



JP0650398

鉛ビスマス共晶合金（LBE）利用技術に関する研究 －第二報：高温酸素濃度制御下鉛ビスマス中の ODS-Al鋼の耐食性に関する研究－ (共同研究)

Research Work for Utilizing Technology of the Lead-Bismuth Eutectic

– 2nd Report: Research on Corrosion Resistance of ODS-Al Steels in High Temperature

Lead-Bismuth Eutectic under Oxygen Concentration Control –

(Joint Research)

古川 智弘 西 義久* 青砥 紀身 木下 泉*

Tomohiro FURUKAWA, Yoshihisa NISHI*, Kazumi AOTO and Izumi KINOSHITA*

次世代原子力システム研究開発部門

材料技術開発グループ

Advanced Material Technology

Advanced Nuclear System Research and Development Directorate

June 2006

Japan Atomic Energy Agency

日本原子力研究開発機構

JAEA-Research

本レポートは日本原子力研究開発機構が不定期に刊行している研究開発報告書です。
本レポート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下さい。

〒319-1195 茨城県那珂郡東海村白方白根2-4

日本原子力研究開発機構 研究技術情報部 研究技術情報課

Tel.029-282-6387, Fax.029-282-5920

This report is issued by Japan Atomic Energy Agency irregularly.
Inquiries about the copyright and reproduction should be addressed to :

Intellectual Resources Section,

Intellectual Resources Department

2-4, Shirakata-shirane, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken, 319-1195, JAPAN

Tel.81 29 282 6387, Fax.81 29 282 5920

©日本原子力研究開発機構, Japan Atomic Energy Agency, 2006

鉛ビスマス共晶合金(LBE)利用技術に関する研究
— 第二報:高温酸素濃度制御下鉛ビスマス中の ODS-Al 鋼の耐食性に関する研究 —
(共同研究)

日本原子力研究開発機構
次世代原子力システム研究開発部門 FBR 信頼性技術ユニット
古川 智弘、西 義久*、青砥 紀身、木下 泉*

(2006 年 4 月 3 日受理)

平成 14 年に、財団法人電力中央研究所と独立行政法人日本原子力研究開発機構(当時、核燃料サイクル開発機構)は、鉛ビスマス共晶合金利用技術に関する共同研究を締結し、この中で鉛ビスマス中における高速炉材料の耐食性評価研究を実施してきた。

この研究は 2 つの段階に区分され、第一期研究では、650°C の酸素濃度制御停留鉛ビスマス中において高速炉構造材料候補材の一つである 12 クロム鋼の腐食試験を実施した。そして、耐食性に影響する鋼中のクロム(Cr)のふるまいについて検討した。

本第二期研究では、LBE 中での耐食性向上に効果が期待されるアルミニウム(Al)および Cr の添加量を変化させた酸化物分散強化(ODS)鋼を対象に、650°C の酸素濃度制御停留鉛ビスマス中において、4,000 時間までの腐食試験を実施した。その結果、同鋼では、Cr 添加による耐食性の向上は認められなかったが、Al を添加することで材料表面に Al 酸化物が形成され、それによる良好な腐食特性が得られた。

本研究は、(財)電力中央研究所と日本原子力研究開発機構との共同研究に基づいて実施したものである。

大洗研究開発センター(駐在) : 〒311-1393 茨城県東茨城郡大洗町成田町 4002

* : (財)電力中央研究所 原子力技術研究所

Research Work for Utilizing Technology of the Lead-Bismuth Eutectic
— 2nd Report: Research on Corrosion Resistance of ODS-Al Steels in High Temperature
Lead-Bismuth Eutectic under Oxygen Concentration Control —
(Joint Research)

Tomohiro FURUKAWA, Yoshihisa NISHI*, Kazumi AOTO and Izumi KINOSHITA*

FBR Systems Reliability Research Unit
Advanced Nuclear System Research and Development Directorate
Japan Atomic Energy Agency
Oarai-machi, Higashiibaraki-gun, Ibaraki-ken

(Received April 3, 2006)

In 2002, the Japan Atomic Energy Agency (past organization name: Japan Nuclear Cycle Development Institute) was made a contract with the Central Research Institute of Electric Power Industry on the research work for utilizing technology of the lead bismuth eutectic. In the contract, research on corrosion of FBR materials in high temperature lead bismuth eutectic was performed.

This work was composed of two stages. In the first stage, corrosion test of high chromium martensitic steel, which was one candidate material for structures of advanced fast reactor, was performed in oxygen controlled lead bismuth eutectic at 650°C. Effect of chromium on corrosion in the lead bismuth eutectic was estimated.

In this second research, corrosion test of oxide dispersion strengthened ferritic steels whose chemical compositions of chromium and aluminum were differed has been performed in the lead bismuth eutectic for up to 4,000 hours. As the results, although chromium effect on corrosion has not been observed, good corrosion resistance by aluminum oxide formation on the surface has been obtained.

Keywords: Lead Bismuth Eutectic, Corrosion, ODS Steel, Fast Breeder Reactor, Liquid Metal

This work has been performed as a joint research with the Central Research Institute of Electric Power Industry

* : Central Research Institute of Electric Power Industry

目次

1. 序論.....	1
2. 試験.....	2
2.1 供試材.....	2
2.2 試験装置.....	2
2.3 試験条件.....	3
2.4 組織観察.....	3
3. 結果.....	5
3.1 浸漬試験の推移.....	5
3.2 試験片外観マクロ観察結果.....	5
3.3 組織観察結果.....	6
3.3.1 ODS-Al 鋼の腐食挙動.....	6
3.3.2 従来鋼との腐食挙動の比較.....	6
4. 考察.....	8
4.1 鋼中 Cr 濃度および Al 添加の影響.....	8
4.2 Al 系酸化物形成による LBE 中の耐食性向上に向けた課題.....	8
5. 結論.....	10
謝辞.....	10
参考文献.....	11

Contents

1. Introduction	1
2. Test	2
2.1 Materials	2
2.2 Apparatus	2
2.3 Test Condition	3
2.4 Metallurgical Examination	3
3. Results	5
3.1 Operating History	5
3.2 Macro Observation	5
3.3 Micro Structural Observation	6
3.3.1 Corrosion Behavior of ODS-Al Steels	6
3.3.2 Comparison Results with Usual Steels	6
4. Discussion	8
4.1 Effect of Cr and Al Concentrations in the Materials	8
4.2 Problem to be Solved for Establishment of Corrosion Resistance Technique by Al-O Formation	8
5. Conclusion	10
Acknowledgement	10
References	11

1. 序論

鉛ビスマス共晶合金(LBE)は、ロシアにおいて潜水艦用の原子炉に実際に使われ、現在も商業炉の冷却材として検討が実施されている。

このLBEは、ナトリウムに比較して化学的に安定という利点をもち、また沸点が1,670°C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とされている⁽¹⁾。

ロシアのLBE利用に関する技術情報を起点として⁽¹⁾、近年日本では、冷却材にLBEを用いた新型の高速炉(FBR)が多様な機関から多数提案され^(2,3,4,5)、また従来から提案されていたLBEを利用した新型機器開発も加速され^(6,7,8)、LBEの利用に関する研究開発が活況を呈した。

ただし、材料の防食、それに起因するメンテナンスや、耐震性、それにポロニウム対策などの観点から、LBE冷却炉では、建設・運転コストを従来炉に比べて大きく低減させることが難しいことが次第に明らかになり⁽⁹⁾、LBE冷却炉の研究開発は、この数年で落ち着きを取り戻し、現在は、各機関によりLBE利用に関する個別要素的研究が精力的に推進されている状況にある^(10,11,12)。

さらに、加速器駆動型核変換システムへのLBE冷却の適用を目指すグループでは、ビーム窓の最適形状評価など、LBE利用の研究開発が継続的に進められている⁽¹³⁾。

また、重金属冷却炉は第4世代原子炉システムの1つとして位置付けられ、米国などで、その利用研究が継続している^(14,15)。

材料の耐食性という課題について、ロシアの物理エネルギー研究所(Institute of Physics and Power Engineering、IPPE)では、LBE中の酸素濃度を適切に制御して材料表面に鉄クロム系の緻密な酸化皮膜を形成させることにより、課題を解決できるとの報告がなされている^(16,17)。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、高クロムマルテンサイト系の材料である。

このような背景のもと、著者らは、同じ高クロムマルテンサイト系材料であるASME P122(12Cr鋼)を対象に、高温(650°C)における腐食挙動を調べた。その結果、母材上に形成される鉄(Fe)とクロム(Cr)からなる酸化物中に、クロム(Cr)がリッチな酸化領域が形成された場合には、優れた耐食性を示すこと、ただし、このCrリッチな領域は、その内側(母材中)に現れる拡散層(内部酸化層)の成長とともに消失し、この効果が得られなくなることを明らかにした⁽¹⁸⁾。

1960年代には、米国では冷却材中にジルコニウムやチタン(Ti)などを腐食抑制剤(Inhibitor)として添加し、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いた。しかし、近年では、シリコン(Si)を含む材料や、アルミニウム(Al)を表面に溶射した材料による防食性能が報告されている^(19,20)。

本報告では、耐食性向上に効果が期待されるAlおよびCrの添加量を変化させた酸化物分散強化(ODS)鋼を対象に、1,000時間から4,000時間に亘る腐食試験を実施し、これら添加元素の影響について検討した結果について述べる。

2. 試験

2.1 供試材

試験には、5種類のODS鋼を供した。供試材の化学成分をTable 1に示す。これら5鋼種では、耐食性向上に効果的にされるCrおよびAl添加量がそれぞれ異なっている。K2ヒートからK5ヒートでは、Al添加量を約4.5%に固定しつつ、Cr含有量を13wt%から22wt%まで変化させ、K1ヒートでは、Al添加の影響を把握するために、K4ヒートと基本組成を同一にしつつ、Alを添加させていない。なお、これら5種類のODS鋼を、ここではODS-Al鋼と呼称する。

また、一部の試験では、ODS-Al鋼の耐食性を従来鋼と直接比較できるように、種々のLBE中酸素濃度条件下における腐食挙動が既知な12Cr鋼およびオーステナイト系ステンレス鋼(通称316FR)を、ODS-Al鋼とともに浸漬した。両鋼の化学成分をTable 2およびTable 3に示す。

2.2 試験装置

Fig. 1に電中研が所有する鉛ビスマス中材料腐食評価試験装置の概要を示す。

本実験装置は、LBE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にしており、LBE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LBE中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LBE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、試験片固定用のスウェージロックが周方向に8箇所溶接されている。前報の12Cr鋼の試験⁽¹⁸⁾の際には、試験片を棒状に加工し、これらのスウェージロックに直接固定していた。この場合の試験片はφ6mm、長さ220mm程度の大きさが必要であった。しかし、今回の供試材は外径6mm内径1.5mm厚さ2mmのボタン状であるため、Fig. 2に示す治具を用いて固定している。試験片および酸素センサーをセットしたフランジの写真をFig. 3に示す。

フランジには、ガスバーリング管が半径27mmの位置に1箇所設置されている。フランジ部下面のこの管はセラミック製であり、管下端からポットの底部までの距離は5mmである。

LBE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LBE中にバーリングする。5%水素ーアルゴン、0.5%水素ーアルゴン、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、水タンク中でバーリングした後に、100°C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。排気中の蒸気の凝縮液滴の逆流を避けるため、排気管も常時 100°C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の逆流はない。

フランジには、後述の酸素濃度センサーの LBE 側の電極棒が存在する。試験片以外で LBE に浸っている金属は、こ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(Φ 2.4mm)としている。

LBE 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試験装置には、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、LBE 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。

LBE 中の酸素濃度を測定するセンサーとして、ZrO₂-Y₂O₃ 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。

LBE 中酸素濃度は、センサー出力の校正結果⁽²¹⁾をもとに算出した。

2.3 試験条件

本報告で行う浸漬試験は4期に分類される。各試験の目標温度は前報の 12Cr 鋼の試験時と同一の 650°Cとした。また、酸素濃度は、12Cr 鋼の試験時に採用した 10⁻⁶wt%、および 10⁻⁵wt% のオーダーとした。

第一期は 2,000h、第二期はそれに続く 2,000h(合計 4,000h)の浸漬である。

また、第二期試験までの結果、12Cr 鋼の試験結果とは大きく異なる挙動が現れたため、酸素濃度を 10⁻⁶wt%、および 10⁻⁵wt% のオーダーとした 1,000h の 2 回の追加試験を実施した(第三期、第四期試験)。第三期、第四期試験では、第一期および第二期試験で対象とした ODS 鋼のうち、代表的 2 種および比較として 12Cr 鋼、316FR 鋼を対象とした。これらの試験条件を Table 4 にまとめた。

2.4 組織観察

組織観察用試料は、LBE が付着・凝固したままの試験片を Fig. 4 に示すように断面観察用に切断し、エポキシ樹脂に埋め込んだ後、サンドペーパーにより鏡面に仕上げた。研磨の最終仕上げは、第一期(2,000h)浸漬材では Al₂O₃ 系ペーストを使用し、第二期(4,000h)浸漬材およびその後

に実施した第三期および第四期(ともに、650°C-1,000h)浸漬材では、試験片表面近傍における母材中のAlの挙動を調べるために、Alを含有しないダイヤモンドペーストを使用した。組織観察は、後述するように電子顕微鏡のみを用いたため、これら試料について化学エッティングは実施していない。

組織観察・分析には、電子線マイクロアナライザ(EPMA)およびエネルギー分散型X線分析装置付走査型電子顕微鏡(SEM-EDS)を使用した。分析にあたり、EPMA試料は金、SEM-EDS試料はカーボンによる蒸着処理を実施した。

3. 結果

3.1 浸漬試験の推移

第一期試験は、2004年5月から2004年8月までの1987h、第二期は2004年9月から2004年12月までの継続1,965h(通算3,952h)実施した。第一期と第二期は、酸素濃度条件を同一に保ち、浸漬時間の影響を観察するためのシリーズ試験である。本来、使用している試験装置では、試験継続中、決められた浸漬時間到達時に、フランジ上面からその試験片のみを抜き取り、分析にかけることが可能であるが、試験設備の設置されている建屋の電源供給停止が計画されていたため、第一期終了時、半数の試験片を回収し分析すると同時に、第二期にまで浸漬継続を行う試験片も抜き取り、真空排気されたデシケータ中で常温保管した。第一期から第二期試験中におけるA, B両ポットの温度および酸素濃度の推移をFig. 5～Fig. 6に示す。

第三期試験は、2005年1月から2005年2月までの999h、Bポットのみを用いて実施された。また第四期試験は、2005年5月から2005年7月までの1,030h、Bポットのみを用い、第三期試験より高い酸素濃度下で実施された。

これらの試験条件についてTable 1に取り纏める。また、第三期および第四期試験の温度および酸素濃度の推移をFig. 7～Fig. 10に示す。

これらの図から分かるように、酸素濃度値は一定でなく、大きな変化(乱れ)がある。特に、高い酸素濃度のケースでそれは顕著である。

LBE中の酸素濃度を制御するためには、水素濃度の異なる窒素ガスをバブリングするが、低い酸素濃度に保つ場合には最も水素濃度の大きい(還元性の強い)5%水素一窒素ガスを継続的に注入することで達成している。還元性ガスを継続的に注入すると、ポット内の酸素濃度は極端に低下するとも思われるが、試験装置の特性上、この程度の時間では、 10^{-6} w%程度にしか至らなかつた。

一方、それよりも高い酸素濃度を保つためには、酸素濃度センサーの出力をモニターしながら、純窒素、0.05%、0.5%、5%水素一窒素ガスの流量を微調整する必要がある。酸素濃度に対するこのガス濃度の感度は大きいものの、その結果が酸素濃度として現れるためには、半日程度かかった。長期間の試験であり、流量調整のインターバルが1日程度になることもあり、より高酸素濃度の試験では、大きな変化(乱れ)が現れることになった。

3.2 試験片外観マクロ観察結果

第一期および第二期試験(3×10^{-5} wt%および $1 \sim 2 \times 10^{-6}$ wt%の酸素濃度条件の650°CのLBE中における2,000hおよび4,000h浸漬)終了後のODS-A1鋼の断面マクロ観察結果をFig. 11およびFig. 12に示す。

試験片表面に白く写っているのは、試験片表面に付着・凝固したLBEである。また、一部の試験片の形状が長方形でなく、ひし形になっているのは、試料切断時において、試験片に対して垂直にカッターが挿入されなかったためであり、腐食試験の影響ではない。

両酸素濃度条件とともに、Alが添加されていないK1ヒートの第二期(4,000h)浸漬材では、原形をとどめない程度の腐食が発生していた。ただし、その腐食の進行の程度を比較してみると、低酸素濃度条件(2×10^{-6} wt%、B ポット)よりも、高酸素濃度条件(3×10^{-5} wt%、A ポット)の方が、腐食の進行は若干緩やかであった。一方、Alが添加されたK2～K5ヒートは、後述するように両酸素濃度条件下ともに4,000hまでの浸漬では、ほとんど腐食が進行していない。

3.3 組織観察結果

3.3.1 ODS-Al鋼の腐食挙動

第二期(4,000h)浸漬材の断面詳細観察結果をFig. 13～Fig. 22に示す。それぞれの図には、試験片表面部近傍を対象とした線分析結果を併記した。線分析位置は、図中に記載された青いラインの部分であり、その部位におけるFe、Cr、Ti、ビスマス(Bi)、鉛(Pb)、タンゲステン(W)、Alおよび酸素(O)の濃度プロファイルを図中に示した。

激しい腐食が生じたK1ヒートについて詳細に観察してみると、試験片表面部近傍(鋼中)に無数のLBEの侵入痕(白色部)が認められるとともに、その周辺には、Cr酸化物と推定される析出物が点在していた(Fig. 13およびFig. 14)。

一方、K2からK5ヒートの4鋼種について詳細に観察してみると、両酸素濃度条件下ともに4,000hの浸漬後においても、ほとんど腐食が発生していなかった(Fig. 15～Fig. 22)。また、試験片極表層部(数 μ m)において、AlとOの濃化が共通して観察された。なお、母材中に白く点在しているのは、LBEではなく、母材中のWである(Fig. 17)。

3.3.2 従来鋼との腐食挙動の比較

第三期試験(6×10^{-6} wt%の酸素濃度条件)における316FR、12Cr鋼およびODS-Al鋼(K1およびK4ヒート)の断面組織観察結果をFig. 23～Fig. 26に、第四期試験(5×10^{-5} wt%の酸素濃度条件)における同鋼の観察結果をFig. 27～Fig. 30に示す。

316FRでは、低酸素濃度条件である第三期試験で、LBEの鋼中への侵入が観察されるとともに、部分的に原形をとどめない程度の激しい腐食が生じていた(Fig. 23)。試験片表面には、Fe系またはFe-Cr系の酸化物の形成は認められず、EDS分析結果(Fig. 31)から、LBE中で高い溶解度を有する同鋼主要構成元素^{(22), (23)}の一つであるニッケル(Ni)が、鋼中から溶出していることが確認された。一方、高酸素濃度条件下(第四期試験)では、316FRの表面には層状のFe-Cr系酸化物が形成されていた。この酸化物中に一部LBEが侵入した様相は認められるが、鋼材主要構成元素のLBE中への溶出挙動や鋼(母材)中へのLBE侵入といった挙動は観察されなかった(Fig. 27、Fig. 32)。

12Cr鋼では、低酸素濃度条件(第三期試験)でCr系酸化物と推定される薄い皮膜が材料表面に形成されていた。腐食は、ほとんど進行していなかった(Fig. 24)。一方、高酸素濃度(第四期試験)条件下では、材料表面にはこのような酸化物は観察されず、表面形状は凹凸が激しい。また、鋼中には、部分的にLBEが侵入しており、腐食が進行していることがわかる。

これら両従来鋼の腐食の様相は、著者等が異なる試験装置を用いて実施した種々の酸素濃度条件下における試験結果と同様であった^{(24), (25), (26)}。

これに対し、ODS-Al(K1 および K4 ヒート)の腐食の様相は、両酸素濃度条件ともに、3.3.1 項で述べたものと同様に、K1 ヒートでは鋼中への LBE の侵入を伴う腐食が進行し、K4 ヒートでは、極表層部に Al と O の濃化層が形成され、腐食はほとんど観察されなかった。つまり、この試験結果から、ODS-Al 鋼(Al が添加された K2～K5 ヒート)は、今回実施した酸素濃度条件下では、650°C という高温であっても良好な耐食性を示すことがわかった。

4. 考察

4.1 鋼中 Cr 濃度および Al 添加の影響

著者らは、前報⁽¹⁸⁾において、高温・低溶存酸素濃度条件下の LBE 中では、母材上に形成される Cr 系酸化物により腐食を抑制できる可能性を示した。この結果から、鋼中の Cr 添加量を増大させる(高 Cr 化を図ること)により、さらなる耐食性の向上が期待された。一方、Kurata らは、酸素飽和 LBE 中において、Cr 添加量の異なるフェライト・マルテンサイト系およびオーステナイト系鋼を対象とした腐食試験を実施し、鋼種(基本組成)に関わらず、Cr 添加量が増加するにつれて腐食量が低下する傾向のあることを報告している⁽²⁷⁾。今回、試験に供した ODS-Al 鋼中の Cr 添加量は 13.64~22.05wt%と相対的に多く、これら既報から推定すれば、本試験に供した ODS-Al 鋼では Al 添加の有無に関わらず良好な耐食性を示すことが期待されたが、Al 無添加の K1 ヒート(Cr 量: 18.37%)では激しい腐食が観察された。この理由については特定できないが、高クロム系 ODS 鋼については、従来の知見の延長線上の傾向とは異なる挙動を呈したことに留意する必要がある。

一方で、Al が添加された K2~K5 ヒートでは、材料表面に形成された Al-O 濃化層によって LBE による腐食から保護されていた。この Al-O 層の形成状況および主要構成元素である Fe および Cr の材料表面近傍における分布状況について、EPMA 分析により調べた結果を Fig. 33~Fig. 37 に示す。

このマッピング結果から、試験片極表層に認められる化合物は Al 系酸化物であることが理解できる。この Al 系酸化物の厚さや形状について、鋼種間および酸素濃度の違いに着目して比較してみると、鋼中 Cr 濃度が低い K2 ヒートの場合、Al 酸化物は層状というよりも塊状にランダムに形成する傾向があり、鋼中 Cr 濃度が高い K5 ヒートの場合、それは試験片表面に一様(層状)に形成する傾向がある。また、これらの傾向には、酸素濃度条件の違いが認められない。

また、K2 ヒートの試験片断面全域の詳細観察結果からは、試験片ホルダーが接していた①、⑤および⑦の観察面を除いて、全体的にわずかに凹凸が認められた(Fig. 38)。この凹凸挙動は、上述の Al 酸化物の形成状態と関連があると思われる。今回の試験条件(650°C、max.4,000h)下では、Al 添加 ODS 鋼(K2~K5 ヒート)の全てで良好な耐食性を示し、ヒート間による有意な差が生じるまでに至っていないが、この結果から推察すると、より長時間試験片を浸漬した場合、Cr 添加量の違いにより腐食挙動に差が生じる可能性がある。

4.2 Al 系酸化物形成による LBE 中の耐食性向上に向けた課題

本試験研究により、鋼中への Al 添加が LBE 中耐食性向上に大きな期待がもたれる結果が得られた。一方で、ODS 鋼中への Al 添加は、分散粒子の粗大化を招き、高温強度の低下を誘起することが報告されている⁽²⁸⁾。また、過去のオーステナイト系ステンレス鋼の開発過程においても、脆化抑制の観点から Al の鋼中への混入抑制が図られた。これらのことから、高温強度を確保しつつ、安定な Al 系酸化物が表面に形成できる ODS 組成を調べていくことが今後必要と考えられる。

また、Al系酸化物によるLBEからの鋼材の保護の観点からも課題がある。著者らは、これまでに、9Cr系ODS鋼表面にAlをパルスビーム溶射した材料について、 10^{-6} wt%および 10^{-8} wt%の溶存酸素濃度下で $550^{\circ}\text{C} \leftrightarrow 650^{\circ}\text{C}$ 温度変動条件下腐食試験を実施した⁽²⁹⁾。その結果、 10^{-6} wt%条件下では良好な耐食性が認められたのに対し、 10^{-8} wt%条件下ではAl系酸化皮膜を保持できずに鋼中へのLBEの侵入を伴う腐食が生じる結果が得られている。このことから、Al系酸化皮膜の安定性に及ぼすLBE中酸素濃度の影響についても、今後検討していく必要がある。

5. 結論

Cr および Al 添加量がそれぞれ異なる 5 種類の ODS-Al 鋼を対象に、2 レベル(10^{-6} wt%、 10^{-5} wt%)の LBE 中溶存酸素濃度制御下にて、最長 4,000h の 650°C 停留 LBE 中腐食試験を実施した。一部の試験では、ODS-Al 鋼の耐食性を従来鋼と直接比較できるように、12Cr 鋼および 316FR を同鋼とともに LBE 中に浸漬した。

本研究により、以下の知見が得られた。

- (1) Al 未添加の ODS 鋼(K1 ヒート)では、両 LBE 中溶存酸素濃度条件下ともに、4,000h 浸漬後の試料には原形をとどめない程度の腐食が発生していた。ただし、その腐食の進行の程度は、低酸素濃度条件よりも、高酸素濃度条件の方が、腐食の進行は若干緩やかであった。同鋼断面の詳細観察の結果、試験片表面部近傍に無数の LBE の侵入痕が認められるとともに、その周辺に Cr 酸化物と推定される析出物の点在が認められた。
- (2) Al が添加された 4 種の ODS-Al 鋼(K2～K5 ヒート)では、両 LBE 中溶存酸素濃度条件下ともに、4,000h までの浸漬ではほとんど腐食を生じていなかった。EPMA による試験片表面近傍の詳細観察の結果、試験片極表層には、Al 系酸化物の形成がともに認められた。この Al 系酸化物の厚さや形状について比較してみると、鋼中 Cr 濃度が低い K2 ヒートの場合、Al 酸化物は塊状にランダムに試験片表面に形成する傾向があり、鋼中 Cr 濃度が高い K5 ヒートの場合、それは試験片表面に一様(層状)に形成する傾向がある。これらの傾向は、今回実施した酸素濃度条件では共通して認められた。
- (3) これらの腐食挙動を呈する ODS-Al 鋼と同時に浸漬した 316FR および 12Cr 鋼について、腐食形態を調べた結果、著者らが異なる試験装置を用いて実施した種々の酸素濃度条件下における試験結果と同様の結果を示した。つまり、ODS-Al 鋼では、Cr 添加による耐食性の向上は認められなかつたが、Al を添加することで材料表面に Al 酸化物が形成され、それによる良好な腐食特性が得られることがわかつた。

謝辞

本試験研究で使用した ODS-Al 鋼は、京都大学エネルギー理工学研究所-木村晃彦教授より提供いただいた。謝意を表します。

参考文献

- (1) 関本博、“注目を集めてきた鉛系冷却材”、原子力 eye、Vol.45、No.9、pp.70-75、日刊工業出版プロダクション (1999)
- (2) 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)
- (3) S. Uchida, H. Osada, Y. Kasahara, M. Takahashi, K. Hata, "A Feasibility Study of the Pb-Bi Cooled Direct Contact Boiling Water Fast Reactor", Proc. of the 11th Int. Conf. on Nucl. Eng. (ICON11), Tokyo, JAPAN, ICONE11-36320 (2003)
- (4) K. Tuji, H. Inagaki, A. Nishikawa, H. Matsumiya, M. Nakagawa, Y. Sakashita, M. Yamaoka, and Y. Moriki, “Parametric study on ultra-long life, Pb-Bi cooled U-Zr Metaric Fuelwd Core with Burnable Poison”, Proc. of the 11th Conf. on Nucl. Eng. (ICON11), Tokyo, JAPAN, ICONE11-36287 (2003)
- (5) 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, CD-ROM (2002)
- (6) I. Kinoshita, Y. Nishi and M. Furuya, “Study on Application of Direct Contact Heat Transfer Steam Generators for LMFBRS”, Proc. of 8th Int. Conf. on Nucl. Eng. (ICONE-8), Baltimore, USA, ICONE-8769 (2001)
- (7) H. Horiike, S. Inoue, S. Miyamoto, K. Miyazaki, N. Yamada, K. Fujimori, T. Itsuka, M. Morimoto, J. Orita, N. Sawa, M. Tamaki, “Advanced Intermediate Heat Exchanger for FBR”, Proc. of the 11th Int. Conf. on Nucl. Eng. (ICON11), Tokyo, JAPAN, ICONE11-36293 (2003)
- (8) 西義久、木下泉、西村聰、“鉛ビスマス中の気泡ポンプに関する実験的研究”、機論B編、70巻 691 号、(2004)
- (9) K. Ohno, S. Kotake, T. Namba, T. Sagayama, “Intermediate Evaluation of a Feasibility Study Project on Commercialized Fast Reactor Cycle Systems in Japan”, Proc. of the 13th Int. Conf. on Nucl. Eng. (ICON13), Beijng, China, ICONE13-50372 (2005)
- (10) 三浦照光、小原徹、関本博、“鉛ビスマス冷却炉の構造材表面に対するポロニウムの吸着・離脱特性研究”、日本機械学会 2005 年度年次大会講演論文集、Vol.3、電通大、p.187 (2005)
- (11) 荒邦彦、平林勝、永井桂一、高橋実、“Pb-Bi 冷却直接接触沸騰水型小型高速炉に関する技術開発 II-(5)鉛ビスマス超音波流量計測に関する研究-”、日本原子力学会 2004 年秋の大会予稿集、C31、(2004)
- (12) 青砥紀身、古川智弘、“鉛ビスマス中におけるマルテンサイト系鋼の腐食代の評価”、日本原子力学会 2004 年秋の大会予稿集、E27、(2004)

- (13) 大井川宏之、大内伸夫、菊池賢司、辻本和文、“加速器駆動核変換システムの技術開発 II
(1)全体計画”、原子力学会 2004 年秋の大会予稿集、C56、(2004)
- (14) David C. Wade, Richard Doctor, K .L. Peddicord, L. Leibowitz, M. H. Mendelsohn, S. McDeavitt, Anton V. Mosseytsev, S. Reynaud, J.Runge, J. Sienicki, “STAR-H2: A 400 MWth Lead-Cooled, Long Refueling Interval Reactor for Hydrogen Production”, Proc. of the 11th Int. Conf. on Nucl. Eng. (ICON11), Tokyo, JAPAN, ICONE11-36576 (2003)
- (15) J. J. Sienicki, “Updated Thermal Hydraulic Analyses for Recent ENHS Design Improvements”, Proc. of the Int. Congress on Advanced Nuclear Power plant (ICAPP), Cordoba, SPAIN, 3115 CD-ROM (2003)
- (16) I.V.GORYNIN, G.P.KAROV, et-al., ”Structural Materials for Power plants with Heavy Liquid Metals as Coolants, Proc. HLMC98, Vol.1, P120, IPPE, Obninsk, 1998
- (17) G.S.YACHMENYOV, A.Y.RUSANOV, et-al., “Problems of Structural Materials’ Corrosion in Lead-Bismuth Coolant” Proc. HLMC98, Vol.1, P133, IPPE, Obninsk, 1998
- (18) 西義久、木下泉、古川智弘、青砥紀身、“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 LBE 中の 12 クロム鋼の耐食性に関する研究—”、核燃料サイクル開発機構、技術登録資料 JNC TY9400 2003-027 (2004)
- (19) Ronald G. Ballinger, Jeongyoun Lim, Eric P Loewen, “The Effect of Silicon on the Corrosion of Iron on Lead-Bismuth Eutectic”, Proc. of the 11th Int. Conf. on Nucl. Eng. (ICON11), Tokyo, JAPAN, ICONE11-36531 (2003)
- (20) G. Mueller, A. Heinzel, G. Schumacher, A. Weisenburger, “Behavior of Steels in Flowing Liquid Pb/Bi at 420-600°C after 4000-7200h“, Proc. of the 11th Int. Conf. on Nucl. Eng. (ICON11), Tokyo, JAPAN, ICONE11-36613 (2003)
- (21) 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)
- (22) B.F.Gromov, Y.I.Orlov, P.N.Martynov, V.A.Gulesky, HLMC-98
- (23) J.R.WEEKS, Nuclear Engineering and Design 15 (1971) 363-372
- (24) T.Furukawa, G.Müller, G.Schumacher, A.Weisenburger, A.Heinzel, K.Aoto, Journal of Nuclear Materials 335 (2004) pp.189-193
- (25) G.Müller, et al., 核燃料サイクル開発機構研究成果報告書 JNC TY9400 2002-028 (2004)
- (26) T.Furukawa, G.Müller, G.Schumacher, A.Weisenburger, A.Heinzel, F.Zimmermann and K.Aoto, Journal of Nuclear Science and Technology, Vol.41, No.3 (2004) 265-270
- (27) Y. Kurata, M. Futakawa and S. Saito, Journal of Nuclear Materials 343 (2005) 333-340
- (28) 木村晃彦、革新的実用原子力技術開発「軽水炉高燃焼度化のための炉心材料に関する技術開発」 平成 15 年度研究成果報告書, (財)エネルギー総合工学研究所
- (29) A.Weisenburger, K.Aoto, G.Müller, A.Heinzel, T.Furukawa, Stability of Oxide Layer Formed on High-Chromium Steels in LBE under Oxygen Content and Temperature Fluctuation,

Proceedings of the 13th International Conference on Nuclear Enginnering, No.
ICONE13-50362, Beijing, China

Table 1 Chemical Compositions of ODS-Al Steels

符号	化学成分 (wt%)													計算値		
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	W	Al	Ti	Y	O	N	Y ₂ O ₃	Ex. 0
K 1	0.05	0.041	0.06	<0.005	0.002	—	18.37	—	0.29	<0.01	0.28	0.29	0.16	0.014	0.368	0.082
K 2	0.04	0.033	0.06	<0.005	0.002	—	13.64	—	1.65	4.12	0.28	0.30	0.17	0.009	0.381	0.089
K 3	0.08	0.033	0.06	<0.005	0.002	—	16.00	—	1.82	4.59	0.28	0.29	0.17	0.006	0.368	0.092
K 4	0.09	0.039	0.06	<0.005	0.002	—	18.85	—	1.83	4.61	0.28	0.29	0.16	0.005	0.368	0.082
K 5	0.10	0.039	0.07	<0.005	0.002	—	22.05	—	1.80	4.55	0.27	0.28	0.14	0.005	0.356	0.064

Table 2 Chemical Composition of 12Cr steel (Heat No. N2)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	(wt.%)
0.11	0.26	0.64	0.016	0.002	1.03	0.39	10.87	
W	Mo	V	Nb	Al sol	N total	B		
1.86	0.31	0.20	0.054	0.001	0.064	0.0034		

Table 3 Chemical Composition of 316FR (Heat No. B8)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	(wt.%)
0.01	0.47	1.05	0.026	0.001	12.31	17.58	2.46	
Co		N		C+N				
0.06		0.10		0.11				

Table 4 Test conditions

試験名	時期	期間	POT	温度(°C)	酸素濃度(wt%)	試験片					備考
第一期	04/05-0 8	1987 h	A	650	3x10 ⁻⁵	K1	K2	K3	K4	K5	第一期の 継続試験
			B	650	1x10 ⁻⁶	K1	K2	K3	K4	K5	
第二期	04/05-1 2	3952 h	A	650	3x10 ⁻⁵	K1	K2	K3	K4	K5	第一期の 継続試験
			B	650	2x10 ⁻⁶	K1	K2	K3	K4	K5	
第三期	05/01-0 2	999h	B	650	6x10 ⁻⁶	K1	K4	N2	B8	-	
第四期	05/05-0 7	1030 h	B	650	5x10 ⁻⁵	K1	K4	N2	B8	-	

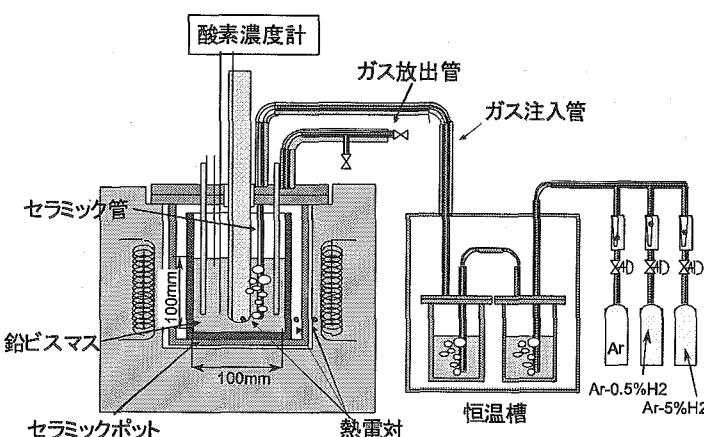


Fig. 1 Corrosion apparatus in lead-bismuth eutectic

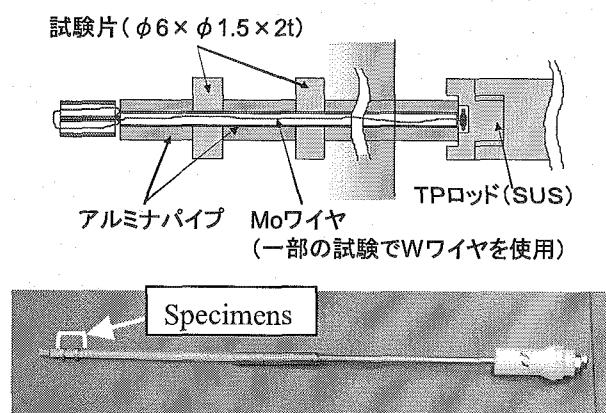
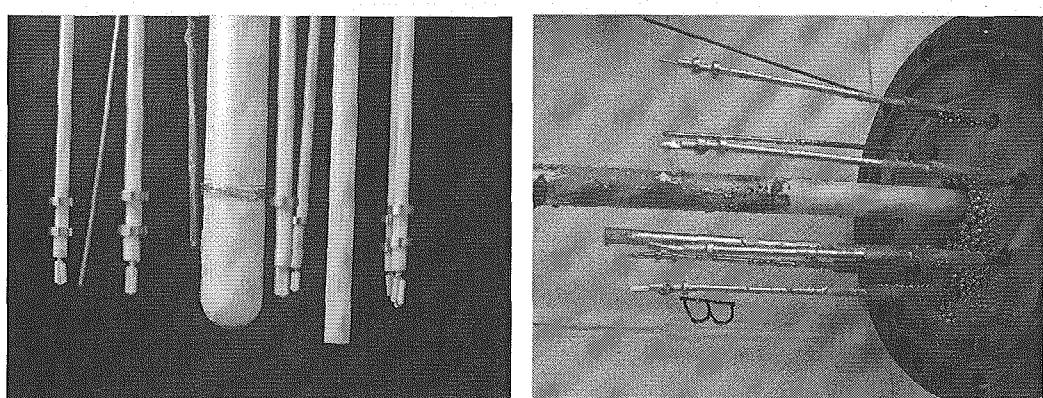


Fig. 2 Specimens holder



(a) before exposure

(b) right photo: after 2000h of exposure

Fig. 3 Specimens Holders set in corrosion apparatus

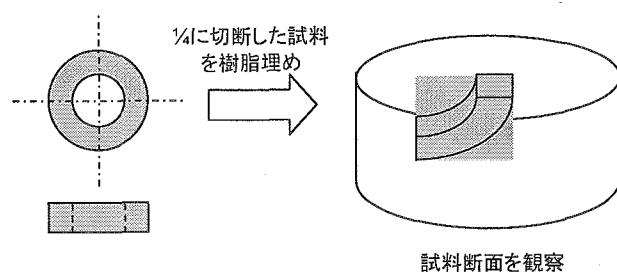


Fig. 4 Procedure of samples manufacture for SEM-EDS / EPMA observation

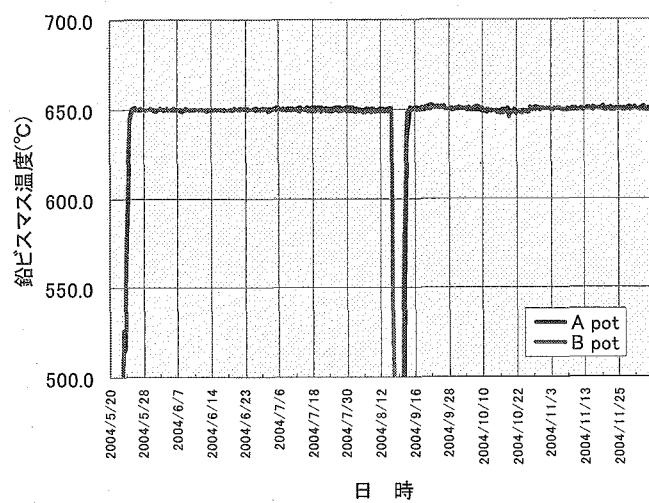


Fig. 5 Temperature records during the 1st and 2nd runs

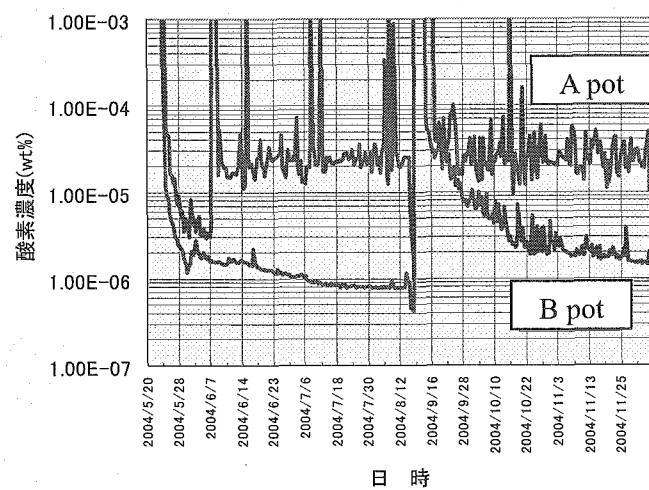


Fig. 6 Oxygen concentration in LBE during 1st and 2nd runs

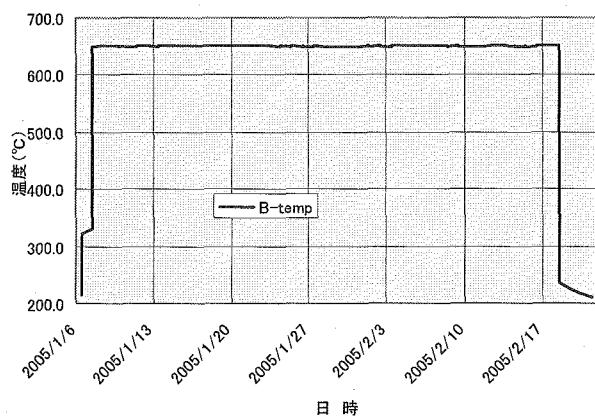


Fig. 7 Temperature record during the 3rd run

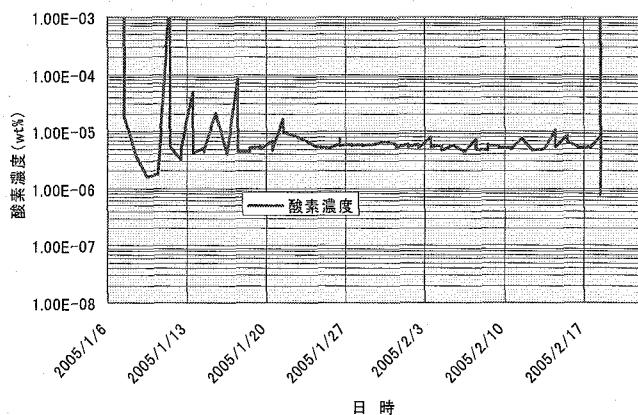


Fig. 8 Oxygen concentration in LBE during 3rd run

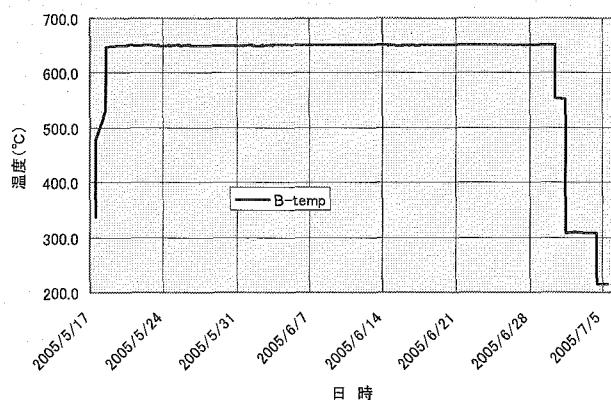


Fig. 9 Temperature record during 4th run

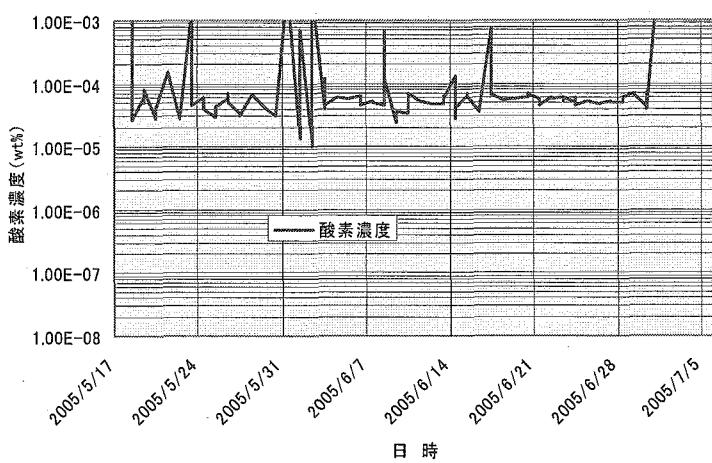


Fig. 10 Oxygen concentration in LBE during 4th run

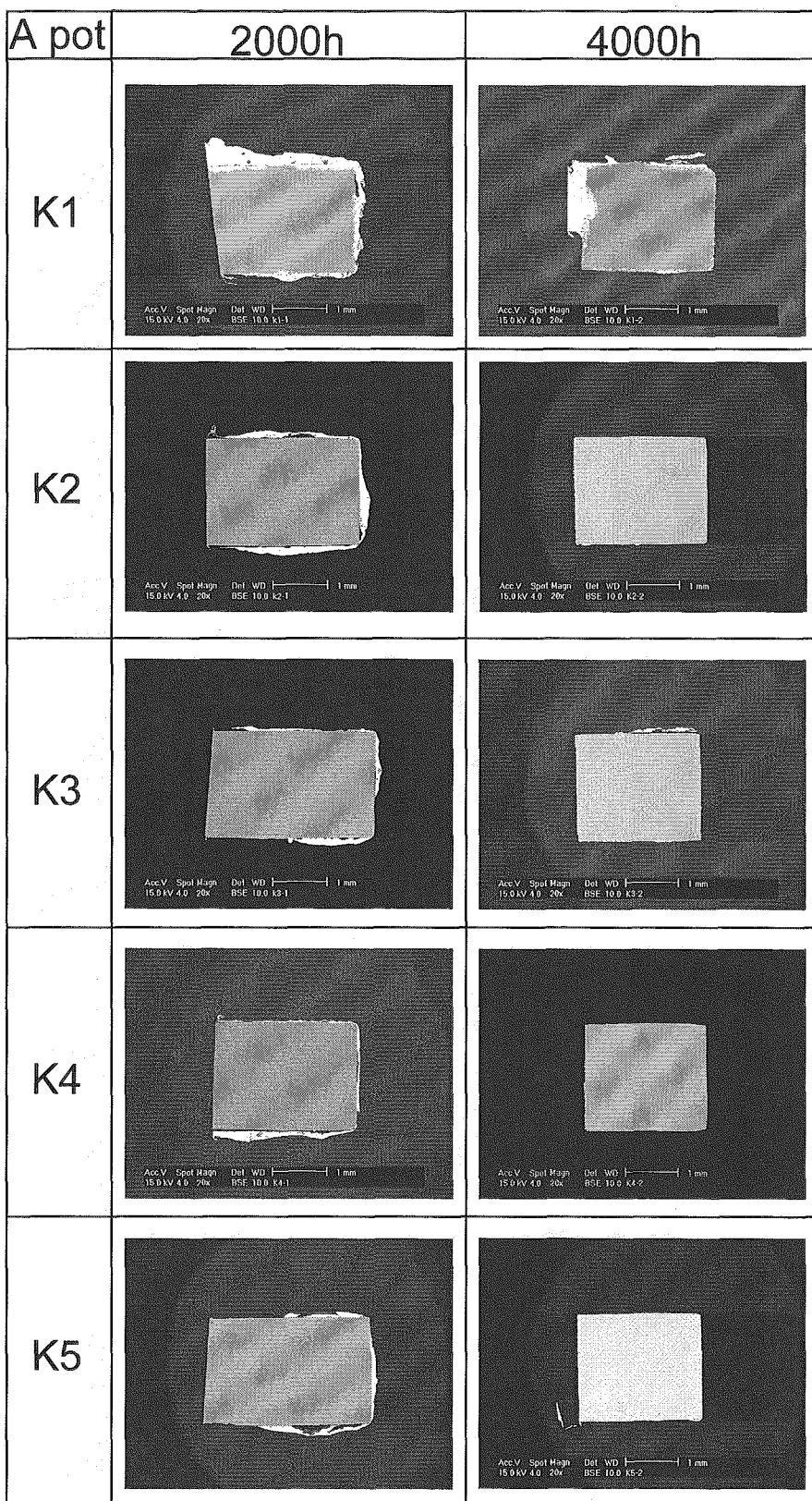


Fig. 11 Observation results of ODS-Al steels exposed in LBE containing 3×10^{-5} wt% of oxygen at 650°C for 2,000h and 4,000h

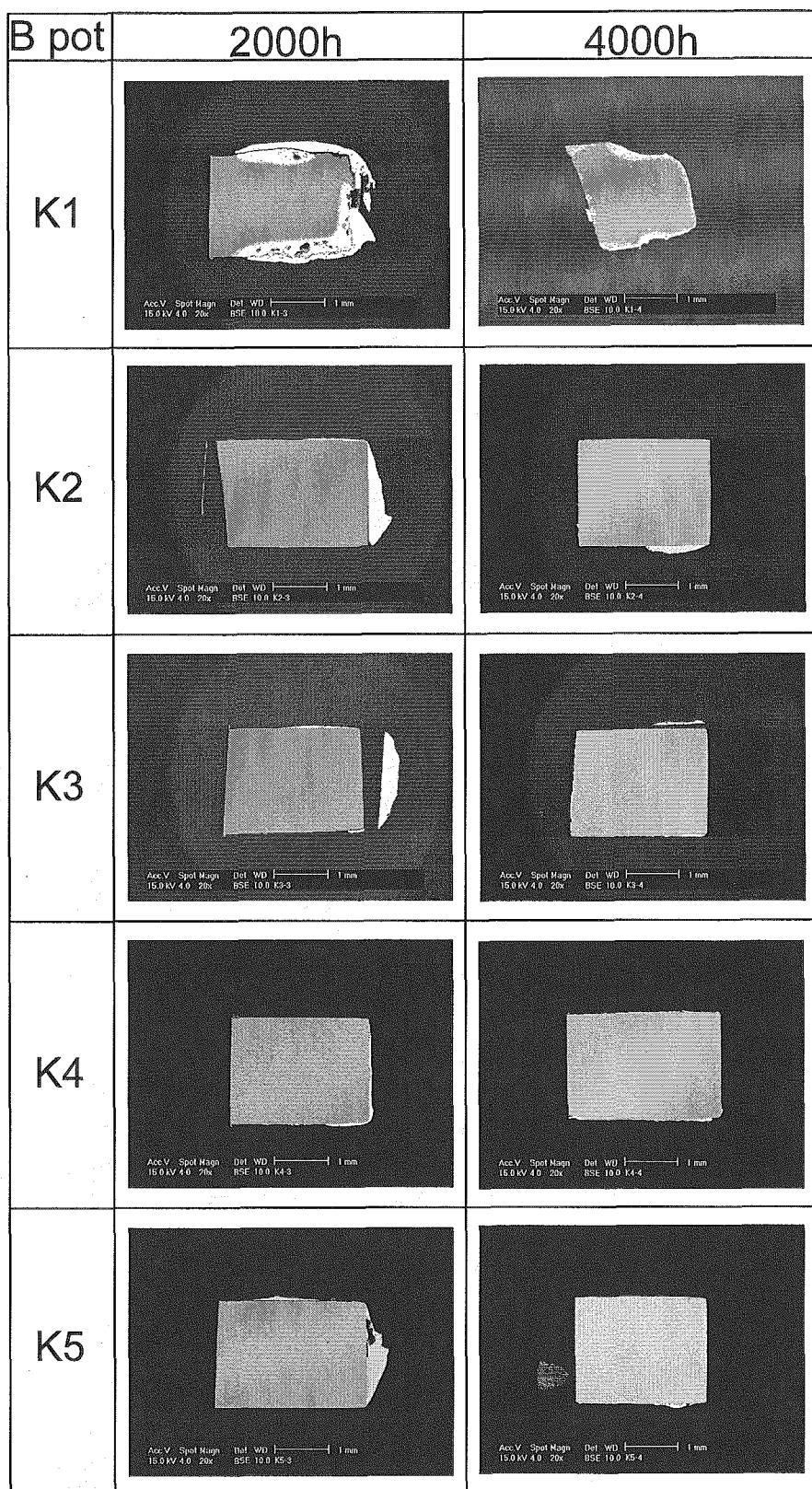


Fig. 12 Observation results of ODS-Al steels exposed in LBE containing 2×10^{-6} wt% of oxygen at 650°C for 2,000h and 4,000h

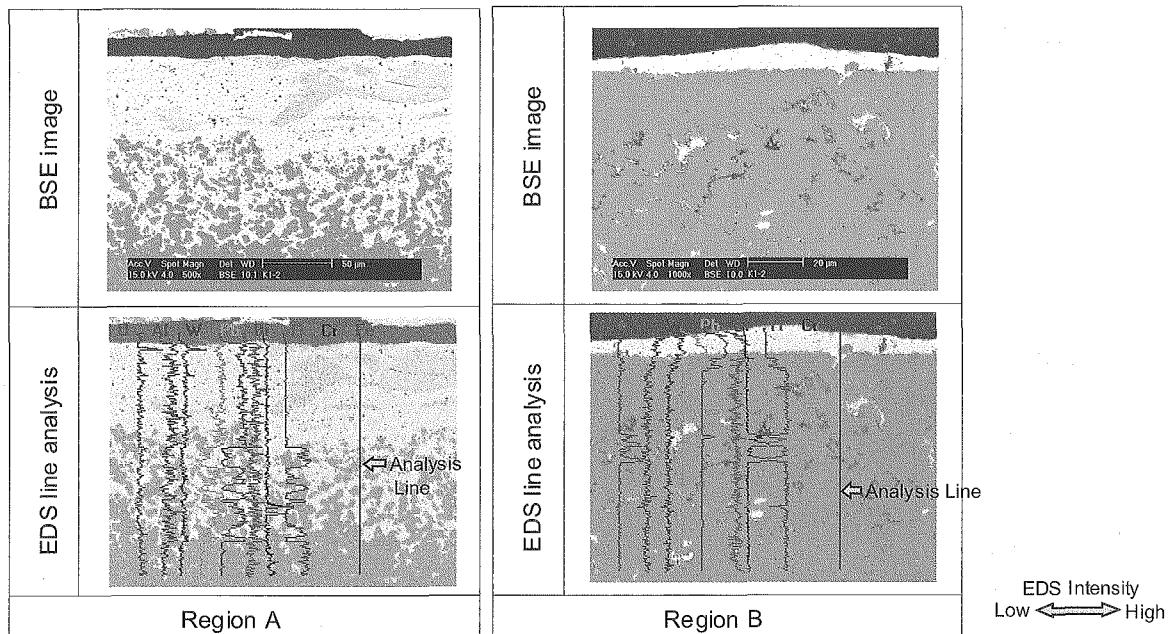


Fig. 13 Observation results of ODS-Al (K1 heat) exposed in LBE containing 3×10^{-5} wt% of oxygen at 650°C for 4,000h

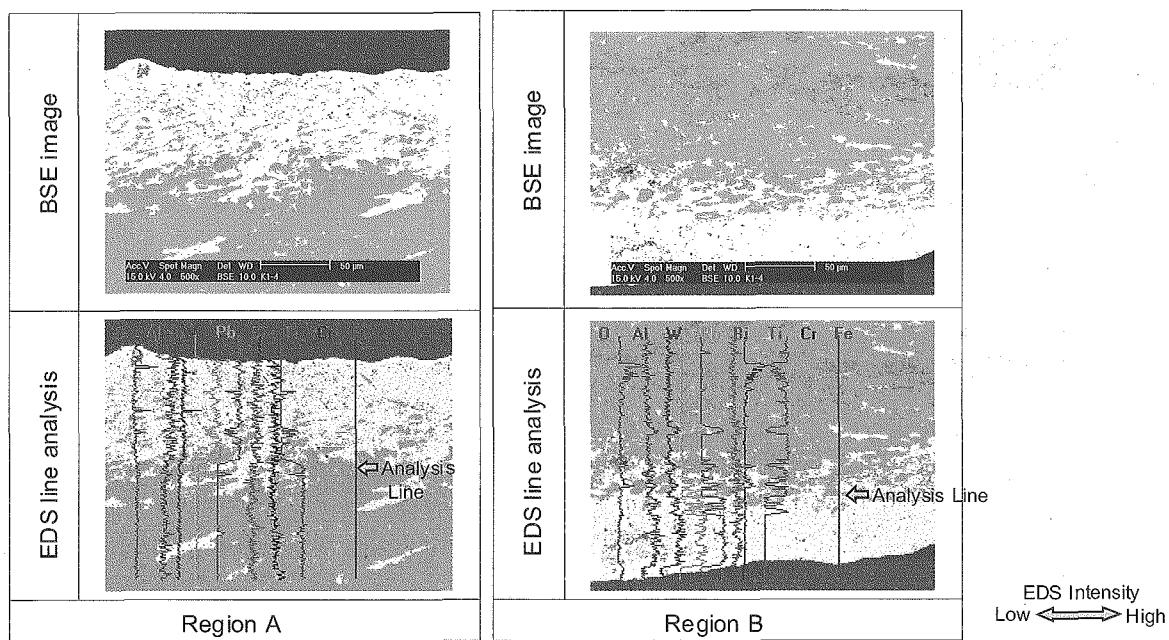


Fig. 14 Observation results of ODS-Al (K1 heat) exposed in LBE containing 2×10^{-6} wt% of oxygen at 650°C for 4,000h

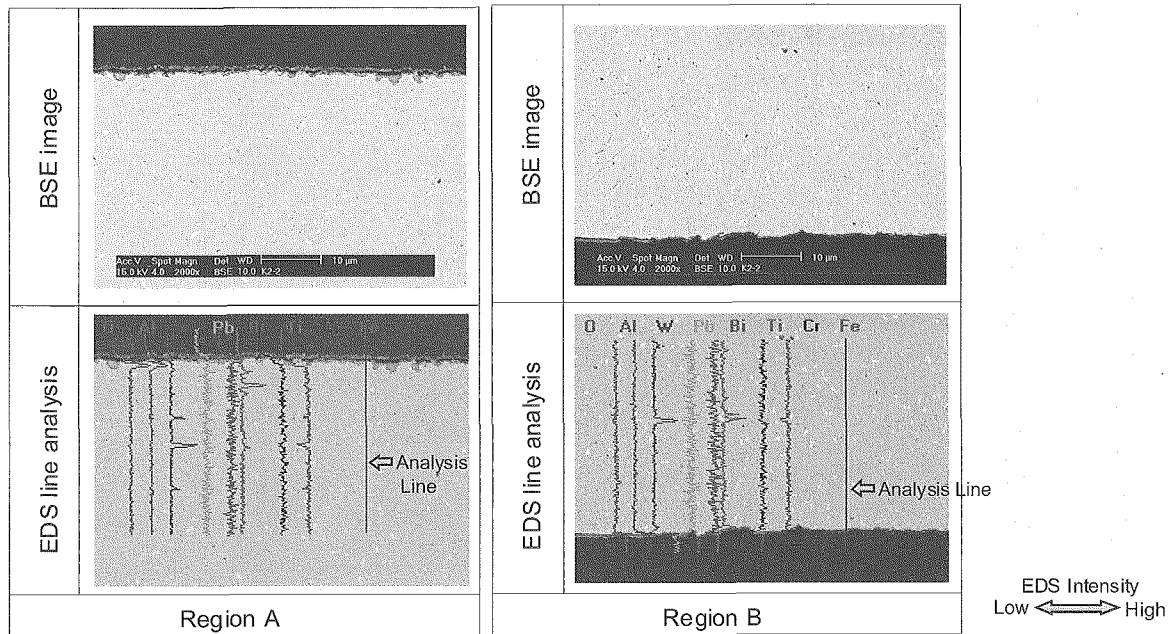


Fig. 15 Observation results of ODS-Al (K2 heat) exposed in LBE containing 3×10^{-5} wt% of oxygen at 650°C for 4,000h

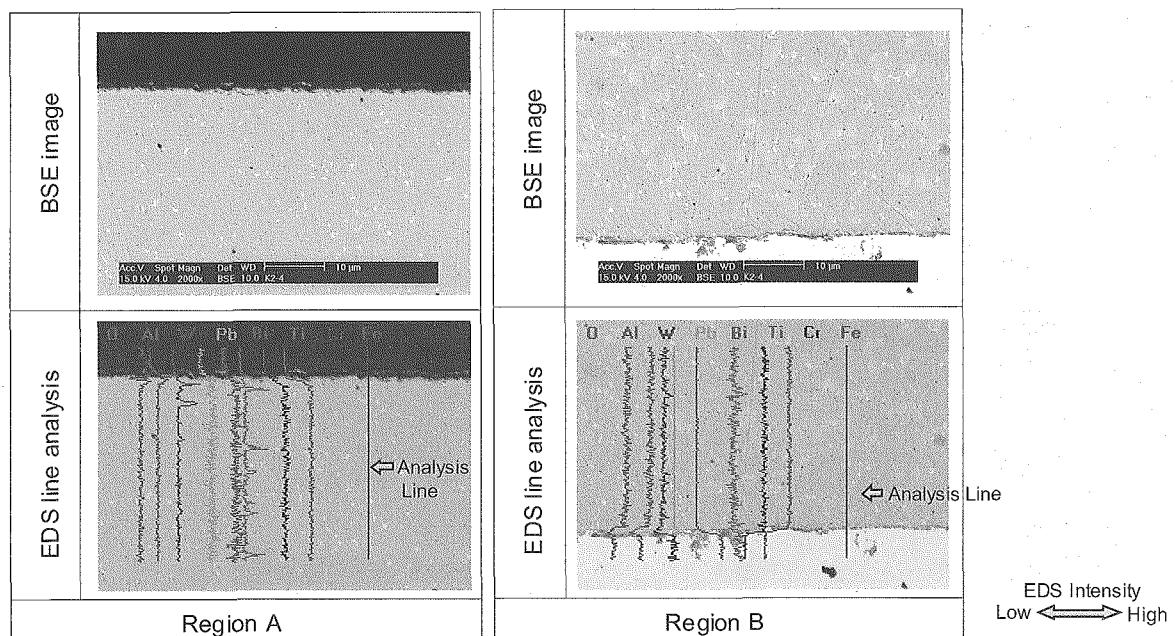


Fig. 16 Observation results of ODS-Al (K2 heat) exposed in LBE containing 2×10^{-6} wt% of oxygen at 650°C for 4,000h

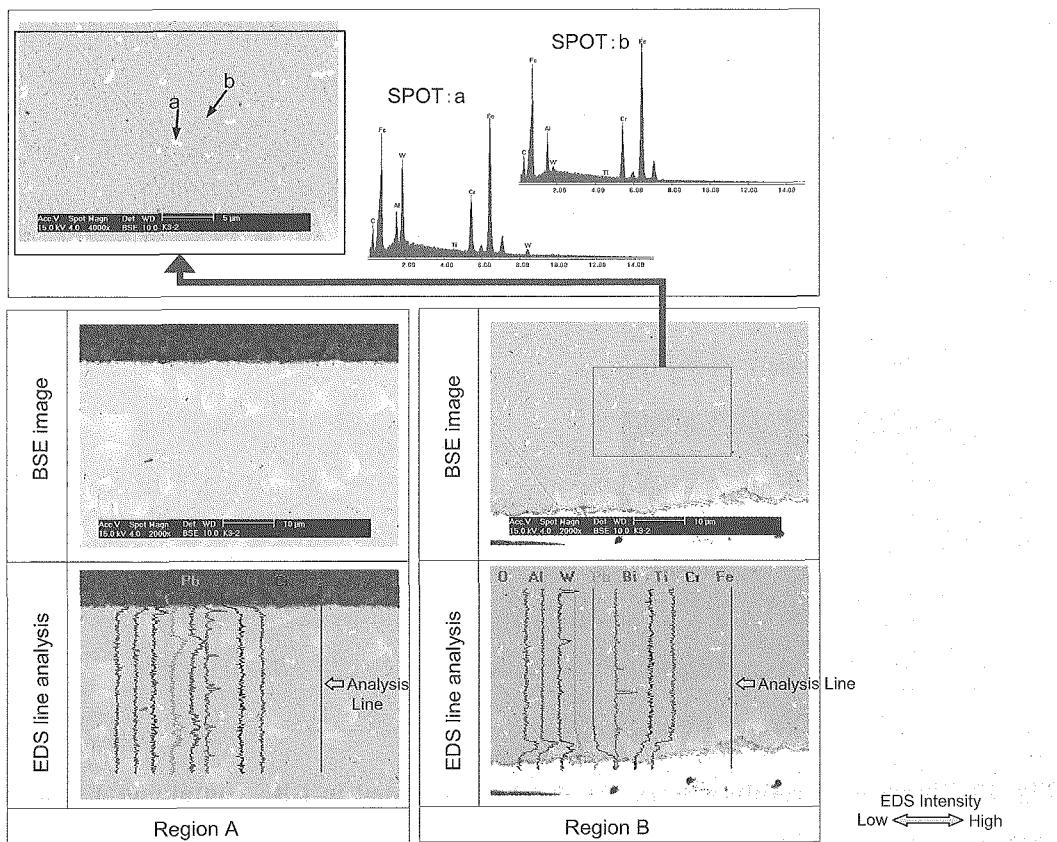


Fig. 17 Observation results of ODS-Al (K3 heat) exposed in LBE containing 3×10^{-5} wt% of oxygen at 650°C for 4,000h

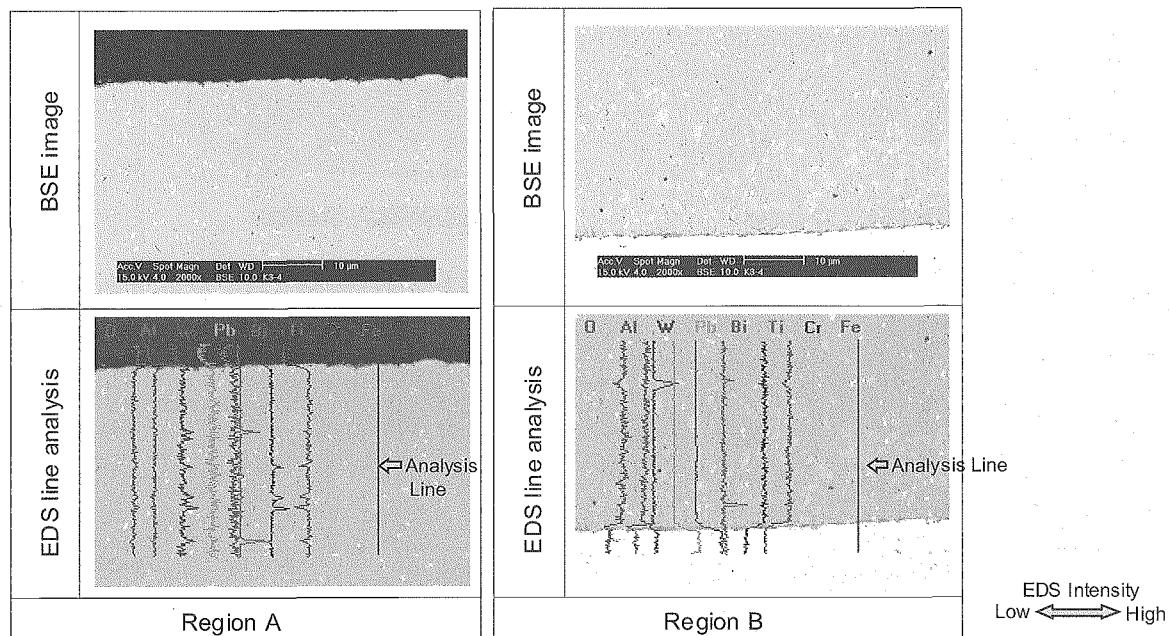


Fig. 18 Observation results of ODS-Al (K3 heat) exposed in LBE containing 2×10^{-6} wt% of oxygen at 650°C for 4,000h

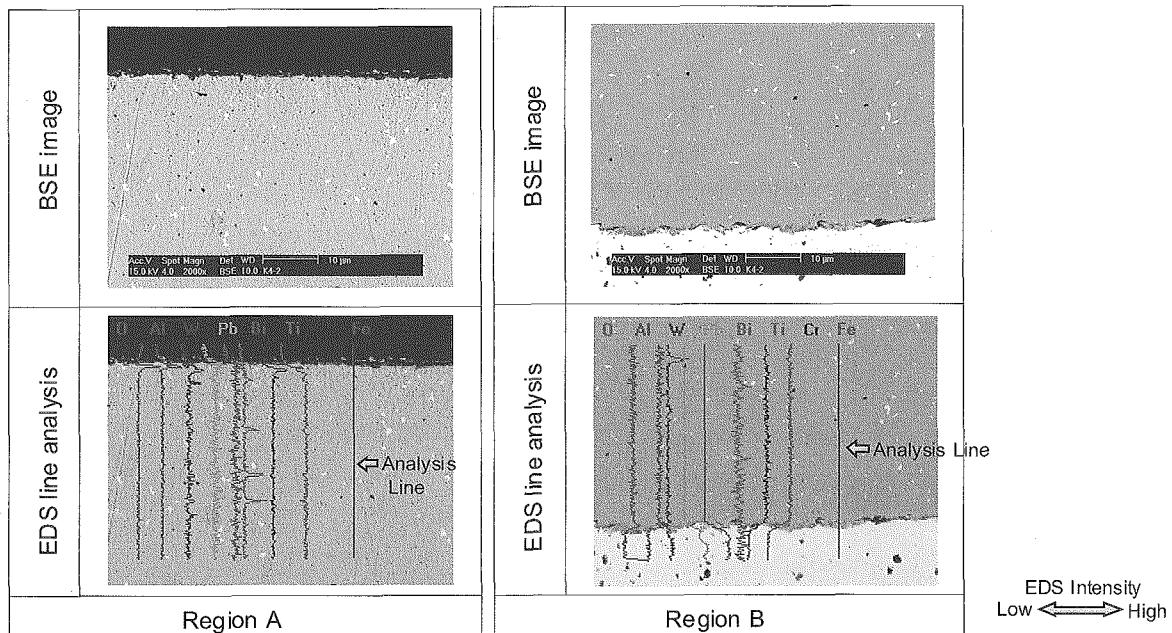


Fig. 19 Observation results of ODS-Al (K4 heat) exposed in LBE containing 3×10^{-5} wt% of oxygen at 650°C for 4,000h

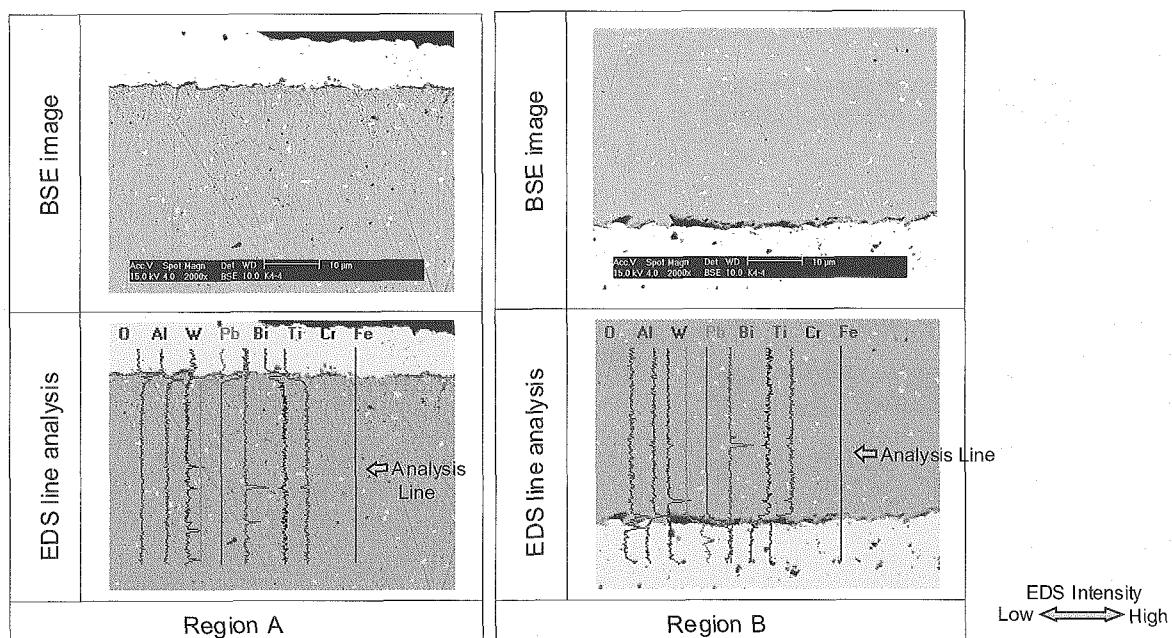


Fig. 20 Observation results of ODS-Al (K4 heat) exposed in LBE containing 2×10^{-6} wt% of oxygen at 650°C for 4,000h

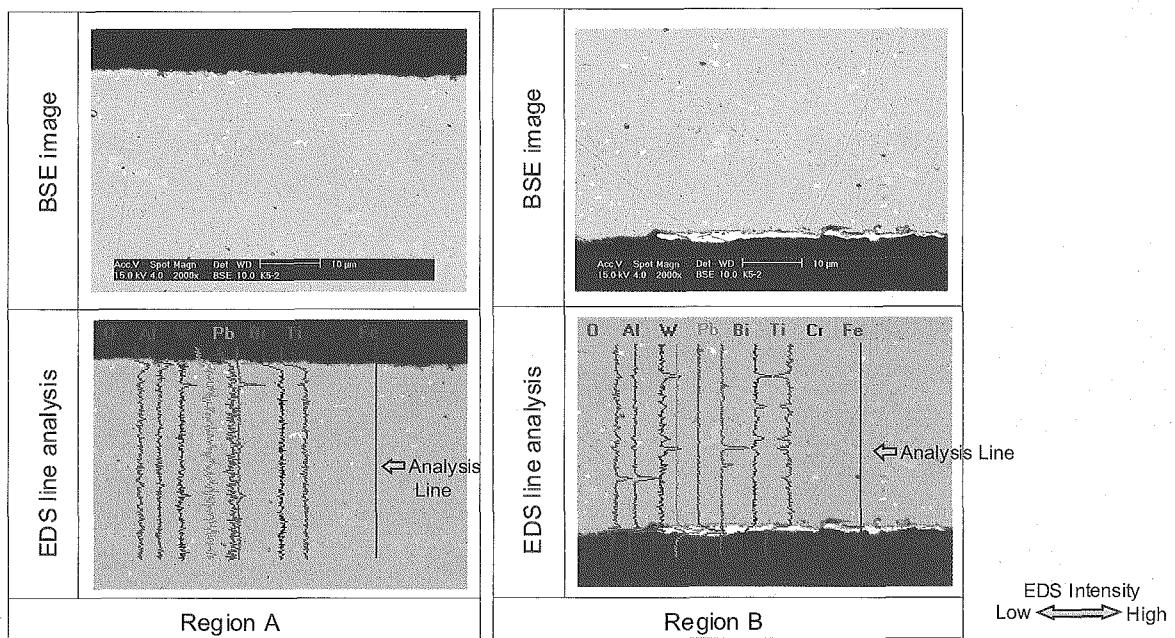


Fig. 21 Observation results of ODS-Al (K5 heat) exposed in LBE containing 3×10^{-5} wt% of oxygen at 650°C for 4,000h

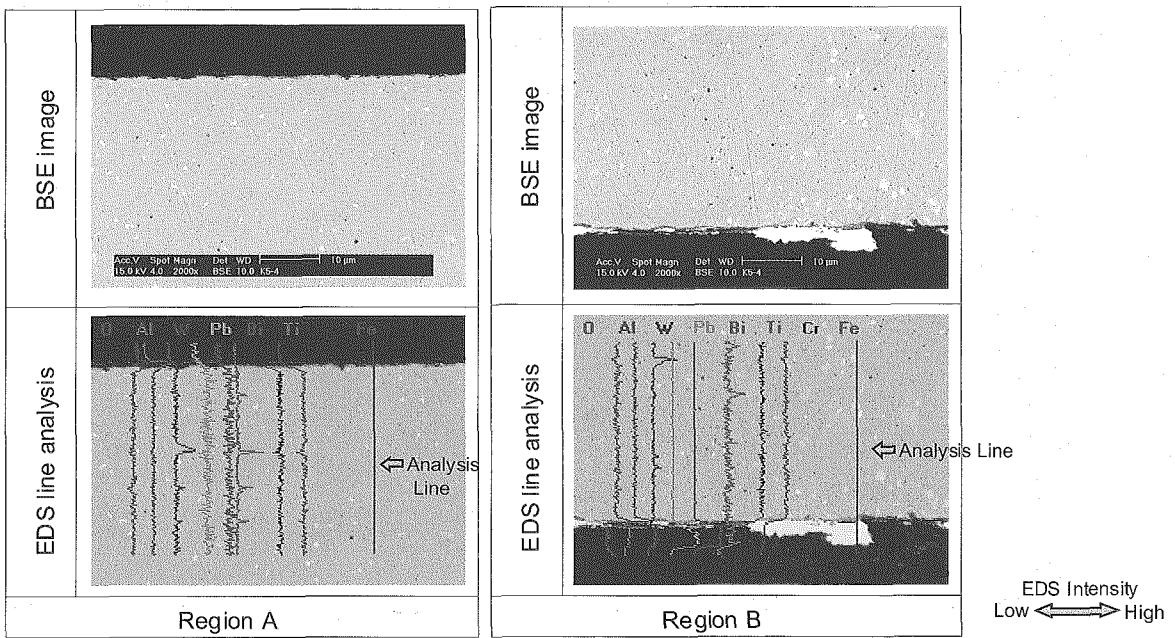


Fig. 22 Observation results of ODS-Al (K5 heat) exposed in LBE containing 2×10^{-6} wt% of oxygen at 650°C for 4,000h

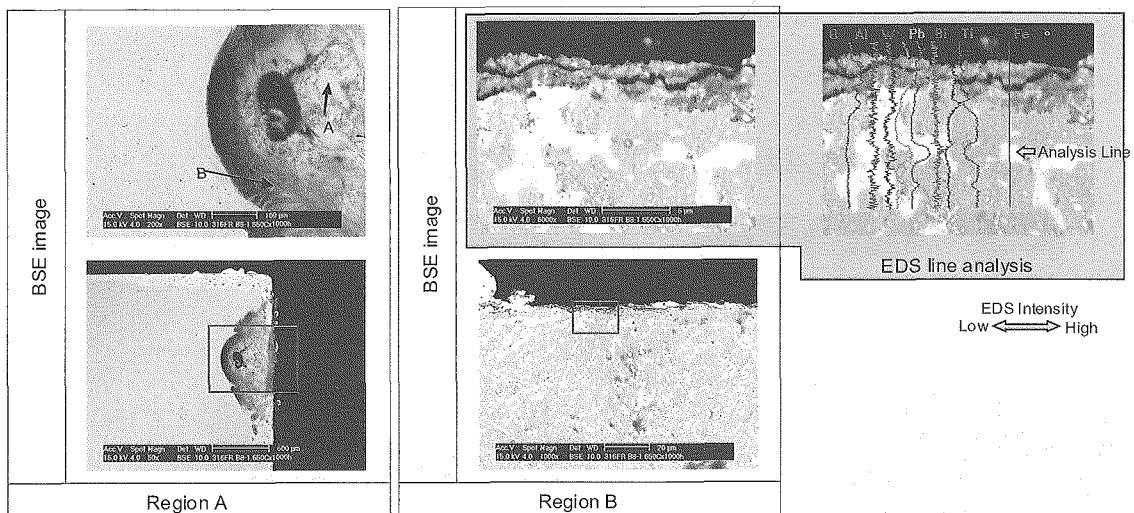


Fig. 23 Observation results of 316FR exposed in LBE containing 6×10^{-6} wt% of oxygen at 650°C for 1,000h

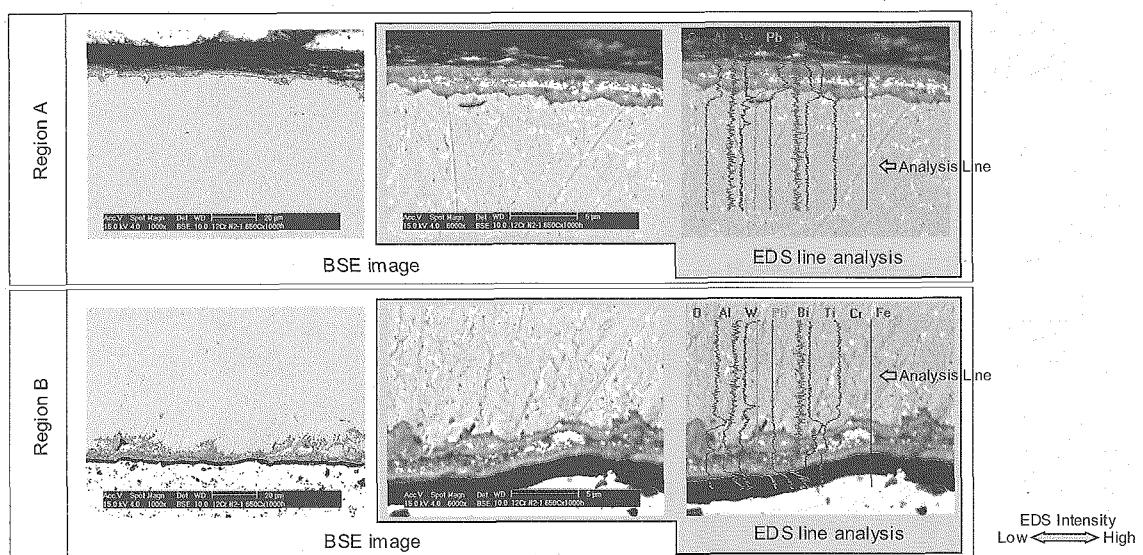


Fig. 24 Observation results of 12Cr-steel exposed in LBE containing 6×10^{-6} wt% of oxygen at 650°C for 1,000h

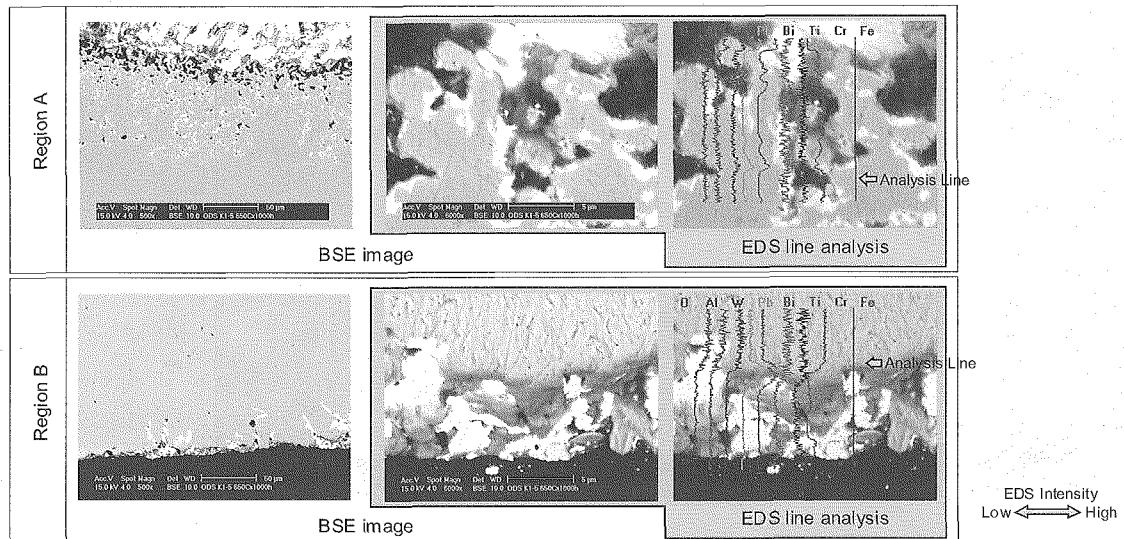


Fig. 25 Observation results of ODS-Al(K1 heat) exposed in LBE containing 6×10^{-6} wt% of oxygen at 650°C for 1,000h

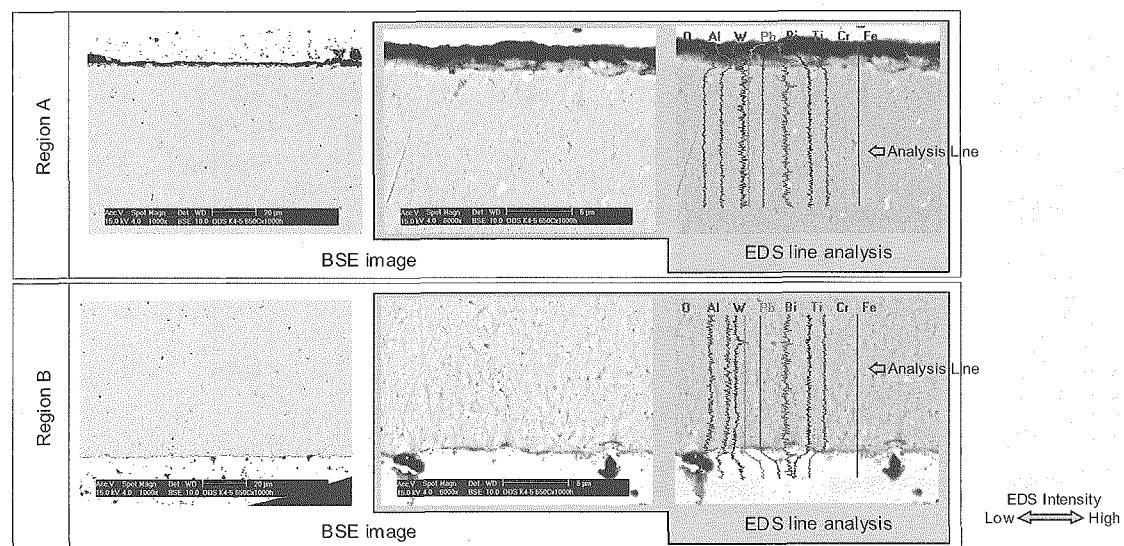


Fig. 26 Observation results of ODS-Al(K4 heat) exposed in LBE containing 6×10^{-6} wt% of oxygen at 650°C for 1,000h

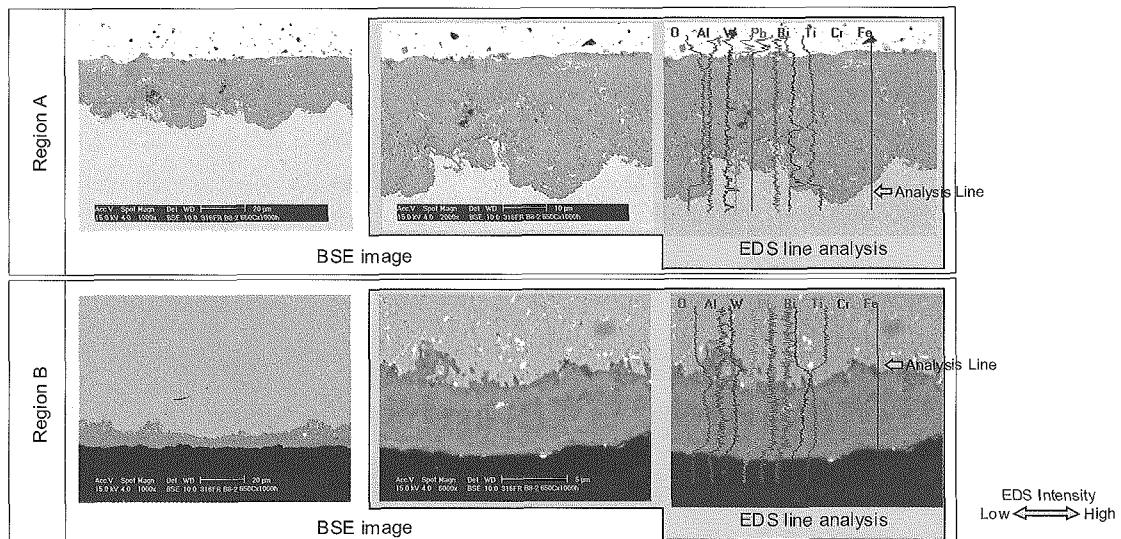


Fig. 27 Observation results of 316FR exposed in LBE containing 5×10^{-5} wt% of oxygen at 650°C for 1,000h

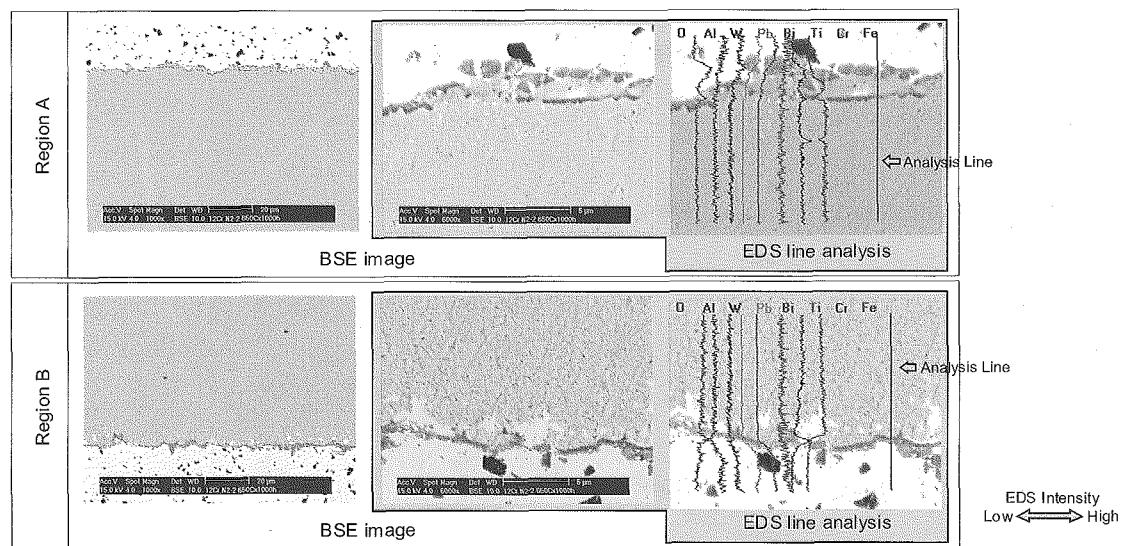


Fig. 28 Observation results of 12Cr-steel exposed in LBE containing 5×10^{-5} wt% of oxygen at 650°C for 1,000h

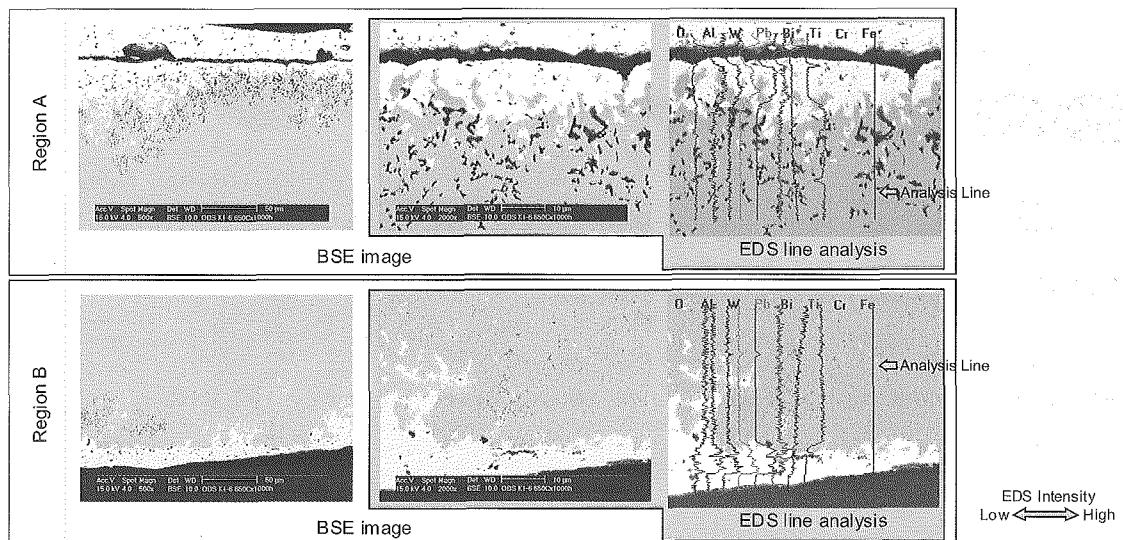


Fig. 29 Observation results of ODS-Al(K1 heat) exposed in LBE containing 5×10^{-5} wt% of oxygen at 650°C for 1,000h

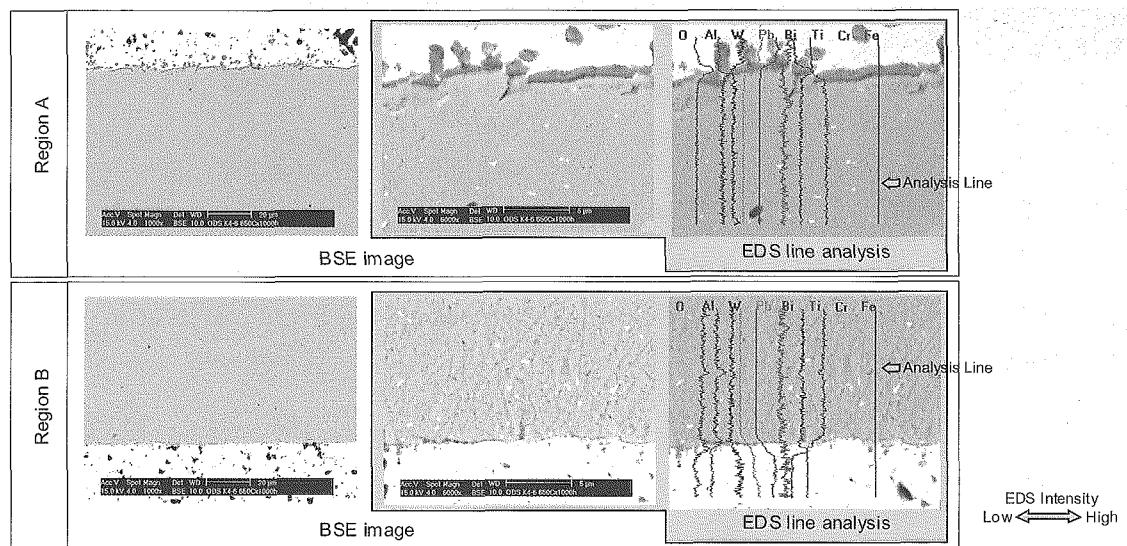


Fig. 30 Observation results of ODS-Al(K4 heat) exposed in LBE containing 5×10^{-5} wt% of oxygen at 650°C for 1,000h

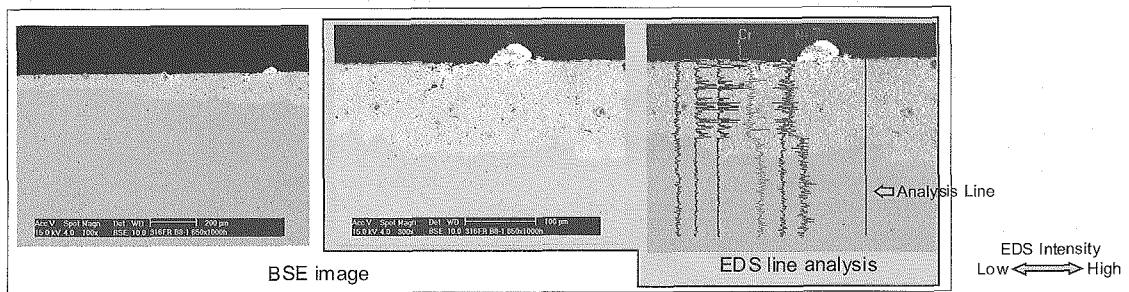


Fig. 31 Observation results of 316FR exposed in LBE containing 6×10^{-6} wt% of oxygen at 650°C for 1,000h (2)

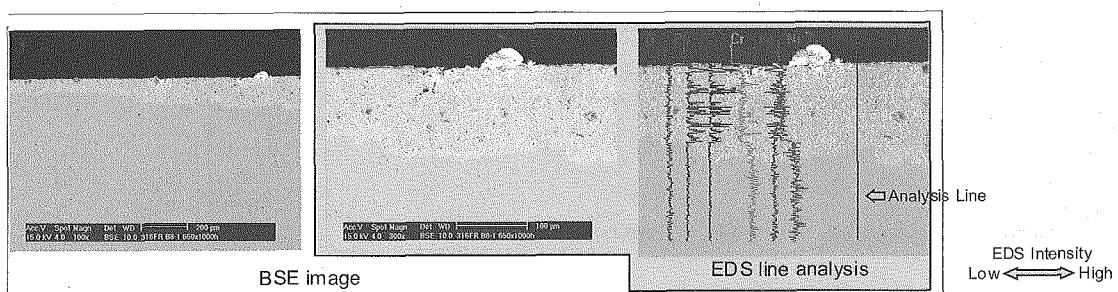


Fig. 32 Observation results of 316FR exposed in LBE containing 5×10^{-5} wt% of oxygen at 650°C for 1,000h (2)

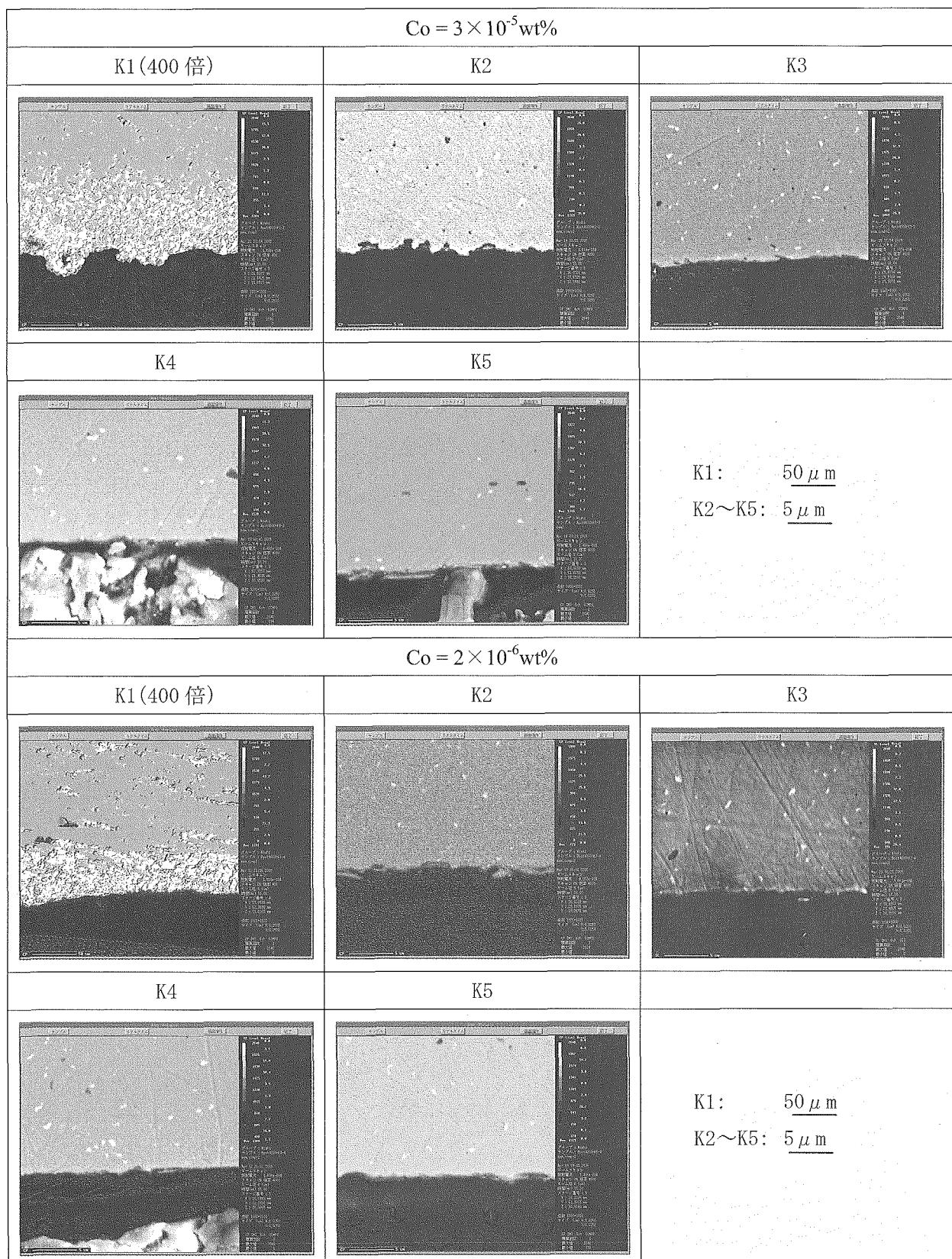


Fig. 33 EPMA results of ODS-Al steels exposed in LBE at 650°C for 4,000h (COMP image)

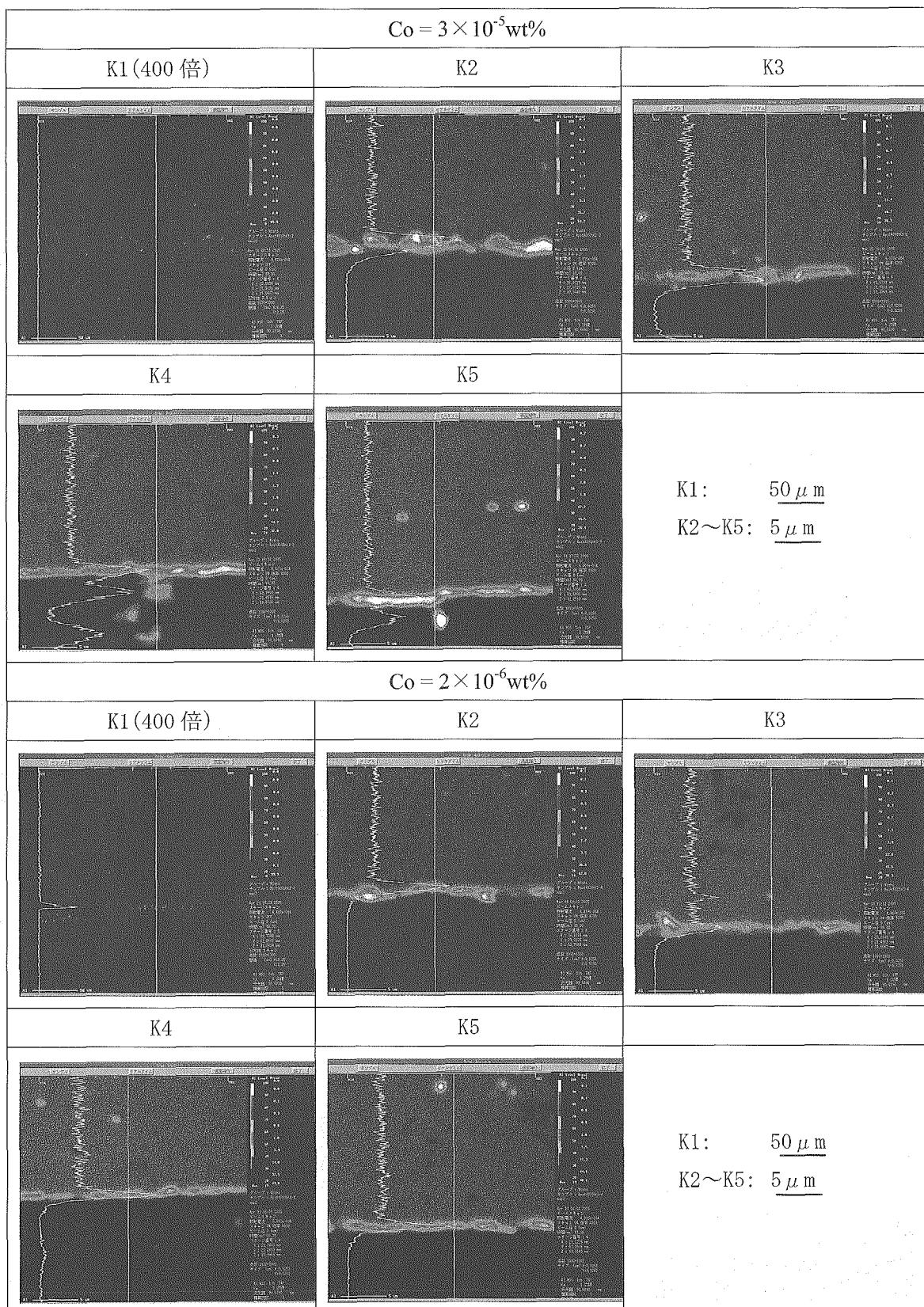


Fig. 34 EPMA results of ODS-Al steels exposed in LBE at 650°C for 4,000h (Element: Al)

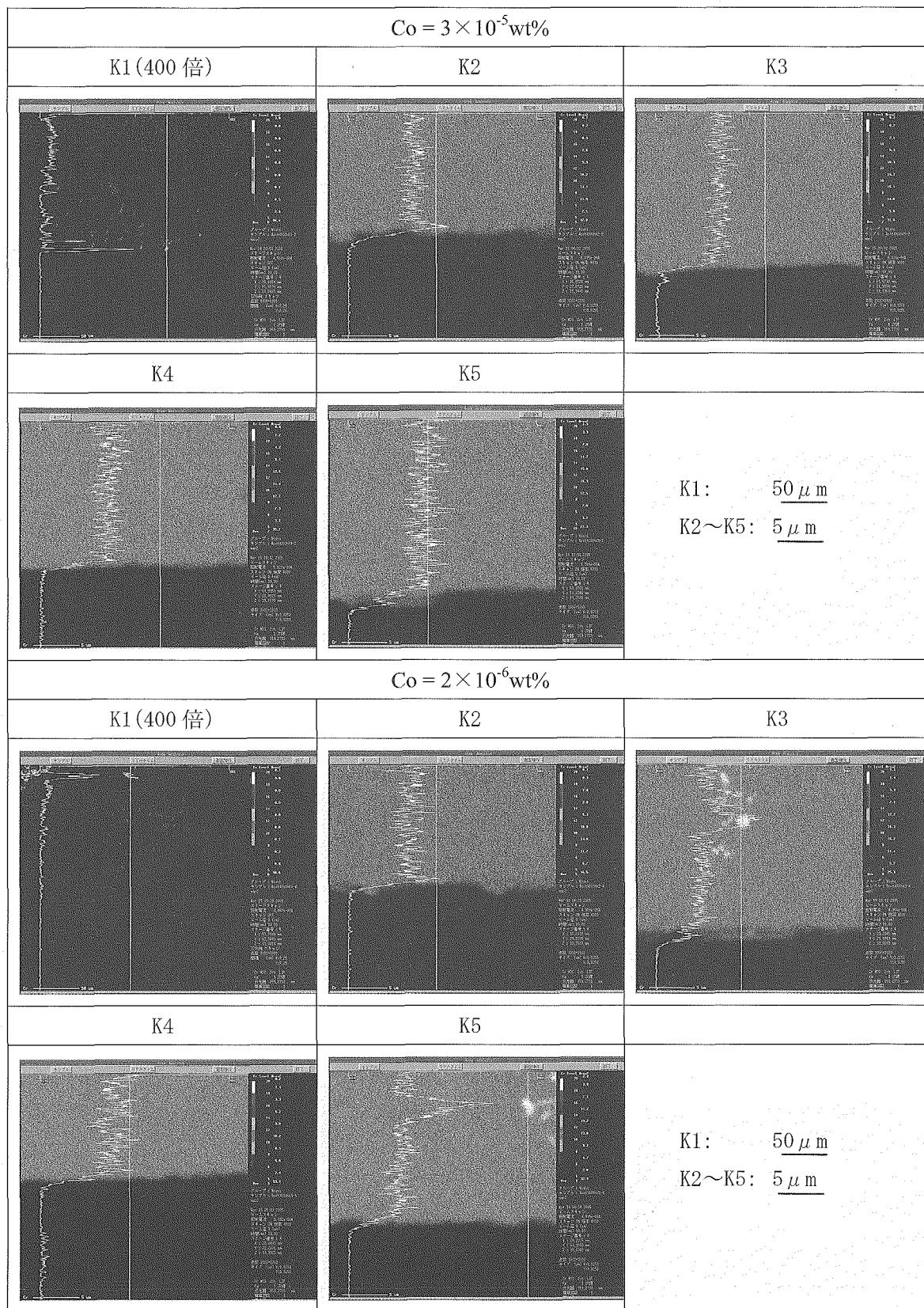


Fig. 35 EPMA results of ODS-Al steels exposed in LBE at 650°C for 4,000h (Element: Cr)

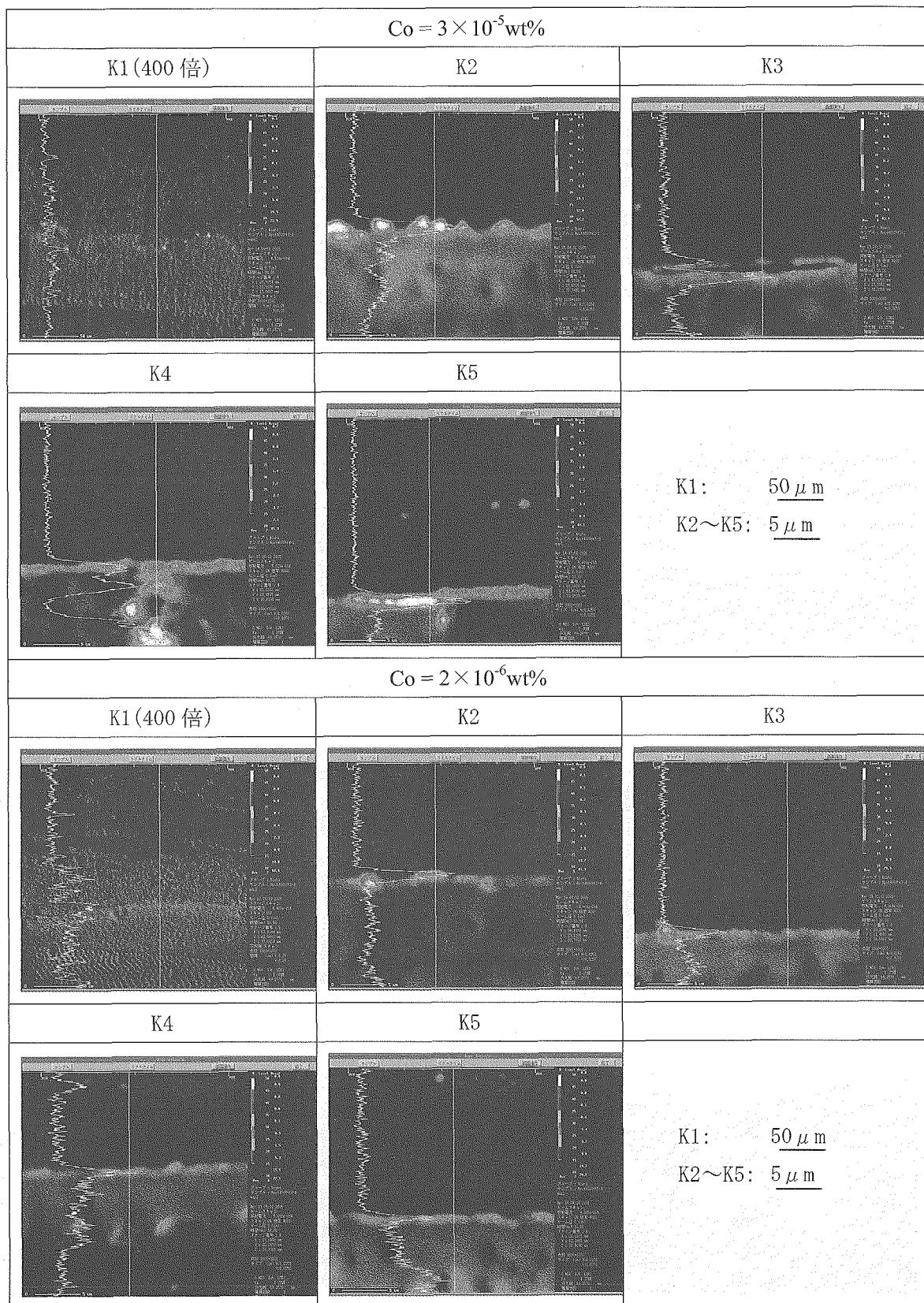


Fig. 36 EPMA results of ODS-Al steels exposed in LBE at 650°C for 4,000h (Element: O)

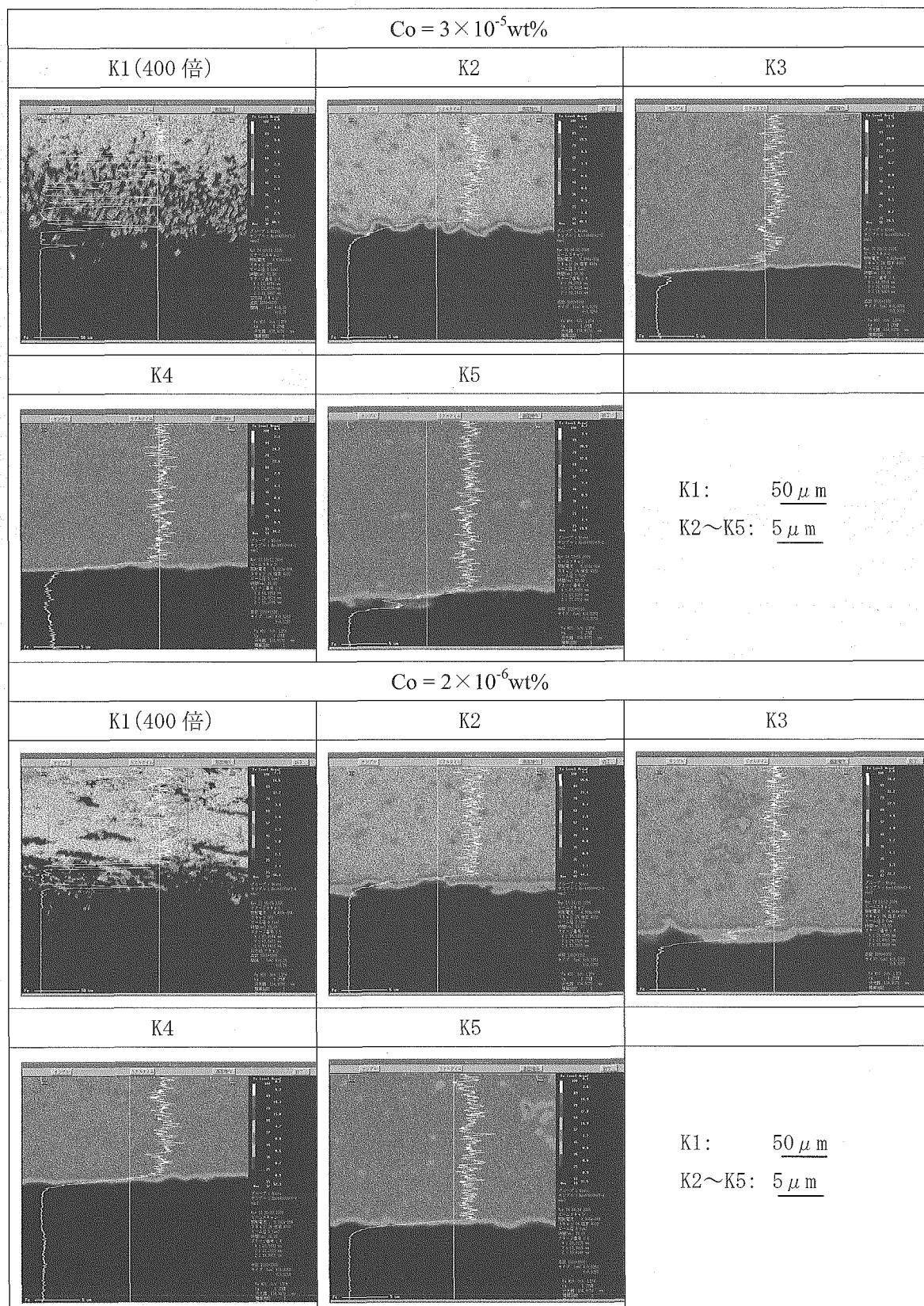


Fig. 37 EPMA results of ODS-Al steels exposed in LBE at 650°C for 4,000h (Element: Fe)

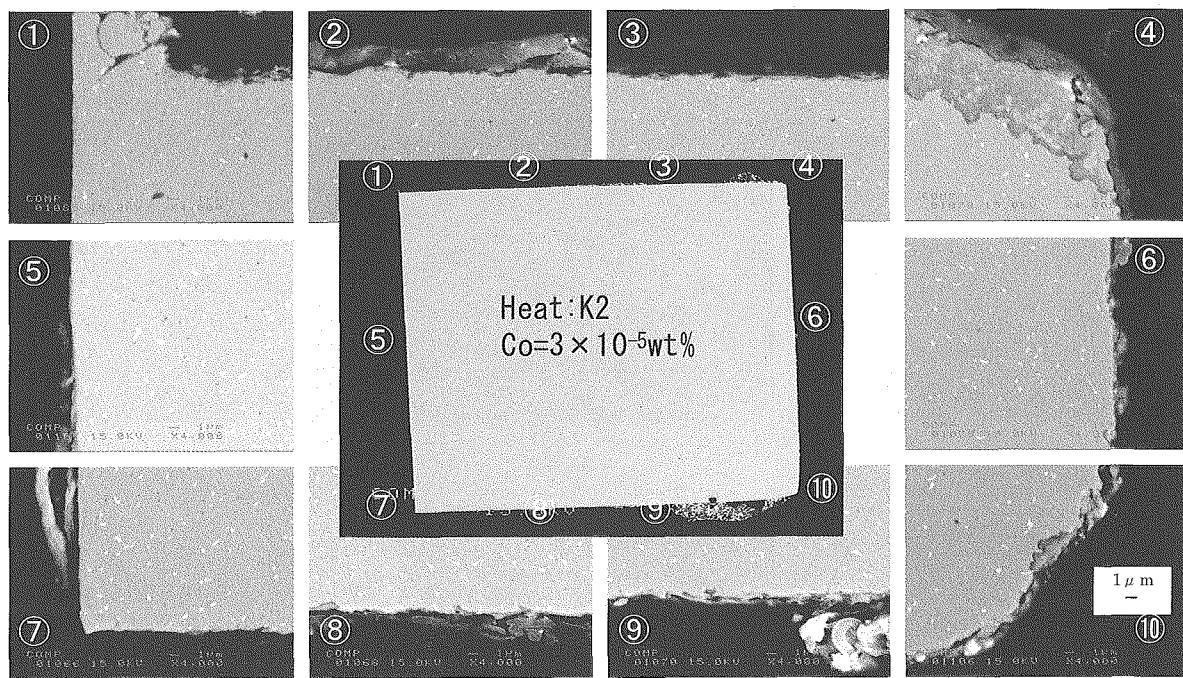


Fig. 38 Observation results of ODS-Al (K2 heat) exposed in LBE containing 3×10^{-5} wt% of oxygen at 650°C for 4,000h (Part 2)

国際単位系 (SI)

表1. SI 基本単位

基本量	SI 基本単位	
	名称	記号
長 質 時 間	メートル	m
量 キログラム	キログラム	kg
電 流 アンペア	アンペア	A
熱力学温度 ケルビン	ケルビン	K
物 質 量 モル	モル	mol
光 度 カンデラ	カンデラ	cd

表2. 基本単位を用いて表されるSI組立単位の例

組立量	SI 基本単位	
	名称	記号
面 積	平方メートル	m ²
体 積	立方メートル	m ³
速 度	メートル毎秒	m/s
加 速	メートル毎秒毎秒	m/s ²
波 数	メートル	m ⁻¹
密度 (質量密度)	キログラム毎立方メートル	kg/m ³
質量体積 (体積)	立メートル毎キログラム	m ³ /kg
電 流 密 度	アンペア毎平方メートル	A/m ²
磁 界 の 強 度	アンペア毎メートル	A/m
(物質量) 濃 度	モル毎立方メートル	mol/m ³
輝 度	カンデラ毎平方メートル	cd/m ²
屈 折 率 (数の)	1	1

表5. SI 接頭語

乗数	接頭語	記号	乗数	接頭語	記号
10 ²¹	ヨタ	Y	10 ¹	デシ	d
10 ²⁰	ゼタ	Z	10 ²	センチ	c
10 ¹⁸	エクサ	E	10 ³	ミリ	m
10 ¹⁵	ペタ	P	10 ⁶	マイクロ	μ
10 ¹²	テラ	T	10 ⁹	ナノ	n
10 ⁹	ギガ	G	10 ¹²	ピコ	p
10 ⁶	メガ	M	10 ¹⁵	フェムト	f
10 ³	キロ	k	10 ⁻¹⁸	アトト	a
10 ²	ヘクト	h	10 ⁻²¹	ゼット	z
10 ¹	デカ	da	10 ⁻²⁴	ヨクト	y

表3. 固有の名称とその独自の記号で表されるSI組立単位

組立量	SI 組立単位		
	名称	記号	他のSI単位による表し方
平 面 角	ラジアン ^(a)	rad	m · m ¹⁻¹ ^(b)
立 体 角	ステラジアン ^(a)	sr ^(c)	m ² · m ²⁻¹ ^(b)
周 波 数	ヘルツ	Hz	s ⁻¹
力	ニュートン	N	N · kg · s ²
圧 力 , 応 力	パスカル	Pa	N/m ²
エネルギー , 仕事 , 熱量	ジュール	J	N · m
工 率 , 放 射 率	ワット	W	J/s
電 備 , 電 気 量	キロワット	kW	m ² · kg · s ³
電位差(電圧) , 起電力	ボルト	V	s · A
静電容量	ファラード	F	W/A
電気抵抗	オーム	Ω	m ² · kg · s ¹ · A ⁻²
コンダクタンス	シemens	S	V/A
磁束密度	テスラ	T	N/m ²
インダクタンス	ヘンリ	H	m ² · kg · s ³ · A ⁻²
セルシウス温度	セルシウス度	°C	Wb/m ²
光 照 度	ルーメン	lm	Wb/A
(放射性核種) 放射能吸収線量 , 質量エネルギー一分率 , カーマ	ベクレル	Bq	kg · s ⁻² · A ¹
線量当量 , 周辺線量当量 , 方向性線量当量 , 個人線量当量 , 組織線量当量	グレイ	Gy	m ² · s ⁻²

(a)ラジアン及びステラジアンの使用は、同じ次元であっても異なる性質をもった量を区別するときの組立単位の表し方として利点がある。組立単位を形作るときのいくつかの用例は表4に示されている。

(b)実際には、使用する時には記号rad及びsrが用いられるが、習慣として組立単位としての記号“1”は明示されない。

(c)測光学では、ステラジアンの名称と記号srを単位の表し方の中にそのまま維持している。

(d)この単位は、例としてミリセルシウス度m°CのようにSI接頭語を伴って用いても良い。

表4. 単位の中に固有の名称とその独自の記号を含むSI組立単位の例

組立量	SI 組立単位		
	名称	記号	SI 基本単位による表し方
粘度	パスカル秒	Pa · s	m ⁻¹ · kg · s ⁻¹
力のモーメント	ニュートンメートル	N · m	m ² · kg · s ⁻²
表面張力	ニュートン毎メートル	N/m	kg · s ⁻²
角速度	ラジアン毎秒	rad/s	m ¹⁻¹ · s ⁻¹ · s ⁻¹
角加速度	ラジアン毎平方秒	rad/s ²	m ¹⁻¹ · s ⁻² · s ⁻²
熱流密度 , 放射照度	ワット毎平方メートル	W/m ²	kg · s ⁻³
熱容量 , エントロピー	ジュール毎ケルビン	J/K	m ² · kg · s ⁻² · K ⁻¹
質量熱容量(比熱容量)	ジュール毎キログラム	J/(kg · K)	m ² · s ⁻² · K ⁻¹
質量エネルギー(比エネルギー)	ジュール毎キログラム	J/kg	m ² · s ⁻² · K ⁻¹
熱伝導率	ワット毎メートル毎ケルビン	W/(m · K)	m · kg · s ⁻³ · K ⁻¹
体積エネルギー	ジュール毎立方メートル	J/m ³	m ⁻¹ · kg · s ⁻²
電界の強さ	ボルト毎メートル	V/m	m · kg · s ⁻³ · A ⁻¹
体積電荷	クーロン毎立方メートル	C/m ³	m ⁻³ · s · A
電気変位	クーロン毎平方メートル	C/m ²	m ⁻² · s · A
誘電率	ファラド毎メートル	F/m	m ⁻³ · kg ⁻¹ · s ⁴ · A ²
透磁率	ヘンリー毎メートル	H/m	m · kg · s ⁻² · A ⁻²
モルエネルギー	ジュール毎モル	J/mol	m ² · kg · s ⁻² · mol ⁻¹
モルエントロピー	ジュール毎モル毎ケルビン	J/(mol · K)	m ² · kg · s ⁻² · K ⁻¹ · mol ⁻¹
照射線量(X線及びβ線)	クーロン毎キログラム	C/kg	kg ⁻¹ · s · A
吸収線量	グレイ	Gy/s	m ² · s ⁻³
放射強度	ワット毎ステラジアン	W/sr	m ⁴ · m ⁻² · kg · s ⁻³ · m ⁻² · kg · s ⁻³
放射輝度	ワット毎平方メートル毎ステラジアン	W/(m ² · sr)	m ² · m ⁻² · kg · s ⁻³ · kg · s ⁻³

表6. 国際単位系と併用されるが国際単位系に属さない単位

名称	記号	SI 単位による値
分	min	1 min=60s
時	h	1h = 60 min = 3600 s
日	d	1 d = 24 h = 86400 s
度	°	1° = (π/180) rad
分	'	1' = (1/60)° = (π/10800) rad
秒	"	1" = (1/60)' = (π/648000) rad
リットル	L	1L=1 dm ³ =10 ⁻³ m ³
トン	t	1t=10 ³ kg
ネーバ	Np	1Np=1
ベル	B	1B=(1/2)ln10(Np)

表7. 国際単位系と併用されこれに属さない単位でSI単位で表される数値が実験的に得られるもの

名称	記号	SI 単位であらわされる数値
電子ボルト	eV	1eV=1.60217733(49) × 10 ⁻¹⁹ J
統一原子質量単位	u	1u=1.6605402(10) × 10 ⁻²⁷ kg
天文単位	ua	1ua=1.49597870691(30) × 10 ¹¹ m

表8. 国際単位系に属さないが国際単位系と併用されるその他の単位

名称	記号	SI 単位であらわされる数値
海里	里	1海里=1852m
ノット	ト	1ノット=1海里毎時=(1852/3600)m/s
アーチル	a	1a=1 dm ² =10 ⁻² m ²
ヘクタール	ha	1ha=1 hm ² =10 ⁴ m ²
バル	bar	1bar=0.1MPa=100kPa=1000hPa=10 ⁵ Pa
オングストローム	Å	1 Å=0.1nm=10 ⁻¹⁰ m
バーン	b	1 b=100f ² m ⁻² =10 ⁻²⁸ m ²

表9. 固有の名称を含むCGS組立単位

名称	記号	SI 単位であらわされる数値
エルグ	erg	1 erg=10 ⁻⁷ J
ダイナ	dyn	1 dyn=10 ⁻⁵ N
ボアズ	P	1 P=1 dyn · s/cm ² =0.1Pa · s
ストークス	St	1 St =1cm ² /s=10 ⁻⁴ m ² /s
ガウス	G	1 G=10 ⁻⁴ T
エルステッド	Oe	1 Oe =(1000/4π)A/m
マクスウェル	Mx	1 Mx =10 ⁸ Wb
スチール	sb	1 sb =1cd/cm ² =10 ⁴ cd/m ²
ホット	ph	1 ph=10 ⁴ lx
ガル	Gal	1 Gal =1cm/s ² =10 ⁻⁵ m/s ²

表10. 国際単位に属さないその他の単位の例

名称	記号	SI 単位であらわされる数値
キュリ	Ci	1 Ci=3.7×10 ¹⁰ Bq
レントゲン	R	1 R = 2.58×10 ⁻² C/kg
ラド	rad	1 rad=1cGy=10 ⁻² Gy
レム	rem	1 rem=1 cSv=10 ⁻² Sv
X線単位	IX unit	1 IX unit=1.002×10 ⁻¹ nm
ガンマ	γ	1 γ=1 nT=10 ⁻⁹ T
ジヤンスキー	Jy	1 Jy=10 ⁻²⁹ W · m ⁻² Hz ⁻¹
フェルミ	fm	1 fermi=1 fm=10 ⁻¹⁵ m
メートル系カラット		1 metric carat = 200 mg = 2×10 ⁻⁷ kg
トル	Torr	1 Torr = (101 325/760) Pa
標準大気圧	atm	1 atm = 101 325 Pa
カラリ	cal	1 cal = 1J
ミクロ	μ	1 μ=1μm=10 ⁻⁶ m