

本資料は 年 月 日付で登録区分、
変更する。

01.11.30 [技術情報室]

共同研究報告書

ナトリウム中の腐食及び質量移行試験に
による高速炉の炉心用新合金の開発研究

1987年3月

金属材料技術研究所 筑波支所
動力炉・核燃料開発事業団 大洗工学センター

この資料は、動燃事業団の開発業務を進めるため、限られた関係者だけに配布するもの
複製、

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大字村松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

Inquiries 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)

配 布 限 定
PNC SY2502 87-001
1987年3月



共同研究報告書

ナトリウム中の腐食及び質量移行試験による高速炉の炉心用新合金の開発研究

金属材料技術研究所

鈴木 正^{*}, 武藤 功^{*}

動力炉・核燃料開発事業団

二瓶 煦^{**}, 加納茂機^{**}

要 旨

1986年10月から1987年3月までの金属材料技術研究所(NRIM)と動力炉・核燃料開発事業団(PNC)との共同研究の3回目の契約のもとに, PNC製高クロムフェライト系鋼4種類のNa中の共存性を調べた。フェライト系鋼は焼ならし及び焼もどしを行ったFe-11Cr-2(Mo,W)基合金で, 少量のV, Nb及びNを含むものである。Na浸せきは700°C, 1-2ppm酸素, 及びNa速度4.0m/sで約3000hまで行った。下流位置零における重量減少は冷間加工を加えた比較用316型ステンレス鋼, 316(CW), の重量減少の約 $\frac{3}{4}$, また焼ならし及び焼もどしを行ったFe-13Cr-1Moフェライト鋼, 13Cr, あるいはこれに冷間加工を加えたもの, 13Cr(CW), の重量減少よりわずかに大きかった。PNC鋼は表面に細かい腐食ノードを生成し, この数はタンクステン濃度の増加とともに増加した。316(CW)鋼はPNC鋼よりも腐食ノードの数が多かった。表面の分析から, フェライト系鋼は316(CW)鋼のニッケル溶出とは反対にニッケルを吸着し, またクロムを選択的に溶出した。また, ケイ素及びマンガンは減少傾向を示した。PNC鋼の表面ではタンクステンが増加し, バナジウムが減少した。PNC鋼の炭素の平均含有量が半分以下まで減少し, これは13Cr及び13Cr(CW)鋼の場合よ

* 筑波支所 原子炉材料研究部 第1研究室

** 大洗工学センター 機器構造開発部 材料開発室

りも著しかった。また、PNC鋼中の窒素の大部分がナトリウム中に失われた。温度を変えた実験を続けることが必要と考えられる。



Core Materials Development for Fast Breeder Reactors from a Viewpoint of Corrosion and Mass Transfer in Liquid Sodium

Abstract

Under the third contract of joint research between National Research Institute for Metals (NRIM) and Power Reactor and Nuclear Fuel Development Corporation (PNC) from October 1986 to March 1987, sodium compatibility of four kinds of PNC High-chromium ferritic steels was examined. The ferritic steels were normalized and tempered Fe-11Cr-2(Mo,W) base alloys with small amounts of V, Nb and N. The sodium exposure was conducted at 700°C, 1-2 ppm oxygen, and 4.0 m/s in sodium velocity for up to about 3000 h. The weight loss at zero downstream position was about three-quarters of that of the reference Type 316 stainless steel which was cold-worked, 316(CW), and slightly higher than that of the reference Fe-13Cr-1Mo ferritic steels which were either normalized and tempered, 13Cr, or further cold-worked, 13Cr(CW). The PNC steels formed fine corrosion nodes on their surface, whose number increased with increasing tungsten content. The 316(CW) steel formed a larger numbers of corrosion nodes than the PNC steels. The surface analysis showed that the ferritic steels adsorbed nickel, contrary to the 316(CW) steel, and dissolved chromium. Also, silicon and manganese showed decreasing trends. At the surface of PNC steels, tungsten increased, while vanadium decreased. For the PNC steels, average content of carbon decreased up to less than halves, which was more remarkable than for the 13Cr(CW) steels. Also, most of nitrogen in the PNC steels was lost into sodium. Further experiments as a function of temperature would be necessary.

* Tsukuba Branch
National Research Institute for Metals

** O'arai Engineering Center
Power Reactor and Nuclear Development Corporation

目 次

1. 緒 言	1
2. 高クロムフェライト鋼のナトリウム中の腐食研究	2
3. 実験方法	4
3.1 実験試料	4
3.2 材料試験用ナトリウムループ系	4
3.3 試験片の評価	5
4. 実験結果	6
4.1 重量減少	6
4.2 表面観察	6
4.3 表面の金属元素の分析	6
4.4 炭素, 硫素及び酸素の平均濃度	7
5. 考 察	8
謝 辞	10
参考文献	11
表 1-5	13
図 1-6	17

1. 緒 言

動燃事業団では、昭和50年代前半から316型ステンレス鋼に代わる高速炉炉心用新合金の開発研究を開始し、外部の専門家で構成された「FBR材料専門委員会」の中に「照射ワーキンググループ」と「新合金開発ワーキンググループ」を設けて検討作業を継続している。

金材技研はこの委員会活動に参加し、さらに昭和55年8月から昭和58年3月までの共同研究「ナトリウム中の腐食及び質量移行試験による高速増殖炉の燃料被覆管用新合金の開発研究」及び昭和58年8月から昭和61年3月までの共同研究「ナトリウム中の腐食及び質量移行試験による高速増殖炉の炉心用新合金の開発研究」を動燃事業団と契約した。これらの共同研究では、まず炉心に近いナトリウム環境をつくることができる「材料試験用ナトリウムループ」を試作した。¹⁾ つぎに、このループ系を用いて動燃事業団が設計、提案し、委員会の審議を経て試作したオーステナイト鋼10種類をナトリウム中へ約4000hまで浸せきし、浸せきした試験片を解析して共存性を調べた。^{2,3)}

本報告は、昭和61年10月に契約した共同研究「ナトリウム中の腐食及び質量移行試験による高速炉の炉心用新合金の開発研究」の成果である。昭和60年度に上記のオーステナイト鋼と同様に動燃事業団が試作したフェライト系鋼4種類について同様なナトリウム環境中へ約3000hまで浸せきし、浸せきした試験片の変化を調べ、考察を加えた。

2. 高クロムフェライト鋼のナトリウム中の腐食研究

高Crフェライト鋼は高速中性子の照射によるスエリングがないため高速炉炉心材料として興味あるものである。また、ナトリウム中の炭素移行を少なくするために高速炉の蒸気発生器及び蒸気過熱器の材料としてばかりでなく、オーステナイト鋼に比較して安価なために主構造材料としても考えられている。

高Crフェライト鋼のナトリウム共存性に関して多数の報告があるが、フェライト鋼の組成及びナトリウムの環境を考えてこの問題を詳細に取扱ったものは少ない。

西欧では、Sannier⁴⁾らが流動ナトリウム中のFe-9Cr-1Mo-V-Nb鋼を含むフェライト系鋼の挙動に関する結果を報告した。彼らはZ₂CN 18-10ステンレス鋼(304L型ステンレス鋼類似)製のナトリウムループ系中のナトリウム(650°C, 5-10 ppm酸素, 5-15 ppm遊離炭素, 5-10 ppm炭酸塩イオン, 2 m/s流速)に浸せきしたFe-9Cr-1Mo基鋼が満足な挙動を示したと報告した。

Thorley及びTyzack⁵⁾はオーステナイト鋼、フェライト系鋼及びNi合金に関して長時間のナトリウム中の腐食及び質量移行を報告した。彼らは321ステンレス鋼製のループ系中のナトリウム(600°C, 25 ppm酸素, ~9 m/s流速)に浸せきしたFe-9Cr-1Mo-Ni系フェライト鋼の平均腐食速度を示した。

Casteels⁶⁾らは316ステンレス鋼製ループ系中のナトリウム(700°C, 3-5 ppm酸素, 5.5 m/s流速)に浸せきした、鋳造あるいは焼結したFe-13Cr-1Mo-Ti-Oフェライト系鋼の腐食を調べ、腐食はNi, 硫素及び炭素の拡散、及びオーステナイト部、炭化物、窒化物及び炭窒化物の生成と密接な関係があると報告した。

Huet⁷⁾らはナトリウム(700°C, ~10 ppm酸素, 5 m/s流速)に粉末冶金法で調製したFe-13Cr-1.5Mo-3.5Ti-2TiO₂(あるいは-Y₂O₃)を浸せきしてその共存性を調べ、オーステナイト鋼の場合とは逆の重量増加及びNi吸着を、またCr溶出及びTi含有量の減少を報告した。また、Huet⁸⁾らは燃料被覆材料として酸化物分散強化型フェライト系鋼, Fe-13Cr-1.5Mo-2.9Ti-0.6O(Tiと結合)及びFe-13Cr-1.5Mo-2.2Ti-0.3O(Tiと結合)-0.5Y₂O₃の開発を報告した。彼らはその製造法及びその良好な機械的性質を示し、ナトリウム中の腐食試験について問題ないと述べた。

米国では、高速炉炉心材料に関する国家的開発計画を発表している。⁹⁾ この計画には近い将来のための第2世代ダクト鋼としてHT-9(Fe-12Cr-Ni-Mo-V-W)及び第3世代の

燃料被覆鋼として D 5 7 (Fe - 1 0.5 Cr - Ni - Mo - V - Nb) が含まれている。彼らはこれら のフェライト系鋼がオーステナイト鋼に比べてスエリング及びナトリウム中の共存性に関する 耐性が優れないと述べた。

Chopra¹⁰⁾ らは数種類の高純度及び商用 Fe - 9 Cr - (1 - 2.5) Mo 基フェライト系鋼をナト リウム環境に浸せきして炭素及び窒素の質量移行を研究した。彼らはこれらのフェライト系鋼 を高速炉のナトリウム 2 次系の候補材料と考え、304ステンレス鋼あるいは Ni 製のナトリウ ムループ系中に入れたナトリウム (500 - 700 °C , 種々の炭素活量 , 1.0 ℓ/min 流速) に浸 せきした。

Saltelli¹¹⁾ らはナトリウム環境に浸せきした Fe - 9 Cr - Mo 系鋼の浸炭 - 脱炭速度を熱力 学的データを用いて評価し、さらに Fe - 5 Cr - Mo 及び Fe - 9 Cr - Mo 鋼についてナトリウム (700 °C , ~ 0.05 ppm 炭素濃度) 中の長期間の挙動を確かめるための実験データを示した。 また、結果の解析から、フェライト系鋼の脱炭は主に炭化物 / α 相の界面における化学反応に 依存し、炭素活量 0.04 以下では脱炭速度は主に炭化物, (Fe, Mo)₆C, の分解によって決 まることを示した。

日本では、松本ら¹²⁾ が 304 型ステンレス鋼製ナトリウムループ系の主ヒータの下流位置に Fe - 9 Cr - 1 Mo フェライト系鋼を浸せきしてその変化を調べた。武藤ら¹³⁾ は SUS 316 製 ループ系のナトリウム (600 °C , 1 - 2 ppm 酸素 , 4.0 及び 0.02 m/s) 中に Fe - (5.9 及び 13) Cr - 1 Mo - 0.1 C フェライト系鋼を浸せきして腐食減量 (流速 4.0 m/s の場合は下流位 置零における値) , 試験片表面の金属元素の分析、及び炭素、窒素及び酸素の平均濃度分析の 結果からナトリウム中の共存性とその下流効果を評価している。また、鈴木ら¹⁴⁾ は同様のナト リウム (前報¹³⁾ の条件及び 650 °C) に Fe - (5, 7, 9, 11, 13 及び 15) Cr - 1 Mo - 0.1 C フェライト系鋼を浸せきし、前報¹³⁾ と同様な評価を行い、さらに炭素移行の結果をもとにして 各鋼のナトリウム中の共存性を評価した。

3. 実験方法

3.1 実験試料

動燃事業団が試作した高Crフェライト系鋼4種類を用いた。これらの鋼はクリープ強度をオーステナイト鋼なみに高くすることを目標に、W添加量を変えてその影響を確かめようとするものである。比較用に金材技研で溶製した高Crフェライト系鋼及び神戸製鋼^株から提供を受けた炉心用の316ステンレス相当鋼を用いた。これらの鋼の化学組成をTable 1に示す。

PNC鋼は厚さ～3mmの板状で提供されたのでNRIIMにおいて冷間圧延して厚さ～0.6mmの薄板にし、高真空炉を用いて熱処理した（Table 2）。比較用の13Cr鋼は金材技研で溶製して厚さ0.6mmの薄板にし、高真空炉を用いて熱処理した（Table 2の13Cr）。また、その一部はさらに～9%冷間圧延した（Table 2の13Cr(CW)）。316ステンレス相当鋼は溶体化処理の後、～25%冷間圧延状態の厚さ～0.6mmの薄板で提供を受けた。Na中に浸せきするためにこれらの薄板は幅～10mm、長さ～10-20mmに切り出した。

3.2 材料試験用ナトリウムループ系

用いたSUS 316製Naループ系の概略をFig.1に示す。このループ系の詳細¹⁾及びこれを用いて行った実験の結果^{2,3,13-20)}は既報のとおりである。この系の特徴は主ヒータ内壁の腐食の影響をできるだけ避けるため直接通電加熱ヒータ（Fig.1のA-B-C）を用いたこと、主ヒータ出口から試験片挿入部出口に至る最高等温部（C-D-E-I-J）を設けたこと、Na-Na二重管熱交換器により系の高温部と低温部との温度差が十分にとれるようにしたことなどである。このループ系の運転条件は既報^{2,3,15,16,18)}と同様である（Table 3）。

このループについて、溶体化及び冷間加工したSUS 316、冷間加工したFe-15Ni-15Cr-2Mo基オーステナイト鋼、これに厚さ1-2μmのMoを被覆したもの、及び本実験で用いた炉心用316ステンレス相当鋼を試験片とし、温度を700及び600°C、ナトリウム流速を4.0m/s、ナトリウム中の酸素濃度を1-2ppm、また浸せき時間を426-2990hにして重量減少、R、と各試験片の下流位置パラメータ、L/D、との関係を調べて実験式、 $\log R = \log R_0 - 0.0018(L/D)$ を得た。ここで、R₀は下流位置零（L/D=0）におけるR値である。¹⁷⁾高Crフェライト鋼ではループの構造材料、SUS 316、と組成がか

なり違うためこの実験式に良好には一致しなかったが、¹³⁾この実験式が成り立つと仮定してRo値を求めた。

3.3 試験片の評価

Na浸せき前後の試験片は重量測定、走査型電子顕微鏡(SEM)を用いる表面観察、観察した表面のエネルギー分散X線分光装置(EDX)を用いてSiK, NbL, MoL, VK, CrK, MnK, FeK, NiK及びMoL線の強さから求めた各金属元素の濃度、Leco社製IR-12型炭素分析装置を用いて分析した平均炭素濃度、及び同社製TC-30型窒素-酸素同時分析装置を用いて分析した窒素及び酸素の平均濃度から評価した。

4. 実験結果

4.1 重量減少

本研究の合金試験片はその他の類似組成のフェライト系鋼試験片とともに試験片ホルダーに全長が400mmになるように入れて($L/D \sim 63 - 224$)、Na中に浸せきした。試験片は累計3119.5hになるまでに途中で3回取り出して洗浄、秤量及び再浸せきを繰り返した。各浸せき時間における重量減少、 R_o 、と L/D 値との関係をFig. 2に示す。なお、この実験の3回目の浸せき時に試験片ホルダーのしめつけが不均一であったため、60FS-Vの試験片がホルダーに融着して秤量が不可能になった。このため、4回目の浸せきでは60FS-Vの新しい試験片を用いた。

Fig. 2から各試験片の下流位置零における重量減少、 R_o 、を求め、浸せき時間との関係をFig. 3に示す。316(CW)では $600^{\text{13,14)}$ 及び $650^{\text{14})}$ における曲線も示した。PNCのフェライト鋼の重量減少は13Cr鋼に比べてやや大きく、316(CW)鋼の約34程度である。13Cr鋼について冷間加工は腐食をやや増加させている。また、4回目の浸せきのみで腐食させたPNCの60FS-V鋼はこの鋼の短時間側の曲線に一致した。

4.2 表面観察

表面のSEM写真をFig. 4に示す。PNCのフェライト鋼はNa浸せき前にマルテンサイトと δ -フェライト相の二相混合組織になっている。浸せき後は60FS-V、W、X及びY鋼の斑点状の小さい腐食ノードが認められ、この順にその数が増えている。13Cr及び13Cr(CW)鋼では腐食ノードが認められず、また316(CW)では多数の腐食ノードが認められる。

4.3 表面の金属元素の分析

EDXを用いてSEMにより観察した表面約0.06mm²を加速電圧20KVで面分析し、Si、Nb、Mo、V、Cr、Mn、Fe及びMoの濃度の和を100%として各元素の濃度を求めた。各鋼についてFeを除く主な構成元素、Ni、Cr、Mo及びW、のNa浸せき前後における濃度をFig. 5に示す。

PNC鋼は~0.3%のNiを含むが、浸せき前にEDXではNiが認められない。しかし、浸せき後は13Cr鋼と同様に1%よりやや少ないNiが認められる。一方、Ni含有量が多い

316 (CW) の脱 Ni が著しい。

Na 浸せき後の Cr 濃度は浸せき前の濃度に関係なく 7 - 8 % になった。なお, 60FS-V 鋼では試験片の融着のため短時間浸せき後の値を得たが, 短時間で Ni の吸着及び Cr の溶出が顕著に進むことがわかる。

Mo 濃度の変化はフェライト系鋼ではほとんど認められないが, 316 (CW) では浸せきにより大きくなっている。また, PNC の鋼では W 濃度が浸せきにより大きくなっている。

表 4 に PNC 鋼の表面の Si, Nb, V 及び Mn の Na 浸せきによる変化を示す。Nb を除いていずれの元素も選択的に溶出することが明らかである。

4.4 炭素, 窒素及び酸素の平均濃度の変化

各鋼について求めた Na 浸せき前後の炭素, 窒素及び酸素の平均濃度を Fig. 6 に示す。

PNC 鋼の炭素濃度は浸せき時間の増加とともに減少して約 3000 h 後に半分以下になること, 13Cr 鋼の炭素濃度は 2/3 - 3/4 になること, また 316 (CW) ではほとんど変わらないことがわかる。窒素濃度は浸せきの初期から減少が著しく (60FS-V で認められる), 約 3000 h 後にはその大部分が Na 中へ溶出した。

5. 考 察

ナトリウムループ内のいずれの部分もナトリウム、ループ材料及び浸せきした試験片と平衡に近づいてくるため、浸せきした試験片の腐食及び上流部で溶出した腐食生成物の試験片への吸着が起こる。^{6, 14)} したがって、試験片の重量変化は腐食量と吸着量との和になる。本実験におけるフェライト系鋼のNiの吸着(Fig. 5)、Crの選択的溶出(Fig. 5)、及び重量減少(Fig. 3)はこれを裏づけている。

PNCフェライト鋼の重量減少は316(CW)鋼のそれよりも小さく、また13Cr及び13Cr(CW)鋼よりもわずかに大きかった。316(CW)鋼に比べて小さい理由は選択的に溶出しやすいNi含有量が少ないためと思われる。

V、Nb及び窒素をほとんど含まない高純度のFe-(5-15)Cr-1Mo-0.1Cフェライト系鋼(13Cr鋼を含む)について、温度を600及び650°Cにしてその他の条件を本実験と同様にしたナトリウム浸せきの実験結果から、腐食減量はCr含有量の増加とともに大きくなつた。¹⁴⁾ 700°Cの場合にも同様になると予想される。PNC鋼は~11%のCrを含む、一方13Cr鋼は~13%のCrを含むため、Cr濃度のみからは重量減少が13Cr鋼でより大きくなると考えられる。結果はこの逆であり、PNC鋼に含まれるV、Nb及び窒素に起因することも考えられる。ナトリウム浸せきによりVはSi及びMnと同様に選択的に溶出する傾向があり(Table 4)、また窒素は浸せきにより著しく減少した(Fig. 6)。

PNC鋼はMoとWの濃度の和が~2%に設計されている。ナトリウム浸せきによりMo濃度はほとんど変わらないが、W濃度は増加している。また、W濃度が最も少ない60FS-V鋼では腐食ノードの生成がほとんど見当らないが、その他の鋼はW濃度の増加とともに数が多くなった(Fig. 4)。

高純度のFe-9Cr-(0-6)Mo-0.1Cフェライト系鋼について、温度を650°Cにしてその他の条件を本実験と同様にしたナトリウム浸せきの実験結果から、Mo濃度~2%以上ではFig. 4と同様な腐食ノードが生成してMo濃度の増加とともにその数が増加し、腐食ノードにはFeとMoの含有量が多いことを明らかにした。¹⁹⁾ これらの結果から、WはMoよりもさらに溶出しにくく、PNC鋼の腐食ノードにはFe、W及びMoの含有量が多いと予想される。

PNC鋼は脱炭及び脱窒が激しく、とくに窒素はナトリウム浸せきの初期に著しく減少して約3000h後にはその大部分が溶出した(Fig. 6)。PNC鋼に含まれるV及びNbはCrよりもさらに炭化物及び窒化物をつくりやすい元素である。化学分析値(Table 1)から(V+Nb)

$(C+N)$ の原子比を求めて Table 5 に示す。4 種類の PNC 鋼はいずれも $(V+Nb)/(C+N)$ の原子比が ~ 0.4 に設計されている。かりに、V 及び Nb がそれぞれ VC 及び NbC 型の炭化物、また VN 及び NbN 型の窒化物をつくると仮定すれば、母相には炭素及び窒素が固溶しており、これらがナトリウム中に溶出したのではないかと考えられる。なお、Fe - 9Cr - 2Mo - 0.1C - V - Nb フェライト系鋼について $(V+Nb)/(C+N)$ の原子比を 1 以上にすると脱炭及び脱窒が抑制されることが明らかになっている。²⁰⁾

本実験で用いたナトリウム環境は原子炉の燃料被覆管のホットスポットを考え、温度はかなり高い温度、700°C に、酸素濃度は米国の実験炉の一次ナトリウム系の上限値 2 ppm²¹⁾ をもとに V 線平衡法により 1 - 2 ppm に、またナトリウム流速はオーステナイト鋼について経験的に求められた、腐食速度に流速依存性がない高流速²²⁾ 4.0 m/s にした。

以上の結果から、PNC の 60FS 系フェライト系鋼 4 種類について脱炭及び脱窒とナトリウムの温度との関係が今後の重要な検討課題になると考えられる。

謝　　辞

本共同研究の推進にご尽力いただいた関係各位に深く感謝いたします。とくに、動燃事業団
動力炉研究開発本部の吉見宏孝氏、八木隆雄氏及び窪田博行氏に、また「FBR材料専門委員
会新合金開発ワーキンググループ」の主査をつとめられた元金材技研の渡辺亮治博士、金材技
研の岡田雅年筑波支所長及び白石春樹原子炉材料研究部長に厚く感謝いたします。

参考文献

- 1) 鈴木 正, 平野敏幸, 武藤 功, 吉田平太郎, 小林大機, 石田泰一: 「材料試験用ナトリウムループの試作」, 金属材料技術研究所研究報告集 4, 324 (1983)。
- 2) 鈴木 正, 平野敏幸, 武藤 功, 白石春樹, 吉田平太郎, 小山真弘, 池永慶章, 石田泰一, 小林大機: 「ナトリウム中の腐食及び質量移行試験による高速増殖炉の燃料被覆管用新合金の開発研究」, PNC SJ 255 83-02, 昭和 58 年 3 月。
- 3) 鈴木 正, 武藤 功, 平野敏幸, 白石春樹, 八木隆雄: 「ナトリウム中の腐食及び質量移行試験による高速増殖炉の炉心用新合金の開発研究」, PNC SJ 2502 86-003, 昭和 61 年 3 月。
- 4) J. Sannier, O. Konovaltschikoff, D. Leclercq and R. Darras : "Chemical Aspects of Corrosion and Mass Transfer in Liquid Sodium", Ed. S. A. Jansson, Proc. Symp., October 1971 (Metallurgical Society of AIME) p. 278.
- 5) A. W. Thorley and C. Tyzack : "Liquid Alkali Metals", Proc. Int. Conf., April 1973 (British Nuclear Energy Society), p. 257.
- 6) F. Casteels, H. Tas, A. Cools and M. J. Fevery-de Meyer, ibid. ref. 5), p. 245.
- 7) J.-J. Huet and V. Leroy : Nucl. Technol. 24, 216 (1974).
- 8) J.-J. Huet, L. Coheur, A. De Bremaecker, L. De Wilde, J. Gedopt, W. Hendrix and W. Vandermeulen : Nucl. Technol. 70, 215 (1985).
- 9) B. A. Chin, R. J. Neuhold and J. L. Staalsund : Nucl. Technol. 57, 426 (1982).
- 10) O. K. Chopra, K. Natesan and T. F. Kassner : J. Nucl. Mater. 96, 269 (1981).
- 11) A. Saltelli, O. K. Chopra and K. Natesan : J. Nucl. Mater. 110, 1 (1982).

- 13) 武藤 功, 鈴木 正: 「高Crフェライト鋼のナトリウム中の共存性に及ぼすCr量の影響」, 日本金属学会誌 (1987) 印刷中。
- 14) T. Suzuki and I. Mutoh: "Compatibility of High-Purity Fe-(5 to 15) Cr-1Mo Ferritic Steels in a Sodium Environment", J. Nucl. Mater. 148 (1987) in the press.
- 15) T. Suzuki, I. Mutoh, M. Koyama, T. Ikenaga, Y. Ishida and T. Kobayashi: "Corrosion behaviour of alloys for fuel cladding in a sodium environment", Proc. 3rd Int. Conf. on Liquid Metal Engineering and Technology, April 1984, British Nuclear Energy Society, Vol. 1, p. 215.
- 16) T. Suzuki, I. Mutoh, T. Yagi and Y. Ikenaga: "Sodium Corrosion Behavior of Austenitic Alloys and Selective Dissolution of Chromium and Nickel", J. Nucl. Mater. 139, 97 (1986).
- 17) T. Suzuki and I. Mutoh: "The Downstream Effect in the Corrosion of Metallic Materials in a Type 316 Stainless Steel Sodium Loop System", J. Nucl. Mater. 140, 56 (1986).
- 18) T. Suzuki, I. Mutoh and M. Fukutomi: "Corrosion Resistance of Ion-Plated Molybdenum Thin-Coating on Austenitic Steel in a Flowing Sodium Environment", J. Nucl. Mater. 144 (1987) 29.
- 19) 武藤 功, 鈴木 正: 「高Crフェライト鋼の流動ナトリウム中の共存性に及ぼすMoの影響」, 日本金属学会昭和62年度春季大会講演概要 p. 354.
- 20) 鈴木 正, 武藤 功: 「Fe-9Cr-2Mo基フェライト系鋼の流動Na中の共存性に及ぼすVおよびNbの添加の影響」, 日本原子力学会昭和62年年会, 昭和62年4月2日発表, 講演番号 G 41.
- 21) J. T. Holmes, C. R. F. Smith and W. H. Olson: Proc. Int. Conf. on Liquid Metal Engineering and Technology in Energy Production, May 1976 (National Technical Information Service, US Dept. of Commerce), p. 12.
- 22) A. R. Keeton and C. Bagnall: Proc. 2nd Int. Conf. on Liquid Metal Technology, April 1980 (National Technical Information Service, US Dept. of Commerce), p. 7/18.

Table 1 Chemical compositions of test steels (wt %)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	V	Nb	W	N	O
PNC 60FS-V	0.10 (0.102)	0.18	0.50	0.019	0.004	0.33	11.18	1.61	-	0.21	0.059	0.01	0.0529 (0.040)	- (0.02)
PNC 60FS-W	0.096 (0.097)	0.17	0.48	0.016	0.004	0.33	11.07	0.95	-	0.20	0.059	0.90	0.0567 (0.043)	- (0.02)
PNC 60FS-X	0.11 (0.100)	0.18	0.48	0.014	0.004	0.33	11.07	0.48	-	0.21	0.066	1.41	0.0515 (0.041)	- (0.01)
PNC 60FS-Y	0.099 (0.098)	0.18	0.48	0.015	0.004	0.33	11.06	0.49	-	0.21	0.065	1.90	0.0510 (0.039)	- (0.03)
NRIM 13Cr	(0.111) (0.32)(0.47)(0.003)(0.003)	-				(12.77)(0.87)(0.031)	-	-	-	-	-	(0.002)	(0.00)	
KOBE 316	(0.047)	0.48	1.80	0.024	-	13.62	17.33	2.51	0.008 <0.029 <0.005	-	-	(0.009)	(0.00)	

() : Analyzed in NRIM for the specimens of ~0.6 mm in thickness before exposure to sodium. The other values are check-analyses by the makers.

KOBE 316 : Including B:0.0022 and Ti:0.01.

Table 2 Histories for test steel

Steel	Heat treatment	Cold working
PNC 60FS-V	1050°C × 1 h G.Q. + 800°C × 1 h G.Q.	-
60FS-W		
60FS-X		
60FS-Y		
NRIM 13Cr	100°C × 0.5 h G.Q. + 800°C × 0.5 h G.Q.	-
13Cr(CW)		~9% CW
KOBE 316(CW)	1070°C × 0.5 h (Solution treatment)	~25% CW

G.Q. : Argon gas quenching

Table 3 Operating condition of sodium loop system

Material	SUS 316
Maximum temperature (test temperature)	
Downstream position parameter, L/D, for the center of specimen	~63-224
Sodium flow rate at specimen surface	4.0 m/s
Minimum temperature (except cold-trap bypass)	~370°C
Electrical current in main heater	~1750 A
dT/dL in main heater	~16°C/m
Cold-trap temperature	126 ± 4°C
Oxygen concentration in sodium (vanadium equilibration method)	1-2 wppm

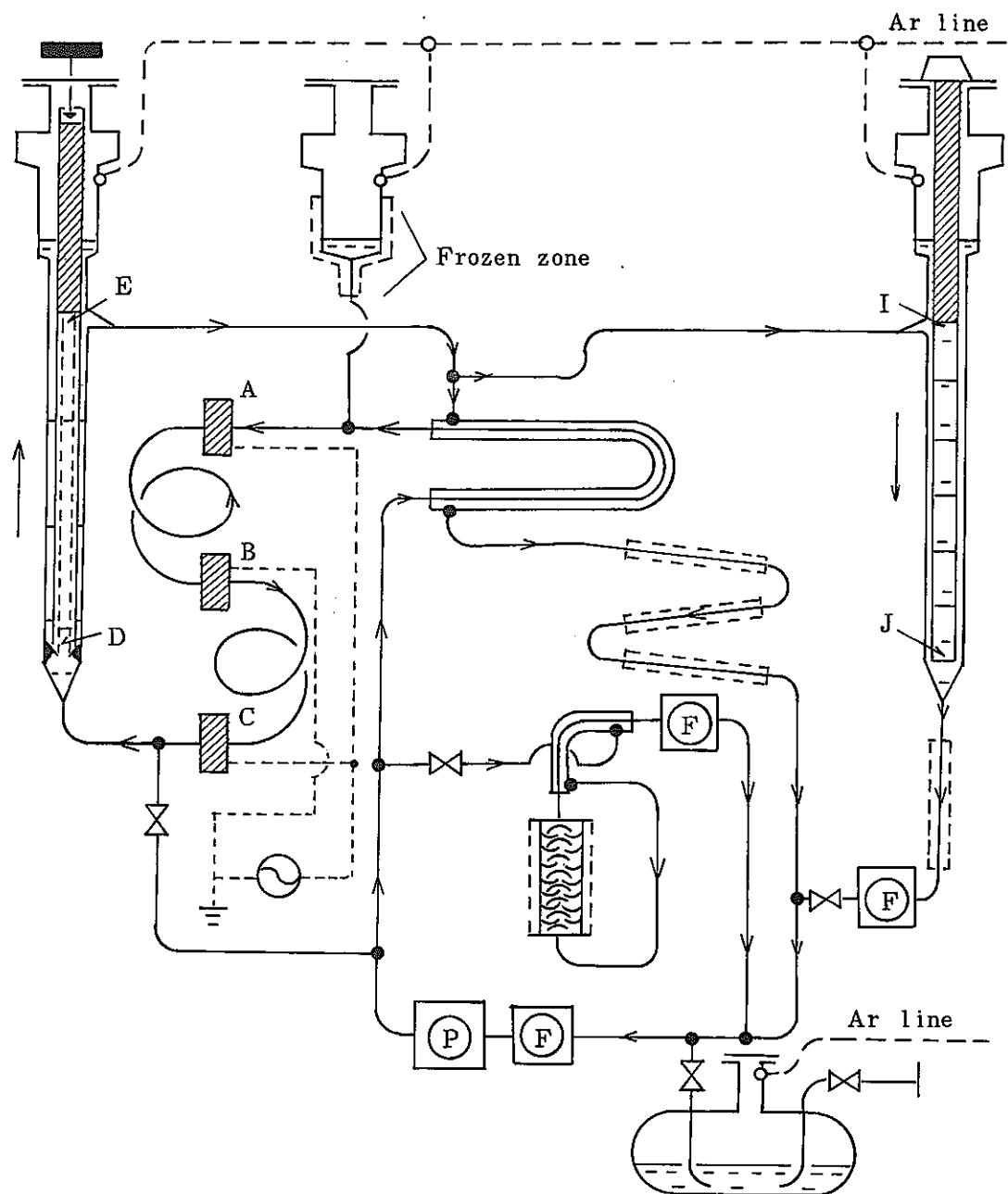
Table 4 Changes in surface contents of minor alloying elements, silicon, niobium, vanadium and manganese, for the four 60FS-series steels (obtained by the EDX method)

silicon	showed a decreasing trend
niobium	could not be observed
vanadium	decreased
manganese	showed a decreasing trend

| 16 |

Table 5 Original atomic ratio of $(V + Nb)/(C + N)$ in the four 60FS-series steels

60FS-V	0.4 ₁
60FS-W	0.4 ₀
60FS-X	0.4 ₂
60FS-Y	0.4 ₄



- ← : Sodium flow direction
 (P) : Electromagnetic pump
 (F) : Electromagnetic flowmeter
 A,B,C : Main heater electrodes
 D-E : Specimen test section in high velocity sodium
 I-J : Specimen test section in low velocity sodium
 - - - : Sodium-sodium heat exchanger
 - - - : Sodium-air heat exchanger

Fig.1. Schematic diagram of sodium loop system.

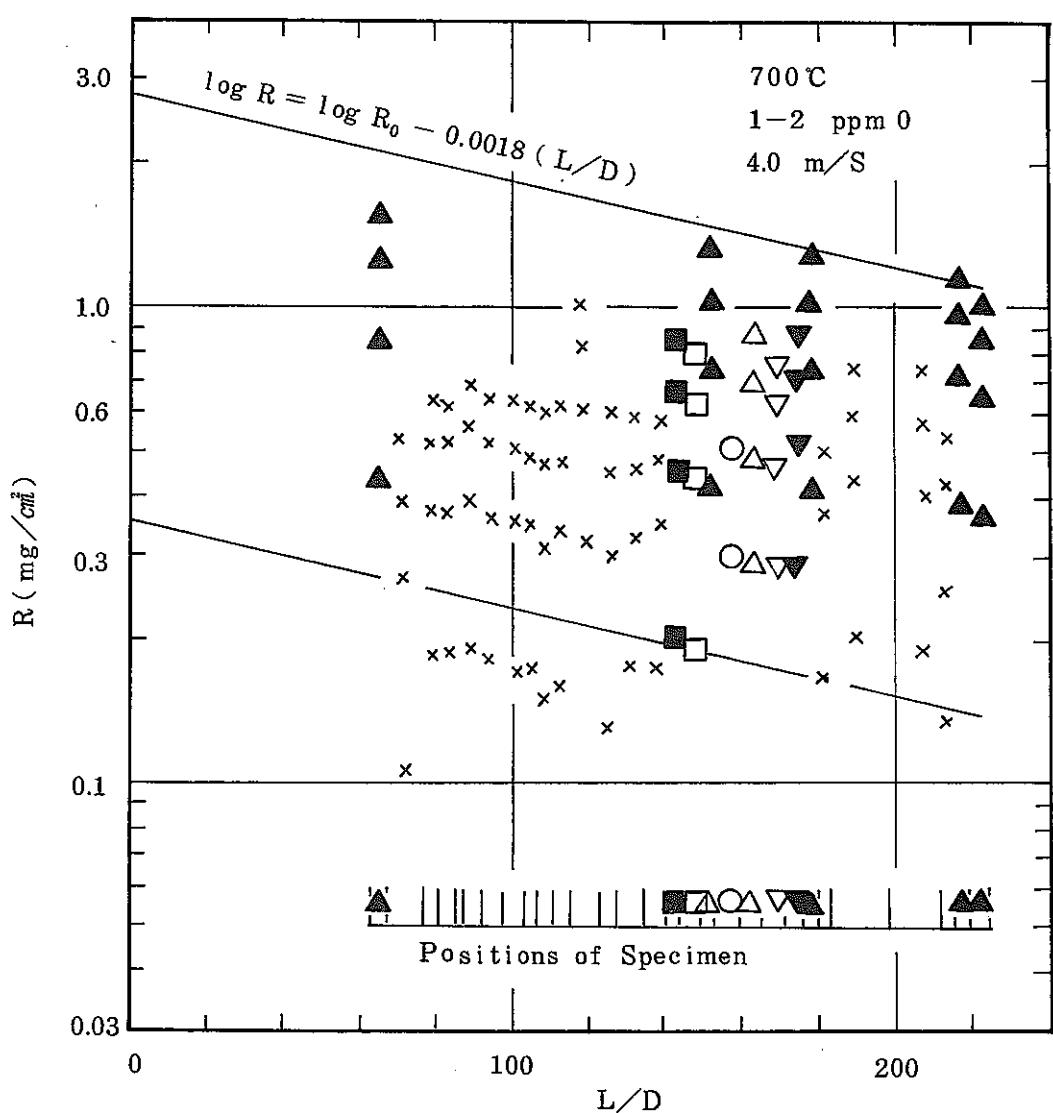


Fig.2. Relationships between logarithm of the Weight loss, R, and the downstream position parameter, L/D , of the center of specimen
 (○: the 60FS-V, △: the 60FS-W, ▽: the 60FS-X,
 ▼: the 60FS-Y, □: the 13Cr, ■: the 13Cr(9% CW),
 ▲: the 316(25% CW). Each plot from the bottom
 to bottom to the top corresponds to those after
 exposure to sodium for 499, 1320.5, 2235 and 3119.
 5 h, respectively).

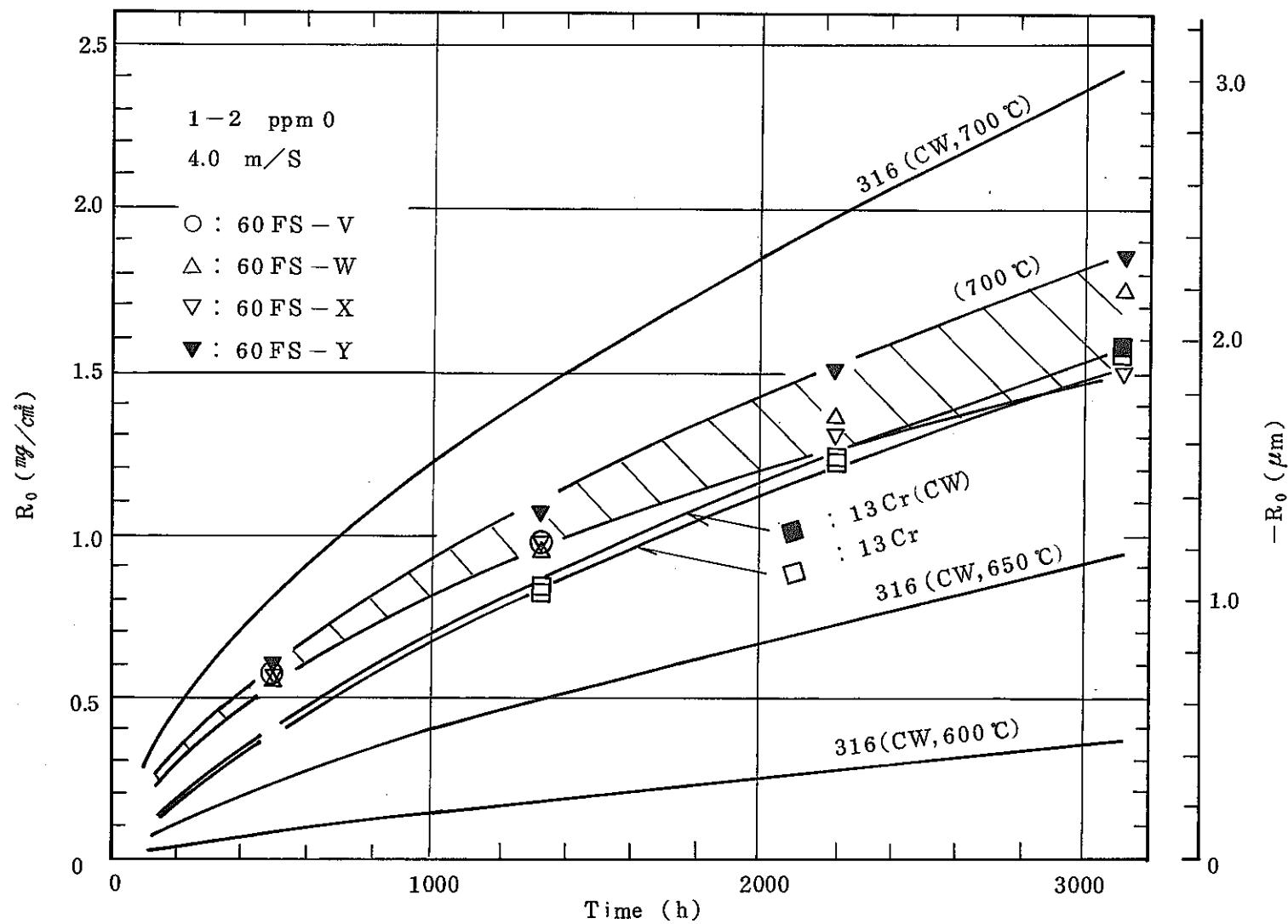


Fig.3. Relationships between the weight loss for unit surface at zero downstream position, R_0 , and sodium corrosion duration.

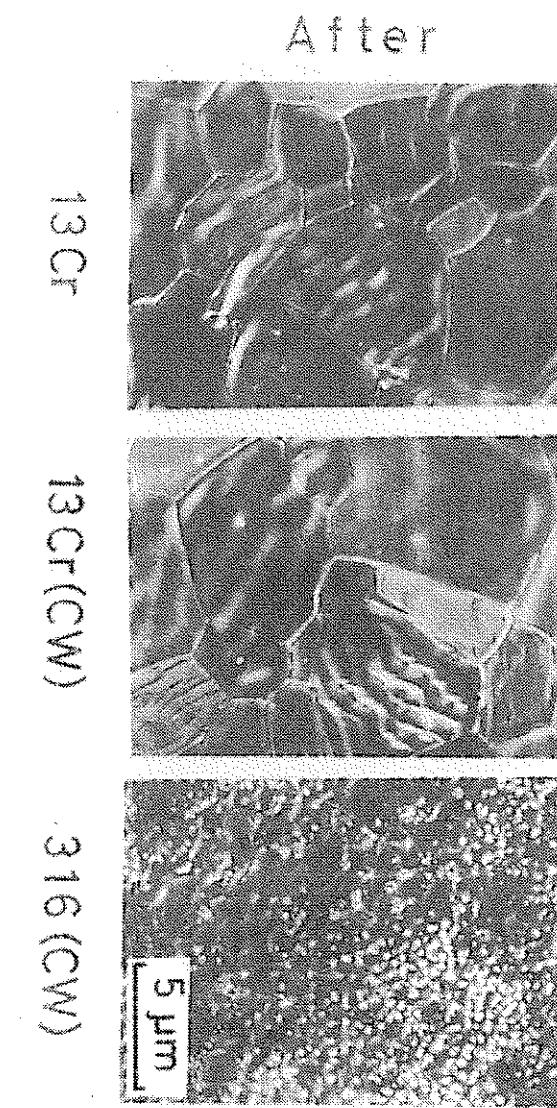
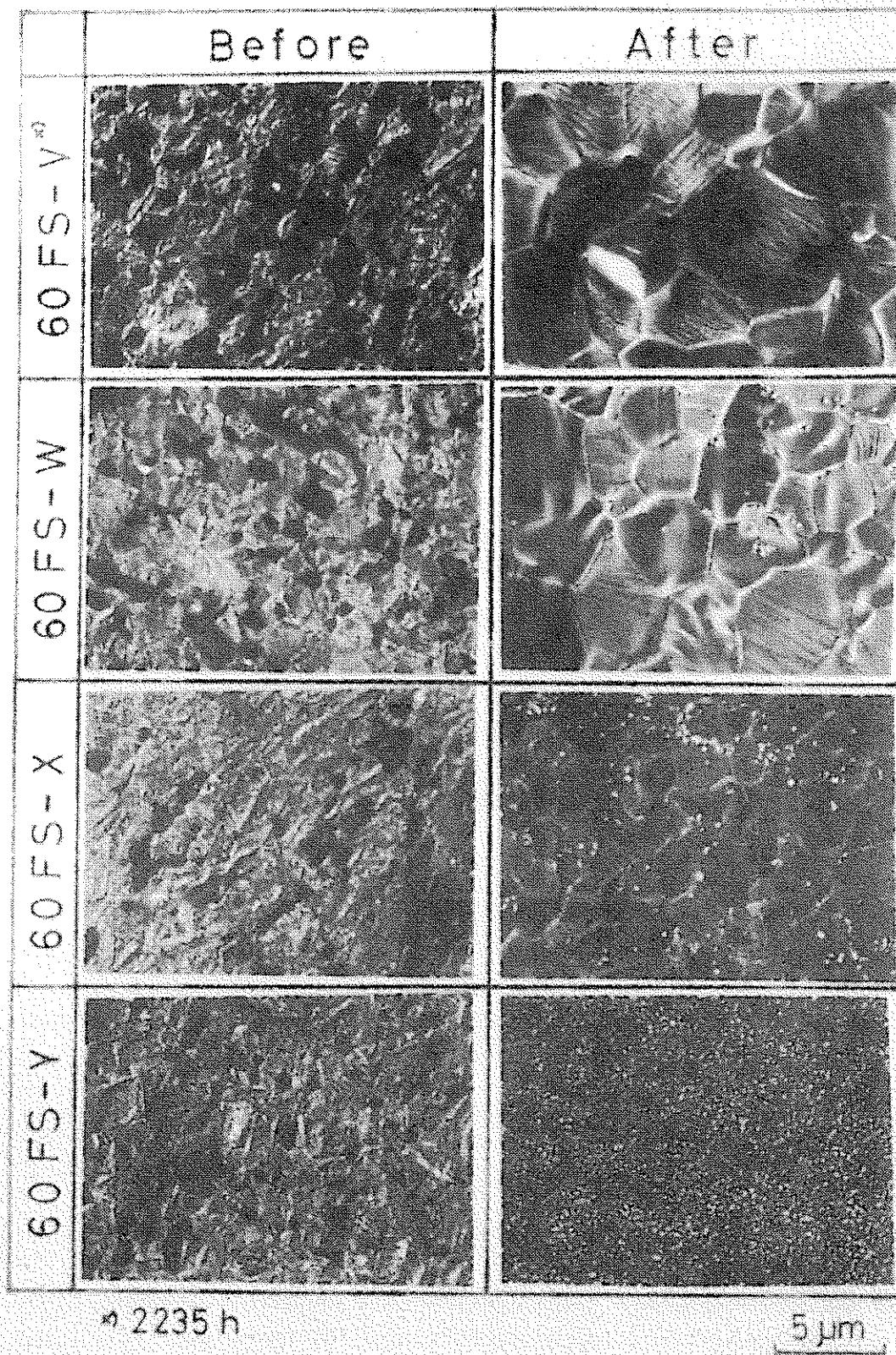


Fig.4. Surface features of the specimens before and after exposure to sodium(obtained by SEM,
Exposure duration: 31195 h except 2235h for
the 60FS-Y steel)

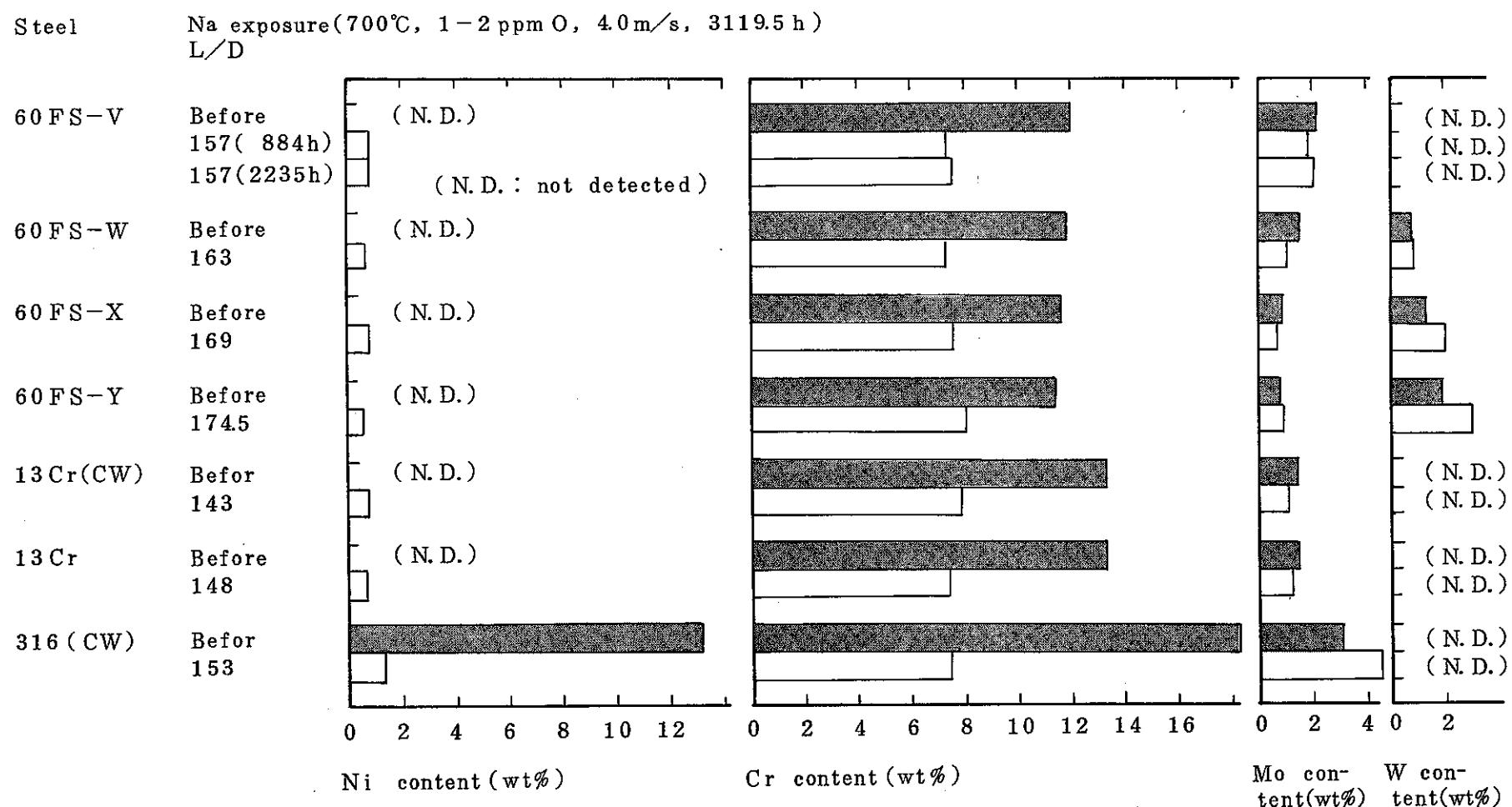


Fig. 5. Surface contents of nickel, chromium, molybdenum and tungsten for the specimens before and after exposure to sodium (obtained by the EDX method. L/D shows the downstream position parameter of the center of specimen).

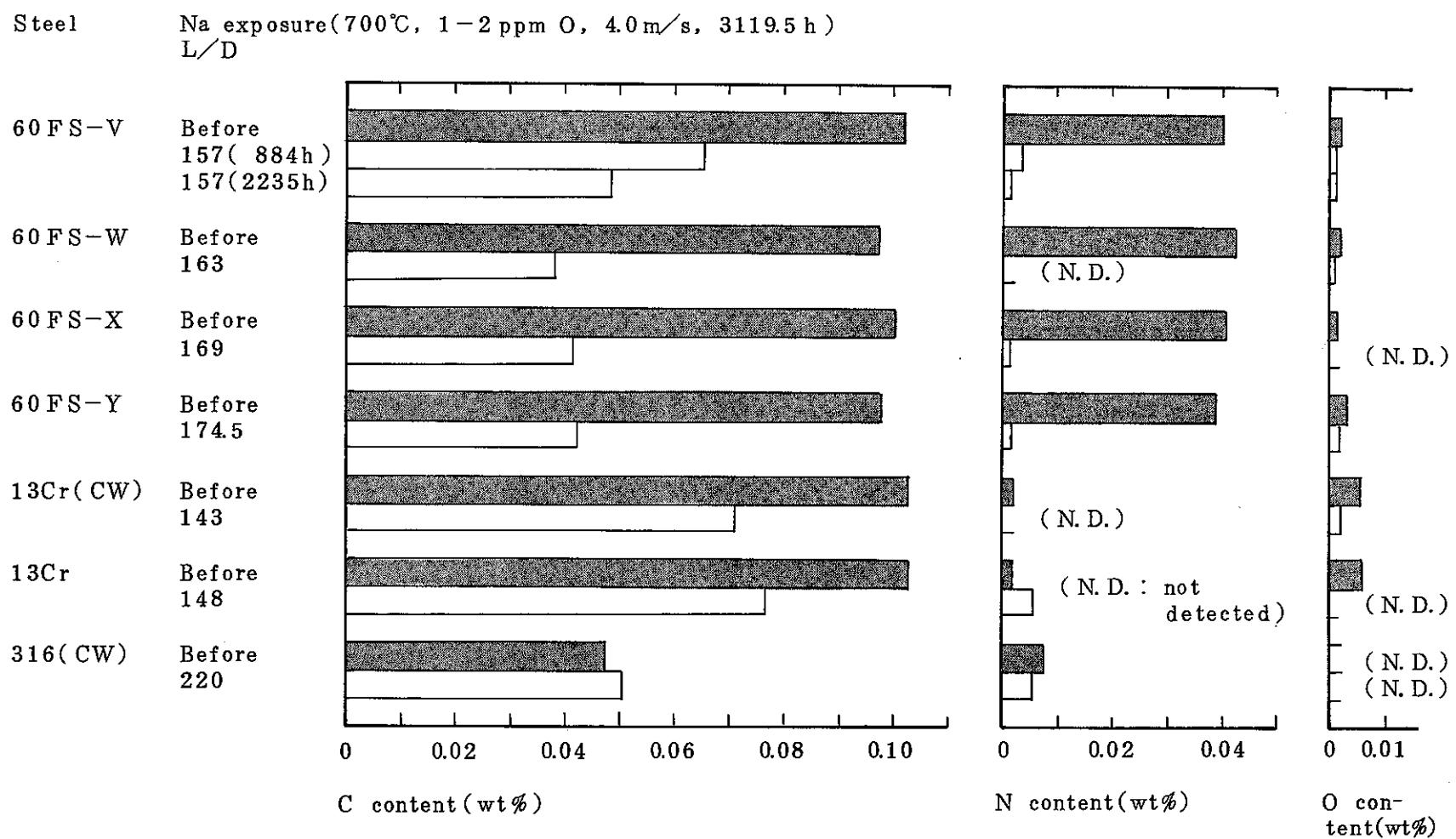


Fig. 6. Average bulk contents of carbon, nitrogen and oxygen in the specimens before and after exposure to sodium (L/D shows the downstream position parameter of the center of specimen).