工は浸透過程のバイアスとなり、表面不安定化モデルが適用できる。
23	G.Casini : The impact of new experimental data on the design of Pb-17Li/water breeding blankets, Fusion Eng. Des. 8, pp.139-143 (1989)
	NETのブランケットの一方式として標記ブランケットを提案した。増殖材の動作温度と熱機械的設計, 316Lステンレス鋼との腐食の試験, 液体金属脆性試験, トリチウム回収, Pb-17Li中の水素の溶解・拡散の測定, 故障解析などについて述べた。
24	P.F.Tortorelli : Corrosion in liquid metal environments: Susceptibility of Fe3Al exposed in a lithium thermal convection loop and mechanisms of irregular attack by lithium and lead-lithium, DOE-ER-313-4 (1988)
	低放射化材料Fe3Alの液体金属環境下での耐食性およびリチウム, リチウム鉛による不規則多孔現象の機構を報告した。500℃の熱対流リチウム中でFe3Alの耐食性は弱い。Pb-17%Li中で316ステンレス鋼の腐食とNi濃度の関係, Fe-Ni-V合金のリチウム中での腐食過程についてモデル解析を行った。

25	H.Tas et al. : Mass transfer in pure lithium and lithium-lead dynamic environments: Influence of system parameters, J. of Nuclear Materials 141&143, pp.571-578 (1986) 標記の質量移行実験を純リチウムおよびLi17-Pb83共晶合金を含む強制対流および熱対流ループの中で行い、質量移行速度とオーステナイト鋼およびフェライト鋼の微細構造の変化を、ループの形状、運転条件および融液純化系と関連させて理由を説明した。腐食損傷の進行状況は、これらのパラメータの方が、ホットレグ温度やホットレグとコールドレグの温度差より大きな効果を持つことが見出された。
26	H.U.Borgstedt et al. : Corrosion of stainless steel in flowing PbLi eutectic, J. of Nuclear Materials 141&143, pp.561-565 (1986) Arグローブボックス内に設置したAISI304鋼管のループの中に3 lのPb-17at.%Li合金を流動させた。試験温度は420℃、流速は10~20cm/sec。流動共晶は測定可能な程の304鋼の成分要素を溶解しなかった。酸素はく10~3wt%であった。5750hrまでの腐食の影響を評価した。鋼試料の重量損失は鉛を含む表面カバーの形成をさまたげた。
27	M.G.Barker et al. : The effect of oxygen impurities on the behaviour of type 316 stainless steel in Pb-17Li, J. of Nuclear Materials 155&157, pp.732-735 (1988) Pb-17Li中における316ステンレス鋼の腐食に対する酸素の影響を報告した。酸素はフェライト腐食層を増大させ、層中のCr欠損を促進させることによって316ステンレス鋼の腐食を強めることを示した。Pb-17Liと酸素の反応の実験からCrは酸素との反応で三元酸化物LiCrO ₂ が生成されることを示した。
28	H.U.Borgstedt et al. : A vanadium alloy for the application in a liquid metal blanket of a fusion reactor, J. of Nuclear Materials 155&157, pp.690-693 (1988) バナジウム合金V-3Ti-1Siの液体リチウムおよび550℃における共晶合金Pb-17Li中における腐食試験を報告した。V-3Ti-1Si合金の耐腐食性はステンレス鋼AISI316、マルテンサイト鋼等より優れている。欠点は融解に対して弱く、非金属元素の交換に対して敏感である点である。これら化学的効果はバナジウム合金の質量/表面積比で影響を受ける。
29	W.R.Watson and R.J.Pulham : The corrosion of 316 steel by lithium-lead alloys under nitrogen, Fusion Technology 2, pp.969-972 (1986) 316鋼はN ₂ (6.5~18.2kPa) 存在下で、温度851~951KでLi-Pb合金により腐食され、Li ₉ CrN ₅ を生成。温度が更に低い場合には、N ₂ の存在下では共融組織もわずかながら腐食を起すことが予想される。
30	G.M.Gryaznov et al. : A comparative study of the corrosion resistance of an austenitic steel in lithium and the eutectic lead-lithium alloy, Sov. At. Energy 59, pp.918-922 (1986) Liの他に共晶合金 (Pb83Li17) は核融合炉ブランケット材料として有望である。ここではこれらの材料に対する06Kh18N10Tステンレス鋼の腐食抵抗を検討した。500及び600℃の温度のループに1000~1100時間浸して、損失重量を測定した。Pb-Li合金の方が腐食が著しい。また材料表面の顕微鏡写真により組織学的に研究した。
31	O.K.Chopra and D.L.Smith : Compatibility of ferrous alloys in a forced circulation Pb-17Li system, CONF-860421-41(1986) 流動するPb-17at.%Li共融合金 (温度371~482℃) と接触するHT-9鋼, Fe-9Cr-1Mo鋼, オーステナイト316ステンレス鋼の腐食データを得た。時間と温度を変えて、試験片の質量変化測定, 腐食深さの観察, 金属顕微鏡による観察を実施した。
32	P.F.Tortorelli and J.H.Devan : Corrosion of ferrous alloys exposed to thermally convective Pb-17 at. % Li, CONF-860421-15 (1986) Pb-17at.%Liは溶融Liよりも空気や水との反応が弱く安全であるが腐食性が強い。316ステンレス鋼及びFe-12Cr-1MoVW鋼を500℃で熱的対流をするPb-17at.%Liに長時間暴露した。試験方法と結果並びに考察を記した。

33	P.Fauvet et al. : Corrosion of 316L stainless steel in flowing 17Li83Pb alloy, Fusion Technology 2, pp.1003-1009 (1984)
	小さい熱対流ループを用いて、流動している17Li83Pb合金中での316Lステンレス鋼の耐食性を調べた。試験条件は高温部450℃、低温部との温度差60℃、流速0.12m/s、試験時間3000時間である。試料は約40μmの表面層が腐食を受けており、フェライト及びLi-Pb合金の充満したチャンネル鋼から成る多孔質の腐食層で覆われていた。
34	B.A.Eberhard : The susceptibility of 2 1/4Cr-1Mo steel to liquid metal induced embrittlement by lithium-lead solutions, UCRL-15639 (1984)
	190℃と525℃の温度間のリチウムトリチウム-鉛にさらされる2・1/4Cr-1Moステンレス鋼の、液体金属によるぜい化度を調べた。ここで特に興味をひくのは、溶接部の熱影響領域にある微細構造で、リチウム鉛を含む液体金属によって非常に浸食を受けやすいと考えられている。微細構造は500℃以下でもぜい化されるが、ステンレス鋼を焼戻しておけば、伸延性の保持に効果がある。
35	P.F.Tortorelli and J.H.Devan : Compatibility of stainless steel with Pb-17 at. pctLi, J. Materials for Energy Syst. 4, pp.78-83 (1982)
	核融合炉の冷却剤およびトリチウム増殖剤として考えられているPb-Li合金中での316ステンレス鋼とSandvik社HT9 (11Cr-0.4Ni-0.8Mo-0.3V-0.5W鋼)の腐食を300~900℃の静的試験により検討した。その結果、いずれの合金も純Li中ではほとんど重量変化を生じないのに、Pb-Li合金中では500℃以上で著しい重量減少を示した。しかし、腐食は均一で、室温での鋼の引張強さには影響せず、また400℃以下では顕微鏡組織も変化しなかった。以上の結果から、これらの鋼の使用は400℃以下に制限されると考えられ、今後はNiおよびCrの活量の低い合金について考慮することが必要であろう。
36	P.F.Tortorelli and J.H.Devan : Surface analysis of ferrous alloys exposed to static Pb-17 at. % Li, J. of Nuclear Materials 123, pp.1264 (1984)
	316SUSとFe-12Cr-1Mo (HT-9) 試料をPb-17at%Liの静止下で、腐食試験を行った。試料の表面分析結果から、400~700℃では、すべての試料とも出発材料に比べてニッケルが表面で少なかった。316SUSのX線回折の結果、300~500℃では、オーステナイトとフェライト相が検出された。
37	O.Chopra and D.Smith : Corrosion of ferrous alloys in eutectic lead-lithium environment, J. of Nuclear Materials 122&123, pp.1219-1224 (1984)
	727と700Kで、Pb-17at%Li流動系におけるオーステナイト候補材合金 (PCA)、316ステンレス鋼、フェライト鋼HT-9、Fe-9Cr-1Moに関する腐食データを求めた。Pb-17Li中ではLi中に比べてオーステナイトとフェライト鋼の溶解速度が1けた以上も大きかった。オーステナイト鋼の重量減はフェライト鋼より1けた以上大であった。
38	O.K.Chopra and P.F.Tortorelli : Compatibility of materials for use in liquid-metal blankets of fusion reactors, J. of Nuclear Materials 123, pp.1201-1212 (1984)
	核融合炉で液体金属を使用したときのオーステナイトとフェライト鋼の機械的性質に及ぼす腐食と環境効果についてまとめた。液体リチウムとPb-17Li系での腐食過程の機構と速度論を調べ、構造材の劣下に及ぼす効果について議論した。今後必要とされるデータについてもふれた。
39	P.F.Tortorelli and J.H.Devan : Corrosion of austenitic and ferritic steels in static Pb-17 at. % Li, DOE-ER-45-8 (1982)
	300~700℃の標記液体にさらした316ステンレスとHT-9の重量減は、静止純リチウム液体にさらした場合よりはるかに大きい。316ステンレスの重量減速度は時間と共に減少する。これは液体中の不純物による腐食生成物が試料表面に形成されるためである。
40	V.Coen et al. : Compatibility of AISI 316 L stainless steel with the Li7Pb83 eutectic, J. of Nuclear Materials 110, pp.108-114 (1982)
	623~873Kにおいて6000hrにわたり標記について研究。腐食層においてはNiの著しい減少があり、母材中へはPbとLiの侵入を観測。623Kにおいて、公称降伏応力以下で、一定の一軸引張荷重の下にノッチ付引張試験を実施。比較的短時間に、Pbと恐らくLiによって充たされた多くのクラックを生ずるといふ実験証拠を得た。

41	P.F.Tortorelli and J.H.Devan : Compatibility of stainless steel with Pb-17 at. % Li, Pap.Corros. NO.82-18 (1982)
<p>核融合炉用構造材料として鉄基合金の可能性を検討するため、316型ステンレス鋼とサンドビックHT9とについて低融点共晶合金であるPb-17at.%Li融体中で浸せき試験を行い、更にその表面観察と引張試験を行なった。液温300~500℃の試験で重量減はLi浴中における値より著しく大で、浸せき時間や温度の増加により増大。侵食の形態は均一であり、常温下での引張強さは浸せきにより差を生じない。本実験結果は実際にこれらを用いて動かせるときの温度は400℃かそれ以下であることを示す。</p>	
42	P.F.Tortorelli and J.H.Devan : Compatibility of stainless steel with Pb-17 at. % Li, CONF-820314-6 (1982)
<p>316ステンレス鋼及びSandvikHT9の腐食をPb-17at%Li合金により300と500℃で研究した。その結果、重量損失はLi中のステンレス鋼より大きく、腐食は一様であり、鋼の室温における引張り強さは照射により影響しない。核融合炉中の鉄合金と関連してトリチウム増殖流体としての融解Pb-17atLiの適用は400℃あるいはそれ以下に制限されるべきである。</p>	