JAEA-Research
2012-034

# 高酸素濃度ナトリウム環境下における FBR 構造材料の腐食及び疲労特性

Corrosion and Low-cycle Fatigue Behavior of FBR Structural Materials in Sodium Contaminated by Oxygen

吉田 英一　加藤 章一　古川 智弘

Eiichi YOSHIDA, Shoichi KATO and Tomohiro FURUKAWA

大洗研究開発センター
技術開発部

Technology Development Department
Oarai Research and Development Center

January 2013

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

JAEA-Research

本レポートは独立行政法人日本原子力研究開発機構が不定期に発行する成果報告書です。
本レポートの入手並びに著作権利用に関するお問い合わせは、下記あてにお問い合わせ下さい。
なお、本レポートの全文は日本原子力研究開発機構ホームページ（http://www.jaea.go.jp）
より発信されています。

独立行政法人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
〒319-1195　茨城県那珂郡東海村白方白根 2 番地 4
電話 029-282-6387, Fax 029-282-5920, E-mail:ird-support@jaea.go.jp

This report is issued irregularly by Japan Atomic Energy Agency
Inquiries about availability and/or copyright of this report should be addressed to
Intellectual Resources Section, Intellectual Resources Department,
Japan Atomic Energy Agency
2-4 Shirakata Shirane, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken 319-1195 Japan
Tel +81-29-282-6387, Fax +81-29-282-5920, E-mail:ird-support@jaea.go.jp

© Japan Atomic Energy Agency, 2013

JAEA-Research 2012-034

# 高酸素濃度ナトリウム環境下における FBR 構造材料の腐食及び疲労特性

日本原子力研究開発機構　大洗研究開発センター
技術開発部
吉田　英一、加藤　章一、古川　智弘

(2012 年 11 月 7 日受理)

ナトリウム中の酸素濃度は材料腐食の支配的な因子であり、酸素の影響については十分な評価が必要である。本研究では、高酸素濃度のナトリウム環境下における FBR 構造材料の腐食および低サイクル疲労特性を把握するために試験を実施した。試験には、異なる組織構造を有する材料として、高速炉構造用 316 ステンレス鋼（316FR 鋼)および Mod.9Cr-1Mo 鋼を供した。腐食試験は、初期酸素濃度３レベル（1、$10^3$ および $10^4$ppm）の 650℃のナトリウム中で 500 時間を実施した。また、腐食試験後の腐食材を用いて、650℃の大気中にて低サイクル疲労試験を実施した。全ひずみ制御範囲は 0.35～1.0%で、ひずみ速度は 0.1%/sec とした。

高酸素濃度のナトリウム環境下では、ナトリウムの接液面で顕著な組織変化（Cr 酸化物層の生成）が認められ、重量損失量および組織変化の深さから推定した腐食速度は概ね 0.2～1.0mm/年であった。316FR 鋼と Mod.9Cr-1Mo 鋼では、腐食速度の有意な差異は認められなかった。Cr 酸化物層は、高酸素濃度下で安定して生成される Sodium chromite($NaCrO_2$)と考えられる。

高酸素濃度下の腐食材の疲労強度は、両鋼ともこれまでに得られている同一材料の大気中疲労強度データのバラツキ範囲内(Factor of 2)にほぼ位置し、著しい低下は認められなかった。ただし、同一ひずみ条件の受入材や低酸素濃度下の疲労強度に比較して、高ひずみ条件ではやや短寿命側に、低ひずみ条件ではやや長寿命側になる傾向が認められた。この傾向は 316FR 鋼でより明瞭であった。これは、接液面近傍で認められた Cr 酸化物層とき裂発生に関連性があると考えられる。

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

JAEA-Research 2012-034

# Corrosion and Low-cycle Fatigue Behavior of FBR Structural Materials in Sodium Contaminated by Oxygen

Eiichi YOSHIDA, Shoichi KATO and Tomohiro FURUKAWA

Technology Development Department
Oarai Research and Development Center
Japan Atomic Energy Agency
Oarai-machi, Higashiibaraki-gun, Ibaraki-ken

(Received November 7, 2012)

Oxygen concentration in sodium is the important factor for the corrosion of FBR structural materials. In this study, the experiments have been done to clarify the effect of sodium contaminated by oxygen on corrosion and low cycle fatigue strength of the materials. The materials for use of the experiments were FBR Grade type 316 SS (316FR) and Mod. 9Cr-1Mo steel. The corrosion test has been performed in sodium containing of 1, $10^3$ and $10^4$ ppm of oxygen at 650ºC for 500 hours. The fatigue test has been done for the post-immersed steels at 650ºC in air. The strain range was 0.35 to 1.0 %, and the strain rate as 0.1 %/sec.

In sodium containing high concentration oxygen, Cr-O formation was observed on the surface, and the corrosion rate of 0.2-1.0 mm/year was estimated by the weight loss measurement and the microstructural observation. No difference of the corrosion rate was observed between 316FR and Mod.9Cr-1Mo. It was considered that the Cr oxide formed on the surface was sodium chromite ($NaCrO_2$).

The fatigue strength of the post-immersed specimens was approximately equivalent of the data band (factor of 2) of as-received materials tested in air as compared with the same condition of the total strain range, although slight degradation of fatigue strength at high strain range caused by Cr oxide formation and its crack initiation was observed.

Keywords; Sodium, Corrosion, Fatigue, FBRs

# 目　次

1. 緒　言 ····· 1
2. 試験方法 ····· 2
2.1　供試材および試験片形状 ····· 2
2.2　腐食試験方法 ····· 2
2.3　疲労試験方法 ····· 3
2.4　試験後観察 ····· 3

3. 試験結果および検討 ····· 4
3.1　腐食特性 ····· 4
3.1.1　316FR 鋼の腐食特性 ····· 4
3.1.2　Mod.9Cr-1Mo 鋼の腐食特性 ····· 5
3.1.3　腐食速度の検討 ····· 6
3.2　疲労特性 ····· 7
3.2.1　316FR 鋼の疲労特性 ····· 7
3.2.2　Mod.9Cr-1Mo 鋼の疲労特性 ····· 8
3.2.3　高酸素濃度ナトリウム腐食による疲労特性への影響 ····· 8

4. 結　論 ····· 11
謝辞 ····· 12
参考文献 ····· 12

# Contents

1. Introduction ····· 1
2. Experimental procedure ····· 2
2.1 Test material ····· 2
2.2 Methods of sodium corrosion testing ····· 2
2.3 Methods of low-cycle fatigue testing ····· 3
2.4 Microstructure examination ····· 3
3. Experimental results and discussion ····· 4
3.1 Sodium corrosion behavior ····· 4
3.1.1 316FR steel ····· 4
3.1.2 Mod.9Cr-1Mo steel ····· 5
3.1.3 Estimate of metal loss rate ····· 6
3.2 Low-cycle fatigue behavior ····· 7
3.2.1 316FR steel ····· 7
3.2.2 Mod.9Cr-1Mo steel ····· 8
3.2.3 Influence of high oxygen concentration sodium ····· 8
4. Conclusions ····· 11
Acknowledgements ····· 12
References ····· 12

# List of Table and Figure

## List of Tables

Table 2.1-1 Chemical composition of test materials ····· 14
Table 2.1-2 Mechanical properties of test materials at room temperature ····· 14
Table 2.2-1 Details of sodium exposure tests (650°C, 500hr) ····· 15
Table 2.3-1 Details of in-air low-cycle fatigue tests (650°C, 0.1%/sec) after sodium exposure ····· 15
Table 3.1-1 Metal loss of 316FR and Mod.9Cr-1Mo steels ····· 16
Table 3.2-1 In-air low-cycle fatigue of sodium exposed 316FR and Mod.9Cr-1Mo steels ····· 16

## List of Figures

Fig.2.1-1 Configuration of corrosion and fatigue specimens ····· 17
Fig.2.2-1 Pre-test assembly for sodium exposure (1ppm $O_2$, 650°C, 500hr) ····· 18
Fig.2.2-2 Pre-test assembly for sodium exposure ($10^3$ppm $O_2$, 650°C, 500hr) ····· 19
Fig.2.2-3 Pre-test assembly for sodium exposure ($10^4$ppm $O_2$, 650°C, 500hr) ····· 20
Fig.2.2-4 Flow sheet of Structural Materials Sodium Exposure Test Pots ····· 21
Fig.2.2-5 Corrosion Test Pot Nacort700 ····· 22
Fig.2.2-6 Sodium Exposure Test Pot 3 and Nacort700 Pot 1 and 2 ····· 23
Fig.2.2-7 Sodium-exposed assemblies ····· 23
Fig.2.3-1 In-air high temperature low-cycle fatigue machine with induction heating ····· 24
Fig.3.1-1 As-received and sodium-exposed corrosion specimens ····· 25
Fig.3.1-2 Surface of as-received and sodium-exposed 316FR ····· 26
Fig.3.1-3 Surface of sodium-exposed 316FR at $10^4$ppm $O_2$ ····· 27
Fig.3.1-4 Optical micrographs of as-received and sodium-exposed 316FR ····· 28
Fig.3.1-5 SEM micrographs of as-received and sodium-exposed 316FR ····· 29
Fig.3.1-6 SEM micrographs of sodium-exposed 316FR at $10^4$ppm $O_2$ ····· 30
Fig.3.1-7 Cross section of sodium-exposed 316FR ····· 31
Fig.3.1-8 EDS analysis of sodium-exposed 316FR ····· 32
Fig.3.1-9 Critical oxygen level in sodium for the formation of $NaCrO_2$ on stainless steel ····· 33
Fig.3.1-10 Surface of as-received and sodium-exposed Mod.9Cr-1Mo steel ····· 34
Fig.3.1-11 Optical micrographs of as-received and sodium-exposed Mod.9Cr-1Mo steel ····· 35
Fig.3.1-12 SEM micrographs of as-received and sodium-exposed Mod.9Cr-1Mo steel at 1ppm $O_2$ ····· 36

Fig.3.1-13 SEM micrographs of sodium-exposed Mod.9Cr-1Mo steel at $10^3$ppm $O_2$ ····· 37
Fig.3.1-14 SEM micrographs of sodium-exposed Mod.9Cr-1Mo steel at $10^4$ppm $O_2$ ····· 38
Fig.3.1-15 Cross section of sodium-exposed Mod.9Cr-1Mo steel ····· 39
Fig.3.1-16 EDS analysis of sodium-exposed Mod.9Cr-1Mo steel ····· 40
Fig.3.1-17 Metal loss rate of 316FR and Mod.9Cr-1Mo steels ····· 41
Fig.3.2-1 As-received and sodium-exposed 316FR and Mod.9Cr-1Mo fatigue specimens ····· 42
Fig.3.2-2 Surface roughness of sodium-exposed 316FR and Mod.9Cr-1Mo steels ····· 43
Fig.3.2-3 Photographs of 316FR specimens after low-cycle fatigue tests ····· 44
Fig.3.2-4 Photographs of Mod.9Cr-1Mo specimens after low-cycle fatigue tests ····· 45
Fig.3.2-5 In-air low-cycle fatigue of sodium-exposed 316FR ····· 46
Fig.3.2-6 Total stress of sodium-exposed 316FR during in-air LCF at $\Delta\varepsilon_t$=0.5, 0.7 and 1.0% ····· 47
Fig.3.2-7 Optical micrographs of 316FR (1ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=1.0%) ····· 48
Fig.3.2-8 Optical micrographs of 316FR (1ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.7%) ····· 49
Fig.3.2-9 Optical micrographs of 316FR (1ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.5%) ····· 50
Fig.3.2-10 Optical micrographs of 316FR ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=1.0%) ····· 51
Fig.3.2-11 Optical micrographs of 316FR ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.7 %) ····· 52
Fig.3.2-12 Optical micrographs of 316FR ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.5%) ····· 53
Fig.3.2-13 SEM micrographs of 316FR ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.7%) ····· 54
Fig.3.2-14 SEM micrographs of 316FR ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.5%) ····· 55
Fig.3.2-15 SEM micrographs of 316FR main crack surface ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.7%) ····· 56
Fig.3.2-16 SEM micrographs of 316FR main crack surface ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.5%) ····· 57
Fig.3.2-17 Crack propagation rate of 316FR ····· 58
Fig.3.2-18 In-air low-cycle fatigue of sodium-exposed Mod.9Cr-1Mo ····· 59
Fig.3.2-19 Total stress of sodium-exposed Mod.9Cr-1Mo during in-air LCF ····· 60
Fig.3.2-20 Optical micrographs of Mod.9Cr-1Mo ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$ =0.5%) ····· 61
Fig.3.2-21 Optical micrographs of Mod.9Cr-1Mo ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.35%) ····· 62
Fig.3.2-22 SEM micrographs of Mod.9Cr-1Mo ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.5%) ····· 63
Fig.3.2-23 SEM micrographs of Mod.9Cr-1Mo ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.35%) ····· 64
Fig.3.2-24 SEM micrographs of Mod.9Cr-1Mo main crack surface ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$= 0.5%) ····· 65
Fig.3.2-25 SEM micrographs of Mod.9Cr-1Mo main crack surface ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$= 0.35%) ····· 66
Fig.3.2-26 Total cracks over 5μm gage length (including main crack) ····· 67
Fig.3.2-27 Relationship between predicted life and observed life ····· 68

# 1. 緒　言

ナトリウム冷却型高速炉（以下、FBR）における構造材料は、供用期間 40～60 年程度の長期間にわたって冷却材である高温ナトリウムと常に接液しているために、運転期間中におけるナトリウム環境の影響を評価し、構造材料の健全性を確保することが重要である。これまでに多くの研究者によって構造材料とナトリウムとの共存性に関する研究が行われ、材料に与える高温ナトリウム環境の影響が明らかにされている[1-7]。通常運転の場合、構造材料に対するナトリウム腐食の支配的因子である酸素は常に管理されており、この環境下における腐食は工学的に問題となる量ではなく、また機械的強度特性への影響も小さなものであることが知られている。しかし、供用期間中においては、保守・補修時や不具合・異常等によって万が一にナトリウム冷却系統内への空気混入する可能性も懸念される。腐食の支配因子となるナトリウム中酸素濃度の影響については、過去の研究によって報告されている[4,7-9]が、そのほとんどは比較的酸素濃度の低い領域（数 ppm～300ppm 以下）に限定され、高酸素濃度のナトリウム環境下の腐食特性等についての研究例はほとんど無いのが現状である。このため、系統内への空気混入を想定した過渡的な異常環境下での材料の腐食ふるまいや、その機械的特性への影響を検討しておく必要がある。

本研究は FBR 構造材料の腐食および疲労特性に及ぼす高温ナトリウム中の酸素含有量の影響を評価することを目的としている。ここでは、異なる組織構造を有する FBR 構造材料[10,11]として、高速炉構造用 316 ステンレス鋼（以下、316FR 鋼）および Mod.9Cr-1Mo 鋼について、ナトリウム中の初期酸素濃度をパラメータとした腐食試験および腐食試験後の低サイクル疲労試験を実施し、これらの特性に与える酸素濃度の影響について検討した。

# 2. 試験方法

## 2.1 供試材および試験片形状

試験に供した316FR鋼およびMod.9Cr-1Mo鋼の化学成分をTable 2.1-1に、機械的性質をTable 2.1-2にそれぞれ示す。316FR鋼およびMod.9Cr-1Mo鋼はFBRの原子炉容器、蒸気発生器や主冷却系配管などの主要な機器の構造材料として適用が予定されている材料である[12]。いずれも鋼板より機械加工によって試験片を採取し、試験に供した。

腐食試験片および疲労試験片の形状をFig.2.1-1に示す。腐食試験片は縦・横20mmの正方形で板厚3mmの板状である。疲労試験片は中実丸棒タイプで、試験片平行部は鋼板の圧延方向と平行になるように採取した。これらはJIS Z 2279[13]に準じて作製した。疲労試験片の平行部表面は機械加工後にエメリー紙#600を用いて軸方向に最終仕上げを施した。

## 2.2 腐食試験方法

ナトリウム腐食試験の条件をTable 2.2-1に示す。腐食試験は、ノーマルな条件（定常運転時を想定）とした酸素濃度1ppmと、オフノーマルな条件（一時的な空気混入時を想定）となる酸素濃度$10^3$ppmおよび$10^4$ppmの３つの酸素濃度の条件下で、それぞれ650℃で500時間の腐食試験を行った。ここで、オフノーマルな条件の酸素濃度とは試験開始時に設定した初期酸素濃度を示す。ナトリウム温度は、通常の適用温度(500℃前後)よりも厳しい条件となる高めの温度650℃に設定した。腐食試験に用いた各条件における試験アッセンブリ(試験片の組合せ)をFig.2.2-1～Fig.2.2-3に示す。試験アッセンブリは、試験片形状に機械加工された後に組み立てた。

酸素濃度1ppmの腐食試験は、「ナトリウム浸漬試験ポット」を用いて実施した。その系統図をFig.2.2-4に示す。ナトリウム浸漬試験ポットは、試験中にはコールドトラップ（温度120℃）によって常に精製されたナトリウムが毎分0.2ℓで試験部に流入される。精製温度120℃におけるナトリウム中の酸素濃度はEichelbergerの溶解度式[14]から約1ppmに換算される。

酸素濃度$10^3$ppmおよび$10^4$ppmの腐食試験には、「ナトリウム腐食試験ポット」を使用した。ナトリウム腐食試験ポットの構造図をFig.2.2-5に示す。ナトリウムは静止(停留)状態である。酸素濃度は、ナトリウム中に酸化ナトリウム（$Na_2O$ 試薬）を添加調整して初期酸素濃度の条件を設定した。試験ポット内のナトリウム約2000ｇに対して、酸素濃度$10^3$ppmでは約7gの酸化ナトリウム($Na_2O$)を、酸素濃度$10^4$ppmでは、約70gの酸化ナトリウム($Na_2O$)をそれぞれ加えて調整した。試験中における酸素濃度の制御は行っていない。試験アッセンブリはポットのカバーガス部位(Ar)に一時セットされ、試験温度に到達された後にナトリウム液中に挿入した。腐食試験の終了時には、ポット内のナトリウム（約10g）をサンプリングし、ナトリウム中の酸素濃度を真空蒸留中和滴定法[15]によって分析した。試験初期濃度$10^3$ppmに対して試験終了時における酸素濃度は、約11ppm（初期濃度$10^3$ppm）および約581ppm（初期濃度$10^4$ppm）であった。腐食試験中におけるそれぞれの装置外観写真をFig.2.2-6に示す。

試験後に各試験部から取り出した試験アッセンブリの状態をFig.2.2-7に示す。試験後の洗浄

処理として、試験アッセンブリは約２時間のエタノール中に浸漬し、試験片に付着されたナトリウムを化学的に除去処理した。その後、さらに試薬エタノール中での超音波洗浄を行い、腐食試験片については試験片の重量が下桁 $10^{-4}$g オーダで変動がなくなるまで数回洗浄を繰り返した。最終的に、温風乾燥を十分に行い、試験に供するまで真空保管した。

### 2.3　疲労試験方法

低サイクル疲労試験の条件設定を Table 2.3-1 に示す。ひずみ範囲は、316FR 鋼で 0.5、0.7 および 1.0%とし、Mod.9Cr-1Mo 鋼で 0.35、0.5 および 1.0%に設定した。これらのひずみ範囲は、破損繰返し数で、1,000, 5,000 および 10,000 サイクルを想定して設定した。試験は JIS Z2279[13] および FBR 金属材料試験実施要領書[16]に準拠して実施した。試験雰囲気は大気中であり、ひずみ速度はいずれも 0.1%/sec に設定した。ひずみ制御は、平均ひずみ”0”の定ひずみ範囲の軸力による引張圧縮の繰返し制御（三角波）である。

疲労試験機の概要図を Fig.2.3-1 に示す。試験片の加熱には高周波誘導加熱と電気式加熱炉を用い、温度の制御点は従来手法と同様に試験片の R 部上部に R 型熱電対を取り付けた。試験前に温度分布確認試験を行い、試験片の平行部の温度分布は±5℃以内であることを確認した。破損繰返し数 Nf は、316FR 鋼（繰返し硬化材）については引張荷重が最大値から 3/4 に減少した時を、Mod.9Cr-1Mo 鋼（繰返し軟化材）については引張荷重が定常状態(Nf/2)における荷重の 3/4 に減少した時を破損と定義して、その時までの回数とした。

### 2.4　試験後観察

試験前後の試験片については、光学顕微鏡(OM)および走査型電子顕微鏡(SEM,EDS)を用いて、腐食試験後の表面および断面、疲労試験後の破面およびその近傍の組織観察を行った。破損後試験片は観察できる大きさ、形状に切断し、観察面をエメリー紙#240～800 にて研磨し、最終的にバフ研磨にて仕上げた。ミクロ組織の観察において、316FR 鋼は Glyceregia 試薬($HNO_3$、HCl および $H_2O$)を使用し、Mod.9Cr-1Mo 鋼は Villela’s 試薬(ピクリン酸、HCl、エタノール)を腐食液に用いた。また、SEM/EDS を用いて、試験片の表面および断面の代表的部位の組成分析を行った。

# 3. 試験結果および検討

## 3.1 腐食特性

腐食試験後（洗浄処理後）の 316FR 鋼および Mod.9Cr-1Mo 鋼試験片の外観写真を受け入れ材と比較して Fig.3.1-1 に示す。酸素濃度 1ppm の場合は全体的に銀白色化を呈しているのに対し、酸素濃度 $10^3$ および $10^4$ppm のケースでは試験片の表面がやや黒色化している。酸素濃度 1ppm のケースで観られる銀白色は、これまでに実施されてきたノーマルな（純度管理された）腐食試験の場合と同様である。また、黒色化された試験片については超音波洗浄等により除去を試みたが、表面に付着している酸化物の十分な除去には至らなかった。各材料の腐食試験後の重量測定の結果を Table 3.1-1 に示す。316FR 鋼の $10^4$ppm のケースを除き、腐食試験後で重量減少が認められた。その重量減少量は酸素濃度の増加とともに大きくなることが認められた。

### 3.1.1 316FR 鋼の腐食特性

650℃で 500 時間の腐食試験後における 316FR 鋼は、酸素濃度 1ppm および $10^3$ppm では僅かな重量損失、$10^4$ppm のケースになると重量増加が認められた。腐食試験後の SEM を用いた表面観察結果を受け入れ材と比較して Fig.3.1-2 および Fig.3.1-3 に示す。酸素濃度 1 ppm のケースは、試験片の表面には機械加工痕が残っているのが観察されており、受け入れ材のそれらと比較しても有意な変化は認められておらず、重量変化の結果とも一致している。酸素濃度 $10^3$ppm および $10^4$ppm になると、表面状態に変化が現れ、その様相は特に $10^4$ppm で顕著になっていた。

酸素濃度 $10^3$ppm の場合は機械加工痕が観察されるが、部分的に腐食が進行した様相が認められた。酸素濃度 $10^4$ppm になると表面の様相が大きく変化し、機械加工痕が消失され、酸化物の生成が観察された。SEM/EDS の分析結果では、ほぼ全域の表面に酸化物が観察されるとともに、一部では Na-Cr 系の酸化物が観察された。ナトリウム接液面近傍断面の観察結果を Fig.3.1-4～Fig.3.1-6 に示す。高酸素濃度($10^3$ppm, $10^4$ppm)の条件下では、酸化物により変質された層状の組織が明瞭に観察され、その深さはナトリウムの接液表面から 10μm 前後（酸素濃度 $10^3$ppm）および 5～35μm 程度（酸素濃度 $10^4$ppm）であった。酸素濃度 $10^3$ppm では Fe-Cr-Ni-Na 系の酸化物から構成され、表層は Na-Cr 系リッチの酸化物であった。酸素濃度 $10^4$ppm では、Fe-Ni 系、薄い Na-Cr 系と Fe-Cr-Ni-Na 系の厚い層で構成されていた。高酸素濃度の環境下における組織への影響は Fig.3.1-7 でも観察でき、上記で述べた変質された組織下部の約 100～200μm 深さまで変化がみられた。EDS を用いた元素分析の結果を Fig.3.1-8 に示す。酸素濃度 1ppm では明瞭な成分の変化はみられなかった。高酸素濃度では表面近傍にて Fe の低下および Cr の増加が認められたが、それ以外の成分では顕著な変化は観察されなかった。Na はそれぞれ高酸素濃度の条件下で数十μm まで存在していたが、1 ppm 酸素濃度の腐食試験後では観察されなかった。Andrews ら[17]の調査では、酸素濃度 300ppm の流動ナトリウム（650℃）中で 500 時間実施した場合、10μm～15μm（最大値）の変質された層が観

察されている。また、観察された層には Na-Cr を含む酸化物が多く観察されており、本試験結果と比較的類似した組織変化が観察された。

酸素濃度の高いナトリウム中では、$NaCrO_2$(Sodium Chromite)が安定して存在することが報告されている[18, 19]。$NaCrO_2$は、酸素を含むナトリウムと材料表面のＣｒとの反応($Na+Cr+O_2 \rightarrow NaCrO_2$) によって生成する深緑色の結晶であり、$Na_2O$ よりも低い生成自由エネルギーである。Nicholas ら[18]や Shaiu ら[19]は $NaCrO_2$の生成限界を熱力学的な手法から求めており、その提案を図示すると Fig.3.1-9 のようである。この図から判るように、今回の試験温度 650℃では概ね 10ppm 以上の酸素濃度が存在すれば安定して $NaCrO_2$が存在することになる。腐食生成物の詳細な分析を行っておらず同定は出来てないが、SEM/EDS 分析結果で Na-Cr を含む酸化物が多く観察されていることから、本試験で認められた生成物は $NaCrO_2$であると考えられる。

### 3.1.2 Mod.9Cr-1Mo 鋼の腐食特性

それぞれの酸素濃度条件下における Mod.9Cr-1Mo 鋼の重量損失は 316FR 鋼と同等か、やや大きな値を示したが有意な差異ではなかった。また、酸素濃度が高いほど重量損失量も増加していた。これらは Fig.3.1-10 に示した表面外観観察や Fig.3.1-11～Fig.3.1-14 の断面組織観察からも伺え、酸素濃度が高くなるほど、表面外観や断面組織の接液面近傍で顕著な変化が現れている。 特に、受入材および酸素濃度 1ppm の断面観察結果と比較して、酸素濃度 $10^3$, $10^4$ppm (Fig.3.1-13 および Fig.3.1-14)では接液表面近傍における組織変化が顕著に生じている。表面近傍における選択的な腐食様相は、$10^3$ppm のケースでエッチングされていない試料の顕微鏡写真 (Fig.3.1-13) からより明瞭であり、写真上の濃い部位では Na と Cr を含み、10-15μm 程度の深さまで存在していた。この層は $10^4$ppm になると 50-60μm 程度までの深さに増大し、組織の一部が剥離した様相の表面を呈していた (Fig.3.1-13)。Fig.3.1-15 から、上記で述べた層の下部には、さらに深い領域まで影響された組織の様相が伺える。その領域は、100～200μm の深さまで及んでいた。EDS 分析 (Fig.3.1-16) では、これらに相当する領域で Fe と Cr の高い変動と酸素濃度 1ppm でみられなかった Na が観察された。このような高酸素環境下における表面領域の近くの組織の変化は、Crouch と Bussey[20]の 9Cr-1Mo 鋼 (650℃、2,000h, 20-40ppm $O_2$) における試験結果でも示唆されている。ノーマルな酸素濃度とオフノーマルの高い酸素濃度レベルでの腐食メカニズムの違いは、低酸素レベルでは、主に合金元素の溶出による表面近傍の Cr の低下であり、高い酸素レベルでは、粒の剥離につながるような粒界への優先的なアタックと考えられおり、Na が表面より深い場所で観察されたため、$O_2$が関与していることを示唆している。本研究では、粒界へのアタックが生じているかどうかを判断することは困難であった。

### 3.1.3　腐食速度の検討

316FR 鋼の場合は、表面の腐食生成物の付着等の影響により一部では重量増加を示すとともに、高酸素濃度条件下の断面組織観察から、ナトリウム接液表面近傍にて明らかな酸化物系の変質された層が認められた。また、Mod.9Cr-1Mo 鋼においても、高酸素濃度条件下で同様な組織変化が観察された。このため、ここでは $10^3$ppm および $10^4$ppm の高酸素濃度のケースでは、断面の組織観察から顕著に変質（浸食）された層の厚さ分を腐食減肉量として取扱い、参考値として求めた。なお、重量変化から腐食速度 $C_R$(mm/hr)を求める場合には、以下の式を用いた。

$$C_R = \Delta W / S_0 / \rho / t$$

ここで、$\Delta W$：重量損失(g)

$S_0$　：初期の試験片表面積($mm^2$)

$\rho$　：密度($g/mm^3$)

t　：腐食時間(hr)

今回の試験から得られた腐食速度を Fig.3.1-17 に示す。白ヌキ印(○、□)は重量損失量から求めた値であり、黒塗り印(●、■)は組織変化の深さから求めた推定値である。図中には、発電用原子力設備規格　設計・建設規格（高速炉規格）のナトリウム中の腐食速度評価式[21]から求めた腐食速度を示した。図中に示す 1ppm および 500ppm の破線については、上記の腐食速度評価式の酸素濃度の適用範囲を超えているために、酸素濃度依存の単純な外挿から求めた推定値である。500ppm の外挿は、酸素濃度 $10^4$ppm の腐食試験の終了時に得られた分析値(581ppm)に近い値として示したものである。また、酸素濃度 100ppm まで試験・検討が行われた Thorley ら[4]の実験経験式から求めた値も併せて示した。

従来同様に重量損失量から求めた酸素濃度 1ppm における腐食速度は、腐食速度評価式から得られた値と有意な差異は認められず、年間で約１μm 程度と非常に小さな値である。これらの腐食速度は、316FR 鋼と Mod.9Cr-1Mo 鋼でほぼ同等であった。重量損失が認められた Mod.9Cr-1Mo 鋼の場合、酸素濃度の増加とともに腐食速度が大きくなり、約 0.2mm/year～約 1mm/year の値が得られた。組織変化から求めた腐食速度も概ね同じ値を示した。ただし、Mod.9Cr-1Mo 鋼の場合は粒の剥離と思われる組織が表面近傍で観察されており、これがき裂発生の起点となる可能性が懸念される。この点については次項の疲労試験の結果にて述べる。また、前述したように、試験終了時のサンプリングによる分析結果では、初期濃度 $10^3$ppm で約 11ppm、$10^4$ppm で約 580ppm であるが、試験時間の経過に伴う定量的な酸素濃度の変化は把握できていない。酸素濃度の低下は、おそらく試験容器の腐食を含めて、試験中における腐食過程での酸素の消費によるものと推定される。

## 3.2　疲労特性

疲労試験を実施する前に、付着されたナトリウム除去のためにアルコール洗浄と、試験片の表面粗さを測定した。洗浄後の 316FR 鋼および Mod.9Cr-1Mo 鋼の疲労試験片の外観写真を Fig.3.2-1 に示す。腐食試験片と同様に、高酸素濃度の条件下の試験片表面は受入材と比較して光沢が失われ、黒色化しているのがわかる。この黒色化は腐食試験で認められた様相と同じであり、酸化物の生成によるものである。

疲労試験を行う場合、試験片の表面粗さが疲労寿命に影響を及ぼす場合があるため、疲労試験前に表面粗さを測定し表面の状況を把握することにした。測定は輪郭形状測定機（ミツトヨ製コントレーサ CP-400）を用いて行った。測定器は標準試料を用いて校正した。測定速度は 0.01 mm / 秒で、測定距離は試験片の平行部間の 5mm とした。結果を Fig.3.2-2 に示す。 316 FR 鋼の場合、1ppm 酸素濃度の表面粗さは、受入材と類似しており、顕著な表面粗さの変化は認められなかった。これは $10^3$ppm 酸素濃度の場合もほぼ同様であった。しかし、$10^4$ppm 酸素濃度の場合は、上記の結果に比べて表面粗さのうねりが顕著に目立ち、最大高さ（山頂線と谷底線との間隔）は約 15～20μm であった。これらの傾向は Mod.9Cr-1Mo 鋼の場合でも同様であり、$10^4$ppm 酸素濃度以外の試験片の表面粗さは、受入材のそれらと有意な差異が認められなかった。$10^4$ppm 酸素濃度の表面粗さは、最大高さで概ね 10μm 以内であった。

腐食試験後の大気中低サイクル疲労試験（大気中 650℃）を実施した。それらの結果を Table 3.2-1 に示す。低サイクル疲労試験後の試験片の外観写真を Fig.3.2-3(316FR 鋼)および Fig.3.2-4(Mod.9Cr-1Mo 鋼)にそれぞれ示す。いずれも試験片の標点間内であった。

### 3.2.1 316FR 鋼の疲労特性

全ひずみ範囲(%)と破損までの繰返し数(Nf)との関係を Fig.3.2-5 に示す。図中には、これまでに同一材料の大気中低サイクル疲労試験にて得られた受入材の疲労強度特性[22]と、最適疲労曲線および設計曲線[23]を示す。酸素濃度 1ppm の腐食材の疲労強度は、最適疲労曲線と良く一致し、また受入れ材とも有意な差は認められなかった。高酸素濃度 $10^3$ppm と $10^4$ppm の場合は、最適疲労曲線や受入れ材に比較して、高ひずみ域ではやや短寿命側に、低ひずみ域では長寿命側になる傾向が認められた。繰返し数に伴う応力の変化を Fig.3.2-6 に示す。受入材および腐食材ともステンレス鋼で一般的に見られる繰返し硬化の現象が認められた。また、いずれのひずみ範囲条件下でも、高酸素濃度の腐食材は、酸素濃度 1ppm の腐食材に比較して数十 MPa 程度の高い繰返し応力値を示した。両者とも同一ヒートで、かつ同じ温度の熱履歴を受けている材料であることを考えれば、残されている両者の違いは腐食試験中における表面近傍の組織変化であり、この組織変化が繰返し応力挙動に寄与していることが推察される。

酸素濃度 1ppm と $10^4$ppm について、それらの破断およびその近傍の断面組織写真を Fig.3.2-7～Fig.3.2-12 にそれぞれ示す。また、酸素濃度 $10^4$ppm について、主き裂とその近傍の代表的な SEM 写真を Fig.3.2-13 および Fig.3.2-14 に示す。酸素濃度 1ppm ではいずれも

粒内からのき裂発生と進展が観察された。酸素濃度 $10^4$ppm では、主き裂やサブき裂は各ひずみ範囲条件で粒内が主体的であったが、低ひずみ範囲側の一部では粒界からサブき裂が発生している箇所も見受けられた。また、表面には腐食試験時に生成された酸化物層が観察されており、き裂は酸化物層を介して発生・進展している。

酸素濃度 $10^4$ppm における主き裂破面の SEM 観察結果を Fig.3.2-15 および Fig.3.2-16 に示す。破面にはストライエーション模様が観察されており、粒内をき裂が進展していったことがこの写真からわかる。き裂発生位置から約 4mm までのストライエーションの進展間隔を Fig.3.2-17 に示す。破損寿命の短い高ひずみ範囲条件(0.7%)の方がストライエーションの間隔が広く、かつき裂発生位置から離れるほど間隔が広くなって進展し、破損に至っていることがわかる。

### 3.2.2 Mod.9Cr-1Mo 鋼の疲労特性

全ひずみ範囲(%)と破損までの繰返し数(Nf)との関係を Fig.3.2-18 に示す。図中には、これまでに同一材料の大気中低サイクル疲労試験にて得られた Mod.9Cr-1Mo 鋼の受入材の疲労強度特性[24]と、最適疲労曲線および設計曲線[23]を示す。疲労特性の傾向は 316FR 鋼とほぼ同様であった。つまり、高酸素濃度の腐食材の疲労強度は、受入材や低酸素濃度 1ppm の腐食材と比較して、高ひずみ範囲域ではやや短寿命側に、低ひずみ範囲域ではやや長寿命側になる傾向が認められた。ただし、最適疲労曲線上にほぼ位置しており、有意な差異ではないように思える。繰返し数に伴う応力の変化を Fig.3.2-19 に示す。Mod.9Cr-1Mo 鋼の場合は、一般的に見られる繰返し軟化の現象が認められた。繰返し軟化現象は、高酸素濃度の腐食材も同様に認められ、繰り返し応力挙動の値も有意な差異が観察されなかった。

酸素濃度 $10^4$ppm について、破断部およびその近傍の断面組織を Fig.3.2-20 および Fig.3.2-21 にそれぞれ示す。また、SEM 写真を Fig.3.2-22 および Fig.3.2-23 に示す。主き裂およびサブき裂の発生は、一部を除き、ほとんどが粒内であった。酸素濃度 $10^4$ppm における主き裂破面の SEM 観察結果を Fig.3.2-24 および Fig.3.2-25 に示す。破面にはストライエーション模様が観察されており、316FR 鋼と同様に粒内をき裂が進展していったことがこの写真からわかる。

### 3.2.3　高酸素濃度ナトリウム腐食による疲労特性への影響

316FR 鋼の場合、高酸素濃度 $10^3$ppm と $10^4$ppm の疲労寿命は、同一ひずみ条件における受入れ材や酸素濃度 1ppm の試験材に比較して、高ひずみ域では短寿命側に、低ひずみ域では長寿命側になる傾向が認められた(Fig.3.2-5)。これらの疲労寿命を支配する要因には、き裂発生寿命がひとつにあげられる。主き裂近傍において、5μm 以上のサブき裂の発生数を断面ミクロ組織によって観察した。その結果を Fig.3.2-26 に示す。この図から明らかなように、サブき裂の発生数は低酸素濃度条件下よりも高酸素濃度条件下の疲労試験片で多く認められている。この傾向はひずみ範囲によらず、高ひずみ範囲域から低ひずみ範囲域まで有意な差異が

認められている。主き裂は断面ミクロ組織や破面のストライエーション模様から主に粒内を進展していることが考えられる。表面近傍に生成された酸化物層は、316FR 鋼の繰返し応力挙動時の応力増加(Fig.3.2-6)や表面き裂の発生量から、母相部よりも硬くて脆いことが推察できる。これまでに実施された大気中の疲労試験結果[25]では、表面の酸化スケールの形成とその割れがき裂発生を誘起し、表面に多数のき裂が観察され、低酸素濃度のナトリウム環境中に比べて大気中で疲労寿命の低下が認められている。この大気中の疲労寿命の低下には、酸化によりき裂発生の寿命低下が主要因として寄与しており、き裂発生後の進展速度には寄与していないと考えられている[26]。Andrews ら[27]は、酸素濃度 300ppm のナトリウム中において低サイクル疲労試験を実施している。その結果によれば、酸素濃度 300ppm 環境下の疲労強度は、低ひずみ域になると低酸素濃度ナトリウム中や大気中のそれらよりも短寿命側になる傾向を示している。厳密的には環境条件などが少し異なっているが、Andrews らと本試験結果に差異がみられる。本試験の場合は、高ひずみ範囲域では腐食試験時に生成された表面の酸化物層や試験環境の大気酸化の影響を受けて表面き裂が生じ易く、き裂発生に至る寿命が低下し、これに伴って疲労寿命も低下したことが推察される。酸化物層で発生したき裂は内部の母相までに連続して進展しているケースも認められた。一方、低ひずみ範囲域で高酸素濃度の腐食材の方が低酸素濃度の腐食材や受入材よりも疲労寿命が長くなった理由としては、高ひずみ範囲域と同様に多数のき裂発生が生じるが、そのき裂は表面の酸化物の範囲内で留まっていることや、複数のき裂の干渉効果によるき裂発生の緩和[28]などが一因として推定されるが、疲労寿命に有利に作用した要因は本結果から明らかではなかった。

Mod.9Cr-1Mo 鋼については、同一ひずみ条件の酸素濃度 1ppm 試験材に比較して、僅かに高ひずみ域ではやや短寿命側に、低ひずみ域ではやや長寿命側になる傾向にあるが、最適疲労曲線との比較では有意な差異ではないと思われる。また、繰返し応力挙動(Fig.3.2-19)においても、酸素濃度の影響は殆どなく、ほぼ同様な応力軟化挙動を示していた。つまり、高酸素濃度下のナトリウムの影響によって接液面近傍で組織変化が観察されたが、疲労特性への影響は明瞭に現れていないと考えられる。なお、受入材よりも全体的な疲労寿命の低下傾向がみられるが、これは材料ヒートの違いによるものと考えられる。

現行の最適疲労破損式から求まる計算値とこれまでに得られている大気中疲労寿命の実験値との関係を、Fig.3.2-27 に示す。図中には、本試験で得られた疲労強度の実験値をプロットした。最適疲労破損式は、温度パラメータ（400～650℃）および複数の材料ヒート等のデータをベースに策定される。316FR 鋼の場合は、概ね「Factor of 2」の範囲内に収まっているが、全体的に長寿命側において予測値よりも実験値の方が上回る寿命、つまり保守側の寿命を与える傾向にあり、本試験結果も同様の傾向を示している。しかし、低寿命側ではその逆の傾向を示すデータも一部で認められた。Mod.9Cr-1Mo 鋼の場合は、本試験結果を含めて「Factor of 2」のばらつき範囲内にほぼおさまっていることがわかる。本結果によれば、実機プラント条件のような低ひずみ域においては高酸素濃度の環境下に一時的に曝された場合でも疲労寿命の著しい低下に直結するものではなく、データのばらつき範囲内に収まると推

定される。ただし、材料の表面近傍では Cr 酸化物の生成などの顕著な組織変化が生じることになり、この影響評価については今後の課題であり、更なる検討が必要であると考えられる。

# 4. 結　　論

本研究では、異なる組織構造を有する構造材料として、316FR 鋼と Mod.9Cr-1Mo 鋼について高酸素濃度のナトリウム環境下における腐食特性および低サイクル疲労特性を把握するため、試験初期の酸素濃度３レベル（低酸素濃度条件：約 1ppm、高酸素濃度条件：$10^3$ および $10^4$ppm）のナトリウム腐食試験（650℃，500 時間）と、試験後の腐食材を用いた大気中低サイクル疲労試験(650℃，0.1%/sec)を実施した。結果は以下のようである。

(1) 高酸素濃度のナトリウム環境下では、両鋼とも接液面近傍で Cr 酸化物層の生成を伴う顕著な組織変化が認められた。Cr 酸化物層は、高酸素濃度下で安定して生成される Sodium chromite($NaCrO_2$)と考えられる。
(2) 高酸素濃度下において、腐食材の重量損失量および組織変化深さから推定した腐食速度は概ね 0.2～1.0mm/年であった。低酸素濃度下では、これまでに得られている既往知見と同様な全面（均一）腐食の形態を示し、腐食速度も約 1μm/年程度と非常に小さく予想された範囲内であった。これらは、316FR 鋼と Mod.9Cr-1Mo 鋼で有意な差異は認められなかった。
(3) 高酸素濃度下の疲労破損形態は、両鋼で破面にストライエーション模様が認められ、主に粒内のき裂進展による破損であった。また、その疲労破損材には同一材料の低酸素濃度の腐食材と比較して、接液表面に多数のサブき裂の発生が観察された。また、高酸素濃度下の 316FR 鋼では、繰返し応力値の増加が認められ、接液表面近傍の組織変化の影響を受けていることが考えられる。
(4) 高酸素濃度下の疲労強度は、両鋼とも同一材料の大気中疲労強度データのバラツキ範囲内(Factor of 2)にほぼ位置していた。ただし、受入材や低酸素濃度下の同一条件の疲労強度を比較すると、高ひずみ条件ではやや短寿命側に、低ひずみ条件ではやや長寿命側になる傾向が認められた。この傾向は 316FR 鋼でより明瞭であった。これは、接液面近傍で認められた Cr 酸化物層とき裂発生に関連するものと考えられるが、さらに検討が必要であると思われる。

# 謝　辞

終わりに、本研究試験を進めるにあたり、日本原子力研究開発機構　次世代原子力システム研究部門の青砥　紀身氏、鬼澤　高志氏に有益なご指導、ご助言を賜りました。また、ナトリウム中腐食試験や疲労試験ならびに組織観察・撮影等の実施においては、㈱アセンドの高森　裕二氏、石上　勝夫氏、矢口　勝己氏および鴨川　浩一氏に多大な協力を得ました。ここに深謝の意を表します。

# 参考文献

1. Yoshida, E and Furukawa, T, Corrosion issues in sodium-cooled fast reactor (SFR) systems, Nuclear Corrosion Science and Engineering, 2012, pp.773-806

2. Furukawa, T and Yoshida, E, Material Performance in Sodium, Comprehensive Nuclear Materials, Volume 5, 2012, pp.327–341

3. Asayama, T., Furukawa, T., and Yoshida, E., Evaluation Procedure for Sodium Environmental Effects on 316FR and Modified 9Cr-1Mo Steel for the Structural Design of Japanese Fast Breeder Reactors, PVP vol.391, Advances in Life Prediction Methodology, ASME, 1999, pp.61-66.

4. Thorley, A.W. and Tyzack, C., Corrosion and mass transport of steel and nikel alloys in sodium systems, Liquid Alkali Metals, BNES,1973,pp.257-273

5. Borgstedt, H. U. and Mathews, C. K., Applied Chemistry of the Alkali Metals, Plenum Press, New York, 1987.

6. Furukawa, T., Kato, S. and Yoshida, E., Compatibility of FBR materials with sodium, J. of Nucl. Mat., 392, 2009, pp.249-254

7. 丸山　昭、野村　茂雄、河井　雅史、ほか、高温ナトリウム中におけるオーステナイト・ステンレス鋼の腐食速度評価式、日本原子力学会誌 Vol.26, No.4,1984, pp.327-338

8. Thorley, A.W., Corrosion and Mass Transfer Behavior of Steel Materials in Liquid Sodium, LiMET, vol.3, BNES, 1984, pp.31-41.

9. Bagnall, C. and Jacobs, D. C., Relationship for corrosion of Type 316 stainless steel in liquid sodium, WARD-NA-3045-23, 1975

10. Wada, Y., Yoshida, E., Kobayashi, T., and Aoto, K., Development of New materials for LMFBR Components – Evaluation on Mechanical Properties of 316FR Steel, Int. Conf. on Fast Reactors and Related Fuel Cycles Proceedings vol.1, FR 1991.

11. 日本原子力研究開発機構、冷却系配管の短縮による経済性向上を実現－高温強度，靭性及び組織安定性に優れた FBR 構造用高クロム鋼の開発－，未来を拓く原子力－原子力機構の研究開発成果 2008

12. Kotake, S., Sakamoto, Y., Mihara, T.,et al, Development of advanced loop-type fast reactor in japan, Nuclear Technology Vol.170, 2010, pp.133-147
13. JIS Z 2279, Method of High Temperature Low-Cycle Fatigue Testing for Metallic Materials, Japanese Standards Association, 1992.
14. Eichelberger, R. L., The solubility of oxygen liquid sodium, A recommended expression, AI-AEC-12685,1968
15. 日本原子力研究開発機構技術課ナトリウム分析グループ、ナトリウム、アルゴン及び水に関する標準分析マニュアル, PNC TN9520 88-015, 1988
16. 加藤　章一; 鬼澤　高志、ほか、FBR 金属材料試験実施要領書(改訂版)、JNC TN9520 2001-001、2001
17. Andrews, R.C., et al, The Effect of High Temperature Sodium on the Mechanical Properties of Candidate Alloy for the LMFBR Program, MSAR-68-77 (1968).
18. Nicholas, M. G. and Cavell, I. W., The formation of sodium chromite on AISI 316 and other chromium containing alloys, Second Inter. Conf. of LMT in Energy Production, 1980
19. Shaiu, B. J. , Wu, P. C. S. and Chiotti, P., Thermodynamics properties of the double oxides of Na2O with the oxides of Cr, Ni and Fe, J. of Nucl. Mat., 67, 1977
20. Crouch, A.G., and Bussey, P.R., Corrosion of Ferritic Steels in Flowing Sodium", Ferritic Steels for fast reactor steam generators, BNES, London, 1978, pp.258-263
21. 発電用原子力設備規格　設計・建設規格＜第Ⅱ編　高速炉規格＞、JSME S NC-2009、日本機械学会、2009
22. 小高 進、加藤　章一、ほか、316FR 鋼の材料試験データ集（Ⅸ）、JNC TN9450 2005-001, 2005
23. 日本原子力発電株式会社、高速増殖実証炉高温構造設計方針 材料強度基準等案, 1999
24. 加藤 章一、ほか、改良 9Cr-1Mo 鋼の材料試験データ集(1)、JAEA-Data/Code 2008-030, 2008
25. 加藤　章一、吉田　英一、青砥　紀身, ナトリウム中における Mod.9Cr-1Mo 鋼の低サイクル疲労及びクリープ疲労特性, JNC TN9400 2001-025, 2001
26. 加藤信一郎、小峰　龍司、ほか、SUS304 の高温流動ナトリウム中における低サイクル疲労特性、材料 37-414, 1988
27. Andrews, R. C. and Kirschler, L. H., Design properties of one heat of 2 1/4Cr-1Mosteel and 316 stainless steel in the high temperature air, helium and sodium environments, MSA research corporation, Topical report No.7, 1966
28. 村上　敬宣、高橋　宏治、ほか、疲労強度に及ぼす表面粗さの影響の定量的評価、日本機械学会論文集（A編）、63 巻 612 号（1997）, pp.12-19

Table 2.1-1 Chemical composition of test materials (mill sheet) (mass. %)

| Material | C | Si | Mn | P | S | Cr | Ni | Mo | V | Co | As | N | Nb,Ta | Al |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 316FR | 0.01 | 0.59 | 0.84 | 0.026 | 0.003 | 16.19 | 11.19 | 2.23 | 0.08 | 0.06 | 0.004 | 0.08 | - | - |
| Mod.9Cr -1Mo | 0.10 | 0.40 | 0.43 | 0.014 | 0.001 | 8.73 | 0.07 | 0.96 | 0.22 | - | - | 0.051 | 0.09 | 0.013 |

* 316FR : B11 Heat - heated to 1050°C for 0.5 hour and water-quenched
* Mod.9Cr-1Mo : F2 Heat - normalized to 1050°C for 0.83 hr, air cooled; tempered at 780°C for 1 hr, air cooled; stress-relieved at 740°C for 10.6hr, FC

Table 2.1-2 Mechanical properties of test materials at room temperature

| Material | Tensile properties (MPa) | | Elongation (%) | Reduction of area (%) | Grain Size ASTM No. |
|---|---|---|---|---|---|
| | 0.2 % YS | UTS | | | |
| 316 FR | 260 | 559 | 62.0 | - | - |
| Mod.9Cr-1Mo | 487 | 680 | 29.7 | 74.3 | - |

(mill sheet)

Table 2.2-1 Details of sodium exposure tests (650°C, 500hr)

| Material | Total test specimens | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | Corrosion specimen | | | Fatigue specimen | | |
| | 1ppm $O_2$ | $10^3$ppm $O_2$ * | $10^4$ppm $O_2$ * | 1ppm $O_2$ | $10^3$ppm $O_2$ * | $10^4$ppm $O_2$ * |
| 316FR | 3 | 3 | 3 | 4 | 3 | 3 |
| Mod.9Cr-1Mo | 3 | 3 | 3 | 4 | 3 | 3 |

*Initial oxygen concentration

Table 2.3-1 Details of in-air low-cycle fatigue tests (650°C, 0.1%/sec) after sodium exposure

| Material | $O_2$ level (ppm)* | Total strain range (%) | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | | 0.35 | 0.5 | 0.7 | 1.0 |
| 316FR | 1 | - | 1 | 1 | 1 |
| | $10^3$ | - | 1 | 1 | 1 |
| | $10^4$ | - | 1 | 1 | 1 |
| Mod.9Cr-1Mo | 1 | 1 | 1 | - | 1 |
| | $10^3$ | 1 | 1 | - | 1 |
| | $10^4$ | 1 | 1 | - | 1 |

*Initial oxygen concentration

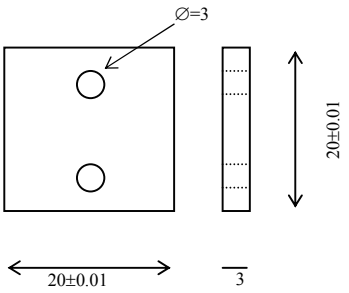
Table 3.1 -1 Metal loss of 316FR and Mod.9Cr-1Mo steels

| Material | Initial oxigen (ppm) | Meas'd weight(g) | | ⊿ Weight | | Loss rate(*1) (mm/year) | Estimate loss rate(*2) (mm/year) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | Before | After | (g) | (g/mm2) | | |
| 316 FR | 1 | 9.161374 | 9.161071 | 0.000303 | 2.84E-07 | 0.0006 | n.a |
| | | 9.180677 | 9.180486 | 0.000191 | 1.79E-07 | 0.0004 | |
| | $10^3$ | *9.166051* | *9.158396* | *0.007655* * | *0.000007* * | *0.0158* * | *0.21* |
| | | *9.185130* | *9.177226* | *0.007904* * | *0.000007* * | *0.0163* * | |
| | $10^4$ | *9.058860* | *9.086496* | *-0.027636* * | *-0.000026* * | *-0.0572* * | *0.61* |
| | | *9.192587* | *9.217809* | *-0.025222* * | *-0.000024* * | *-0.0519* * | |
| Mod.9Cr-1Mo | 1 | 8.969816 | 8.969228 | 0.000587 | 0.000001 | 0.0012 | n.a |
| | | 8.964135 | 8.963422 | 0.000713 | 0.000001 | 0.0015 | |
| | $10^3$ | 8.970225 | 8.887132 | 0.083093 | 0.000078 | 0.1710 | *0.44* |
| | | 8.966568 | 8.879628 | 0.086940 | 0.000081 | 0.1788 | |
| | $10^4$ | 8.952350 | 8.483677 | 0.468673 | 0.000439 | 0.9645 | *1.05* |
| | | 8.966034 | 8.499701 | 0.466333 | 0.000436 | 0.9597 | |

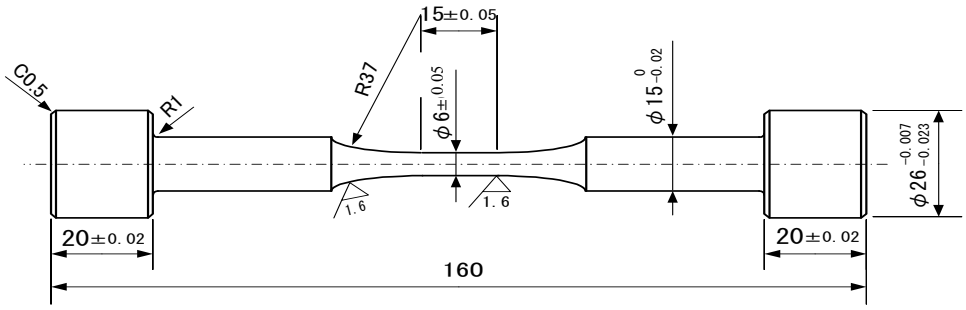
(*1) based on weight loss method, (*2) based on observation of oxide thickness
*=adhered oxide, (-)=metal gain, n.a=not applicable

Table 3.2-1 In-air low cycle fatigue of sodium exposed 316FR and Mod.9Cr-1Mo steels
[650℃, 0.1%/sec]

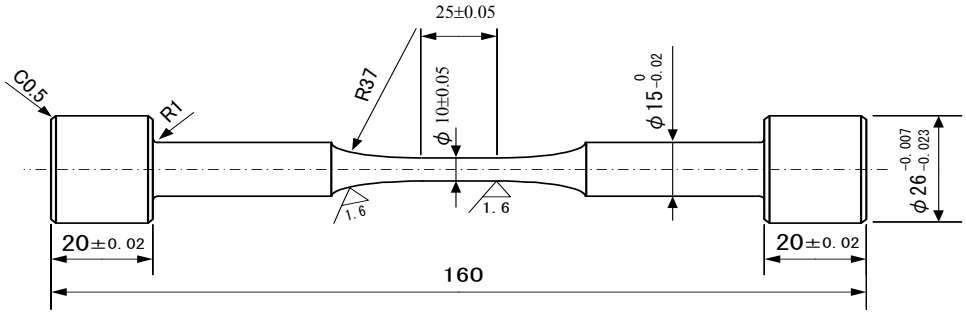
| Material | Specimen No. | Total Strain Range (%) | Plastic Strain Range (%) | Maximum Stress (MPa) | Minimum Stress (MPa) | Total Stress Range (MPa) | Failure Cycles ($N_f$) | Failure Half Cycles ($N_f/2$) | Failure Point | Initial Oxygen Concentration (ppm) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 316FR | HSH3G2 | 1.00 | 0.63 | 226.7 | -228.1 | 454.8 | 1641 | 800 | A | 1 |
| | HSH3G0 | 0.70 | 0.38 | 210.6 | -212.1 | 422.7 | 3786 | 1800 | A | |
| | HSH3G1 | 0.50 | 0.23 | 182.7 | -182.1 | 364.7 | 11397 | 5600 | A | |
| | HSH3G7 | 1.00 | 0.61 | 258.3 | -272.4 | 530.7 | 495 | 240 | B | 1000 |
| | HSH3G8 | 0.70 | 0.34 | 230.5 | -234.3 | 464.8 | 2674 | 1400 | A | |
| | HSH3G5 | 0.50 | 0.21 | 203.6 | -208.1 | 411.7 | 36447 | 18000 | A | |
| | HSH3G9 | 1.00 | 0.58 | 267.8 | -282.7 | 550.5 | 777 | 400 | A | 10000 |
| | HSH3R0 | 0.70 | 0.34 | 236.8 | -246.4 | 483.2 | 2794 | 1400 | A | |
| | HSH3R2 | 0.51 | 0.18 | 216.0 | -225.8 | 441.7 | 38141 | 20000 | A | |
| Mod.9Cr-1Mo | HUH6G3 | 1.01 | 0.77 | 177.0 | -179.6 | 356.6 | 1391 | 700 | A | 1 |
| | HUH6G1 | 0.51 | 0.26 | 168.9 | -170.8 | 339.8 | 4261 | 2200 | A | |
| | HUH6G2 | 0.40 | 0.18 | 154.6 | -156.1 | 310.7 | 12313 | 6200 | A | |
| | HUH6G0 | 0.35 | 0.15 | 147.1 | -147.9 | 295.0 | 21126 | 10000 | A | |
| | HUH6G4 | 1.01 | 0.75 | 182.2 | -188.6 | 370.8 | 924 | 459 | B | 1000 |
| | HUH6G5 | 0.51 | 0.26 | 177.5 | -179.9 | 357.4 | 4435 | 2200 | A | |
| | HUH6G6 | 0.35 | 0.13 | 149.0 | -150.6 | 299.6 | 30976 | 16000 | A | |
| | HUH6G7 | 1.01 | 0.74 | 180.2 | -192.8 | 372.9 | 955 | 476 | A | 10000 |
| | HUH6G8 | 0.51 | 0.26 | 179.0 | -186.0 | 365.0 | 2574 | 1200 | A | |
| | HUH6G9 | 0.35 | 0.12 | 149.5 | -151.0 | 300.5 | 29788 | 14000 | A | |




(a) Corrosion specimen for 316FR and Mod.9C-1Mo steels

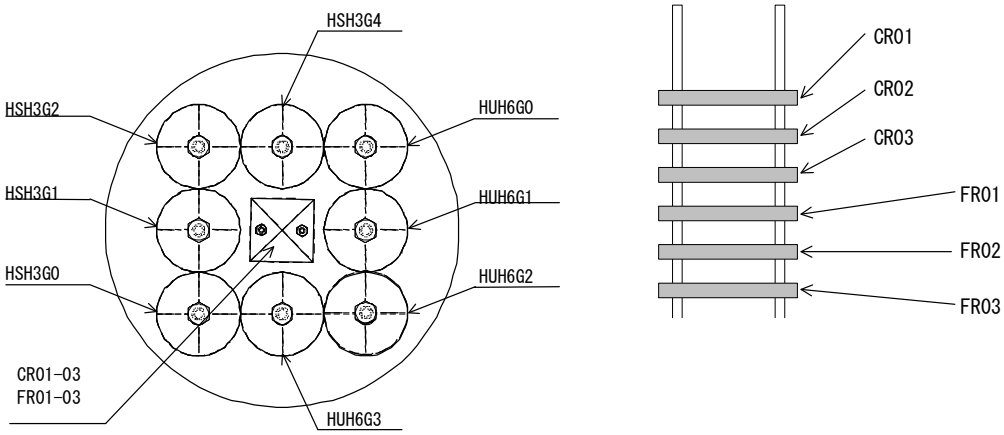



(b) 316FR fatigue test specimen




(c) Mod.9Cr-1Mo fatigue test specimen

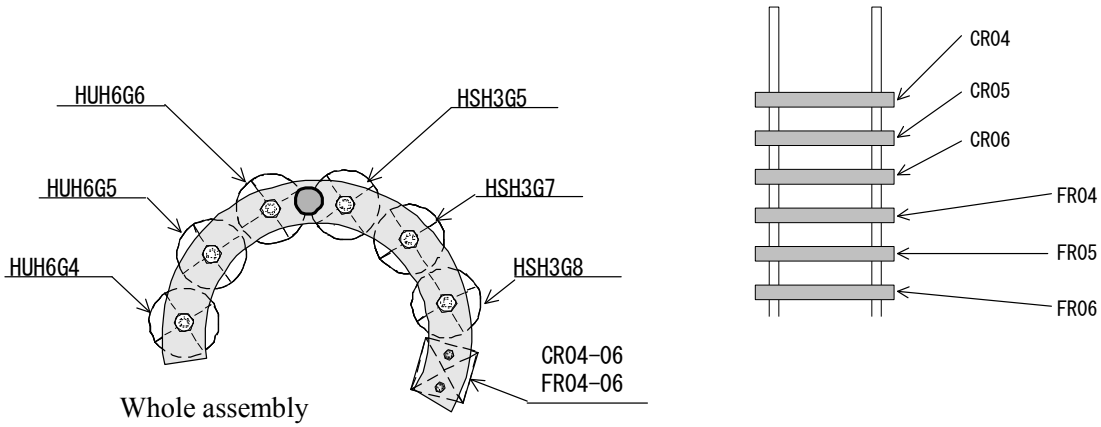
Fig.2.1-1 Configuration of corrosion and fatigue specimens




Whole assembly

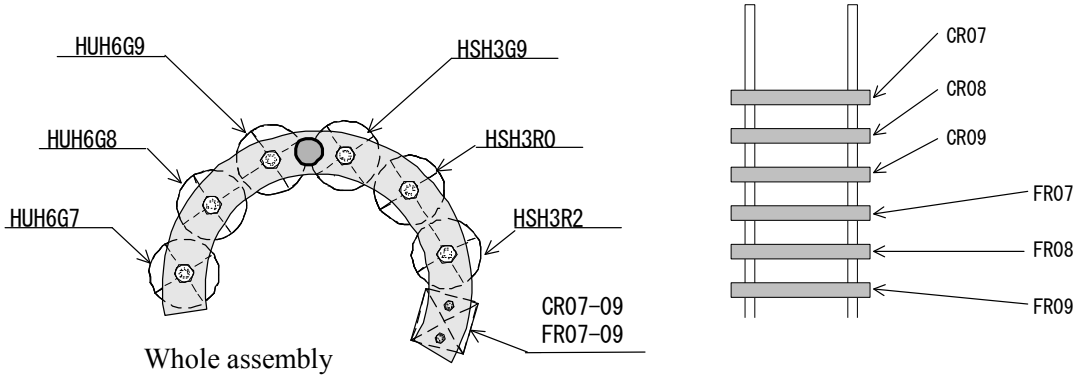
| Specimen type | Specimen No. | Material | Heat number |
|---|---|---|---|
| Fatigue test specimen | HUH6G0 | Mod.9Cr-1Mo (ϕ 10) | F2 |
| | HUH6G1 | | |
| | HUH6G2 | | |
| | HUH6G3 | | |
| | HSH3G0 | 316FR (ϕ 6) | B11 |
| | HSH3G1 | | |
| | HSH3G2 | | |
| | HSH3G4 | | |
| Corrosion test specimen | CR01 | Mod.9Cr-1Mo | F2 |
| | CR02 | | |
| | CR03 | | |
| | FR01 | 316FR | B11 |
| | FR02 | | |
| | FR03 | | |

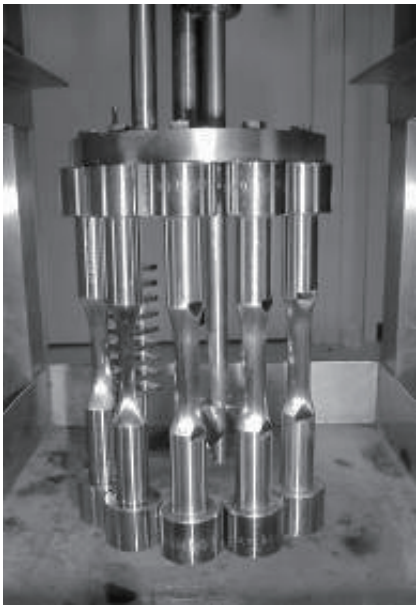
Fig.2.2-1 Pre-test assembly for sodium exposure (1ppm $O_2$, 650°C, 500 hr)



| Specimen type | Specimen No. | Material | Heat number |
|---|---|---|---|
| Fatigue test specimen | HUH6G4 | Mod.9Cr-1Mo (ϕ 10) | F2 |
| | HUH6G5 | | |
| | HUH6G6 | | |
| | HSH3G5 | 316FR (ϕ 6) | B11 |
| | HSH3G7 | | |
| | HSH3G8 | | |
| Corrosion test specimen | CR04 | Mod.9Cr-1Mo | F2 |
| | CR05 | | |
| | CR06 | | |
| | FR04 | 316FR | B11 |
| | FR05 | | |
| | FR06 | | |

Fig.2.2-2 Pre-test assembly for sodium exposure ($10^3$ppm $O_2$, 650°C, 500 hr)



| Specimen type | Specimen No. | Material | Heat number |
|---|---|---|---|
| Fatigue test specimen | HUH6G7 | Mod.9Cr-1Mo (ϕ 10) | F2 |
| | HUH6G8 | | |
| | HUH6G9 | | |
| | HSH3G9 | 316FR (ϕ 6) | B11 |
| | HSH3R0 | | |
| | HSH3R2 | | |
| Corrosion test specimen | CR07 | Mod.9Cr-1Mo | F2 |
| | CR08 | | |
| | CR09 | | |
| | FR07 | 316FR | B11 |
| | FR08 | | |
| | FR09 | | |

Fig.2.2-3 Pre-test assembly for sodium exposure ($10^4$ppm $O_2$, 650°C, 500 hr)

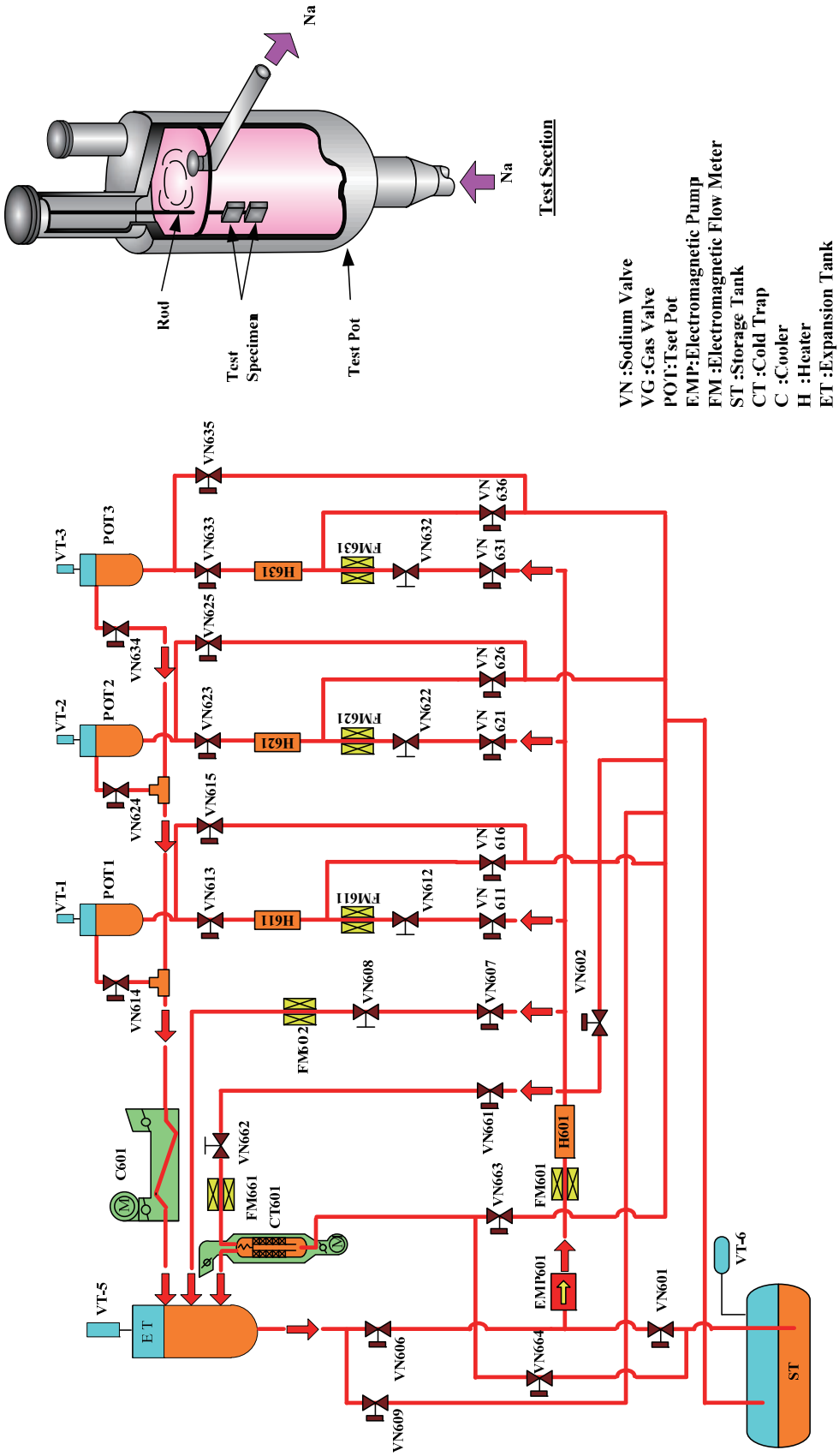



Fig.2.2-4 Flow sheet of Structural Materials Sodium Exposure Test Pots

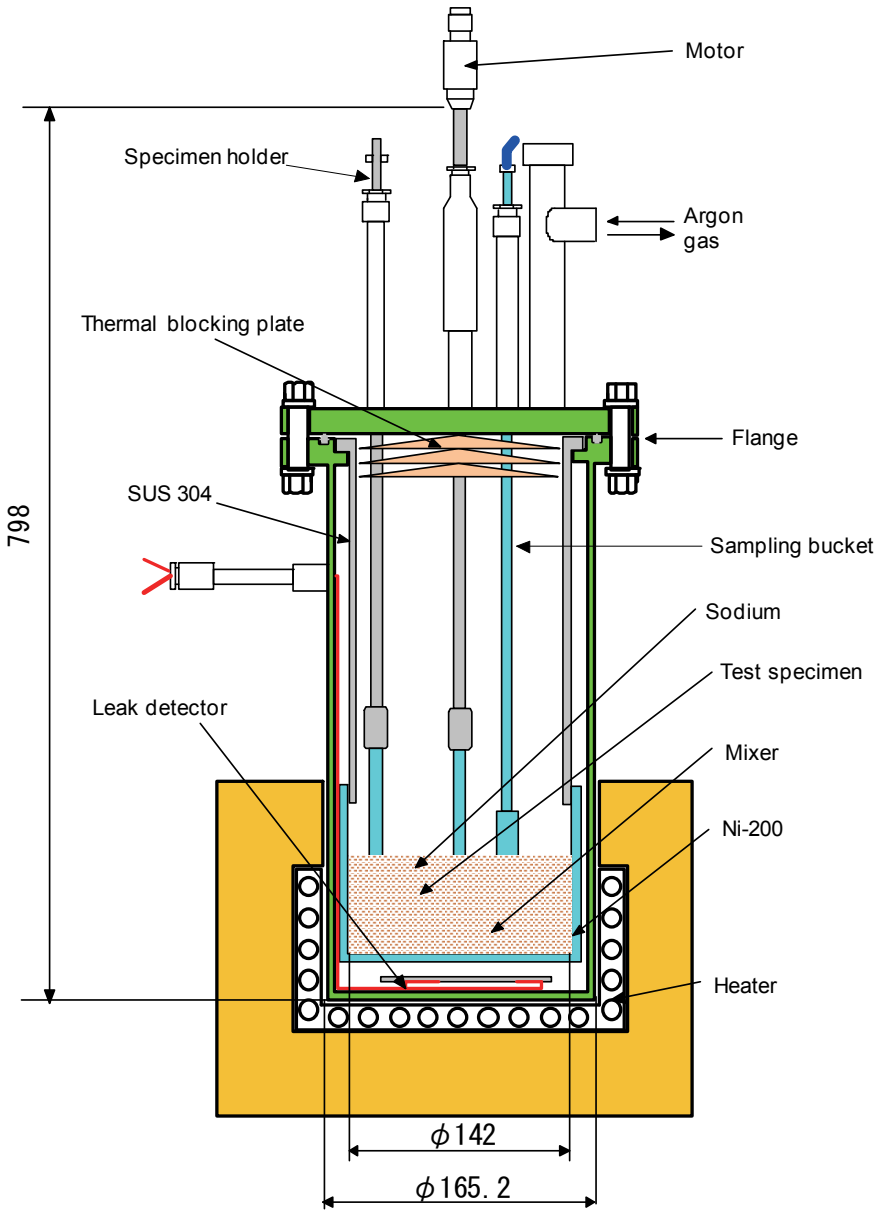


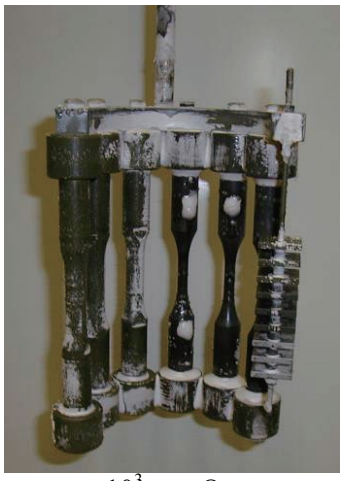

Fig.2.2-5 Corrosion Test Pot Nacort700

1 ppm $O_2$

$10^3$ ppm $O_2$ $10^4$ ppm $O_2$

Fig.2.2-6 Sodium Exposure Test Pot 3 and Nacort700 Pot 1 and 2

1ppm $O_2$



$10^3$ppm $O_2$

$10^4$ppm $O_2$

Fig.2.2-7 Sodium-exposed assemblies

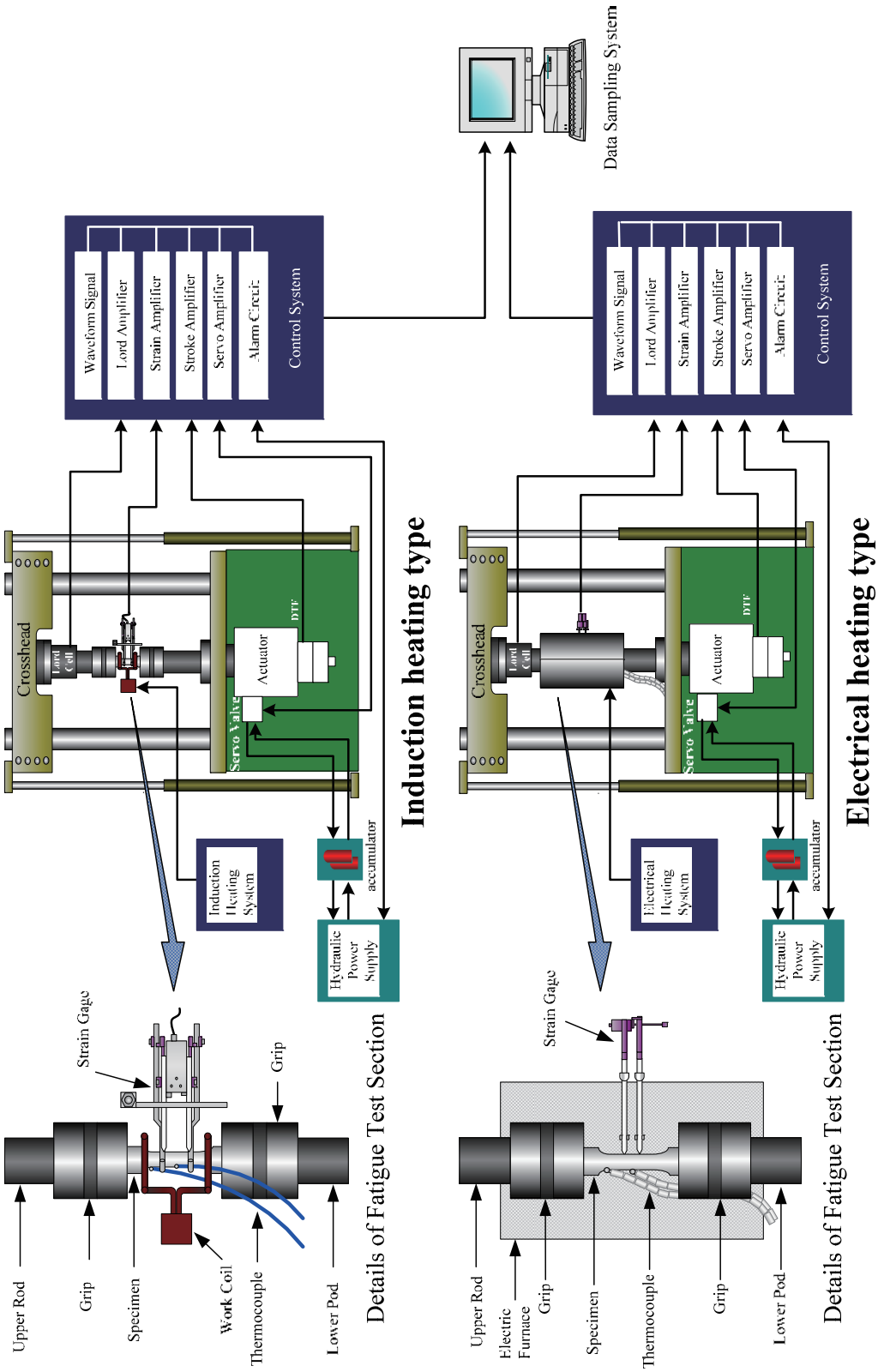



Fig.2.3-1 In-air high temperature low-cycle fatigue machine with induction heating

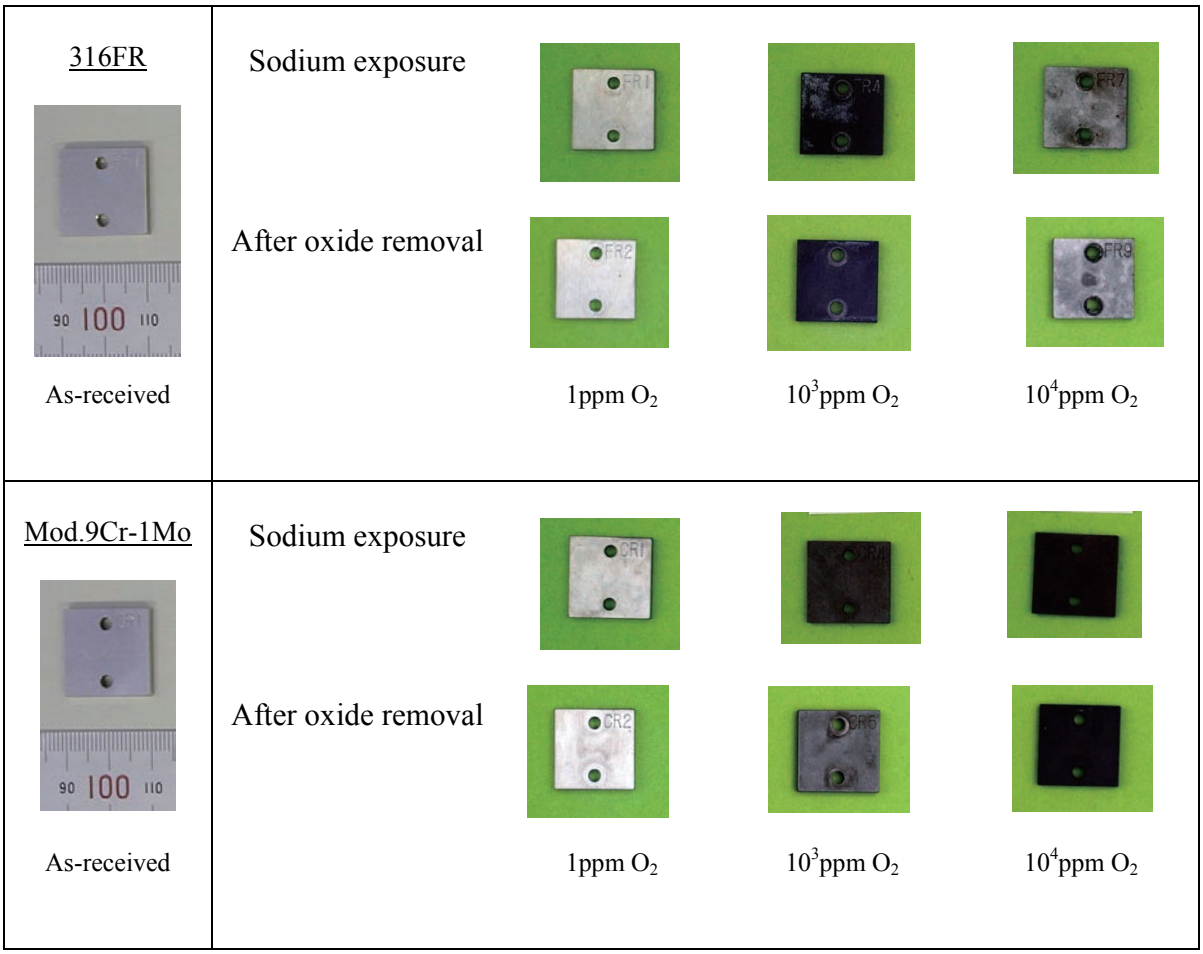
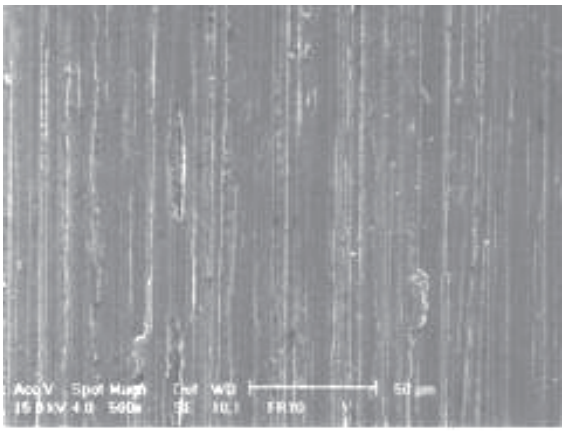
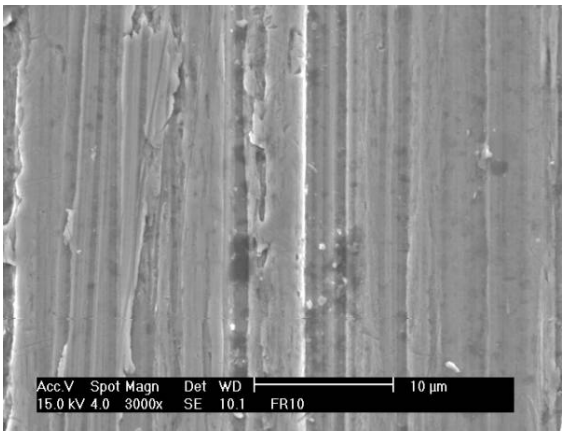


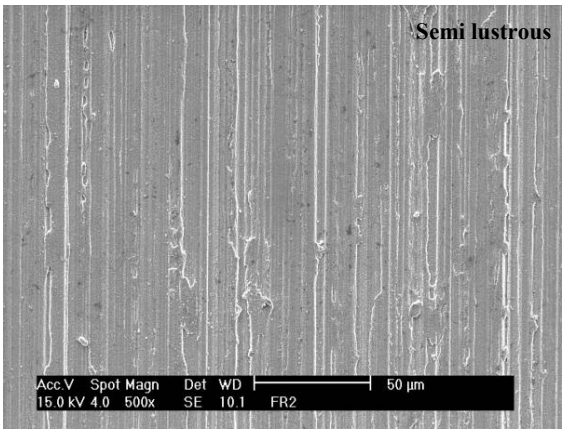

Fig.3.1-1 As-received and sodium-exposed corrosion specimens



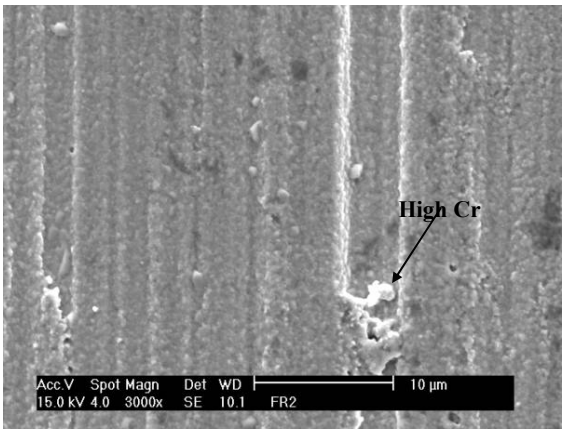
As-received



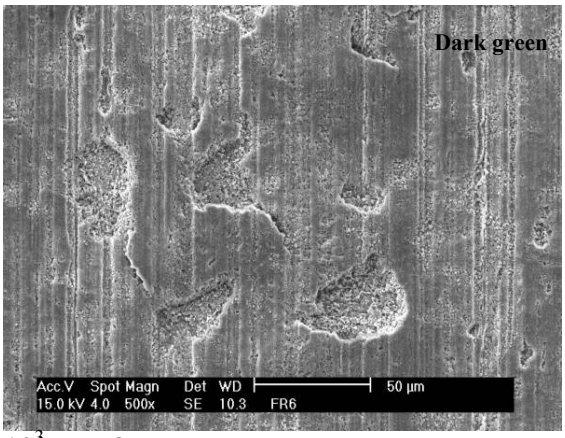

As-received



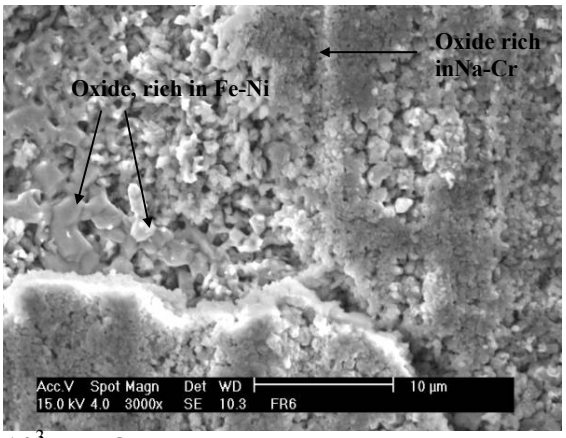

1ppm $O_2$




1ppm $O_2$

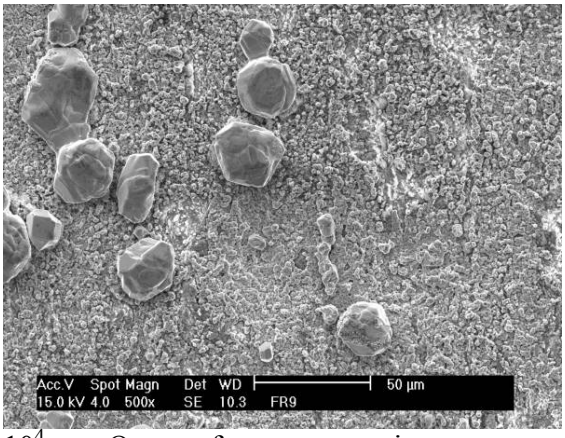



$10^3$ppm $O_2$

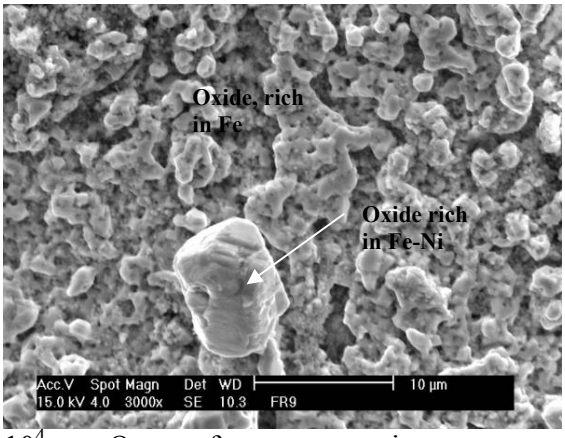



$10^3$ppm $O_2$

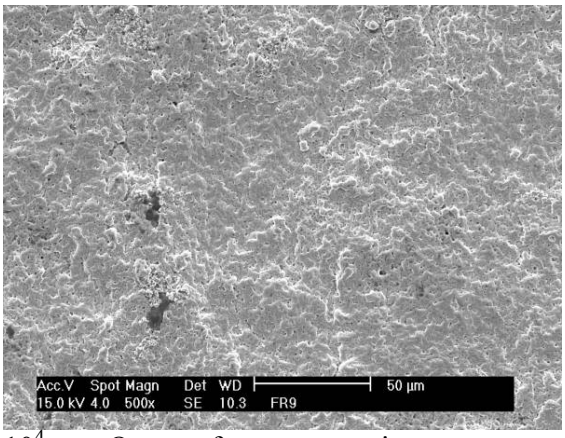
Fig.3.1-2 Surface of as-received and sodium-exposed 316FR



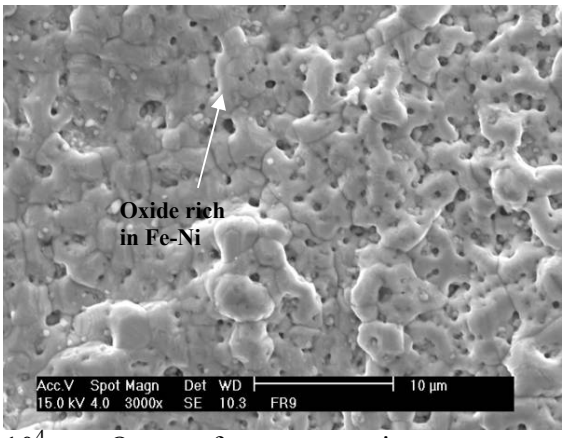

$10^4$ppm $O_2$ – surface center region




$10^4$ppm $O_2$ – surface center region




$10^4$ppm $O_2$ – surface outer region




$10^4$ppm $O_2$ – surface outer region

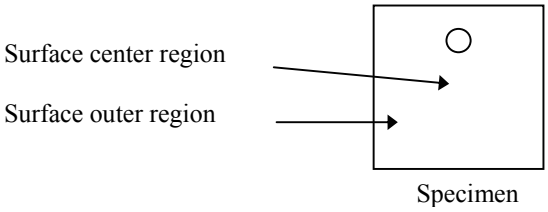
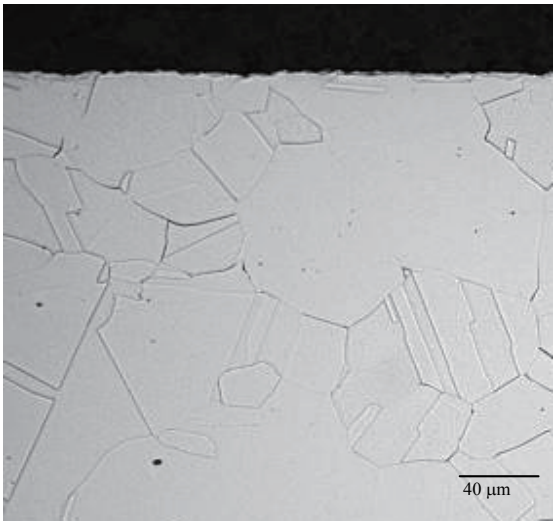
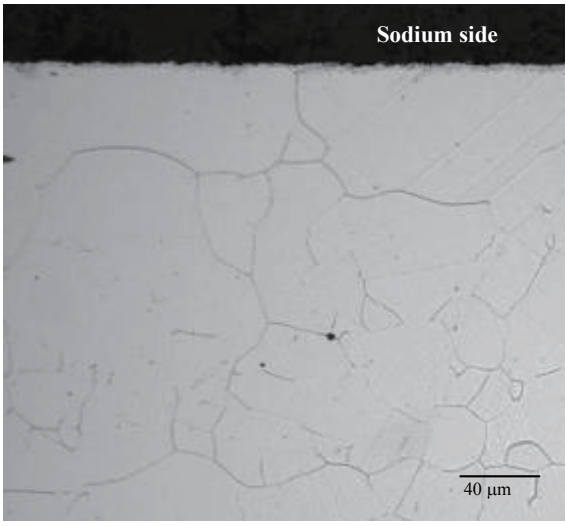


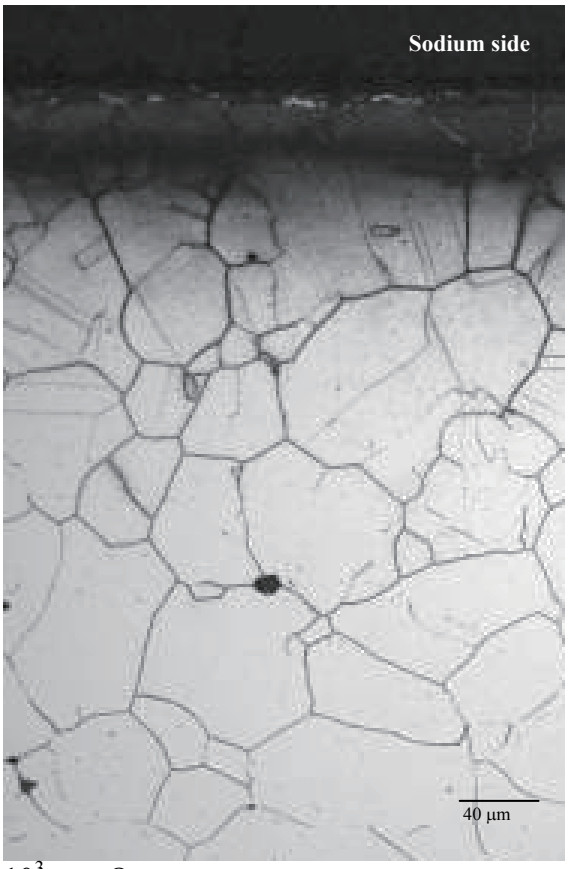

Fig.3.1-3 Surface of sodium-exposed 316FR at $10^4$ppm $O_2$



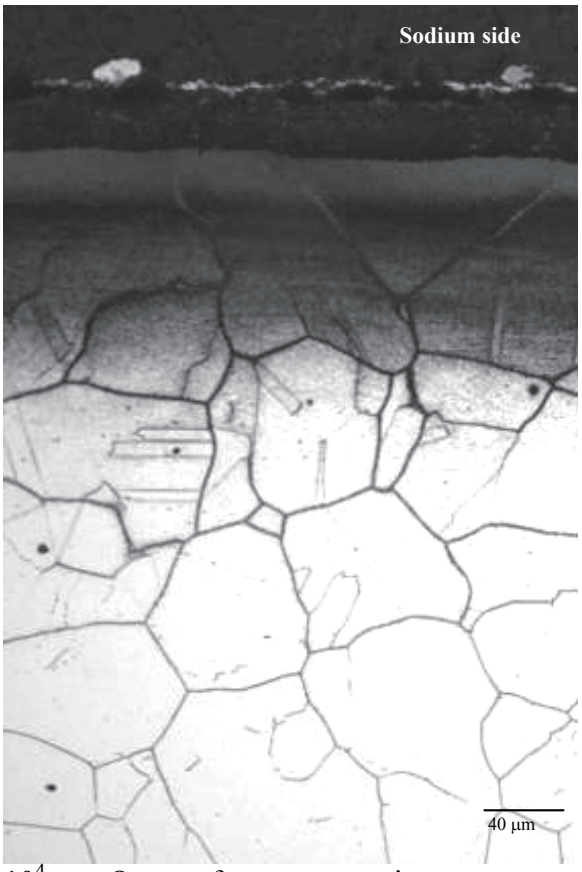

As-received




1ppm $O_2$

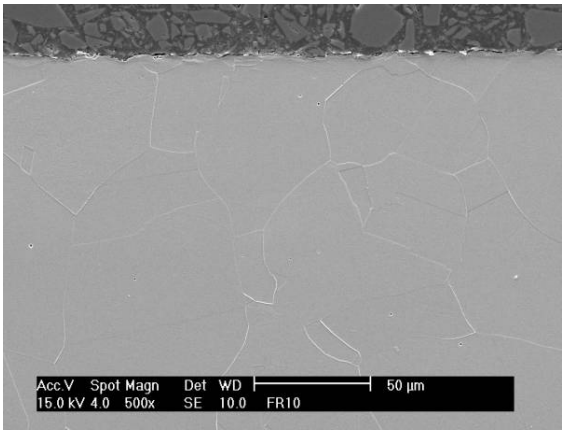



$10^3$ppm $O_2$

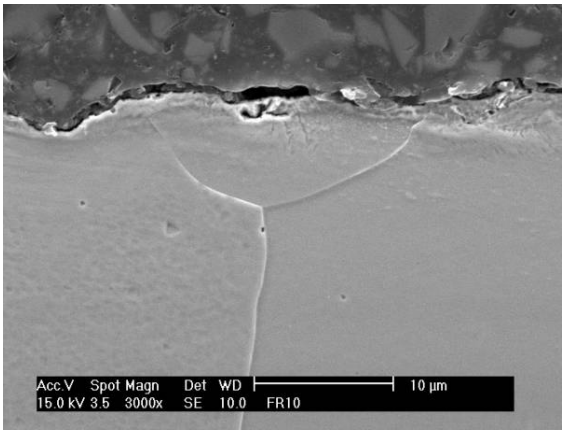



$10^4$ppm $O_2$ – surface center region

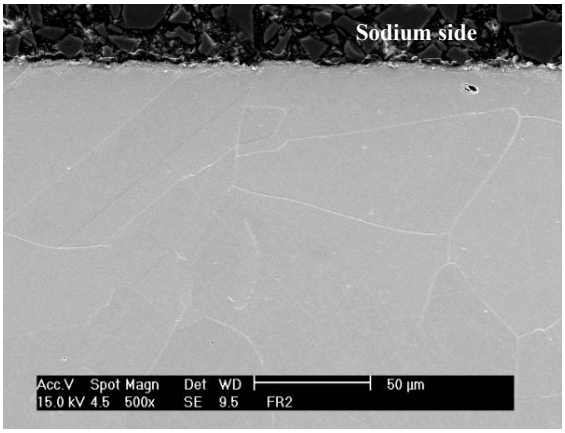
Fig.3.1-4 Optical micrographs of as-received and sodium-exposed 316FR



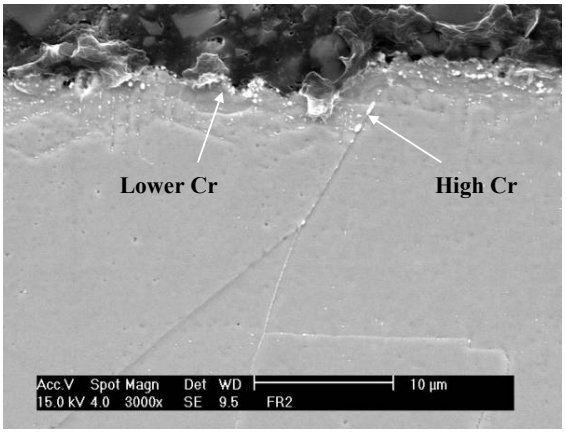

As-received



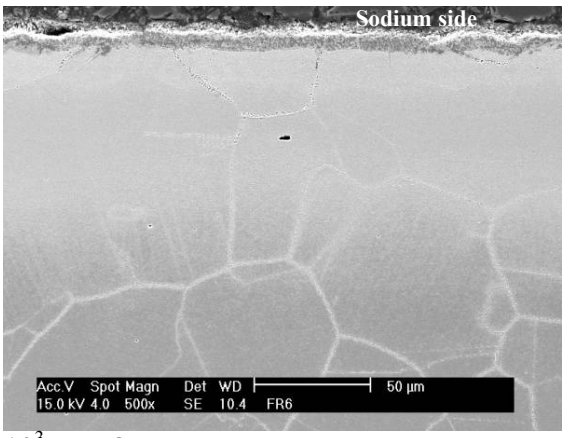

As-received



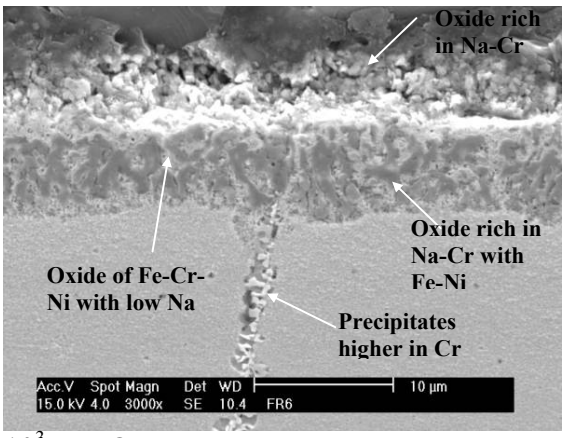

1ppm $O_2$




1ppm $O_2$

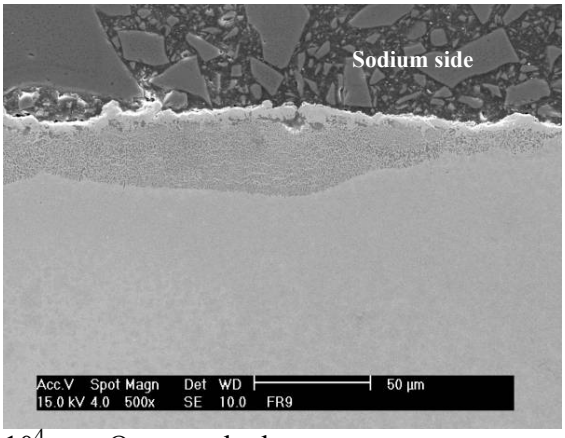



$10^3$ppm $O_2$

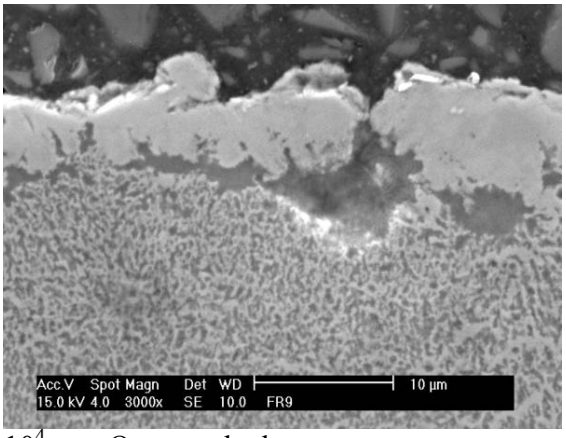



$10^3$ppm $O_2$

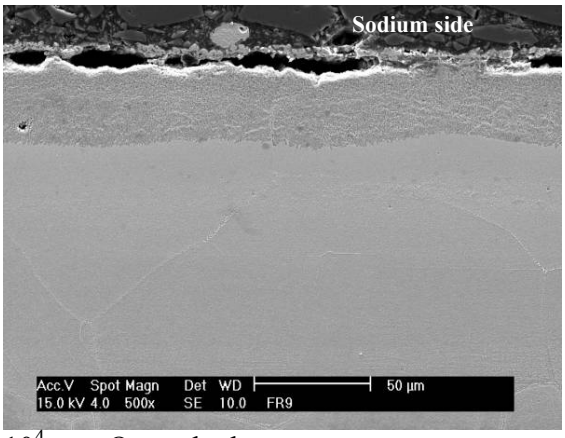
Fig.3.1-5 SEM micrographs of as-received and sodium-exposed 316FR



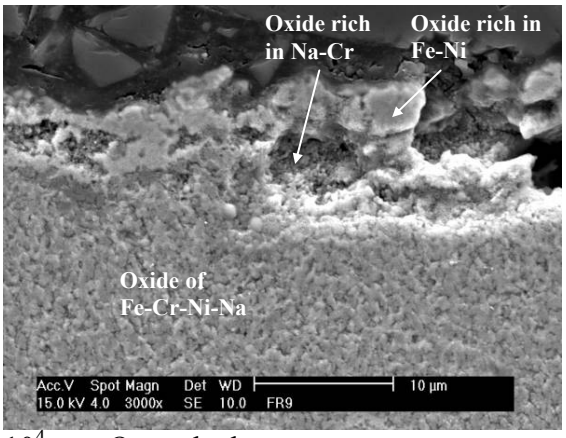

$10^4$ppm $O_2$, unetched




$10^4$ppm $O_2$, unetched

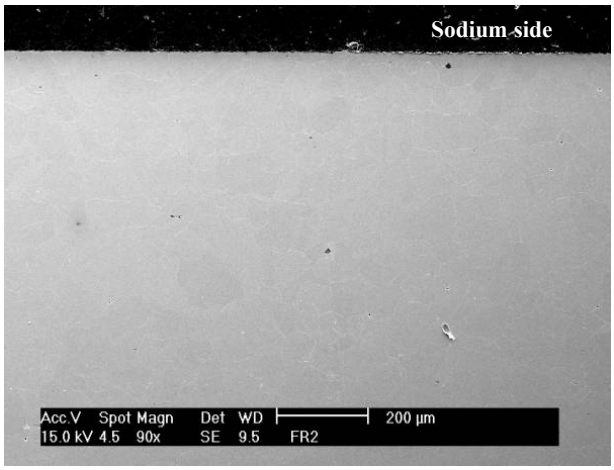



$10^4$ppm $O_2$, etched

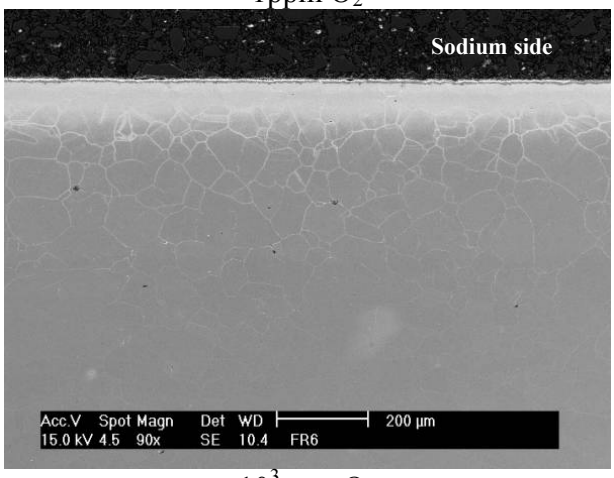



$10^4$ppm $O_2$, etched

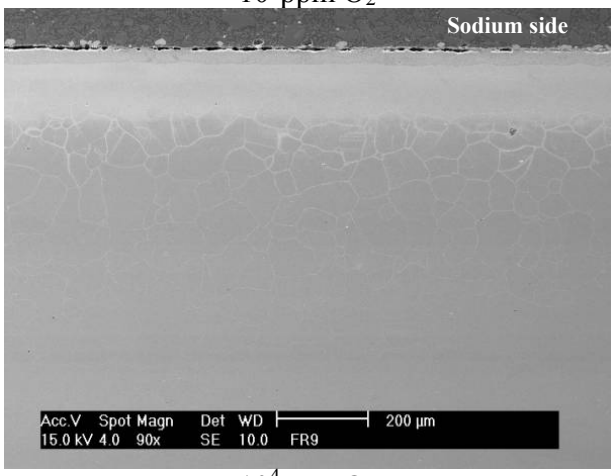
Fig.3.1-6 SEM micrographs of sodium-exposed 316FR at $10^4$ppm $O_2$




1ppm $O_2$




$10^3$ppm $O_2$




$10^4$ppm $O_2$

Fig.3.1-7 Cross section of sodium-exposed 316FR

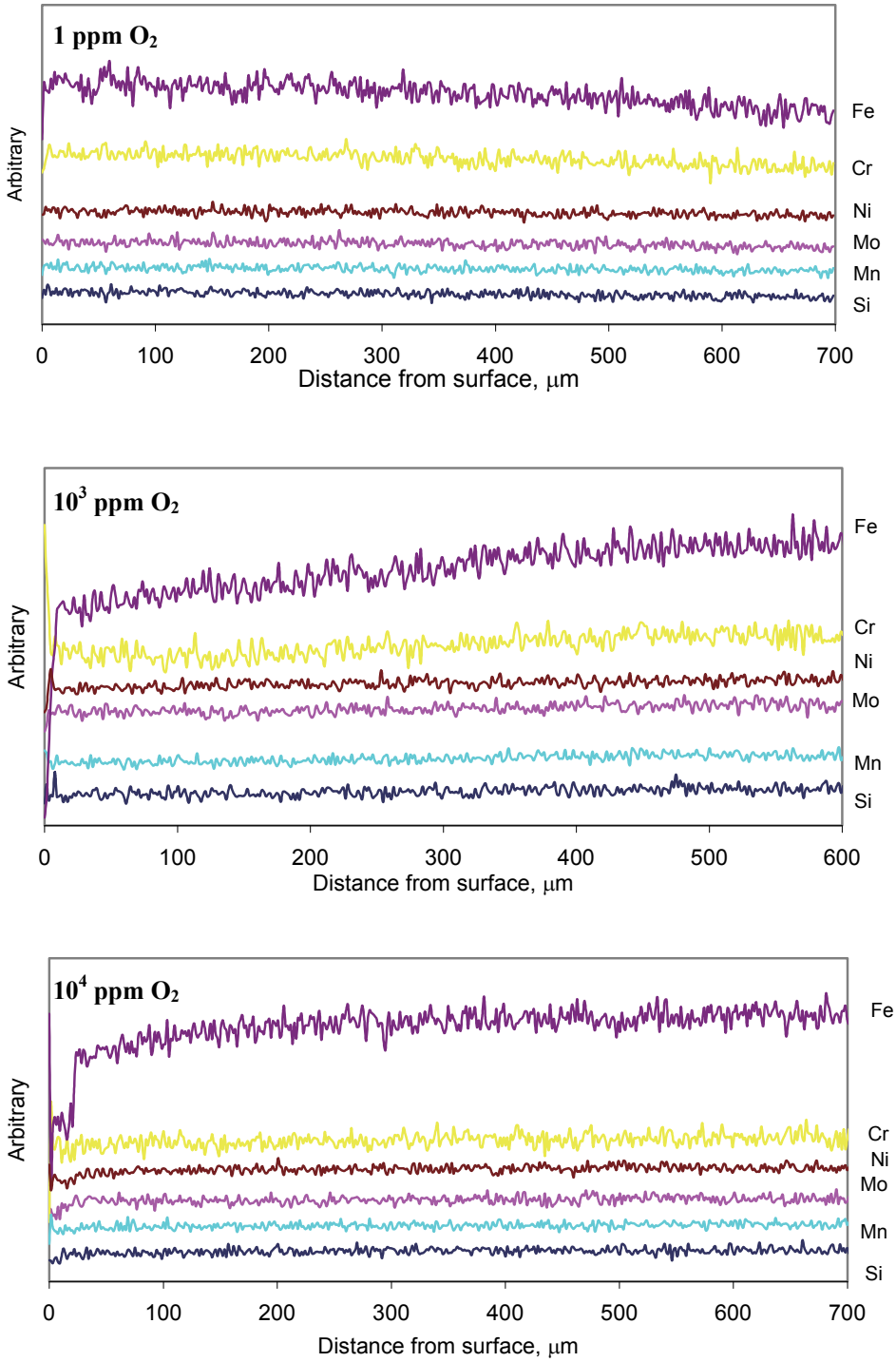



Fig.3.1-8 EDS analysis of sodium-exposed 316FR

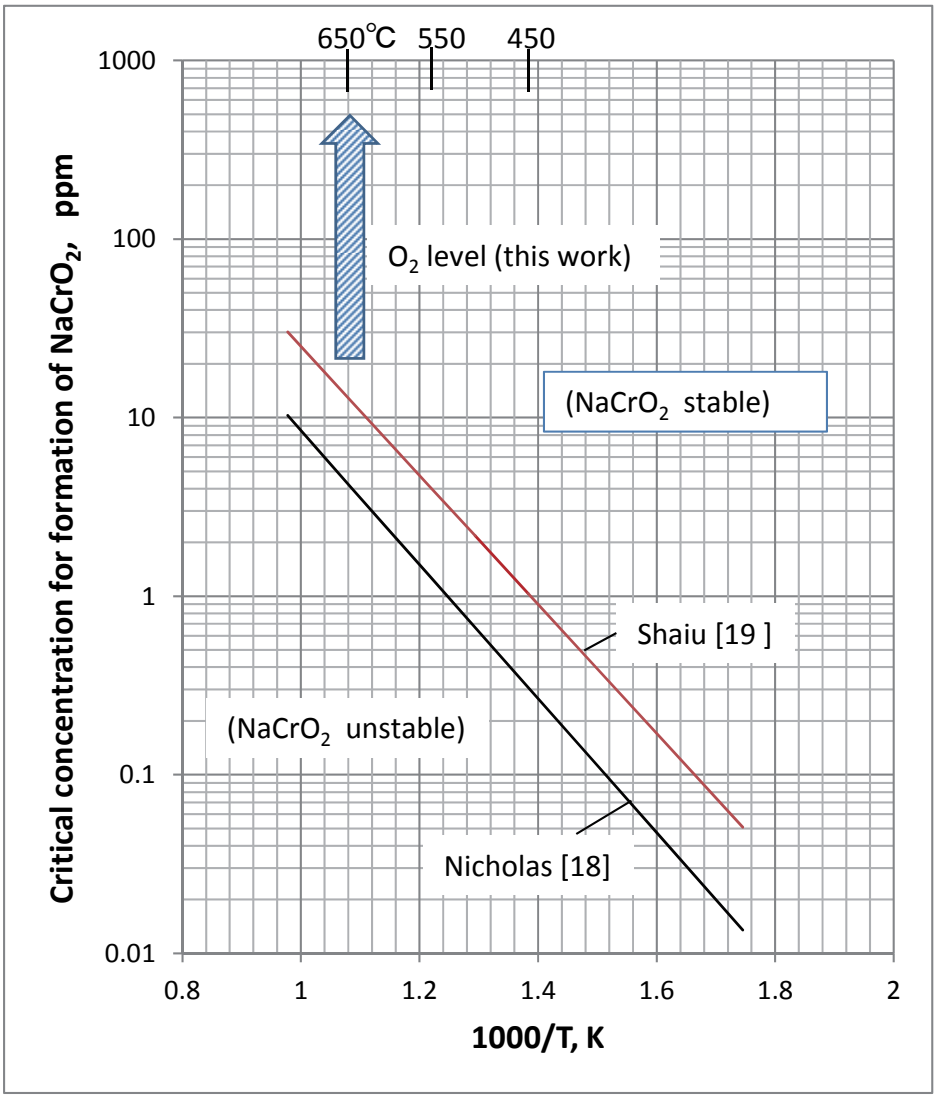



Fig.3.1-9 Critical oxygen level in sodium for the formation of $NaCrO_2$ on stainless steel

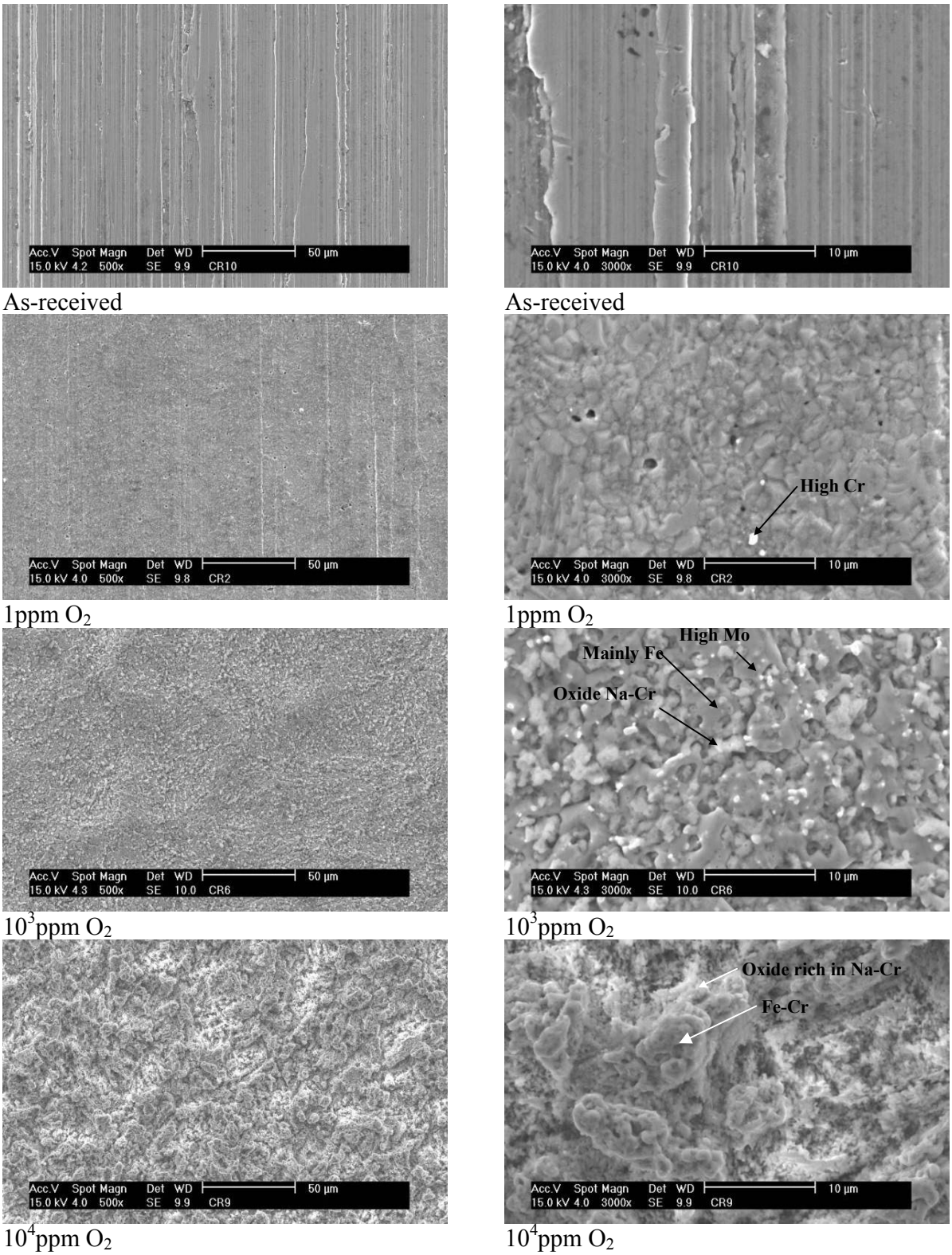
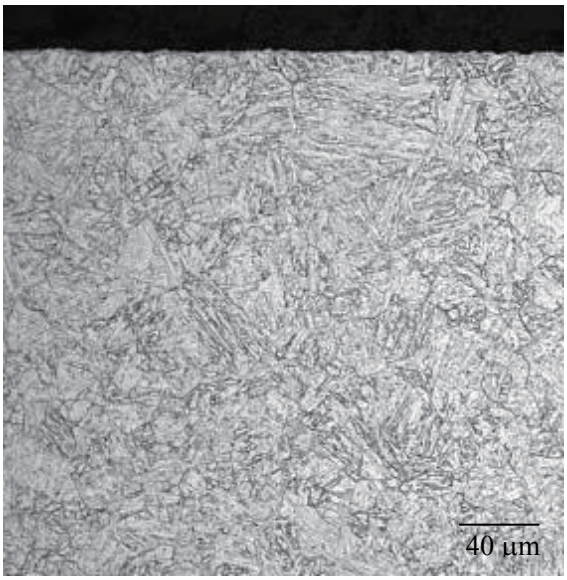
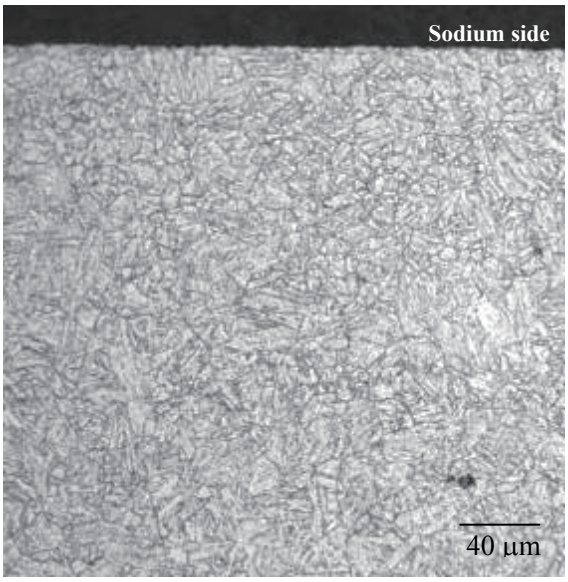


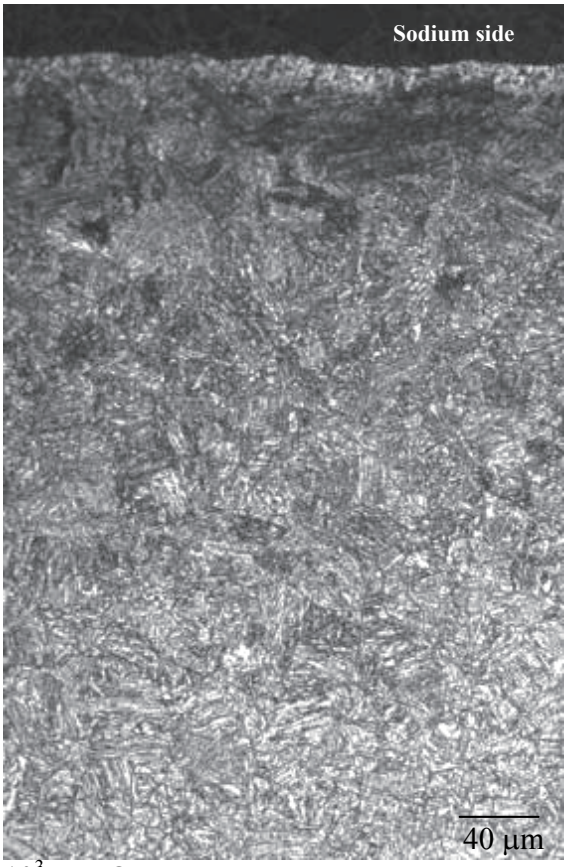

Fig.3.1-10 Surface of as-received and sodium-exposed Mod.9Cr-1Mo steel



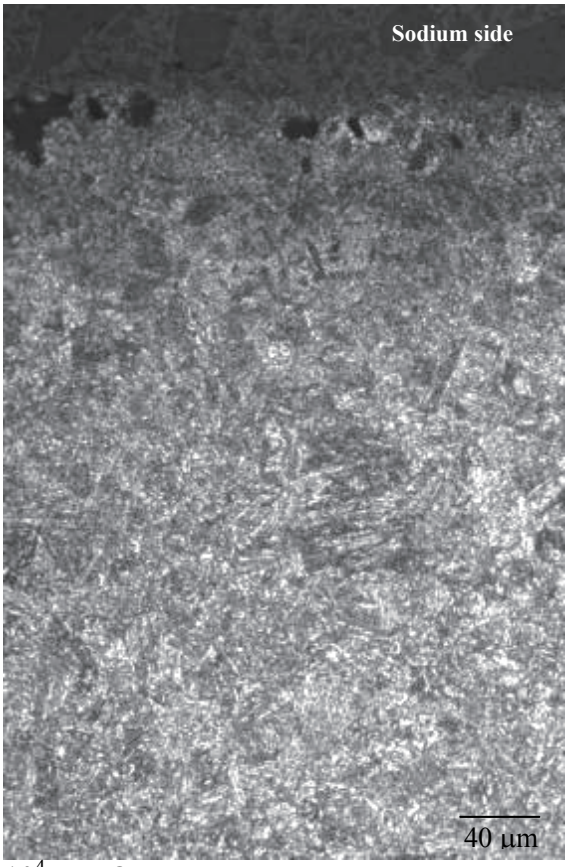

As-received




1ppm $O_2$

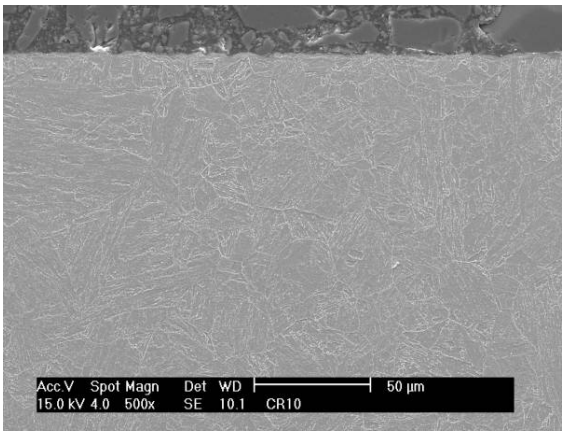



$10^3$ppm $O_2$

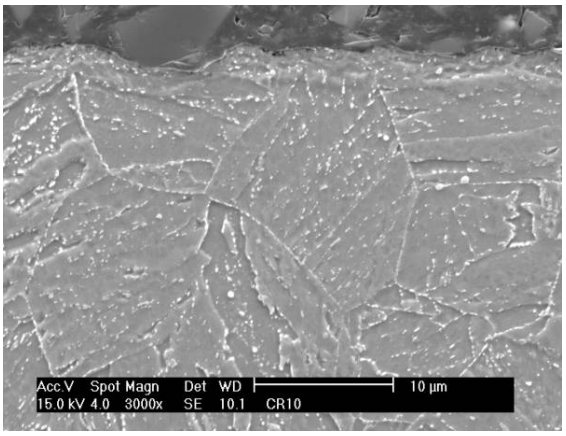



$10^4$ppm $O_2$

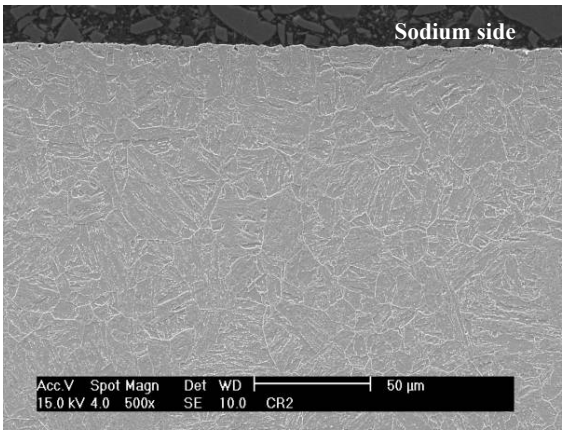
Fig.3.1-11 Optical micrographs of as-received and sodium-exposed Mod.9Cr-1Mo steel



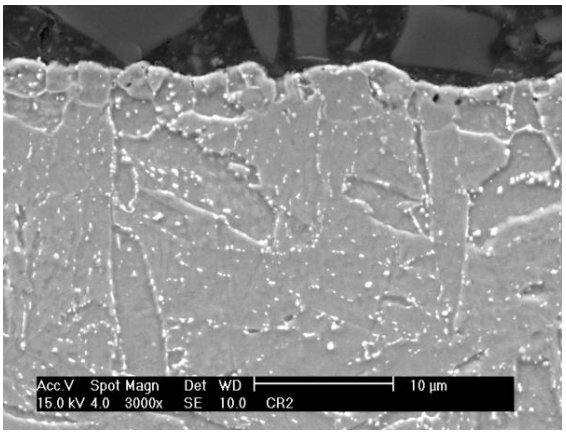

As-received




As-received

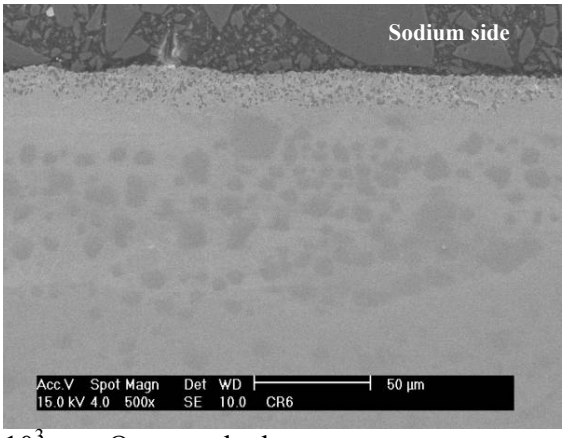



1ppm $O_2$

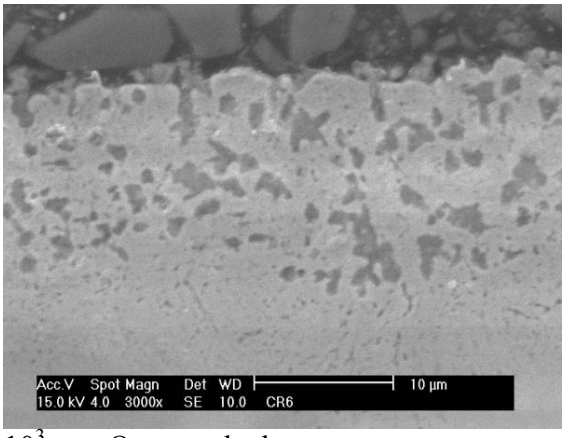



1ppm $O_2$

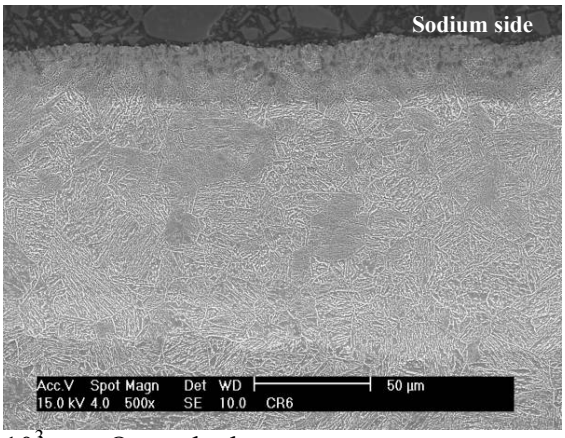
Fig.3.1-12 SEM micrographs of as-received and sodium-exposed Mod.9Cr-1Mo steel at 1ppm $O_2$



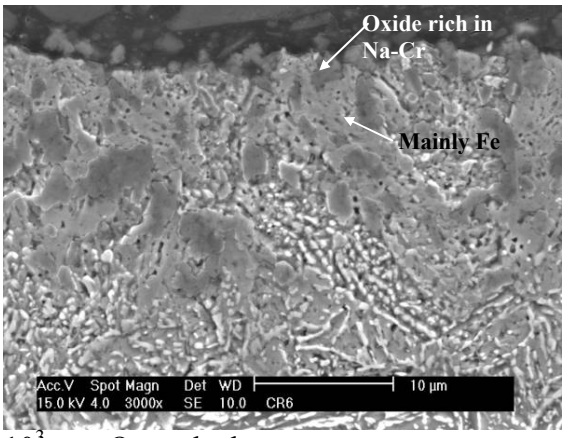

$10^3$ppm $O_2$, unetched



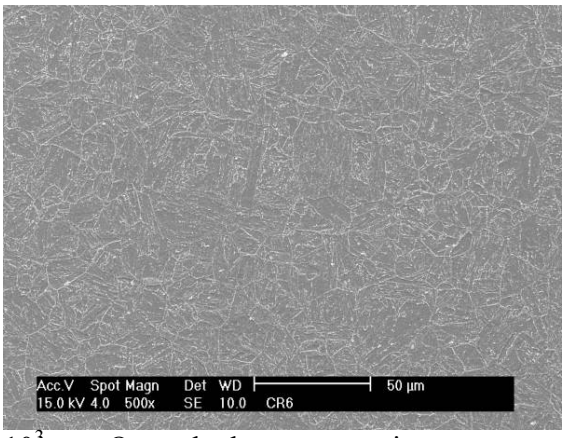

$10^3$ppm $O_2$, unetched



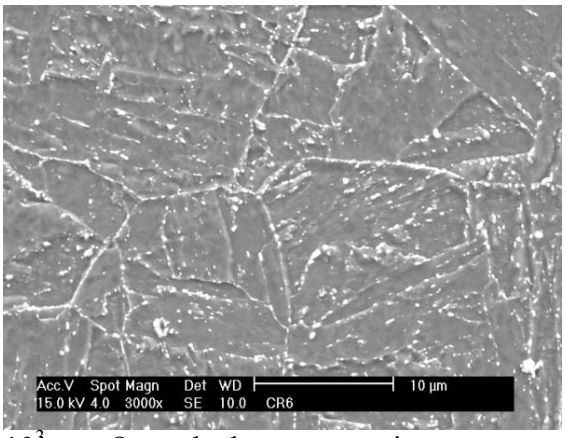

$10^3$ppm $O_2$, etched




$10^3$ppm $O_2$, etched

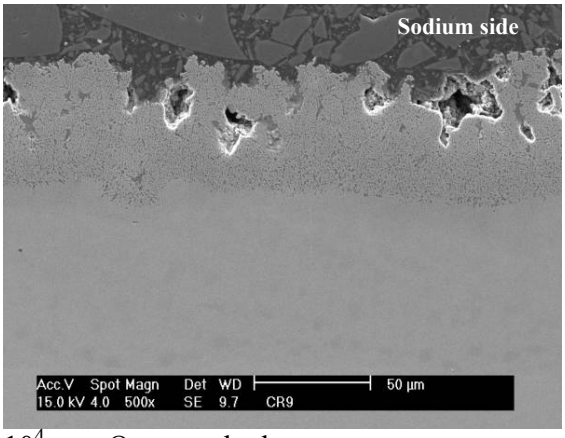



$10^3$ppm $O_2$, etched – center region

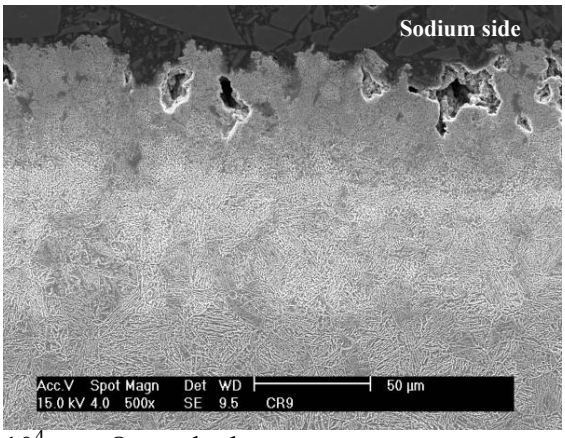



$10^3$ppm $O_2$, etched – center region

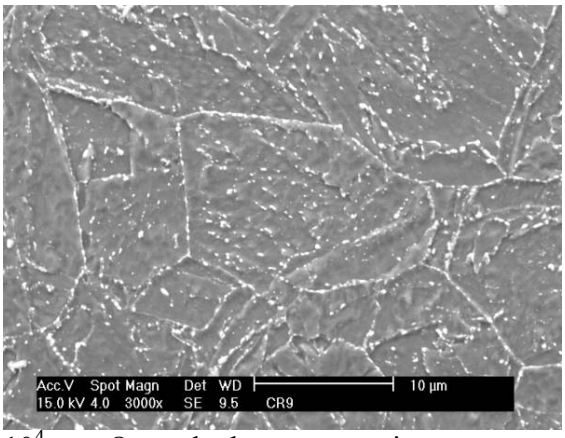
Fig.3.1-13 SEM micrographs of sodium-exposed Mod.9Cr-1Mo steel at $10^3$ppm $O_2$



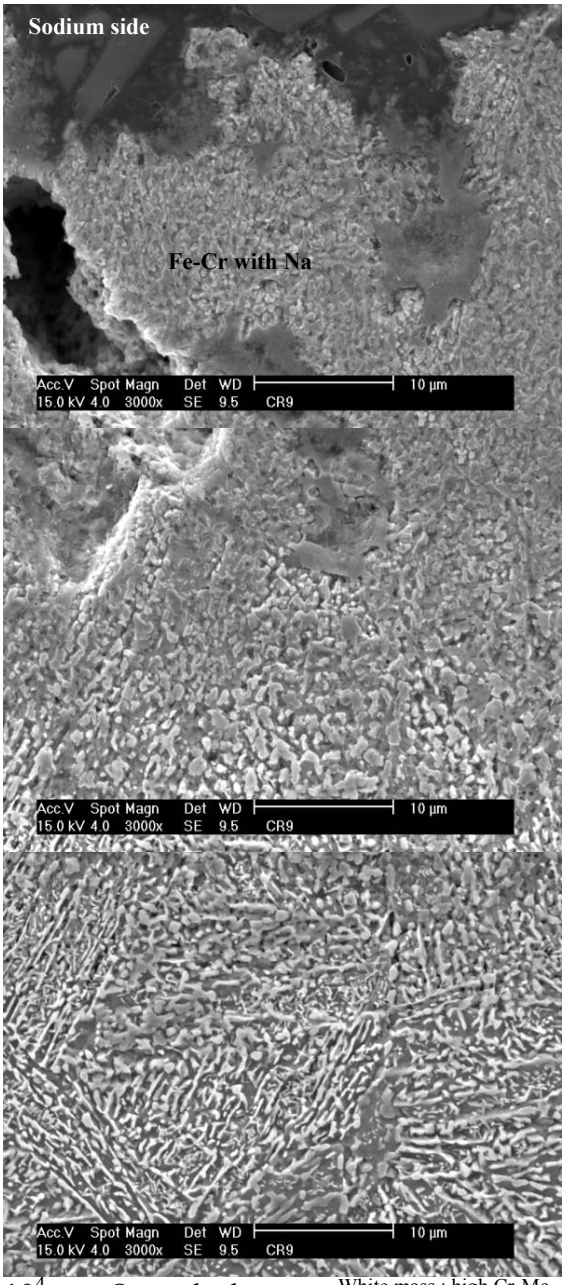

$10^4$ppm $O_2$, unetched




$10^4$ppm $O_2$, etched



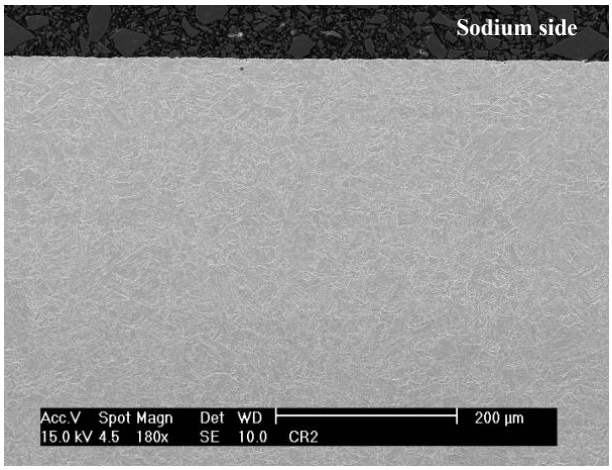

$10^4$ppm $O_2$, etched – center region



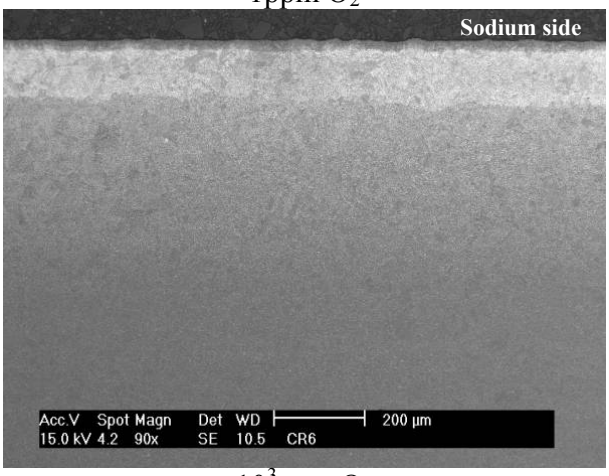

$10^4$ppm $O_2$, etched

White mass : high Cr-Mo
Background : low Cr

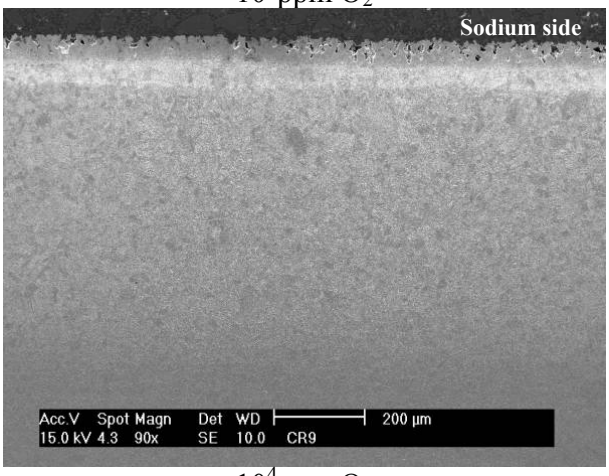
Fig.3.1-14 SEM micrographs of sodium-exposed Mod.9Cr-1Mo steel at $10^4$ppm $O_2$




1ppm $O_2$




$10^3$ppm $O_2$




$10^4$ppm $O_2$

Fig.3.1-15 Cross section of sodium-exposed Mod.9Cr-1Mo steel

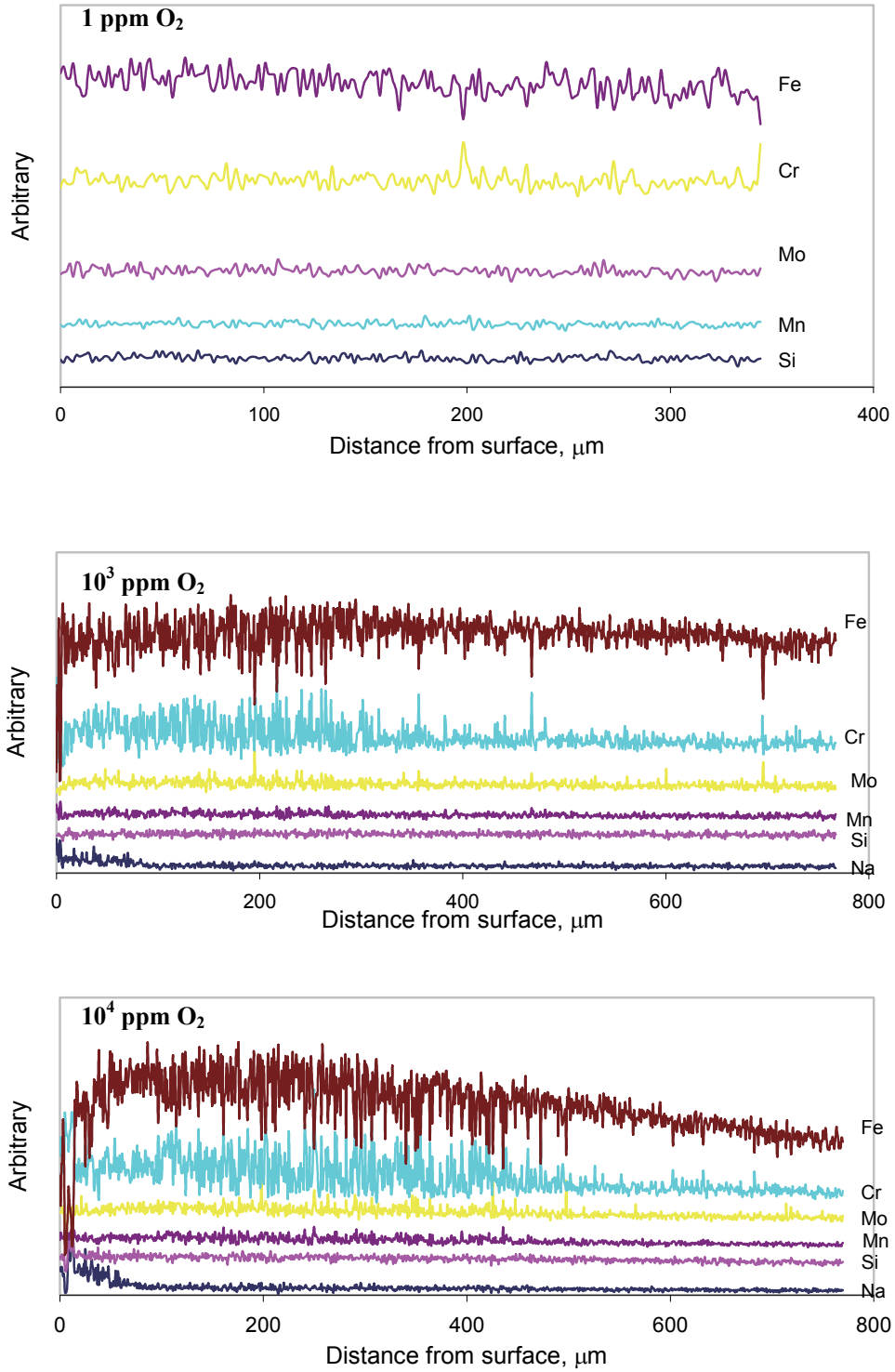
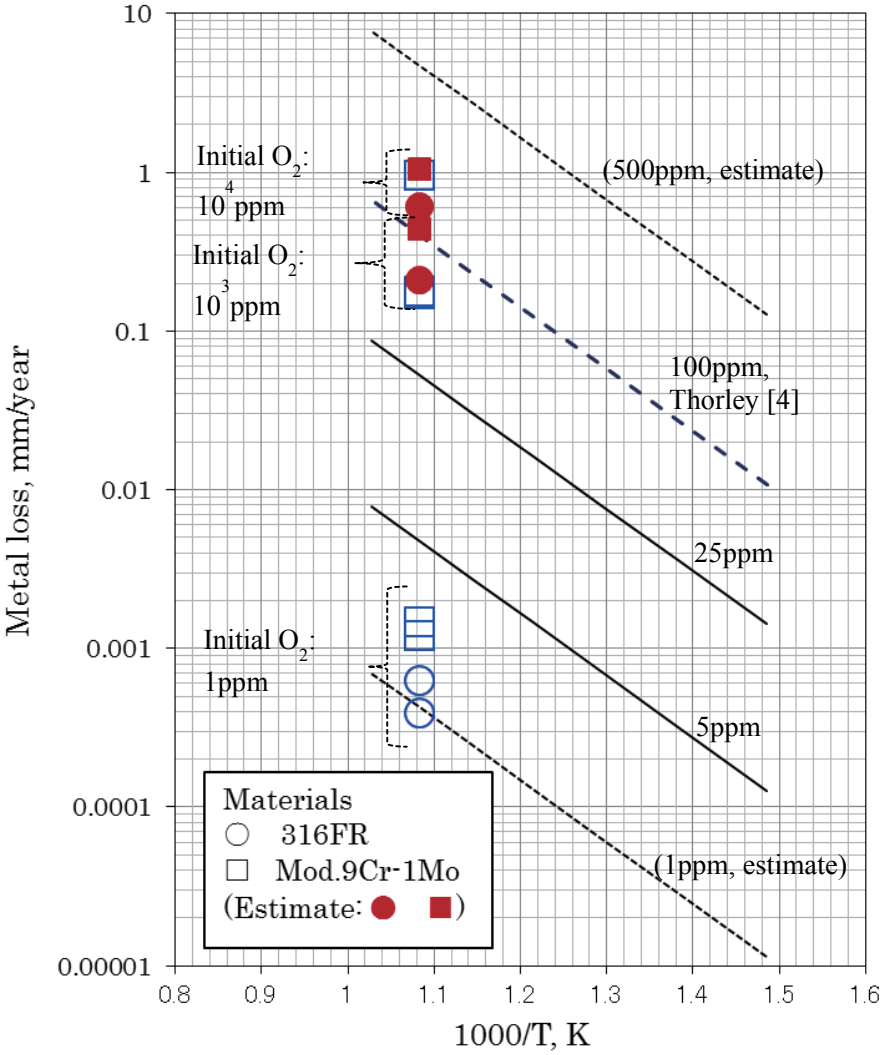



Fig.3.1-16 EDS analysis of sodium-exposed Mod.9Cr-1Mo steel




*Note:*
*____ weight loss method*
*- - - - rough estimate (316FR)*

Design curves for FBR structural materials (Ref.21)
Application range of $O_2$ level; 5-25ppm

Fig.3.1-17 Metal loss rate of 316FR and Mod.9Cr-1Mo steels

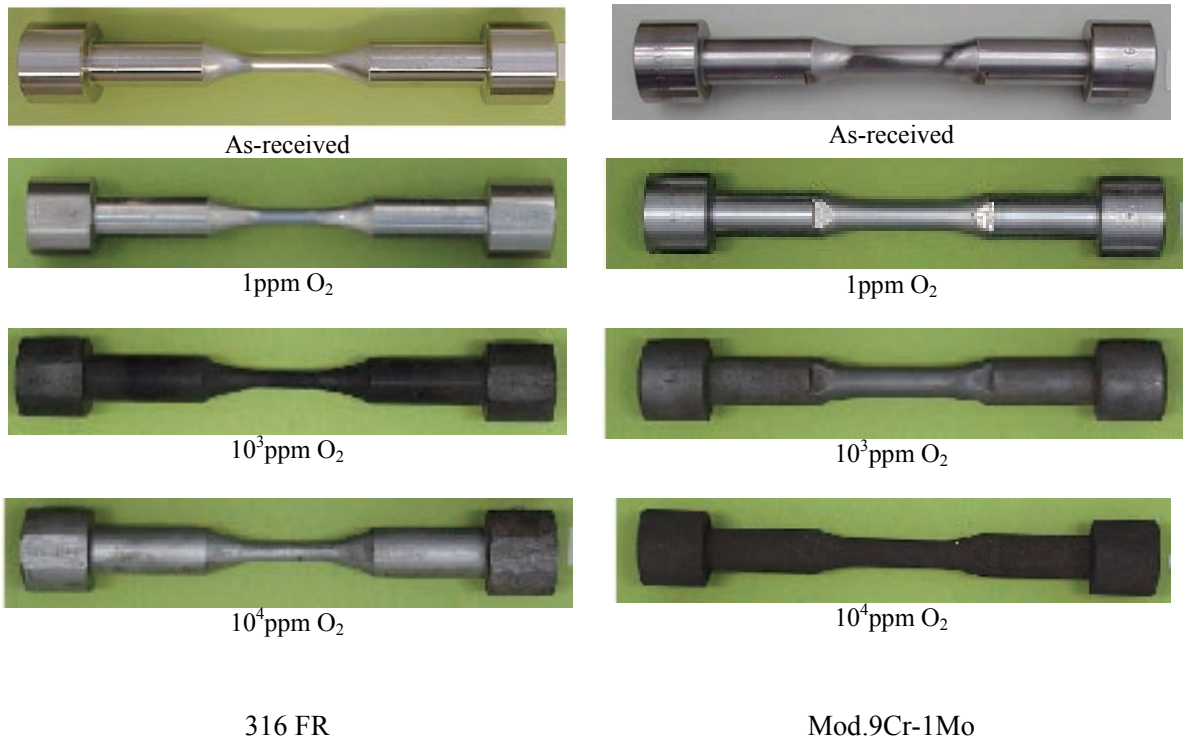
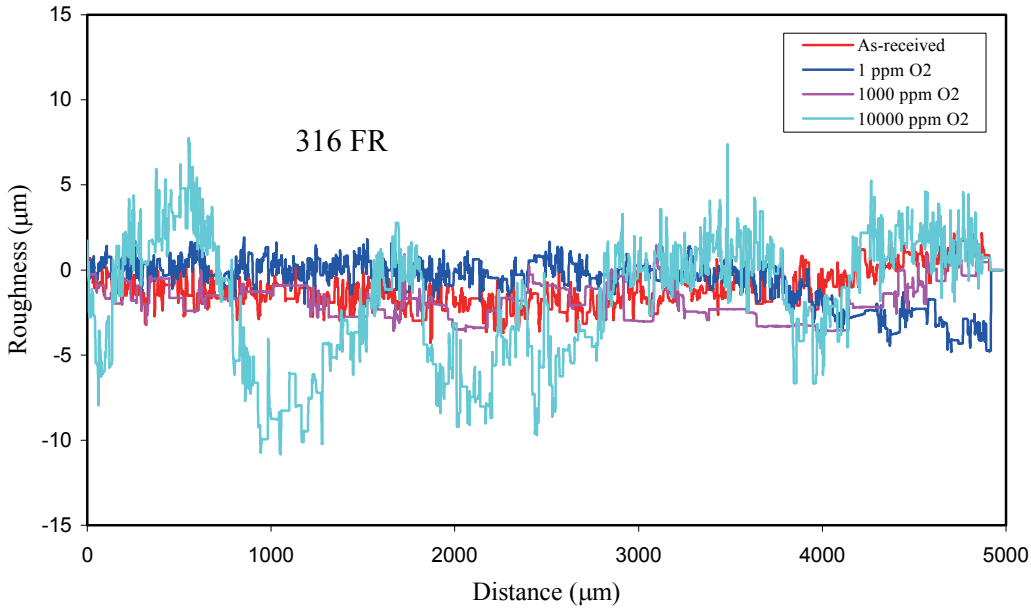
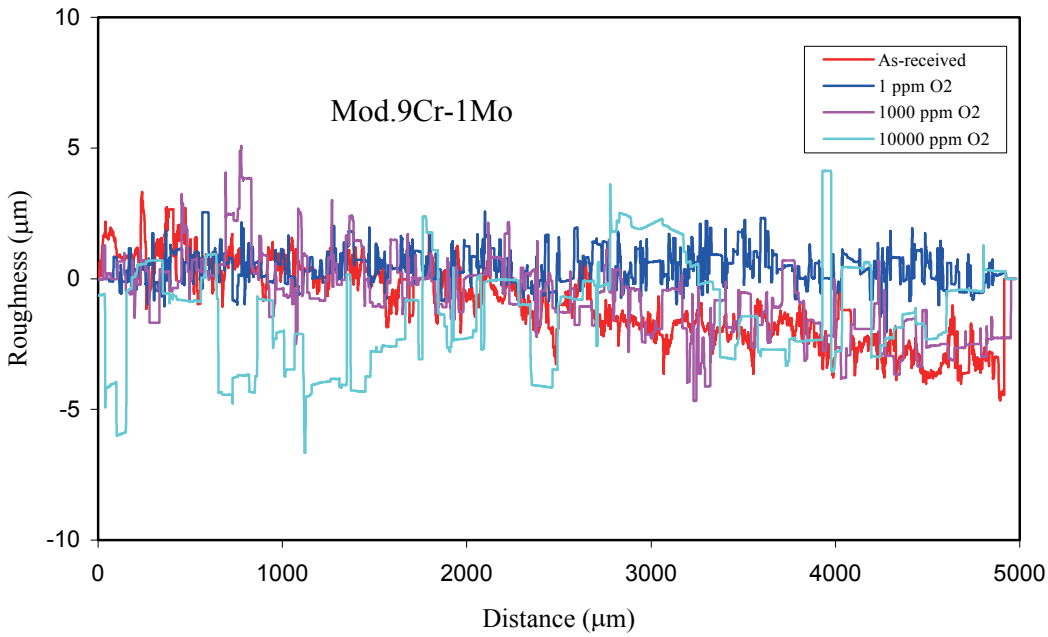



Fig.3.2-1 As-received and sodium-exposed 316FR and Mod.9Cr-1Mo fatigue specimens




(a) 316FR




**(b)** Mod.9Cr-1Mo

Fig.3.2-2 Surface roughness of sodium-exposed 316FR and Mod.9Cr-1Mo steels

1ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon t$=1.0%

1ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon t$=0.7%

1ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon t$=0.5%

$10^3$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon t$=1.0%

$10^3$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon t$=0.7%

$10^3$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon t$=0.5%

$10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon t$=1.0%

$10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon t$=0.7%

$10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon t$=0.5%

316FR (B11 Heat)
650°C
0.1%/sec

Fig.3.2-3 Photographs of 316FR specimens after low-cycle fatigue tests

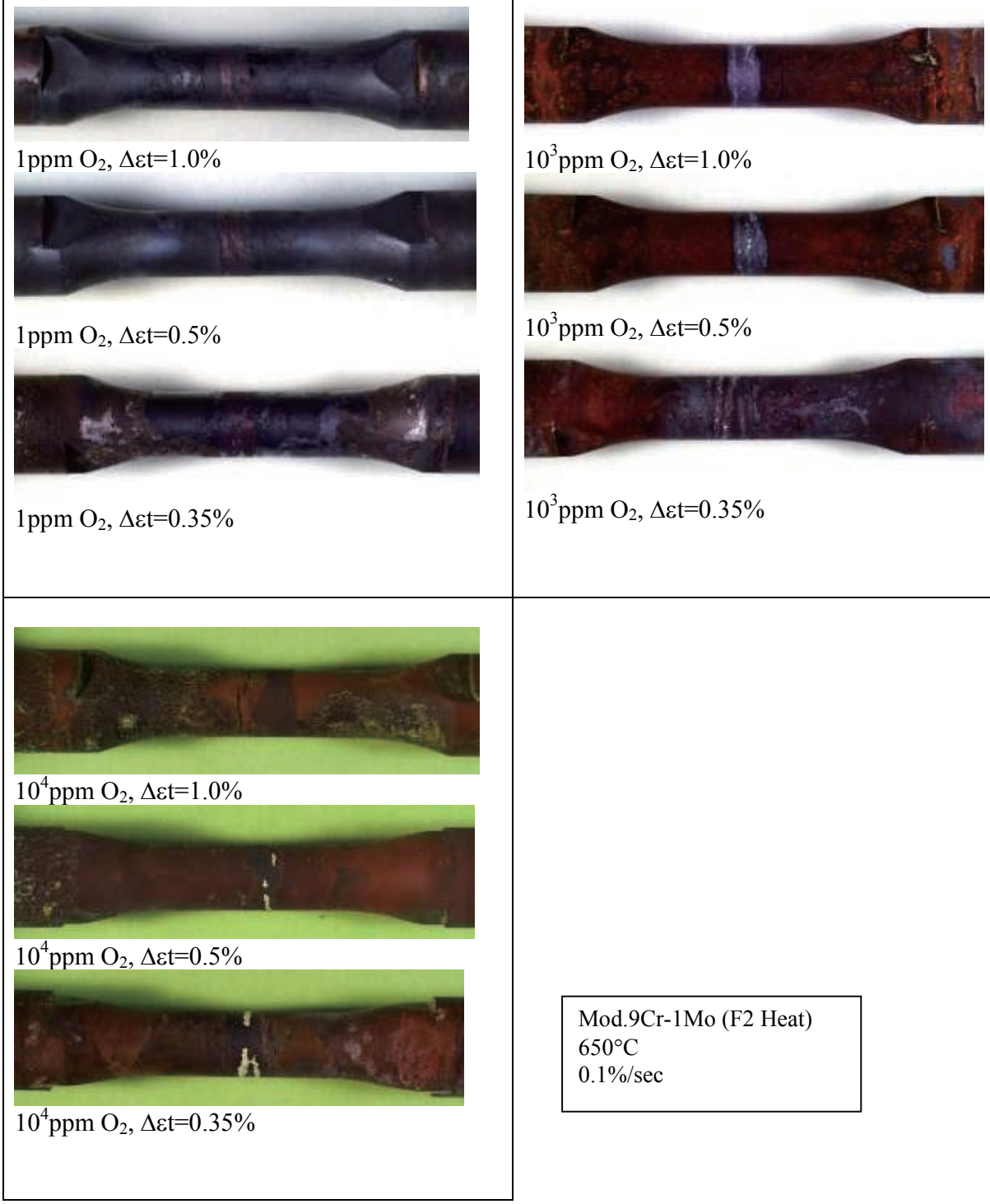



Fig.3.2-4 Photographs of Mod.9Cr-1Mo specimens after low-cycle fatigue tests

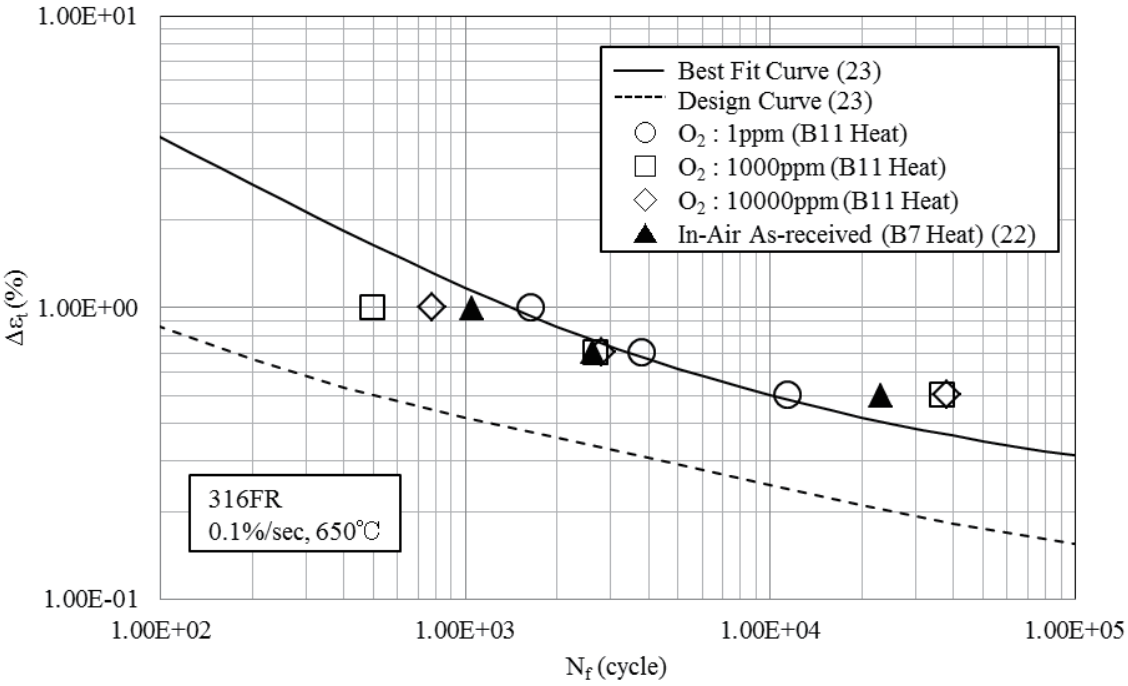



Fig.3.2-5 In-air low-cycle fatigue of sodium-exposed 316FR

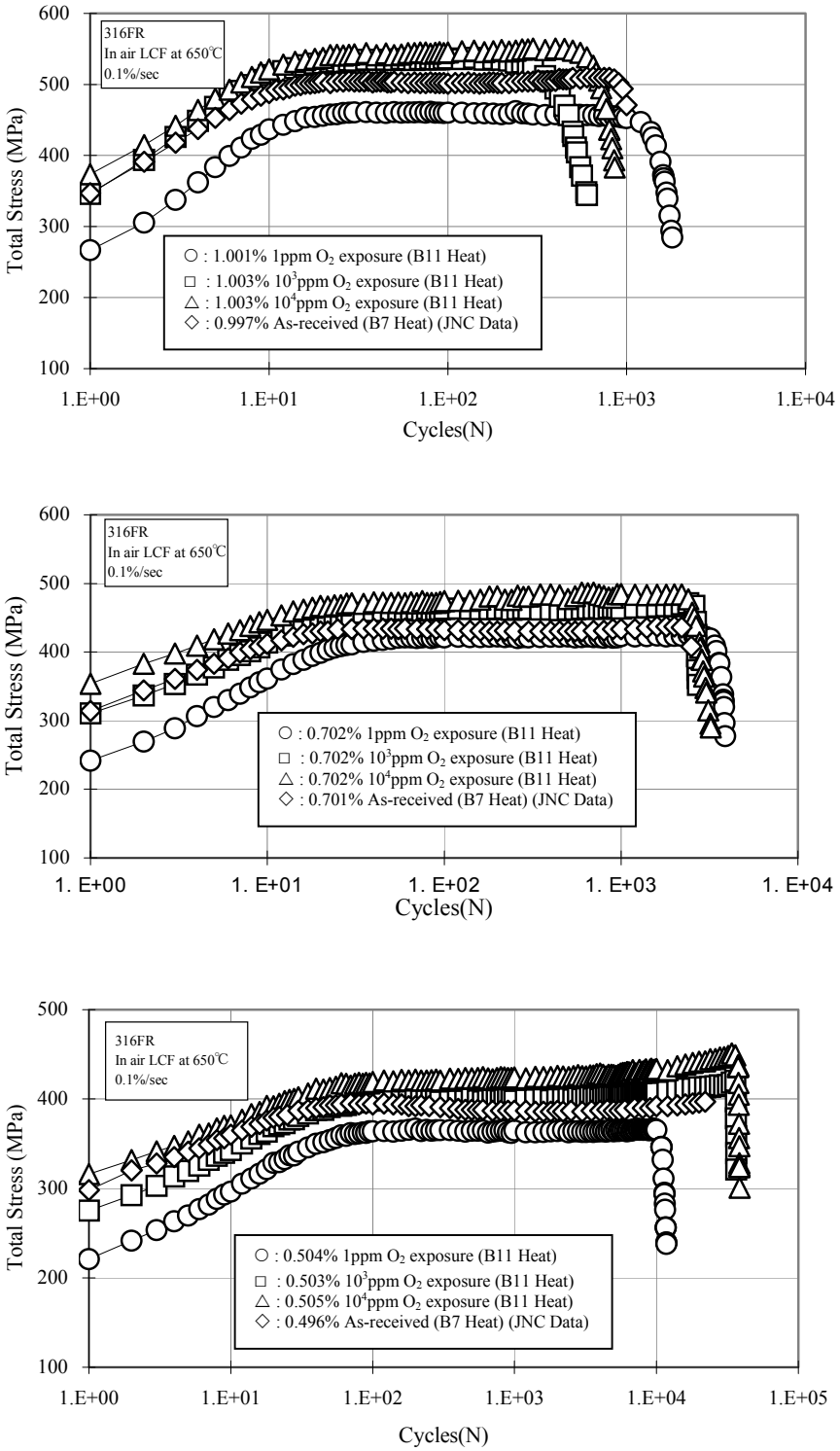
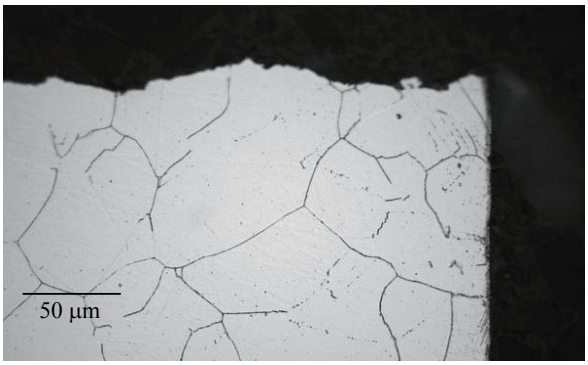
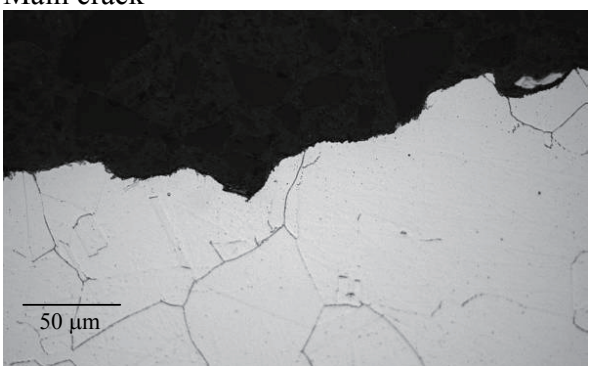



Fig.3.2-6 Total stress of sodium-exposed 316FR during in-air LCF at $\Delta\varepsilon_t$=0.5, 0.7 and 1.0%

316 FR (B11 heat)
1ppm $O_2$ sodium exposure
In-air LCF at 650°C
$\Delta\varepsilon_t$=1.0%
0.1 %/sec

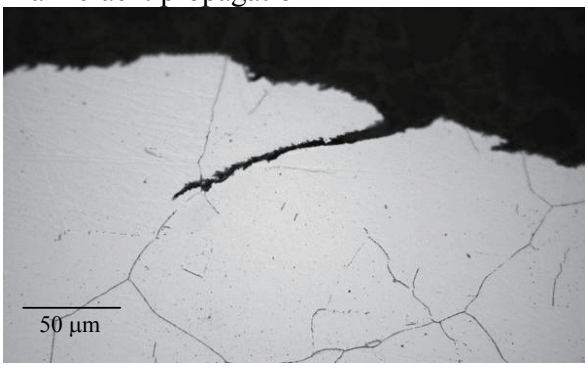


Main crack

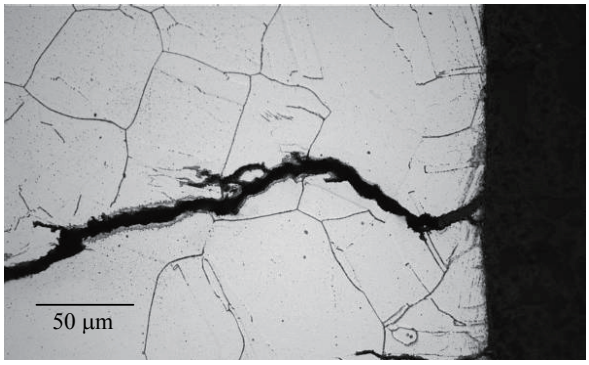


Main crack: propagation

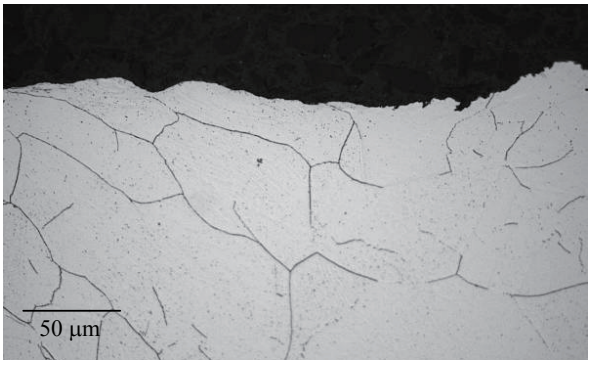
Cross section



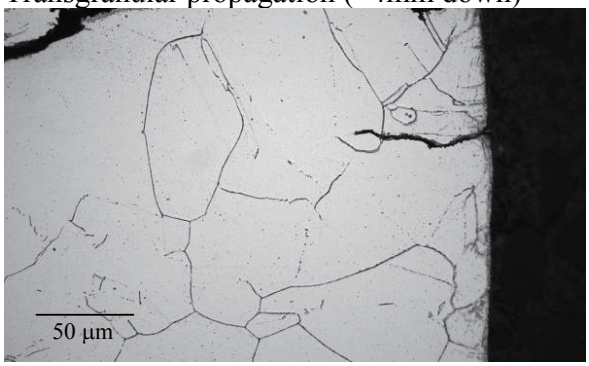
Main crack: microcracks



Transgranular propagation (~4mm down)

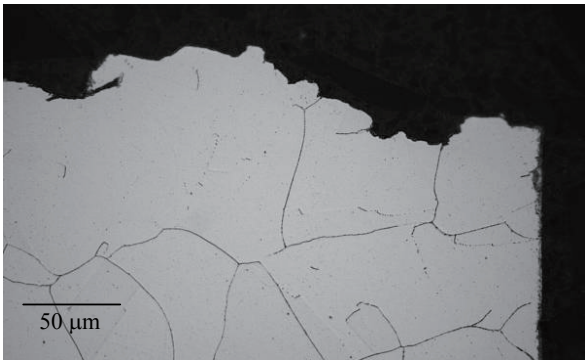


Main crack: tip

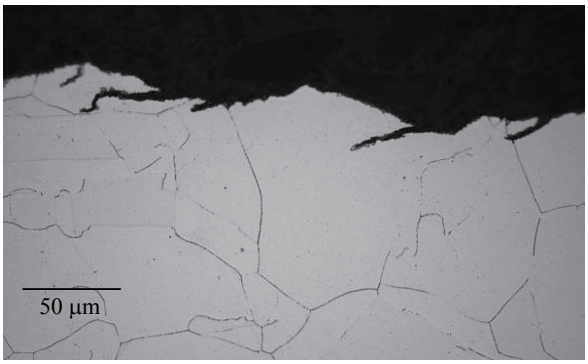


Transgranular propagation (~4mm down)

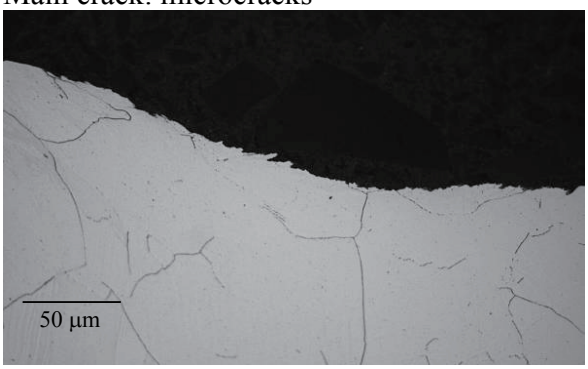
Fig.3.2-7 Optical micrographs of 316FR (1ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=1.0%)




Main crack



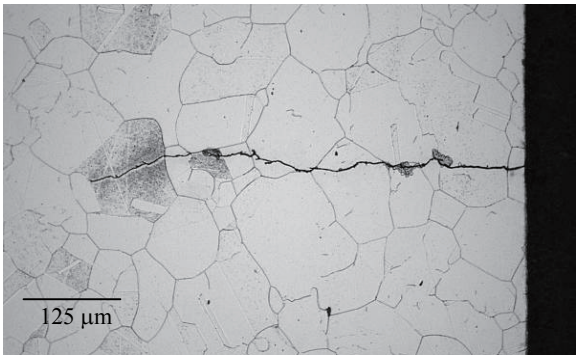

Main crack: microcracks




Main crack: tip

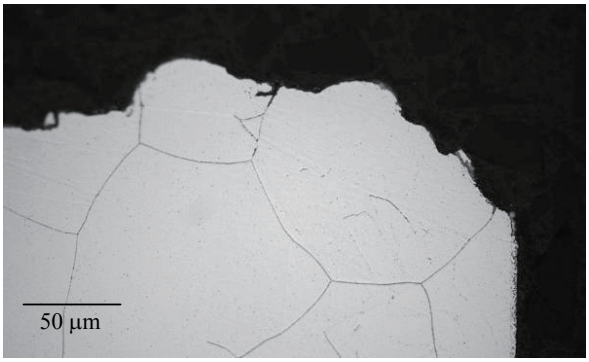
316 FR (B11 heat)
1ppm $O_2$ sodium exposure
In-air LCF at 650°C
$\Delta\varepsilon_t$=0.7%
0.1 %/sec

Cross section



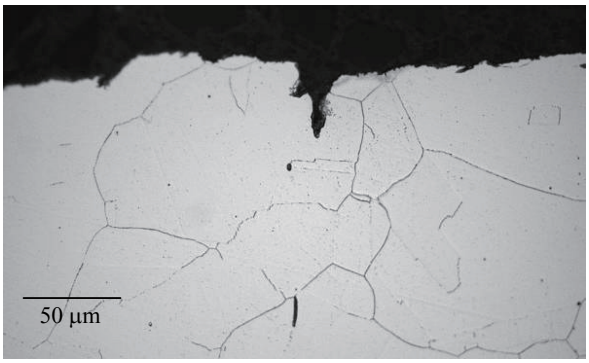

Transgranular propagation (~5 mm down)

Fig.3.2-8 Optical micrographs of 316FR (1ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.7%)

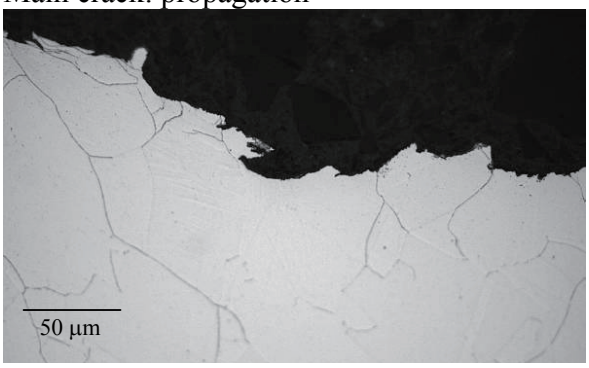



Main crack

Main crack: microcracks

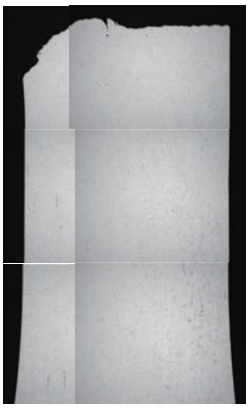



Main crack: propagation




Main crack: tip

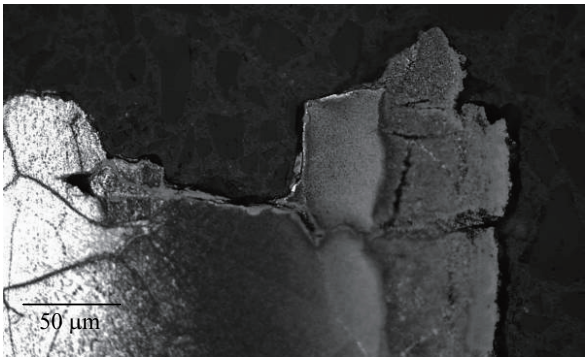
316 FR (B11 heat)
1ppm $O_2$ sodium exposure
In-air LCF at 650°C
$\Delta\varepsilon_t$=0.5%
0.1 %/sec



Cross section

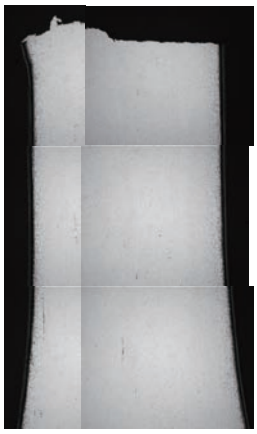
(No other surface cracks)

Fig.3.2-9 Optical micrographs of 316FR (1ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.5%)

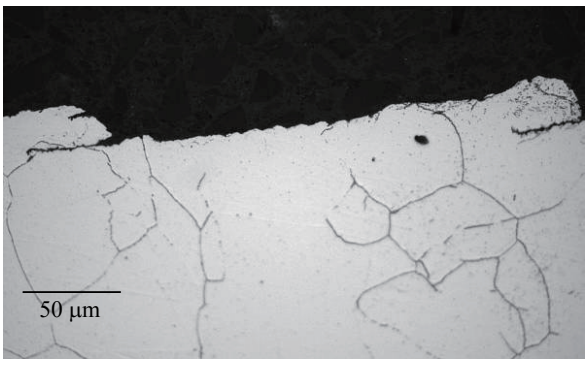



Main crack

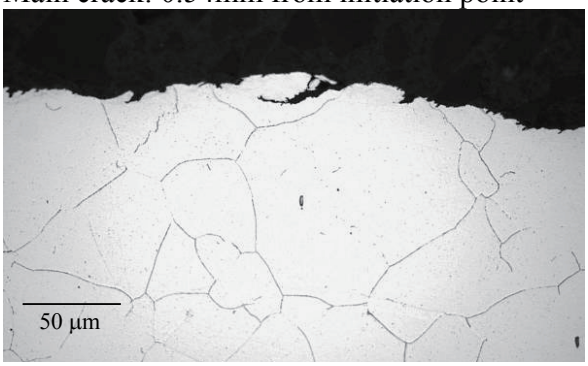
316 FR (B11 heat)
$10^4$ppm $O_2$ sodium exposure
In-air LCF at 650°C
$\Delta\varepsilon_t$=1.0%
0.1 %/sec



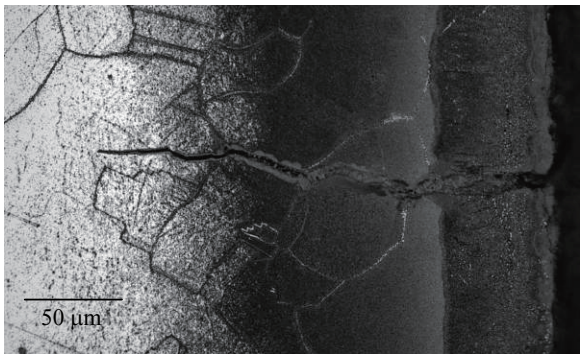
Cross section



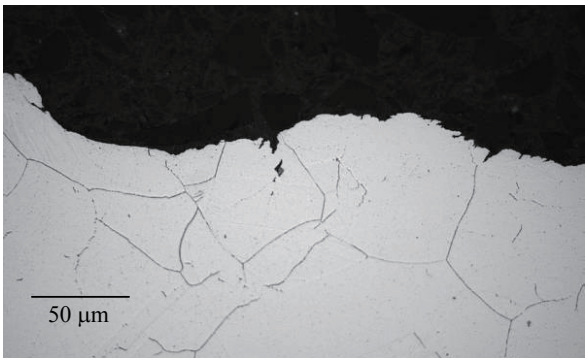

Main crack: 0.54mm from initiation point



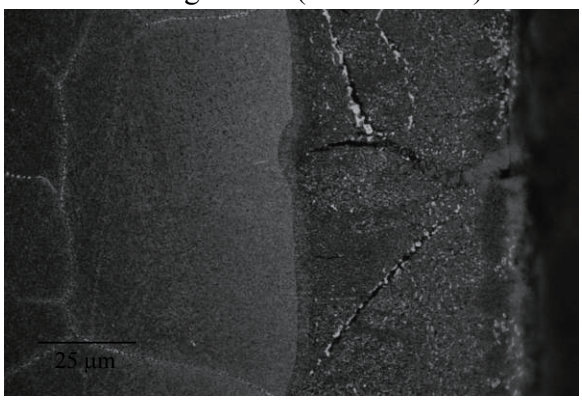

Main crack: microcracks




Inter and transgranular (0-1mm down)



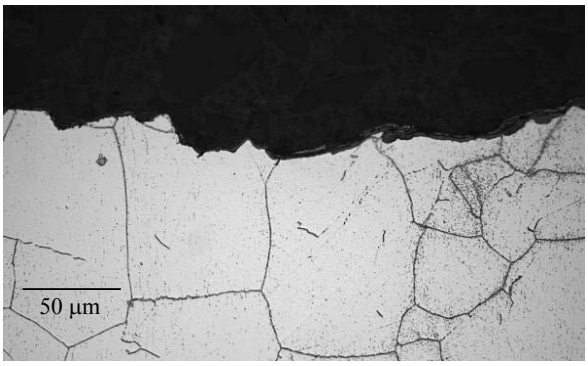

Main crack: tip



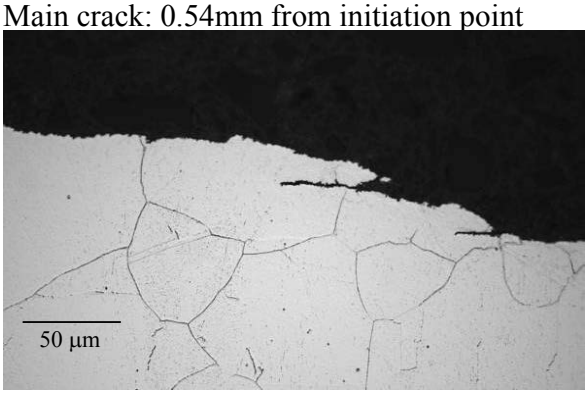

Inter/transgranular propagation(2-3mmdown)

Fig.3.2-10 Optical micrographs of 316FR ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=1.0%)

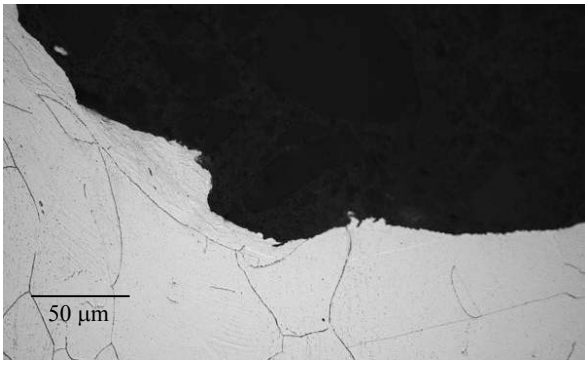
Main crack




Main crack: 0.54mm from initiation point

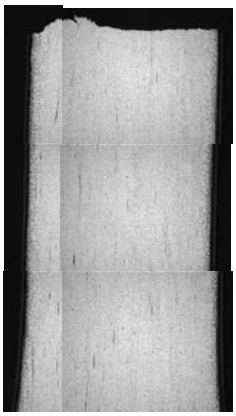



Main crack: microcracks

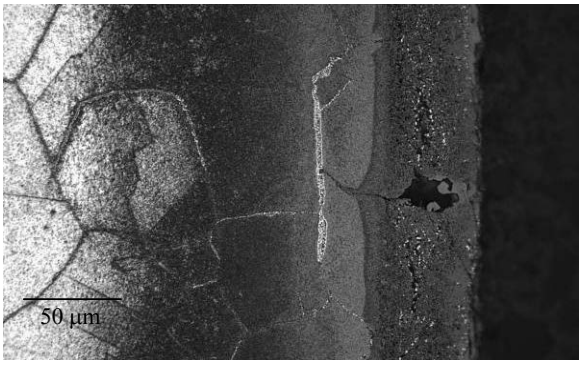



Main crack: tip

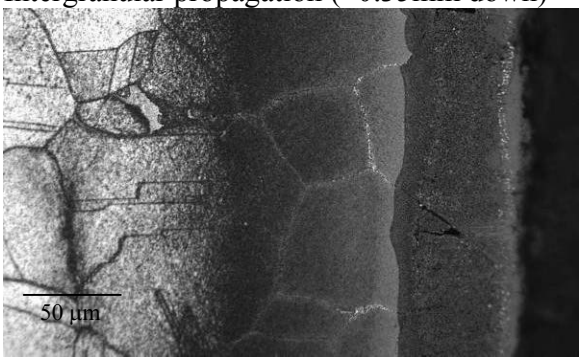
316 FR (B11 heat)
$10^4$ppm $O_2$ sodium exposure
In-air LCF at 650°C
$\Delta\varepsilon_t$=0.7%
0.1 %/sec



Cross section

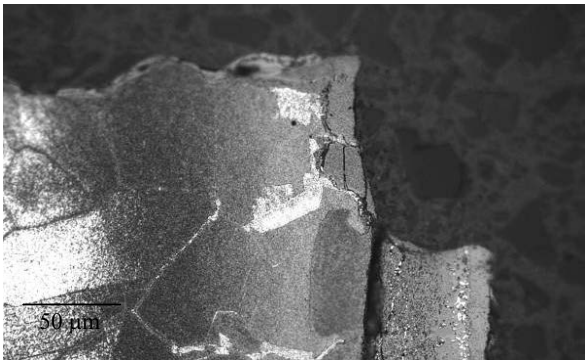



Intergranular propagation (~0.35mm down)



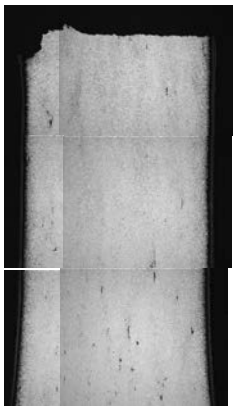

Transgranular propagation (~2.8mm down)

Fig.3.2-11 Optical micrographs of 316FR ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.7 %)

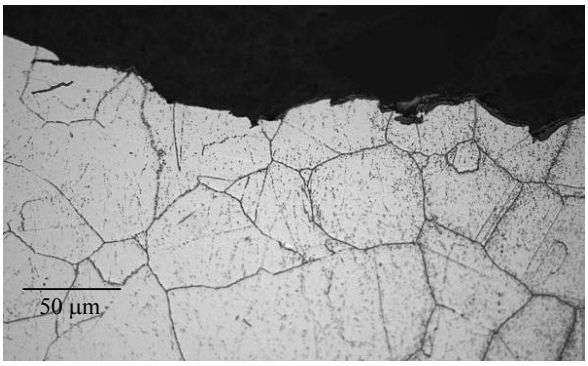



Main crack

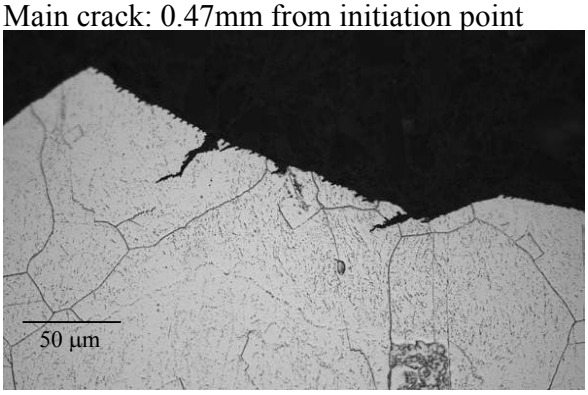
316 FR (B11 heat)
$10^4$ppm $O_2$ sodium exposure
In-air LCF at 650°C
$\Delta\varepsilon_t$=0.5%
0.1 %/sec



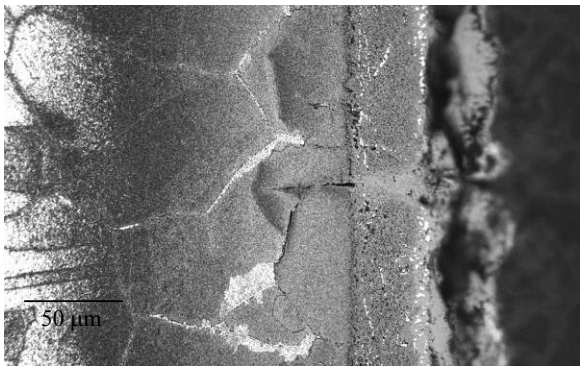
Cross section



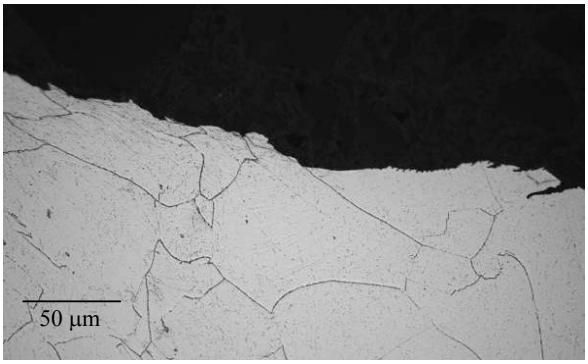

Main crack: 0.47mm from initiation point



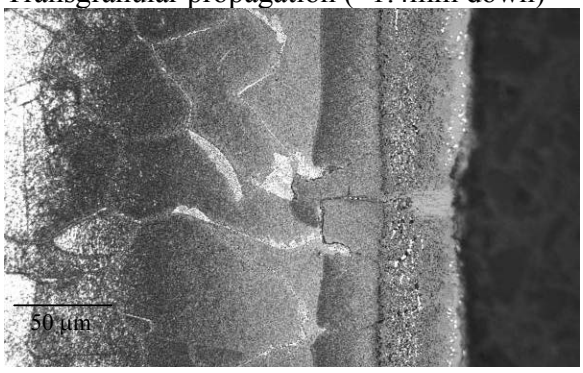

Main crack: microcracks




Transgranular propagation (~1.4mm down)



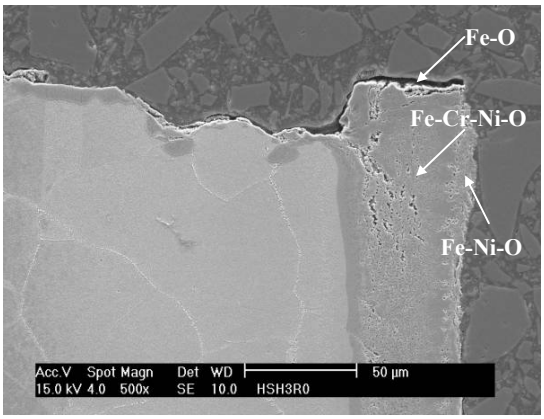

Main crack: tip



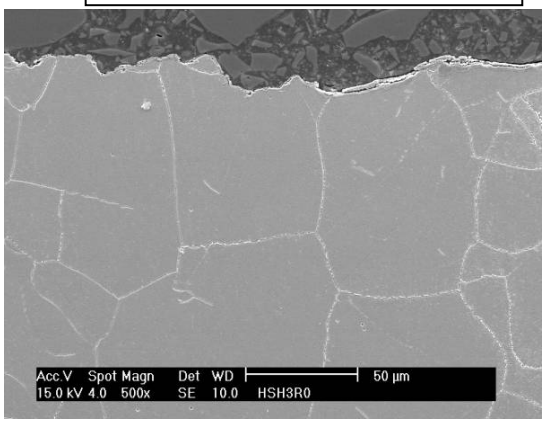

Transgranular propagation (~3.0mm down)

Fig.3.2-12 Optical micrographs of 316FR ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.5%)

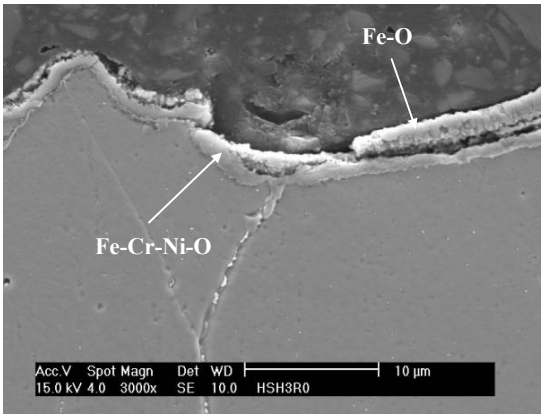
316 FR (B11 heat)
$10^4$ppm $O_2$ sodium exposure
In-air LCF at 650°C
$\Delta\varepsilon_t$=0.7% at 0.1 %/sec



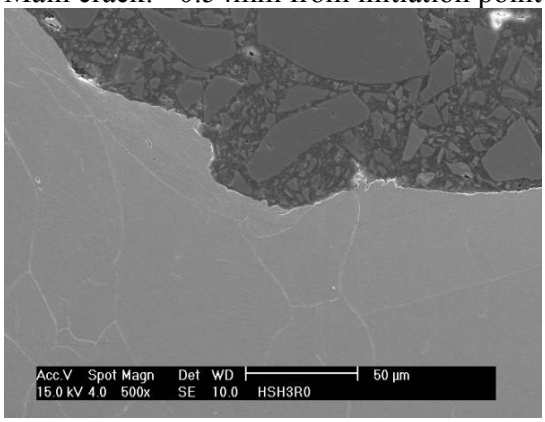

Main crack



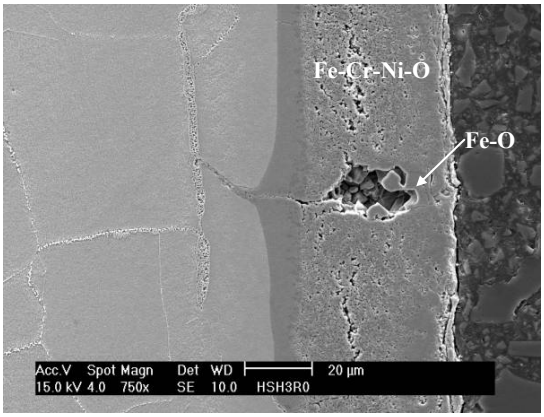

Main crack: ~0.54mm from initiation point



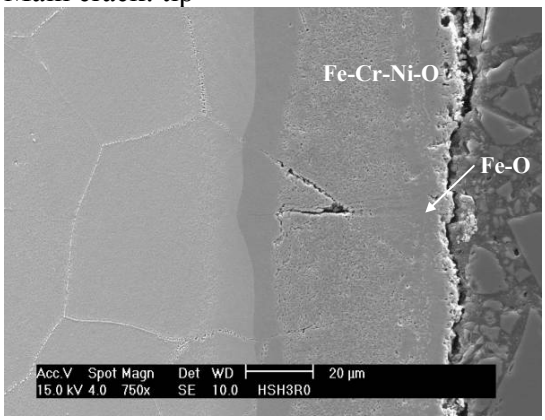

Main crack: extent of oxide at 0.54mm




Main crack: tip



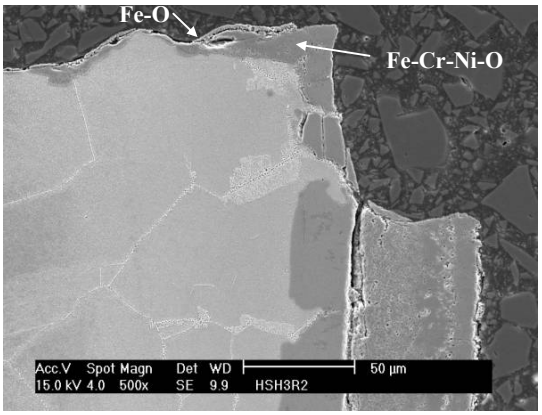

Intergranular propagation (~0.35mm down)



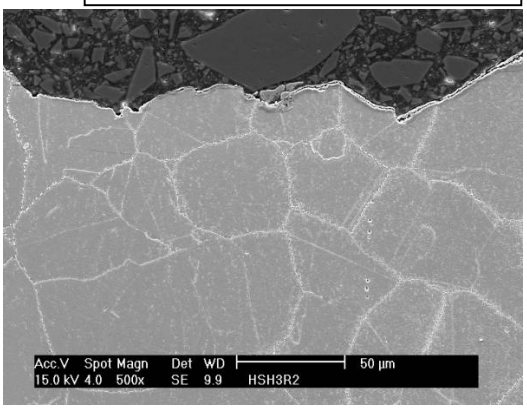

Inter and transgranular propagation (~2.8mm down)

Fig.3.2-13 SEM micrographs of 316FR ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.7%)

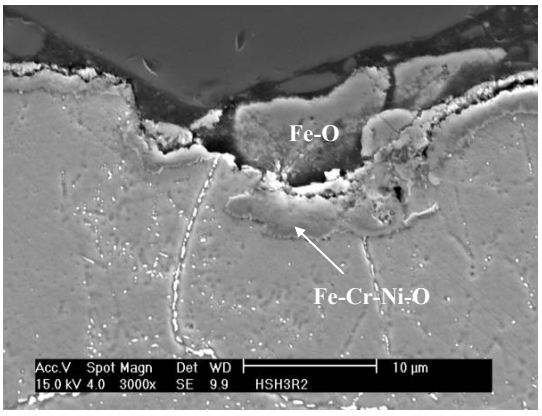
316 FR (B11 heat)
$10^4$ppm $O_2$ sodium exposure
In-air LCF at 650°C
$\Delta\varepsilon_t$=0.5% at 0.1 %/sec



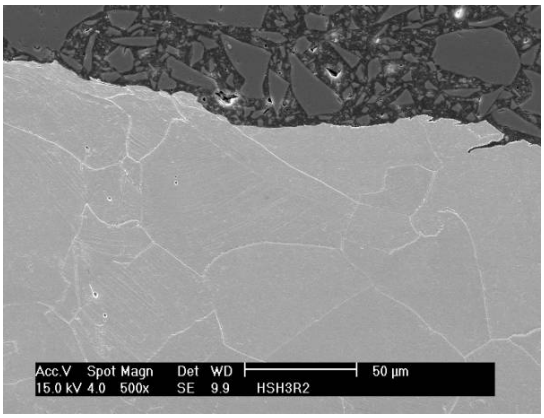

Main crack



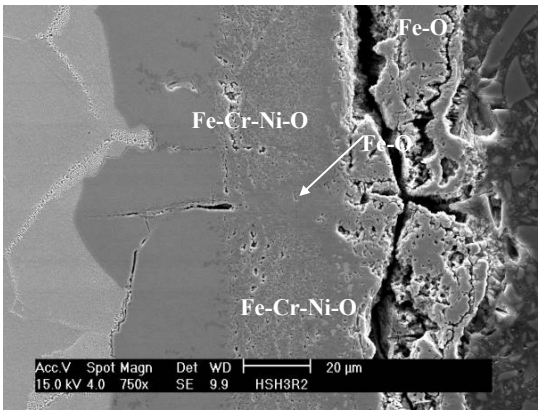

Main crack: ~0.47mm from initiation point



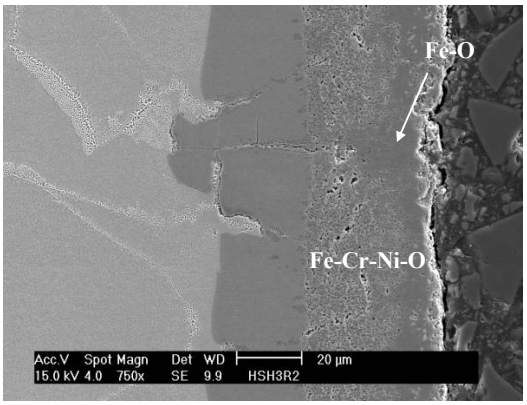

Main crack: extent of oxide at 0.47mm




Main crack: tip

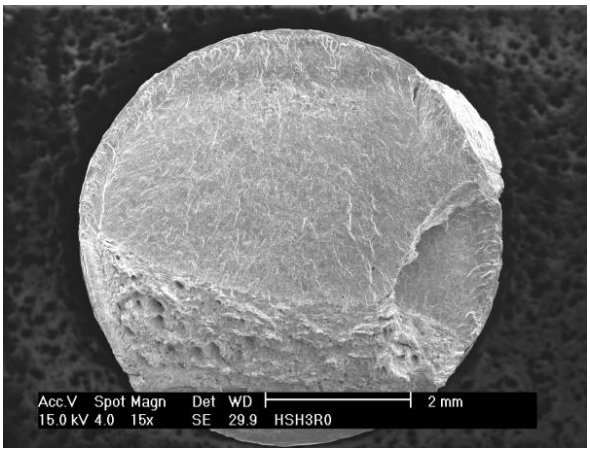



Transgranular propagation (1.4mm down)



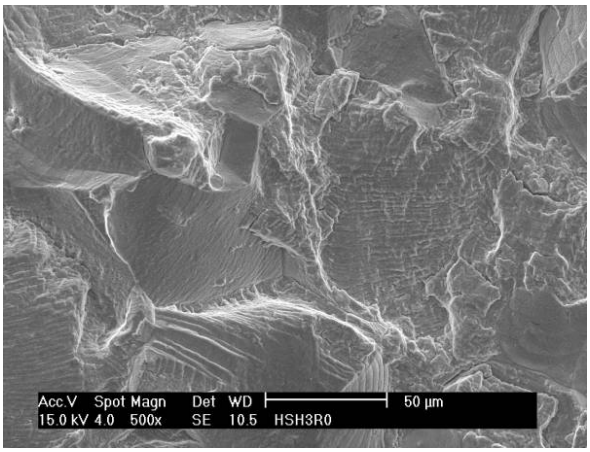

Transgranular propagation (3.0mm down)

Fig.3.2-14 SEM micrographs of 316FR ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.5%)

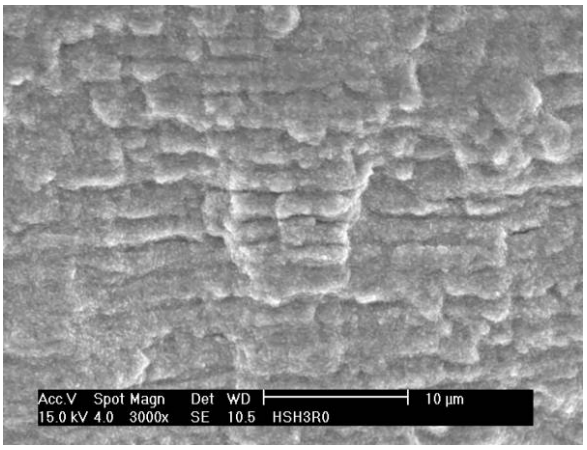



316 FR (B11 heat)
$10^4$ppm $O_2$ sodium exposure
In-air LCF at 650°C
$\Delta\varepsilon_t$=0.7%
0.1 %/sec

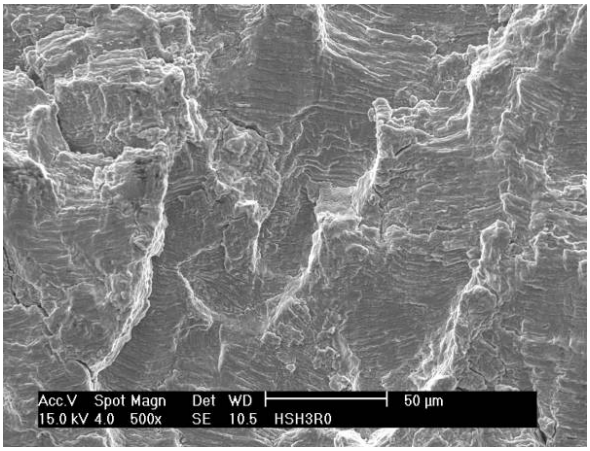
Crack surface



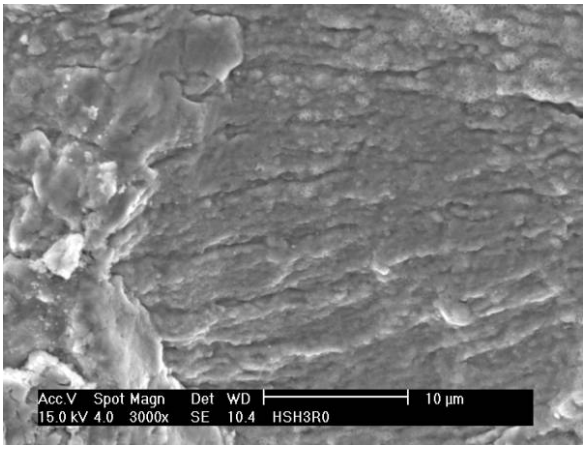

1mm from initiation point – grains are evident




Striations at 1mm

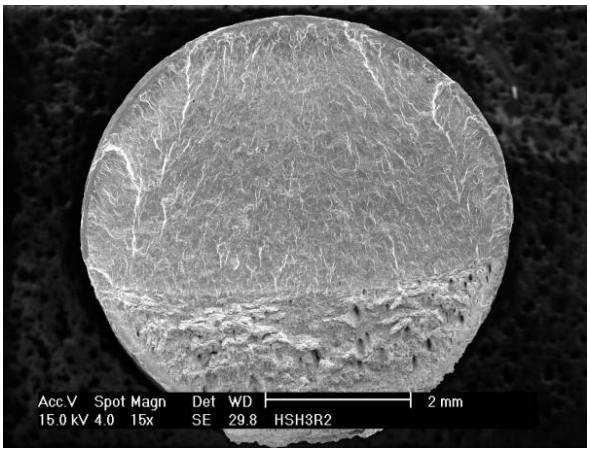



3mm from initiation point



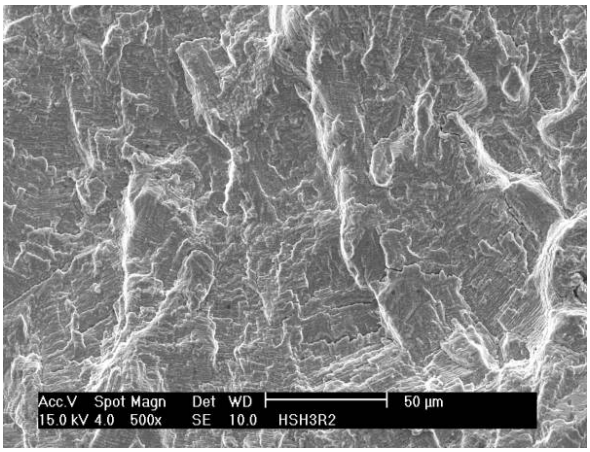

Striations at 3mm

Fig.3.2-15 SEM micrographs of 316FR main crack surface ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.7%)

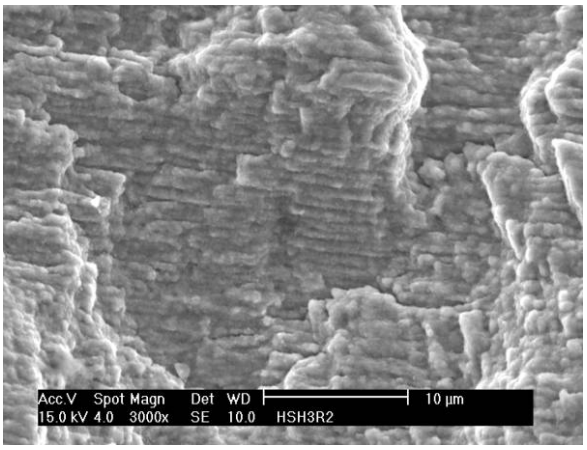



Crack surface

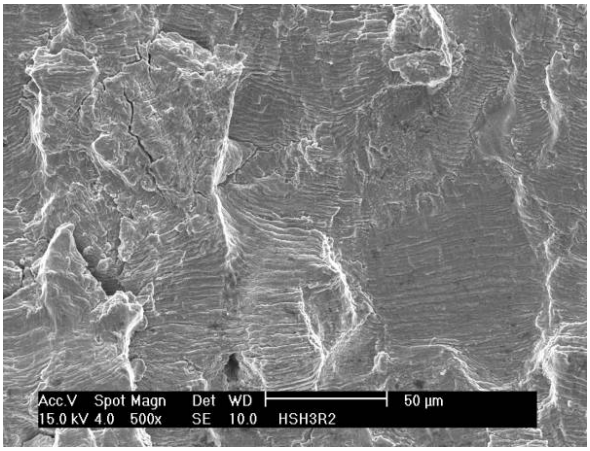
316 FR (B11 heat)
$10^4$ppm $O_2$ sodium exposure
In-air LCF at 650°C
$\Delta\varepsilon_t$=0.5 %
0.1 %/sec



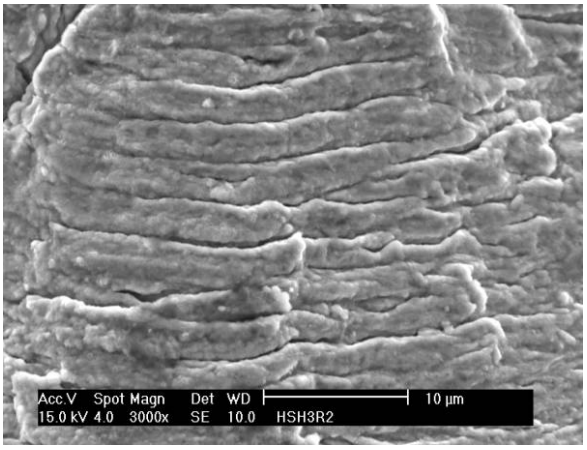

1mm from initiation point




Striations at 1mm




3mm from initiation point




Striations at 3mm

Fig.3.2-16 SEM micrographs of 316FR main crack surface ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.5%)

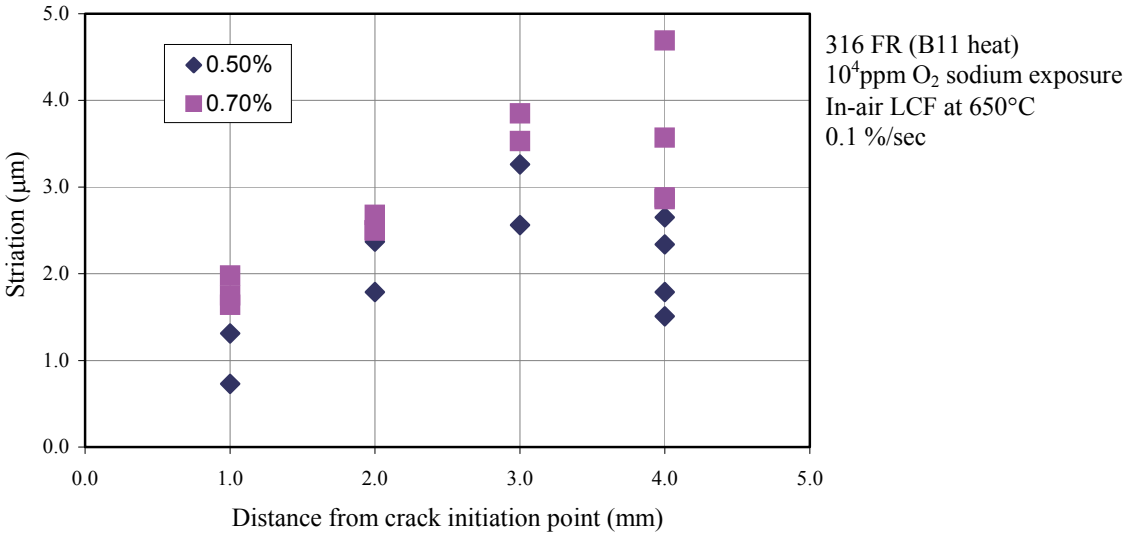



Fig.3.2-17 Crack propagation rate of 316FR

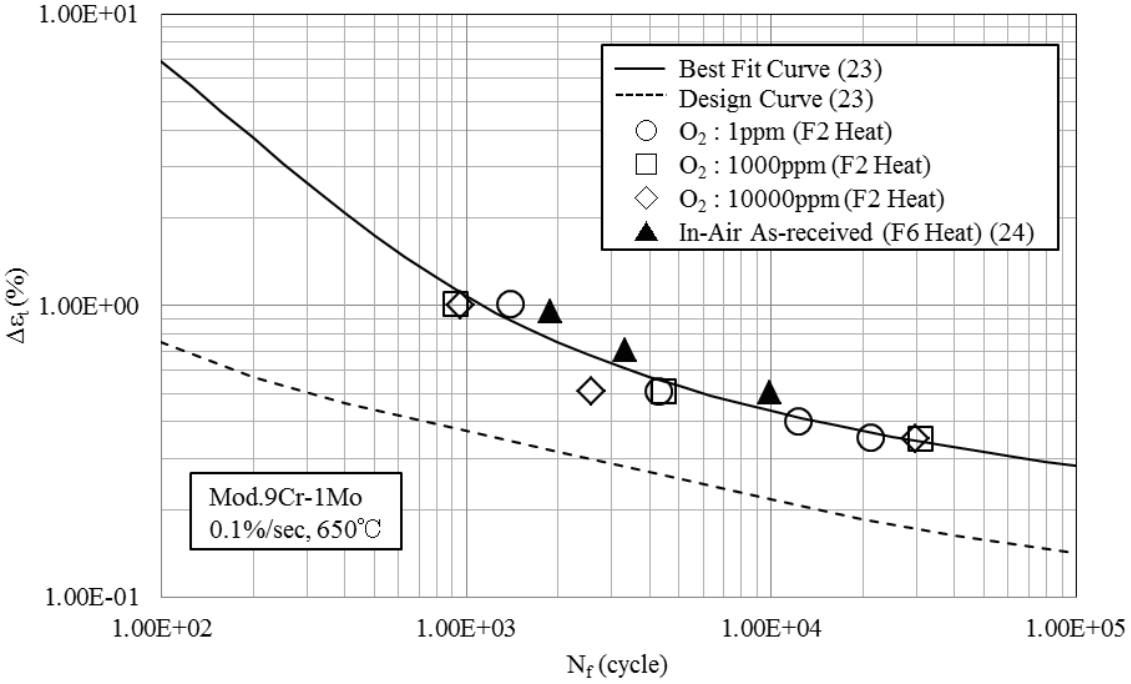



Fig.3.2-18 In-air low-cycle fatigue of sodium-exposed Mod.9Cr-1Mo

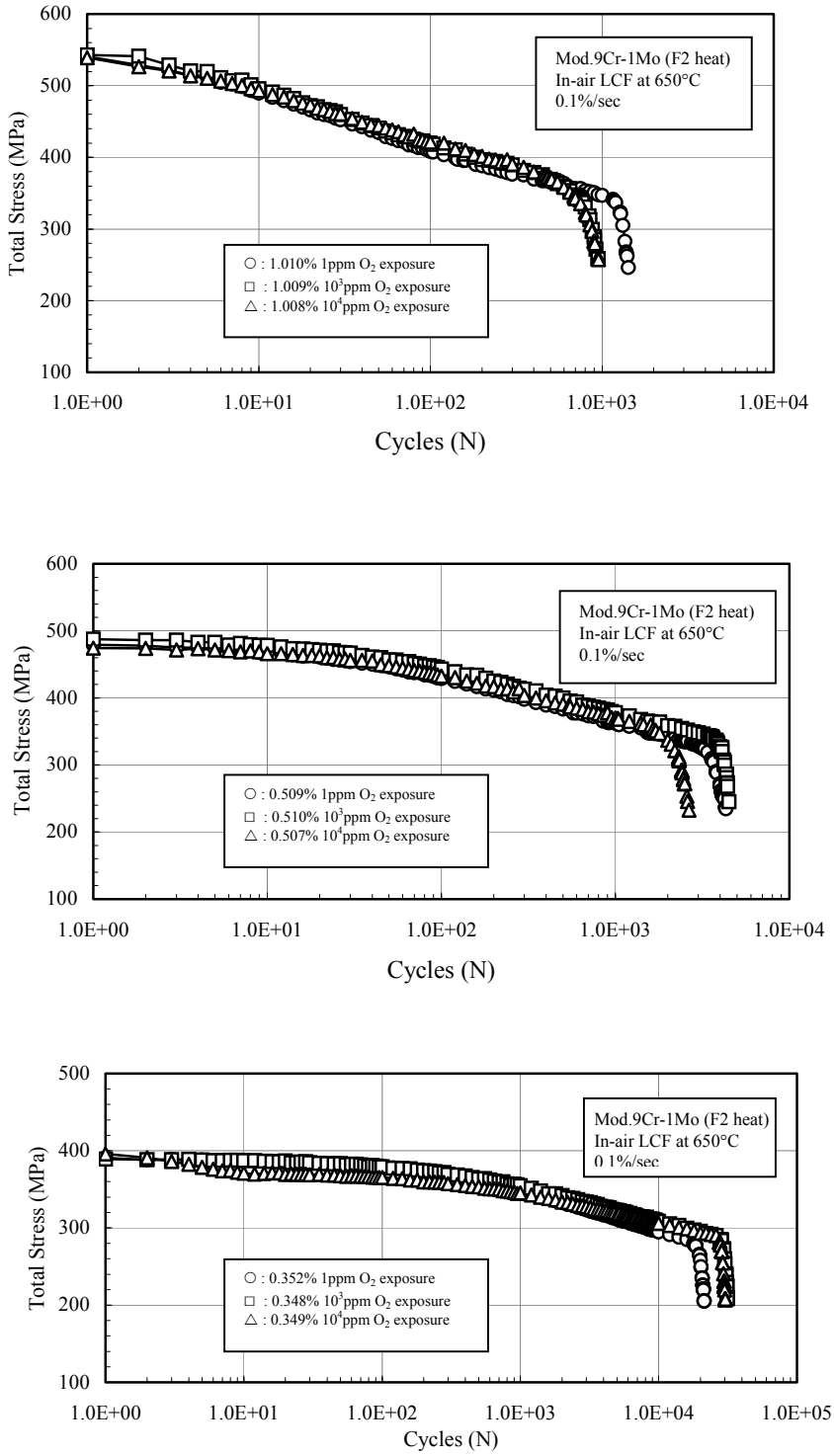
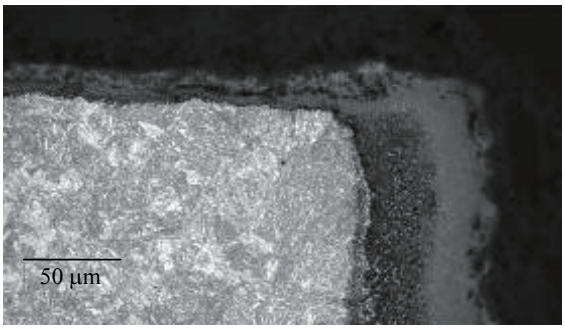
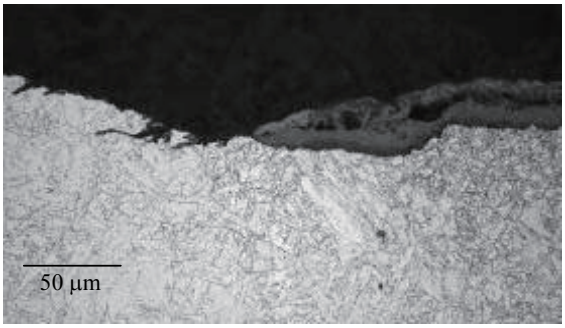


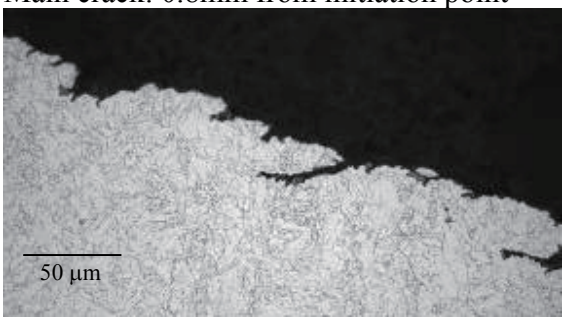

Fig.3.2-19 Total stress of sodium-exposed Mod.9Cr-1Mo during in-air LCF




Main crack



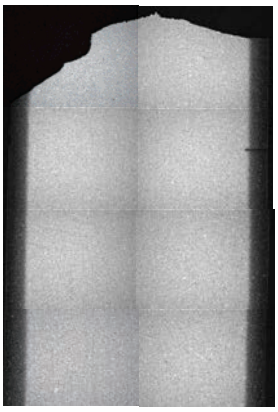

Main crack: 0.8mm from initiation point



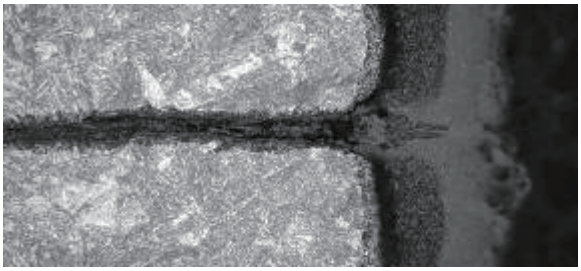

Main crack: microcracks

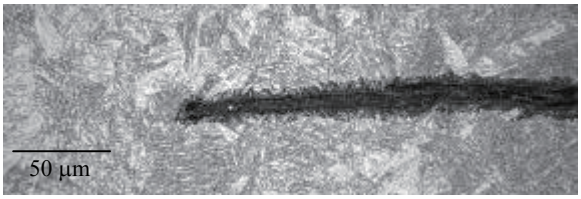
Main crack: tip

Mod.9Cr-1Mo (F2 heat)
$10^4$ppm $O_2$ sodium exposure
In-air LCF at 650°C
$\Delta\varepsilon_t$=0.5 %
0.1 %/sec

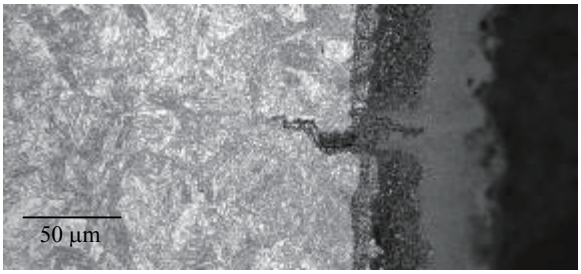


Cross section



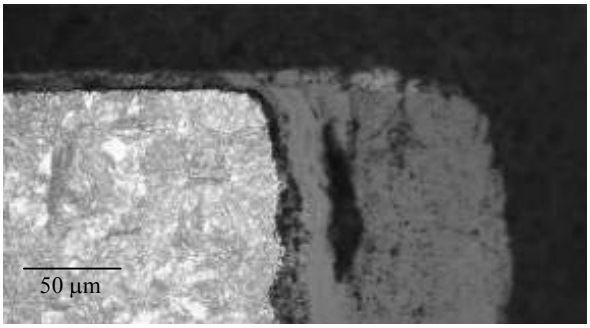



Transgranular propagation (1.75mm down)



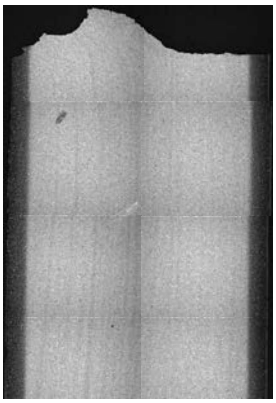

Intergranular propagation (2.2mm down)

Fig.3.2-20 Optical micrographs of Mod.9Cr-1Mo ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.5 %)

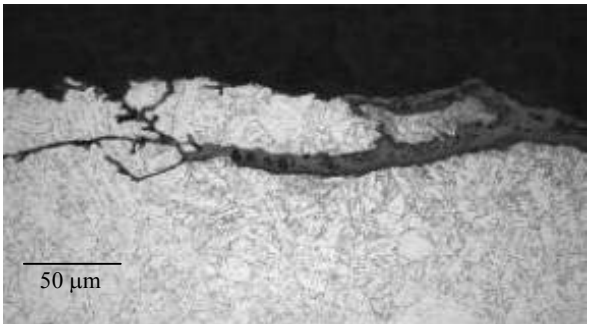



Main crack

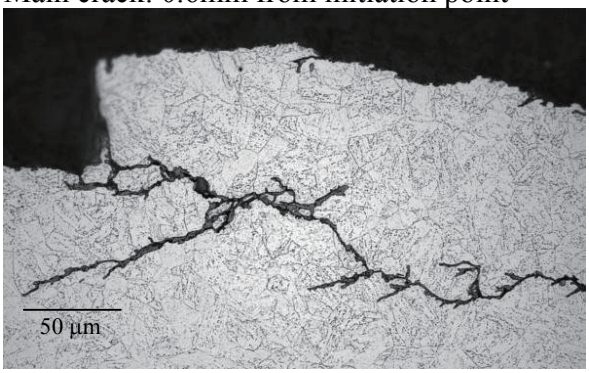
Mod.9Cr-1Mo (F2 heat)
$10^4$ppm $O_2$ sodium exposure
In-air LCF at 650°C
$\Delta\varepsilon_t$=0.35 %
0.1 %/sec



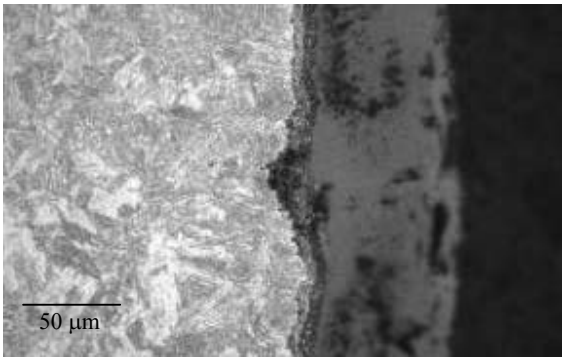
Cross section



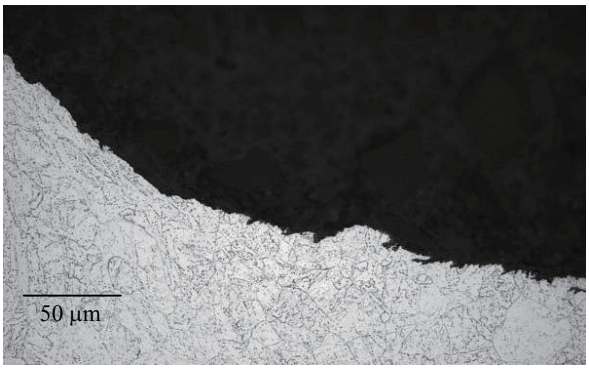

Main crack: 0.6mm from initiation point



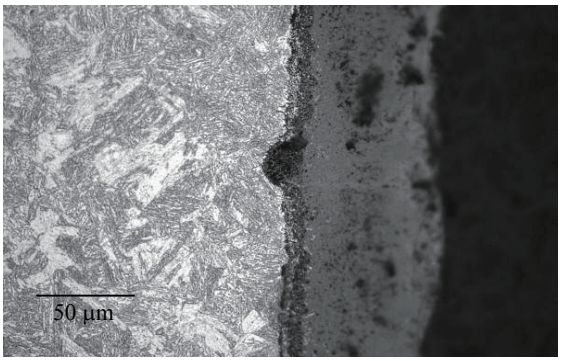

Main crack: microcracks




Transgranular propagation (1.9mm down)



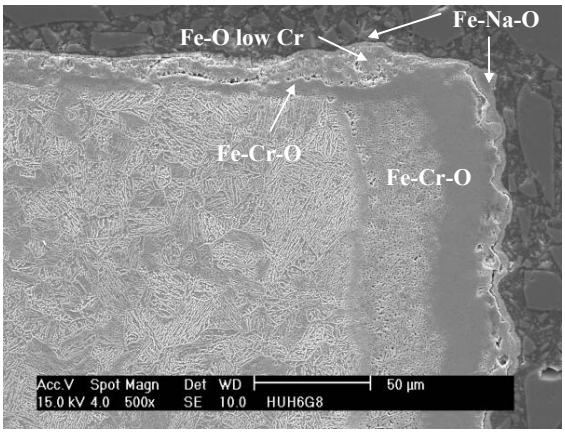

Main crack: tip



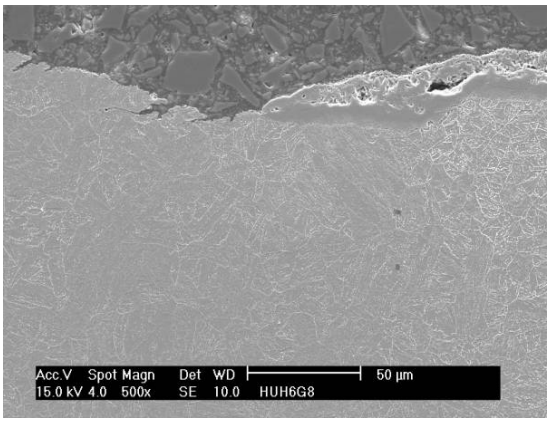

Transgranular propagation (2.6mm down)

Fig.3.2-21 Optical micrographs of Mod.9Cr-1Mo ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.35 %)

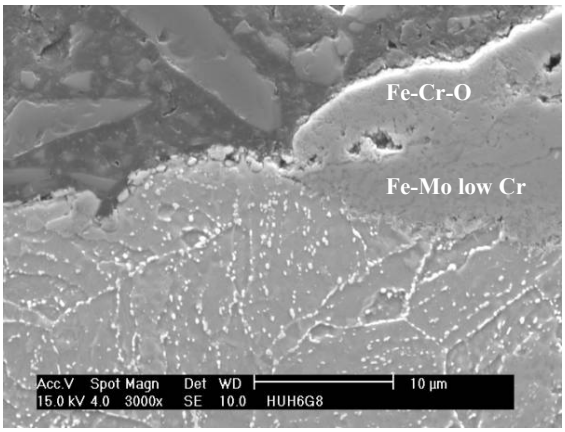
Mod.9Cr-1Mo (F2 heat)
$10^4$ppm $O_2$ sodium exposure
In-air LCF at 650°C
$\Delta\varepsilon_t$=0.5 % at 0.1 %/sec



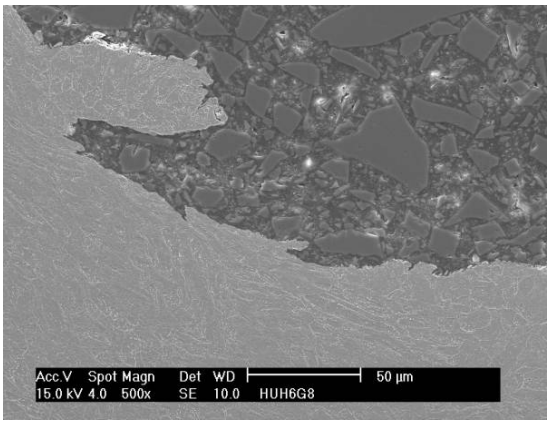

Main crack



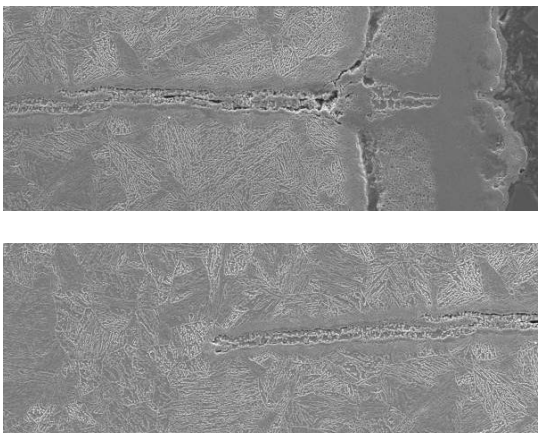

Main crack: ~0.8mm from initiation point



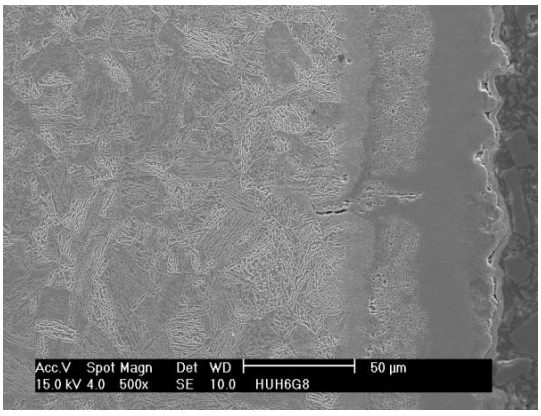

Main crack: extent of oxide at 0.8mm




Main crack: tip



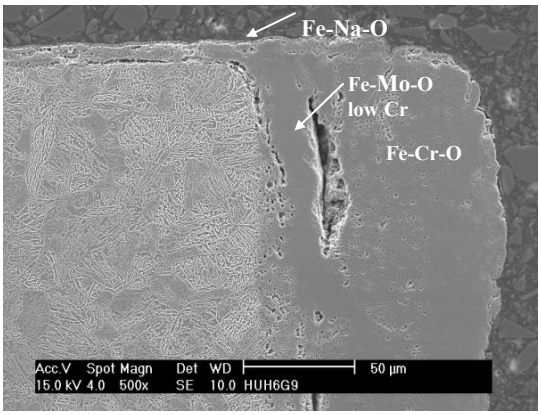
Transgranular propagation (1.8mm down)



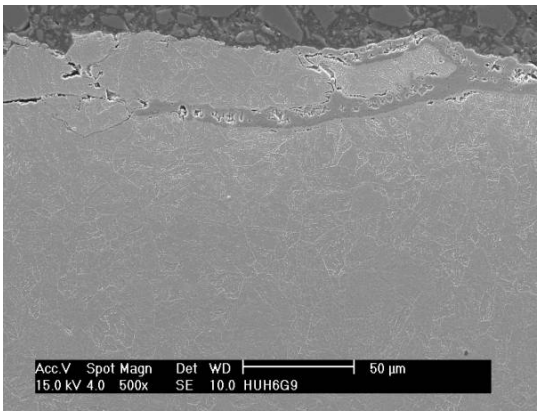

Intergranular propagation (2.2mm down)

Fig.3.2-22 SEM micrographs of Mod.9Cr-1Mo ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.5%)

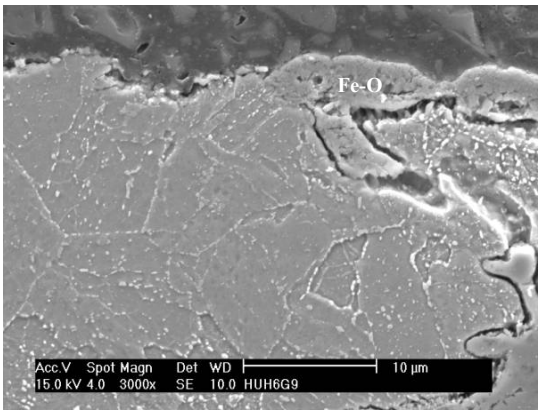
Mod.9Cr-1Mo (F2 heat)
$10^4$ppm $O_2$ sodium exposure
In-air LCF at 650°C
$\Delta\varepsilon_t$=0.35 % at 0.1 %/sec



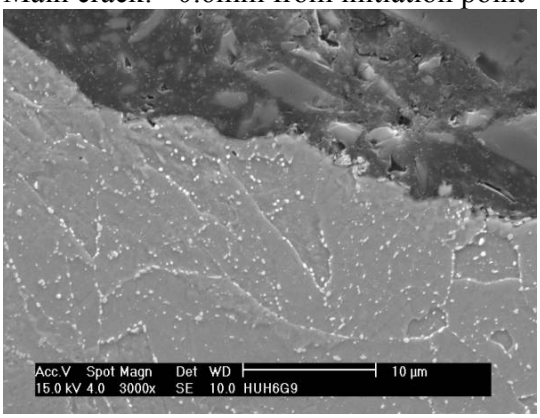

Main crack



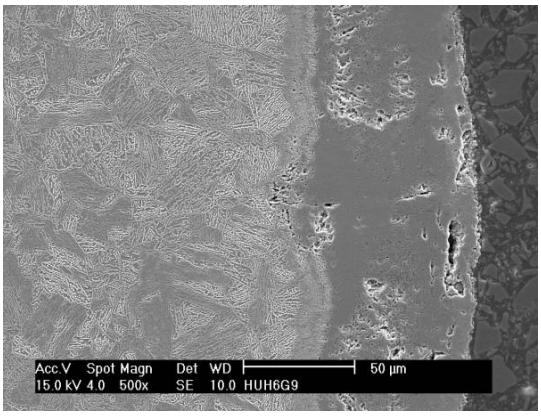

Main crack: ~0.6mm from initiation point



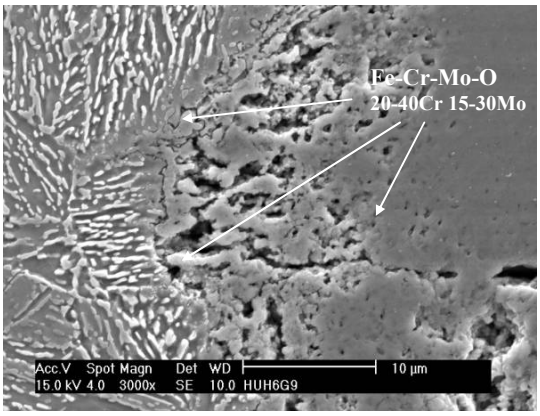

Main crack: extent of oxide at 0.6mm




Main crack: tip

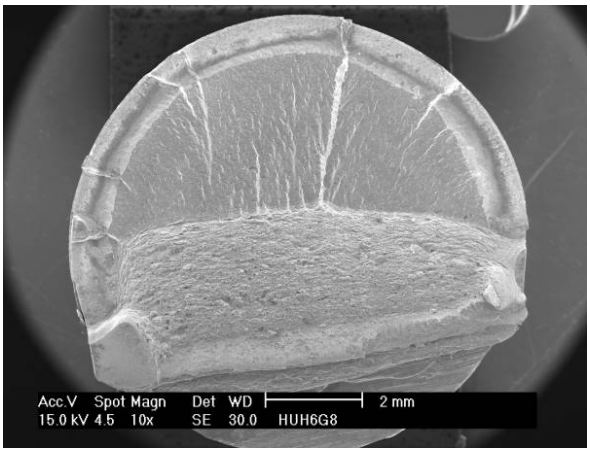



Transgranular propagation (1.9mm down)



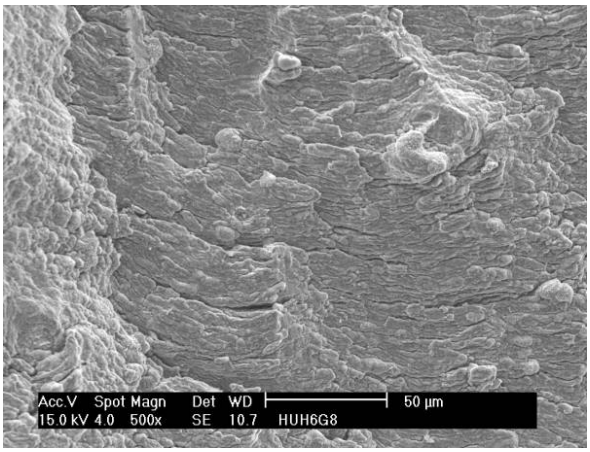

Transgranular propagation (1.9mm down)

Fig.3.2-23 SEM micrographs of Mod.9Cr-1Mo ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.35%)

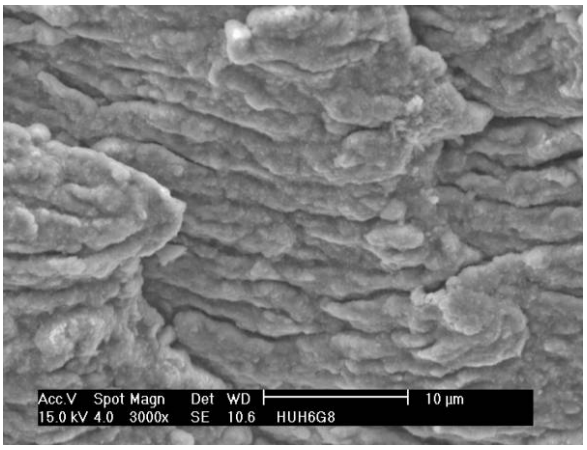



Crack surface

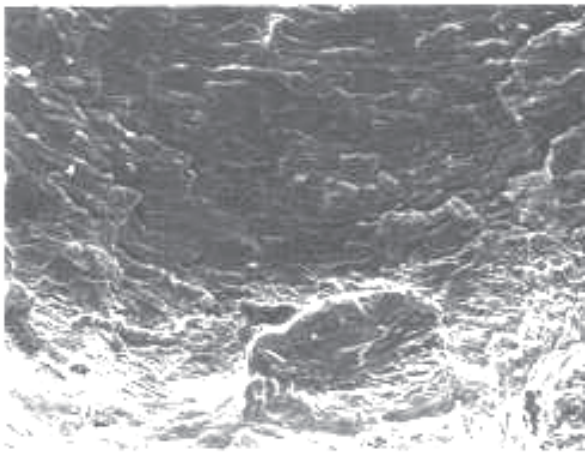
Mod.9Cr-1Mo (F2 heat)
$10^4$ppm $O_2$ sodium exposure
In-air LCF at 650°C
$\Delta\varepsilon_t$=0.5 %
0.1 %/sec



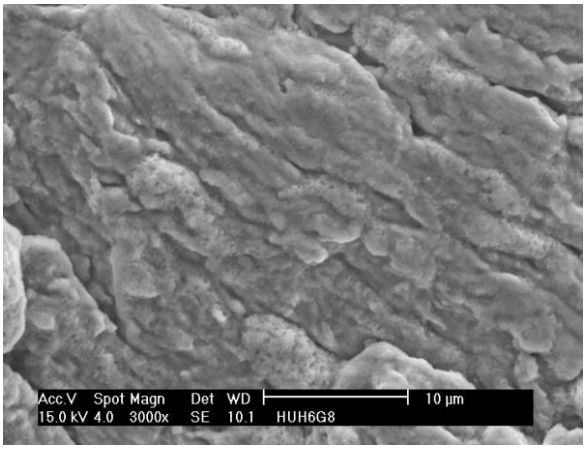

2mm from initiation point




Striations at 2mm

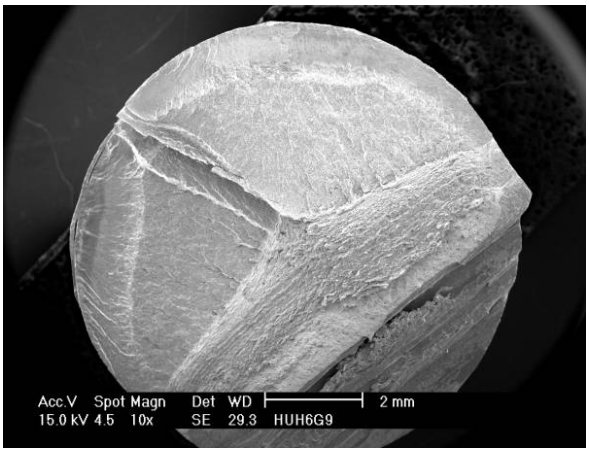


4mm from initiation point



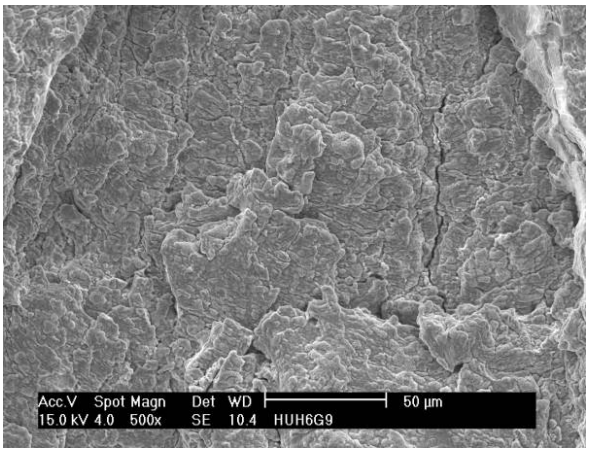

Striations at 4mm

Fig.3.2-24 SEM micrographs of Mod.9Cr-1Mo main crack surface ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.5%)

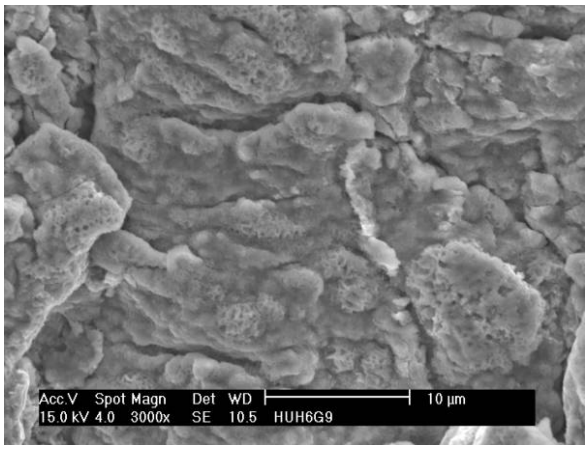



Crack surface

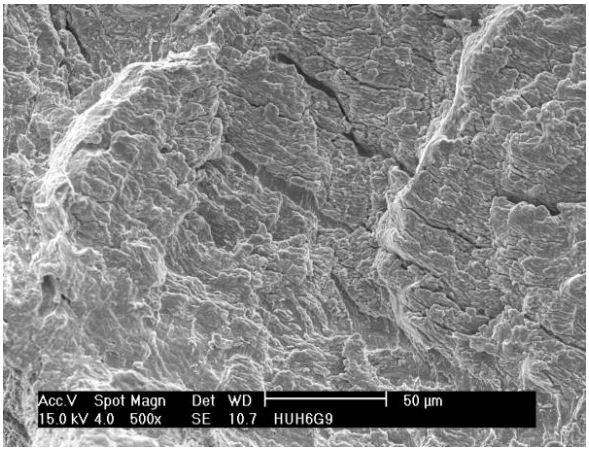
Mod.9Cr-1Mo (F2 heat)
$10^4$ppm $O_2$ sodium exposure
In-air LCF at 650°C
$\Delta\varepsilon_t$=0.35 %
0.1 %/sec




2 mm from initiation point



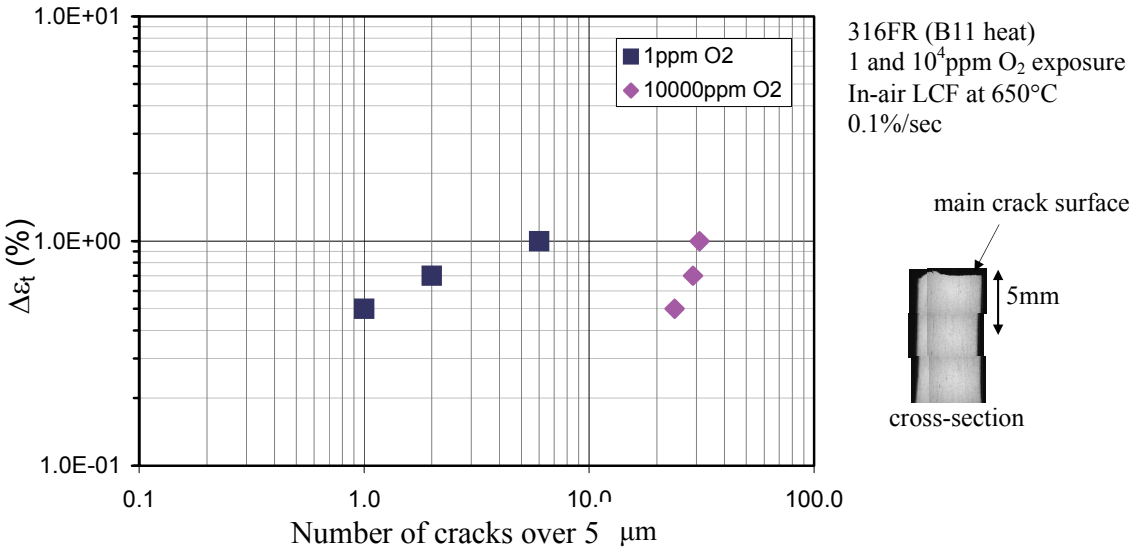

Striations at 2mm



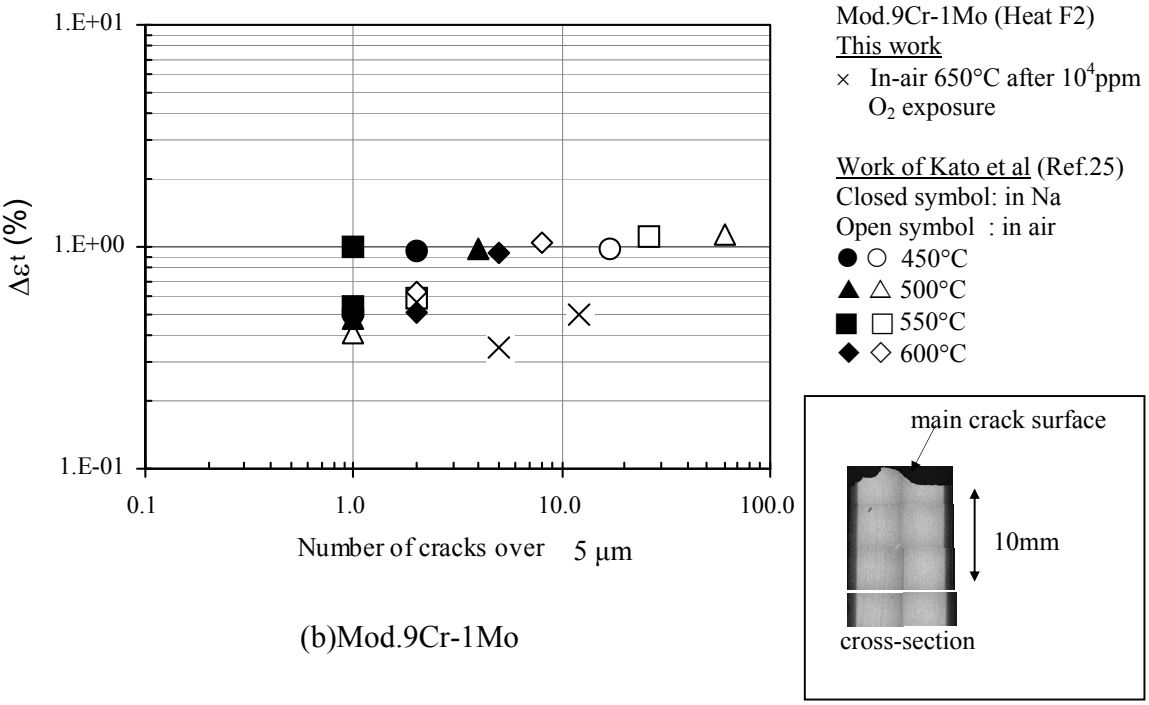

4 mm from initiation point

Striations at 4mm

Fig.3.2-25 SEM micrographs of Mod.9Cr-1Mo main crack surface ($10^4$ppm $O_2$, $\Delta\varepsilon_t$=0.35 %)

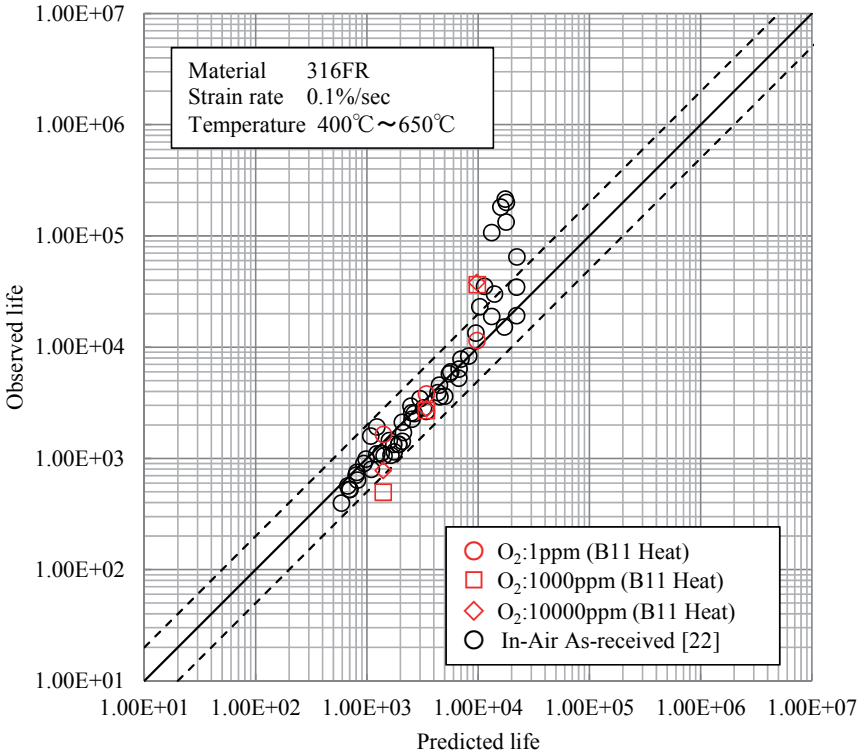



(a)316FR

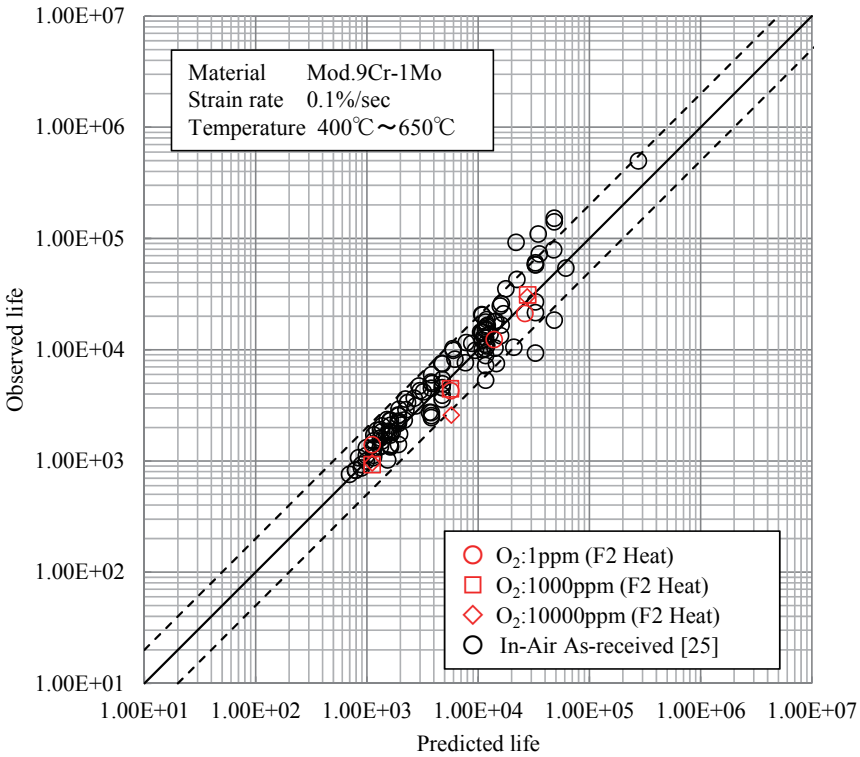



(b)Mod.9Cr-1Mo

Fig.3.2-26 Total cracks over 5μm gage length (including main crack)




(a) 316FR




(b) Mod.9Cr-1Mo

Fig.3.2-27 Relationship between predicted life and observed life

# 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 |
| 長さ | メートル | m |
| 質量 | キログラム | kg |
| 時間 | 秒 | s |
| 電流 | アンペア | A |
| 熱力学温度 | ケルビン | K |
| 物質量 | モル | mol |
| 光度 | 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 | 立法メートル | $m^3$ |
| 速さ，速度 | メートル毎秒 | m/s |
| 加速度 | メートル毎秒毎秒 | $m/s^2$ |
| 波数 | 毎メートル | $m^{-1}$ |
| 密度，質量密度 | キログラム毎立方メートル | $kg/m^3$ |
| 面積密度 | キログラム毎平方メートル | $kg/m^2$ |
| 比体積 | 立方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 | $A/m^2$ |
| 磁界の強さ | アンペア毎メートル | A/m |
| 量濃度[a]，濃度 | モル毎立方メートル | $mol/m^3$ |
| 質量濃度 | キログラム毎立法メートル | $kg/m^3$ |
| 輝度 | カンデラ毎平方メートル | $cd/m^2$ |
| 屈折率[b] | （数字の） 1 | 1 |
| 比透磁率[b] | （数字の） 1 | 1 |

(a) 量濃度（amount concentration）は臨床化学の分野では物質濃度（substance concentration）ともよばれる。
(b) これらは無次元量あるいは次元１をもつ量であるが、そのことを表す単位記号である数字の１は通常は表記しない。

表３．固有の名称と記号で表される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 | SI基本単位による表し方 |
| 平面角 | ラジアン[b] | rad | 1 [b] | m/m |
| 立体角 | ステラジアン[b] | sr[c] | 1 [b] | $m^2/m^2$ |
| 周波数 | ヘルツ[d] | Hz | | $s^{-1}$ |
| 力 | ニュートン | N | | $m\ kg\ s^{-2}$ |
| 圧力，応力 | パスカル | Pa | $N/m^2$ | $m^{-1}\ kg\ s^{-2}$ |
| エネルギー，仕事，熱量 | ジュール | J | N m | $m^2\ kg\ s^{-2}$ |
| 仕事率，工率，放射束 | ワット | W | J/s | $m^2\ kg\ s^{-3}$ |
| 電荷，電気量 | クーロン | C | | s A |
| 電位差（電圧），起電力 | ボルト | V | W/A | $m^2\ kg\ s^{-3}\ A^{-1}$ |
| 静電容量 | ファラド | F | C/V | $m^{-2}\ kg^{-1}\ s^4\ A^2$ |
| 電気抵抗 | オーム | Ω | V/A | $m^2\ kg\ s^{-3}\ A^{-2}$ |
| コンダクタンス | ジーメンス | S | A/V | $m^{-2}\ kg^{-1}\ s^3\ A^2$ |
| 磁束 | ウエーバ | Wb | Vs | $m^2\ kg\ s^{-2}\ A^{-1}$ |
| 磁束密度 | テスラ | T | $Wb/m^2$ | $kg\ s^{-2}\ A^{-1}$ |
| インダクタンス | ヘンリー | H | Wb/A | $m^2\ kg\ s^{-2}\ A^{-2}$ |
| セルシウス温度 | セルシウス度[e] | ℃ | | K |
| 光束 | ルーメン | lm | cd sr[c] | cd |
| 照度 | ルクス | lx | $lm/m^2$ | $m^{-2}\ cd$ |
| 放射性核種の放射能[f] | ベクレル[d] | Bq | | $s^{-1}$ |
| 吸収線量, 比エネルギー分与, カーマ | グレイ | Gy | J/kg | $m^2\ s^{-2}$ |
| 線量当量, 周辺線量当量, 方向性線量当量, 個人線量当量 | シーベルト[g] | Sv | J/kg | $m^2\ s^{-2}$ |
| 酸素活性 | カタール | kat | | $s^{-1}\ mol$ |

(a)SI接頭語は固有の名称と記号を持つ組立単位と組み合わせても使用できる。しかし接頭語を付した単位はもはやコヒーレントではない。
(b)ラジアンとステラジアンは数字の１に対する単位の特別な名称で、量についての情報をつたえるために使われる。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である数字の１は明示されない。
(c)測光学ではステラジアンという名称と記号srを単位の表し方の中に、そのまま維持している。
(d)ヘルツは周期現象についてのみ、ベクレルは放射性核種の統計的過程についてのみ使用される。
(e)セルシウス度はケルビンの特別な名称で、セルシウス温度を表すために使用される。セルシウス度とケルビンの単位の大きさは同一である。したがって、温度差や温度間隔を表す数値はどちらの単位で表しても同じである。
(f)放射性核種の放射能（activity referred to a radionuclide）は、しばしば誤った用語で"radioactivity"と記される。
(g)単位シーベルト（PV,2002,70,205）についてはCIPM勧告2（CI-2002）を参照。

表４．単位の中に固有の名称と記号を含む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 | $m\ m^{-1}\ s^{-1}=s^{-1}$ |
| 角加速度 | ラジアン毎秒毎秒 | $rad/s^2$ | $m\ m^{-1}\ s^{-2}=s^{-2}$ |
| 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 | $m^2\ kg\ s^{-2}\ K^{-1}$ |
| 比熱容量，比エントロピー | ジュール毎キログラム毎ケルビン | J/(kg K) | $m^2\ s^{-2}\ K^{-1}$ |
| 比エネルギー | ジュール毎キログラム | J/kg | $m^2\ s^{-2}$ |
| 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 | $m\ kg\ s^{-3}\ A^{-1}$ |
| 電荷密度 | クーロン毎立方メートル | $C/m^3$ | $m^{-3}\ sA$ |
| 表面電荷 | クーロン毎平方メートル | $C/m^2$ | $m^{-2}\ sA$ |
| 電束密度，電気変位 | クーロン毎平方メートル | $C/m^2$ | $m^{-2}\ sA$ |
| 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, モル熱容量 | 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γ線） | クーロン毎キログラム | C/kg | $kg^{-1}\ sA$ |
| 吸収線量率 | グレイ毎秒 | 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 | $W/(m^2\ sr)$ | $m^2\ m^{-2}\ kg\ s^{-3}=kg\ s^{-3}$ |
| 酵素活性濃度 | カタール毎立方メートル | $kat/m^3$ | $m^{-3}\ s^{-1}\ mol$ |

表５．SI 接頭語

| 乗数 | 接頭語 | 記号 | 乗数 | 接頭語 | 記号 |
|---|---|---|---|---|---|
| $10^{24}$ | ヨタ | Y | $10^{-1}$ | デシ | d |
| $10^{21}$ | 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 | a |
| $10^{2}$ | ヘクト | h | $10^{-21}$ | ゼプト | z |
| $10^{1}$ | デカ | da | $10^{-24}$ | ヨクト | y |

表６．SIに属さないが、SIと併用される単位

| 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=86 400 s |
| 度 | ° | 1°=(π/180) rad |
| 分 | ’ | 1’=(1/60)°=(π/10800) rad |
| 秒 | ” | 1”=(1/60)’=(π/648000) rad |
| ヘクタール | ha | $1ha=1hm^2=10^4m^2$ |
| リットル | L，l | $1L=1=1dm^3=10^3cm^3=10^{-3}m^3$ |
| トン | t | $1t=10^3\ kg$ |

表７．SIに属さないが、SIと併用される単位で、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 単位で表される数値 |
|---|---|---|
| 電子ボルト | eV | $1eV=1.602\ 176\ 53(14)\times10^{-19}J$ |
| ダルトン | Da | $1Da=1.660\ 538\ 86(28)\times10^{-27}kg$ |
| 統一原子質量単位 | u | 1u=1 Da |
| 天文単位 | ua | $1ua=1.495\ 978\ 706\ 91(6)\times10^{11}m$ |

表８．SIに属さないが、SIと併用されるその他の単位

| 名称 | 記号 | SI 単位で表される数値 |
|---|---|---|
| バール | bar | $1\ bar=0.1MPa=100kPa=10^5Pa$ |
| 水銀柱ミリメートル | mmHg | 1mmHg=133.322Pa |
| オングストローム | Å | $1\ Å=0.1nm=100pm=10^{-10}m$ |
| 海里 | M | 1 M=1852m |
| バーン | b | $1\ b=100fm^2=(10^{-12}cm)2=10^{-28}m^2$ |
| ノット | kn | 1 kn=(1852/3600)m/s |
| ネーパ | Np | SI単位との数値的な関係は、対数量の定義に依存。 |
| ベル | B | |
| デジベル | dB | |

表９．固有の名称をもつCGS組立単位

| 名称 | 記号 | SI 単位で表される数値 |
|---|---|---|
| エルグ | erg | $1\ erg=10^{-7}\ J$ |
| ダイン | dyn | $1\ dyn=10^{-5}N$ |
| ポアズ | P | $1\ P=1\ dyn\ s\ cm^{-2}=0.1Pa\ s$ |
| ストークス | St | $1\ St=1cm^2\ s^{-1}=10^{-4}m^2\ s^{-1}$ |
| スチルブ | sb | $1\ sb=1cd\ cm^{-2}=10^4cd\ m^{-2}$ |
| フォト | ph | $1\ ph=1cd\ sr\ cm^{-2}\ 10^4lx$ |
| ガル | Gal | $1\ Gal=1cm\ s^{-2}=10^{-2}ms^{-2}$ |
| マクスウェル | Mx | $1\ Mx = 1G\ cm^2=10^{-8}Wb$ |
| ガウス | G | $1\ G =1Mx\ cm^{-2} =10^{-4}T$ |
| エルステッド[c] | Oe | $1\ Oe \triangleq (10^3/4\pi)A\ m^{-1}$ |

(c) ３元系のCGS単位系とSIでは直接比較できないため、等号「 ≙ 」は対応関係を示すものである。

表10．SIに属さないその他の単位の例

| 名称 | 記号 | SI 単位で表される数値 |
|---|---|---|
| キュリー | Ci | $1\ Ci=3.7\times10^{10}Bq$ |
| レントゲン | R | $1\ R = 2.58\times10^{-4}C/kg$ |
| ラド | rad | $1\ rad=1cGy=10^{-2}Gy$ |
| レム | rem | $1\ rem=1\ cSv=10^{-2}Sv$ |
| ガンマ | γ | 1 γ =1 nT=10-9T |
| フェルミ | | 1フェルミ=1 fm=10-15m |
| メートル系カラット | | 1メートル系カラット = 200 mg = 2×10-4kg |
| トル | Torr | 1 Torr = (101 325/760) Pa |
| 標準大気圧 | atm | 1 atm = 101 325 Pa |
| カロリー | cal | 1cal=4.1858J（「15℃」カロリー），4.1868J（「IT」カロリー）4.184J（「熱化学」カロリー） |
| ミクロン | μ | $1\ \mu =1\mu m=10^{-6}m$ |

（第8版，2006年改訂）

この印刷物は再生紙を使用しています