

# 鉛ビスマス共晶合金 (LBE) 利用技術に関する研究

—高温酸素濃度制御下鉛ビスマス中の  
12クロム鋼の耐食性に関する研究—

共同研究報告：T980306

平成 16 年 2 月

財団法人 電力中央研究所  
核燃料サイクル開発機構

鉛ビスマス共晶合金（LBE）利用技術に関する研究\*4  
－高温酸素濃度制御下鉛ビスマス中の  
12クロム鋼の耐食性に関する研究－

西 義久\*1、 木下 泉\*2、 古川智弘\*3、 青砥紀身\*3

キーワード：鉛ビスマス

腐食

12クロム鋼

高速増殖炉

Key Word : Lead-Bismuth Eutectic

Corrosion

12 Chrome Steel

Fast Breeder Reactor

**Research Work for Utilizing Technology of the Lead-Bismuth Eutectic  
- Research on the corrosion resistance of 12 chrome steels in high temperature  
lead-bismuth eutectic under oxygen concentration control -**

**By Y. Nishi, I. Kinoshita, T. Furukawa and K. Aoto**

---

(平成16年1月 承認)

\* 1 電力中央研究所 狛江研究所原子力システム部 主任研究員

\* 2 電力中央研究所 狛江研究所原子力システム部 上席研究員

\* 3 核燃料サイクル開発機構

\* 4 本研究は、電中研－核燃料サイクル開発機構間の共同研究で実施した。

核燃料サイクル開発機構 技術登録資料 JNC TY9400 2003-027

# 目次

1章	はじめに	1
2章	実験装置と方法	1
2-1	実験装置	1
2-2	酸素センサー	2
2-3	試験片	2
2-4	試験条件	2
3章	試験結果	6
3-1	分析方法	6
3-2	観察・分析結果	6
3-2-1	No. 1～No. 4 試験片について	6
3-2-2	No. 5～No. 8 試験片について	6
4章	考察	7
5章	まとめ	16
謝辞		16
参考文献		16

## 1章 はじめに

高速増殖炉（FBR）の冷却材として、ナトリウムに比較して化学的に安定で、水や空気との激しい反応がない鉛ビスマスが注目されている。鉛ビスマスは、ロシアにおいて潜水艦用の原子炉に使われ、現在も商業炉の冷却材として検討が実施されている。

さらに、鉛ビスマス冷却炉は第4世代原子炉システムの1つとして位置付けられている。

鉛ビスマスは、化学的に安定なだけでなく、沸点が1670℃と非常に高いため、炉心安全設計に有利なこと、中性子散乱断面積が大きく、中性子経済に有利に働き、負のボイド係数をもつ炉の設計が比較的容易であるなどの核的メリットがある。

日本では、国と電力が共同で実施している実用化戦略調査研究<sup>(1)</sup>においてナトリウムに代わる冷却材としての利用が検討されている。また、電中研による水／鉛ビスマスの直接接触を利用した革新型蒸気発生器の研究<sup>(2)</sup>、東工大における長寿命小型炉研究<sup>(3)</sup>、直接接触熱伝達を利用した沸騰型炉PBWFR<sup>(4)</sup>、2次伝熱媒体として利用しているAIHX<sup>(5)</sup>などでFBRへの適用が検討されるとともに、原研における加速器駆動型核変換システムへの利用<sup>(6)</sup>などで、鉛ビスマス研究が活発に進められている。

一方、鉛ビスマスは材料に対する腐食性が強いことが知られており、これを解決しない限り、先に述べたメリットを活かすことができない。

1960年代には、米国では冷却材中にZrやTiなどのインヒビタを添加しそれらの酸化物系保護膜で防食する研究が実施されていたが、決定的手法を見出さずに放棄されており、現在では、Alによる保護膜などが検討されている。

一方、ロシアのIPPEでは、鉛ビスマス冷却材中の酸素濃度を適切に制御することにより、材料表面に鉄クロム系の緻密な酸化被膜を作り、防食が可能であるとしている<sup>(7)(8)</sup>。ここで防食が可能であると示された材料はEP823鋼と称されるもので、高クロム系の材料である。

電力中央研究所（電中研）と核燃料サイクル開発機構（サイクル機構）は、両機関の研究活動を効率良く進め、希少なLBE情報を共有するため、2002年度より2005年度までの計画で鉛ビスマス利用技術に関する共同研究を実施している。本報告では、電中研の材料腐食評価実験設備を用いて、原子炉構造材の候補である12Cr鋼

の浸漬試験を実施し、サイクル機構および電中研にて分析を行い、特に情報の少ない高温域での腐食特性について検討した結果を報告する。

## 2章 実験装置と方法

### 2-1 実験装置

図2.1-1に鉛ビスマス中材料腐食評価実験装置の概要を示す。

本実験装置は鉛ビスマスの滞留状態における材料の腐食特性を明らかにすることを目的としており、鉛ビスマスを溜めたポット中に試験片を保持する試験方法を採用している。

試験片以外の金属の溶融による鉛ビスマス中への不純物の混入を避けるため、ポットはセラミック容器とし、またポット内に設置する機器なども可能な限り金属製品を避けている。

このポットは、内径約100mm、高さが180mmで、約100mm程度の深さまで鉛ビスマスを溜める。これを、ひと回り大きいステンレス円筒容器で密封している。

ステンレス容器上端は、フランジ構造となっている。このフランジには、中央部に外径約15mmの固体電解質酸素濃度センサーが設置され、また、8本の試験片が固定される。この試験片は外径6mmの円柱構造をしており、フランジに溶接されているスウェージロックで固定する。フランジには、ガスバブリング管が半径27mmの位置に1箇所設置されている。この管はフランジ部より下面はセラミック製としており、ポットの底部から5mmの位置に開口部を設置している。

鉛ビスマス中の酸素濃度を制御するために、この管を用いて、酸素分圧が調整されたガスを鉛ビスマス中にバブリングする。5%水素-アルゴン、0.5%水素-アルゴン、標準アルゴンガスの3種類を並列に接続し、適宜混合した上で供給する。供給ガスは、恒温槽中に設置している計4個の水タンク中にシリーズに注入され、水タンク中でバブリングした後に、100℃に加熱された配管で試験ポットに導かれる。

これらのシステムにより、供給ガスの水素濃度を上げることで供給ガス中の酸素分圧を下げ、恒温槽の温度を上げることで酸素分圧を上げることができる。

ステンレス容器のフランジには、ガス排出用の配管を設置している。排気蒸気の凝縮液滴の逆流を避けるため、排気管も常時100℃以上に加熱している。常に試験ポットにガスを供給し、ポット内をわずかな加圧状態に保っているため、

放出管からの雰囲気逆流はない。

フランジには、鉛ビスマスの液位を確認するための電極棒3本が、長さを変えて差し込まれている。電極同士の通電を計測することで、液位の確認が可能となる。この電極棒は、酸素濃度センサーの鉛ビスマス側の電極としても用いる。試験片以外で、鉛ビスマスに浸っている金属は、これらの電極棒のみである。試験に対する電極棒溶融の影響を極力小さくするため、比較的腐食に強いと言われている12Cr系の材料で製作し、占有体積も小さくなるよう、なるべく細いもの(φ2.4mm)としている。

鉛ビスマス温度は、ステンレス容器とセラミックポットの空間に設置した熱電対、および固体電解質の酸素センサー中に設置した熱電対の出力を平均することで推定している。

鉛ビスマス中材料腐食評価実験装置には、上述のシステムが2系統用意されており、ここではそれぞれをA、およびB系統と称する。A、B系統は互いに独立しており、鉛ビスマス温度、酸素濃度などを独立に任意の値に保持することができる。

## 2-2 酸素センサー

鉛ビスマス中の酸素濃度を測定するセンサーとして、三菱重工(株)製の $ZrO_2-Y_2O_3$ 系の固体電解質を用いている。酸素センサーは、固体電解質部の外径が約15mmで、長さ370mmである。参照物質として、純空気を用いている。センサー内部の下端に接地した白金リード線と、ポット内に設置した液位測定用の電極棒との間の電位を測定し、酸素濃度を求める。固体電解質とステンレスでは熱膨張率が異なるため、固体電解質の保持を高温となるフランジ面で行うと、センサーの破損の可能性がある。そこで、固体電解質は長尺とし、フランジより140mm上部でOリングにより固定している。この固定部は水ジャケットで冷却している。

センサー出力の校正結果<sup>(9)</sup>を元に、酸素濃度の算出を実施している。

## 2-3 試験片

本報告での試験片は将来の高速炉材料の候補であり、鉛ビスマス腐食に比較的強いと言われ

ている12Cr鋼(ASME P122)である。試験片の組成および試験に用いた鉛ビスマスの成分を表2.3-1、表2.3-2に示す。

試験片の全長は220mmで、上部90mmはφ6mmの円柱である。スウェージロックにより円柱部をフランジに固定している。試験片の下部130mmは、腐食による減肉量を精度よく計測するため、角柱形状(1辺約4.2mm)としている。図2.3-1に試験片の概略を示す。

この角柱部は研磨、バフ処理を施し、浸漬試験前に常温で面対間距離をマイクロメータで測定した。

半径43mmの円周上に試験片が8本固定され、鉛ビスマス中へ浸漬される。図2.3-2に酸素センサー、試験片などを取り付けたフランジの写真を示す。

決められた浸漬時間経過後、A、B系統より2本ずつ引き抜き、電中研およびサイクル機構でA、B各1本の分析を行った。本試験では、ポット内酸素濃度を制御するためのガスバブリング管を、ポット中心から半径方向27mmの位置に1本設置している。酸素濃度分布に対するこの偏心の影響に配慮し、同一ポット中の、同時に引き抜かれる2本の試験片は、点対象位置に設置されたものとしている。両機関が分析対象とした試験片の位置を図2.3-3に示す(A、B系統共通)。No.1~No.4が電中研、No.5~No.8がサイクル機構で分析した試験片である。温度・ガスバブリングを継続したまま、フランジ上部のスウェージロックごと試験片を引き抜いた。引き抜き直後に、プラグ用ナットでフランジ内部を再度密封する。

試験片取り出し後は、大気中で放置し冷却させた。

## 2-4 試験条件

試験では、4000時間に亘り、試験ポット内鉛ビスマス温度を650℃に保持し、バブリングする混合ガスを調整することにより、Aポットの酸素濃度を $5.2 \times 10^{-6}$ wt%程度に、Bポットの酸素濃度を $2.5 \times 10^{-5}$ wt%程度に保持した。温度、酸素濃度の推移を図2.4-1、図2.4-2に示す。

試験片は、浸漬開始から、800時間、1600時間、2400時間および4000時間で抜き取った。

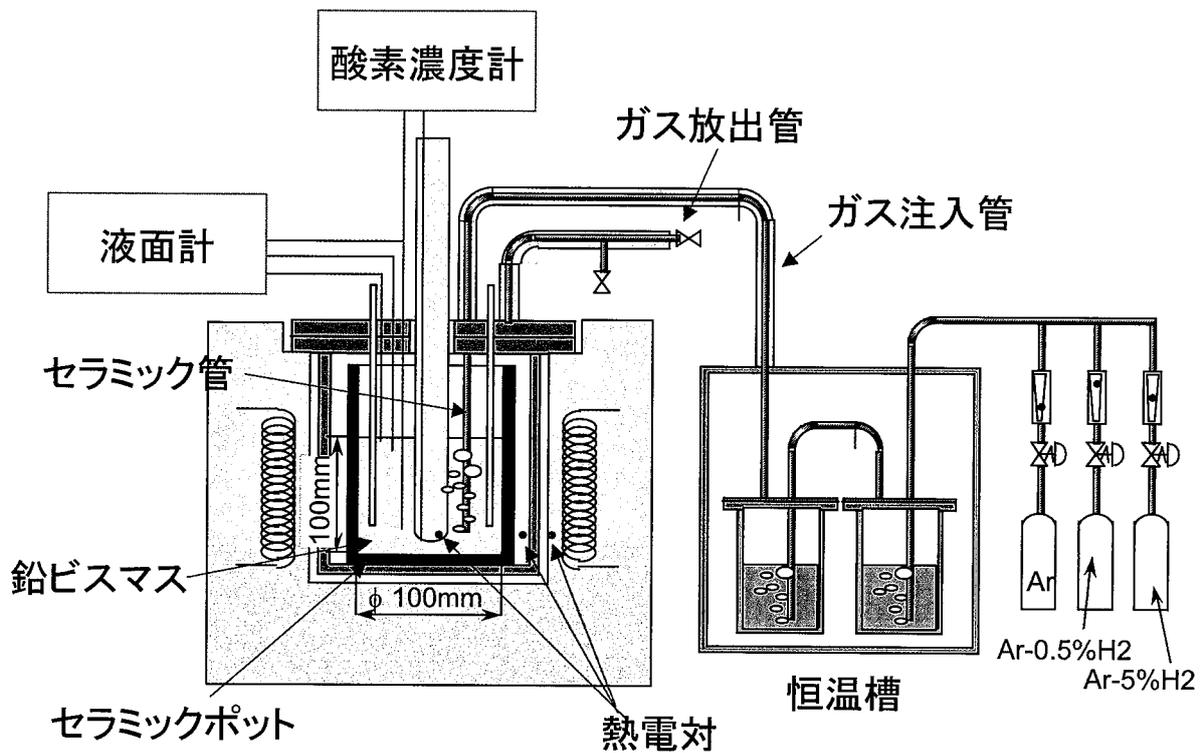


図 2.1-1 鉛ビスマス中材料腐食評価実験装置概略

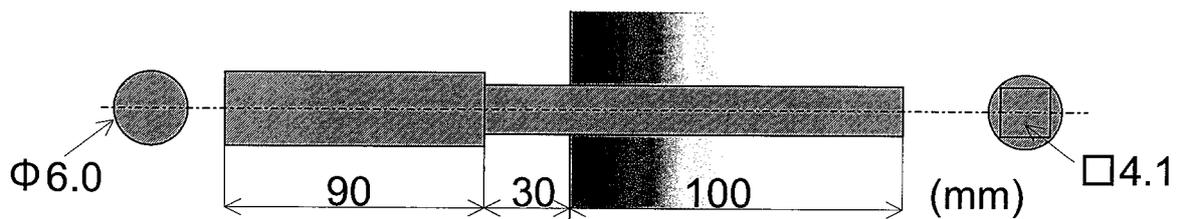


図 2.3-2 試験片概略

表 2.3-1 試験片 (ASME P122) 成分 重量%

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
0.11	0.27	0.64	0.016	0.002	1.00	0.33	10.54
W	Mo	V	Nb	Sol.Al	N	B	
1.76	0.34	0.19	0.048	0.001	0.071	0.034	

表 2.3-2 鉛ビスマス成分

(×1000)

Sb	Cu	Zn	Fe	Al	As	Cd	Sn
0.6	0.7	0.2	0.6	0.0	0.5	0.0	2.3

Bi 55.74%

Pb 残部

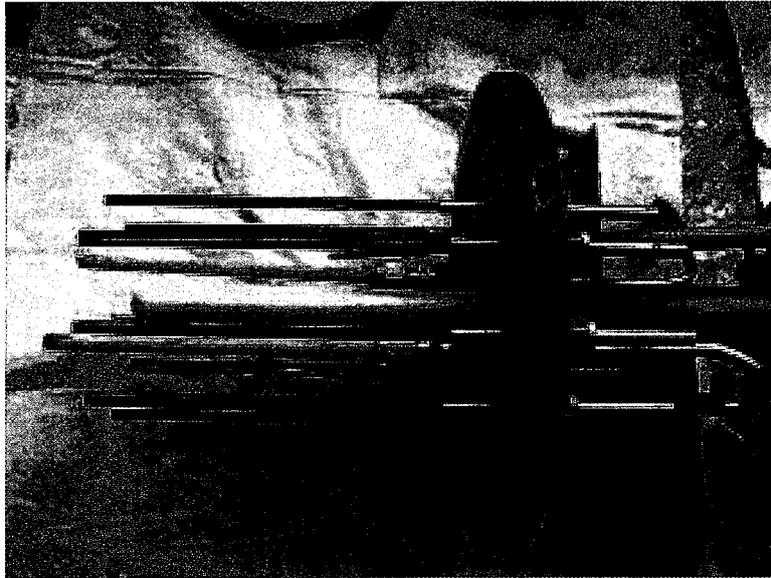


図 2.3-2 フランジ部写真

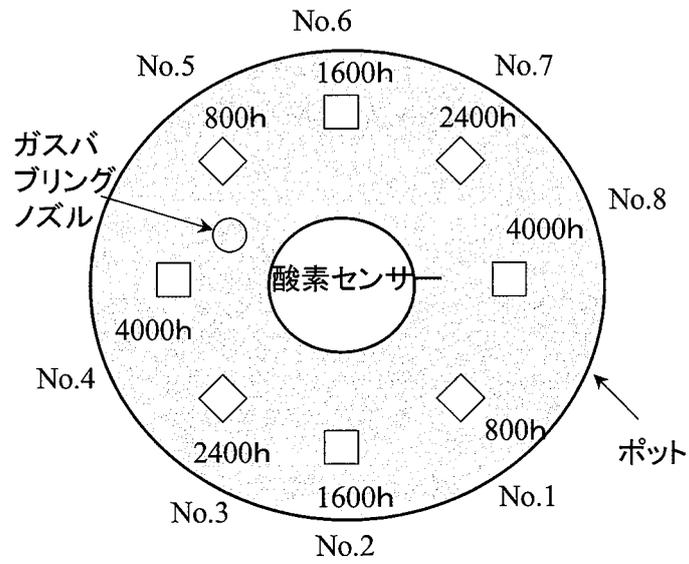


図 2.3-3 試験片の位置

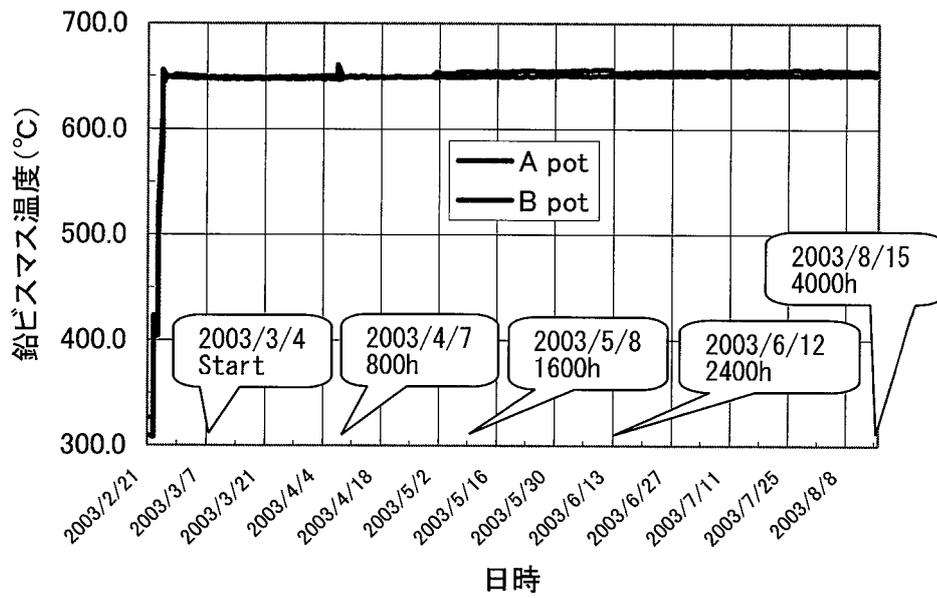


図 2.4-1 試験条件 (鉛ビスマス温度)

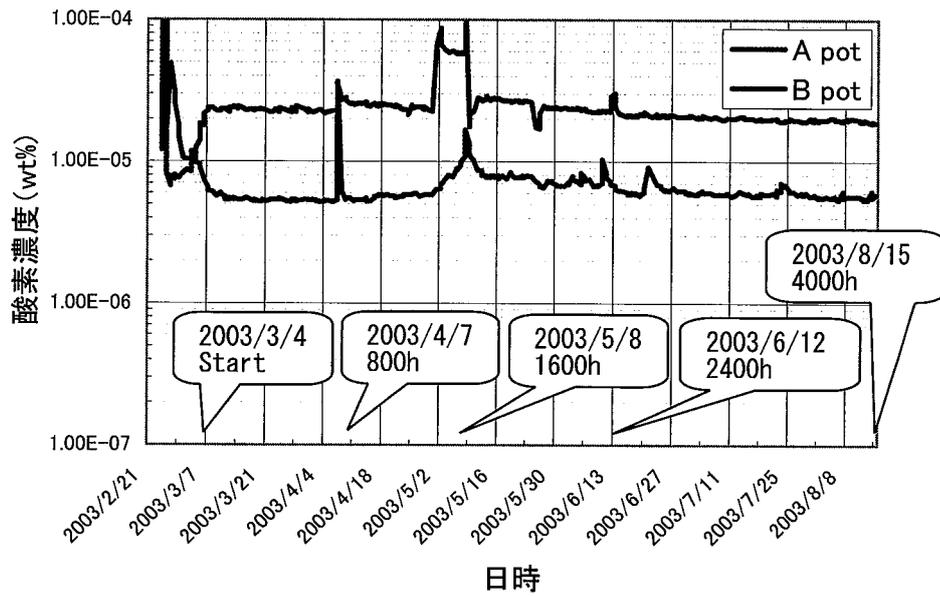


図 2.4-2 試験条件 (酸素濃度)

## 3章 試験結果

### 3-1 分析方法

試験片は、表面に付着した鉛ビスマスの洗浄処理を行わずに切断しエポキシ樹脂で包埋、研磨した。No. 1～No. 4 試験片の切断位置(観察面)は下端から 10mm および 20mm の位置とし、No. 5～No. 8 試験片の切断位置は下端から 10mm の 1箇所とした。

このエポキシ樹脂包埋断面観察用試料について、電中研では波高分散型 X線検出器 (WDS) による観察・分析を行い、サイクル機構では走査型電子顕微鏡 (SEM) およびエネルギー分散型 X線分析装置 (EDX) による観察・分析を行った。

No. 1～No. 4 試験片については、試験片の間隔距離を WDS-SEI 像視野における座標から求め、試験前のマイクロメータによる計測結果と比較した。

### 3-2 観察・分析結果

#### 3-2-1 No. 1～No. 4 試験片について

図 3.2.1-1 に、Aポット(酸素濃度  $5.2 \times 10^{-6}$ wt%程度)の試験片の SEI 像(800h、1600h、2400h、4000h)、図 3.2.1-2 に、Bポット(酸素濃度  $2.5 \times 10^{-5}$ wt%程度)の試験片の SEI 像(800h、1600h、2400h、4000h)を示す。

これらの図より、すべての試験片で、表面に層状の領域が存在していることが分かる。全体に、層状の領域は時間を経ると拡大し、それは Bポットの試験片で顕著である。層状の領域中には、白い部分が観察されるが、これは鉛ビスマスが侵入している領域と考えられる。

Bポットでは、層状の領域が二層状態となっている試験片が顕著に見られる。外層にはクラックが存在し、鉛ビスマスは、二層の界面近傍に層を成している様子が観察される。層の幅および鉛ビスマスの侵入状態には、ばらつきが観察される。スポット的に  $100 \mu\text{m}$  以下の鉛ビスマスの侵入が見られる。

Aポットでは、主に、一層の層状領域が観察されるが、2400 時間以降で部分的に二層状態も観察される。全体に、層状領域の幅は Bポットに比較して小さく、スポット的な鉛ビスマスの侵入も Bポットに比べて少ない。

図 3.2.1-3 に層状の領域(一層のケース)での線分析結果を示す。図より層状の領域は Fe-Cr 酸化層であることが推察される。特に、同層と

試験母材との境界付近で、Cr 濃度のピークが観察される。鉛ビスマスは、この Cr 濃度のピーク領域の外側に侵入していることが分かる。

図 3.2.1-4 に二層状態となっている試験片の線分析結果を示す。図より、一層のケースでみられた Cr 濃度のピークが消失していることが分かる。また、二層のうちの内層は、Cr と酸素の濃度勾配を持つ拡散領域であることが分かる。

図 3.2.1-5 に二層状態での X線像を示す。外層中は酸素、Cr の濃度がほぼ一定で、拡散領域では勾配をもつことがこの像からも観察される。鉛、ビスマスの侵入は、二層の境界領域に至っている。

図 3.2.1-6 に浸漬前の面対間距離計測値と、SEI 観察から得られた非層状領域幅の差を示す。図より、Bポット(高酸素濃度)の試験片では、層状領域(鉛ビスマスへの析出による消失領域も含む)が時間とともに拡大しているが、Aポットでは、層状領域の幅がばらついており、部分的に、層状領域が拡大せず、4000 時間経過後も材料に大きな変化が見られない場合もあることが分かる。

#### 3-2-2 No. 5～No. 8 試験片について

図 3.2.2-1 に、Aポット(酸素濃度  $5.2 \times 10^{-6}$ wt%程度)の試験片の SEM 反射電子像(800h、1600h、2400h、4000h)、図 3.2.2-2 に、Bポット(酸素濃度  $2.5 \times 10^{-5}$ wt%程度)の試験片の SEM 反射電子像(800h、1600h、2400h、4000h)を示す。

SEM 反射電子像では、軽い元素は黒く、重い元素になるにつれて白く撮影される特徴がある。図 3.2.2-2 の 800h 浸漬材を例にとると、試験片の表面には、Fe-Cr 酸化層と拡散層の 2層構造となっており、角部ではその界面および Fe-Cr 酸化層内に鉛ビスマスが侵入していることが理解される。また、母相中に点在している白いものは鋼中構成元素のタングステン (W) であると推定される。

No. 5～No. 8 試験片の表面状態は、3-2-1 項に記載した No. 1～No. 4 試験片の様相と基本的に同じであった。特に、ガスバブリングノズルからの距離の差が大きな 800 時間、4000 時間の様相に顕著な差は見られず、ノズル偏心の影響はないと判断された。ただし、Aポット中 No. 5～No. 8 試験片で部分的に認められた Fe-Cr 酸化層と拡散層の 2層構造は、No. 1～No. 4 試験片では 800 時間浸漬材で、すでに部分的に観察されている。

図 3.2.2-3 に、 $550^\circ\text{C}$  で  $10^{-6}$ wt% の鉛ビスマス

中酸素濃度に相当する酸素分圧 ( $P_{O_2}=2 \times 10^{-18} \text{Pa}$ ) 環境 ( $\text{Ar-H}_2/\text{H}_2\text{O}$ ) 下に 2,000 時間暴露した同鋼断面の EDX ライン分析結果を示す。透過型電子顕微鏡および X 線回折装置を用いた結晶構造分析により、同鋼母材上には、外側よりマグネタイト ( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ )、スピネル ( $\text{Fe}(\text{Fe}_{1-x}, \text{Cr}_x)_2\text{O}_4$ )、拡散層 (スピネルが部分的に形成) が形成されることを確認している<sup>(10)</sup>。ここで形成された Fe-Cr 酸化物であるスピネル内の Fe および Cr の検出強度と、図 3.2.2-1 および図 3.2.2-2 に示した本試験で得られているそれらの検出強度を比較すると、本試験で形成された Fe-Cr 酸化物は Cr 濃度が相対的に非常に高くなっていた。

各試験片について、拡散層の形成状況を整理した結果を図 3.2.2-4 に示す。B ポットに設置された試験片は、ほぼ全周にわたって 2 層構造を呈しているのに対して、A ポットに設置された試験片では、浸漬時間の増加とともに拡散層の形成領域が大きくなっていた。この酸化形態の違いは、試験片が設置されている周辺の鉛ビスマス中酸素濃度等が影響すると考えられたが、拡散層の形成状況と酸素濃度制御に使用しているガスバブリング管との位置関係について明確な関係は確認されなかった。

## 4 章 考察

鉛ビスマス中の酸素濃度を適切に制御・管理することにより、鉄鋼材料表面に緻密でかつ密着性の高い酸化皮膜を形成させることができれば、鉄鋼材料構成元素の鉛ビスマス中への溶出、つまり材料腐食を防止することができる。

1 章にも記載したように、ロシアの研究者らはこのアイデアに基づいて、種々の温度条件下で 5,000 時間におよぶ腐食試験を実施し、650°C 以下で優れた耐食性を有したことを報告している<sup>(7), (8)</sup>。鉄鋼材料表面に形成された酸化物は  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  や Fe、Cr および Si 等の合金元素を含む酸化物であった。

一方、著者らは推奨酸素濃度とされる  $10^{-6} \text{wt\%}$  の酸素を含有する種々の温度条件下での停留鉛ビスマス中腐食試験で、酸化物の安定相は、570°C 未満ではマグネタイト ( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ) であるのに対し、それ以上ではウスタイト ( $\text{FeO}$ ) に変化することを指摘している<sup>(10), (11)</sup>。

図 4-1 に、本研究に用いた試験装置により予備試験として実施した、 $1.5 \times 10^{-5} \text{wt\%}$  の酸素を含有する 650°C の鉛ビスマス中に 1,600 時間浸漬した試験片の断面観察結果を示す。

写真からわかるように、最も外側に形成された鉄酸化物は、部分的に鉛ビスマス中に溶解していることが観察された。この結果は、本試験結果および既報の試験結果と矛盾しておらず、鉄酸化物は、保護皮膜として鋼材上に安定に長期間存在できないことを示しているといえる。

図 3.2.2-2 に示した試験片角部の腐食の様相からも理解されるように、鋼中に形成される拡散層もまた、鉛ビスマス中に溶解し、鉛ビスマスによる腐食に対する保護機能を有していないといえる。

一方、3-2-1 項で述べたように、母材上に一層の Fe-Cr 酸化層を形成した場合、鉛ビスマスは部分的に層内に侵入するが、それは Cr 濃度の高い Fe-Cr 酸化層内側の部分までに留まっており、Cr リッチな酸化物が鉛ビスマスによる腐食を抑制する可能性がある。ただし、この Cr リッチ領域も、本試験条件では拡散層の成長とともに消失している。

しかしながら、鋼中のクロム酸化物の拡散を制御できるならば、その保護皮膜は酸化物と母材との間で安定に存在できる可能性がある。図 4-2 には、本研究の予備試験として実施した同鋼の  $5.0 \times 10^{-7} \text{wt\%}$  の酸素濃度条件下の 650°C 鉛ビスマス中における 2,000h 浸漬材の断面観察結果を示した。この写真からわかるように、この条件では、緻密なクロム酸化物が母材上に形成され、鉛ビスマスによる腐食を抑制されている。

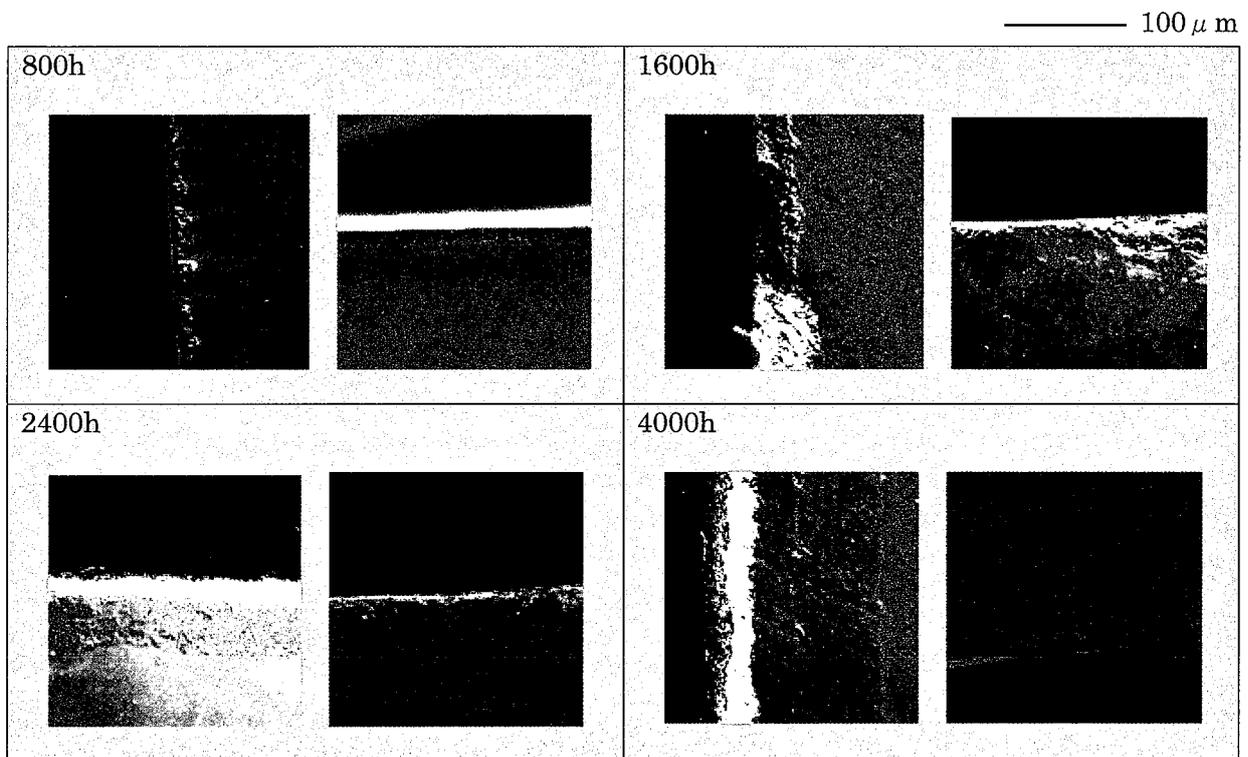


図 3.2.1-1 Aポット (酸素濃度  $5.2 \times 10^{-6}$  wt%) の SEI 像

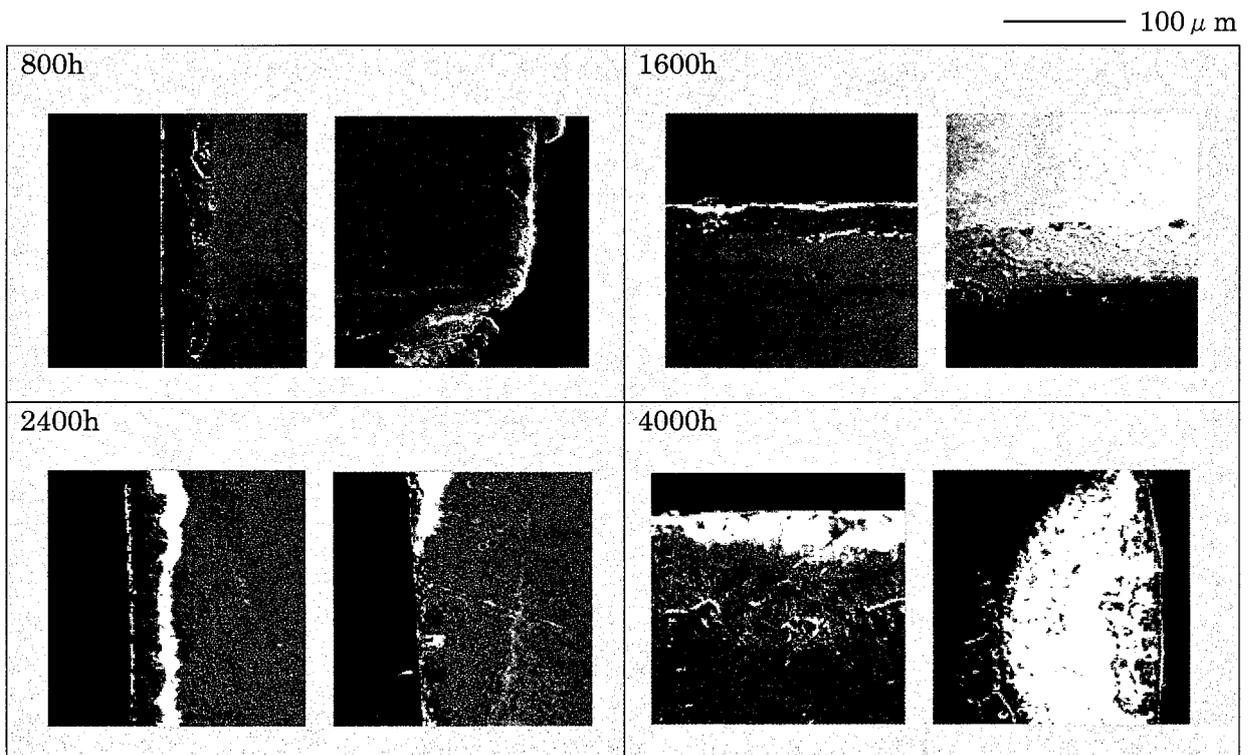


図 3.2.1-2 Bポット (酸素濃度  $2.5 \times 10^{-5}$  wt%) の SEI 像

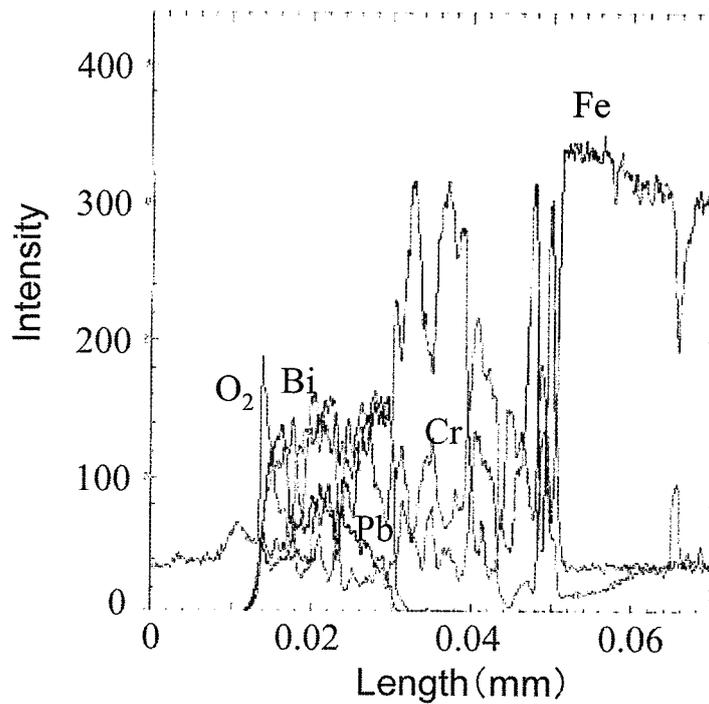
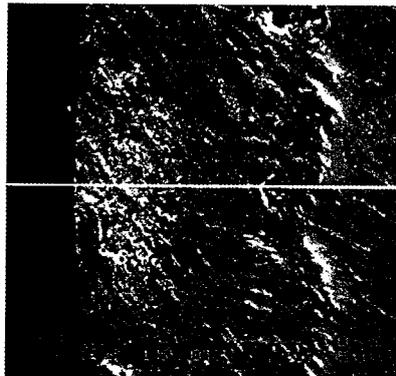


図 3.2.1-3 線分析結果 (1層のケース)

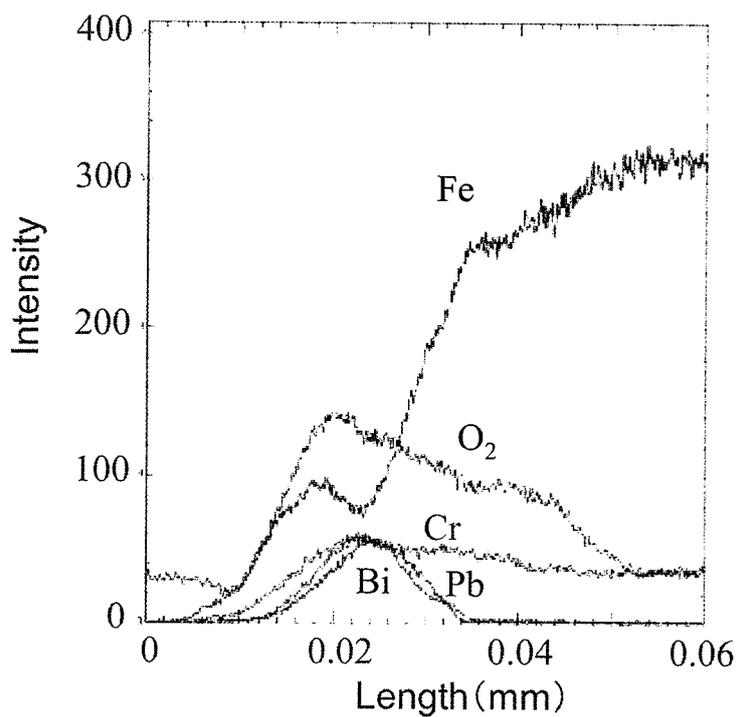
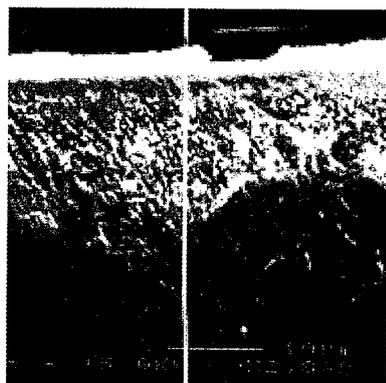


図 3.2.1-4 線分析結果 (2層のケース)

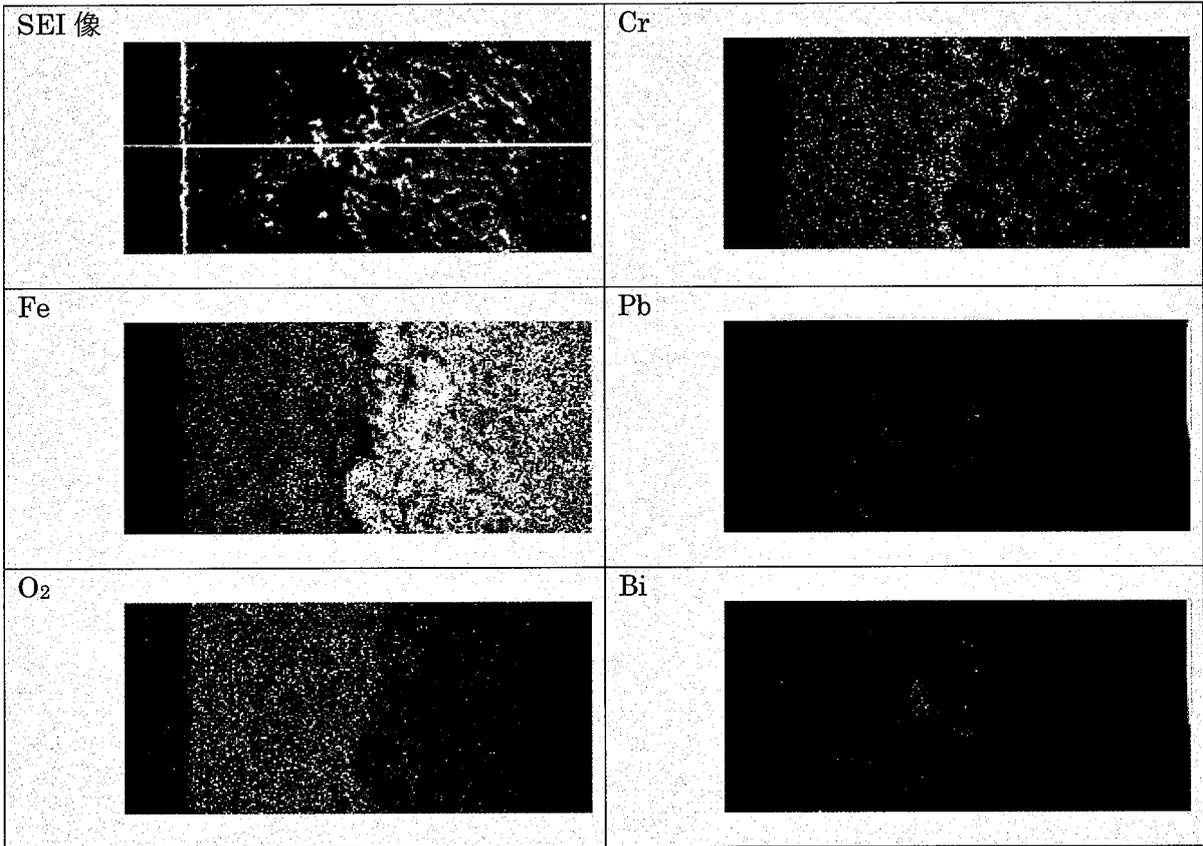


図 3.2.1-5 X線像 (二層状態)

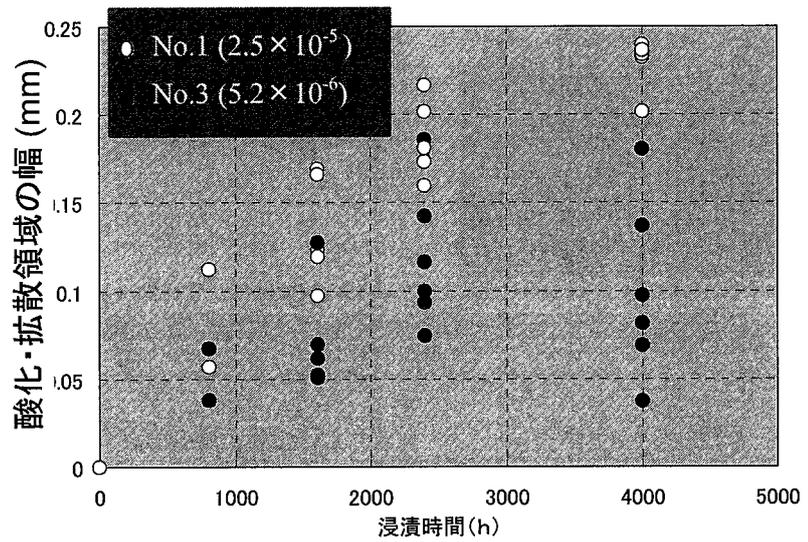
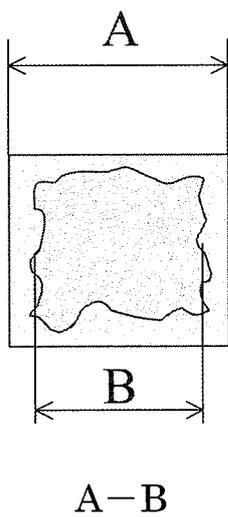


図 3.2.1-6 酸化・拡散層領域の変化

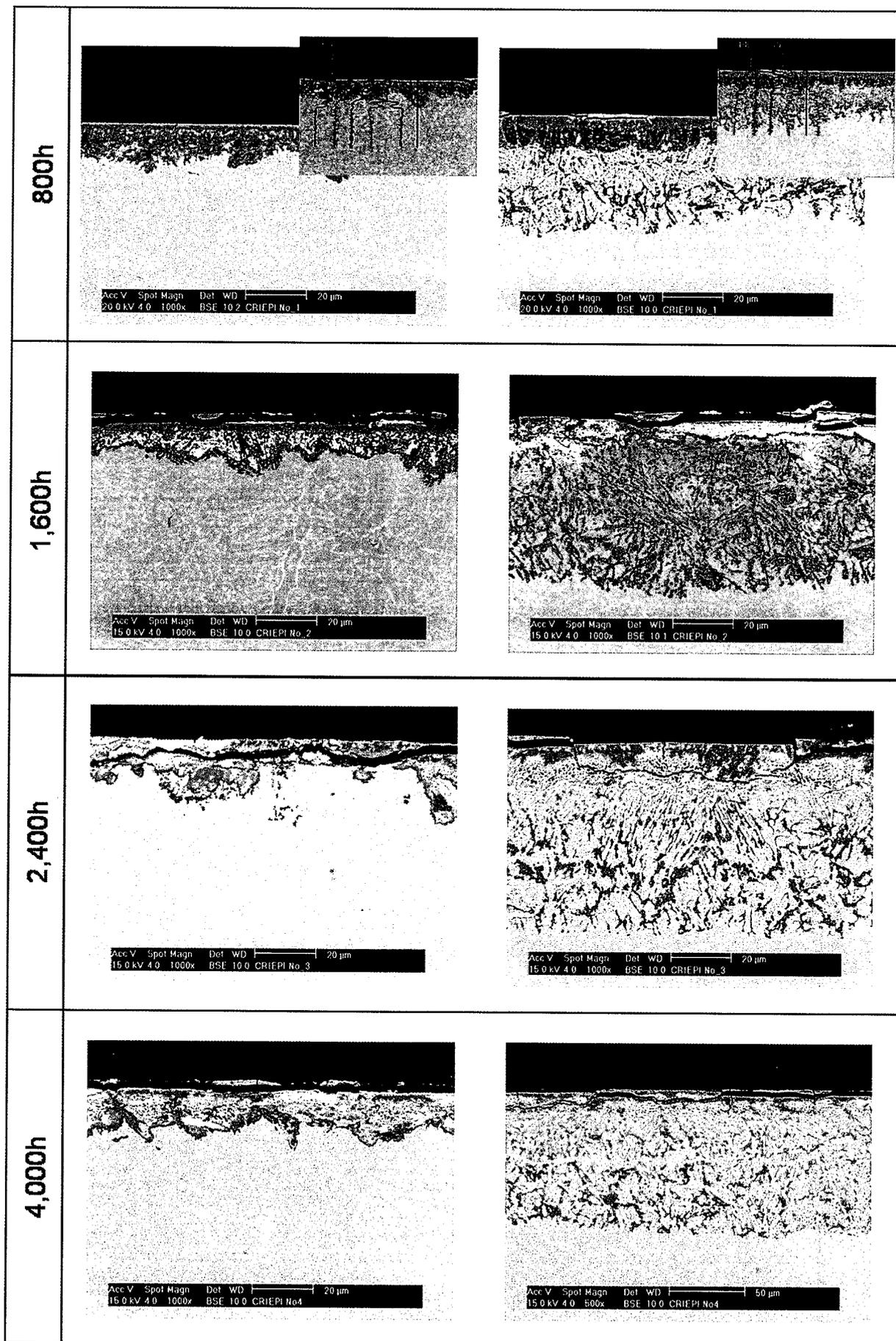


図 3.2.2-1 Aポット (酸素濃度  $5.2 \times 10^{-6}$ wt%) の反射電子像

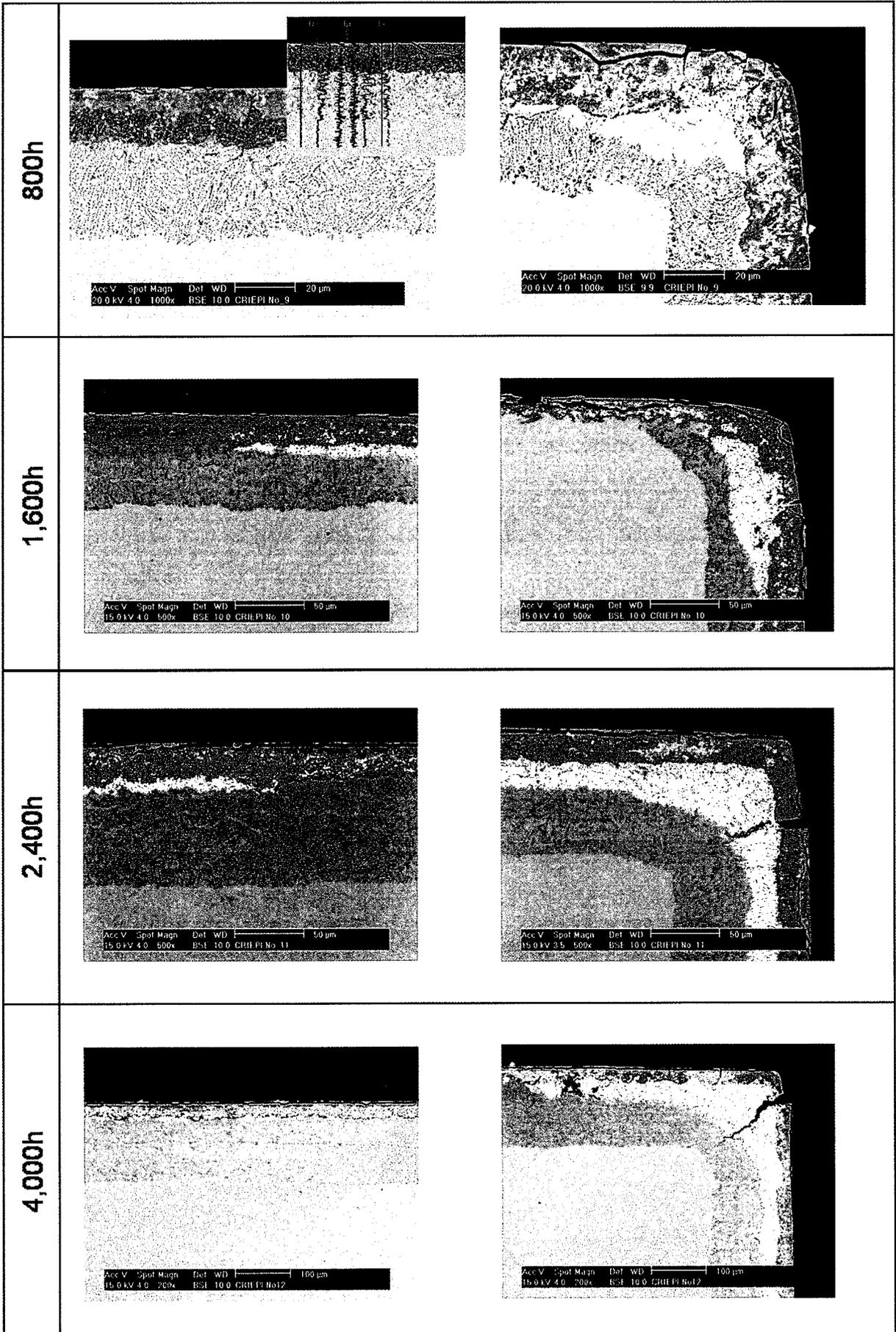


図 3.2.2-2 Bポット (酸素濃度  $2.5 \times 10^{-5}$ wt%) の反射電子像

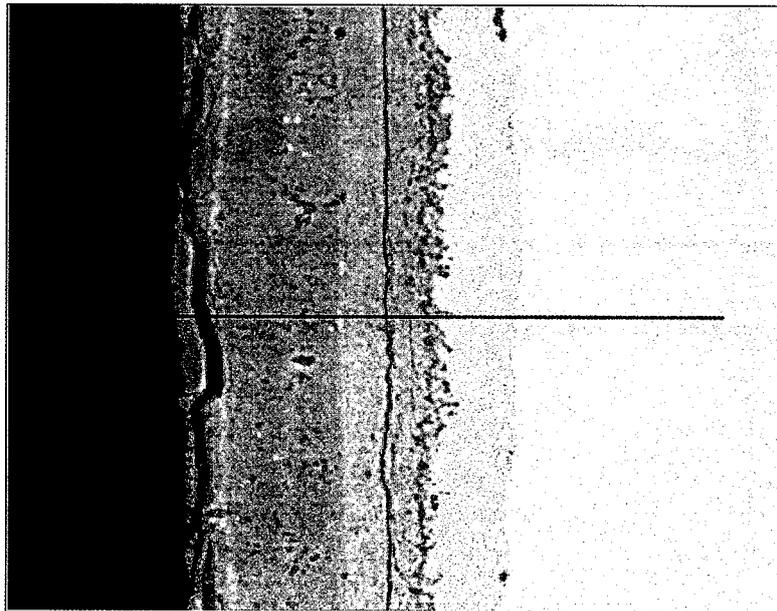
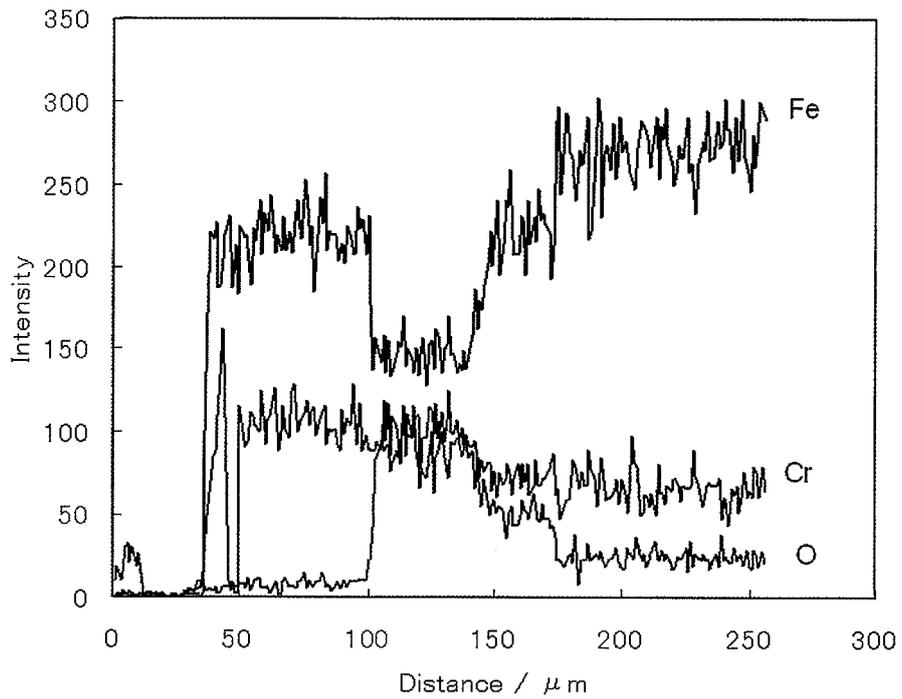
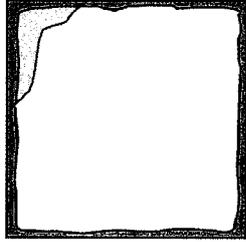
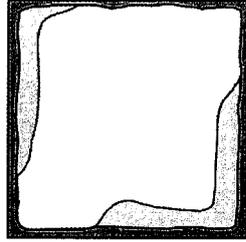
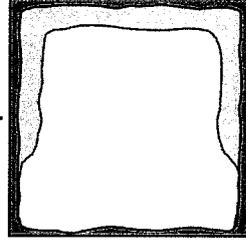
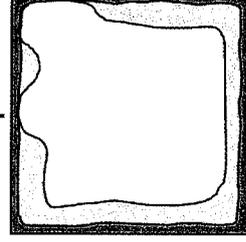
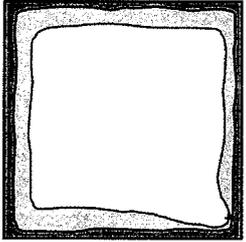
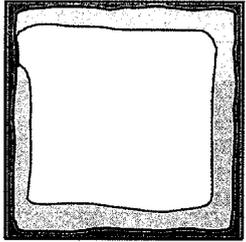
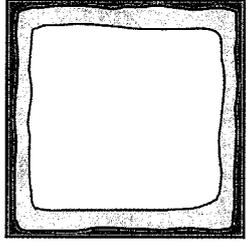
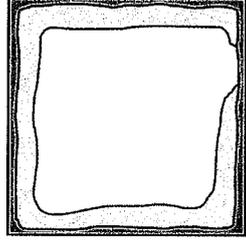


図 3.2.2-3  $2 \times 10^{-18} \text{Pa}$  の酸素分圧下で  $550^\circ\text{C}$ -2,000 時間暴露した 12Cr 鋼表面近傍の断面観察結果

	800h	1,600h	2,400h	4,000h
<p>Aポット  <math>C_0 = 5.2 \times 10^{-6}</math>            wt%</p>	<p>試験片設置方向不明</p> 	<p>容器外壁側 ↑</p>  <p>酸素センサー側 ↓</p>	<p>容器外壁側 ↑</p>  <p>酸素センサー側 ↓</p>	<p>容器外壁側 ↑</p>  <p>酸素センサー側 ↓</p>
<p>Bポット  <math>C_0 = 2.5 \times 10^{-5}</math>            wt%</p>	<p>試験片設置方向不明</p> 	<p>容器外壁側 ↑</p>  <p>酸素センサー側 ↓</p>	<p>容器外壁側 ↑</p>  <p>酸素センサー側 ↓</p>	<p>容器外壁側 ↑</p>  <p>酸素センサー側 ↓</p>

拡散層の有無(形成状況)を示したものであり、厚さは模擬していない。

 Fe-Cr酸化層
  拡散層
  母相

図 3.2.2-4 No.5~No.8 試験片断面の酸化の様相 (模式図)

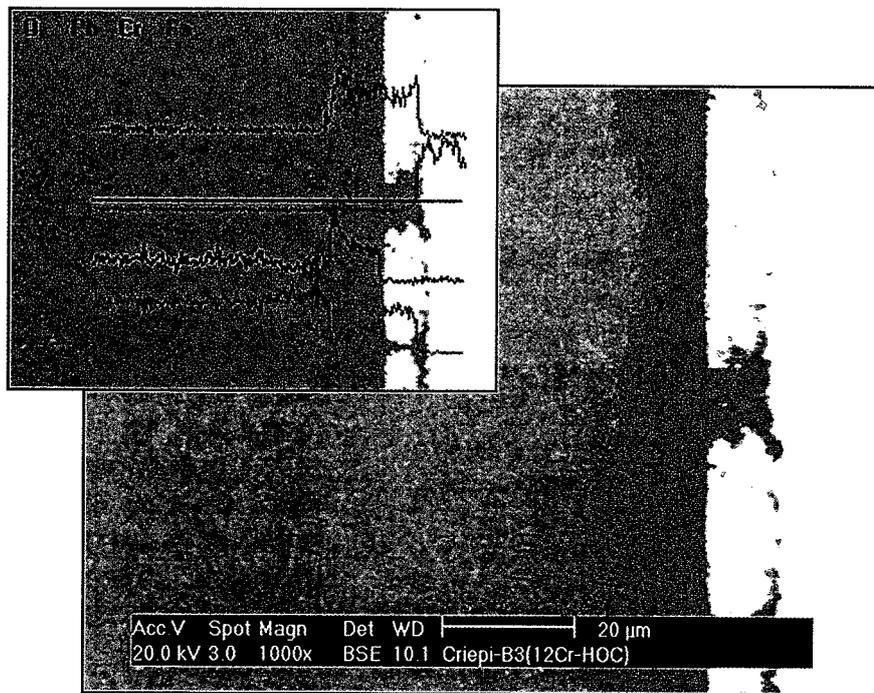


図 4-1  $1.5 \times 10^{-5}$ wt%の酸素濃度制御下鉛ビスマス中における 650°C-1,600 時間浸漬材の観察結果

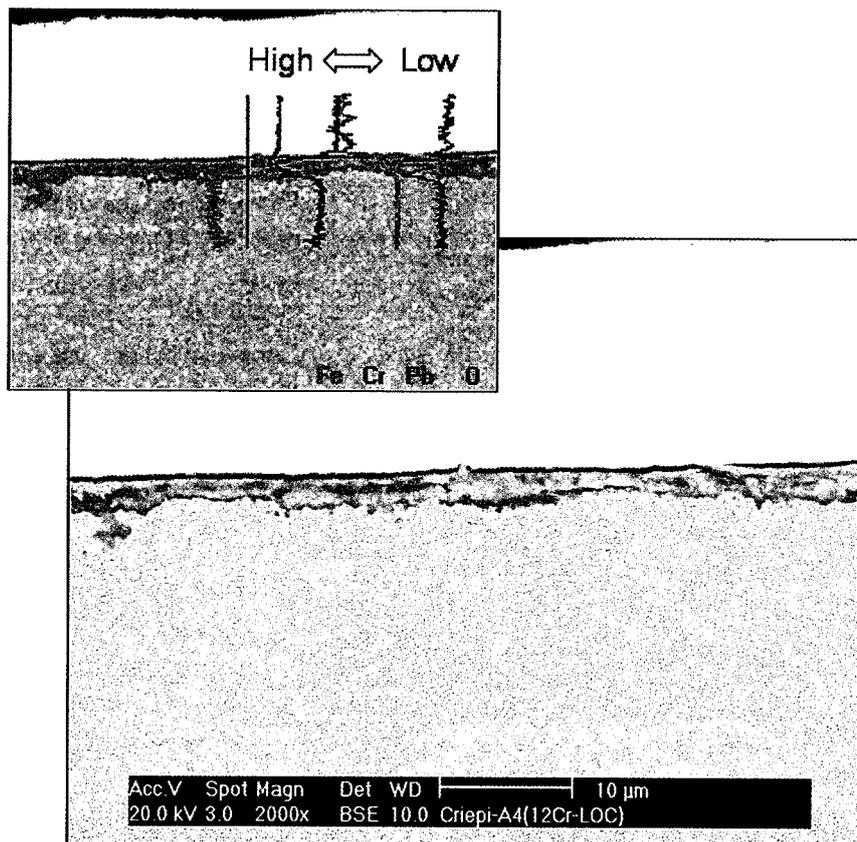


図 4-2  $5.0 \times 10^{-7}$ wt%の酸素濃度制御下鉛ビスマス中における 650°C-2,000 時間浸漬材の観察結果

## 5章 まとめ

静止鉛ビスマス中の高温環境で、原子炉構造物の候補である 12Cr 鋼の浸漬試験を実施し、以下の結論を得た。

- (1) すべての試験片で、試験片外周に薄い酸化層の形成がみられた。
- (2) 酸素濃度  $2.5 \times 10^{-5}$ wt%、650°C の環境では、層状領域は二層に区分された。外層は Fe-Cr 系酸化層、内層は酸素、Cr の濃度が高い拡散層と考えられる。時間の経過とともに外層が厚くなった場合、外層中に多数のクラックが観察された。クラックから侵入した鉛ビスマスが内層外面に層状態になるケースもある。
- (3) 酸素濃度  $5.2 \times 10^{-6}$ wt%、650°C の環境は、短時間浸漬では Fe-Cr 層（一層）であるが、時間の経過とともに二層を形成する領域が大きくなる。しかし、4000 時間に亘り、二層とならない領域も観察された。一層の酸化層は母相との境界で Cr の高濃度領域が観察され、鉛ビスマスの侵入は、その外部で停止するように観察された。
- (4) 薄い酸化層の形成（鉛ビスマスへの析出による消失領域も含む）幅を計測したところ、酸素濃度  $2.5 \times 10^{-5}$ wt% では、その幅は時間とともに拡大したが、酸素濃度  $5.2 \times 10^{-6}$ wt% では、幅の変化がばらついており、部分的には、酸化層が拡大せず試験材の健全性が保たれる可能性があることが分かった。ただし、時間の経過とともに幅が拡大する場合もあった。

### 謝辞

本研究を遂行するにあたり、特に酸素濃度センサーの使用において、三菱重工(株)長崎研究所 西 敏郎氏にご協力を頂いた。ここに記して感謝いたします。

### 参考文献

- (1) 核燃料サイクル開発機構研究開発課題評価委員会、”平成 13 年度研究開発課題評価（中間評価）報告書”、JNC TN1440 2001-006、(2001)
- (2) I. Kinoshita, Y. Nishi and M. Furuya, “Study on Application of Direct Contact Heat Transfer Steam Generators for LMFBRs”,

Proc. of 8<sup>th</sup> Int. Conf. on Nuclear Engineering (ICONE-8), Baltimore, USA, (2001-4), ICONE-8769 (CD-ROM).

- (3) H. Sekimoto and S. Makino, “Safety Characteristics of LBE cooled Long-Life small reactor, “LSPR””, Proc. of the Int. Congress on Advanced Nuclear Power plant (ICAPP), Hollywood, Florida, USA, (2002-6), CD-ROM
- (4) 高橋実、石川幸太郎、鈴木正、関本博、羽田晃治、”鉛ビスマス冷却炉の開発に関する基礎研究 VI. 鋼材の腐食特性 その 2”、日本原子力学会「2002 年春の年会」予稿集、III-N12、(2002-3)、神戸
- (5) 奥野和之、池田桂周、宇田直記、平山智之、近藤浩夫、山岡信夫、堀池寛、井上正二、”Advanced IHX の基礎研究～中間熱交換媒体鉛ビスマスの強制対流熱伝達～”、機械学会 2002 年度年次大会講演論文集、Vol.IV、東京、(2002-9)、285-286
- (6) 大井川宏之、高野秀機、”加速器駆動核変換システムの技術開発 I (1) 全体計画”、原子力学会「2003 年秋の大会」予稿集、E37、2003
- (7) I.V.GORYNIN, G.P.KAROV, et-al., ”Structural Materials for Power plants with Heavy Liquid Metals as Coolants, Proc. HLHC98, Vol.1, P120, IPPE, Obninsk, 1998
- (8) G.S.YACHMENYOV, A.Y.RUSANOV, et-al., “Problems of Structural Materials’ Corrosion in Lead-Bismuth Coolant” Proc. HLHC98, Vol.1, P133, IPPE, Obninsk, 1998
- (9) 西、松澤、内田、高橋、澤田、鈴木、”鉛ビスマス冷却炉の開発に関する基礎研究 -III. 鉛ビスマス中の酸素濃度計の出力特性”、原子力学会春の年会、G53、2001
- (10) T. Furukawa, G. Müller, et.al., “Corrosion behavior of Japanese FBR Materials in Stagnant Pb-Bi at Elevated Temperature”, Proc. of 11<sup>th</sup> Int. Conf. on Nuclear Engineering (ICONE-11), Tokyo, Japan (2003-4), ICONE11-36183 (CD-ROM)
- (11) K. Aoto, G. Müller, T. Furukawa, “Corrosion Behavior of Japanese FBR steels in Stagnant LBE under Various Oxygen Potentials”, Proc. Heavy Liquid Metal Coolants in Nuclear Technology (HLHC2003), Russia, 2003