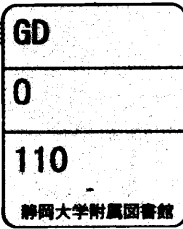


理工学研究科伊東



0002516292 R

低圧タービン円板及びロータ材3.5NiCrMoV鋼の  
応力腐食割れに関する研究



伊 東 暉

# 目 次

<b>第1章</b>	<b>緒 論</b>	<b>1</b>
1.1	低圧タービンの応力腐食割れ(SCC)による損傷例	1
1.2	低圧タービン円板のSCC研究の変遷	3
1.3	低圧タービン円板のSCCに関する研究課題	8
	参考文献	9
<b>第2章</b>	<b>実機タービン環境中での3.5NiCrMoV鋼のSCC発生寿命予測</b>	<b>13</b>
2.1	緒 言	13
2.2	SCC発生プロセスの推定	13
2.3	供試材と実験方法	14
2.4	結果と考察	18
2.5	ま と め	26
	参考文献	26
<b>第3章</b>	<b>実機タービン環境中での3.5NiCrMoV鋼のSCC進展からの余寿命予測</b>	<b>28</b>
3.1	緒 言	28
3.2	実機環境中での試験要領	28
3.3	結果と考察	33
3.4	ま と め	46
	参考文献	46
<b>第4章</b>	<b>3.5NiCrMoV鋼の403KでのSCC発生領域と加速因子</b>	<b>48</b>
4.1	緒 言	48
4.2	供試材と実験方法	48
4.3	結果と考察	51
4.4	ま と め	57
	参考文献	58
<b>第5章</b>	<b>3.5NiCrMoV鋼のSCCに及ぼすホウ酸注入の影響</b>	<b>60</b>
5.1	緒 言	60
5.2	実験室での検討	60
5.3	実機での検討	65

5.4	ま と め	74
	参考文献	74
<b>第6章</b>	<b>3.5NiCrMoV鋼のSCCに及ぼすエタノールアミン注入の影響</b>	<b>75</b>
6.1	緒 言	76
6.2	ETA注入の影響の可能性	76
6.3	実験室での試験結果	77
6.4	実機での試験結果	85
6.5	ま と め	88
	参考文献	89
<b>第7章</b>	<b>3.5NiCrMoV鋼の製造の変遷と耐SCC性の向上</b>	<b>90</b>
7.1	緒 言	90
7.2	ロータ製造の変遷	90
7.3	SCC感受性の検討	98
7.4	ま と め	104
	参考文献	104
<b>第8章</b>	<b>タービンロータ用CrMoV鋼への適用</b>	<b>105</b>
8.1	緒 言	105
8.2	供試材と実験方法	105
8.3	結果と考察	108
8.4	ま と め	116
	参考文献	117
<b>第9章</b>	<b>実機環境中でのCrMoV鋼と3.5NiCrMoV鋼のSCC挙動</b>	<b>118</b>
9.1	緒 言	118
9.2	実験方法	118
9.3	実験結果	121
9.4	考 察	125
9.5	ま と め	129
	参考文献	130
<b>第10章</b>	<b>結 論</b>	<b>132</b>
	謝 辞	136

# 第1章 緒論

## 1.1 低圧タービンの応力腐食割れ(SCC)による損傷例

事業用タービンは1950年以降、急速に大型化・大容量化している。それまでの一体型のタービンから、高圧タービン・低圧タービンと多車室化し、それぞれの役割に応じた材料が選定されてきた<sup>1)</sup>。この中で低圧タービンは入口蒸気温度が高圧タービンに比べ、低く抑えられている一方で、効率を上げるために再熱利用のタービンの下流域では湿り蒸気となる領域が生じることとなる。この湿り蒸気となる領域で、腐食に起因する損傷が生じる。その代表的な損傷事例として、タービン円板の応力腐食割れ(SCC)が挙げられる。この腐食に起因した損傷を受ける以前には1950年代に報告されたものとして低圧タービンの損傷は靱性が低く白点を含む事例<sup>2)</sup>やクリープ切欠弱化による事例<sup>3)</sup>がある。特にSCCに起因する例としては1969年英国のHinkley Point A 5号機での損傷事故<sup>4,5)</sup>が初めてのものと考えられ、この原因は純蒸気中若しくはアルカリの濃縮に引き起こされたものと結論づけられている。この損傷はこれ以降、アルカリ濃縮によるものと一般に考えられたが、同時に低靱性材であったため、バーストし、複数の部分に分かれタービンミサイルとなったものである。材料は3CrMo鋼であり、現在多用されている3.5NiCrMoV鋼とは若干異なっている。

ここでSCCが発生する可能性のある低圧タービンの構成はFig.1-1に示すようにタンデムコンパウンド機(4極機)が主となっている。代表的な構造例とSCCが発生させる可能性のある部位をFig.1-2に示す。SCCが発生する部位は乾き蒸気が膨張して湿り蒸気となる下流側(Wilson line下流側)に位置しており、上述したHinkley Point Aのように特にキー溝部或いはボア部からの発生の場合にタービンミサイルなど、損傷被害は厳しいものとなる。

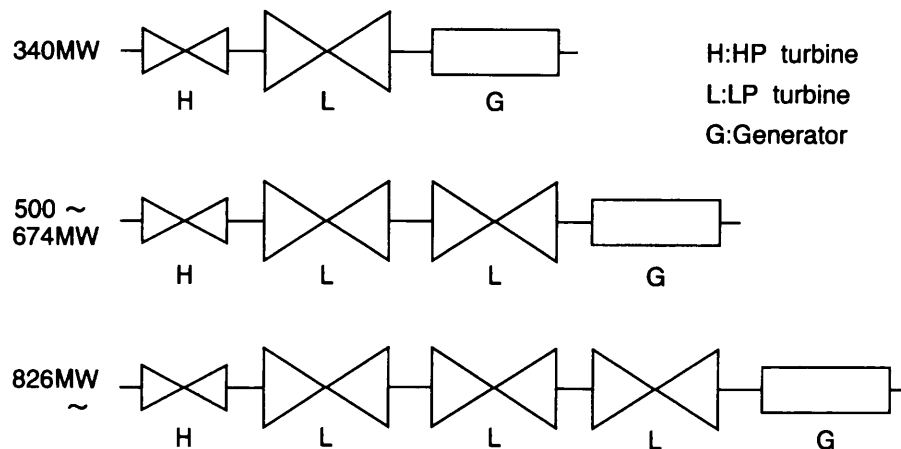
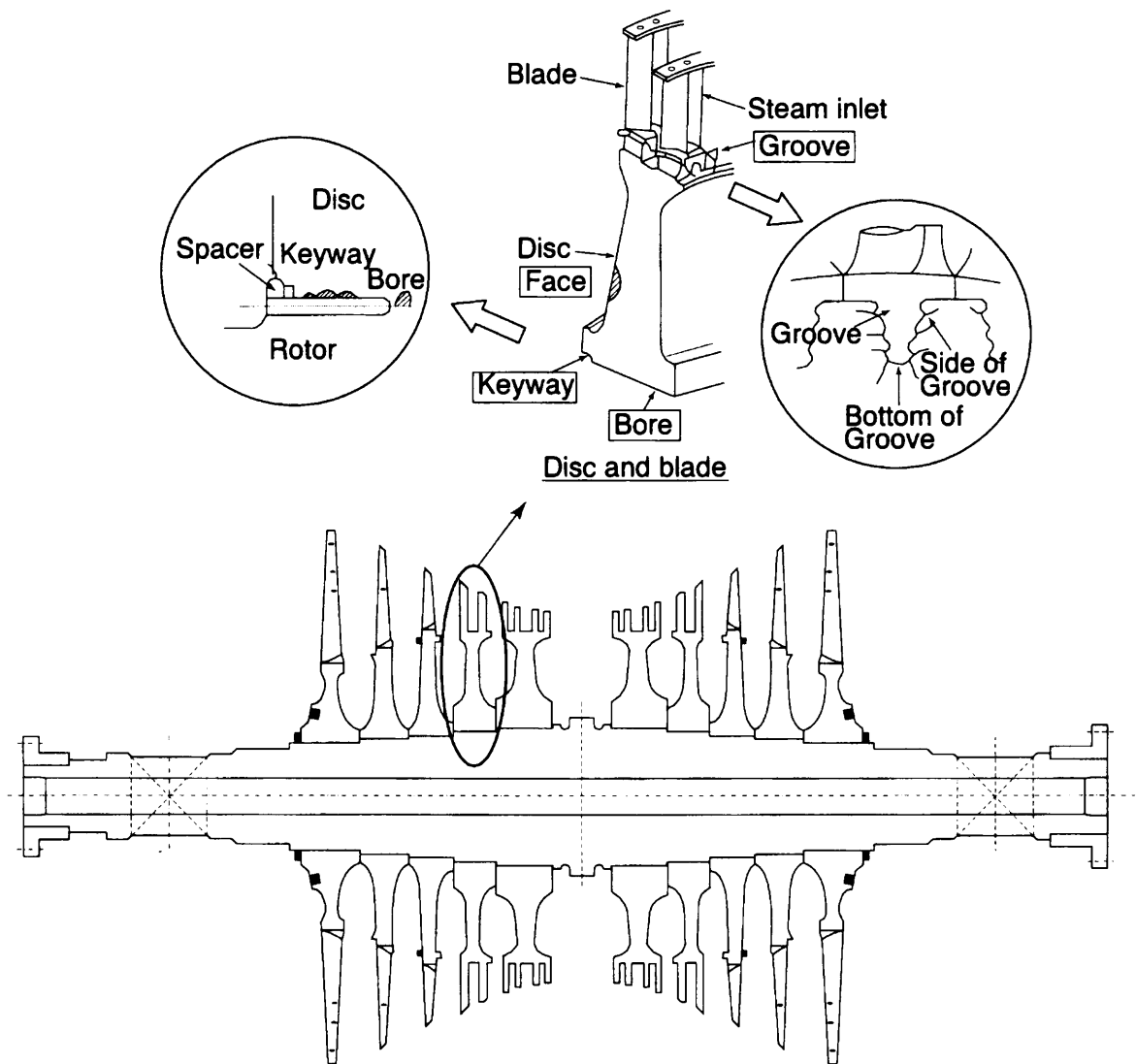


Fig.1-1 Large-scaled turbine configuration



**Fig.1-2 LP-turbine areas observed to detect SCC (Representative)**

その後、1979年米国で検出された低圧タービン円板のSCC調査の過程で、キー溝やボアだけではなく、動翼取り付け部ほかいくつかの部位にSCCが発見されてきた。報告されている損傷例としてはCooper及びYankee Rowe<sup>6)</sup>、さらにユニット名は不明であるがEPR Iで報告されているもの<sup>7)</sup>などが挙げられる。この一連の低圧タービン円板のSCC損傷については、1980年代初期のEPR I及びASMEでの報告にまとめられている<sup>8,9)</sup>。

Hinkley Point Aでの経験も踏まえ、米国内調査を中心とした実機調査からこれらSCCき裂の特徴は次のとおりである。

- ・ 主に粒界割れで、枝分かれがあり、き裂の中に腐食生成物である酸化物が認められる。

これらのSCCを生じさせた要因としては次の6つを挙げている。

- ・ 応力が高い
- ・ クレビスが存在している
- ・ 温度が高い
- ・ 円板材の 0.2%耐力が高い
- ・ 水・蒸気システム内の酸素濃度が高い
- ・ 湿り蒸気が存在する

## 1.2 低圧タービン円板のSCC研究の変遷

上述のように低圧タービンの損傷事故に関して、英国Hinkley Point Aでの事故がきっかけとなって原因調査の一環として円板材のSCC感受性についてのParkerら<sup>10)~12)</sup>の研究が実施されてきた。ただし、この調査で対象となった円板材は3CrMo鋼であり、米国などでは既に低圧タービン円板に3.5NiCrMoV鋼が使用されていたこともあり、英国以外では検討が進まなかった。

ここで、対象となったタービンの設置状況の例をFig.1-3に、また低圧タービンの外観例をFig.1-4に示す。低圧タービンの構造は通常ロータの軸に対して中心から蒸気が入るダブルフローとなっており、各フローに対して5枚から7枚の円板でできていることから、一本のロータでは10~14枚の円板構成となっている。この円板の内、軸の中心から2枚目あるいは3枚目が乾湿の境界になっており、本論文での応力腐食割れの主な対象となる部分に相当する。

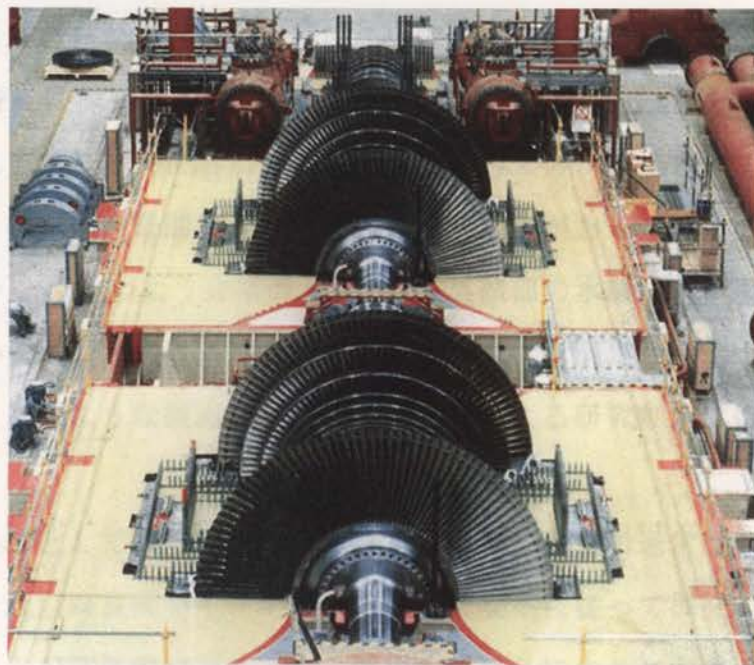


Fig.1-3 Bird eye's view of large scaled turbine

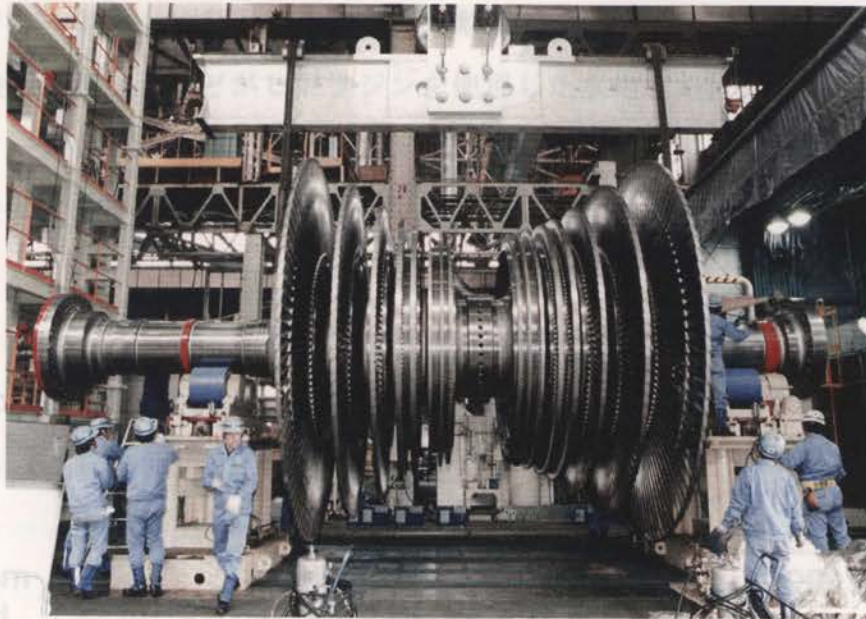


Fig.1-4 General view of LP turbine rotor

この乾湿境界となる部分では、蒸気は乾き蒸気が膨脹して湿りとなり、Fig.1-5<sup>13)</sup>に示すように不純物（図ではNaClが含まれているとしている）が蒸気に含まれているとするならばここで析出することになる。この蒸気中の不純物の特定が充分できないため、粒界割れを起こす環境が話題となって、特に初期ではNaOH水溶液中での試験が中心となって検討されてきた。これら研究での環境が特定されなかった理由としては、1つには低圧タービンの乾湿境界域下流側で発生している事象であり特定が難しいこと、2つ目としては水中不純物に影響する水処理が各国・各社で異なっていることがあげられる。従って、各研究者の試験環境についての検討は各国の水処理事情によって変化することとなる。例えば、国内の中温大容量蒸気を取り扱うプラントでは、1980年当時既に揮発性の処理材が使用されていること及びFig.1-6に示すモル比管理が徹底されており、NaOHが濃縮するという考え方が否定されていたため、国内での円板SCCの発生は疑問視されていたという状況がある（諸外国ではモル比管理はされていない）。以上のような事情から、本来当該部の水環境を模擬することが難しいと言う観点からは、実機の蒸気を使用して環境条件を満足させようとする動きがあってもよいが、このような観点からの他の研究者による研究動向はほとんど見られない。

補給水の水処理としては、国内では1970年代初頭まで通常はリン酸処理が通常であったが、それ以降貫流ボイラが時代の趨勢になるに従って揮発（AVT）処理が中心となってきた。AVT処理であっても、使用する薬品によりヒドラジンやモルフォリ

ン、エタノールアミン（ETA）などがあり、副生物がそれぞれ異なる可能性がある。国内では最近までほとんどがヒドラジンを使用した水処理が行われており、ごく最近ではエタノールアミンに替わってきたユニットもある。米国ではヒドラジンを、また欧州ではモルフォリンを使用するAVT処理が多いとされている<sup>14, 15)</sup>。

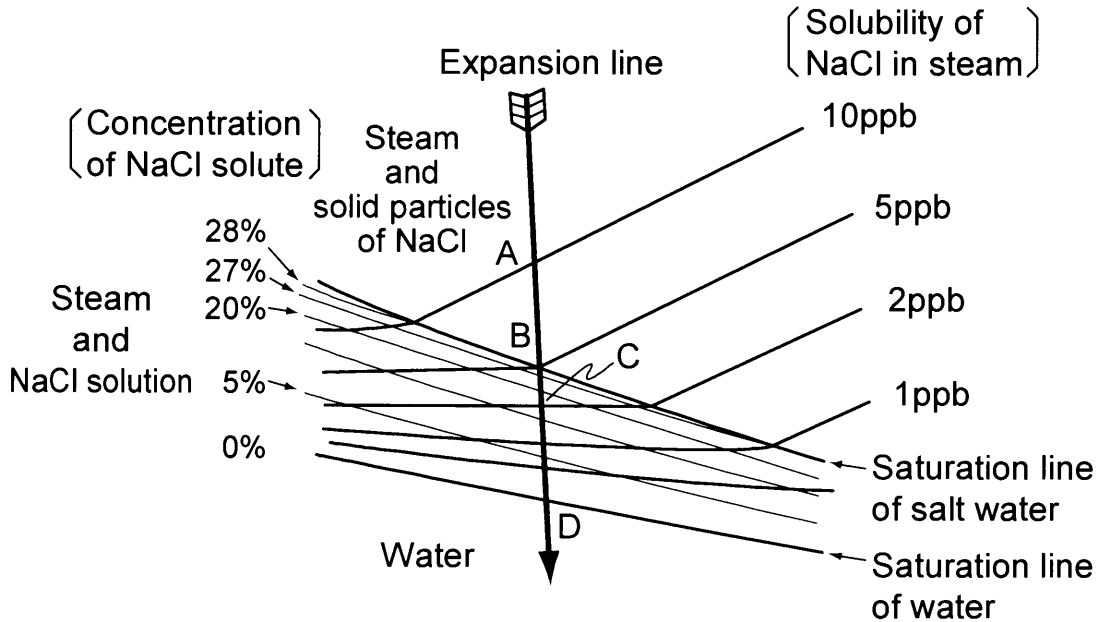
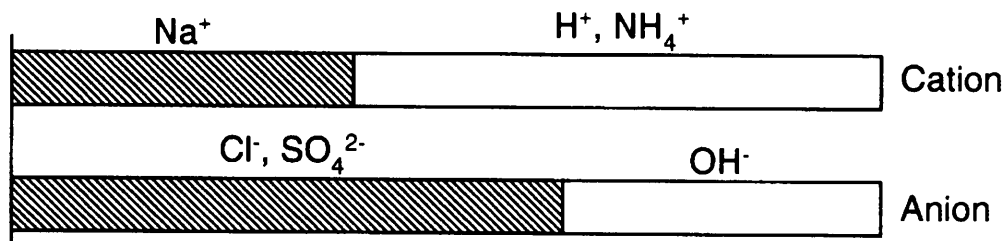


Fig.1-5 Sample expansion lines in low pressure turbine and phase balance of NaCl plotted on i-s chart



As Na/Cl value was controlled below 0.7, free caustic will not be generated.

Fig.1-6 Moler ratio control

1979年米国での低圧タービン円板のSCCが主要な問題になると1982年頃までにF. F. Lyle, Jr.、その他の多くの研究者によりEPR I、ASMEなどで多くの論文が公表された<sup>16~29)</sup>。初期の実験室での調査では上述したように粒界割れを再現するためにNaOH環境を中心に検討をされてきた。また、研究の内容はき裂進展速度を測定する動きが中心であった。この理由として、1つには円板のキー溝やボアではき裂発生位置に直接接触しての検査はできなく超音波（UT）検査に頼ることになること、2つ目として欧米ではSCCのき裂発生は人知の及ぶところではないので、き裂が初期に発生しているとしてき裂進展速度から検査間隔により処置した方がよいとの



考え方（通常3.5NiCrMoV鋼では限界深さまでは100mm程度あり、限界深さに到達するまでの時間は余裕があること）があり、限界深さをき裂進展速度で除しさらに安全係数をかけてU Tの検査間隔を決めることに注力されたことによる。ただ、このようにき裂進展速度を求める研究は多かつたものの、あくまで研究室レベルでの水を使用した検討が多く、実機の損傷結果から見かけのき裂進展速度(Apparent crack propagation rate)を求めることはあっても、実機環境中でのき裂進展速度を求めるという動きはほとんど見あたらない。

き裂進展速度については実機の損傷データから採取された見かけのき裂進展速度(Apparent crack propagation rate)として多くのデータをまとめたW. G. Clarkら<sup>23)</sup>の次式が広く用いられてきた。

$$\ln \left( \frac{da}{dt} \right)_R = -4.968 - \frac{7302}{T_R} + 0.0278 \sigma_{yR} \quad (1-1)$$

(da/dt)<sub>R</sub> : き裂進展速度 inch/h

T<sub>R</sub> : ランキン温度

σ<sub>yR</sub> : 0.2%耐力 ksi

これを SI 単位に書き直すと

$$\ln \frac{da}{dt} = -1.734 - \frac{4057}{T} + 0.00404 \sigma_y \quad (1-2)$$

ここで

da/dt : き裂進展速度 mm/h

T : 絶対温度 K

σ<sub>y</sub> : 0.2%耐力 MPa

上記の式はNRCに受け入れられたものであるが、この後も上記の式を見直し、円板材のき裂進展速度の予測式として以下の式が提案されてきた<sup>28)</sup>。

$$\ln \left( \frac{da}{dt} \right)_R = -8.8 - \frac{4040}{T_R} + 0.0231 \sigma_{yR} \quad (1-3)$$

これを SI 単位に書き直すと

$$\ln \frac{da}{dt} = -5.566 - \frac{2244}{T} + 0.00334 \sigma_y \quad (1-4)$$

となる。

(1-1) ~ (1-4) 式のいずれも、Arrhenius式の変形であるが、強度がき裂進展に影響している点が特徴となっている。

この後も、円板材のSCCについて地道な活動がなされ、3.5NiCrMoV鋼はNaOHのような不純物が濃縮して起きるものではなく、むしろ脱気純水中でSCCが生じている<sup>31, 32)</sup> というのが一般の認識になってきており、次第に純蒸気中のデータが蓄積されるようになってきた<sup>33, 34)</sup>。ただ、この後もNaOH中での試験結果<sup>35~43)</sup> は散見されているが、これは水処理の影響を考えたものと推定される。

上記のようにSCCの検討対象としているのはキー溝やボアであり、動翼の取り付け部であるリム部では円板の肉厚が薄くなり、き裂進展の考え方では発生すればわずかな時間で肉厚を貫通してしまうことが指摘された。円板のSCCは当初キー溝やボアを対象に注力されたが、リム部での発生が多く起きてきたことから、一連のSCC研究であっても、むしろき裂発生に関する研究が推進されることになった<sup>44, 45)</sup>。

なお、腐食に起因した低圧タービン部材の損傷は、SCCだけでなく腐食疲労も挙げられる。両者の損傷発生条件の違いはFig.1-7に示すように境界が無く、応力的に静応力が大きな因子であるかあるいは振動応力が勝るかの違いだけであり、破面から区別しているに過ぎない（ちなみにSCCでは通常粒界破面がほぼ100%であるのに対し、腐食疲労では粒界破面は概ね80%以下となる）。この腐食疲労での起点は腐食ピットであることは多くの報告から確認されており<sup>46~52)</sup>、SCCであってもこの考え方にたつことが可能となる<sup>53~60)</sup>。特に円板材の発生起点はほとんどに腐食ピットが付随しており、腐食ピットに着目した寿命評価が可能となることが予想された。

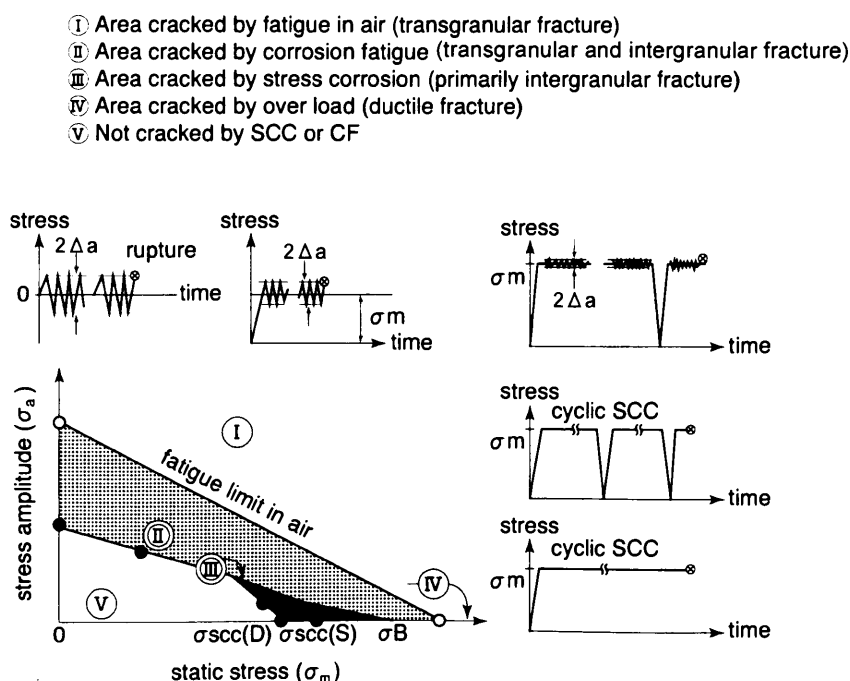


Fig.1-7 SCC and CF occurring area shown on the Goodman chart

また、円板のSCCに及ぼす水処理の影響について検討した報告は見あたらず、また、材料面では現用の3.5NiCrMoV鋼をスーパークリーン化したロータ材<sup>61)</sup>を提案している論文はあるが、大径のロータの歴史的に発展に伴う耐SCC性との関係を示す論文はほとんど見あたらない。大径のロータを考えるにあたり、強度・靱性を兼備するロータ材は現状ではNi量が約2.8～3.5%のNiCrMoV鋼が最適と考えられ、この材料を恒久的に使用する場合に、材料強度を低下させれば耐SCC性は向上するという報告はあるが、限界の材料強度を示す報告はほとんど見あたらず、今後の大径ロータの適用を考える上での指針が必要となる。

### 1.3 低圧タービン円板のSCCに関する研究課題

上記のように、タービン円板のSCCを考えるに当たっては、実機環境中での精度の良い寿命評価を推定できる考え方を確立し、それに必要となるデータを準備することが本研究の課題と考えた。さらに、その考え方を利用して、他のタービン部品に適用することを試みた。

第2章では多くの低圧タービンで見られた動翼取り付け部であるリム部でのSCCに対して、寿命評価に必要なSCCのプロセスを仮定し、そのプロセスを実機環境中で確認すると共に寿命評価に必要な諸基礎データの採取を行い、SCC発生寿命評価精度の向上を目的にした。

第3章では低圧タービン円板キー溝部を主対象にして、実機環境中でのき裂進展速度を把握することを目標とすることと、それをを用いた場合の温度と材料強度からの補正はどうあるべきかを論じた。

第4章では3.5NiCrMoV鋼の粒界割れの起きる環境条件を乾湿境界域の代表温度として温度403Kを取り上げ、電位-pH線図上で粒界型のSCC発生領域を特定し、加速となる条件としての不純物の影響を検討した。

第5章ではAVT処理で実施している国内のユニットの水処理条件に他機器の損傷防止のためにホウ酸を注入したときの円板材のSCCに及ぼす影響を検討した。

第6章では第5章とは逆にアルカリ側への水処理条件とするETA処理にしたときの円板材のSCC及び円板材・動翼材の腐食疲労に及ぼす影響を検討した。

第7章ではSCCを引き起こす3条件の内、材料の影響について低圧タービンロータ・円板材に用いられている3.5NiCrMoV鋼の製鋼技術の進展とそれに伴うSCC感

受性の向上について検討し、冶金的にS C C感受性を持たないようにする材料因子を考察した。

第8章及び第9章では上記に示した考え方を高低圧一体タービンである中小型タービンロータに使用されているCrMoV鋼への展開を図った。第8章では強度を変えることは規格上できないため、焼入冷却速度の影響を検討した。第9章では実タービン環境中で3.5NiCrMoV鋼を比較材としてCrMoV鋼のS C C挙動を検討した。

## 参考文献

- 1) 遠藤 忠良、博士論文 (大阪大学)「タービンロータ材料の強度と信頼性評価に関する研究」、昭和62年
- 2) H. D. Emmert, Trans. ASME, Vol.78 (1956) p.1547
- 3) A. W. Rankin, B. R. Seguin, Trans. ASME, Vol.78 (1956) p.1527
- 4) D. Kalderon, Proc. Instn. Mech. Engrs. Vol. 186 (1972) p.341
- 5) J. L. Gray, Proc. Instn. Mech. Engrs. Vol. 186 (1972) p.379
- 6) C. J. Czajkowski, J. R. Weeks, “ Examination of turbine discs from nuclear power plants”, Corrosion /82, Paper No. 220
- 7) H. C. Burghard, Jr. EPRI NP-2269 Research Project 1398-7, “Metallurgical investigation of disc cracking in the LP-2 turbine at a nuclear power station”, (1982)
- 8) F. F. Lyle, Jr. H. C. Burghard, Jr. EPRI NP-2429-LD, “ Steam turbine disc cracking experience Vol.1 Literature and field survey”, (1982)
- 9) F. F. Lyle, Jr. G. A. Lamping, G. R. Leverant, ASME 81-JPGC-Pwr-30, “ Stress corrosion cracking of low pressure turbine discs – an industries survey”, (1981)
- 10) J. G. Parker, British Corrosion Journal, Vol.13, No.2 (1978), p.75
- 11) J. M. Hodge, I. L. Mogford, Proc. Instn. Mech. Engrs, Vol.193 (1979), p.93
- 12) J. G. Parker, M. A. Sadler, Corrosion Science, Vol.15 (1975), p.57
- 13) H. Itoh, T. Momoo, “Stress corrosion cracking in low pressure turbine discs in NaCl solution”, ICONE-9301, (2001) Nice, Fr.
- 14) 日本原子力学会編, “6. PWR2次冷却系の水化学管理”, “原子炉水化学ハンドブック”, (2000), コロナ社
- 15) Y. Shoda, E. Kadokami, T. Hattori, “Examination of new bulk water molar

- ratio index for crevice environment estimation”, Proceedings of the 7<sup>th</sup> conference organized by the British nuclear energy society, (1996), p.608, Bournemouth
- 16) W. K. Roberts, P. Greenfield, Corrosion-NACE Vol.35, (1979), p.402
  - 17) J. D. Atkinson, A. M. Adams, M. A. M. Khan, P. J. Worthington, “The effect of solution temperature and concentration on stress corrosion crack propagation in 3%CrMo (AOH) turbine disc steel immersed in sodium hydroxide solution”, CERL RD/L/N 209/79 (1980)
  - 18) H. C. Burghard, Jr., EPRI NP-1532, “Metallurgical analysis of rim cracking in an LP steam turbine disc”, (1980)
  - 19) R. S. Shalvoy, Corrosion/82, Paper No.219, (1982)
  - 20) A. R. Ellery, J. Australian Inst. Metals, Vol.21, (1976), p103
  - 21) P. Doig, R. J. Browne, P. E. J. Flewitt, Br. Corros. J. Vol.12, (1977) p.86
  - 22) F. F. Lyle, Jr., H. C. Burghard, Jr., EPRI NP-2429 Vol.2, “Steam turbine disc cracking experience Vol.2: Data summaries and discussion”, (1982)
  - 23) W. J. Clark, Jr., B.B. Seth, D. H. Shaffer, ASME 81-JPGC-Pwr-31 (1981)
  - 24) F. F. Lyle, Jr., EPRI NP-2237, “Stress corrosion characterization of turbine rotor materials phase1”, (1982)
  - 25) F. F. Lyle, Jr., H. C. Burghard, Jr., EPRI NP-2429-LD Vol.3, “Steam turbine disc cracking experience Vol.3: stress corrosion cracking of low alloy steels”, (1982)
  - 26) N. Bandyopadhyay, C. L. Briant, Corrosion-NACE Vol.38, (1982), p.125
  - 27) F. F. Lyle, Jr., Corrosion/82, Paper No.243 (1982)
  - 28) K. H. Mayer, ASME 81-JPGC-Pwr-22, (1982)
  - 29) H. B. Gayley, ASME 81-JPGC-Pwr-26, (1982)
  - 30) F. F. Lyle, Jr., “Stress corrosion cracking in low-pressure turbines – an overview”, Paper No.219, Corrosion/94, (1994)
  - 31) A. McMinn, F. F. Lyle, Jr., G. R. Leverant, Corrosion, Vol.41, (1985), p.493
  - 32) F. F. Lyle, Jr., A. McMinn, G. R. Leverant, Proc. Instn. Mech. Engrs. Vol.199, No.A1,(1985), p.59

- 33) L. E. Eiselstein, R. D. Caligiuri, C. G. Schmidt, "Stress corrosion cracking of steam turbine disc alloys in dilute environments", Proceedings of 2<sup>nd</sup> international symposium on environmental degradation of materials in nuclear power systems – water reactor, (1985), p.311, Monterey, USA
- 34) J. Y. Liu, E. E. Lai, H. C. Lai, D. H. R. Lin, "Life prediction for nuclear LP rotor SCC cracks" Proceedings of 5th international symposium on environmental degradation of materials in nuclear power systems – water reactor, (1991), p.596, Monterey, USA
- 35) R. M. Magdowski, M. O. Speidel, Met. Trans, Vol.19A, (1988), p.1583
- 36) R. N. Parkins, Y. Liu, J. Congleton, Corrosion Science, Vol.28, (1988), p.259
- 37) J. Rechberger, D. Tromans, A. Mitchell, Corrosion, Vol.44, (1988), p.79
- 38) M. F. Maday, A. Mignore, A. Borello, Corrosion, Vol.45, (1989), p.273
- 39) R. D. Caligiuri, L. E. Eiselstein, D. R. Curran, "Microkinetics of stress corrosion cracking in steam turbine disc alloys", Proceedings of 2<sup>nd</sup> international symposium on environmental degradation of materials in nuclear power systems – water reactor, (1983), p.824, Houston, USA
- 40) M. O. Speidel, R. M. Magdowski, "Stress corrosion cracking of steam turbine steels – an overview", Proceedings of 2<sup>nd</sup> international symposium on environmental degradation of materials in nuclear power systems – water reactor, (1985), p.267, Monterey, USA
- 41) M. O. Speidel, J. E. Bertilsson, "Stress corrosion cracking of steam turbine rotors", in "Corrosion in power generating equipment", M. O. Speidel, A. Atrens, ed., Plenum Press, NY, (1984), p.331
- 42) C. J. Czajkowski, J. R. Weeks, Material Performance, March 1983, p.21
- 43) J. Y. Liu, H. C. Lai, "Stress corrosion cracking of rotor materials in steam environment" Proceedings of 4<sup>th</sup> international symposium on environmental degradation of materials in nuclear power systems – water reactor, (1989), p.8-117, Jekylt, Island
- 44) C. Liu, D. D. Macdonald, J. Pressure Vessel Technology Vol.119, (1997), p.393
- 45) F. F. Lyle, "Stress corrosion crack initiation in low-pressure steam turbine disc

- steels”, Proceedings of 6<sup>th</sup> international symposium on environmental degradation of materials in nuclear power systems – water reactor, (1993), p.121, San Diego, USA
- 46) 江原隆一郎, 日本機械学会論文集 A, Vol.59, No.557, (1993),p.1
  - 47) 江原隆一郎, 配管技術, Vol.28, No.12, (1986), p.132
  - 48) Y. Kondo, Corrosion, Vol.45, (1989), p.7
  - 49) T. C. Lindley, P. McIntyre, P. J. Trant, Metals Technology, Vol.9, (1982), p.135
  - 50) J. Congleton, R. A. Olieh, R. N. Parkins, Metals Technology, Vol.9, (1982), p.94
  - 51) G. M. Sparkes, P. Mulvihill, “The implications of corrosion pitting for the refurbishment of low-pressure turbine rotor shafts”, IMechE, C302/87, (1987), p.315
  - 52) R. A. Cottis, Z. Husain, Metals Technology, Vol.9, (1982), p.104
  - 53) J. G. Parker, G. Wigmore, Metals Technology, Vol.9, (1982), p.216
  - 54) O. Jones, Materials Performance, Feb. 1985, p.9
  - 55) N. Nandyopadhyay, C. L. Briant, E. L. Hall, Met. Trans A, Vol.16A,(1983), p.1333
  - 56) S. J. Lennon, F. P. A. Robinson, G. G. Garrett, Corrosion-NACE, Vol.40, (1984), p.409
  - 57) 金子輝雄、池田昭夫、材料、Vol.37,(1988), p.24
  - 58) 向井喜彦、村田雅人、日本金属学会会報、Vol.20, (1981), p.12
  - 59) S. R. Holdsworth, G. Burnell, “Stress corrosion crack initiation in LP turbine rotor steels”
  - 60) P. M. Scott, Ind. Corros. Vol.9, (1990), p.8
  - 61) D. A. Rosario, R. Viswanathan, C. H. Wells, G. J. Licina, Corrosion, Vol.54, (1998), p.531

## 第2章 実機タービン環境中での3.5NiCrMoV鋼のSCC発生寿命予測

### 2.1 緒言

応力腐食割れは低圧タービンの主要な問題の1つとなっている<sup>1)5)</sup>。低圧タービンの円板あるいはロータの動翼取り付け歯部にFig.2-1に示すようなSCCが発生した場合、当該部の肉厚が薄いためにき裂進展での残存寿命を予測すると取替などの対策に必要な時間が十分でなくなることから、発生寿命を予測する事が求められる。この発生寿命を精度良く予測するためには、従来の実験室での経験を基に<sup>6)</sup>円板材のSCCの発生プロセスを推定し、それを実機の雰囲気中で確認すると共に寿命予測に必要な各種パラメータを把握する必要がある。そこで、この低圧タービンに使用される円板材あるいはロータ材の実機中で推定したSCCプロセスを確認し、発生予測に必要な各種パラメータを整備し、SCC発生寿命予測の精度向上をめざした。

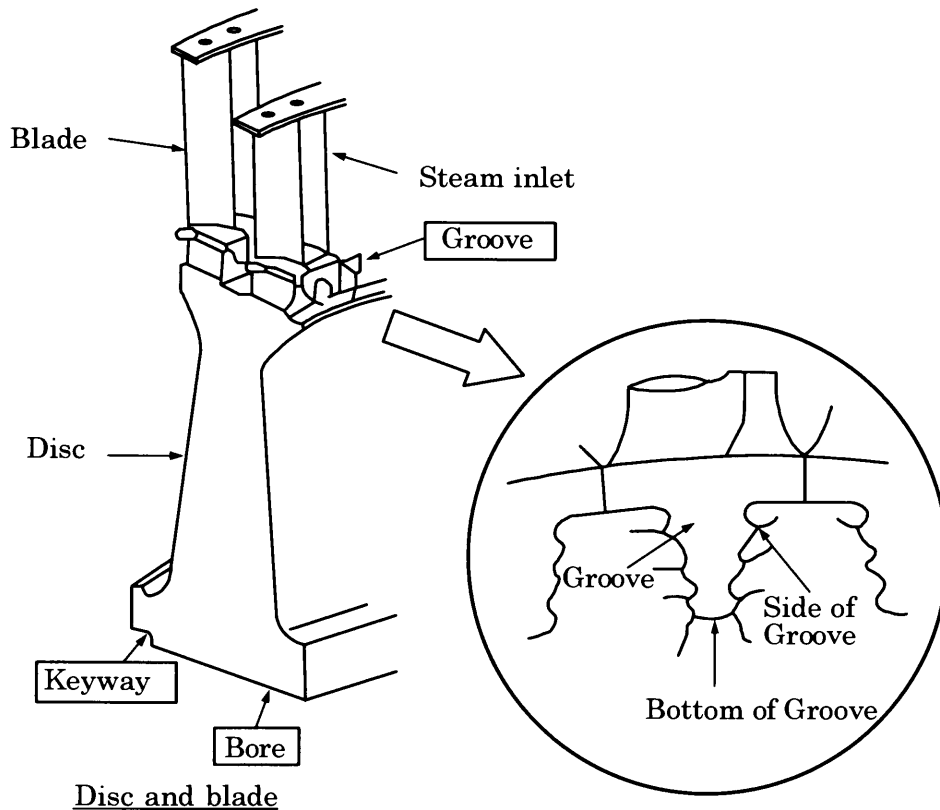


Fig.2-1 Disc areas observed to detect SCC

### 2.2 SCC発生プロセスの推定

上述したように、低圧タービンの円板あるいはロータの動翼取り付け歯部にSCCき裂が発生するプロセスを実験室及び数少ないものの実機での経験から、次のように



推定した。即ち、Fig.2-2に示すように腐食ピットが発生し、そのピットが成長し、限界寸法に到達した後SCCが発生する。

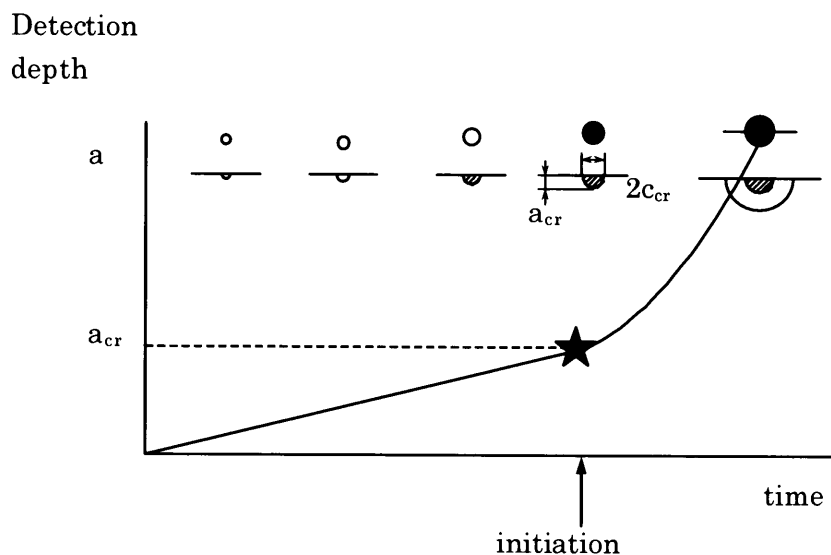


Fig.2-2 Presumed SCC initiation in discs

### 2.3 供試材と実験方法

推定したSCCの発生プロセスを確認するためには、以下の条件が必要と考えた。

- i. 実機で使用されている材料と同等の試験材を使用すること。
- ii. 環境は可能な限り、実機雰囲気を模擬すること。このためには、実機雰囲気での試験が望ましい。
- iii. 加速試験となるよう負荷応力を高くすること。
- iv. 任意の腐食ピットの成長が継続して観察できる試験片であること。
- v. 隙間の影響を確認するため、一部試験片で隙間を構成すること。
- vi. 推定したプロセスでは腐食ピットが大きな役割を持っている。従って、環境の加速効果として、あらかじめ腐食ピットを付与した試験片も試験する。

#### 2.3.1 供試材

供試材として使用したのはいずれも3.5NiCrMoV鋼であり、製造方法で大きく分けて3種類ある。1つは1970年代初頭以前の製造プロセスで製造されたSi脱酸材(Si-D)、それ以降採用されてきた真空カーボン脱酸材(VCD)及び今後適用される可能性のある高純度材である。1つ目のSi脱酸材及び2つ目のVCD材は、実機と同等の製造プロセスで製造されたものであるが、3つ目の高純度材は実験室で製造したものである。

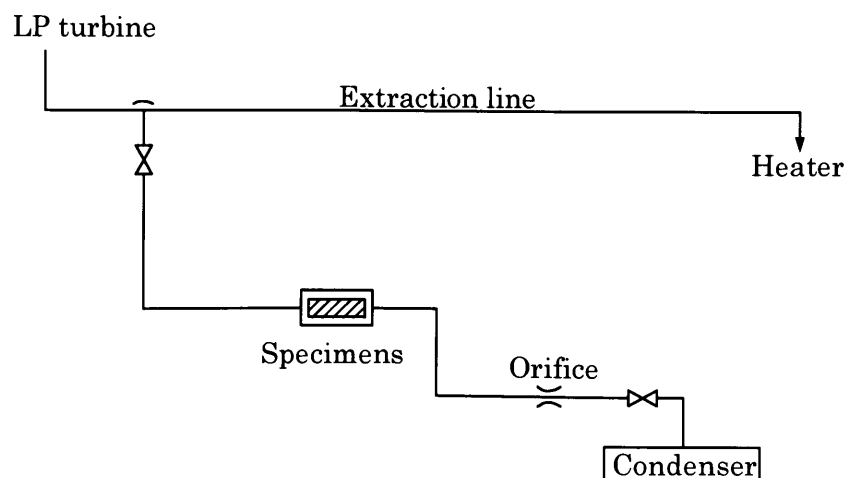
これら供試材は、熱処理により材料強度を変えることが可能であり、通常一般的に使用されるVCD材を中心に材料強度を変化させた。供試材としてはTable2-1に示すように製造方法、強度レベルを変えた8種類である。また、3種類の製造方法で準備された試験材の共通した強度としては0.2%耐力690MPa級とした（同一の強度にできないため、級分けした）。

**Table 2-1 Chemical compositions and mechanical properties of materials**

Materials		Chemical composition mass%									YS	TS	El	RA	FATT
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	MPa	MPa	%	%	K
Si-D.	690MPa Class	0.24	0.20	0.35	0.012	0.013	3.84	1.84	0.43	0.12	749	891	19.3	60.6	241
	820MPa Class										839	939	19.0	58.8	303
VCD	620MPa Class	0.25	0.04	0.27	0.004	0.006	3.63	1.75	0.43	0.12	652	754	28.6	76.3	140
	690MPa Class										748	848	23.9	74.3	153
	750MPa Class										821	922	24.4	72.5	163
	820MPa Class										892	1005	21.9	69.7	178
	890MPa Class										958	1055	21.4	68.4	183
High Purity	690MPa Class	0.26	0.02	0.03	0.003	0.002	3.75	1.73	0.42	0.09	711	830	23.3	76.3	187

### 2.3.2 試験環境

タービン中の環境は蒸気の膨張により、湿度や蒸気中不純物濃度などが変化するため試験環境としては、実機環境下での試験が望ましい。ただし、実機のケーシングに入れると、タービン開放時でないと検査できないため、抽気からバイパス配管を設置し、その中に試験片を入れることにした。試験片の取り付け位置はFig.2-3に示すが、異物として飛散しないように取り付けのボルトには廻り止め処置を施した。使用した実機は3ユニットである。この3ユニットの蒸気条件はTable2-2に示すが、いずれも湿り蒸気となっている。



**Fig.2-3 Location at which specimens were installed**

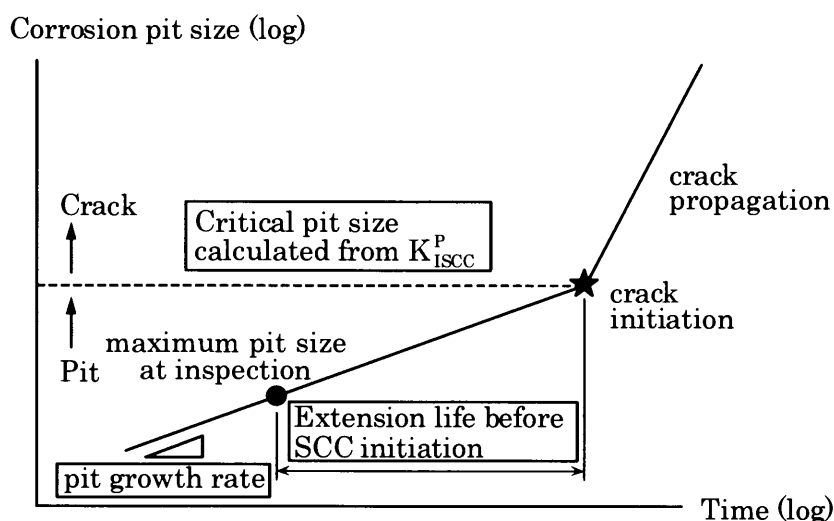
**Table 2-2 Environmental Conditions**

Unit	Temperature K	Pressure kPa	Full Load Condition of steam (presumption)
Unit A	402	2.63	0.9% moisture
Unit B	388	1.83	3.4% moisture
Unit C	399	2.45	4.9% moisture

### 2.3.3 要究明事項

本試験での要究明事項は寿命予測の精度を向上させるために必要なFig.2-4に示す次の2つである。

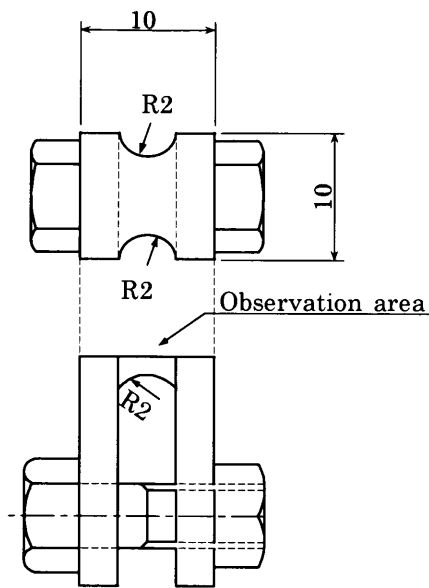
- i. 推定したSCCのプロセスが正しいこと
- ii. 腐食ピットの成長速度及び限界ピット寸法



**Fig.2-4 Method on evaluating service life**

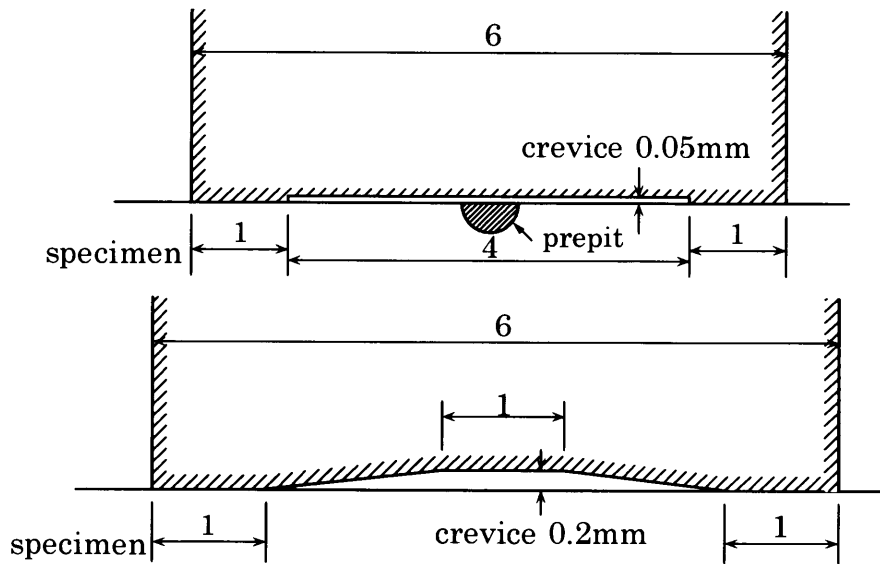
### 2.3.4 試験片

要究明事項は上記であるため、試験に適切な試験片を考案した<sup>7)</sup>。使用した試験片の寸法形状をFig.2-5に示す。試験観察面は上面であり、当該面に歪みゲージを貼りボルトにより応力を付与した。付与した応力は呼び応力に対して、0.2%耐力の1倍、0.75倍及び0.5倍である。観察面は大きくないが、観察すべき腐食ピットは非常に細かいものであるため、十分と判断した。



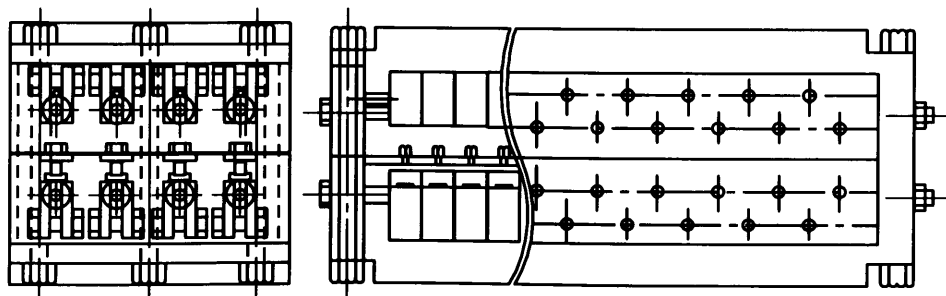
**Fig.2-5 Specimen**

一部試験片に付与した予ピットは、人工的に付与したものであり径約0.3mm、深さ約0.1mmである。また、隙間の影響を見るために与えた形状はFig.2-6に示すが、試験片観察面に新たな押さえ板（材質は動翼と同材質の12Cr鋼）を作製して隙間を付与した。



**Fig.2-6 Shape of crevice**

挿入した試験片の数はかなり多くなったが、試験片のアレンジ例をFig.2-7に示す。



**Fig.2-7 Arrangement of capsule**

### 2.3.5 試験要領

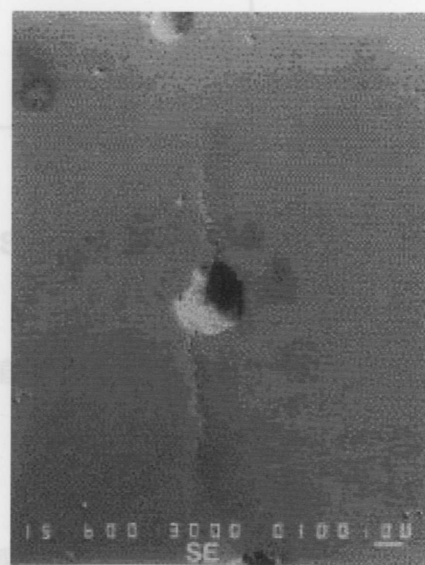
試験片の観察は、挿入されている部位が弁により隔離され得るため、1サイクル運転中に2度とした。即ち、運転起動前に挿入し、約6ヶ月経過した運転途中で弁を閉じて試験片を隔離・取り出し・観察した後、再度試験片を挿入後、弁を開放して運転停止時まで蒸気中に曝露した。この観察を基本に2サイクルの試験期間とした。観察面の状態を保管するため、各試験片観察面からバイオデンによるレプリカ(SUMP)を採取し、同一の腐食ピットを継続して観察した。観察する腐食ピットは膨大になるが、最終観察時点で大きなものを各試験片10個選び、それらを追跡するという手法をとった。

腐食ピットの寸法は小さなため、基本的には腐食ピット径を中心に測定し、ピットの成長速度を一次回帰式により求めた。き裂が生じたものは、最終観察時点で破壊調査し、腐食ピットからき裂が生じていることを確認するとともに、起点の腐食ピットの寸法(直径と深さ)を測定し、付与した応力から限界応力拡大係数値(限界ピット寸法)を計算した。

## 2.4 結果と考察

### 2.4.1 SCCの発生プロセスの確認

本試験でき裂が生じた試験片は複数あるが、いずれも腐食ピットを起点としてSCCが発生しており、推定したプロセスが妥当と確認された。観察されたき裂の表面及び破面での代表観察例をそれぞれFig.2-8及びFig.2-9に示す。



100  $\mu$  m

Fig.2-8 Example of stress corrosion crack initiated at corrosion pit

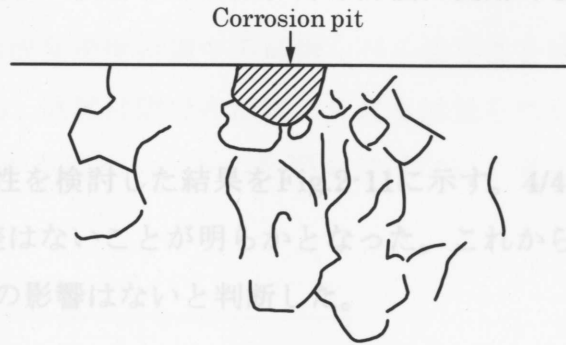
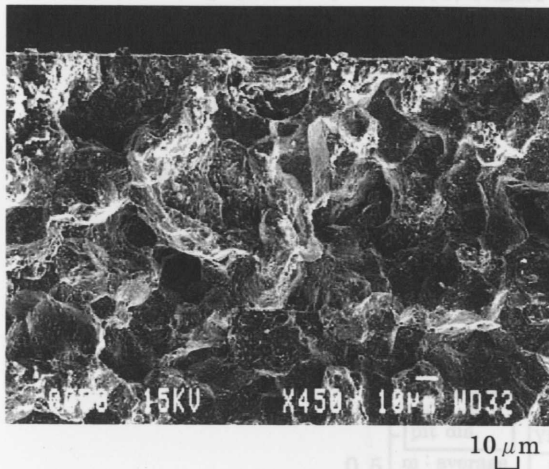


Fig.2-9 Area in which SCC initiation occurred (Corrosion pit observed at origin)

### 2.4.2 腐食ピットの成長速度

腐食ピットの測定例をFig.2-10に示す。腐食ピットの成長は必ずしも顕著ではないように見えるが、各々のピットの寸法をそれぞれ対数グラフ上で一次回帰し、成長速度を求めた。成長速度は次の式で示されると考えた。

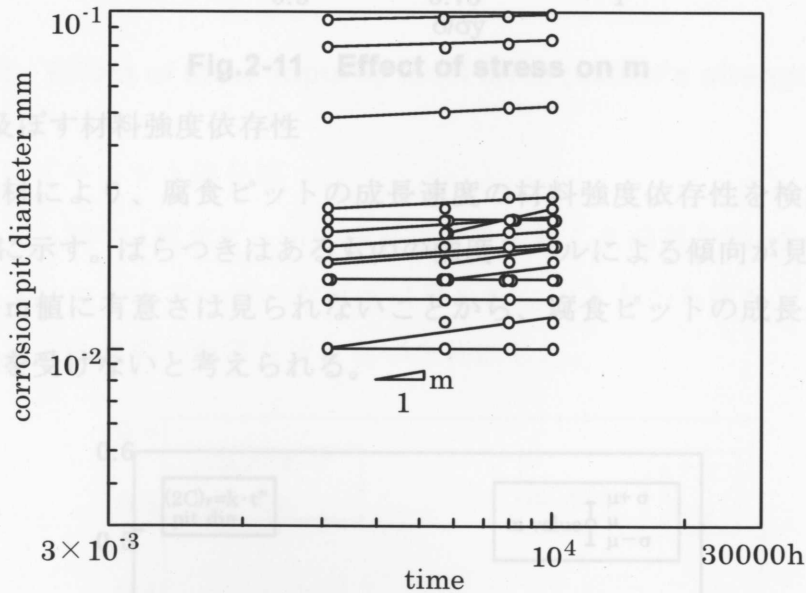


Fig.2-10 Sample corrosion pit growth by regression

$$2c = kt^m \quad (2-1)$$

$2c$ : 応力軸に直交するピット径 (これはピットの深さ  $a$  でもよい) mm

$k$ : 係数

$t$ : 時間 h

$m$ : 成長速度乗数

図中に示すように、この成長速度の傾き  $m$  値を求めれば、寿命評価に使用できるため、これを求めた。

i.  $m$  値の応力依存性

腐食ピットの成長速度の応力依存性を検討した結果を Fig.2-11 に示す。  $4/4\sigma_y$  から、  $2/4\sigma_y$  の応力範囲では有意な差はないことが明らかとなった。これから、腐食ピットの成長を示す  $m$  値に応力の影響はないと判断した。

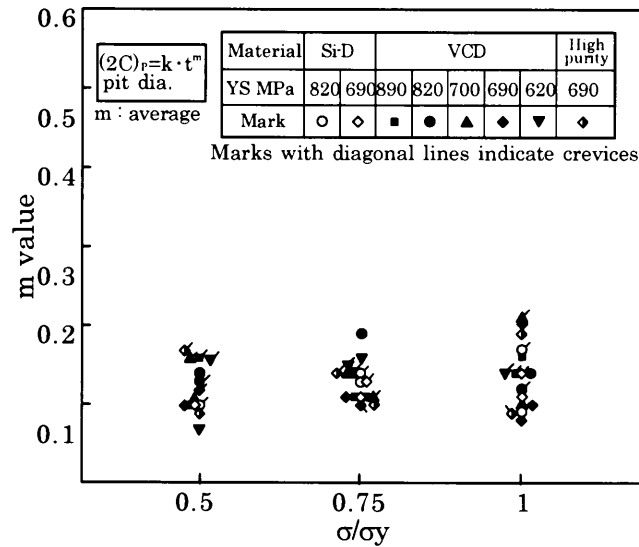


Fig.2-11 Effect of stress on  $m$

ii.  $m$  値に及ぼす材料強度依存性

VCD材により、腐食ピットの成長速度の材料強度依存性を検討した結果を Fig.2-12 に示す。ばらつきはあるものの強度レベルによる傾向が見られず、供試材間での  $m$  値に有意さは見られないことから、腐食ピットの成長速度は材料強度の影響を受けないと考えられる。

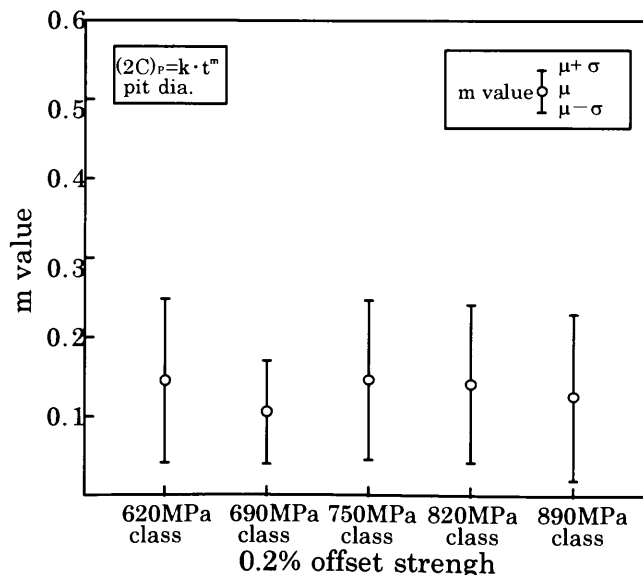


Fig.2-12 Effect of VCD steel strength on  $m$ .

iii. m値に及ぼす鋼中不純物レベル依存性

690MPa級材により、腐食ピットの成長速度の鋼中不純物レベル依存性を検討した結果をFig.2-13に示す。これから、供試材間でのm値の有意さは見られないことから腐食ピットの成長速度は鋼中不純物レベルの影響を受けないと考えられる。

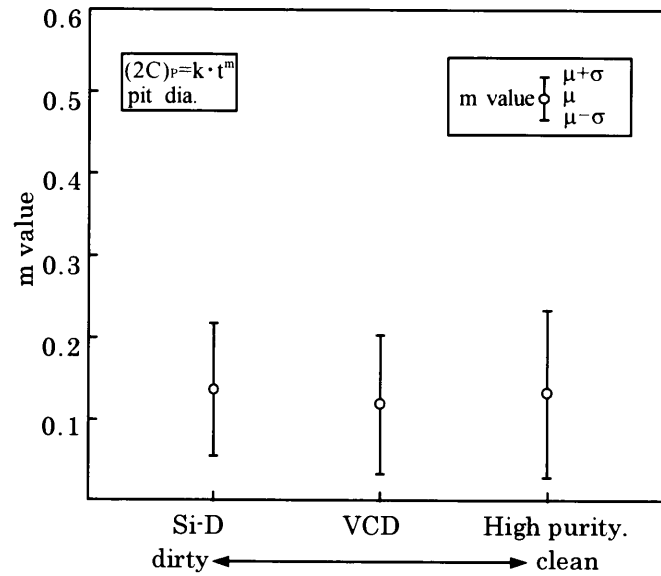


Fig.2-13 Effect of steel impurity level on m (690MPa strength class)

iv. m値に及ぼすユニット依存性

3ユニット間で、腐食ピットの成長速度を比較した結果をFig.2-14に示す。これから、3ユニットでm値の有意差は見られないことから腐食ピットの成長速度はユニットの環境の影響を受けないと判断した。

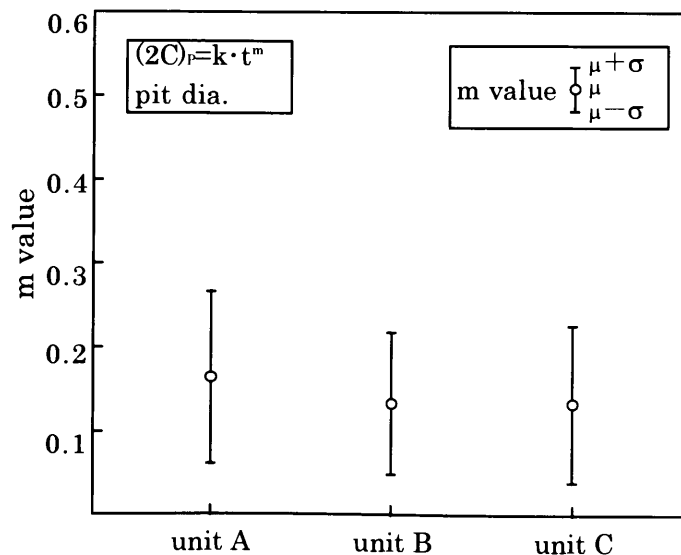


Fig.2-14 Effect of unit environment on m



v. m値に及ぼす隙間の影響

隙間の有無による腐食ピットの成長速度の影響を検討した結果をFig.2-15に示す。隙間の有無により、成長速度はほとんど差がなく、隙間の影響を受けないと判断した。

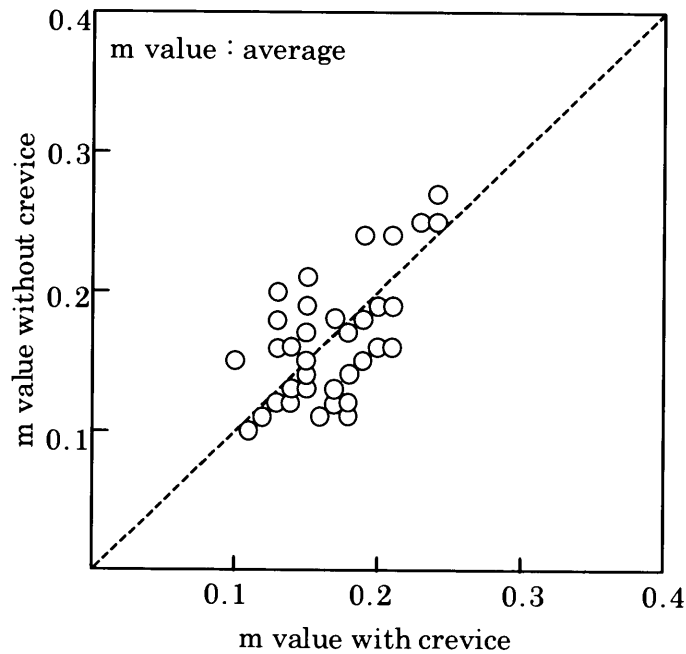


Fig.2-15 Effect of crevice on m

vi. 寿命評価用のm値について

寿命評価をするときに使用できるm値は、これまでに示してきたように、応力、材料強度、材料中の不純物レベル、ユニット間での環境差異はなく利用できること、また、隙間の影響は受けないと判断したことから、3ユニットで採取したm値は1つのデータベースとしてよいことが明らかとなった。そこで、採取したm値を累積確率正規分布で整理し、結果をFig.2-16に示した。データ上直線的にはならなかったが、これを一次回帰した直線から、m値の平均は0.15であることが得られた。しかしながら、寿命評価上では平均的な値を使用するのではなく、データ数が多いことから安全側にみて今回は $2\sigma$ （2倍の標準偏差）を採用すればよいと考えた。従って、m値は0.33、即ち腐食ピットの成長は1/3乗則に従うと考えればよい。

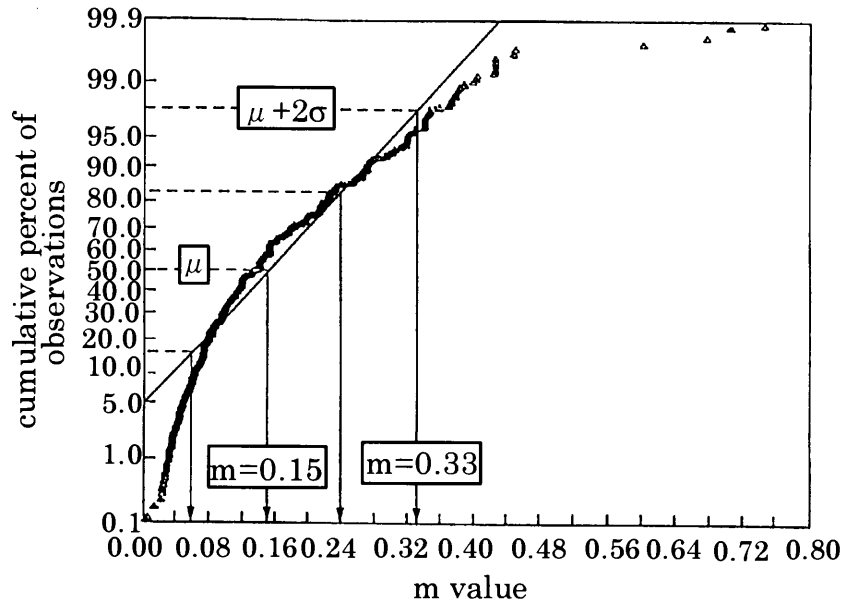


Fig.2-16 Use of m to evaluate service life

### 2.4.3 破壊力学から計算される限界K(応力拡大係数)値

き裂が発生した試験片については、腐食ピットはその時点で成長が止まると考えられるため、プログラム終了後破面を開放し、開口部のその深さ(a)及び径(2c)を測定した。この測定値に負荷した応力から、下式により限界K (応力拡大係数) 値を求めた。

$$K_{1SCC}^P = 1.1\sigma \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} \quad (2-2)$$

$$Q = 1 + 1.464 \left( \frac{a}{c} \right)^{1.65} \quad (2-3)$$

- $K_{1SCC}^P$  : 腐食ピットのSCC発生限界K値
- $\sigma$  : 応力
- $a$  : ピット深さ
- $c$  : ピット径の1/2
- $Q$  : 形状係数

材料強度レベルで整理した $K_{1SCC}^P$ の結果をFig.2-17に示す。これから、 $K_{1SCC}^P$ は約 $5.5\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ となったものの、材料強度が低くなるに従い、この値は高くなる傾向にある。強度レベル690MPa級の材料でき裂が発生したのは1試験片だけであり、かつ強度レベル620MPa級でのき裂の発生は皆無であったため、限界K値としては、上記約 $5.5\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ を採用すればよいと考えられる。

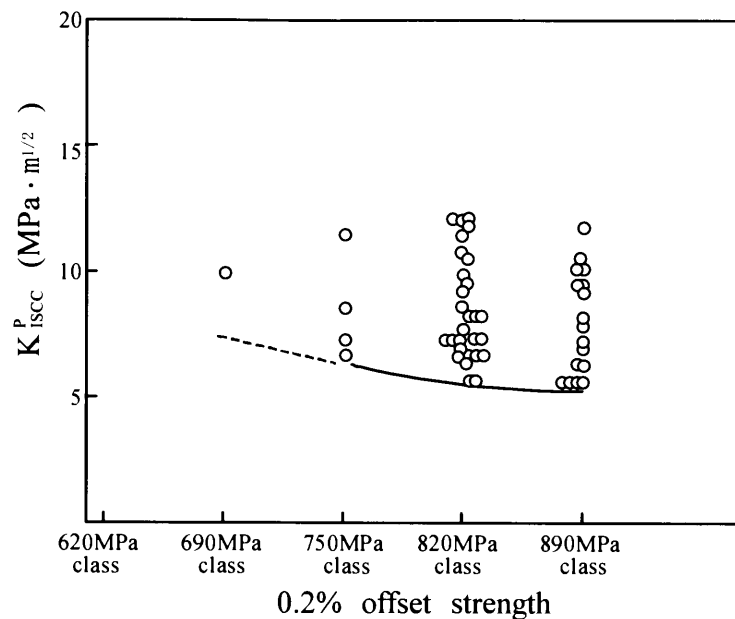


Fig.2-17  $K_{I SCC}^P$  values

また、ここで使用したピットの寸法  $a$  及び  $2c$  の関係は、試験後の破面観察から求めたが、その値はFig.2-18に示すように腐食ピットが小さな時には半円であり、成長するとピット同士が結合し半楕円になる傾向を示す。

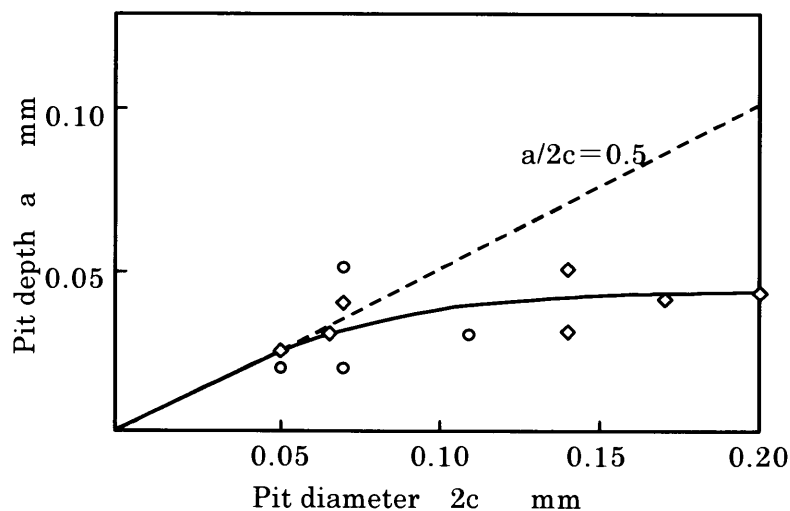


Fig.2-18 Aspect ratio of corrosion pit

#### 2.4.4 鋼中不純物レベルと最大腐食ピット寸法について

上述したように、腐食ピットの成長速度係数  $m$  値を求めたが、この結果から、鋼中不純物に SCC は依存しないという誤解を生じることが考えられる。そこで、820MPa 級及び 690MPa 級の材料から、観察された最大腐食ピット寸法  $2c_{max}$  を整理し、Fig.2-19 に示す。この図から、鋼中不純物が多い Si 脱酸材は他の 2 者と比べ最大ピット寸法は大きくなることが認められた。この結果から考えれば、鋼中不純物の高い材料は、低いそれに比べ SCC 発生は早くなることを示している。

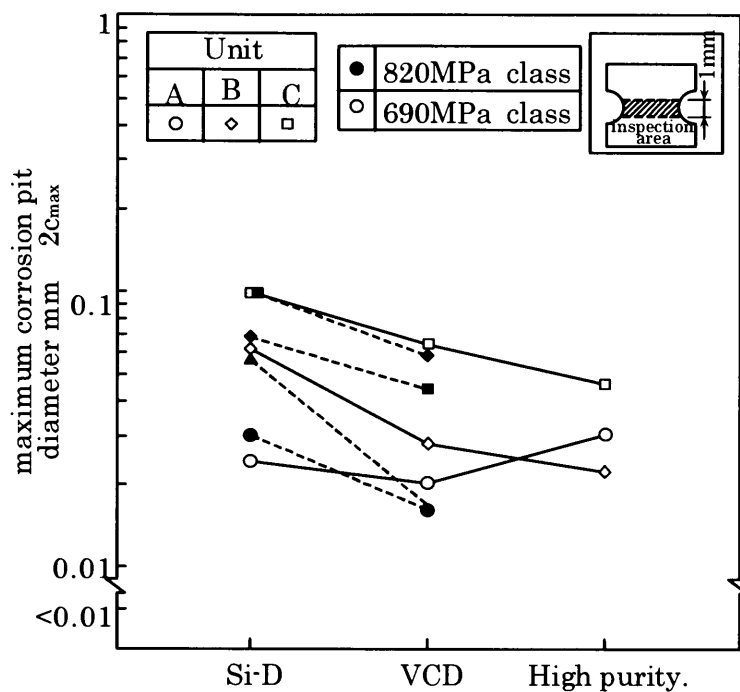


Fig.2-19 Effect of steel impurity level on corrosion pit diameter

2.4.5 環境中の不純物レベルについて

本テストプログラムでは、上述の試験の他にバイパス配管に付着したスケールを採取し、SCCに關与する水溶性成分について分析を実施した。結果をTable2-3に示すが、特に不純物レベルが高い結果は得られず、また、pHもほぼ中性になっていることから、タービン円板やロータに生じるSCCは、水中不純物の濃縮により発生するのではなく、脱気純水に近い環境中での損傷であることが確認された。

Table 2-3 Water-solubles in scale

Unit	Inspection	pH	Na	Cl	SO <sub>4</sub>	B
A	#1	6.4	<0.01	<0.01	0.04	-
	#2	6.3	<0.01	<0.01	<0.02	-
	#3	5.8	<0.01	<0.01	<0.02	-
	#4	6.1	<0.01	<0.01	<0.02	-
B	#1	6.4	0.02	0.02	<0.05	-
	#2	6.1	<0.01	<0.01	<0.02	<0.01
	#3	6.0	<0.01	<0.01	<0.02	<0.01
C	#1	6.3	<0.01	<0.01	<0.02	<0.01
	#2	6.0	<0.01	<0.01	<0.02	<0.01
	#3	6.1	<0.01	<0.01	0.03	<0.01
	#4	6.1	<0.01	<0.01	<0.02	<0.01

Na, Cl, SO<sub>4</sub>, B: mass%

## 2.5 まとめ

低圧タービンに使用される円板材あるいはロータ材の実機中でのSCC寿命予測を精度よく行うため、抽気孔からバイパス配管を設置し、その中に実機蒸気環境中でのSCC発生プロセスの確認、腐食ピットの成長速度データ及び限界腐食ピット寸法の把握が可能な試験片を設置し、約2サイクルにわたる断続的な観察から、以下の結果を得た。

- (1) SCCの発生は、腐食ピットの発生、成長、限界寸法に到達し、SCCの発生となるプロセスを経るというプロセスが正しいことが確認できた。
- (2) 腐食ピットの成長則はほぼ1/3乗則に従う。
- (3) 腐食ピットの限界寸法となるのは高強度材ほど低くなるものの約 $5.5\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ となることが得られた。
- (4) このデータを利用することにより、実機の翼溝の定検中に腐食ピットを調査することで、SCC発生の寿命予測が可能となり、適切なロータ取替時期を計画することができるようになった。
- (5) バイパス配管に付着したスケールの水溶性成分についての分析結果から、本SCCは水中不純物の濃縮により発生するのではなく、純水に近い環境中での損傷であることが確認された。

## 参考文献

- 1) F. F. Lyle, Jr., H. C. Burghard, Jr., EPRI NP-2429-LD RP-1398-5 “Steam Turbine Disc Cracking Experience”, Vol.1~7, (1982)
- 2) B. W. Roberts, P. Greenfield, CORROSION-NACE Vol. 35, No.9, “Stress corrosion of steam turbine disc and rotor steels” (1979) p.402
- 3) F. F. Lyle, Jr., H. C. Burghard, Jr. Materials Performance, Nov. 1982 “Cracking of low pressure turbine rotor discs in US nuclear power plants” (1982) p.35
- 4) F. F. Lyle, A. McMinn, G. R. Leverand, Proc. Instn. Mech. Engrs. Vol. 199, No.A1, “Low pressure steam turbine disc cracking – an update” (1985) p.59
- 5) D. A. Rosario, R. Viswanathan, C. H. Wells, G. J. Licina, CORROSION, Vol.54,

- No.7, "Stress corrosion cracking of steam turbine rotors" (1998) p.531
- 6) T. Endo, H. Itoh, Y. Kondo, H. Karato, "Material Aspect for the Prevention of Environmentally-Assisted Cracking in Low Pressure Steam Turbine" PWR-Vol.21, The Steam Turbine Generator Today: Materials, Flow Path Design, Repair and Refurbishment ASME (1993)
  - 7) Japanese laid open utility model application ( JITSUKAISYO, 63-183538)
  - 8) R. P. Frankenthal, H. W. Pickering, J. Electrochem. Soc., Vol. 119, No.10, "On the Mechanism of Localized Corrosion of Iron and Stainless Steel", (1972) p.1304

## 第3章 実機タービン環境中での3.5NiCrMoV鋼のSCC進展からの余寿命予測

### 3.1 緒言

1970年代後半米国の低圧タービンの円板にSCCが発生して以来、主として海外の多くの機関が本問題に取り組んできた<sup>1~5)</sup>。日本でもこの問題が発生して以来、各種の取り組みがなされており<sup>6~7)</sup>、その一環として実機環境を利用したき裂発生・進展を約20年にわたり観察・測定してきた。

本問題が提起された当時、円板のSCCは遊離アルカリの存在により発生する<sup>8)</sup>と考えられており、この雰囲気の確認をするためには実験室での再現は困難であり、実機雰囲気中での試験が必要と判断した。そこで、実機雰囲気下で挿入できる試験片カプセルとそれを安全に収納する位置と方法を検討し、SCCの発生及び進展データを採取できる試験片を挿入したカプセルを実機に順次設置してきた。以降、これらの試験片の挿入時間が累計で最長10万hを超え充実したものとなっている。この実機雰囲気下でのSCCの発生及び進展結果をまとめ、主として検査間隔を考える上で必要となるき裂進展速度について検討した。

### 3.2 実機環境中での試験要領

#### 3.2.1 試験片の設置位置及び環境条件

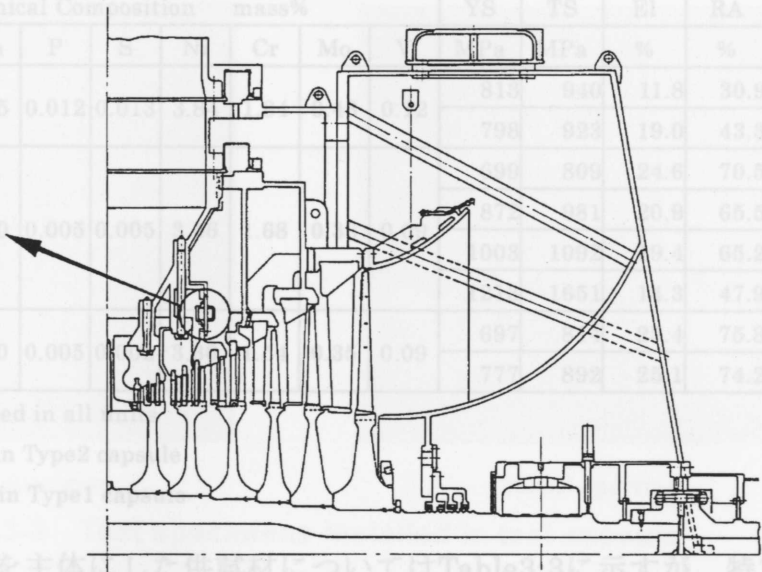
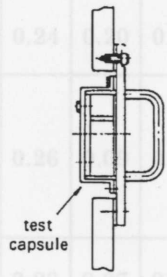
実機でSCCの発生が予測され、かつ試験片を安全に収容できる位置を確認したところ、抽気孔（第3抽気）が挙げられたため、この隔壁にFig.3-1に示すように試験片を挿入したカプセルを取り付けた。この設置位置での蒸気条件についてはTable3-1にまとめて示す。一部を除き、乾湿境界域から湿り蒸気域になっている。カプセルはFig.3-2に示すように大まかに2種類あり、1つはユニット間共通の3.5NiCrMoV鋼のき裂発生及び進展を主に観察・測定する目的で設置したものであり、Type1カプセルと名付けた。もう一つは、本円板材のSCCが発生する環境を特定する目的で準備したものでType2カプセルと呼んだ。後者については一部のユニットだけに設置した。

**Table 3-1 Environmental conditions**

Unit	Temperature K	Pressure kPa	Steam Full Load	Type 1 Capsule	Type 2 Capsule
Unit A	396	220	0.9% moisture	○	
Unit B	425	294	mostly dry steam	○	
Unit C	399	246	0.5% moisture	○	○
Unit D	399	246	0.5% moisture	○	
Unit E	399	246	0.5% moisture	○	○
Unit F	397	223	0% moisture	○	○
Unit G	397	223	0% moisture	○	○
Unit H	407	302	0% moisture	○	○
Unit I	407	302	0% moisture	○	
Unit J	406	294	0.3% moisture	○	○
Unit K	406	294	0.3% moisture	○	
Unit L	418	329	mostly dry steam	○	

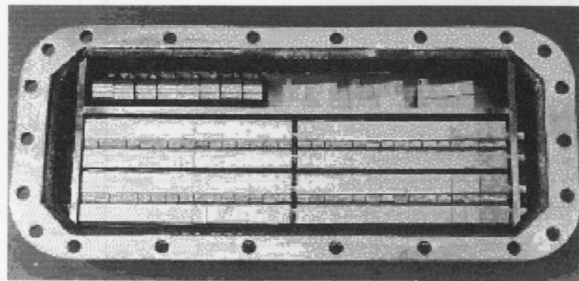
**Table 3-2. Chemical compositions and mechanical properties of materials**

Materials	Chemical Composition mass%				YS	TS	EI	RA	FATT	v <sub>Ext</sub>
	C	Si	Mn	P						
MA	0.24	0.35	0.012		570	840	11.8	30.9	303	50
MB					798	925	19.0	43.3	403	8
MC					795	809	14.6	70.3	143	169
MD	0.26		0.005	0.005	785	875	13.8	65.3	178	114
ME					805	1025		65.2	186	103
MF					855	955		47.3	>600	45
MG	0.26	0.97	0.30	0.005	697	892	8	75.3	113	274
MH					775	892	8	74.2	135	248

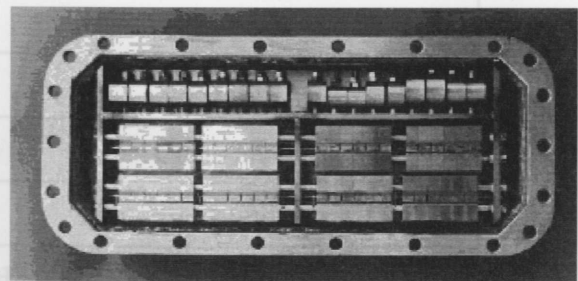


**Fig.3-1 Sample location of test capsule in LP turbine**

**Table 3-3 Materials in Type 2 capsule**



Type 1 capsule



Type 2 capsule

**Fig.3-2 Sample arrangement of specimens**



### 3.2.2 供試材

この試験の中心となるのはType1カプセルの3.5NiCrMoV鋼のき裂発生及び進展を求めるものである。この3.5NiCrMoV鋼は実ロータあるいは円板材として製造されたものであり、その化学成分及び機械的性質をTable3-2に示す。本供試材は製造法から大きく分けて2種類になり、1つはフェロシリコンを用いた脱酸法であるSi脱酸鋼であり、他方は真空カーボン脱酸法を用いたVCD鋼である。前者は1970年以前の製造によるものであり、後者はそれ以後のものである。後者は主として真空にすることにより脱酸を達成しているため、不純物の少ない鋼とする特徴を持つ。全ユニットに適用した試験片には純度の高いVCD鋼ではなく、前者を用いた。なお、材料MBは材料MAを実験室で脆化させて調整した供試材である。

**Table 3-2. Chemical compositions and mechanical properties of materials**

Materials	Chemical Composition mass%									YS	TS	El	RA	FATT	vERT
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	MPa	MPa	%	%	K	J
MA	0.24	0.20	0.35	0.012	0.013	3.84	1.84	0.43	0.12	813	940	11.8	30.9	303	59
MB										798	923	19.0	43.3	403	8
MC	0.26	0.09	0.30	0.005	0.005	3.46	1.68	0.38	0.09	699	809	24.6	70.5	143	169
MD										872	981	20.9	65.5	178	114
ME										1003	1092	19.4	65.2	186	103
MF										1213	1651	14.3	47.9	>600	45
MG	0.26	0.07	0.30	0.005	0.002	3.30	1.54	0.35	0.09	697	814	25.4	75.8	113	274
MH										777	892	25.1	74.2	135	248

MA : used in all units

MB · MF : used in Type2 capsule

MG · MH : used in Type1 capsule

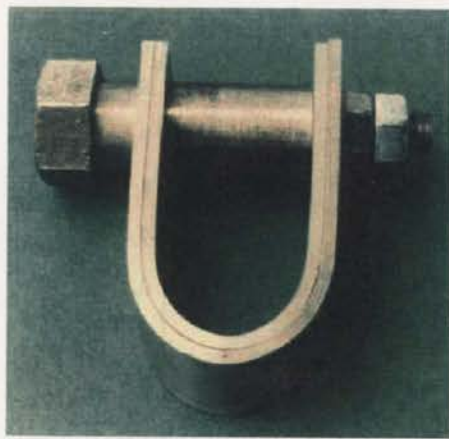
Type2カプセルを主体にした供試材についてはTable3-3に示すが、特定の化学成分に敏感な材料を選定した。

**Table 3-3 Materials in Type 2 capsule**

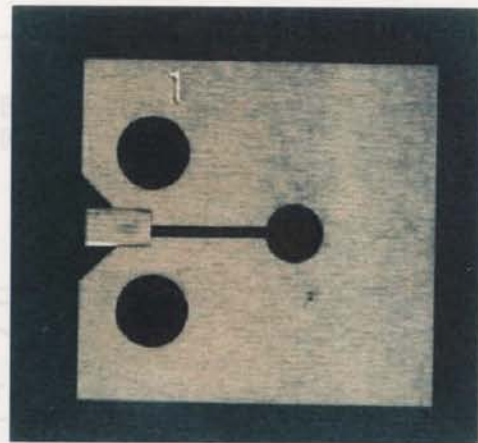
Materials	Sensitive Corrodants
SUS304 ( Solution Treated )	Chloride
Alloy 600 ( Mill Annealed )	Caustic
Phosphor Bronze	Dissolved Oxygen
High Strength Disc Steel	Hydrogen and/or Hydrogen Sulfide

### 3.2.3 試験片の種類

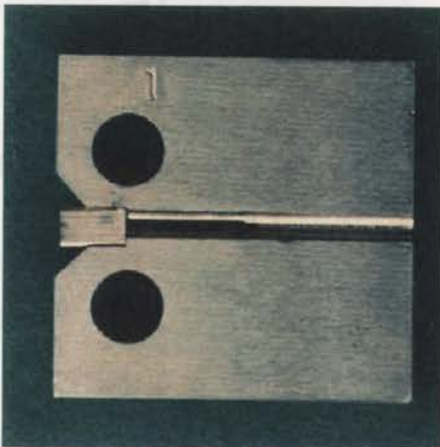
使用した試験片は4種類あり、2種類がSCC発生用試験片であり、他の2つがき裂進展測定用試験片である。これら4つの試験片の外観をFig.3-3に示す。



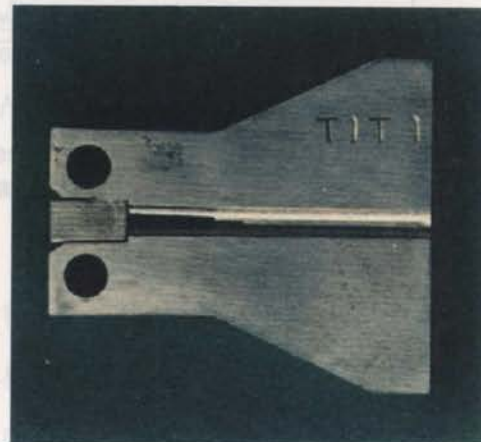
DUB specimen



BNCT specimen



PCCT specimen



TDCB specimen

**Fig.3-3 Test specimens installed in test capsule**

発生用試験片の内、DUB(Double U Bend)試験片は定性的なSCC発生を知るためのものであり、隙間の影響を見るために二重の板を重ねて曲げて応力を付与した形状の試験片である。もうひとつの発生用試験片は付与する応力を、くさび厚みにより変えることができるように設計したBNCT(Blunt Notched Compact Tension)試験片である。

進展を測定する試験片として2種類の試験片があり、1つはPCCT(Pre-Cracked Compact Tension)試験片であり、他方はTDCB(Tapered Double Cantilever Beam)試験片である。2つの試験片はいずれもくさびにより応力を付与されている。この2つの試験片は、き裂の進展に伴う応力拡大係数の変化が異なり、

前者はき裂進展とともに応力拡大係数が低下する傾向を示すが、一方後者はき裂が進展してもそれはほとんど変化しないように設計されている。2つの試験片のき裂進展に伴う応力拡大係数の無次元化した変化を比較してFig.3-4に示す。

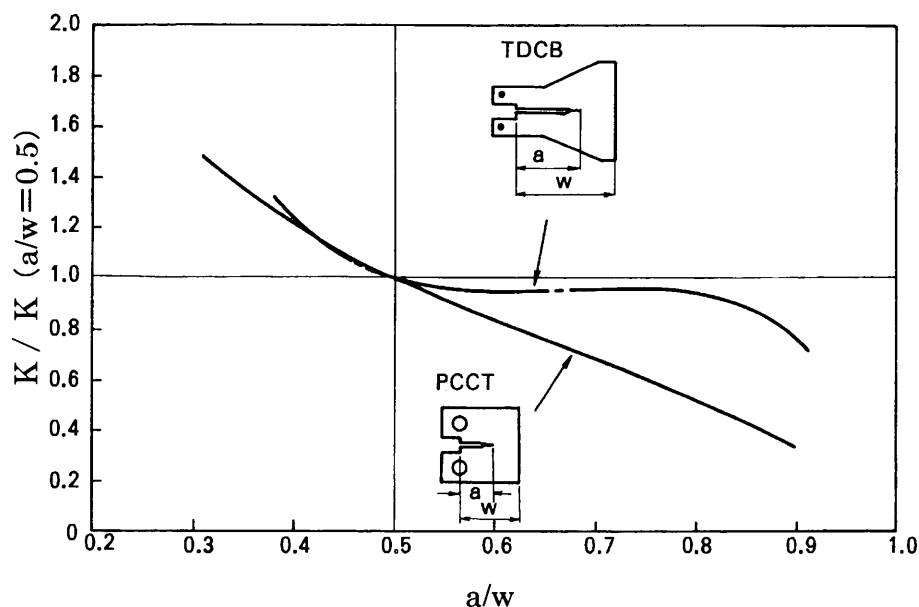


Fig.3-4 Comparison of changes in stress intensity variation between PCCT and TDCB specimens (constant displacement)

### 3.2.4 試験要領

試験片を挿入したカプセルを実機に設置後、定期検査時にそのカプセルを取り外し、試験片を観察・測定し、その後また実機に戻すプロセスを繰り返して調査を行った。この実機への設置状況は、Table3-4に示すように約20年に及ぶ。この間、実機の水処理はAVT(All Volatile Treatment)から、一部プラントではホウ酸処理(Boron soaking)が実施された。このホウ酸処理のタービン円板に対する効果については、第5章で報告するが、SCC感受性について大きな影響を与えなかった。

Table 3-4. Inspection schedule

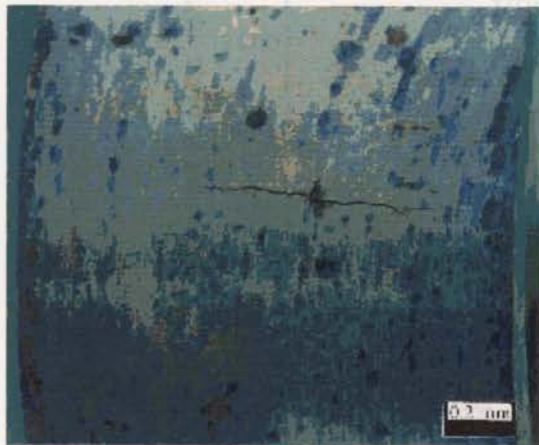
Unit	1980	1981	1982	1983	1984	1985	1986	1987	1988	1989	1990	1991	1992	1993	1994	1995	1996	1997	1998	1999
Unit A						●			○			○			○					
Unit B		●		○				○		○										
Unit C				●			○		○		○		○		○		○			○
Unit D	●			○			○		○		○		○		○		○			○
Unit E					●			○		○		○		○		○			○	
Unit F						●			○		○		○		○				○	
Unit G							●		○		○		○		○				○	○
Unit H		●		○			○		○		○		○		○				○	○
Unit I						●			○		○		○		○				○	○
Unit J											●		○		○		○		○	○
Unit K													●		○		○		○	○
Unit L		●							○											○

● installed  
○ examined

### 3.3 結果と考察

#### 3.3.1 き裂発生用DUB試験片の結果

き裂発生用のDUB試験片のき裂発生例をFig.3-5に示す。き裂の発生はFig.3-5に示すようにほとんどが腐食ピットから発生していることが認められた。この腐食ピットからのSCCの発生は、鋼中不純物が多くなるほど早くなることを示している。ただし、き裂の発生した多くは二重になった外側の試験片であった。このことは隙間がSCCの発生に大きな役割を果たしているのではないことを意味している。隙間に多く円板のSCCが発生しているものの、これは円板の隙間が応力を伝達する部分に当たっており、応力的に厳しくなった結果であるものと解釈される。ただし、ホウ酸注入以後ではき裂の発生時間に変化は認められないもののき裂の発生位置は若干異なってきて、内側試験片でき裂が発生する傾向が見られた。また、当該の試験片の破面観察結果をFig.3-6に示すが、進展部では粒界破面を呈する。



Outside of the specimen



Inside of the specimen

Fig.3-5 DUB specimens

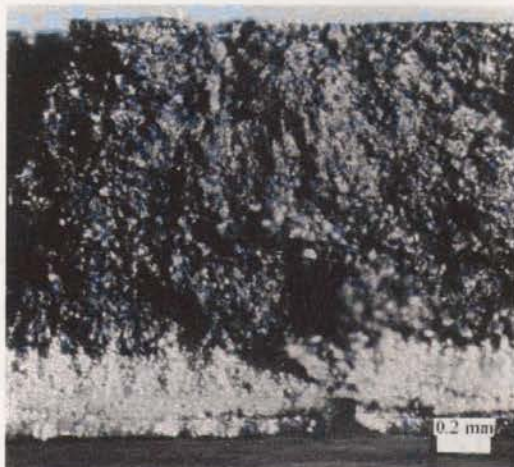
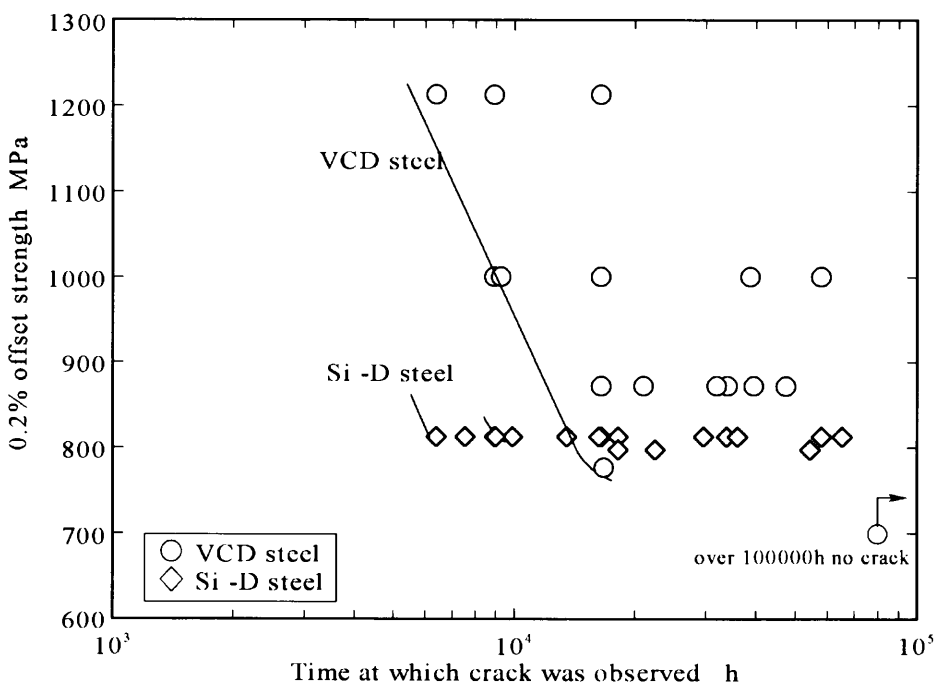


Fig.3-6 DUB specimen fracture surface showing initiation from corrosion pit and intergranular fractures

き裂が認められた試験片だけ取り出し、プロットした結果をFig.3-7に示すが、同図より鋼中不純物の多いSi脱酸鋼の方が不純物の少ないVCD鋼よりき裂発生が早いことが確認された。Si脱酸鋼であっても共通材料MAと同材料を脆化させた材料MBと比べてみると、後者のき裂発生が必ずしも早くなく、このことから脆化は本SCCに関与していないことが確認された。

DUB試験片は等変位の試験片である。Fig.3-7からVCD鋼のき裂発生を見ると等変位であれば強度の高い3.5NiCrMoV鋼ほど早くSCCが発生している。約700MPaの材料MCでは約10万h後もき裂発生はなく、VCD鋼を使用した場合、この強度レベルが実機雰囲気でのき裂発生しきい値に近いものと考えられる。



**Fig.3-7 Time at which cracks were observed in DUB specimens**

次に、ユニット間共通材の材料MAの試験結果を挿入位置での温度で整理した結果をFig.3-8に示す。図中に約410K弱である乾湿(dry/wet)境界を併示する。同一材料から作製した試験片でかつほぼ同様な蒸気温度条件であっても、早くSCCが発生しているユニットもあれば、き裂がほとんど発生していないユニットもある。このことはタービン環境での水質で円板寿命を長くすることができるものと推定され

る。ただし、この場合、水質管理は水の管理だけでなく、空気の系内への持ち込みの防止も含むものである。また、気をつけなければならないことは、従来湿り蒸気中だけでSCCが発生すると考えられてきたが、まれではあるものの乾き蒸気中でもSCCは発生する可能性が指摘されることである。このことは、定常運転中の蒸気では乾きであっても、起動時に湿る部分にはSCCが発生することもあると推定される。

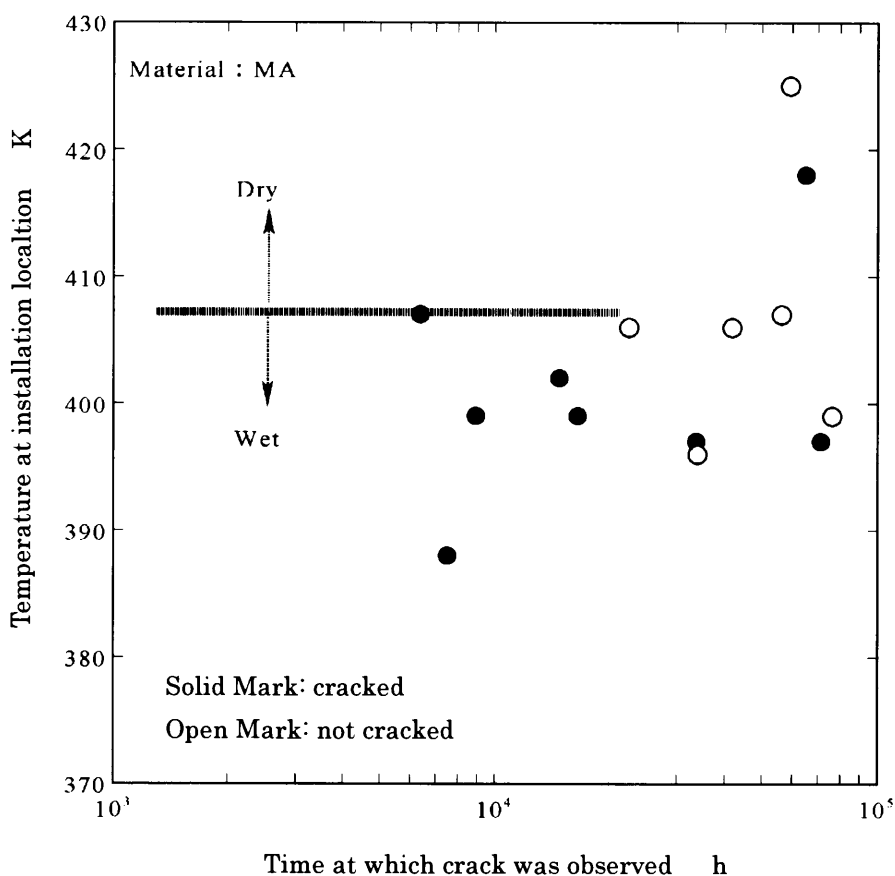


Fig.3-8 SCC susceptibility by DUB specimens

### 3.3.2 き裂発生用BNCT試験片の結果

応力依存のデータを採取する目的で準備したき裂発生用のBNCT試験片の結果をFig.3-9に示す。き裂の発生した試験片は意図したほど多くはなく、全体として傾向を把握するに十分ではないが、この結果から、0.2%耐力を超える応力が付加された場合、強度の高い材料ほどSCCは発生しやすくなることを示している。

BNCT試験片ではかなり高い応力が負荷されるが、0.2%耐力が700MPa以下の材料にはき裂が認められていない。

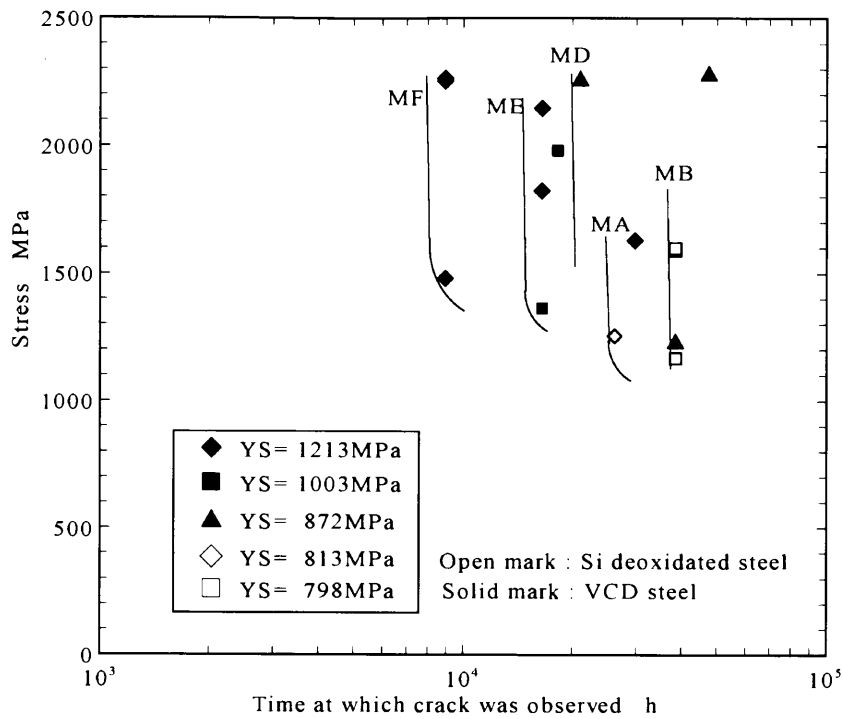


Fig.3-9 Time at which cracks were observed in BNCT specimens

### 3.3.3 き裂進展速度の結果

き裂進展速度を測定するためにPCC T試験片とTDC B試験片の2種類の試験片を用意し、長期にわたって断続的にき裂長さを測定し、進展速度を求めた。

き裂の測定結果例をFig.3-10に、また、き裂の進展状況のマイクロ組織観察例をFig.3-11に示す。Fig.3-10に示すように多くの試験片ではき裂は断続的に進展している様子を示すが、これは測定誤差を含むためか、実際に断続して進展するためかは明確ではない。ただし、Fig.3-11に示すマイクロ組織観察から、粒界を経過しているためき裂進展方向がジグザグしており、常時同一方向にならないことが原因である可能性が指摘される。

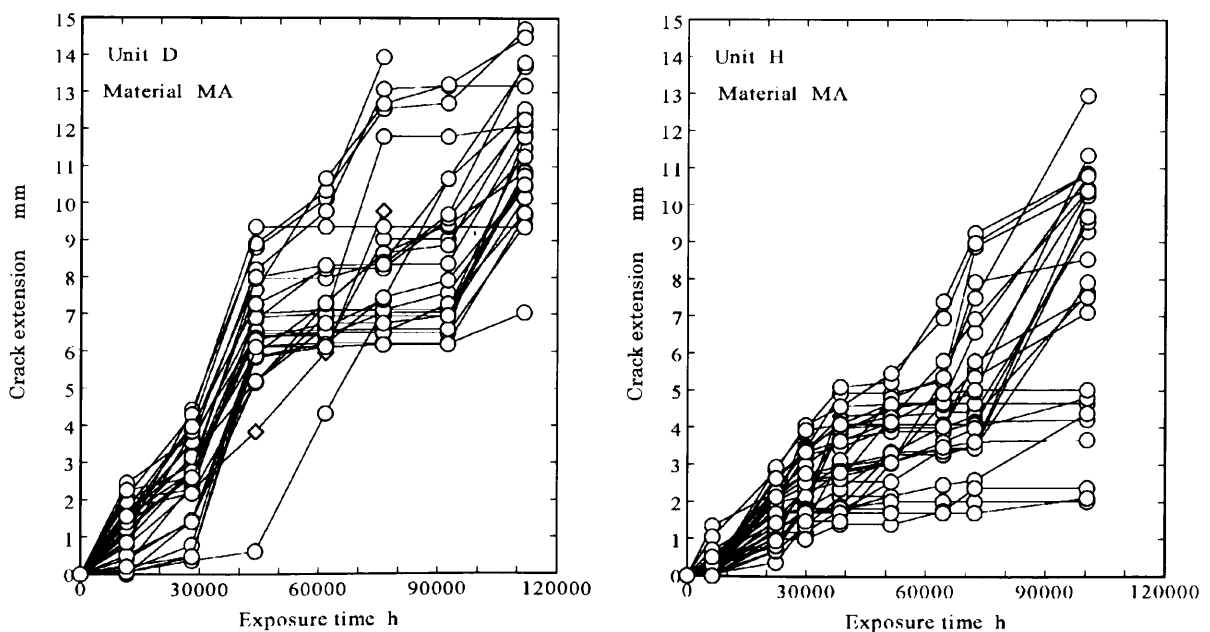


Fig.3-10 Examples of crack extension

(1) 測定毎の進展速度と平均進展速度の比較

き裂進展速度を測定するための測定時間は十分あり、かつ測定間隔は十分と考えられるが、同一ユニットに挿入した試験片で測定期間にばらつきのある例を Fig.3-12 に示す。これから測定間隔が短くなると、進展速度が速くなる傾向を示し、可能な限り一定間隔で測定する必要があることを意味している。そこで、Fig.3-10 で示した測定結果を測定時点毎にプロットしたものと、測定結果をまとめて一次回帰した結果を比較して Fig.3-13 に示す。一次回帰したのは SCC がある応力拡大係数の範囲でほぼ一定のき裂進展速度を示すという知見に基づいている。き裂進展の傾向としては、測定毎の方が明確にわかるが、円板自体はマッシブであり、進展に時間がかかるものであることから、長期にわたる進展を勘案すると後者での結果がより重要となる。したがって、以下では後者の方法で整理した結果を示す。

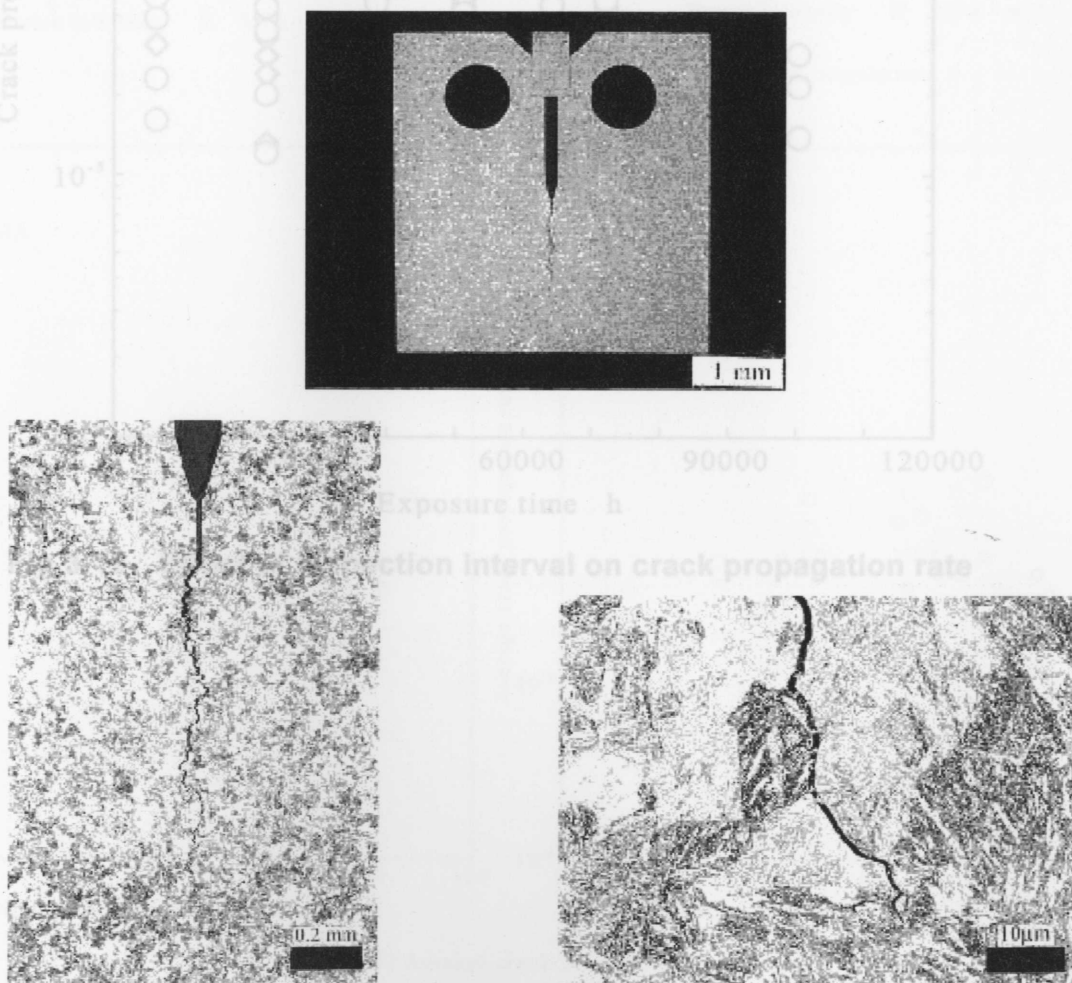
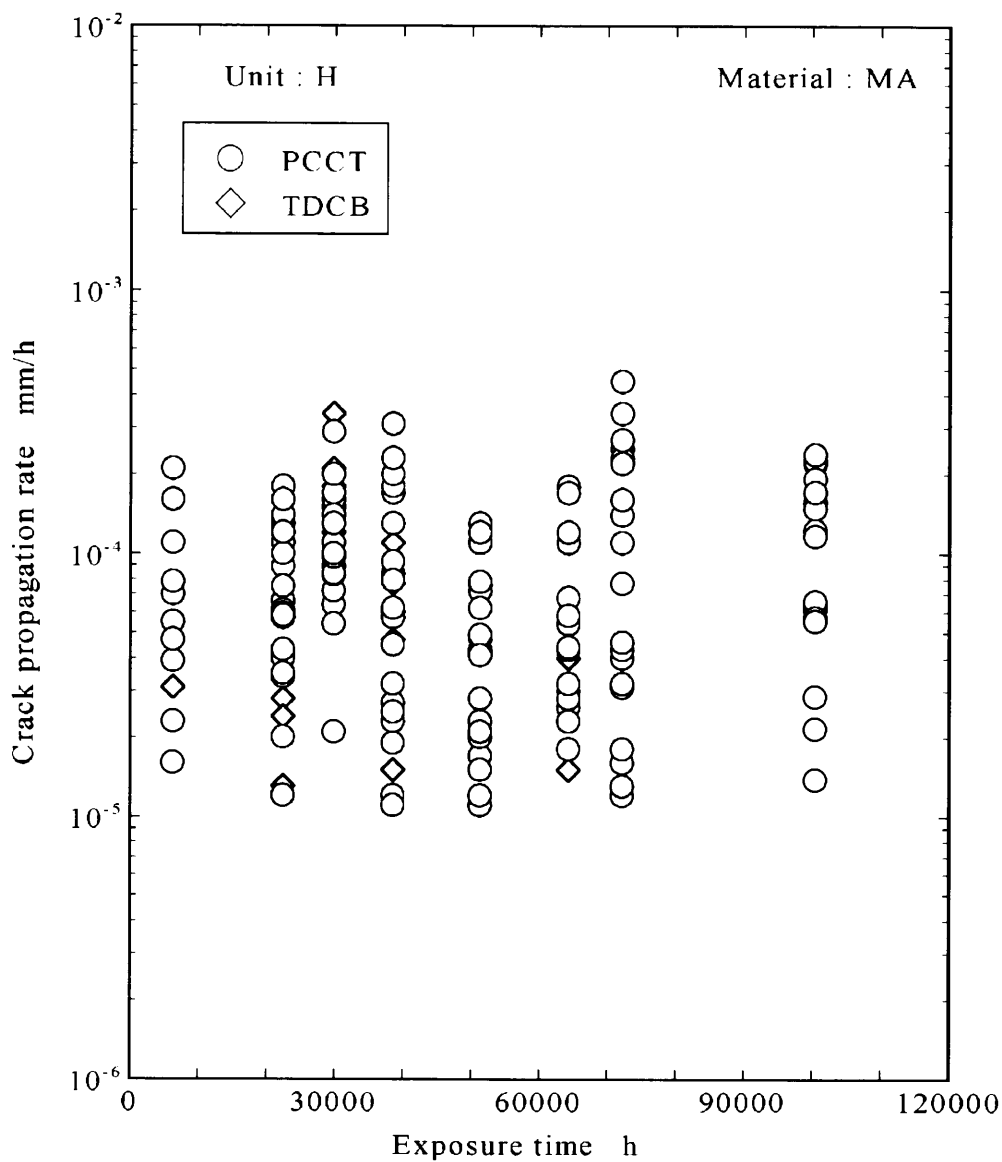
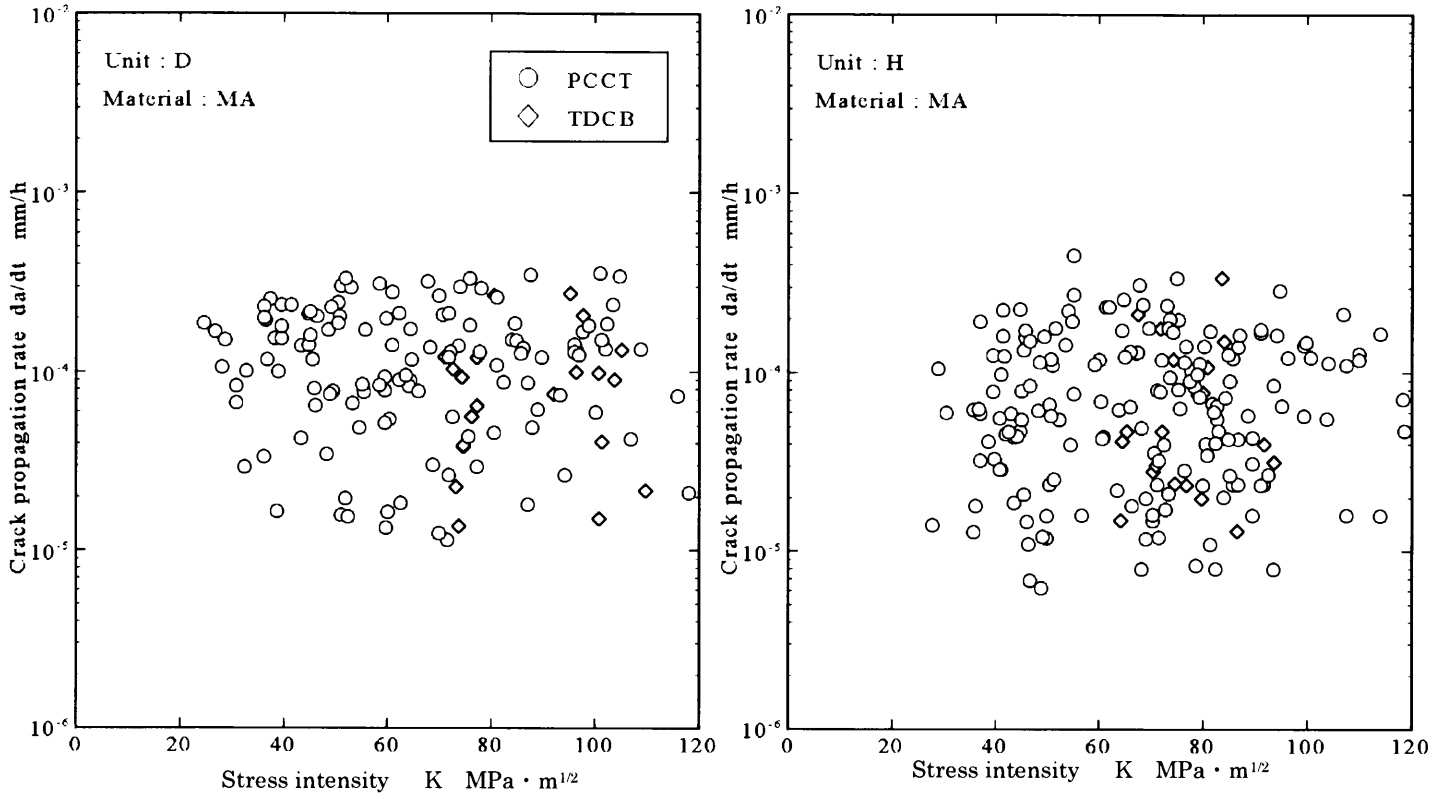


Fig.3-11 Propagation of stress corrosion crack in PCCT specimen

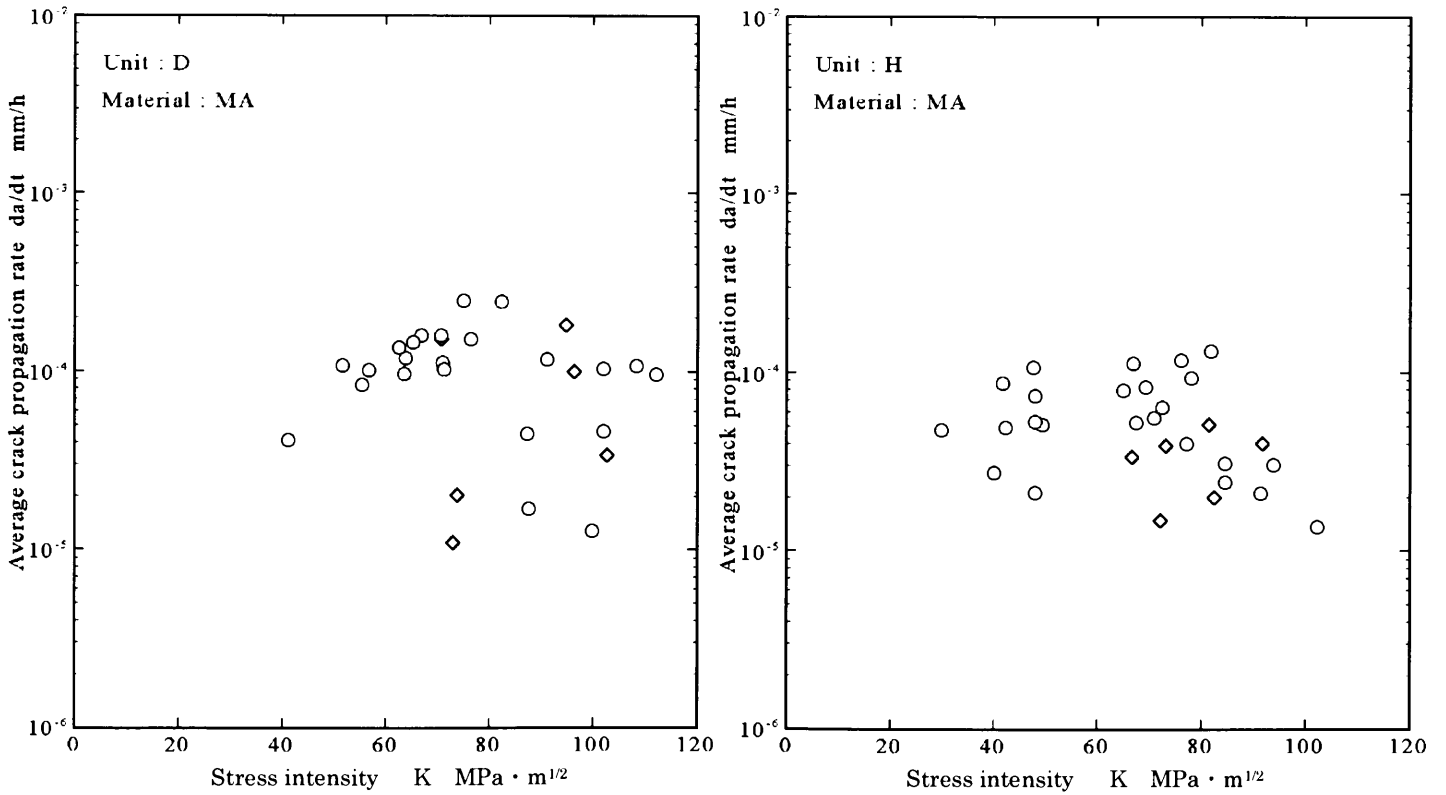




**Fig.3-12 Effect of inspection interval on crack propagation rate**

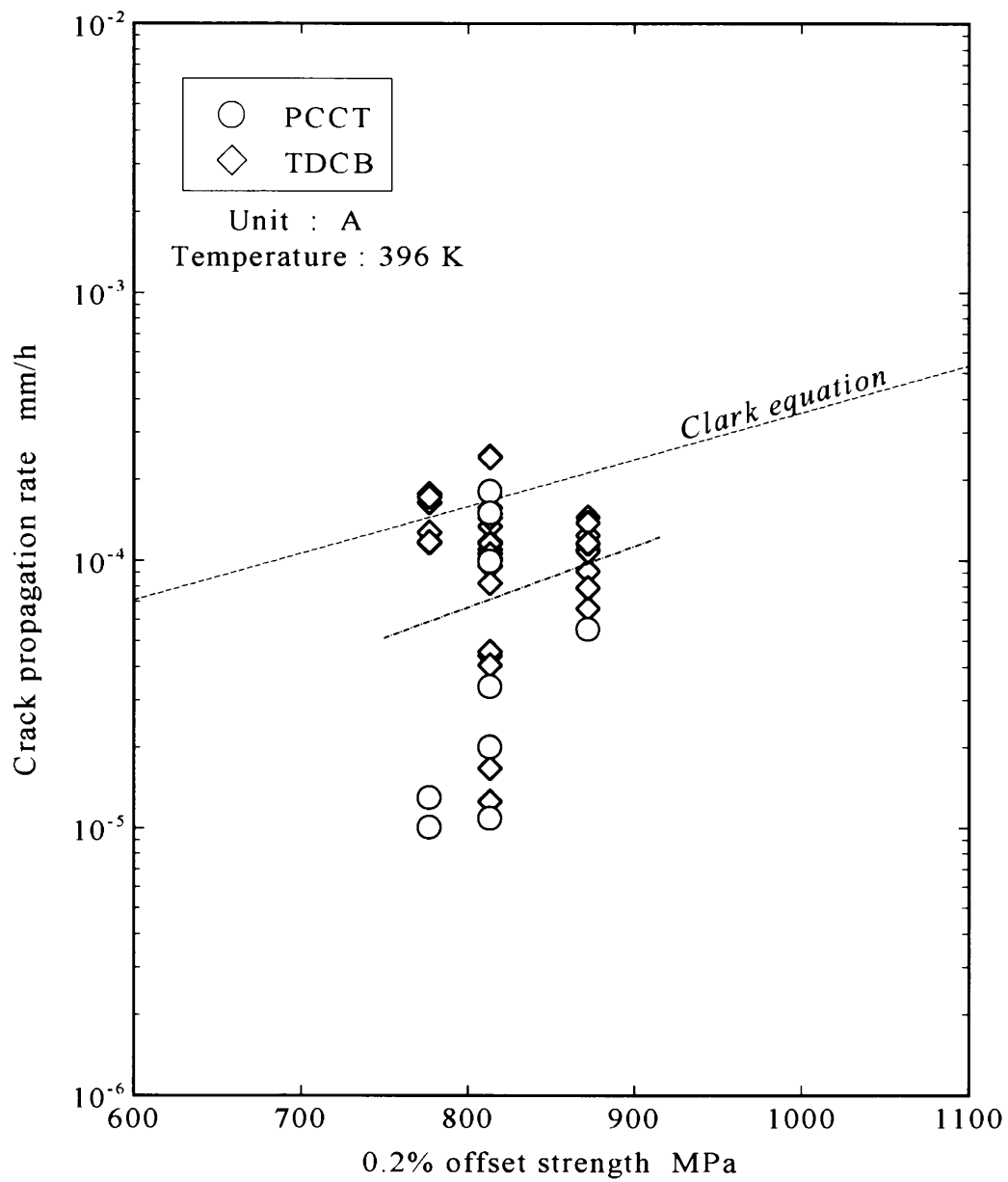


(a) Crack propagation rate for individual inspections



(b) Average crack propagation rate

**Fig.3-13 Crack propagation rate of test specimens**



**Fig.3-14 Effect of strength on crack propagation rate**

## (2) 強度依存性

強度レベルを変えた試験片を挿入したユニットAでの結果を Fig.3-14 に示す。図中に示す線は以下に示す W. G. Clark らの式<sup>9)</sup> からの計算で得られたものである。

$$\ln \frac{da}{dt} = -1.734 - \frac{4057}{T} + 0.00404 \sigma_y \quad (3-1)$$

da/dt      き裂進展速度      mm/h

T          絶対温度      K

$\sigma_y$       0.2%耐力      MPa

これから、おおむね強度が高くなるほどき裂進展速度は速くなる傾向を示している。

式 (3-1) は回帰式であり、平均値を示していることから、この式からの値を超えることもある。得られた結果から、実用上は安全側に式 (3-1) 値から算出される値に2倍程度の速度を見込めばよいと考える。

## (3) 温度依存性

ユニット間で共通にした材料MA材のき裂進展結果を Fig.3-15 に示す。これから、蒸気温度が高くなるほど、き裂進展速度は速くなる傾向にある。図中に示す線は (3-1) 式の計算値であり、き裂進展速度の温度の依存性は上式から計算される値にほぼ近い値であることが確認された。

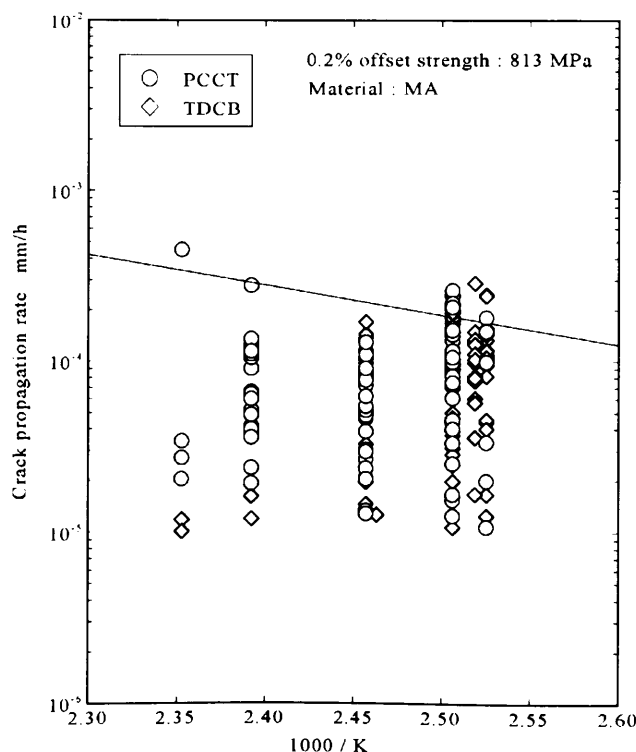


Fig.3-15 Effect of temperature on crack propagation rate

#### (4) ユニット間の比較

ユニット間でのき裂進展速度の差を見るため、同一材料（材料：MA）で同一蒸気条件の3ユニットを比較した。結果を Fig.3-16 に示すが、これからはユニット間での差があるように見られる。ところがこの結果を応力拡大係数で整理してみると、Fig.3-17 に示すように、ユニット間での差はほとんど見られなくなる。従って、き裂進展速度はユニット間でほとんど差がなく、ほぼ (3-1) 式で得られる速度と見なしてよい。このことから、ユニット間共通材（材料MA）の結果をまとめると Fig.3-18 に示すようになり、上述したことを裏付けている。

この (3-1) 式は、蒸気温度と材料強度がきまればき裂進展速度が得られることを意味しており、今回材料MAの結果だけでなく、Fig.3-14 からも 3.5NiCrMoV 鋼の蒸気中き裂進展速度を求めうることを示しているものと考えられる。即ち、き裂進展速度は温度、強度を補正すればプラント間で大きな差異はない。

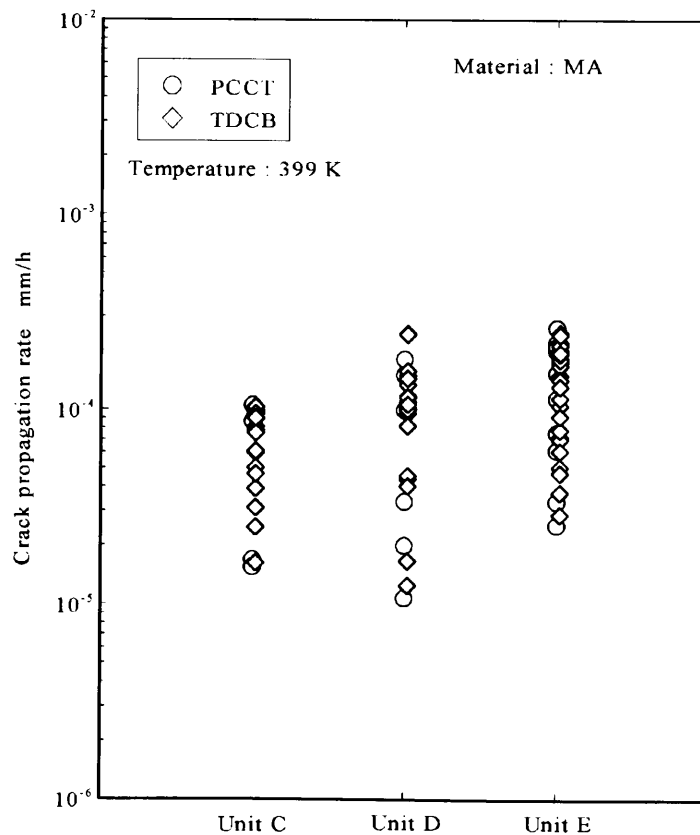


Fig.3-16 Effect of unit on crack propagation rate

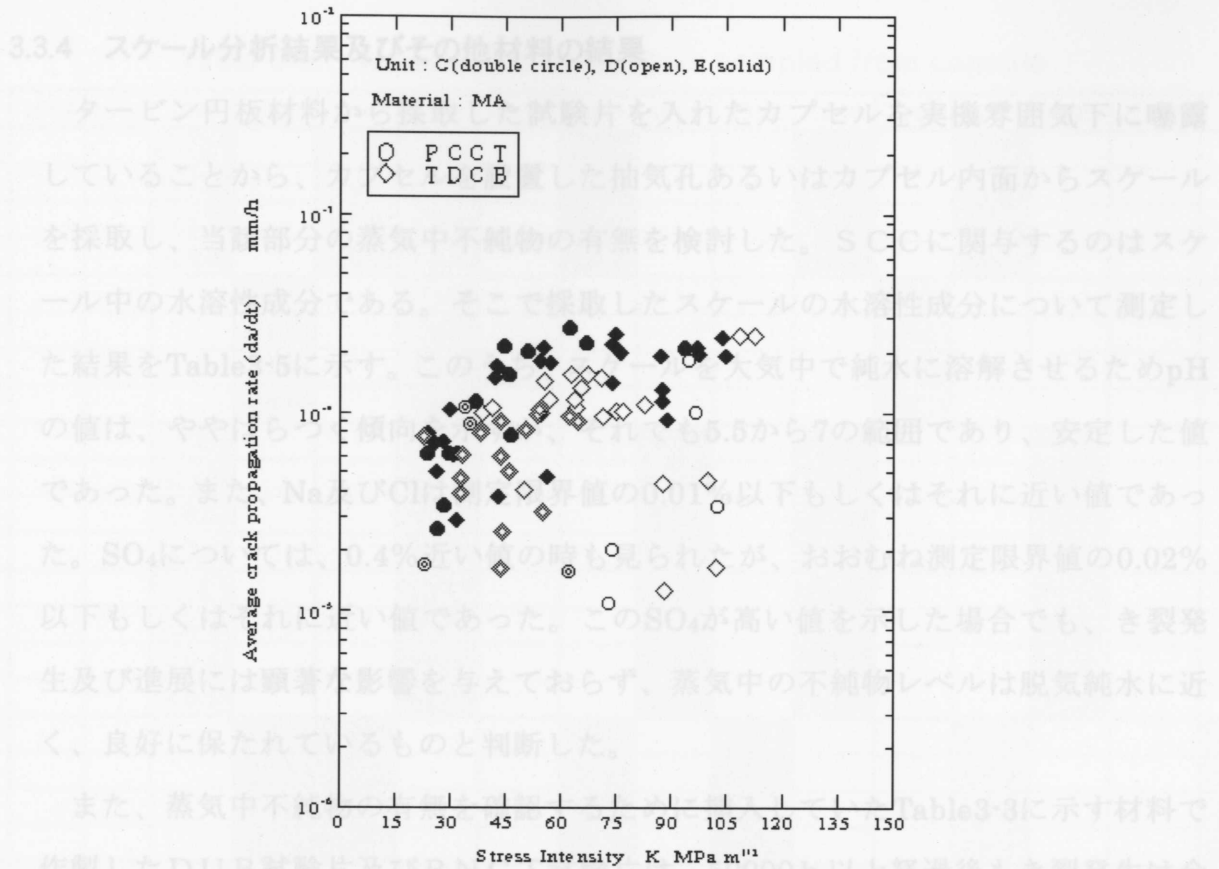


Fig.3-17 Comparison of crack propagation rate among three units in an identical steam condition

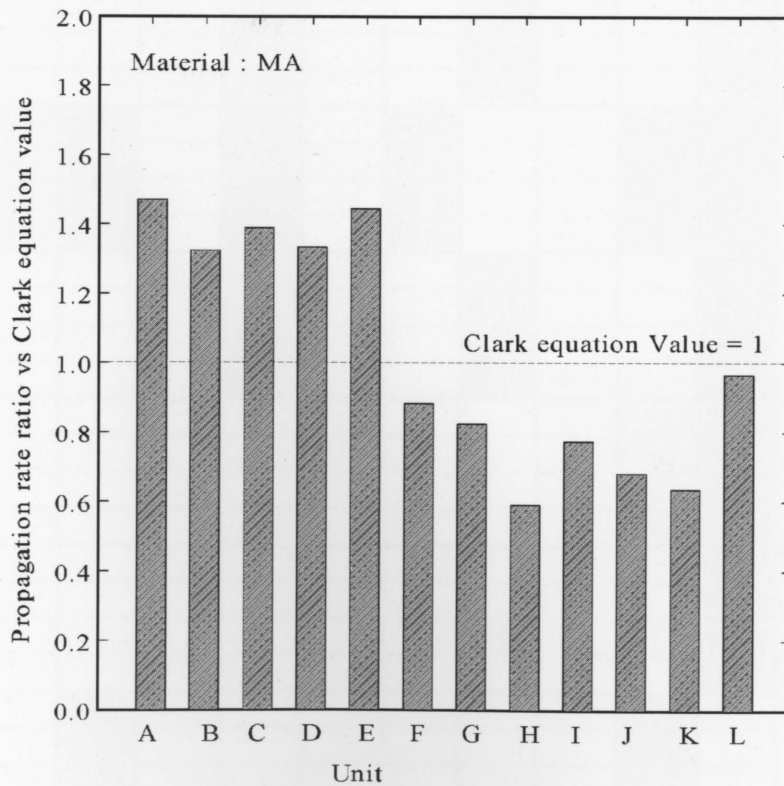


Fig.3-18 Propagation rate vs Clark equation value

### 3.3.4 スケール分析結果及びその他材料の結果

タービン円板材料から採取した試験片を入れたカプセルを実機雰囲気下に曝露していることから、カプセルを設置した抽気孔あるいはカプセル内面からスケールを採取し、当該部分の蒸気中不純物の有無を検討した。S C Cに關与するのはスケール中の水溶性成分である。そこで採取したスケールの水溶性成分について測定した結果をTable3-5に示す。このうち、スケールを大気中で純水に溶解させるためpHの値は、ややばらつく傾向を示すが、それでも5.5から7の範囲であり、安定した値であった。また、Na及びClは測定限界値の0.01%以下もしくはそれに近い値であった。SO<sub>4</sub>については、0.4%近い値の時も見られたが、おおむね測定限界値の0.02%以下もしくはそれに近い値であった。このSO<sub>4</sub>が高い値を示した場合でも、き裂発生及び進展には顕著な影響を与えておらず、蒸気中の不純物レベルは脱気純水に近く、良好に保たれているものと判断した。

また、蒸気中不純物の有無を確認するために挿入していたTable3-3に示す材料で作製したD U B試験片及びB N C T試験片は、50000 h以上経過後もき裂発生は全く認められず、蒸気中の不純物が清浄に保たれている上記スケールの分析結果をバックアップしていた。

34 まとめ Table 3-5. Water-solubles in scale sampled from capsule

Year	1983	1984	1985	1986	1987	1988	1989	1990	1991	1992	1993	1994	1995	1996	1997	1998	1999
Unit A	pH			5.9		6.0	6.9		6.1			6.2	6.0				
	Na			<0.01		<0.01	<0.01		<0.01			<0.01	<0.01				
	Cl			<0.01		<0.01	<0.01		<0.01			<0.01	<0.01				
	SO <sub>4</sub>			<0.02		<0.02	<0.02		<0.02			<0.02	<0.02				
Unit B	pH				6.3		6.4						6.8				
	Na				<0.01		<0.01						<0.01				
	Cl				<0.01		<0.01						<0.01				
	SO <sub>4</sub>				<0.02		0.04						0.11				
Unit C	pH			6.0			6.9			6.3		6.5			5.8		6.3
	Na			<0.01			<0.01		<0.01	<0.01		<0.01		<0.01			<0.01
	Cl			<0.01			<0.01		<0.01	<0.01		<0.01		<0.01			<0.01
	SO <sub>4</sub>			<0.02			<0.02		<0.02	<0.02		<0.02		<0.02			<0.02
Unit D	pH			6.1			6.9			6.3		6.5			5.8		6.2
	Na			<0.01			<0.01		<0.01	<0.01		<0.01		<0.01			<0.01
	Cl			<0.01			<0.01		<0.01	<0.01		<0.01		<0.01			<0.01
	SO <sub>4</sub>			<0.02			<0.02		<0.02	<0.02		<0.02			0.03		0.05
Unit E	pH				5.6	6.0					7.1			5.8			6.4
	Na				<0.01	<0.01			<0.01		<0.01			<0.01			<0.01
	Cl				<0.01	<0.01			<0.01		<0.01			<0.01			<0.01
	SO <sub>4</sub>				<0.02	<0.02			<0.02		<0.02			<0.02			<0.02
Unit F	pH						6.3			6.1		6.0				5.8	
	Na						<0.01			<0.01		0.01				<0.01	
	Cl						<0.01			<0.01		<0.01				<0.01	
	SO <sub>4</sub>						<0.02			<0.02		<0.02				0.03	
Unit G	pH						6.3			6.3			6.5				6.1
	Na						<0.01			<0.01			<0.01			<0.01	<0.01
	Cl						<0.01			<0.01			<0.01			<0.01	<0.01
	SO <sub>4</sub>						<0.02			<0.02			0.03			<0.02	<0.02
Unit H	pH			5.5	6.7		6.3		6.1			6.6	6.1				
	Na			<0.01	<0.01		<0.01		<0.01			<0.01	<0.01				<0.01
	Cl			<0.01	<0.01		<0.01		<0.01			<0.01	<0.01				<0.01
	SO <sub>4</sub>			<0.02	<0.02		<0.02		<0.02			<0.02	<0.02				<0.02
Unit I	pH						6.0			6.3			6.5			6.0	5.8
	Na						<0.01			<0.01			<0.01			<0.01	<0.01
	Cl						<0.01			<0.01			<0.01			<0.01	<0.01
	SO <sub>4</sub>						<0.02			<0.02			<0.02			<0.02	<0.02
Unit J	pH											6.3	7.0			5.9	5.9
	Na											<0.01	<0.01			<0.01	<0.01
	Cl											<0.01	<0.01			<0.01	<0.01
	SO <sub>4</sub>											<0.02	0.38			<0.02	<0.02
Unit K	pH												6.7	6.7			7.0
	Na												<0.01	0.01			<0.01
	Cl												<0.01	<0.01			<0.01
	SO <sub>4</sub>												<0.02	0.07			<0.02
Unit L	pH					6.1							6.1				
	Na					<0.01							<0.01				
	Cl					<0.01							<0.01				
	SO <sub>4</sub>					<0.02							<0.02				



AVT



Boron Soaking

Na, Cl, SO<sub>4</sub>: mass%



### 3.4 まとめ

約20年実機雰囲気下に挿入した3.5NiCrMoV鋼のSCCき裂発生及び進展速度を検討し、以下の結果を得た。

- i) き裂進展速度はW. G. Clark らの式にほぼ従う。したがって、円板のキー溝及びボアのSCCき裂進展に対して、安全側に見て本式の約2倍を利用したき裂進展速度式を利用すれば、検査間隔は安全に見積もることができる。
- ii) 鋼中不純物が多いSi脱酸材は、現状多用されている真空カーボン脱酸材よりき裂発生が早い傾向を示す。これから、現状使用している真空カーボン脱酸材であれば、上式により算定された場合にはより安全側の検査間隔となる。
- iii) き裂進展速度は温度、強度を補正すればプラント間で大きな差異はない。
- iv) き裂発生に環境としての隙間の影響はみられない。
- v) タービン蒸気にさらされた第3抽気から採取したスケール（デポジット）には不純物は認められず、本SCCき裂は脱気純水に近い環境で生じたものと考えられる。

### 参考文献

- 1) W. G. Clark, B. B. Seth, D. H. Shaffer, “ Procedures for estimating the probability of steam turbine disc rupture from stress corrosion cracking ” ASME/IEEE Power generation conf., October 1981, (New York, NY: ASME, 1981)
- 2) F. F. Lyle, Jr., H. C. Burghard, Jr., EPRI NP-2429-LD RP-1398-5 “ Steam Turbine Disc Cracking Experience ” Vol.1~7, (1982)
- 3) B. W. Roberts, P. Greenfield, CORROSION-NACE Vol. 35, No.9, “ Stress corrosion of steam turbine disc and rotor steels ” (1979) p.402
- 4) F. F. Lyle, Jr., H. C. Burghard, Jr. Materials Performance Nov. 1982, “ Cracking of low pressure turbine rotor discs in US nuclear power plants ” (1982) p.35
- 5) F. F. Lyle, A. McMinn, G. R. Leverand, Proc. Instn. Mech. Engrs., Vol. 199, No.A1, “ Low pressure steam turbine disc cracking – an update ” (1985) p.59
- 6) D. A. Rosario, R. Viswanathan, C. H. Wells, G. J. Licina, CORROSION, Vol.54, No.7, “ Stress corrosion cracking of steam turbine rotors ” (1998) p.531

- 7) H. Matsumura, H. Fujii, T. Endo, H. Itoh, T. Tsuruta, " Study on stress corrosion cracking of turbine disc steels in PWR environment " International symposium FONTEVRAUD II (1990) p.588
- 8) T. Endo, H. Itoh, Y. Kondo " Material aspect for the prevention of environmentally assisted cracking in low-pressure steam turbine " in Pressurized water reactors, Vol. 21, The steam turbine generator today : Flow path design, repair, and refurbishment (New York, NY: ASME, 1993)
- 9) R. S. Shalvoy, S. K. Duglin, R. J. Lindinger, " The effect of turbine steam impurities on caustic stress corrosion cracking of NiCrMoV steels " Corrosion-NACE, Vol. 37, No. 9, (1981) p.491
- 10) H. Itoh, T. Momoo, H. Matsumura, " Monitoring of the effect of boron soaking on SCC in 3.5NiCrMoV turbine disc steel over a 12-year period " ICONE-8114, (2000)

## 第4章 3.5NiCrMoV鋼の403KでのSCC発生領域と加速因子

### 4.1 緒言

3.5NiCrMoV鋼は高強度・高靱性を有することから、大型タービンの低圧タービン円板及びロータに広く使用されている。この材料は約400Kの低圧タービンの蒸気温度となる湿り域に入ったところで、粒界型応力腐食割れを生じたことが各国で報告されており<sup>1)7)</sup>、原因が苛性ソーダの濃縮と初期には考えられてきたが、次第に脱気純水中での事象との認識に変化してきた。そこで本章ではこの3.5NiCrMoV鋼のSCC発生の環境条件として403Kの温度で、感受性の高い高強度材を使用した電位-pH線図上でのSCC発生領域を特定することを目的に検討した。電位は負荷しない $E_c$  (脱気溶液)、並びに $E_c+100\text{mV}$ 及び $E_c+200\text{mV}$ の計3条件とした。

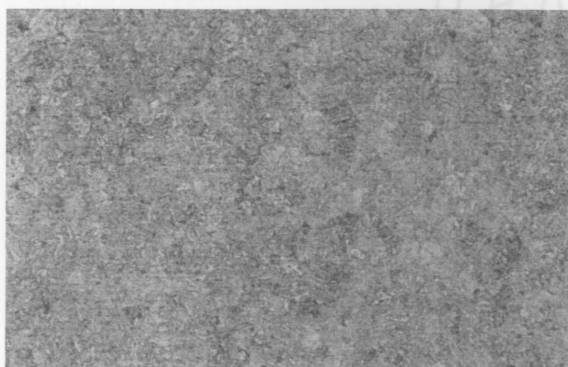
### 4.2 供試材と実験方法

試験片をFig.4-4に示すが、一種のU曲げ試験片で、ボルト締め材料の粒界型SCC感受性は高強度であるほど高いが、発生に関しては鋼中不純物量によることも考えられている<sup>8)</sup>。脱気した溶液を使用した。

供試材料としてはTable4-1に示す高強度材Aと、通常の強度で不純物量の多いBの2つの3.5NiCrMoV鋼を用いた。これらの材料のマイクロ組織を、Fig.4-1に示す。供試材Aは均質な焼戻しベーナイト組織であるのに対し、供試材Bはやや粗粒のものとなっている。

Table 4-1 Chemical compositions and mechanical properties

Material	Chemical compositions mass %										YS	TS	EI	RA	E <sub>RT</sub>	E <sub>VT</sub>	Use as
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	MPa	MPa	%	%	K	J		
A	0.26	0.07	0.30	0.005	0.002	3.30	1.54	0.35	0.09	952	1043	19.9	70.9	159	205	SSRT, Immersion and constant potential test	
B	0.24	0.20	0.35	0.012	0.013	3.84	1.84	0.43	0.12	813	940	11.8	30.9	303	59	Initiation and propagation test	



Material: A



Material: B

100 μm

Fig.4-1 Microstructure of materials

使用した試験環境としては、脱気水に2種類の溶液を加えた緩衝溶液(buffer solution)とした。酸性側は酢酸と酢酸ナトリウム、アルカリ側は水酸化ナトリウムとホウ酸ナトリウムである。試験温度は403Kとした。

試験は2種類の方法で実施した。1つは定電位SSRT、他方は浸漬試験である。これら2つの試験結果により、3.5NiCrMoV鋼のSCC発生領域を確実に把握した。

定電位SSRT試験に使用した試験片をFig.4-2に示す。試験部は直径2mmと小さいが、これは試験装置の荷重の制約からである。平行部は20mmであり、 $0.1\mu\text{m}/\text{min}$ の低速変位で引張ることから、歪み速度は $0.83\times 10^{-8}/\text{sec}$ となる。また、装置の概要をFig.4-3に示す。1本の試験時間は約1ヶ月間である。また、電位は負荷しない $E_c$ (脱気溶液)、並びに $E_{c+100\text{mV}}$ 及び $E_{c+200\text{mV}}$ の計3条件とした。

浸漬試験に使用した試験片をFig.4-4に示すが、一種のU曲げ試験片で、ボルト締め付けにより応力を負荷するが、き裂発生位置が頭部に集中する特徴を有している。試験装置はFig.4-5に示す静置型のオートクレーブであり、脱気した溶液を使用した。

試験環境はTable4-2に示すようなマトリックスで実施した。

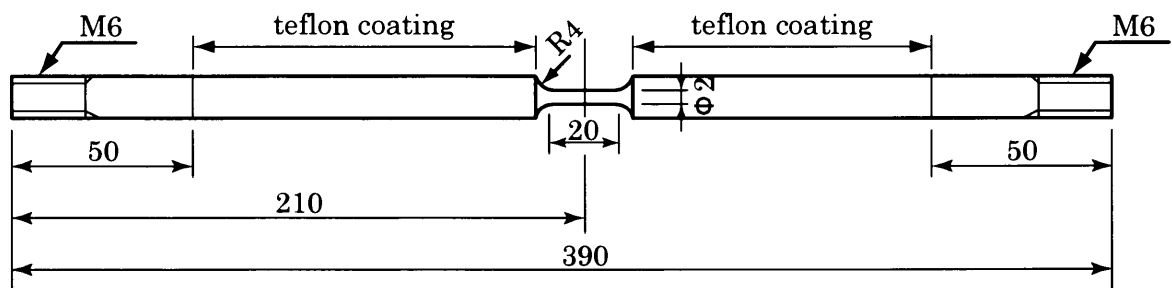


Fig.4-2 SSRT test specimen

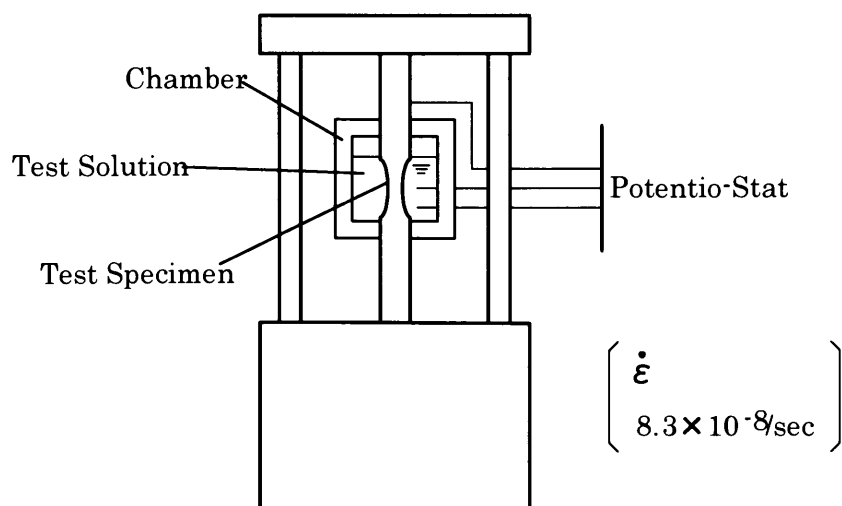
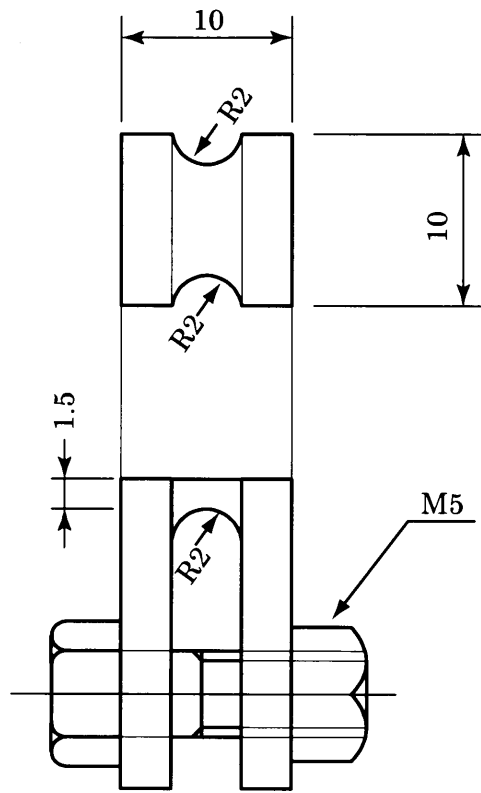
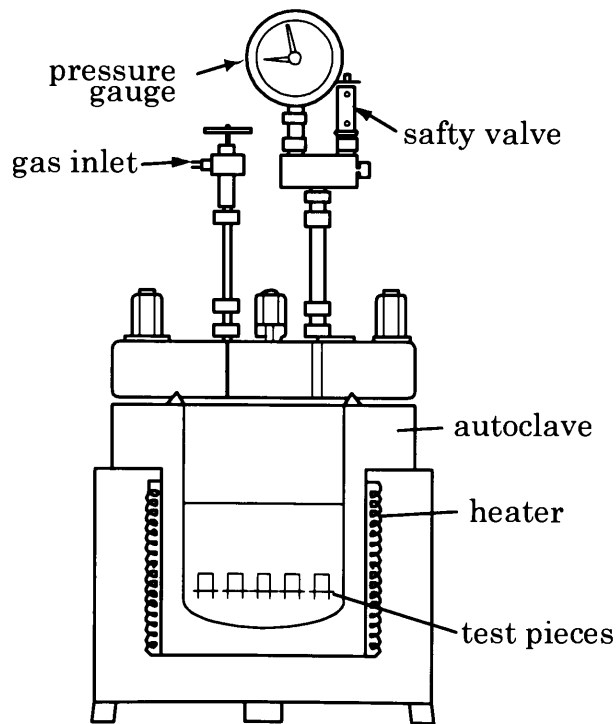


Fig.4-3 SSRT test apparatus



**Fig.4-4 Immersion test specimen**



**Fig.4-5 Immersion test apparatus**

上述のように、3.5NiCrMoV鋼の粒界型SCC発生領域はアルカリ側だけでなく

Table 4-2 Test conditions

pH <sub>403K</sub>	Solute	Immersion	SSRT		
			E <sub>c</sub>	E <sub>c+100mV</sub>	E <sub>c+200mV</sub>
4.3	CH <sub>3</sub> COONa 0.046M +CH <sub>3</sub> COOH 0.21M	○			
5	CH <sub>3</sub> COONa 10 <sup>-2</sup> M +CH <sub>3</sub> COOH 10 <sup>-2</sup> M		○	○	○
5.3	CH <sub>3</sub> COONa 0.046M +CH <sub>3</sub> COOH 0.021M	○			
5.9	De-ionized water	○			
6	CH <sub>3</sub> COONa 10 <sup>-2</sup> M +CH <sub>3</sub> COOH 10 <sup>-3</sup> M		○	○	○
6.3	CH <sub>3</sub> COONa 0.046M +CH <sub>3</sub> COOH 0.0021M	○			
6.6	CH <sub>3</sub> COONa 10 <sup>-2</sup> M +CH <sub>3</sub> COOH 0.003M		○		
7	CH <sub>3</sub> COONa 10 <sup>-2</sup> M +CH <sub>3</sub> COOH 10 <sup>-4</sup> M		○	○	○
7.7	H <sub>3</sub> BO <sub>3</sub> 0.046M +NaOH 0.0026M	○			
8	H <sub>3</sub> BO <sub>3</sub> 10 <sup>-2</sup> M +NaOH 10 <sup>-3</sup> M		○	○	○
8.7	H <sub>3</sub> BO <sub>3</sub> 0.046M +NaOH 0.0175M	○			
9	H <sub>3</sub> BO <sub>3</sub> 10 <sup>-2</sup> M +NaOH 10 <sup>-2</sup> M		○	○	○
9.4	H <sub>3</sub> BO <sub>3</sub> 0.046M +NaOH 0.0410M	○			

### 4.3 結果と考察

SSRT試験で見られた代表的な破面をFig.4-6に示す。破面からは粒界SCC破面、粒内SCC破面及びSCCを発生していない粒内延性破面の3つに分類される。浸漬試験では最後の粒内延性破面は見られないので、粒界又は粒内SCC破面の2つに分類される。

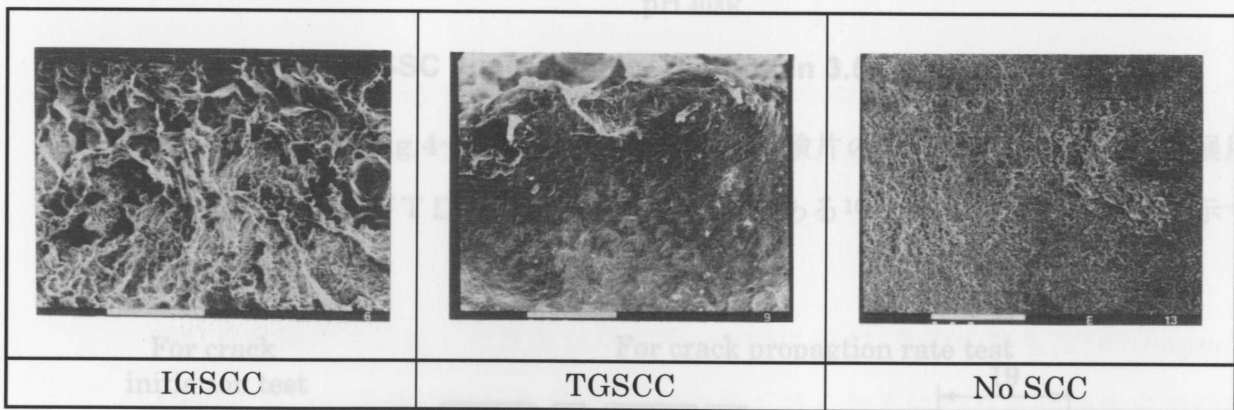


Fig.4-6 Typical fracture surfaces observed in SSRT test

2つの試験結果をまとめて、Fig.4-7に示す。これから、粒界型SCC破面を呈する領域は試験をした範囲では中性 (pH<sub>403K</sub>=5.93) 近傍の領域にあり、pHが低くなってpH<sub>403K</sub>5となると粒内型SCC破面となる。さらにpH<sub>403K</sub>が低くなると全面腐食となる。また、pH<sub>403K</sub>7以上になると感受性はほとんど無くなる。なお、E<sub>c</sub>についてはH/H<sup>+</sup>線より+50mV上にあるとした。

Fig.4-8 Test specimens used for long-term immersion test (De-ionized water + DO<sub>2</sub>)

上述のように、3.5NiCrMoV鋼の粒界型SCC発生領域はアルカリ側<sup>9)</sup>だけでなく中性環境で発生することが明らかとなった。

そこで、中性環境での電位の影響を知ること、さらに分極曲線上で3.5NiCrMoV鋼のSCC発生領域の特性を検討した。

#### 4.3.1. 中性環境での電位の影響

Fig.4-7上での粒界型SCC発生領域が、中性近傍のpH<sub>403K</sub>にあることから、電位の影響を溶存酸素に置き換えて検討した。

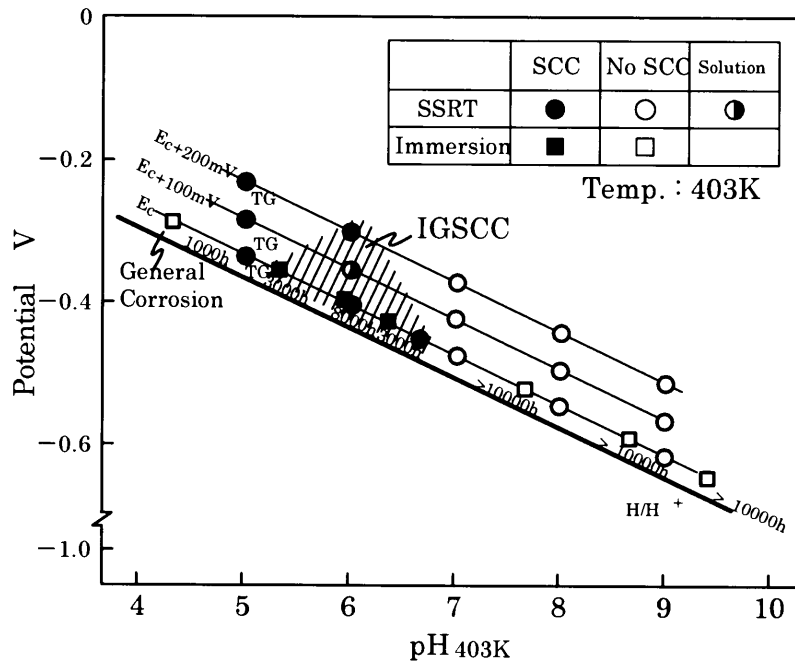


Fig.4-7 IGSSC susceptibility regions in 3.5% NiCrMoV steel

使用した試験片をFig.4-8に示す。き裂発生用試験片のDUB試験片、き裂進展用試験片のPCCCT及びTDCB試験片の3種類である<sup>10)</sup>。供試材はTable4-1に示す材料Bを使用した。

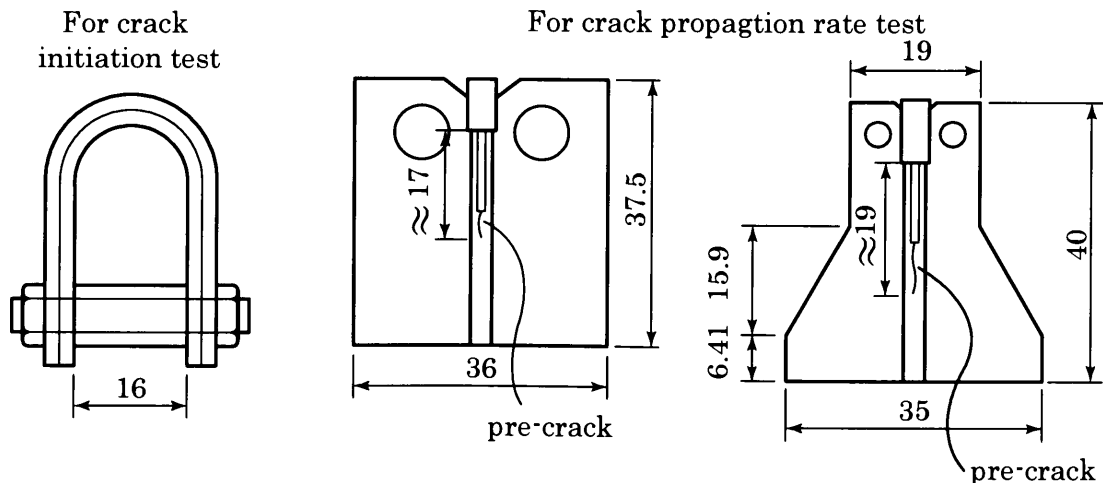
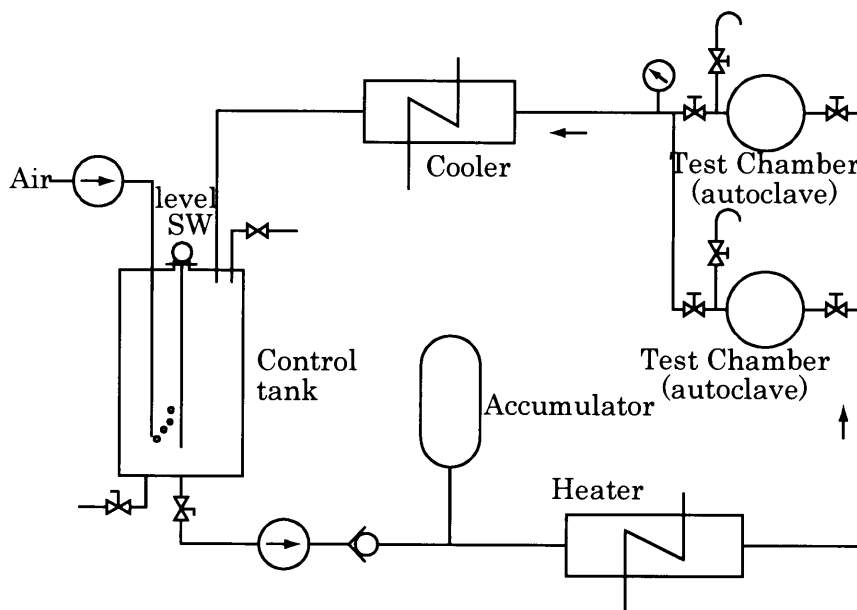


Fig.4-8 Test specimens used for long-term immersion test (De-ionized water + DO<sub>2</sub>)

試験溶液としては脱イオン水を用意し、3つの溶存酸素レベルで浸漬試験を実施した。即ち、溶存量5ppb未満（脱気水）、0.1ppm、8ppm（大気中で酸素飽和）である。以下水溶液環境を、 $DO_2$ 5ppb、 $DO_2$ 0.1ppm及び $DO_2$ 8ppmと称する。 $DO_2$ 5ppbで403Kの試験は静置式オートクレーブで、 $DO_2$ 0.1ppm及び $DO_2$ 8ppmのそれはFig.4-9に示す循環式オートクレーブを使用した。なお、 $DO_2$ 0.1ppmとしたが、この試験では溶存酸素濃度が試験チャンバー入口で0.25ppm、出口で0.05ppmとなっており、試験チャンバー内でかなりの酸素が消費されている。



**Fig.4-9 Circulation type autoclave**

試験バッチ毎にき裂発生試験片については実体顕微鏡による表面き裂発生の観察を、き裂進展試験片については読み取り顕微鏡によりき裂の寸法測定を行った。

(1) き裂発生試験

DUB試験片で実施した試験結果をFig.4-10に示す。き裂の発生は $DO_2$ 8ppmでは1000hまでの浸漬で起きたが、溶存酸素量が低くなるにつれき裂発生までの時間は長くなり、 $DO_2$ 5ppbでは8000hであった。この結果から、溶存酸素は3.5NiCrMoV鋼のSCCの発生に対して加速因子であることが確認され、脱気水の $DO_2$ 5ppbと比べると $DO_2$ 0.1ppmでは約1.2倍の加速となる。

これら試験片の代表的破面の観察結果をFig.4-11に示す。これから、粒界破面になる溶存酸素量は $DO_2$ 5ppb及び $DO_2$ 0.1ppmであり、 $DO_2$ 0.8ppmでは破面全体にマグネタイトが付着し、これを取り除くと粒内破面となる。従って、電位を上



げすぎると破面状況が変わってしまい、低圧タービン円板での事象の再現をする事はできなくなる。面積的に少ない粒界での割れが生じず、かつ破面での腐食も多くなるためマグネタイトが全面に付着するものと考えられる。

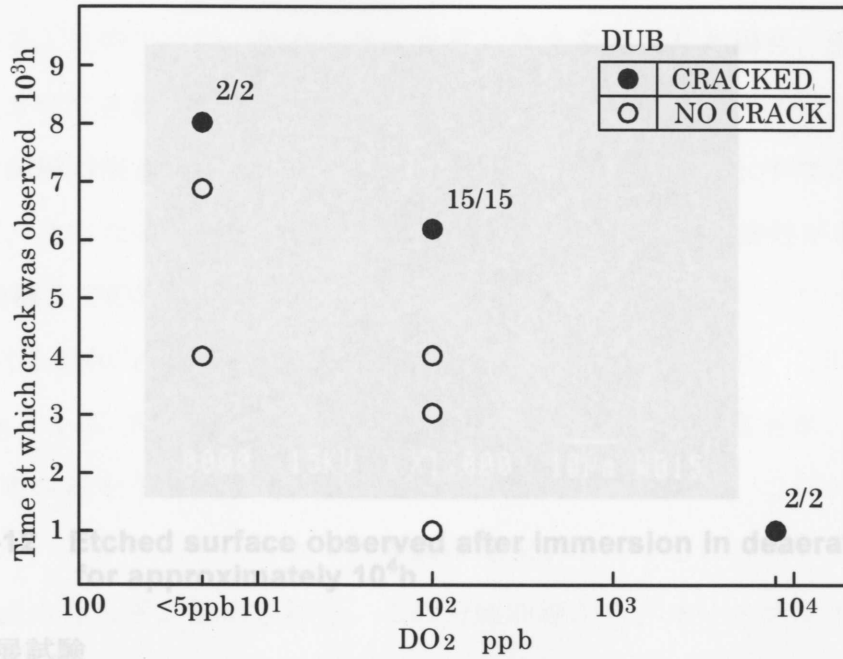


Fig.4-10 Time at which cracks were observed in DUB specimens immersed in de-ionized water with DO<sub>2</sub> at 403K

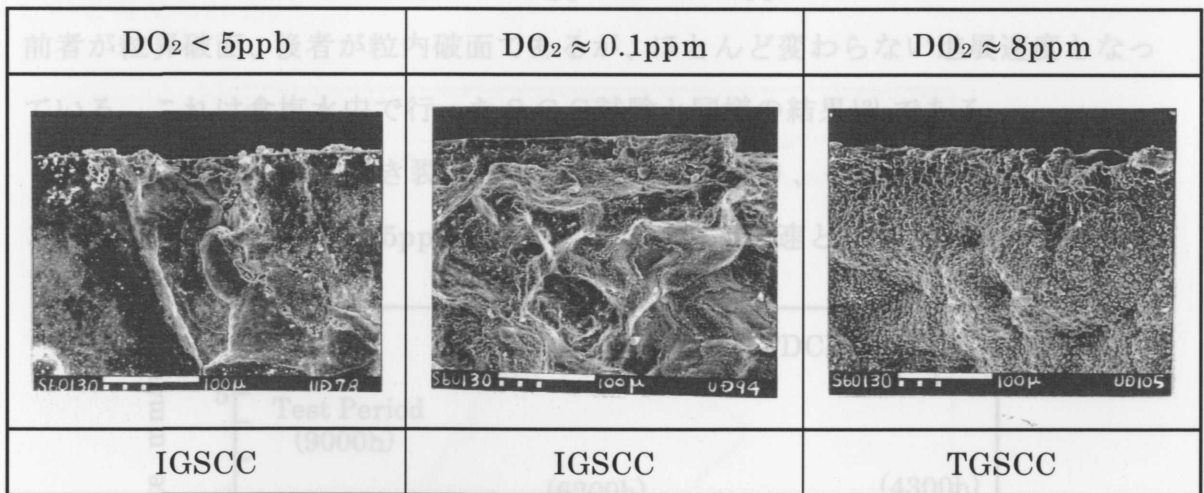
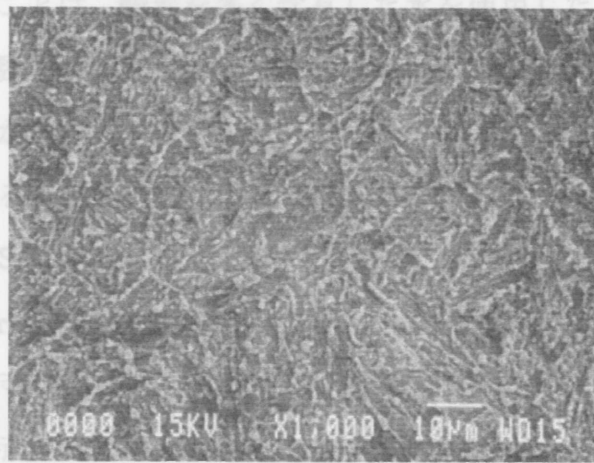


Fig.4-11 Typical fracture surface observed after long-term immersion test in de-ionized water with DO<sub>2</sub>

このように、脱気水で粒界破面が生じ、一方溶存酸素の多い非脱気純水では粒内破面になるのは、F. F. Lyleら<sup>11)</sup>の報告と合致している。また、本材料が脱気水或いは低濃度の溶存酸素水中でSCCを生じるのは金属表面に生じた皮膜が応力により破れるためと推定される。つまり、これは脱気水中に鏡面に仕上げた本材料を数百hの浸漬をすると、Fig.4-12に示すように明瞭に粒界がエッチされ

る事実から導き出される。一方、溶存酸素量が多くなると、腐食が表面全体に及ぶようになるため、面積的に少ない粒界での割れが生じず、かつ破面での腐食も多くなるためマグネタイトが全面に付着するものと考えられる。

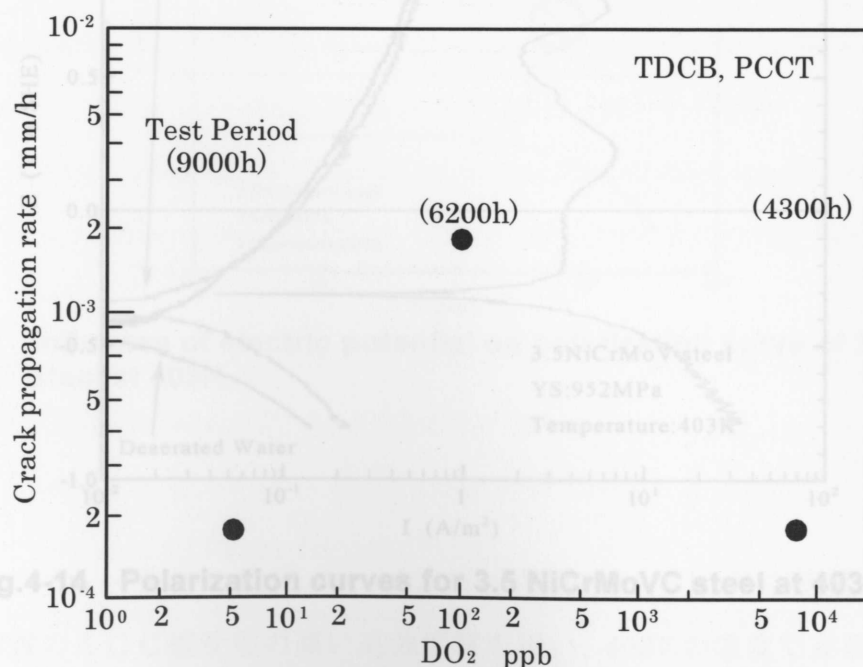


**Fig.4-12 Etched surface observed after immersion in deaerated water for approximately  $10^4$ h**

(2) き裂進展試験

き裂進展試験の結果をFig.4-13に示す。図中には試験時間を併記している。この試験時間でのき裂進展速度は $DO_2$ 5ppb及び $DO_2$ 8ppmが約 $2 \times 10^{-4}$ mm/hであり、前者が粒界破面、後者が粒内破面であるが、ほとんど変わらない進展速度となっている。これは食塩水中で行ったSCC試験と同様の結果<sup>12)</sup>である。

また、 $DO_2$ 0.1ppmでのき裂は粒界破面を呈しており、そのき裂進展速度は約 $2 \times 10^{-3}$ mm/hとなり、 $DO_2$ 5ppbのそれと比べ10倍の加速となっている。ガスの影



**Fig.4-13 Crack propagation rate measured after long-term immersion test in de-ionized water with  $DO_2$**

響について検討したR. Magdowskiら<sup>13)</sup>の結果では、酸素量によりき裂進展速度は影響を受けないとされているが、本結果では明確な差になっている。SCCのメカニズムをactive pathと考えれば、酸化皮膜の形成と歪み速度とのバランスに立っている。このことは、酸素を多く含有した水を使用した場合、皮膜形成は速くなり、SCCき裂進展速度を加速すると考える方が適切であろう。ただし、本試験では試験時間が6200 hであり、3.5NiCrMoV鋼の脱気純水中でのSCCを考慮すれば、さらなる長時間側ではこの加速倍率は低下する可能性がある。

#### 4.3.2. 分極曲線上でのSCC発生特性

中性環境で3.5NiCrMoV鋼がき裂を生じることが把握されたが、この環境での分極曲線をFig.4-14に示す。3つの環境（脱気純水、アンモニア含有水、バッファー溶液）の分極曲線を示すが、いずれも $E_c$ は $-0.4V$ 程度であり、これから高電位側には脱気純水、アンモニア含有水では単調に電流が増加するのに対し、バッファー溶液では電流の揺らぎが認められる。この分極曲線から、オーステナイト系ステンレス鋼の硫酸溶液中の通常にいわれている不動態域はわからず、明確なSCC発生領域は確認できない。このことから、H. B. Gayley<sup>14)</sup>は分極曲線の価値はないとしたものと考えられる。

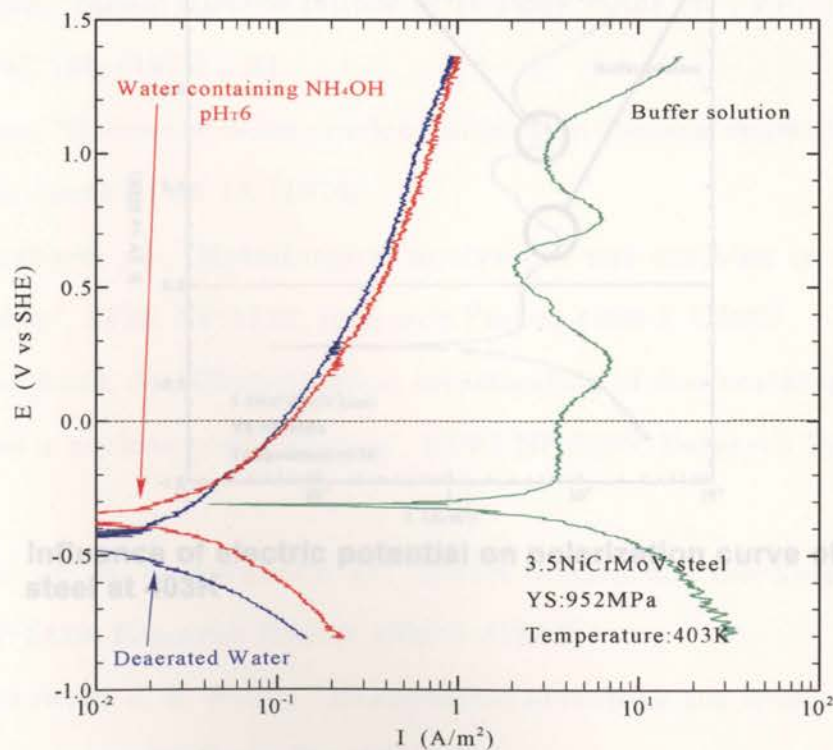


Fig.4-14 Polarization curves for 3.5 NiCrMoV steel at 403K

及びしかしながら、バッファ溶液での分極曲線から、2つのピークが認められており、このピークを利用して、試験片の表面観察を実施した。これらのピーク位置の電位に合わせて、表面を鏡面に研磨した試験片を24h程度保持した後、Fig.4-15に示すように表面を観察した。電位230mVの試験片表面の観察では、中央には介在物が見られるが円形に腐食されず、その周囲が局部的に腐食される部分が認められる。一方電位730mVでは表面が全体に腐食される傾向を持つ。3.5NiCrMoV鋼のSCCは腐食ピットを起点として発生しており<sup>15)</sup>、上述の観察から本材料のSCCは電位が230mV程度の部分での現象と予測され、水素に依存したものよりも皮膜破壊による可能性が高いものと考えられる。

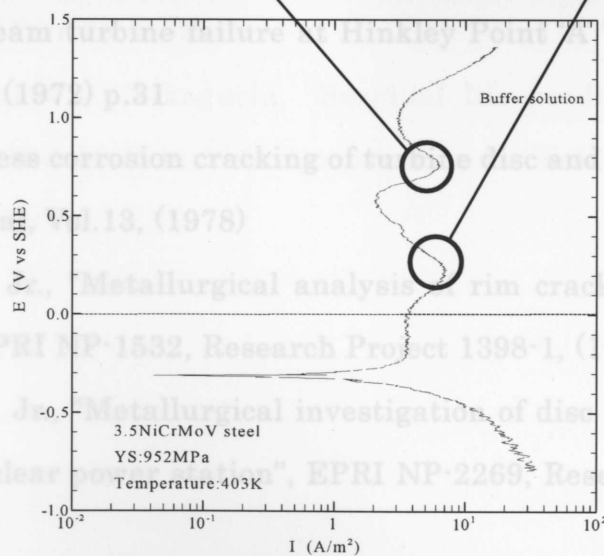
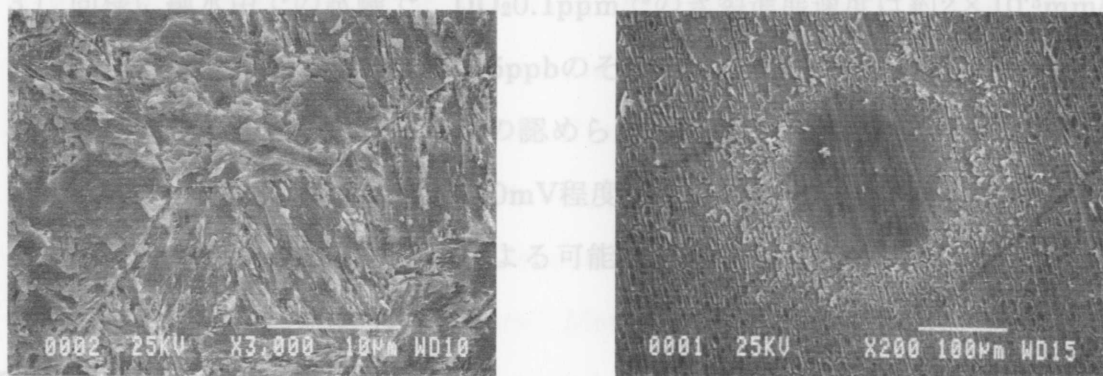


Fig.4-15 Influence of electric potential on polarization curve of 3.5NiCrMoV steel at 403K

#### 4.4 まとめ

大型タービンロータ材の低圧タービン円板及びロータに広く使用されている3.5NiCrMoV鋼のSCC感受性の高い高強度材を用い、403Kの温度で長期の浸漬試験

及びS S R T試験を実施して、電位－pH線図上でのS C C発生領域を検討し、以下の結果を得た。

- (1) 粒界型S C C破面を呈する領域は中性 ( $\text{pH}_{403\text{K}}=5.93$ ) 近傍の領域にあり、 $\text{pH}$ が低くなって $\text{pH}_{403\text{K}}5$ となると粒内型S C C破面を呈し、さらに $\text{pH}_{403\text{K}}$ が低くなると全面腐食となる。また、 $\text{pH}_{403\text{K}}7$ 以上になると感受性はほとんど無くなる。必ずしも高い $\text{pH}$ だけで粒界型S C C破面を生じるわけではない。
- (2) 純水中での試験で、約0.1ppmまでの溶存酸素は3.5NiCrMoV鋼のS C Cの発生に対して加速因子であることが確認され、脱気水の $\text{DO}_2$ 5ppbと比べると $\text{DO}_2$ 0.1ppmでは約1.2倍の加速となった。
- (3) 同様に純水中での試験で、 $\text{DO}_2$ 0.1ppmでのき裂進展速度は約 $2 \times 10^{-3}$ mm/hとなり、本試験の範囲では $\text{DO}_2$ 5ppbのそれと比べ10倍の加速となった。
- (4) 分極曲線の測定から、ピークの認められた位置で定電位にした試験片の表面観察から、S C Cは電位が230mV程度の部分での現象と予測され、水素に依存したものよりも皮膜破壊による可能性が高いものと考えられる。

#### 参考文献

- 1) D. Kalderon, "Steam turbine failure at Hinkley Point 'A'", Pro. Instrn. Mech. Engrs. Vol. 186, (1972) p.31
- 2) J. G. Parker, "Stress corrosion cracking of turbine disc and rotor alloys", British Corrosion Journal, Vol.13, (1978)
- 3) H. C. Burghard, Jr., "Metallurgical analysis of rim cracking in an LP steam turbine disc", EPRI NP-1532, Research Project 1398-1, (1980)
- 4) H. C. Burghard, Jr., "Metallurgical investigation of disc cracking in the LP-2 turbine at a nuclear power station", EPRI NP-2269, Research Project 1398-7, (1982)
- 5) F. F. Lyle, Jr., H. C. Burghard, Jr., "Steam turbine disc cracking experience", EPRI NP-2429, Research Project 1398-5, (1982)
- 6) C J. Czajkowski, J. R. Weeks, "Examination of turbine disc from nuclear power plants", Corrosion/82 Paper No.220, (1982)
- 7) A.R. Ellery, "Stress corrosion cracking in 2%NiCrMoV rotor disc steel", J.

Australian Inst. Metals Vol.21, (1976) p.103

- 8) H. Itoh, A. Matsuo, T. Momoo, "Improvements in the manufacture and stress corrosion crack susceptibility of low-pressure turbine rotors", ICONE-8111, (2000)
- 9) R. S. Chalvoy, S. K. Duglin, R. J. Lindinger, "The effect of turbine steam impurities on caustic stress corrosion cracking of NiCrMoV steels", Corrosion-NACE, Vol. 37, (1981), p.491
- 10) H. Itoh, T. Momoo, S. Tsukamoto, "SCC susceptibility of 3.5NiCrMoV steel in an actual low-pressure turbine environment", ICONE-8113, (2000)
- 11) F. F. Lyle, A. McMinn, G. R. Leverand, Proc. Instn. Mech. Engrs., Vol. 199, No.A1, " Low pressure steam turbine disc cracking – an update " (1985) p.59
- 12) H. Itoh, T. Momoo, "Stress Corrosion Cracking in Low-Pressure Turbine Discs in an NaCl Solution", ICONE9-301
- 13) R. Magdowski, M. O. Speidel, "Clean steels for steam turbine rotors – their stress corrosion cracking resistance", Met. Trans. A, 19A, (1988), p.1583
- 14) H. B. Gayley, "Evaluation of field tested rotor steel stress corrosion samples", ASME 82-JPGC-Pwr-26, (1982)
- 15) H. Itoh, T. Momoo, T. Sakaguchi, "Residual life prediction based on SCC initiation in 3.5NiCrMoV turbine disc steel under field turbine conditions", ICONE-8112, (2000)

## 第5章 3.5NiCrMoV鋼のSCCに及ぼすホウ酸注入の影響

### 5.1 緒言

蒸気発生器のIGA(inter-granular attack)抑制<sup>1)</sup>としてAVT処理されている2次系水にホウ酸を注入し、ホウ酸注入が2次系主要機器に与える影響のないことを確認する。特に注目すべき点は、低圧タービン部品である円板に生じる可能性のあるSCC<sup>2)</sup>について、悪影響を及ぼさないことの確認が主要な問題と認識されていた。そこで、短期的には実験室で、また長期的には実機雰囲気下で、実機に使用されている円板相当材を使用してホウ酸注入がそれら部材にSCCの影響のないことを確認することとした。

### 5.2 実験室での検討

#### 5.2.1 実験室の検討で使用した供試材

実験室での検討に使用した材料は、VCD法で製造された3.5NiCrMoV鋼であり、熱処理により材料強度を0.2%耐力で777、853、952MPaに3種類変えて供試材とした。この供試材の化学成分及び機械的性質をTable5-1に示す。

**Table 5-1 Chemical compositions and mechanical properties of materials for laboratory experiments**

Materials	Chemical composition mass%									YS	TS	El	RA	FATT	vE <sub>RT</sub>
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	MPa	MPa	%	%	K	J
A										952	1043	19.9	70.9	159	205
B	0.26	0.07	0.30	0.005	0.002	3.30	1.54	0.35	0.09	853	957	21.9	71.8	138	212
C										777	892	25.1	74.2	135	248

#### 5.2.2 試験要領

試験に使用した試験片は、SCCの発生用として、定性的なき裂発生を観察するDUB試験片、応力をくさびにより負荷するBNCT試験片の2つを、またき裂進展用の試験片として応力拡大係数がき裂進展とともに低下するPCC T試験片及びそれがほとんど低下しないTDCB試験片の2つ、計4つを使用した。それらの試験片の寸法形状をFig.5-1に示す。

試験環境は循環式オートクレーブを使用して、Table5-2に示す条件とした。ホウ酸濃度の500ppm as Bは予想濃縮量より1桁多くした濃度であり、環境条件として

加速させている。多数の試験片を使用したことから、バッチ式に試験片を取り出し、観察・測定した後、再度浸漬する方法を用いた。観察・測定する間隔は約1000から4000 hとして、最長約10000 hの浸漬を実施した。

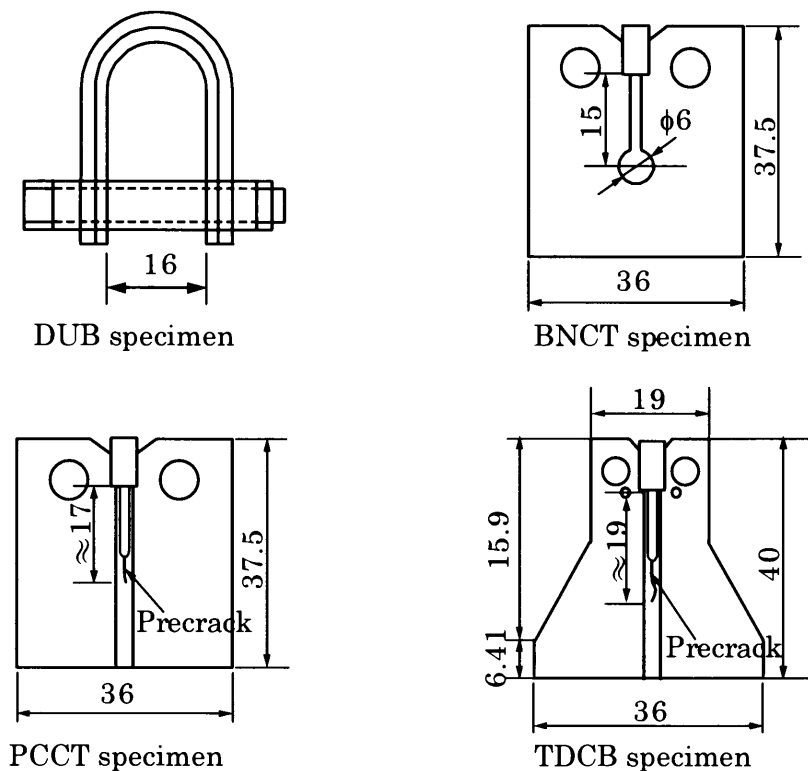


Fig.5-1 Test specimens

Table 5-2 Experimental environment

Environment			Material
Temperature	Solution	Addition	
403 K	Deaerated water	None	A
			B
			C
		500ppm boric acid as B	A
			B
			C

### 5.2.3 試験結果及び考察

#### (1) SCC発生試験

発生試験の内、DUB試験片の結果をまとめて Fig.5-2 に示すが、実体顕微鏡でき裂発生を観察したがき裂が発生したのは強度の最も高い 0.2%耐力 952MPaの一部の試験片だけである。BNCT試験片には本試験内でき裂は認められなか



った。このき裂の発生した試験片数を試験時間に対して累積した結果を Fig.5-3 に示す。これから、試験のばらつきを考慮すればホウ酸水中でのき裂発生は純水中のそれに比べて有意差のない結果と考えられる。

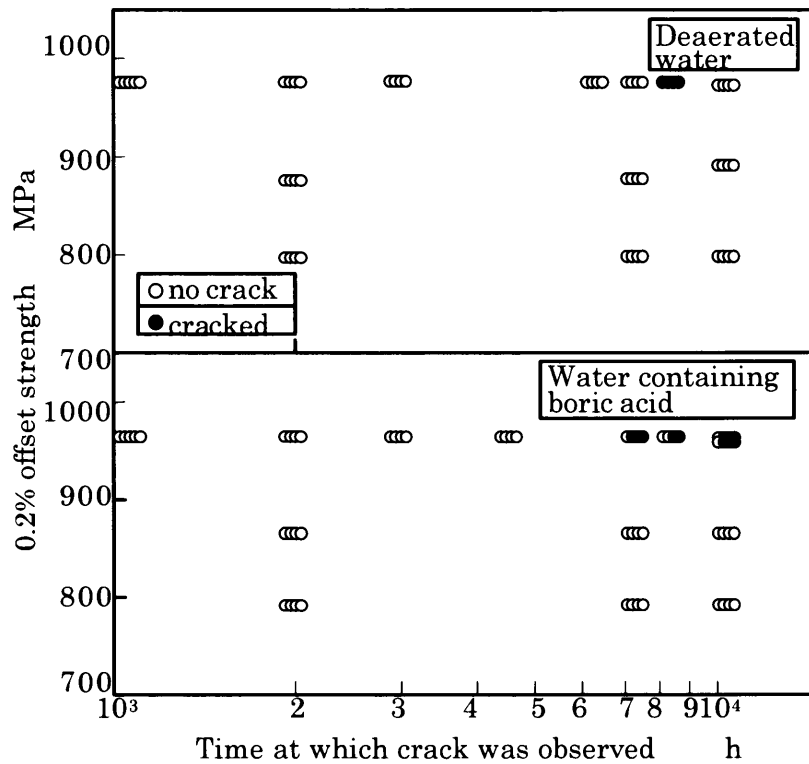


Fig.5-2 Time at which crack was observed in DUB Specimens during laboratory tests

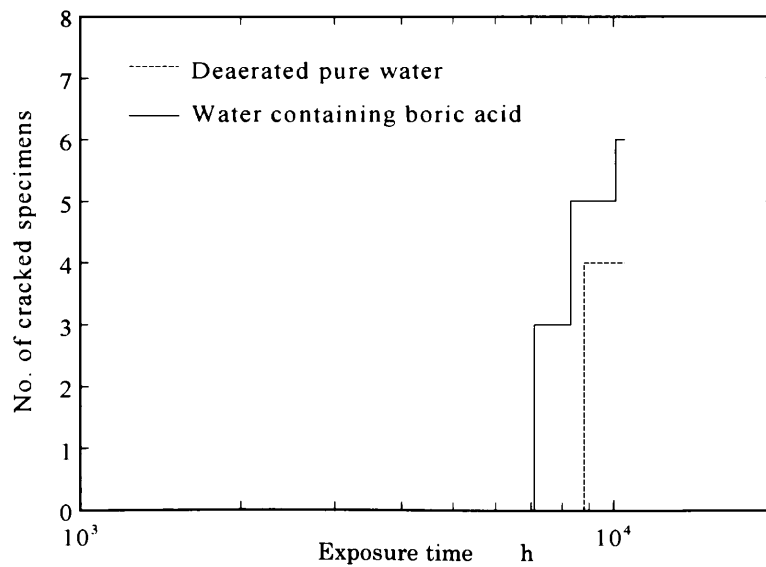


Fig.5-3 Cumulative number of DUB specimens in which cracks were observed during of laboratory tests

(2) SCC進展試験

予き裂よりのき裂の進展についても、発生試験と同様強度の最も高い0.2%耐力952MPaの試験片でのみ見られた。同材料について、き裂の進展状況を Fig.5-4 に示す。この進展結果から、各測定間のき裂進展速度を求め、まとめたのが Fig.5-5 である。これから、進展した試験片の対数平均を求めた結果を図中に示すが、試験のばらつきを考慮すればホウ酸水中と純水中で有意な差ではないと考えられる。なお、き裂進展が認められた試験片破面を比較して Fig.5-6 に示すが、両者の破面はいずれも粒界破面を呈しており、ホウ酸を添加してもき裂のモードが変化しないことが確認できた。

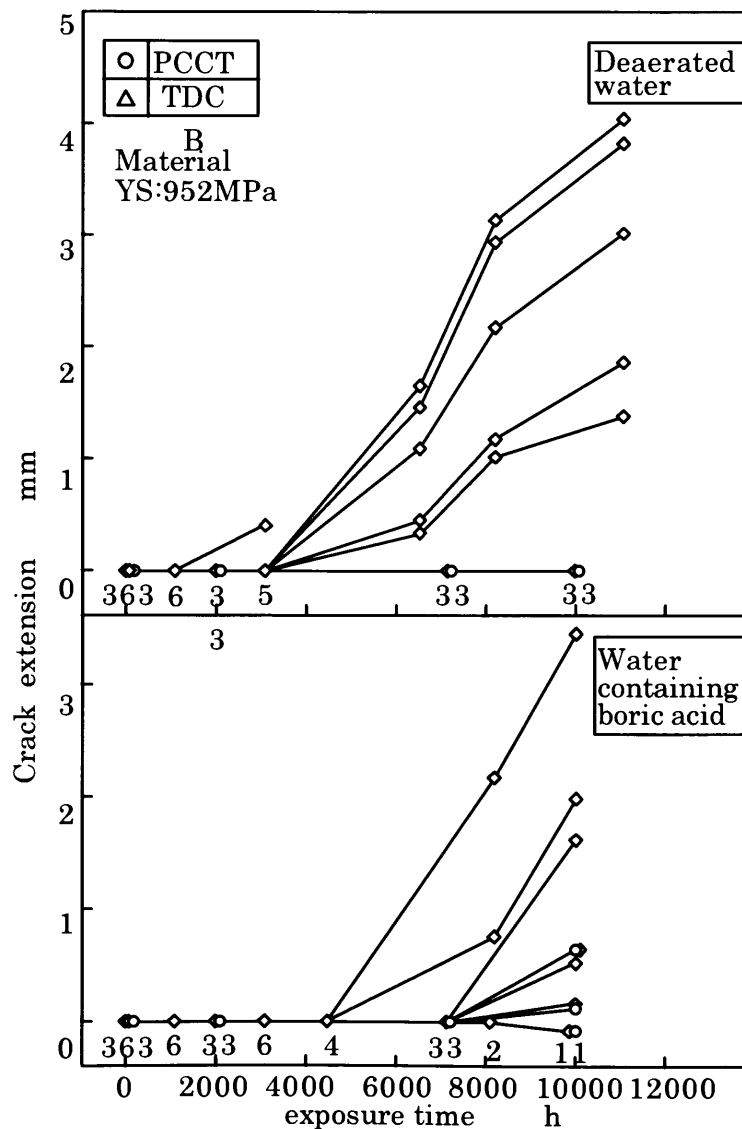


Fig.5-4 Crack extension in laboratory tests

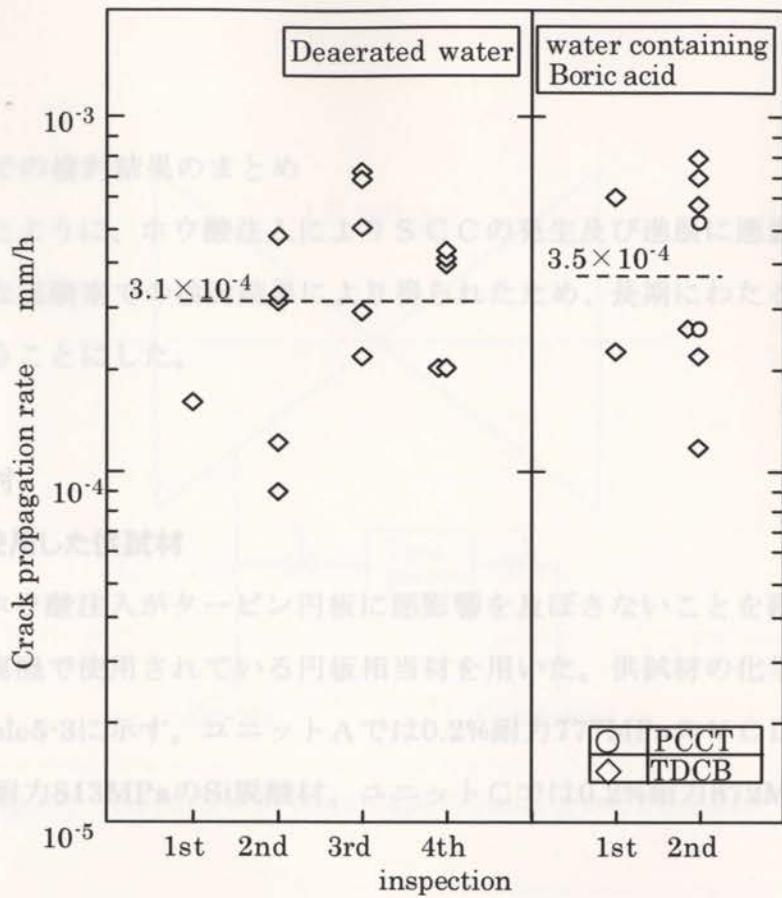


Table Fig.5-5 Crack propagation rate obtained through laboratory tests

Unit	Chemical composition mass%					YS	TS	EI	RA	FATT	V <sub>500</sub>
	C	S	Ni	Cr	Mo						
A	0.26	0.01	0.01	1.54	0.35				74.2	135	348
B	0.24	0.01	0.01	1.84	0.43				80.9	303	50
C	0.26	0.01	0.01	1.85	0.35				65.5	178	114

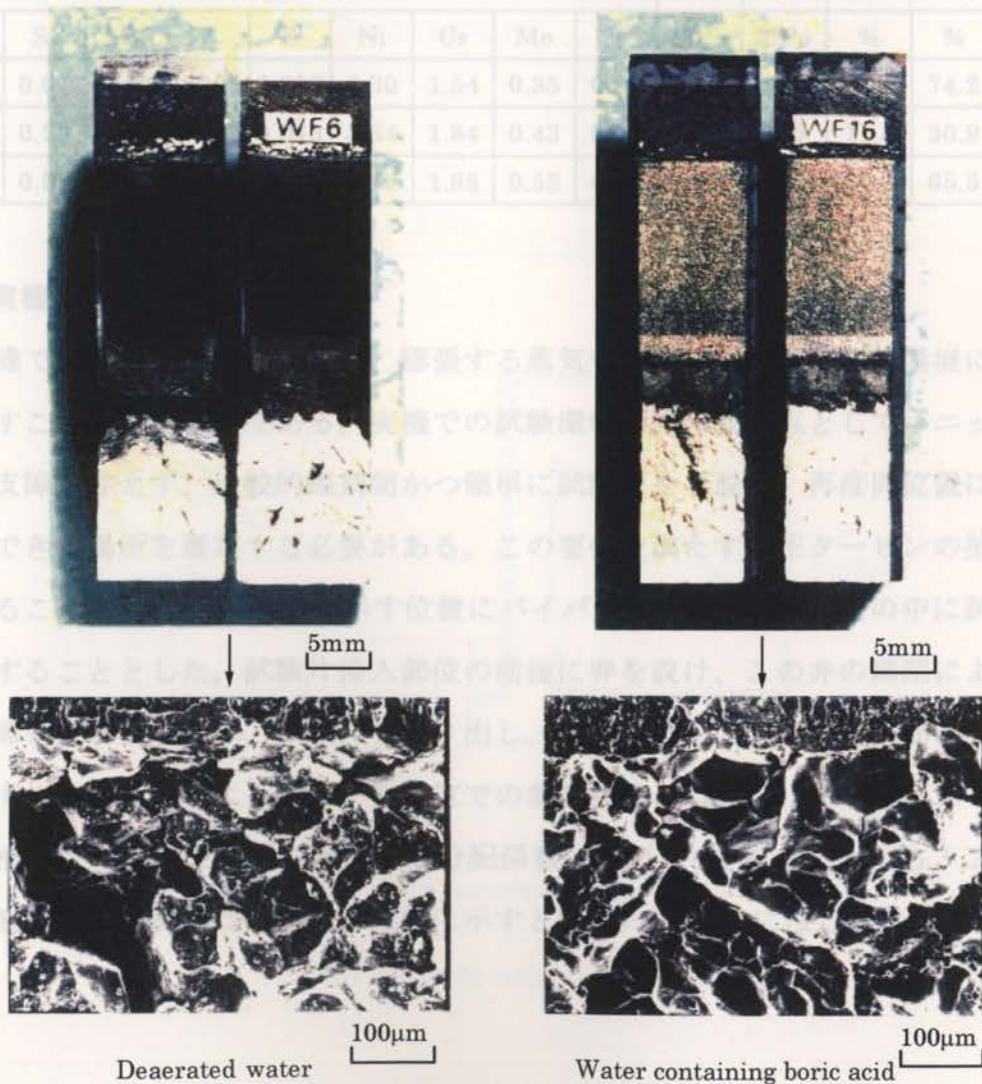


Fig.5-6 Fracture surface of TDCB specimens

### (3) 実験室での検討結果のまとめ

上述したように、ホウ酸注入によりSCCの発生及び進展に悪影響のないことが短期的な実験室での検討結果により得られたため、長期にわたる実機での確認試験を行うことにした。

## 5.3 実機での検討

### 5.3.1 実機で使用した供試材

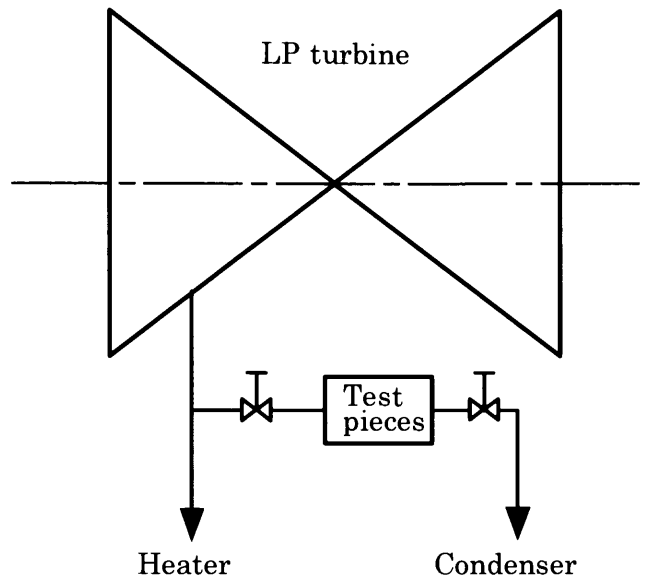
実機でのホウ酸注入がタービン円板に悪影響を及ぼさないことを確認するため、供試材は各実機で使用されている円板相当材を用いた。供試材の化学成分及び機械的性質をTable5-3に示す。ユニットAでは0.2%耐力777MPaのVCD材、ユニットBでは0.2%耐力813MPaのSi脱酸材、ユニットCでは0.2%耐力872MPaのVCD材である。

**Table 5-3 Chemical compositions and mechanical properties of materials for field experiment**

Unit	Chemical composition mass%									YS	TS	El	RA	FATT	v <sub>ERT</sub>
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	MPa	MPa	%	%	K	J
A	0.26	0.07	0.30	0.005	0.002	3.30	1.54	0.35	0.09	777	892	25.1	74.2	135	248
B	0.24	0.20	0.35	0.012	0.013	3.84	1.84	0.43	0.12	813	940	11.8	30.9	303	59
C	0.26	0.09	0.30	0.005	0.005	3.46	1.68	0.38	0.09	872	981	20.9	65.5	178	114

### 5.3.2 実機での環境条件

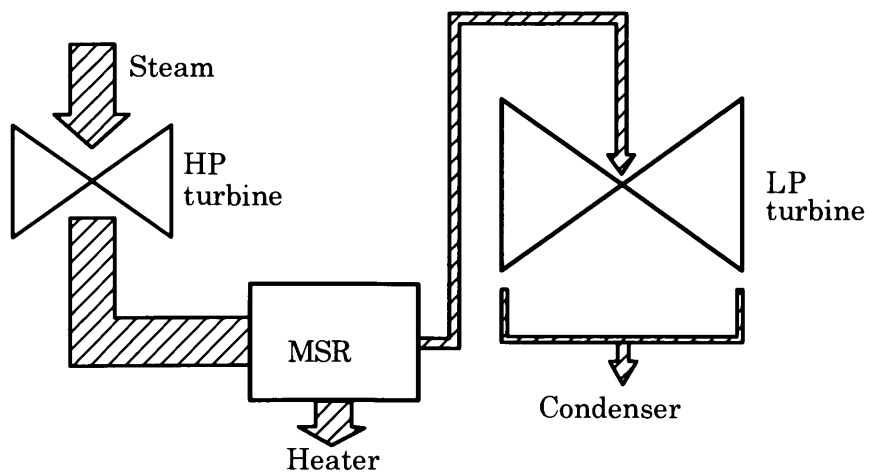
実機で試験を行う時の長所は、膨張する蒸気中の不純物が濃縮する環境にそのまま曝すことができる点である。実機での試験環境は、重要な点としてユニットの運転に支障を与えず、比較的短期間かつ簡単に試験片を着脱し、再度同位置に戻すことができる場所を選定する必要がある。この要件を満たす低圧タービンの抽気を利用することを考え、Fig.5-7に示す位置にバイパス配管を設置し、その中に試験片を挿入することとした。試験片挿入部位の前後に弁を設け、この弁の開閉により運転に支障を来すことなく、試験片を取り出し、観察・測定し、再度当該部に試験片を挿入することを可能にした。この部位での蒸気条件はTable5-4に示すとおり湿り環境と推定される。またホウ酸の気液分配係数は1以下<sup>3)</sup>であることから、2次系のホウ酸(量)の流れはイメージ図的に示すとFig.5-8のようになる。



**Fig.5-7 Location at which specimens were installed**

**Table 5-4 Environmental conditions**

Unit	Temperature K	Pressure kPa
Unit A	116	—
Unit B	115	179
Unit C	125	142



Line thickness indicates quantity of boric acid

**Fig.5-8 Flow of boric acid on secondary side**

### 5.3.3 試験要領

Table5-5に試験期間を示す。試験片の観察・測定は、初期には比較的短期間のピッチで行ったが、1サイクルの運転以後は概ね定検毎に実施した。運転途中の試験片の取り出しは、バイパス配管の弁を閉じて取り出し、バッチ式に観察・測定した。即ち、ルーペあるいは実体顕微鏡にてき裂発生有無を観察し、写真記録すると共に、き裂の進展は読みとり顕微鏡によりき裂長さを測定した。

**Table 5-5 Sample boron soaking periods**

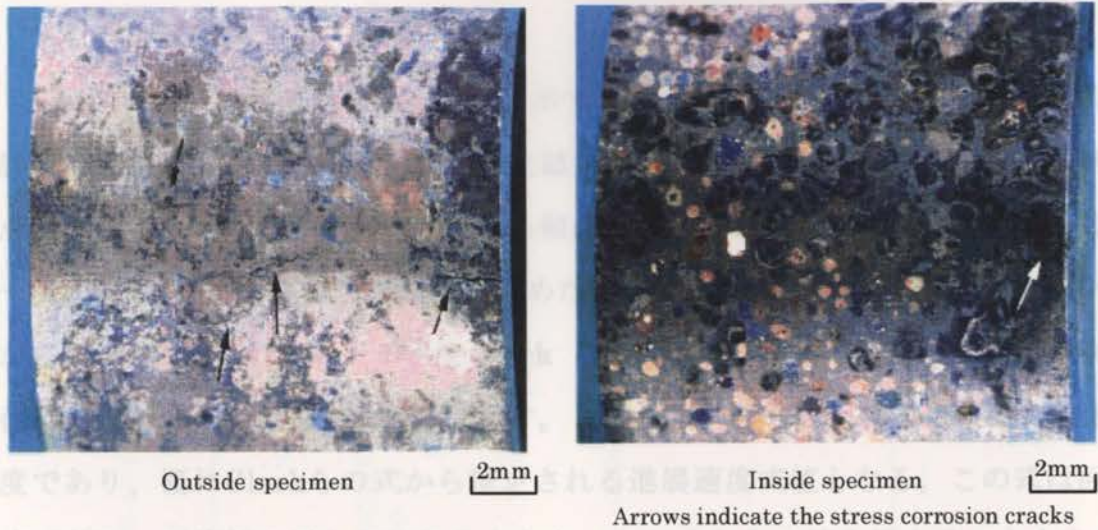
Unit	1985	1986	1987	1988	1989	1990	1991	1992	1993	1994	1995	1996	1997	1998	1999		
Unit A				●	—————										○ end		
Unit B	●	—————										○					
Unit C	●	—————										○					
Ref. Unit D	start					■	—————										□

### 5.3.4 試験結果及び考察

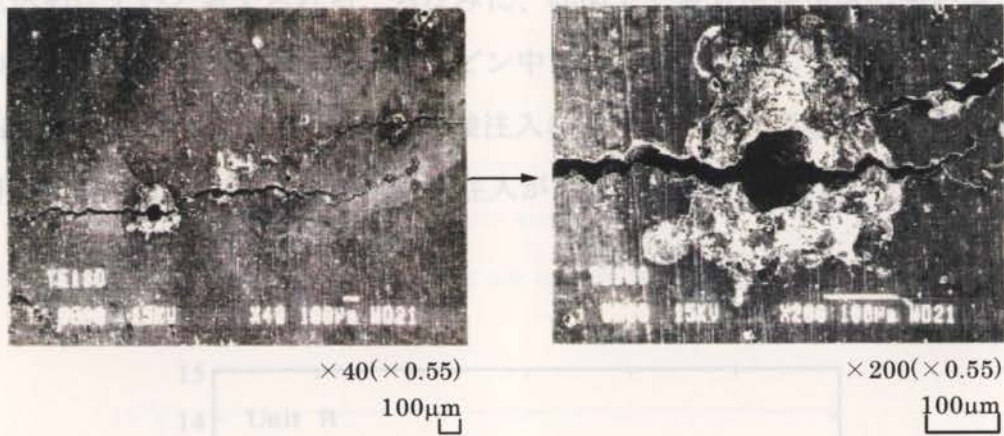
#### (1) SCC発生試験

き裂の発生したDUB試験片外観の代表例を Fig.5-9 に示す。ホウ酸注入前では外側試験片からき裂が発生しているが、ホウ酸注入以降には内側試験片が主になる傾向が高くなる。き裂が発生した試験片の外側表面を走査電子顕微鏡で観察した代表的な結果を Fig.5-10 に示すが、ほとんどの起点には腐食ピットが認められる。この起点に腐食ピットが認められるのは、ホウ酸注入によるものではなく、ホウ酸注入前でも同様であるため、変化が生じたわけではない。また、得られたDUB試験片の結果を実機雰囲気下で得られたそれらと比べて Fig.5-11<sup>4)</sup> に示す。黒丸が本試験で得られた結果である。この図からホウ酸注入によりき裂発生が特に早くなったのではなく、環境面からホウ酸前のSCC感受性を維持していると判断される。

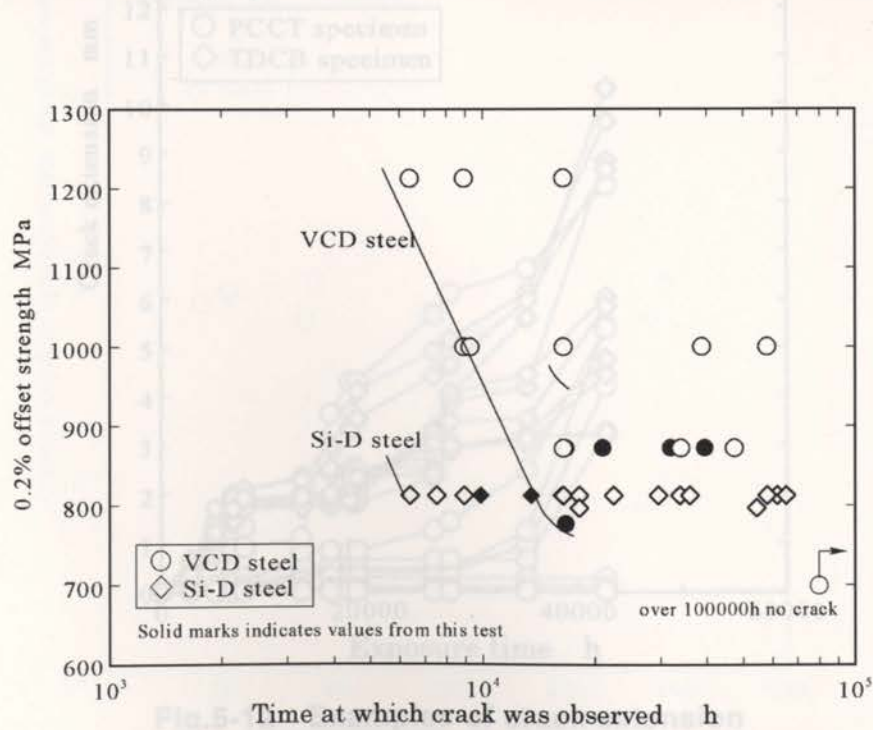
BNCT試験片については、長期曝露後の試験終了近くで1個の試験片にき裂が生じた。しかし、DUB試験片の結果とあわせ、特にホウ酸注入による悪影響はないものと推定された。



**Fig.5-9 Cracked DUB specimens**



**Fig.5-10 SEM micrographs of cracks observed in inside of DUB specimen**



**Fig.5-11 Crack observed time of DUB specimens**

## (2) SCC進展試験

き裂進展の代表結果例をFig.5-12に示す。この測定値から各測定点間のき裂進展速度を求め、測定時間毎にまとめた結果をFig.5-13に示す。この図より、測定点間が短いとき裂進展速度は速くなる傾向が認められる。このため、試験片毎に一回帰し、平均のき裂進展速度を求めた。3ユニットの結果をそれぞれFig.5-14から16に示す。これらのデータをClarkらの式<sup>5)</sup>から求めた値を1として無次元化して比較した結果をFig.5-17に示す。これから、得られた結果は0.8から1.8程度であり、概ねClarkらの式から推定される進展速度式値となる。この式は回帰式であり、平均値を示していることから、この式からの値を超えることもある。得られた結果から、実用上は安全側にこの式から算出される値に2倍程度の速度を見込めばよいと考えられる。ちなみに、同図上で最も進展速度の高いユニットBの結果を、ホウ酸注入前からタービン中でデータを採取している結果に併示してFig.5-18<sup>4)</sup>に示す。これからホウ酸注入により進展速度が他のデータと比較して著しく速くなっておらず、ホウ酸注入が悪影響を与えていないと判断した。

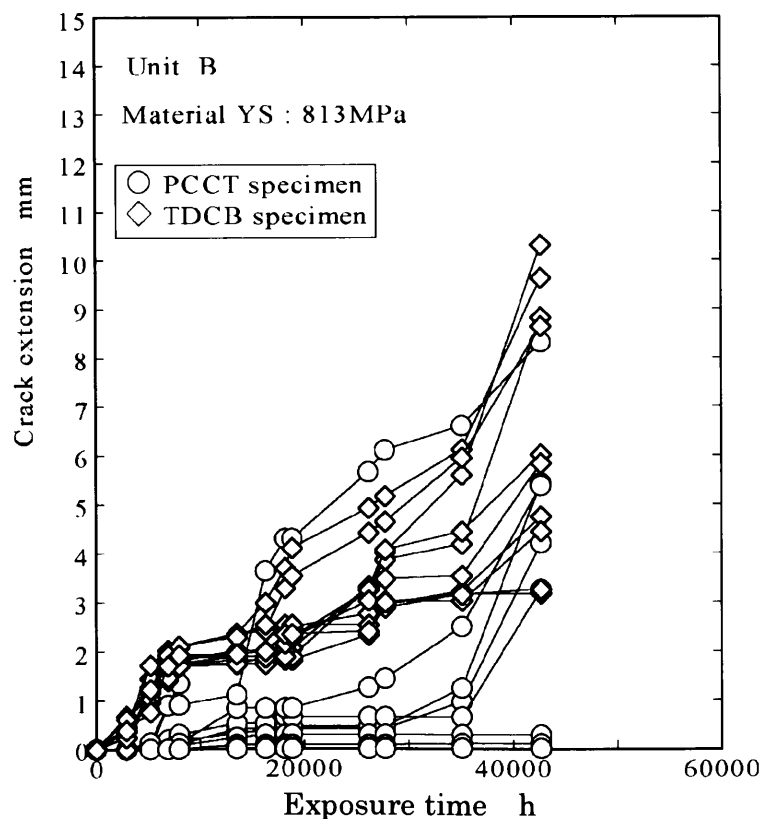
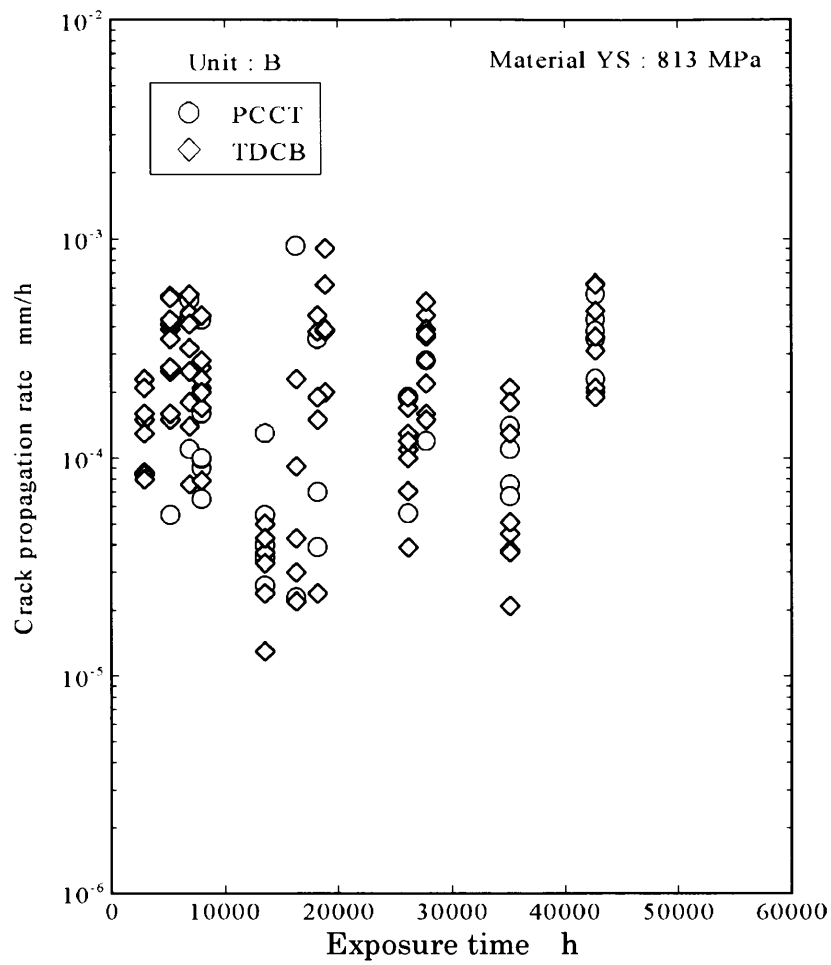
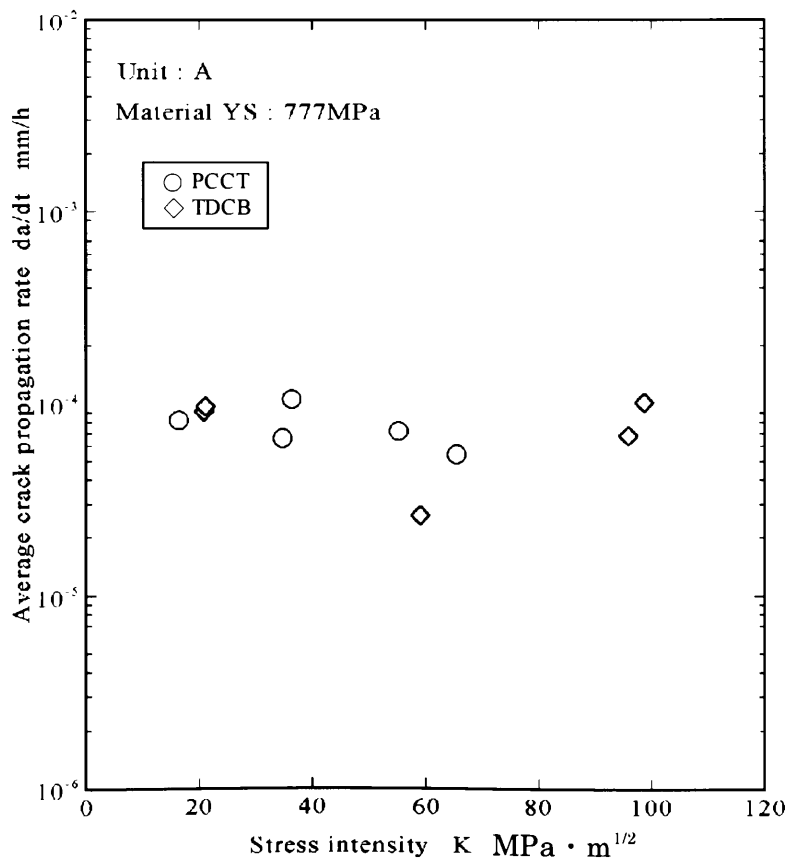


Fig.5-12 Examples of crack extension

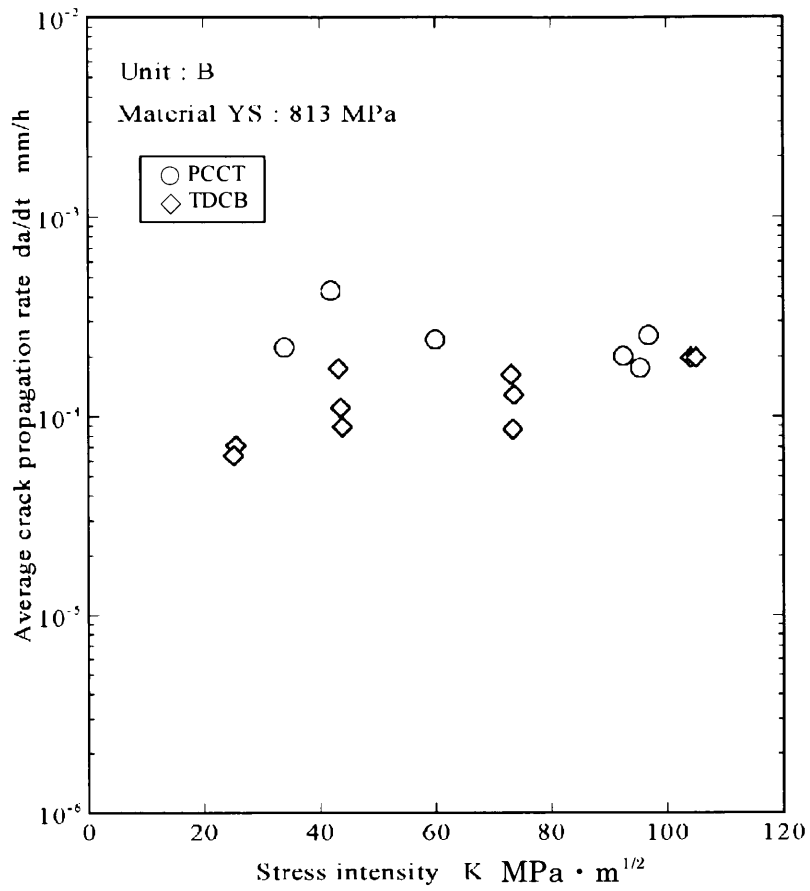




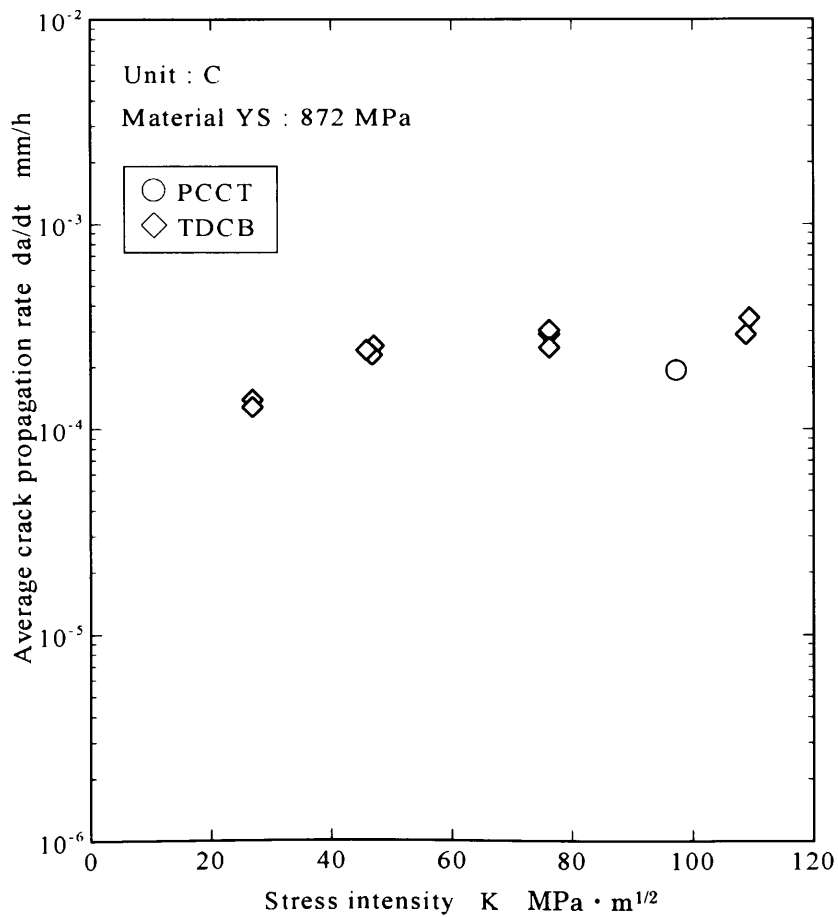
**Fig.5-13 Effect of in section period on crack propagation rate (unit B)**



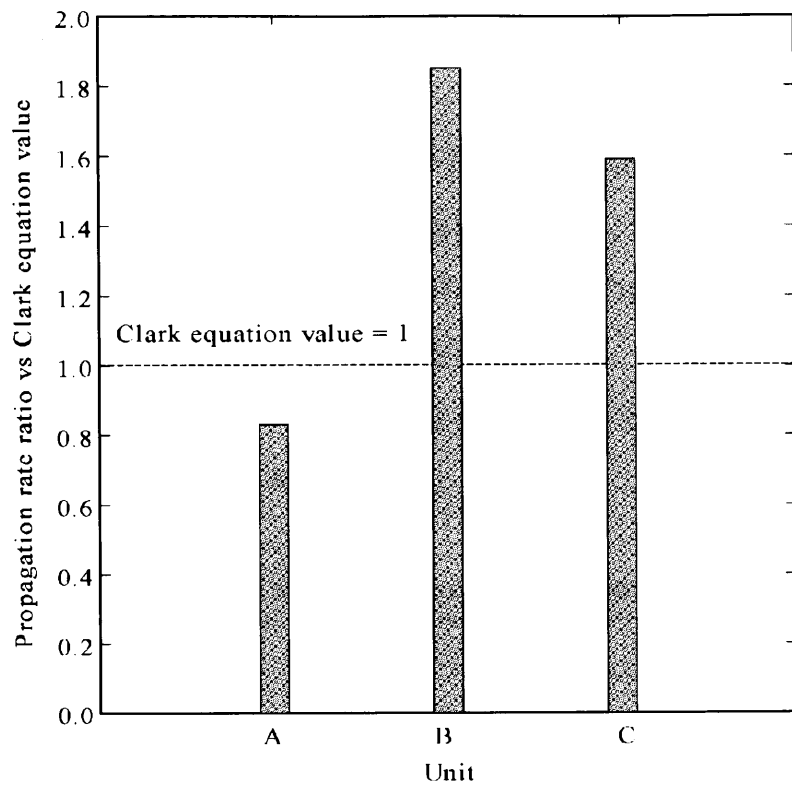
**Fig.5-14 Crack propagation rate (Unit A)**



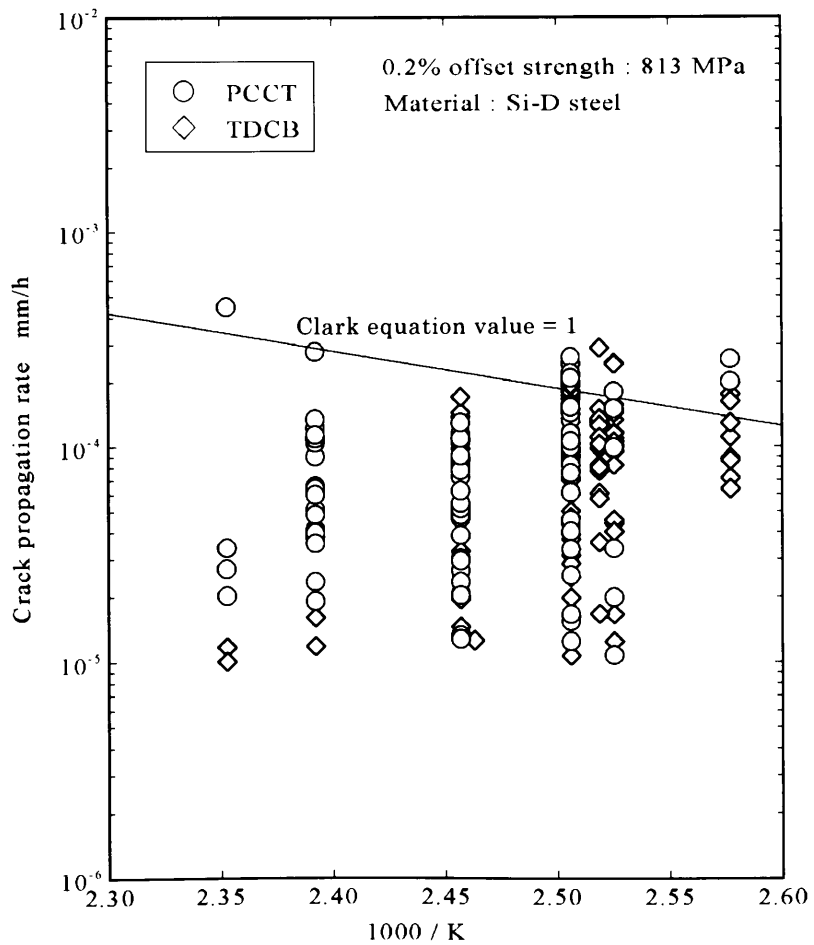
**Fig.5-15 Crack propagation rate (Unit B)**



**Fig.5-16 Crack propagation rate (Unit C)**



**Fig.5-17 Propagation rate ratio vs Clark equation value**



**Fig.5-18 Temperature dependency of crack propagation rate**

(3) スケール分析結果

本試験片観察時には、同時にバイパス配管中に付着したスケールを採取し、水溶性成分を分析した。その結果を Table5-6 に示す。スケールの採取量が必ずしも多くないため、分析感度にばらつきがあるが、SO<sub>4</sub>を除き、Na, Cl, B は測定限界以下もしくはそれに近い値でほぼ安定している。SO<sub>4</sub>についてはばらついた分析値となっているものの、円板材のSCCに影響を与えていないことから、特に大きな効果を持たないと考えた。

**Table 5-6 Water soluble in scale removed from capsule**

Unit	Inspection	pH	Na	Cl	SO <sub>4</sub>	B
		—	%	%	%	ppm
Unit A	1st Inspection	6.8	<0.01	<0.01	<0.02	—
	2nd Inspection	6.1	<0.01	<0.01	<0.02	<100
	3rd Inspection	6.2	<0.01	0.02	<0.02	<100
	4th Inspection	6.2	<0.01	0.01	<0.02	<100
Unit B	2nd Inspection	6.0	0.02	<0.01	0.14	<100
	3rd Inspection	5.5	<0.01	<0.01	0.08	—
	4th Inspection	6.0	<0.01	<0.01	<0.02	<100
	5th Inspection	5.8	<0.01	<0.01	<0.02	<100
	6th Inspection	5.9	<0.01	<0.01	<0.02	<100
	7th Inspection	6.1	<0.05	<0.05	<0.14	—
	8th Inspection	6.4	0.02	<0.02	<0.05	—
	9th Inspection	6.0	0.01	<0.01	<0.02	—
	10th Inspection	6.5	0.01	<0.01	<0.02	<100
	11th Inspection	6.5	0.03	0.04	0.05	<100
Unit C	4th Inspection	6.7	<0.01	<0.01	<0.02	200
	5th Inspection	6.3	<0.01	<0.01	<0.02	<100
	6th Inspection	6.1	<0.03	<0.03	<0.05	<500
	7th Inspection	6.2	<0.03	<0.05	<0.04	<100
	8th Inspection	6.5	<0.03	0.03	0.13	<100
	9th Inspection	6.6	0.04	<0.01	0.31	<100
	10th Inspection	6.8	0.02	0.03	0.09	<100
	11th Inspection	5.9	<0.01	<0.01	<0.02	<100

Bはほとんど検出されなかったが、これは Fig.5-8 に示したように蒸気発生器中のホウ酸濃度に比べ、低圧タービンでは濃度がかなり低くなることが考えられる。したがって、ホウ酸注入はSCC発生・進展試験だけでなく、スケール分析からもタービン円板材のSCC感受性に影響を与えなかったものと考えられる。

#### (4) 実機試験のまとめ

実機へのホウ酸注入はSCC発生・進展試験だけでなく、スケール分析からもタービン円板材のSCC感受性に影響を与えなかったことが、長期にわたる監視で確認された。

## 5.4 まとめ

1986年より1996年まで日本の一部プラントに蒸気発生器細管のIGA抑制のため、2次系にホウ酸を注入した。この間、2次系主要機器のタービン円板のSCC挙動にホウ酸注入が悪影響を与えないことを検証し、以下の結果を得た。

- 1) 第1段階として実験室で予想されるより1桁多い濃度のホウ酸を添加した脱気水中での3.5NiCrMoV鋼のSCC発生及び進展挙動を把握し、ホウ酸注入による影響はほとんどないことを確認した。
- 2) 第2段階として、タービン抽気孔からバイパスした配管中に円板相当材から製作した試験片を挿入し、ホウ酸注入を終了するまで発生の有無及び進展状況を約12年にわたり監視した結果、i) き裂発生はホウ酸の注入のない環境と変わりがない ii) ホウ酸注入によるSCCき裂進展速度は影響をほとんど受けない iii) スケールの水溶性成分分析の結果でも2次系へのホウ酸注入がタービンの主要部品である円板のSCC挙動に影響をほとんど与えない。との知見が得られ、ホウ酸注入が長期にわたって円板材に悪影響を与えなかったことが確認された。

## 参考文献

- 1) M. J. Partridge, J. P. N. Paine, C. L. Williams, "Crevice flushing as a remedy for IGA/IGSCC", Proc. 3<sup>rd</sup> International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, (1988) p.473
- 2) F. F. Lyle, Jr., H. C. Burghard, Jr., EPRI NP-2429-LD RP-1398-5, " Steam

Turbine Disc Cracking Experience ” Vol.1~7 (1982)

- 3) K. C. Kracek, G. W. Morey, H. E. Merwin, “ The system, water – Boron oxide”  
Am. J. Sci., Vol. 35 –A, (1938) p.143
- 4) H. Itoh, T. Momoo, “SCC Susceptibility of 3.5 NiCrMoV Steels in an Actual  
Low-Pressure Turbine Environment” ICONE 8, Paper No. 8113
- 5) W. G. Clark, B. B. Seth, D. H. Shaffer, “Procedures for estimating the  
probability of steam turbine disc rupture from stress corrosion cracking ”  
ASME/IEEE Power generation conf., October 1981 (New York, NY: ASME,  
1981)

## 第6章 3.5NiCrMoV鋼のSCCに及ぼすエタノールアミン注入の影響

### 6.1 緒言

蒸気発生器2次系のスラッジ堆積を防止するためには、給水鉄の持ち込みを制限する必要がある。この効果のある方法にはpHを上げることが考えられるが、2次系機器構成する機器の中には銅合金を使用するものがあり、単純にpHを上げることができない。そこで銅合金に影響が少なく、給水鉄を低減する水処理方法としてエタノールアミン (ethanol amine、ETA) を添加することが挙げられる。このETA処理を採用する前に2次系主要機器に与える影響のないことを確認することとなった。検討する対象としては、湿り域で強度の高い低圧タービン円板に発生する可能性のある応力腐食割れならびに動翼取り付け部での腐食疲労である。そこで、短期的には実験室で、また長期的な検討が必要なSCCでは実機雰囲気下で、実機に使用されている円板相当材を使用してETA処理がそれら部材に影響のないことを確認した。

### 6.2 ETA注入の影響の可能性

まず、2次系系統を概括してFig.6-1に示す。主な循環ループでの水あるいは蒸気の流れは、以下のとおりである。SGで発生した飽和蒸気は高圧タービンを回し、冷却された後、湿分分離器再熱器(MSR)で湿分を取り除かれるとともに再加熱される。MSRを出た乾き蒸気は低圧タービンを回して、復水器に入る。この低圧タービン中の蒸気は400から420Kの温度で湿り蒸気となる。この湿り蒸気となる下流域の翼溝部にSCCあるいは腐食疲労を発生させる可能性を生じる。復水器で凝縮した水は復水脱塩装置、低圧ヒータ、脱気器、高圧ヒータを経由して蒸気発生器に再び返る。

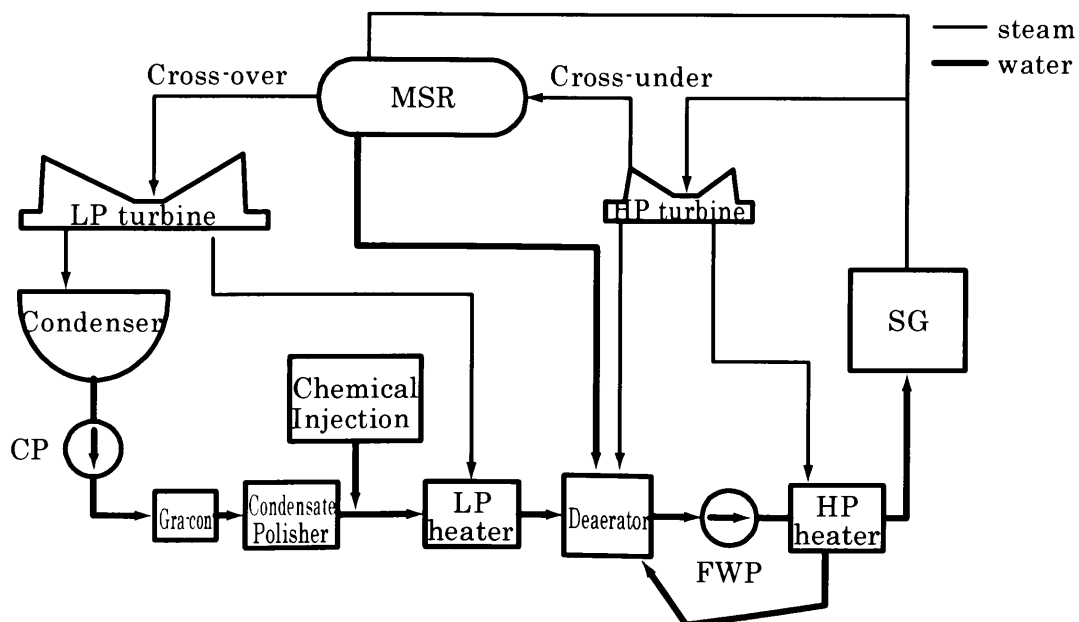


Fig.6-1 Overview of PWR secondary system

この2次系のループの中で上述した翼溝にSCC及び腐食疲労が生じる可能性があげられる。これはETA処理が、Fig.6-2に示すようにpHを上げ3.5NiCrMoV鋼に対しSCC感受性を下げる方向になる<sup>2)</sup>。一方Fig.6-3に示すようにETA自体の分解挙動により有機酸が生じると予想される<sup>3)</sup>ことから逆にSCC感受性を上げる効果を持つ可能性がある。従って、Table6-1に示すETA処理を採用するに当たっては、対象となる翼溝部に対し、pHを上げるETA注入に伴い、その結果生じる可能性のある有機酸生成の複合した影響を検討する。

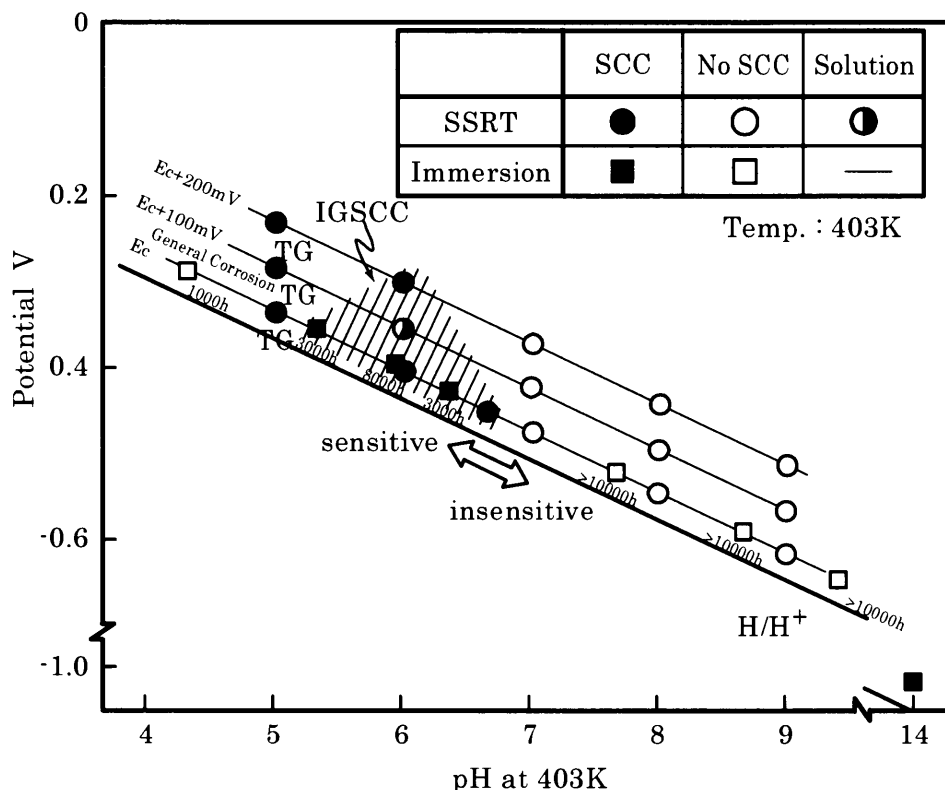


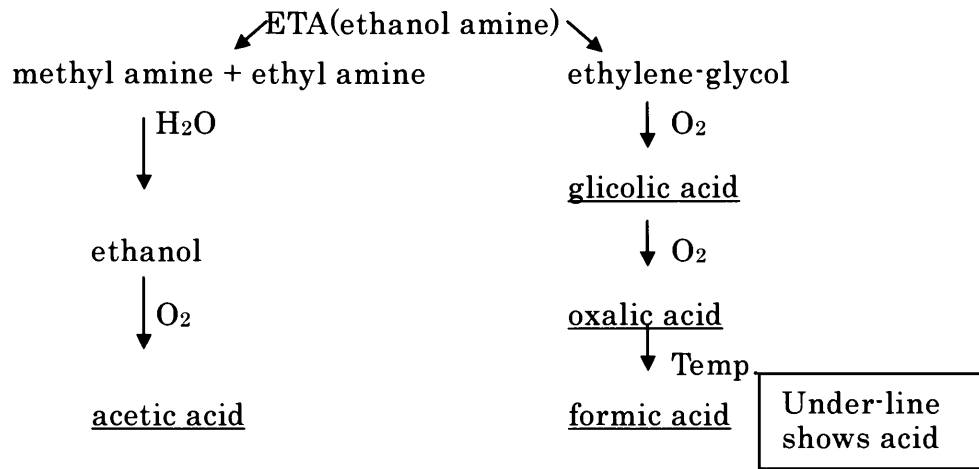
Fig.6-2 IGSCC susceptibility region for 3.5% NiCrMoV steel at 403K <sup>2)</sup>

Table 6-1 Components studied

	Stress corrosion cracking (SCC)	Corrosion fatigue (CF)
Disc (high strength)*)	○	—
Rotor (low strength)*)	—	○
Blades	—	○

\*) Rim attachment





**Fig.6-3 Thermal decomposition of ETA**

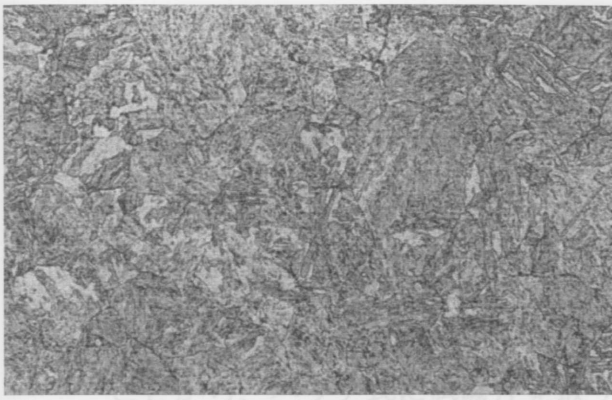
### 6.3 実験室での試験結果

#### 6.3.1 供試材

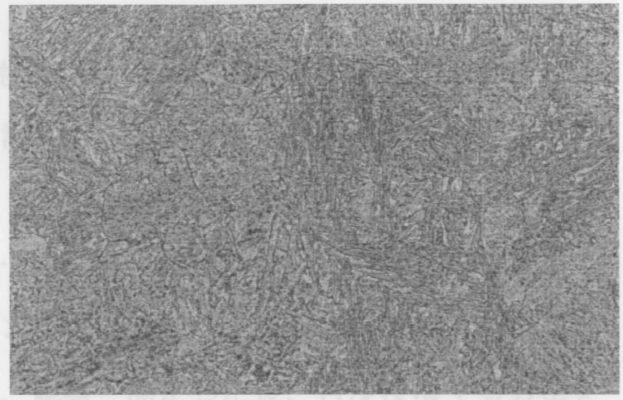
実験室での検討に使用した材料は、真空カーボン脱酸法で製造された円板材を対象とした高強度とロータを対象とした低強度の2種類の3.5NiCrMoV鋼、動翼材を対象とした12Cr鋼及び17-4PH鋼である。これら供試材の化学成分及び機械的性質をTable6-2に示す。また、同時にそれら供試材のミクロ組織をFig.6-4に示す。タービン材料に使用される材料であり高い強度が要求されるため、少しずつの違いはあるもののいずれも焼戻しマルテンサイト組織を呈している。このうち、円板材とロータ材を比較すると、後者では均質な焼戻しマルテンサイトであるのに対し、前者では一部に白く見えるトルースタイトが見られ、焼戻し温度がやや低いことを示している。動翼材では12Cr鋼が焼戻しマルテンサイト組織であるが、17-4PH鋼は残留オーステナイトがかなりあり、強度が高くかつ靱性も高い特徴を有している。

**Table 6-2 Chemical compositions and mechanical properties of materials subjected to laboratory experiments**

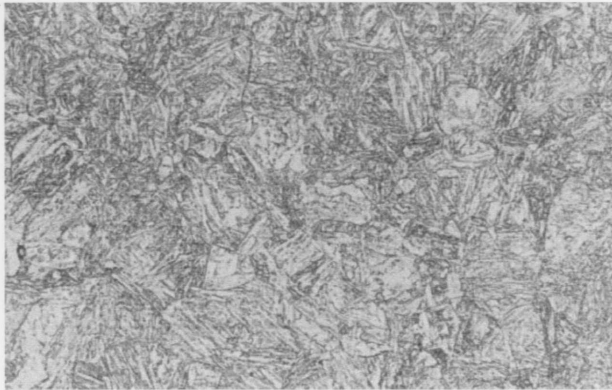
	Chemical Composition mass %											YS	TS	EI	RA
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu	Nb+Ta	MPa	MPa	%	%
Disc	0.26	0.07	0.30	0.005	0.002	3.30	1.54	0.35	0.09	—	—	952	1043	20	71
Rotor	0.25	0.04	0.27	0.004	0.006	3.63	1.75	0.43	0.12	—	—	652	754	29	76
Blade 1 (12Cr)	0.15	0.50	0.54	0.021	0.001	0.45	11.62	0.38	—	0.11	—	660	815	24	70
Blade 2 (17-4PH)	0.055	0.31	0.46	0.021	0.001	4.43	15.55	—	—	3.43	0.30	746	1027	21	65



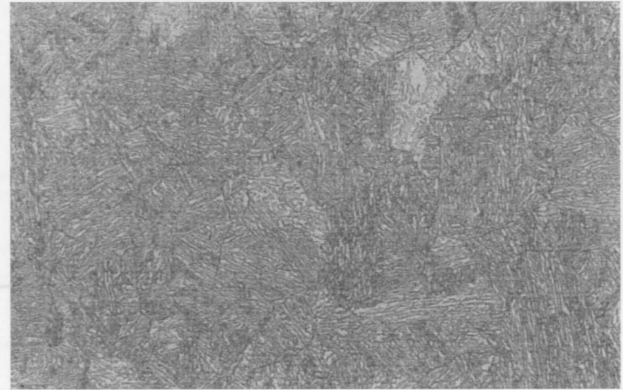
disc



rotor



12Cr



17-4PH

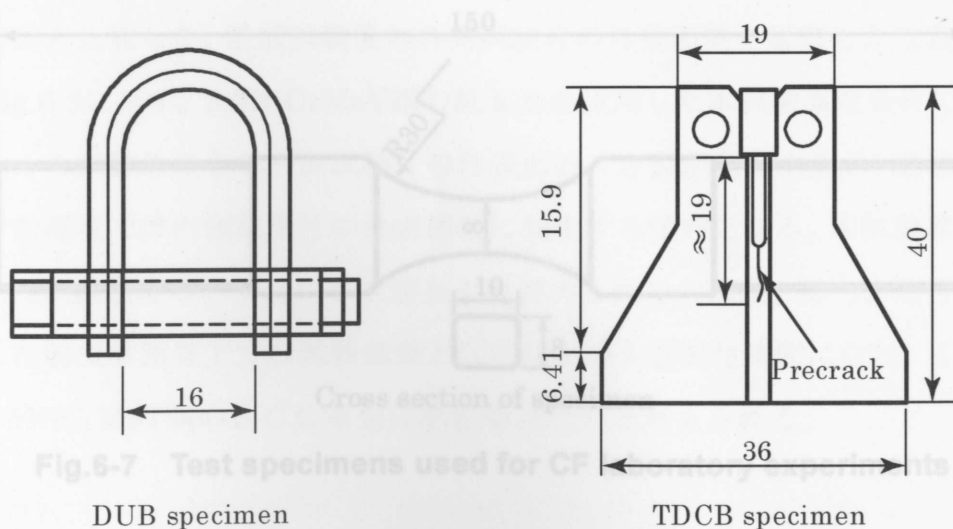
20μm

Fig.4 Microstructure of test specimens

### 6.3.2 試験要領

実験室では2種類の試験を実施した。SCC試験と腐食疲労試験である。

SCC試験に使用した試験片は寸法形状をFig.6-5に示すが、発生用として定性的なき裂発生を観察するDUB試験片を、またき裂進展用の試験片として応力拡大係数がき裂進展とともにほとんど低下しないTDCB試験片の2つを使用した。



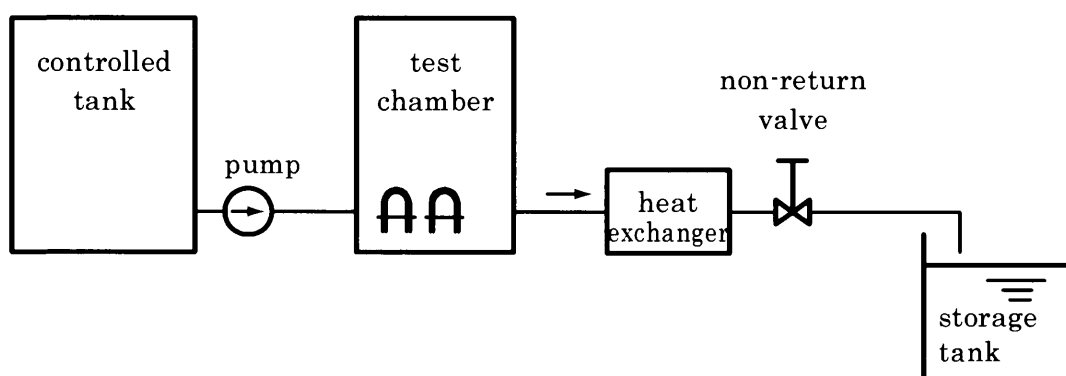
DUB specimen

TDCB specimen

Fig.6-5 Test specimens used for SCC laboratory experiments

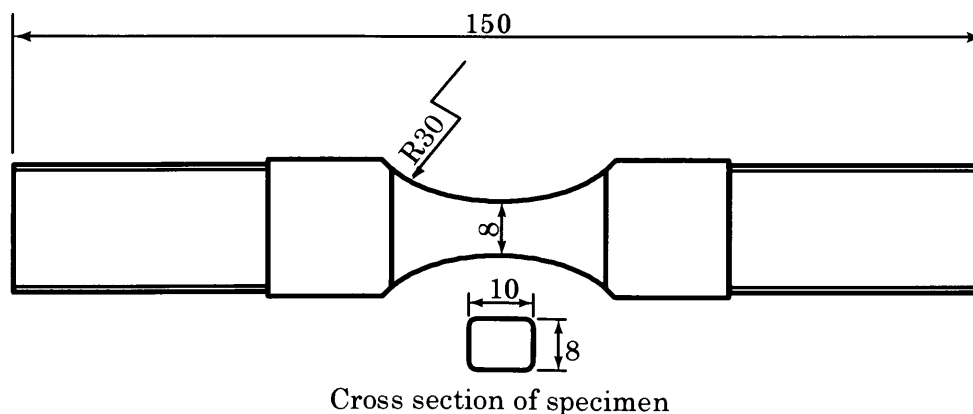
試験水はE T Aを1ppm含有するとともに、E T Aの分解を考慮して予想される10倍の濃度の有機酸（酢酸及び蟻酸）を添加した。以下この試験水をE T A水と呼ぶ。

試験装置にはFig.6-6に示す貫流型オートクレーブを使用して、試験温度403KでS C C試験を実施した。試験水は調整タンクで調整した。多数の試験片を使用したことから、バッチ的に試験片を取り出し、観察・測定した後、再度浸漬する方法を採用した。観察・測定する間隔は約2000から4000 hとして、最長約8000 hの浸漬を実施した。



**Fig.6-6 Test facilities used for SCC laboratory experiments**

腐食疲労試験に使用した試験片の寸法形状をFig.6-7に示す。試験片の断面は動翼翼根形状を考慮して角形のものを使用した。試験機はFig.6-8に示す引張・圧縮型のものであり、平均応力を±0MPaとし、実験室で通常求められるよりも1桁多い $10^8$ サイクル強度を求めることにした。



**Fig.6-7 Test specimens used for CF laboratory experiments**

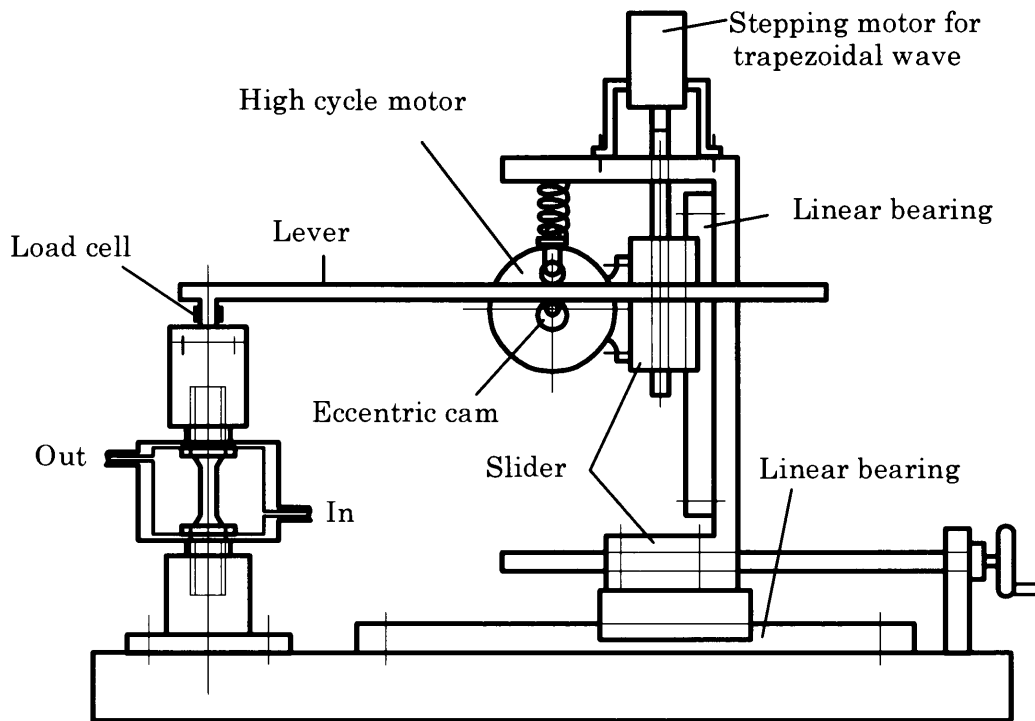


Fig.6-8 Test apparatus used for CF laboratory experiments

試験環境はFig.6-6と同様であるが、オートクレーブの位置に試験部分が相当しており、試験温度は403K、脱気水中とE T A水中の2環境で試験を実施し、結果を比較した。

### 6.3.3 試験結果及び考察

#### (1) S C C発生試験結果

D U B試験片を用いて8000hの浸漬試験を実施した。この結果を同じ材料・同一温度で実施した先行試験<sup>4)</sup>の脱気雰囲気下でき裂が発生しなかった最長時間のものと比較した。浸漬試験後の外側試験片の外表面側を観察した代表的な結果をFig.6-9に示す。3.5NiCrMoV鋼の脱気水を使用した本試験温度条件では、二重になった試験片のうち外側試験片の外表面側にき裂が発生するが、酸性のホウ酸を含む環境では内側試験片の外表面側に発生する傾向となる。本試験環境では外側・内側試験片のいずれにもき裂発生は認められなかった。即ち、先行試験で実施した脱気雰囲気下での試験結果と同等以上のき裂発生時間になり、E T A注入は3.5NiCrMoV鋼のS C C発生に悪影響はないと考えられる。

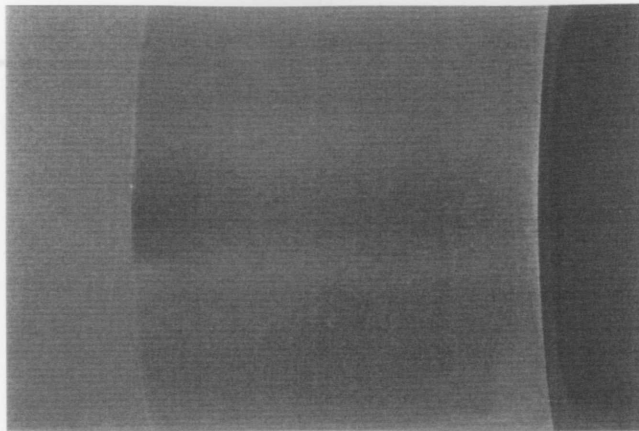


Fig.6-9 General view of outer DUB specimen after 8000 hours exposure

(2) SCC進展試験結果

SCC発生試験と同様8000hの浸漬試験を実施した。この結果を同じ材料・同一温度で実施した先行試験<sup>4)</sup>の脱気雰囲気下でのき裂進展速度と比較した。TDCB試験片を用いた試験結果をFig.6-10に示すが、き裂の進展量としては非常に小さく、この試験結果から求められたき裂進展速度は $10^{-4}$ mm/h程度であり、Fig.6-11に示すように脱気水中のそれと比べても遅いことが明らかである。従って、この試験時間内で得られた結果からはETA注入が3.5NiCrMoV鋼のSCCの進展に悪影響は与えないと考えられる。

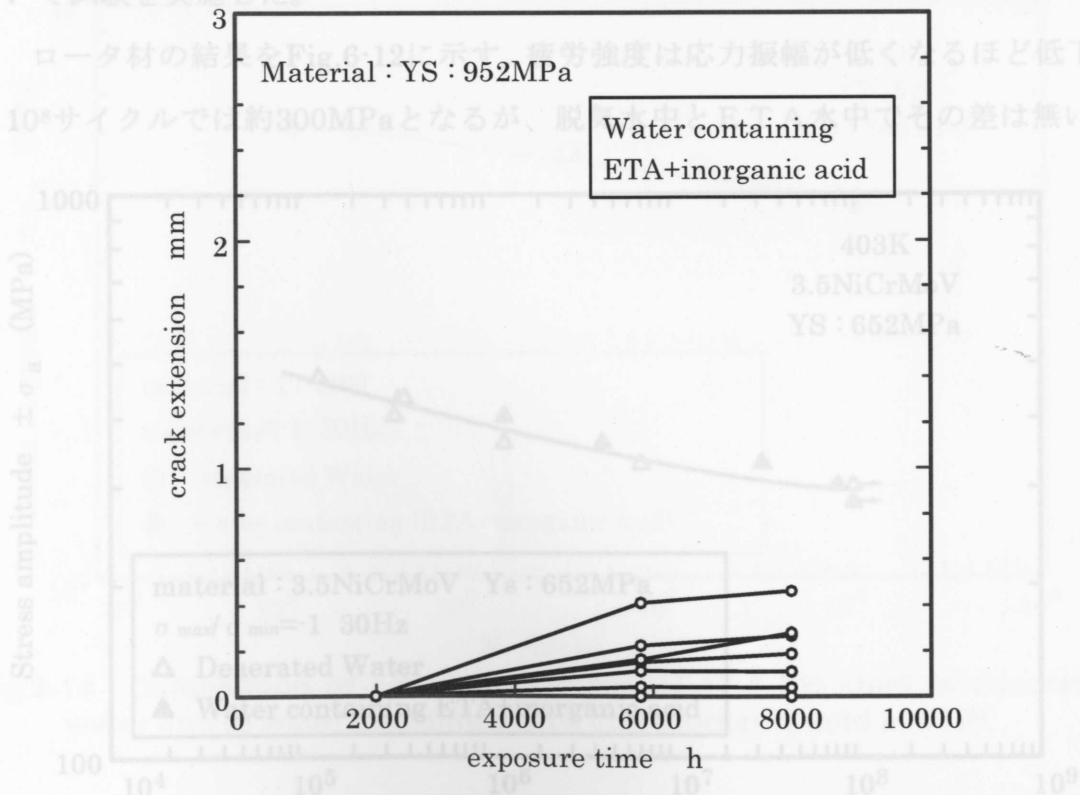
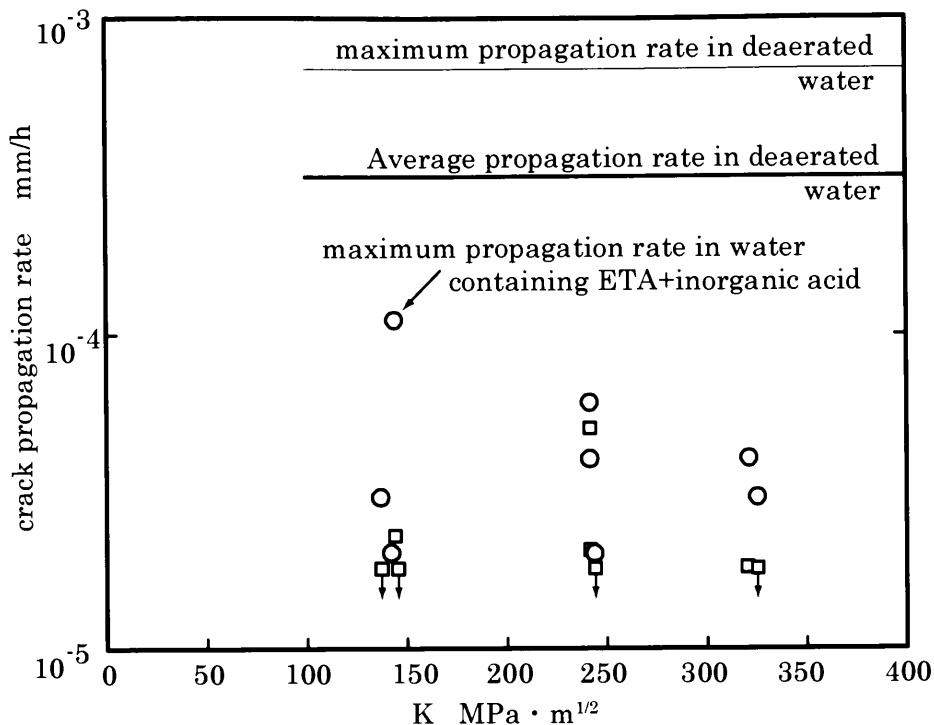


Fig.6-10 Crack extension in specimens in deaerated water containing ETA and inorganic acid (obtained through laboratory experiments)

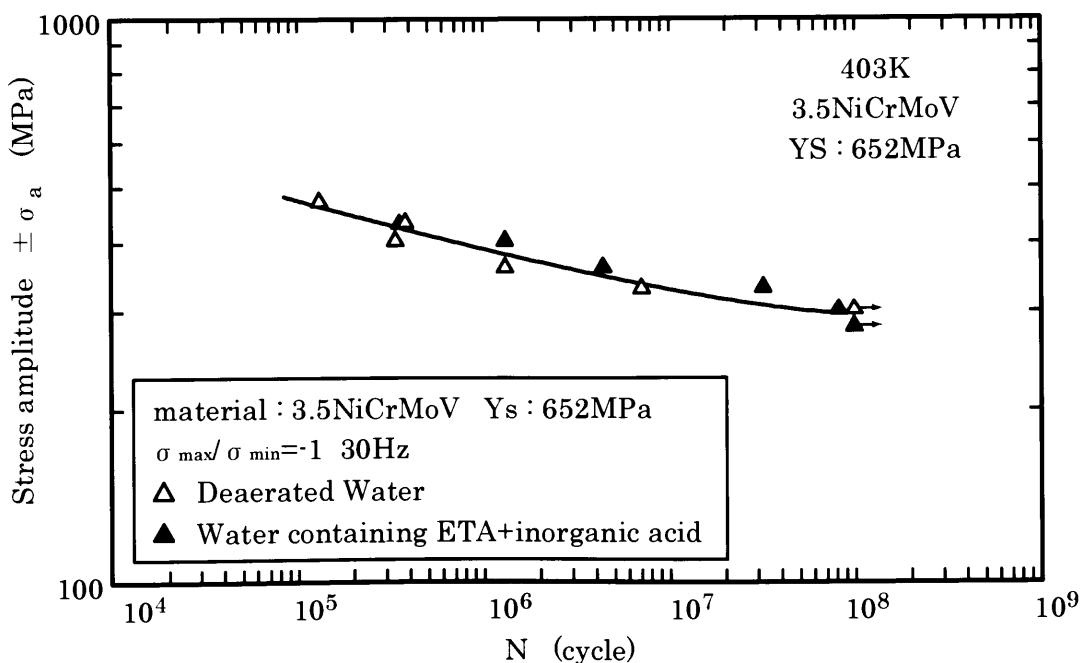


**Fig.6-11 SCC propagation rate for specimens in deaerated water containing ETA and inorganic acid (obtained through laboratory experiments)**

(3) 腐食疲労試験結果

腐食疲労試験はロータ材、動翼材の12Cr鋼、17-4PH鋼の3種類の供試材について試験を実施した。

ロータ材の結果をFig.6-12に示す。疲労強度は応力振幅が低くなるほど低下し、 $10^8$ サイクルでは約300MPaとなるが、脱気水中とETA水中でその差は無い。



**Fig.6-12 Comparison of corrosion fatigue of rotor material in deaerated water and in water containing ETA and inorganic acid at 403K**

同様に動翼材の12Cr鋼及び17-4PH鋼の結果をそれぞれFig.6-13及びFig.6-14に示す。10<sup>8</sup>サイクル強度はそれぞれ約400MPa、約500MPaであり、ロータ材と同様脱気水中とETA水中でその差は無い。

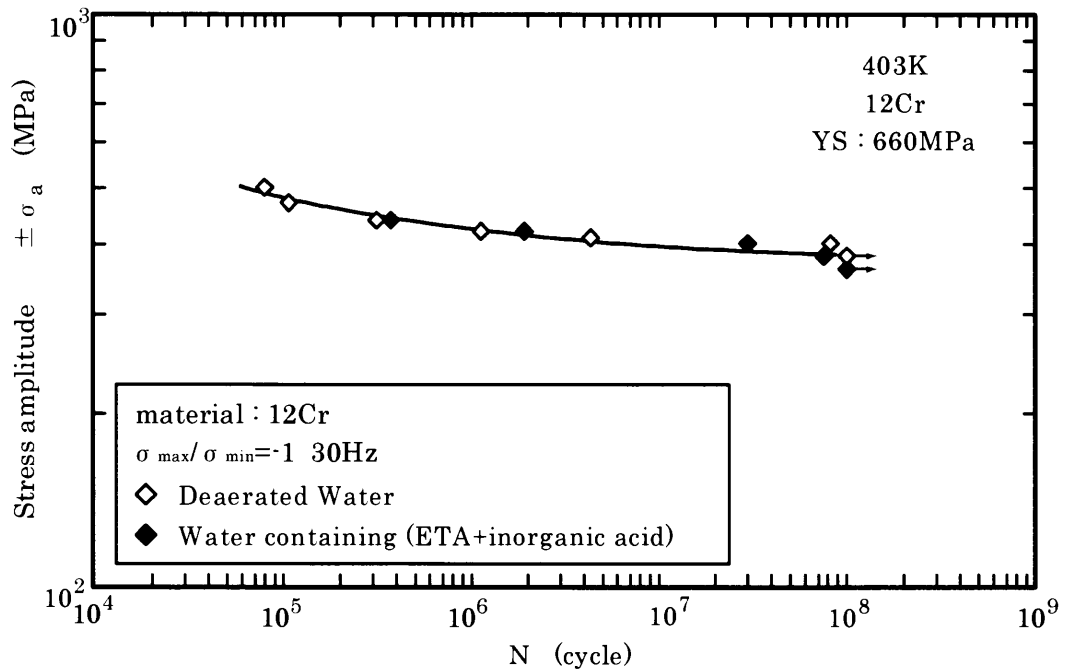


Fig.6-13 Comparison of corrosion fatigue of 12Cr steel in deaerated water and in water containing ETA and inorganic acid at 403K

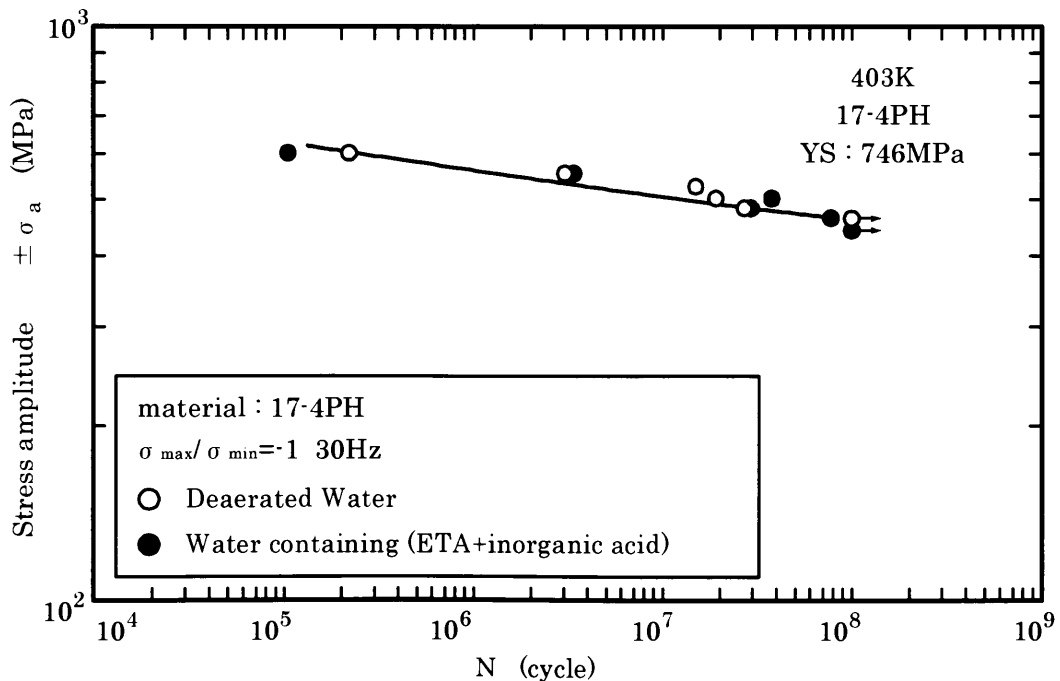


Fig.6-14 Comparison of corrosion fatigue of 17-4 PH steel in deaerated water and in water containing ETA and inorganic acid at 403K

上記の結果から、ETA注入が3.5NiCrMoV鋼の腐食疲労に悪影響を及ぼさないと考えられる。

## 6.4 実機での試験結果

実機での試験としては特に新たに追加して実施したわけではないが、実機内でSCC用の複数の試験片<sup>5)</sup>があるため、それらを利用して観察を進めた。また、この試験片自体は低圧タービンケーシングを開放しないと観察できないため、ETA注入開始時期に合っていないが、急速な変化があれば明確にわかると判断した。なお、腐食疲労試験は特に必要ないと判断し実施しなかった。

### 6.4.1 実機検討に使用した供試材と試験片

供試材は真空炭素脱酸法になる前のSi脱酸法で製造された円板相当材で0.2%耐力(0.2% offset strength)が813MPaの3.5NiCrMoV鋼である。

試験片はSCC発生用としてDUB試験片が、進展速度測定用としてTDCB試験片の他、PCC T試験片を合わせて挿入している。挿入試験片のアレンジの例をFig.6-15に示す。

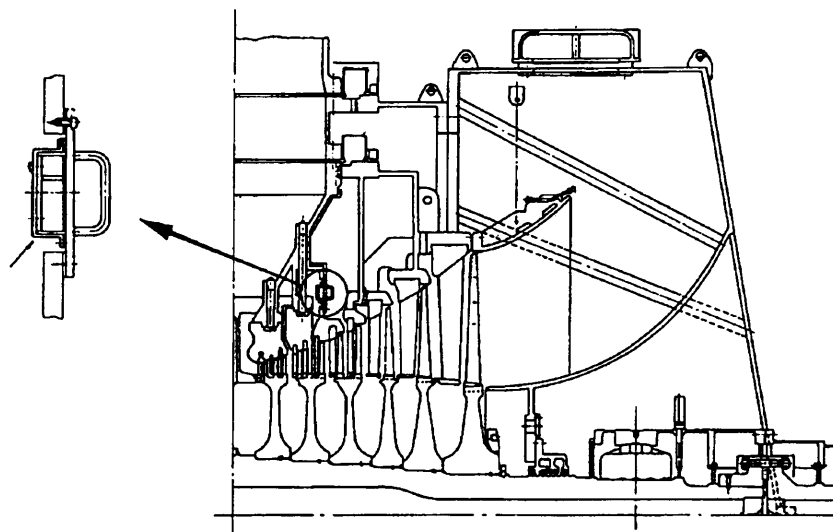


Fig.6-15 Sample location of test capsule in LP turbine

### 6.4.2 実機での環境条件及び試験要領

実機で運転に支障がない試験片の挿入可能な位置は、Fig.6-15に示す抽気孔であり、湿り域となっていて温度ができるだけ高い部位を選定した。ここに挿入した試験片のアレンジ例をFig.6-16に示す。このカプセルをFig.6-15に示す位置にボルト止めし、かつ脱落防止のため溶接により廻り止めしている。このカプセルを当該低圧タービンが開放されるときに取り外し、調査した。低圧タービンは定検ごとに開放されるわけではないので、ETA注入前に必ずしも調査されるわけではない。



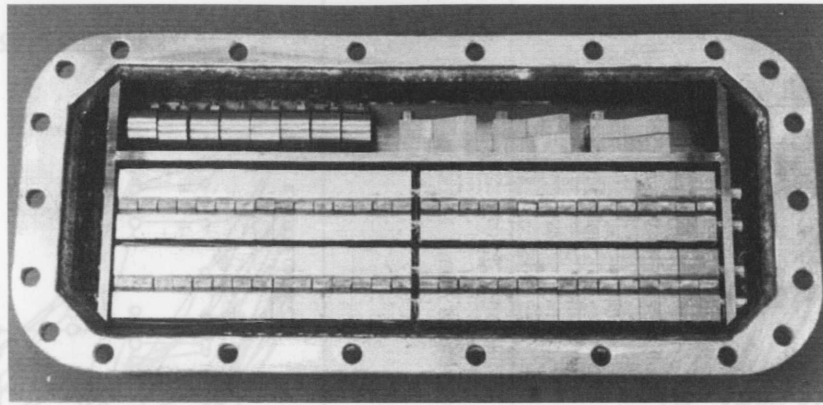


Fig.6-16 Sample arrangement of specimens

### 6.4.3 試験結果及び考察

E T A注入前より試験片を挿入しており、E T A注入後にS C Cのき裂が新たに発生した試験片はない。次に、き裂進展についてはE T A注入する前から試験片を挿入しているユニット例は2つあり、き裂進展状況をFig.6-17に示す（供試材の化学成分及び機械的性質をTable6-3に示す）。図中には2次系の水処理の変遷も併示した。各時点でのき裂進展速度を算出し整理したのがFig.6-18である。この図で、E T A注入期間での調査は、最近のものだけであるが、き裂進展速度が変化した兆候は特に認められない。従って、E T A注入が円板材・ロータ材である3.5NiCrMoV鋼のS C Cに影響を与えることはない判断される。

Table6-3 Chemical compositions and mechanical properties subjected to field experiments

chemical composition mass %									YS	TS	EI	RA	FATT	vERT
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	MPa	MPa	%	%	K	J
0.24	0.20	0.35	0.012	0.013	3.84	1.84	0.43	0.12	813	940	11.8	30.9	303	59

このことは、Fig.6-19に403Kでの分極曲線を示すように、403Kの脱気水（pH<sub>T</sub>5.9）からアンモニア添加でアルカリ側にしてpH<sub>T</sub>7にしても、曲線自体はほとんど変化がないことから理解される。

また、カプセルに付着したスケールの水溶性成分の分析結果をTable6-4に示すが、水処理が変化してもそれらにほとんど変化はなく、E T A注入が2次系の低圧タービン部材のS C C感受性に及ぼす影響はほとんどないものと考えられる。

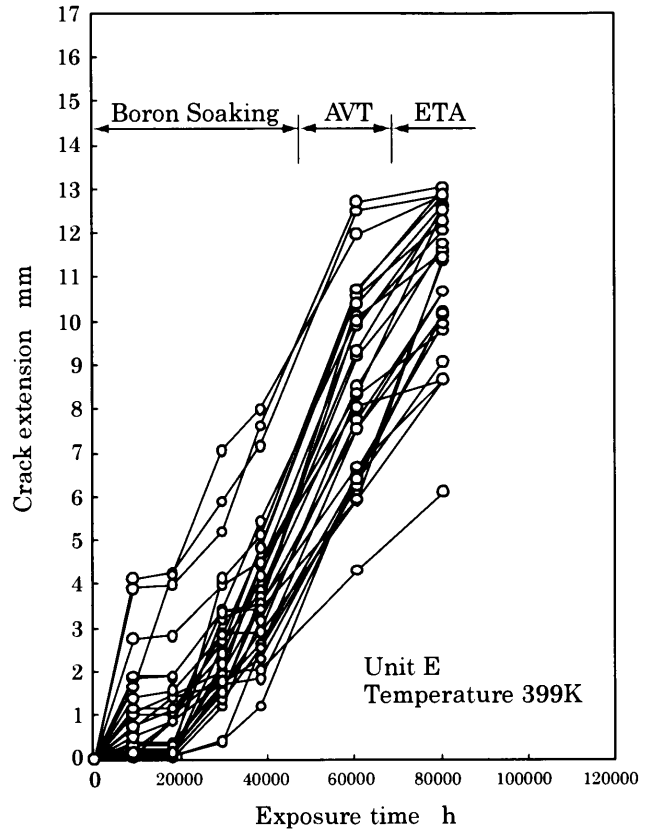
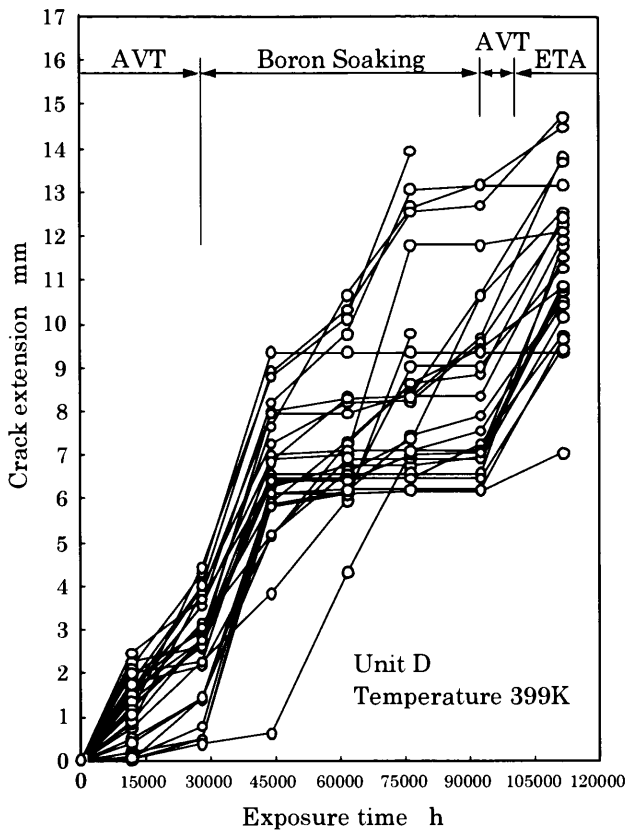


Fig.6-17 Examples of crack extension

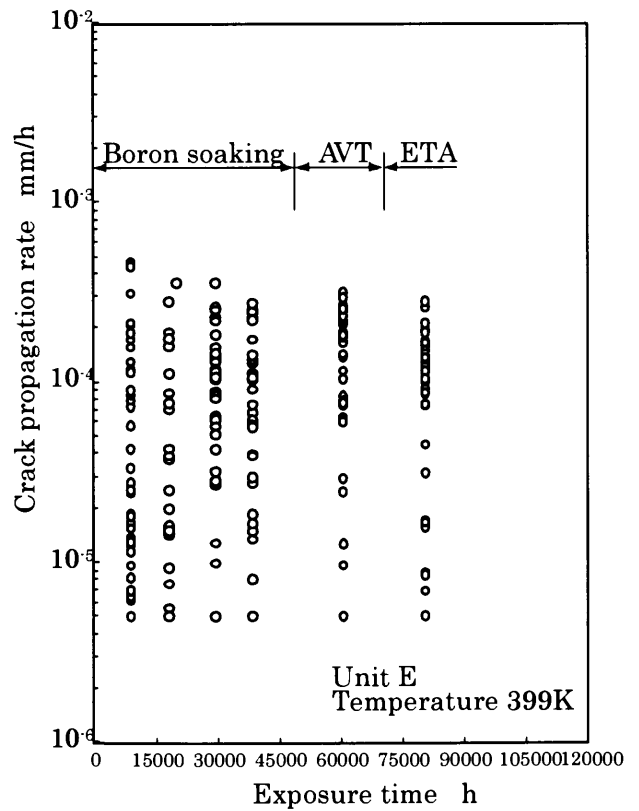
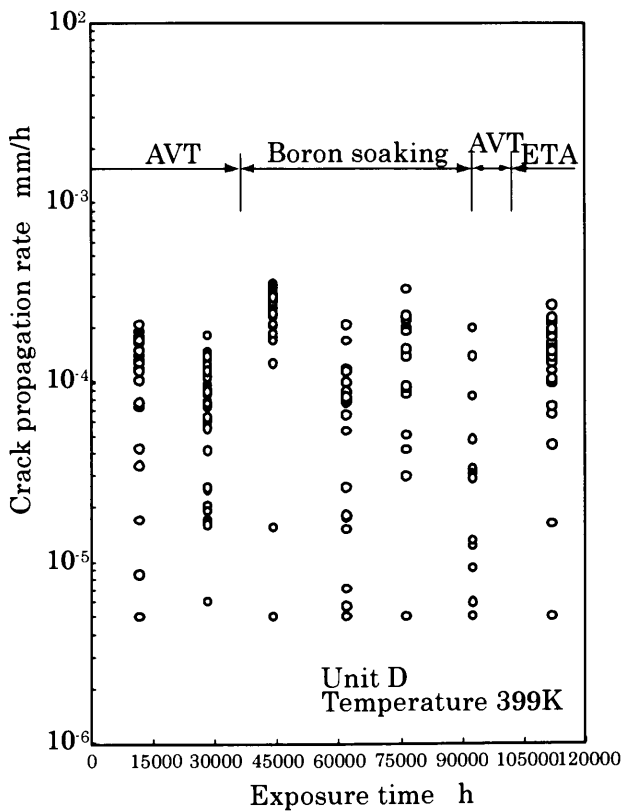


Fig.6-18 Change in crack propagation rate due to water treatment

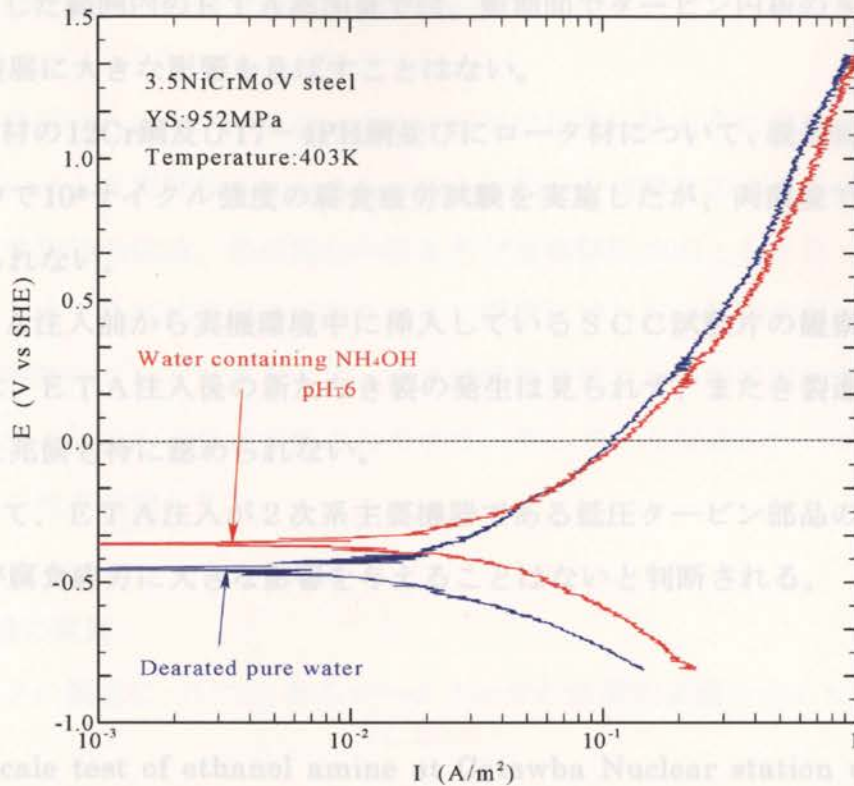


Fig.6-19 Polarization curves of 3.5NiCrMoV steel measured at pH<sub>403K</sub> 5.9 (neutral) and pH<sub>403K</sub> 6

Table 6-4 Water solubles in scale sampled from capsule (2 units)

	AVT~ETA treatment	AVT	Boron soaking
pH	6.2~6.4	5.8~6.1	5.6~7.1
Na	< 0.01	< 0.01	< 0.01
Cl	< 0.01	< 0.01	< 0.01
SO <sub>4</sub>	~0.05	< 0.02	~0.03

## 6.5 まとめ

蒸気発生器2次系のスラッジ堆積を防止するためには、給水鉄の持ち込みを制限する水処理方法としてETAがあり、これを添加する前に2次系主要機器に与える影響のないことを確認することとなった。対象として検討したのは、湿り域で強度の高い低圧タービン円板に発生する可能性のある応力腐食割れならびに動翼取り付け部での腐食疲労である。短期的には実験室で、また長期的な検討が必要なSCCでは実機雰囲気下で、実機に使用されている円板相当材を使用してETA処理がそれら部材に与える影響を検討し、以下の結論を得た。

- (1) 試験した範囲内のE T A添加量では、短期間でタービン円板のS C Cの発生及び進展に大きな影響を及ぼすことはない。
- (2) 動翼材の12Cr鋼及び17-4PH鋼並びにロータ材について、脱気純水中とE T A水中で $10^8$ サイクル強度の腐食疲労試験を実施したが、両環境で有意な差は認められない。
- (3) E T A注入前から実機環境中に挿入しているS C C試験片の観察範囲内の結果では、E T A注入後の新たなき裂の発生は見られず、またき裂進展速度が変化した兆候も特に認められない。
- (4) 従って、E T A注入が2次系主要機器である低圧タービン部品のS C C感受性及び腐食疲労に大きな影響を与えることはないと判断される。

#### 参考文献

- 1) "Full-scale test of ethanol amine at Catawba Nuclear station unit 1 and 2" EPRI TR-103042, (September 1993)
- 2) Hitomi Itoh, Takashi Momoo, ICON9- (2001)
- 3) R. Gilbert, "Chemical behavior of Morpholine in the steam-water cycle of a CANDU-PHW nuclear power plant", CNS 10<sup>th</sup> Annual Conference 1989 (1989)
- 4) Hitomi Itoh, Takashi Momoo, "Monitoring of the effect of boron soaking on SCC in 3.5NiCrMoV turbine disc steel over a 12-year period", ICON9-8114 (2000)
- 5) Hitomi Itoh, Takashi Momoo, "SCC susceptibility of 3.5NiCrMoV steel in an actual low-pressure turbine environment", ICON9-8113 (2000)

## 第7章 3.5NiCrMoV鋼の製造の変遷と耐SCC性の向上

### 7.1 緒言

大容量の低圧タービンロータは、1970年代初期以降大きな変革をとげ続けてきた。この変化は、大型回転体であることから回転中の破壊を防止する観点から、特に中心部分の介在物の低減、焼戻脆化の防止及び破壊靱性の向上を目指したものであった。同時に1970年代後半に起きたSCC問題に対して、構造対策から大型化が進められた。同時にSCC対策として、金属組織的な観点からの検討も進められ、最新のロータではそれらの成果が反映されてきた。そこで、大型低圧タービンロータの変遷と耐SCC性を検討した。

### 7.2 ロータ製造の変遷

大型ロータの製造について、あるロータメーカーの技術的変遷を示したものがFig.7-1である。

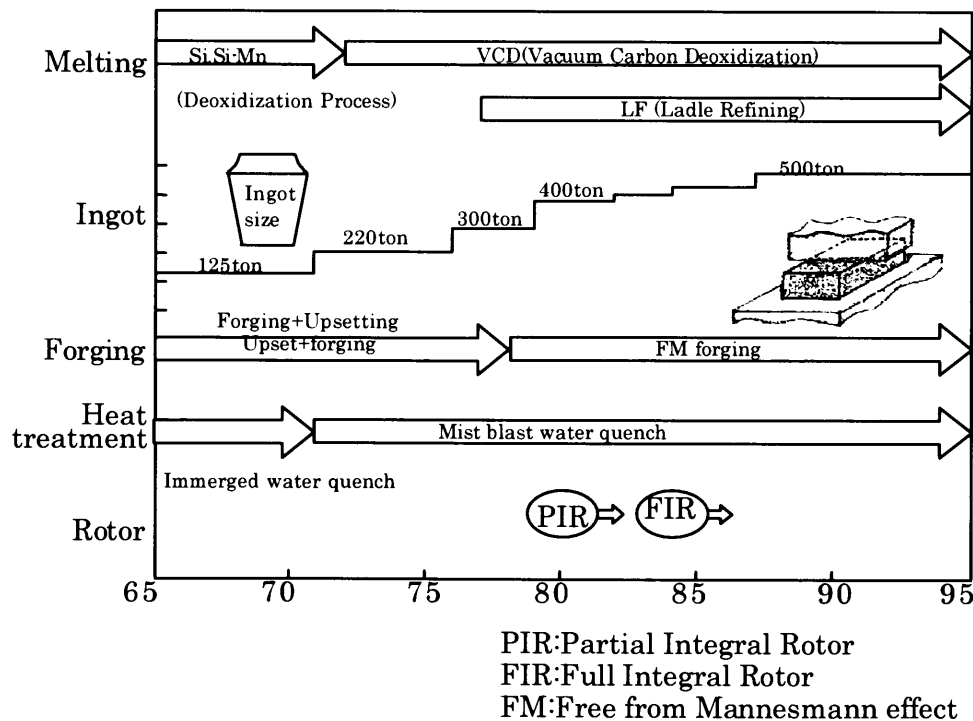


Fig.7-1 Change in the manufacture of 3.5NiCrMoV steel

#### 7.2.1 製鋼法

製鋼法では1970年代初期にそれまでのフェロシリコンあるいはフェロシリコンマンガンによるSi脱酸から、真空装置の大型高性能化による真空カーボン脱

酸に移行した。この脱酸後の真空造塊を合わせた結果として、脱酸時に添加物をほとんど入れずに済むため、溶鋼が清浄に保たれる端緒となった。Fig.7-2には3.5NiCrMoV鋼のSi量の変遷を示す。同時にSi量が低減させることが可能になったため、焼戻し脆性<sup>1)</sup>に対する感受性を低くすることができ、焼戻し時の脆化をごくわずかに押さえることとなった。

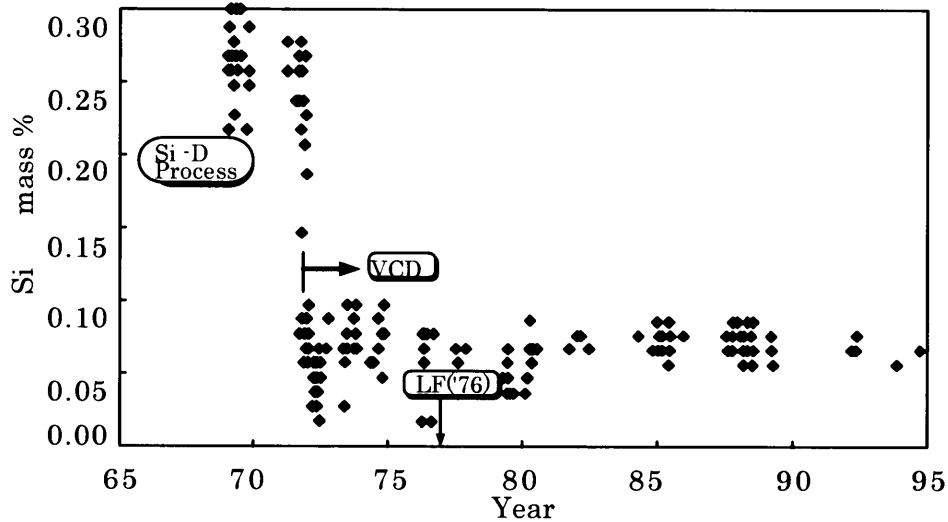


Fig.7-2 Change in Si content of 3.5% NiCrMoV steel

また、精練法として1970年代半ばにとりべ精練が急速に発達した。このことにより、微量不純物をさらに低くすることとなった。偏析する元素の内、重要なものとしてはSとPがあり、この両者を精練で取り除くには異なったスラグ条件が必要であり、前者では塩基性に、後者では酸性にする必要がある。とりべ精練法の採用により、電気炉で脱燐を、とりべで脱硫を別々に異なったスラグ条件を作り出すことが可能となり、鋼材の高純化が進められた。特に中心部偏析に影響するSについては、このとりべ精練により0.003%程度以下に低くすることができ、その結果がFig.7-3に示される。Sの場合、非金属介在物として硫化物の形態で析出するが、この程度の量では無視できる程度になる。Pについては、焼戻し時の脆化に影響するが、Fig.7-4に示すように0.005%程度に低く保たれている。この程度にまで低くすることにより、使用中の温度が600K程度にしかならない低圧タービンロータでは、製造時だけの脆化だけを考えればよいが、その脱化程度はほとんど無視できる程度である。

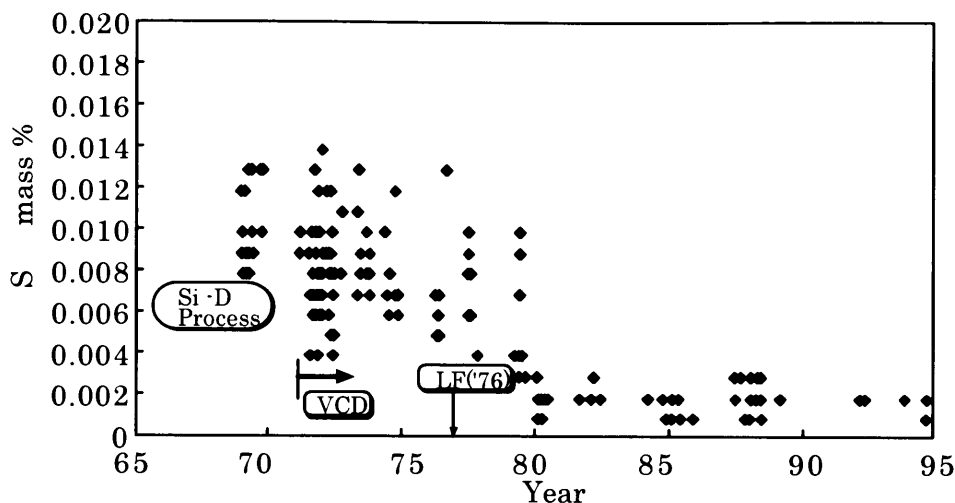


Fig.7-3 Change in S content of 3.5NiCrMoV steel

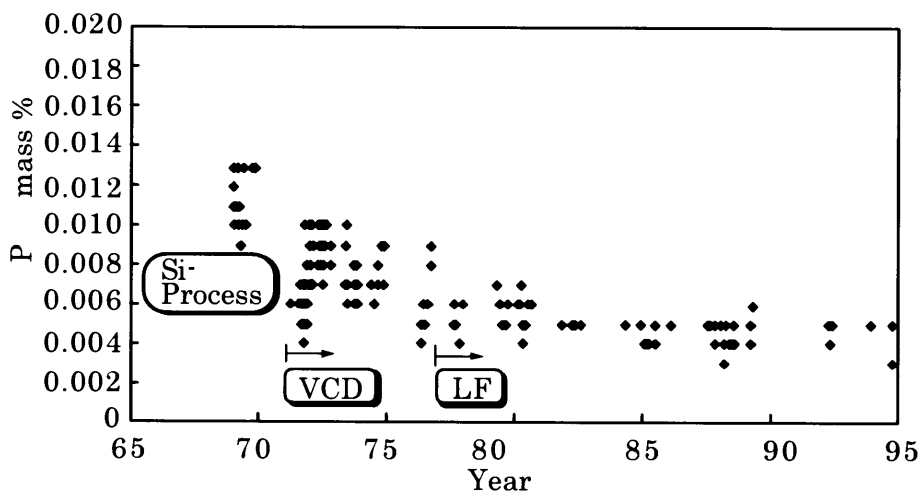


Fig.7-4 Change in P content of 3.5NiCrMoV steel

なお、焼戻し脆性に影響する成分としては、As、Sb等があるが、これらはいずれも精練が困難であるため原料を精選することで対応している。

## 7.2.2 造塊

インゴットサイズについては、階段状に大きくなっており、このことにより一体ロータを製造できるようになった。このインゴットサイズ的大型化により、ロータの形状はFig.7-5に示すように円板を無くすことが可能になった。このことにより、円板とロータのつなぐキーが構造上不要となり、キー溝及び円板中心孔からのSCC発生を防止することが可能になった。

### 7.2.3 鍛造

鋼塊が大型化するに伴い、鍛造技術の向上が求められる。効果的な鍛造が要求され、そのために効果的な鍛造法、例えば一連の鋼塊内部での欠陥の除去、超音波透過性のよい鋼塊が得られてきた。

### 7.2.4 熱処理

熱処理は1970年代の中期から、噴霧冷却が採用されているが、これに代わる冷却速度を得る方法が開発されていないというよりも、むしろ理論的には熱伝達をこれ以上大きくしても鋼塊の冷却速度は速くならないことによる。Fig.7-6については本鋼のCCTを示す。中心部まで均質な組織が得られている。

強度が要求されるわけ、脆性の関係を示すように脆性は向かい、たロータとなっている。ただし、胴体は強度を低く、軸部はSCCに関係しないため、高い強度が要求される。このため、近年では軸部だけ焼戻し条件を変えて、軸部を強化したロータが製造されるようになってきている。得られた軸部を強化したロータの性質を中心部、外周部についてそれぞれFig.7-8及び9に示す。3本のロータを1つの図中に示すが、3本のロータの性質は差が無く、安定した性質を示している。

ii. 軸部は強度は安定しており、遷移領域で、FATは中心部であっても

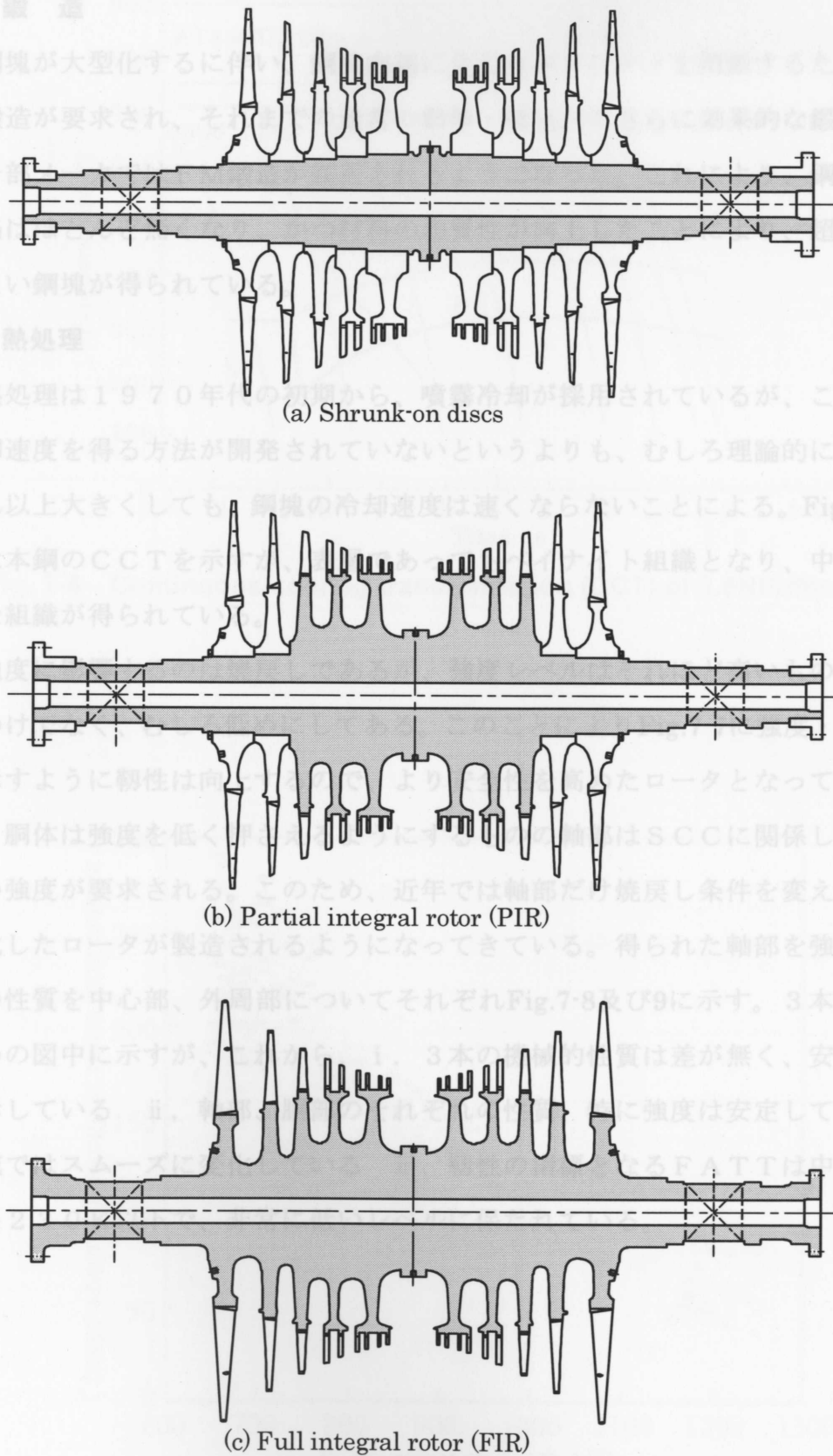


Fig.7-5 Rotor improvement



### 7.2.3 鍛 造

鋼塊が大型化するに伴い、鋼塊内部に生じるポロシティを閉鎖するため、効果的な鍛造が要求され、それまでの通常の鍛伸・据込からさらに効果的な鍛造法、例えば一部メーカーではFM鍛造が採用されるようになった。これにより、鋼塊内部での欠陥はほとんど無くなり、かつ材料の均質性が向上したことにより、超音波透過性のよい鋼塊が得られている。

### 7.2.4 熱処理

熱処理は1970年代の初期から、噴霧冷却が採用されているが、これに代わる冷却速度を得る方法が開発されていないというよりも、むしろ理論的には熱伝達をこれ以上大きくしても、鋼塊の冷却速度は速くならないことによる。Fig.7-6については本鋼のCCTを示すが、表層であってもベイナイト組織となり、中心部まで均質な組織が得られている。

強度に影響するのは焼戻しであるが、強度レベルはそれほど高いものが要求されるわけではなく、むしろ低めにしてある。このことによりFig.7-7に強度・靱性の関係を示すように靱性は向上するので、より安全性を高めたロータとなっている。ただし、胴体は強度を低く押さえるようにするものの軸部はSCCに関係しないため、高い強度が要求される。このため、近年では軸部だけ焼戻し条件を変えて、軸部を強化したロータが製造されるようになってきている。得られた軸部を強化したロータの性質を中心部、外周部についてそれぞれFig.7-8及び9に示す。3本のロータを1つの図中に示すが、これから、i. 3本の機械的性質は差が無く、安定した性質を示している ii. 軸部、胴部のそれぞれの性質、特に強度は安定しており、遷移領域ではスムーズに変化している iii. 靱性の指標となるFAT Tは中心部であっても230K以下で、非常に低いレベルに保たれている。

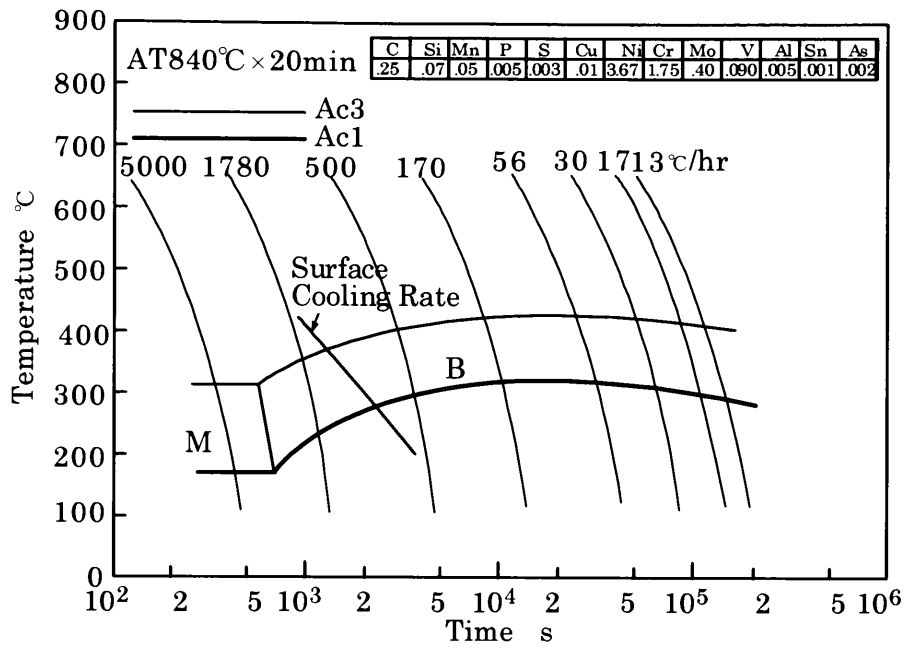


Fig. 7-6 Continuous cooling transformation (CCT) of 3.5NiCrMoV steel

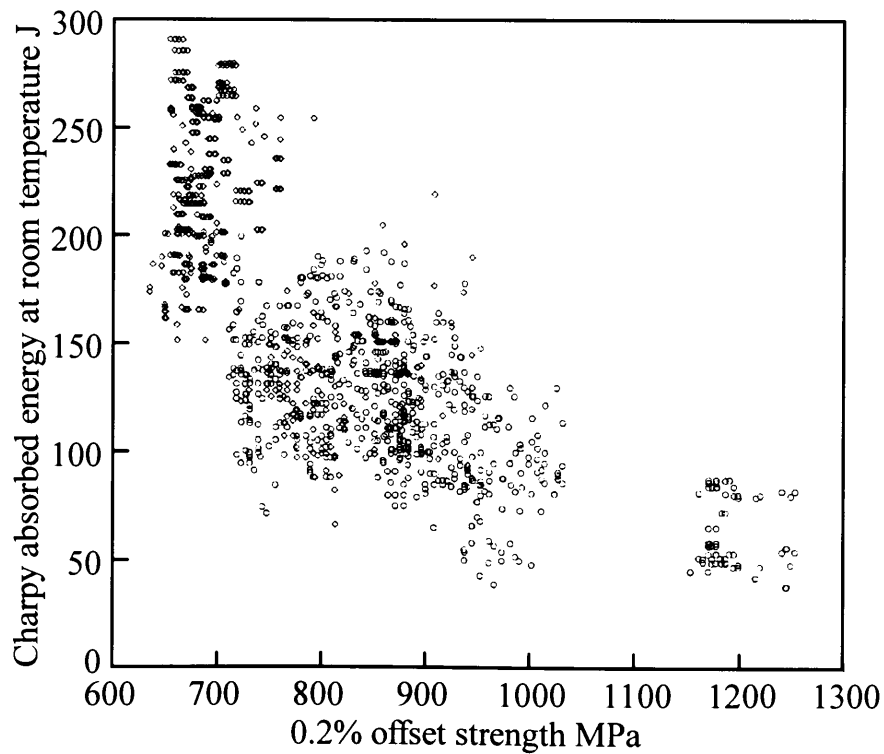


Fig.7-7 Relationship of 0.2% offset strength and Charpy absorbed energy in 3.5NiCrMoV steel

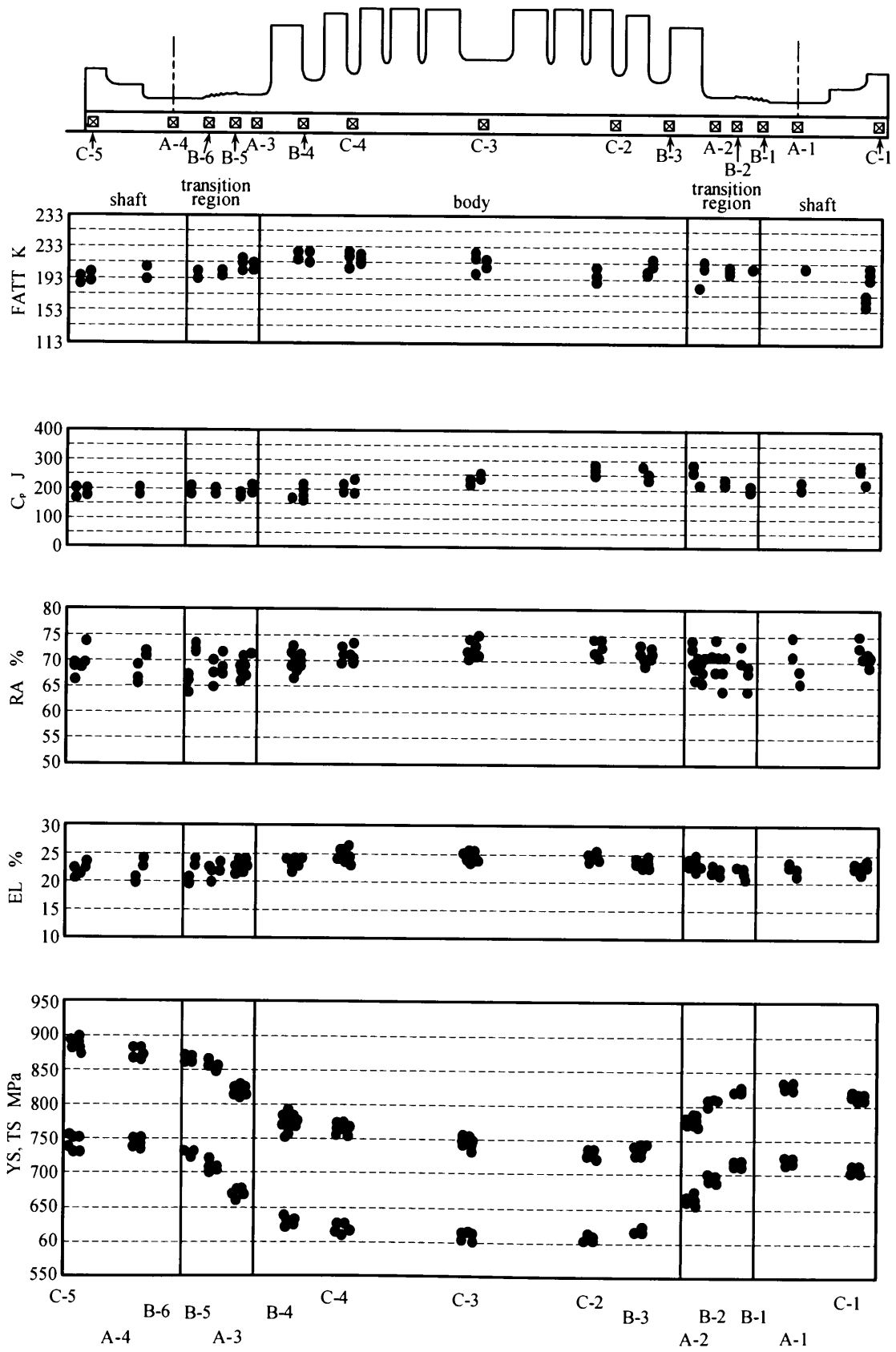


Fig.7-8 Examples of mechanical properties of FIR center core

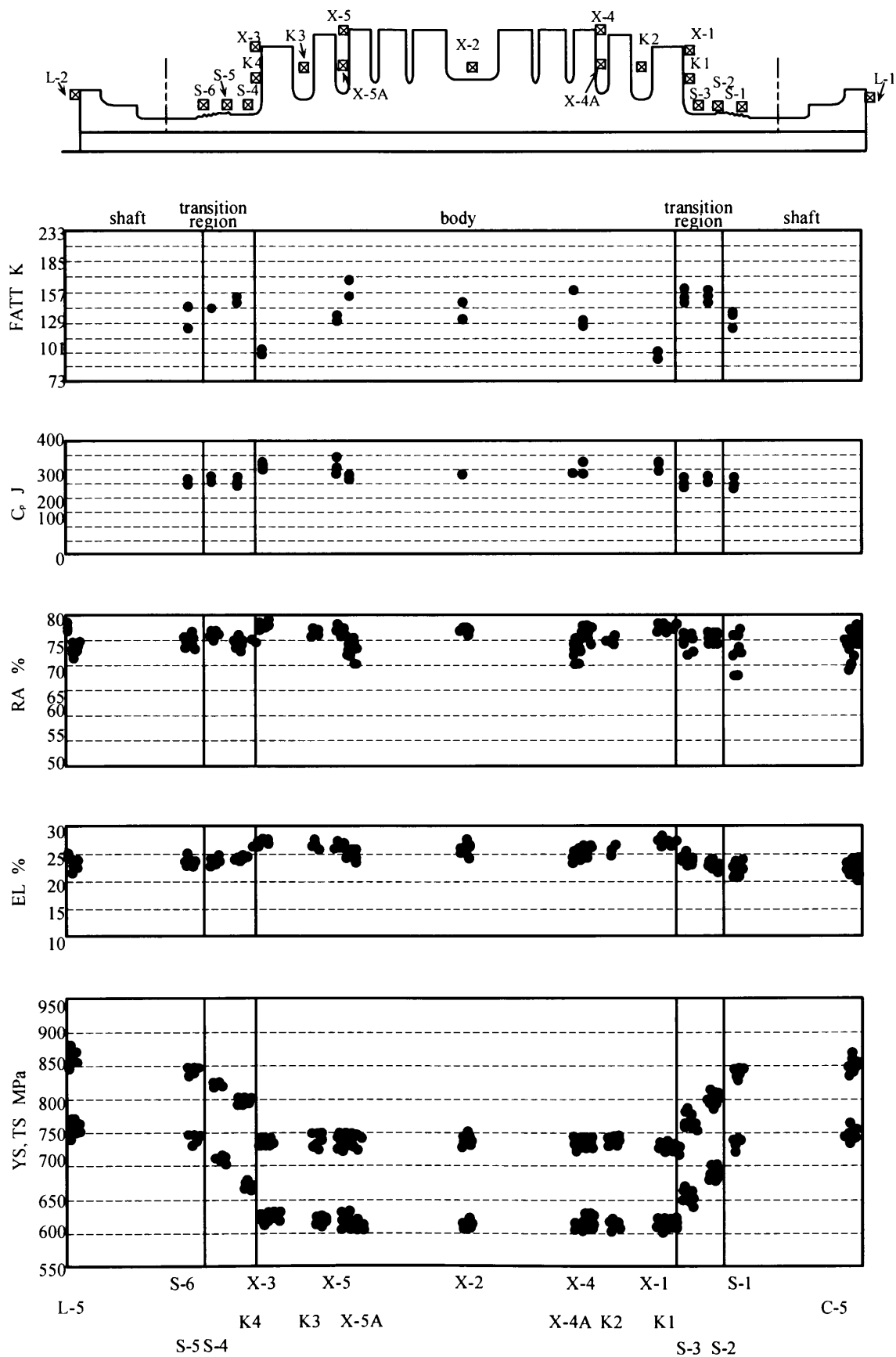


Fig.7-9 Examples of mechanical properties of outer FIR surface

### 7.3 SCC感受性の検討

#### 7.3.1 SCCのプロセス

低圧タービン円板に見られるSCCは雰囲気として特異な腐食性成分が必要ではなく、純水中で発生することが明らかとなっている。そこで、実験室での試験により再現した応力腐食割れの例をFig.7-10に示す。割れ自体は腐食ピットを基点として発生していることが確認された。同図は割れを明確にするため、ブランクレプリカで清掃している。そこで、起点を明確にするため、別試料で割れを確認した結果をFig.7-11に示す。これから、起点となる腐食ピットには介在物が見られることが明らかとなった。そこで、同一の腐食ピットを継続的に観察することとし、403Kの脱気純水中での浸漬試験を10000 hまで実施した結果をFig.7-12に示す。腐食ピットを起点として、応力腐食割れが発生することが確認された。このことから、3.5NiCrMoV鋼の応力腐食割れのプロセスを推定した結果をFig.7-13に示す。即ち、腐食ピットが発生し、成長したのち、限界ピット寸法に到達してき裂になる過程を経る。



Fig.7-10 Microcracks from corrosion pit after cleaning

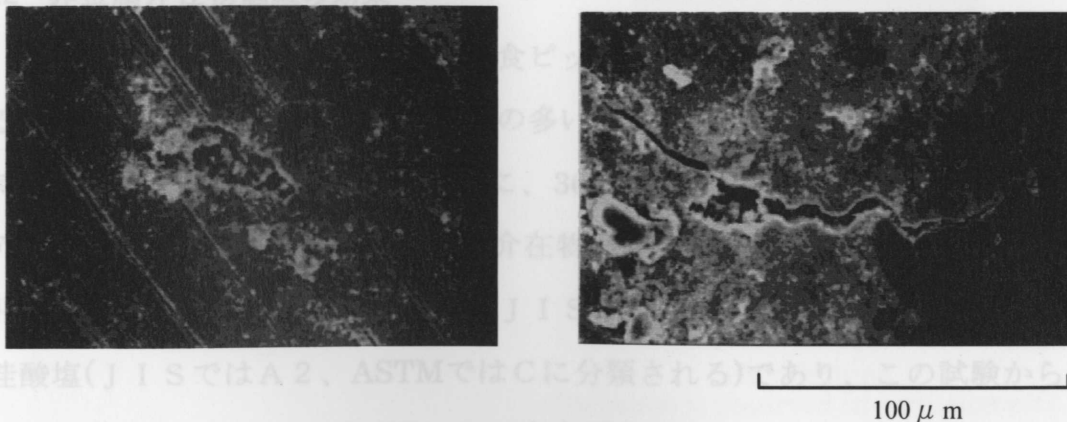


Fig.7-11 Inclusions in corrosion pit observed at the origins of the stress corrosion crack

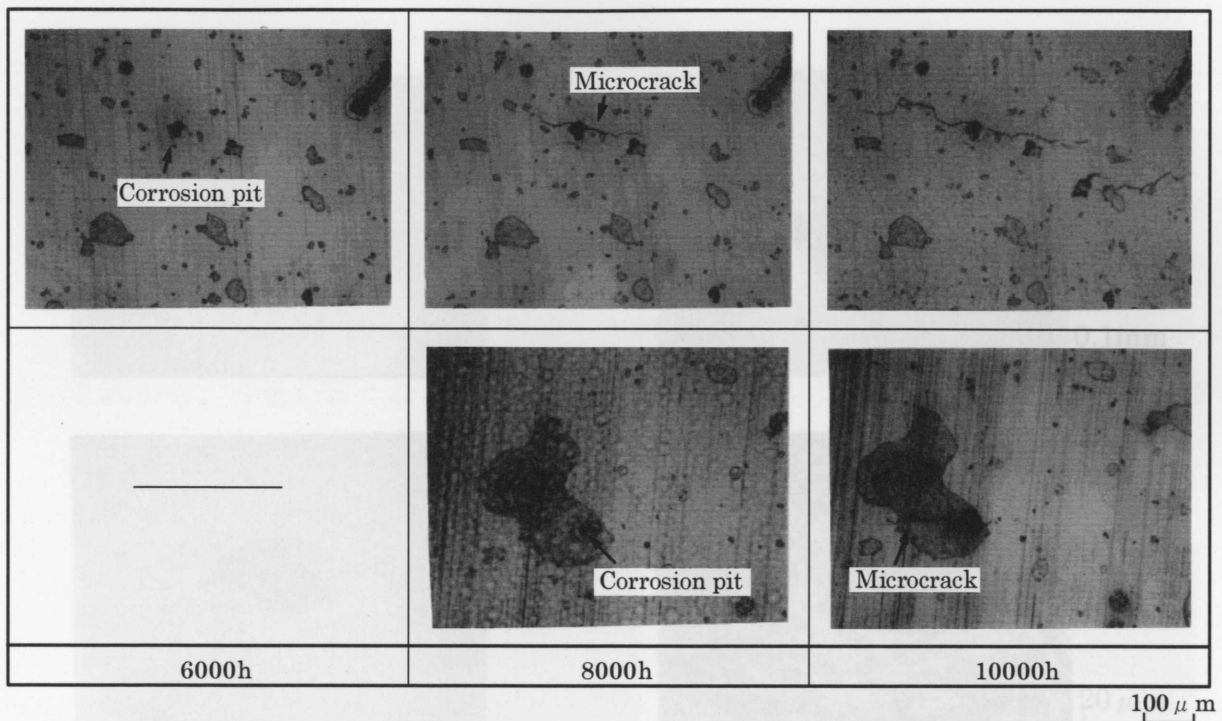


Fig.7-12 Early stages of stress corrosion cracking in laboratory tests

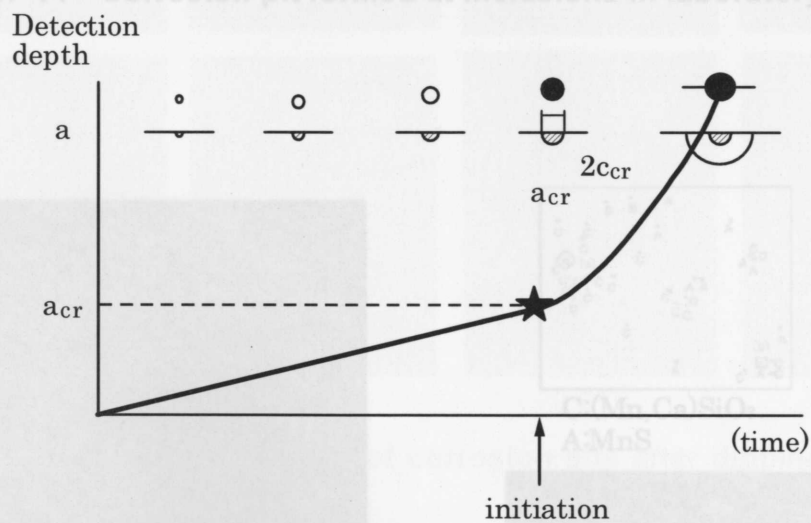
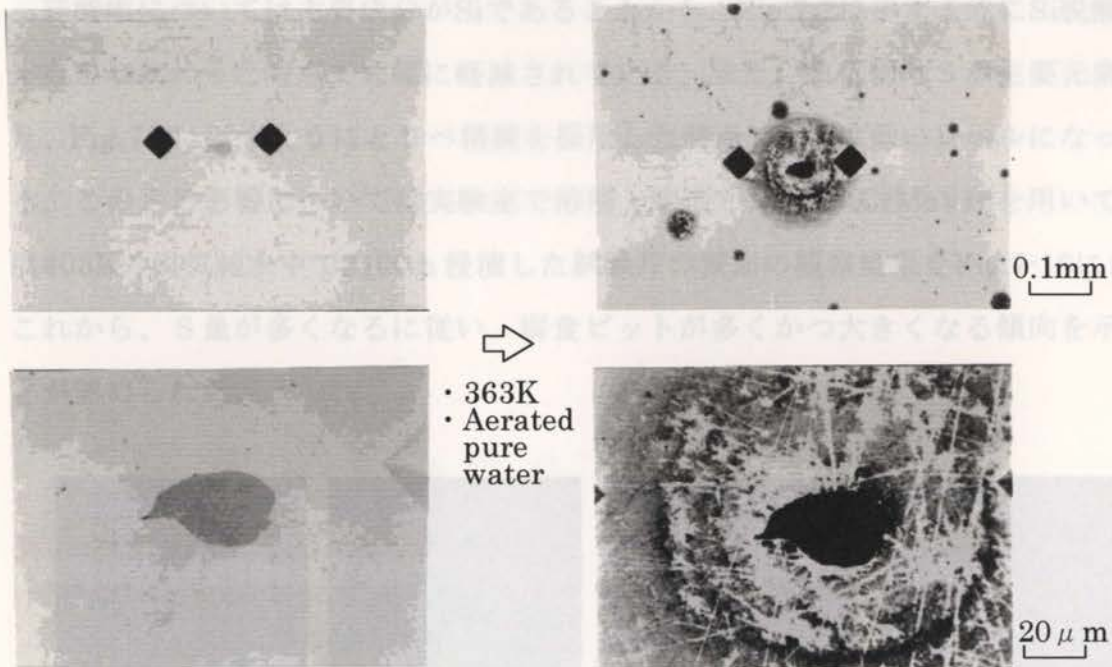


Fig.7-13 Presumed initiation of SCC in discs

### 7.3.2 非金属介在物低減の効果

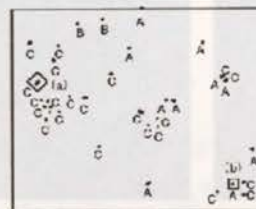
上述のように、非金属介在物が腐食ピットの起点になることからさらに確認をすることとした。比較的非金属介在物の多いSi脱酸鋼を利用して、短時間の断続した時間インターバルで観察するために、363Kの非脱気純水中に浸漬した。結果をFig.7-14に示すが、これから非金属介在物が腐食ピットの起点となっている。この非金属介在物の形状から、硫化物（J I SではA 1、ASTMではAに分類される）、珪酸塩（J I SではA 2、ASTMではCに分類される）であり、この試験からほとんどが両方で占められることがFig.7-15から明らかとなった。



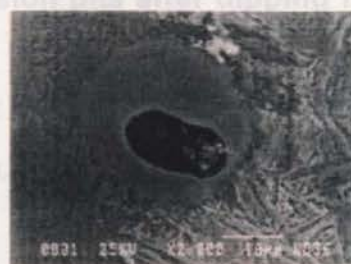
(a) before dipping

(b) after 100h dipping

**Fig.7-14 Corrosion pit formed at inclusions in laboratory test**



C:(Mn,Ca)SiO<sub>3</sub>  
A:MnS

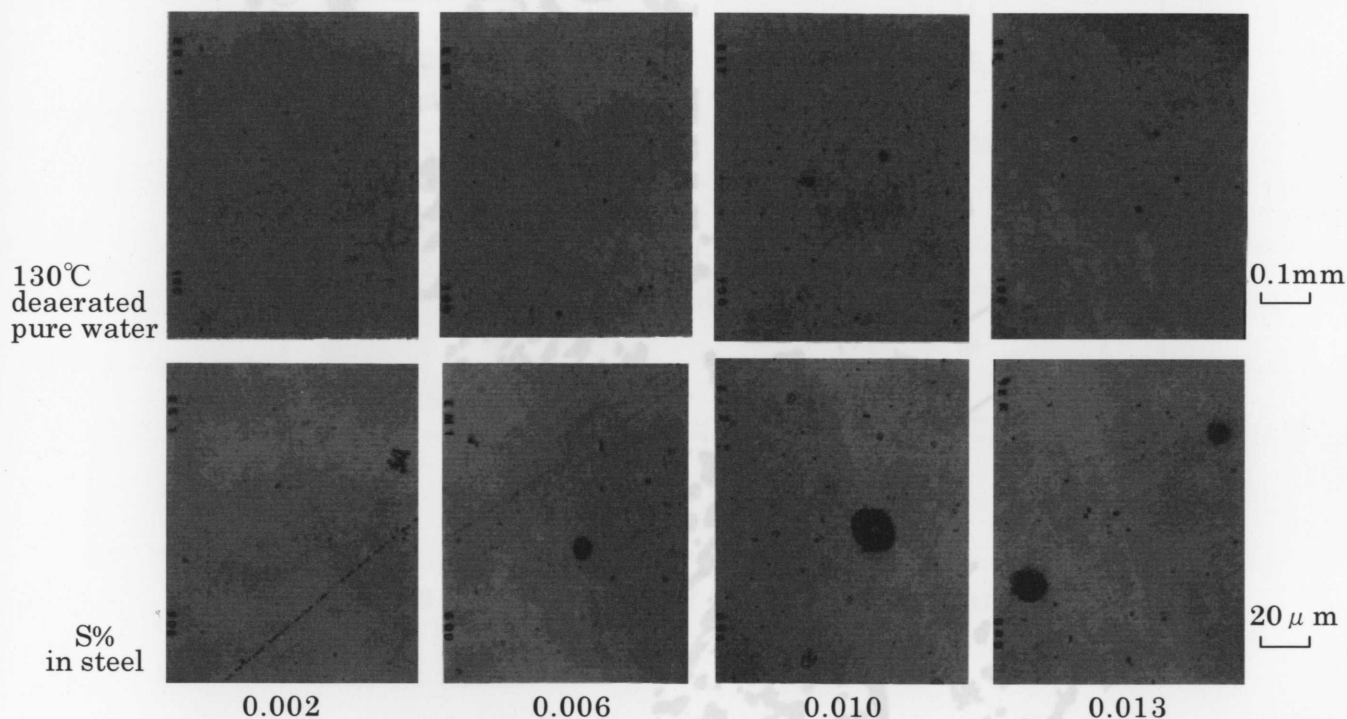


after dipping

Inclusion is observed in corrosion pits

**Fig.7-15 Corrosion pit from A and C type inclusions dipped in 363K aerated pure water**

珪酸塩については主要成分がSiであることから、Fig.7-2に示すようにSi脱酸からVCDに代わった時点で大幅に軽減されている。また、硫化物はSが主要元素であり、Fig.7-3に示すようにとりべ精練を採用した時点で、Sは低いレベルになっている。このSの影響については実験室で溶解・鍛造した3.5NiCrMoV鋼を用いて、温度403Kの脱気純水中で2100 h 浸漬した試験片の表面の観察結果をFig.7-16に示す。これから、S量が多くなるに従い、腐食ピットが多かつ大きくなる傾向を示すことが認められた。



**Fig.7-16 Variations in S content of corrosion pits after dipping in deaerated pure water for 2100h**

このように、非金属介在物を低減することによりSCCの起点となる腐食ピットの発生を抑制する効果を持つことが確認された。

### 7.3.3 強度低減の効果

SCCのき裂進展速度データから、強度を低減させればよい<sup>3)</sup>というのが、通常の見方である。しかしながら、この考え方ではSCCに対する強度限界が明確ではない。そこで、本鋼のSCCが粒界割れを呈していることから、粒界性状を把握することとした。

オーステナイトステンレス鋼の酸素型SCC(O<sub>2</sub>SCC)では粒界の鋭敏化<sup>4)</sup>の様な粒界の成分がドラスチックに変化する材料とは考えられないため、粒界の炭化物に



着目して分析してみた。本鋼はベイナイト鋼であるため、粒界だけでなく粒内に炭化物が多量に析出していることから、両者分離が難しい。そこで、粒界炭化物を確認するために、抽出レプリカ法を採用した。抽出時に炭化物の位置が変わってしまうものもあるが、その確率はわずかと判断した。粒界炭化物を観察した例をFig.7-17に示す。



Arrows show grain boundary carbides measured

**Fig.7-17 Extraction replication image of grain boundary carbides observed by TEM**

粒界に析出していると判断される炭化物を初期には各々電子線回折により同定した。鋼中に析出する炭化物は焼戻しが進むにつれて、 $M_3C$ 、 $M_7C_3$ 、 $M_{23}C_6$ と変化する。この鋼では通常の使用範囲では粒界には前二者がほとんどであることから、その後は電子線回折ではなく簡便な方法を採用した。すなわち、Fig.7-18に示すように $M_3C$ と $M_7C_3$ では構成元素、特にFeとCr量に違いがあることから、この差を利用

して同定することができた。析出量を帯の幅として示すとFig.7-19に示すように0.2%耐力700MPaを下回るところで $M_3C$ は消失する。この領域では、本材料のSCC発生の報告は皆無であることから、ロータの健全性を把握するためにはSCC発生を対象とする位置での粒界炭化物に $M_3C$ が無いことを確認すればよいこととなる。従って、現在では最終的に本方法により耐SCC性を確認している。

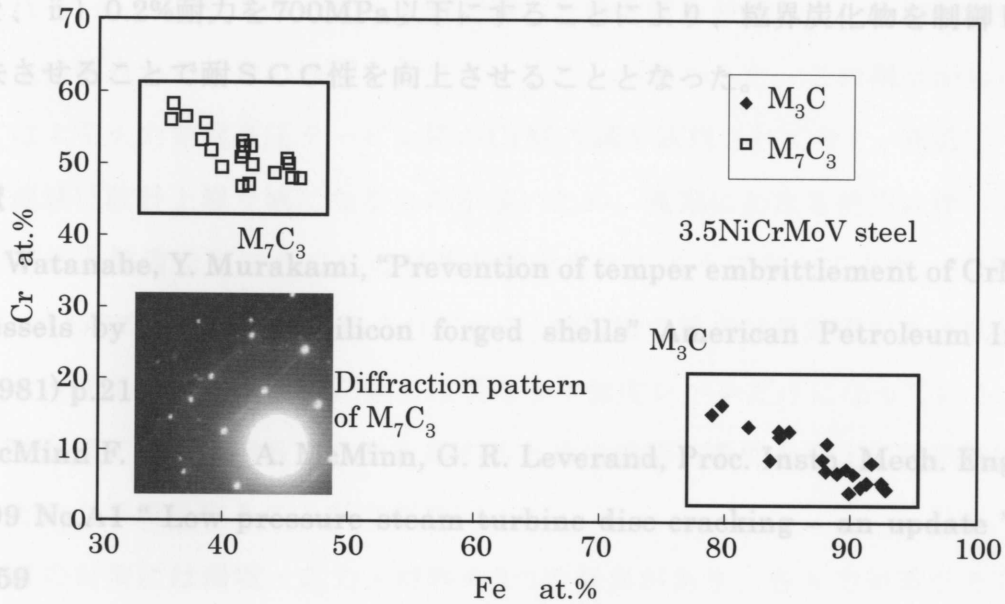


Fig.7-18 Composition of grain boundary carbides

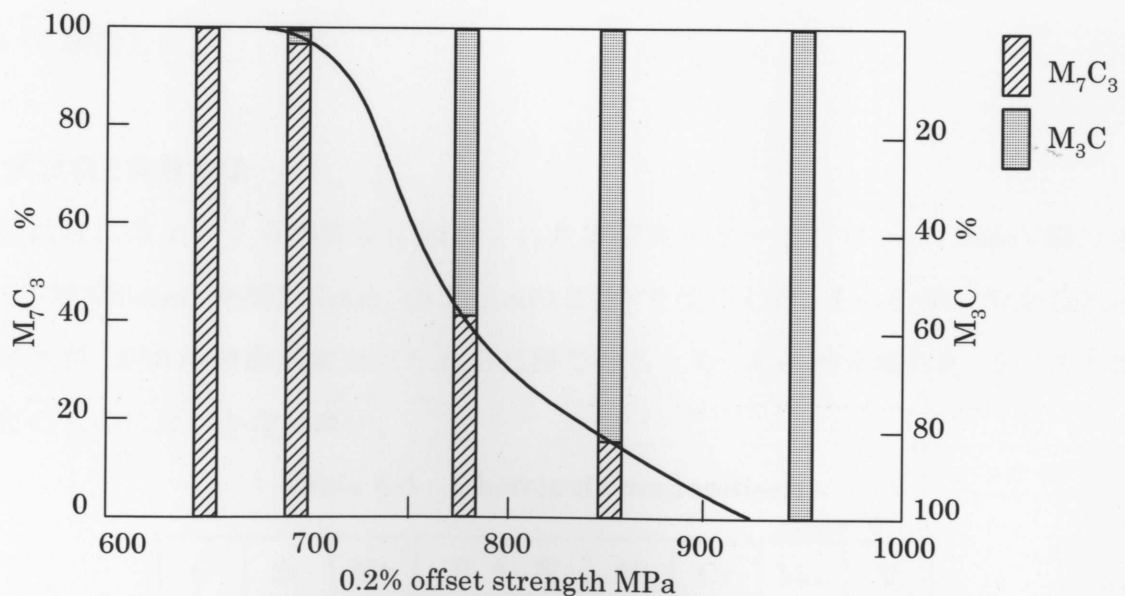


Fig.7-19 Relationship between carbides and strength

## 7.4 まとめ

低圧タービンロータのSCC問題に対して、部分一体型ロータから全一体型ロータを開発経過に伴う製造変遷の主要事項を挙げると共に、ロータ素材の成分及び機械的性質の推移を示し、その結果がSCC挙動に及ぼす効果を述べた。その主要点は i) 不純物低減により介在物が減少して、SCCの起点になる腐食ピットの発生を抑制したこと、 ii) 0.2%耐力を700MPa以下にすることにより、粒界炭化物を制御してM<sub>3</sub>Cを消失させることで耐SCC性を向上させることとなった。

## 参考文献

- 1) J. Watanabe, Y. Murakami, "Prevention of temper embrittlement of CrMo steel vessels by use of low-silicon forged shells" American Petroleum Institute (1981) p.216
- 2) McMinn F. F. Lyle, A. McMinn, G. R. Leverand, Proc. Instn. Mech. Engrs. Vol. 199 No.A1 " Low pressure steam turbine disc cracking – an update " (1985) p.59
- 3) M. O. Speidel, "Stress corrosion cracking and corrosion fatigue – fracture mechanics" Corrosion in power generating equipment (1984) p.85
- 4) K. T. Aust, J. S. Armijo, J. H. Westbrook, Trans. ASM. Vol. 59 (1966) p.544

## 第8章 タービンロータ用CrMoV鋼への適用

### 8.1 緒言

これまでは低圧タービン用円板及びロータについて述べてきたが、これまでの結果を踏まえて他のタービン部品について検討を加えた。

中小型高低圧一体タービンロータ材は蒸気入口の高温部から排気される低温部にわたり使用されるため、高温部での良好な耐クリープ特性に加え、低温部での高靱性が求められる。ところが、1本のロータ材で優れた両性質を兼備している材料は少なく、効率向上の観点から前者の性質を優先させることが多かった。この観点からロータ材としては大型火力発電高圧タービン用のCrMoV鋼が流用されてきた。高低圧一体ロータの下流域は設計上湿り域になるものが多いため、長期にわたる使用に伴い高い応力が負荷される翼溝などにS C Cの発生が懸念されるようになってきた。CrMoV鋼はASTM A470のClass8に規格化されており、数段階の要求材料強度のある低圧タービンロータ・円板材3.5NiCrMoV鋼とは異なり1強度レベルだけになっている。このため、CrMoV鋼では通常耐S C C性を高めるために焼戻し条件を変えて材料強度を低下させるという手段を取ることができない。

S C Cの対策には環境・応力・材料の3つの要素があり、各々で対策がとられてきた。環境面では日々の水質管理により、また、応力面では応力集中を小さくするような設計が指向されている。材料面については、材質の変更という手段はあるが、高コストになるなどのデメリットが生じる。CrMoV鋼では金属組織の点から耐S C C性を向上させる可能性があり、そこで焼入れ後の冷却速度がS C C感受性に及ぼす影響について検討した。

### 8.2 供試材と実験方法

供試材には1970年前後に製造された実機高圧タービンロータCrMoV鋼の余長材(外径350mm、内径120mm、幅50mmの2枚)を使用した。その化学成分をTable8-1に示すが、炉外精錬法が確立する前の材料であるため、不純物元素のP、Sの含有量が現在のものに比べかなり高い。

Table 8-1 Chemical compositions

mass %								
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
0.30	0.28	0.86	0.014	0.015	0.38	1.06	1.17	0.23

この材料を各4等分した後1243Kで焼入れ、その後の冷却速度を変化させることにより、4種類の金属組織を得た。このときの焼入れ後の冷却はCCT曲線上でFig.8-1に示すように、マルテンサイト、下部ベーナイト、上部ベーナイト及びフェリティックなベーナイト組織が得られるようそれぞれ油冷、強制空冷、空冷及び炉冷とした。得られた焼戻し前の金属組織をFig.8-2に示す。

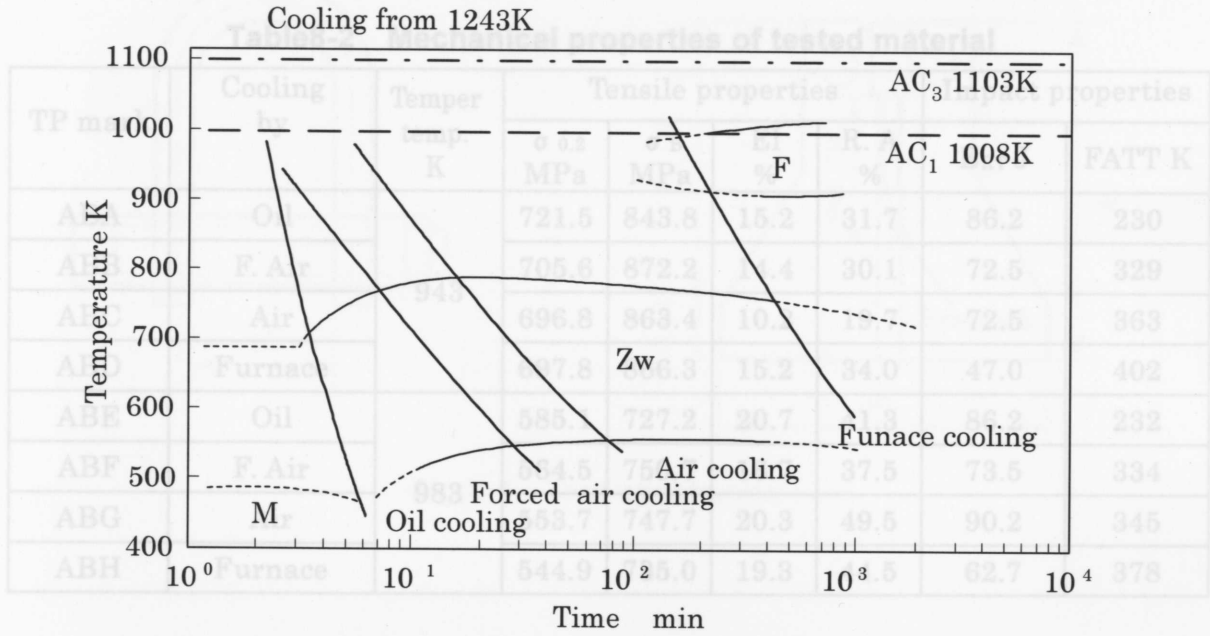
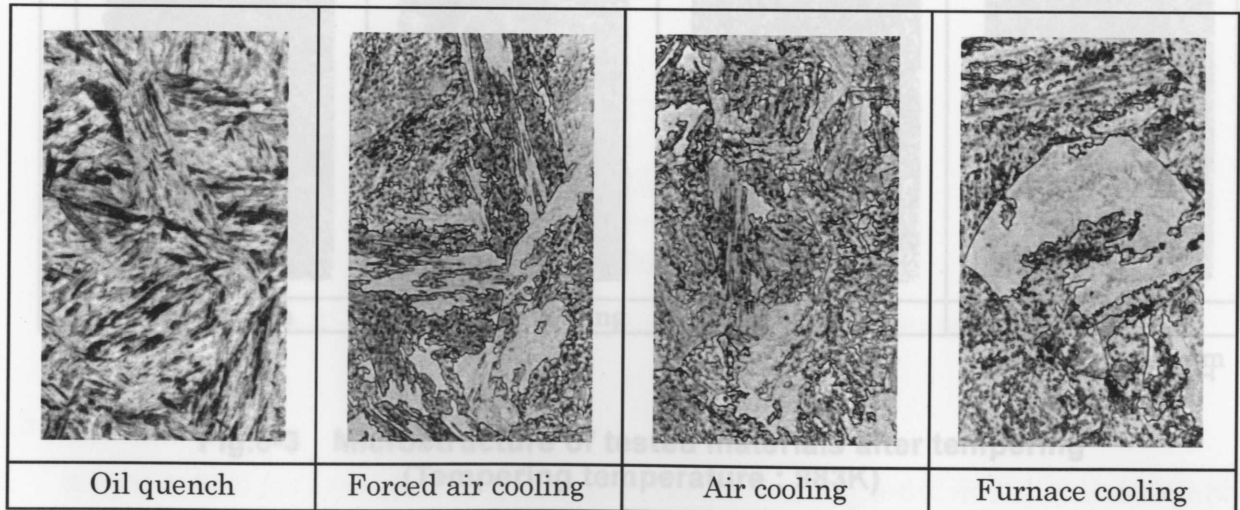


Fig.8-1 Cooling rate from 1243K of tested materials

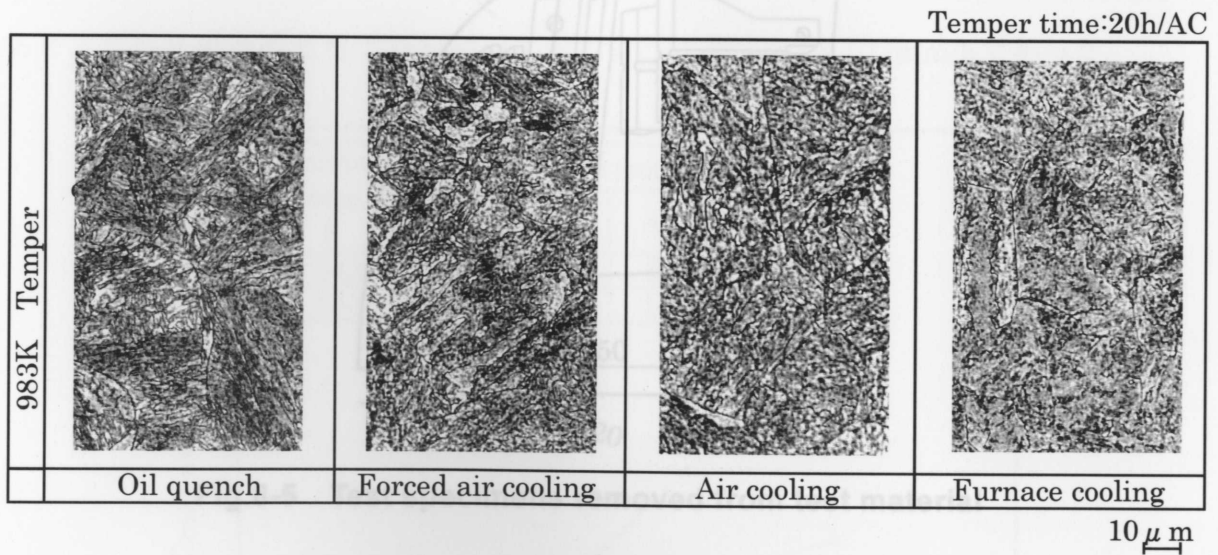


使用した試験片はFig.8-4に示すようにSCCき裂発生用のDUB試験片、進定用のT  
 Fig.8-2 Microstructure of tested materials after hardening  
 き裂の発生・進展方向は試験から力負荷条件を考慮してFig.8-5に示すように軸方向と

焼入れ後、943K及び983Kのそれぞれ2温度で20h空冷の焼戻しを実施して、S C C試験の供試材とした。得られた供試材の機械的性質をTable8-2に示すが、材料強度に及ぼす焼入れ冷却速度の影響は少ない。同時に、焼戻し温度が同じであればFig.8-3に示すように金属組織の差はほとんど見られない。これらの供試材を冷却速度の速い順に、かつ焼戻し温度の低いものからABAからABHとした。

**Table8-2 Mechanical properties of tested material**

TP mark	Cooling by	Temper temp. K	Tensile properties				Impact properties	
			$\sigma_{0.2}$ MPa	$\sigma_B$ MPa	El %	R. A %	$E_{RT}$ J	FATT K
ABA	Oil	943	721.5	843.8	15.2	31.7	86.2	230
ABB	F. Air		705.6	872.2	14.4	30.1	72.5	329
ABC	Air		696.8	863.4	10.2	19.7	72.5	363
ABD	Furnace		697.8	866.3	15.2	34.0	47.0	402
ABE	Oil	983	585.1	727.2	20.7	41.3	86.2	232
ABF	F. Air		564.5	750.7	16.7	37.5	73.5	334
ABG	Air		553.7	747.7	20.3	49.5	90.2	345
ABH	Furnace		544.9	735.0	19.3	44.5	62.7	378



**Fig.8-3 Microstructure of tested materials after tempering (Tempering temperature : 983K)**

使用した試験片はFig.8-4に示すようにS C Cき裂発生用のD U B試験片、進展速度測定用のT D C B試験片の2種類であり、各供試材とも各々2個ずつ準備した。なお、き裂の発生・進展方向は翼溝の応力負荷条件を考慮してFig.8-5に示すように軸方向と

した。これら試験片を長期浸漬試験に供した。試験は静置式のオートクレーブを用い、試験温度383K、選定した環境は3.5NiCrMoV鋼でのIGSCCの発生を参考として脱気純水<sup>1)</sup>とした。浸漬試験途中数度の観察・測定を行い、その後は再度オートクレーブに挿入し、最長6000hの浸漬試験を実施した。

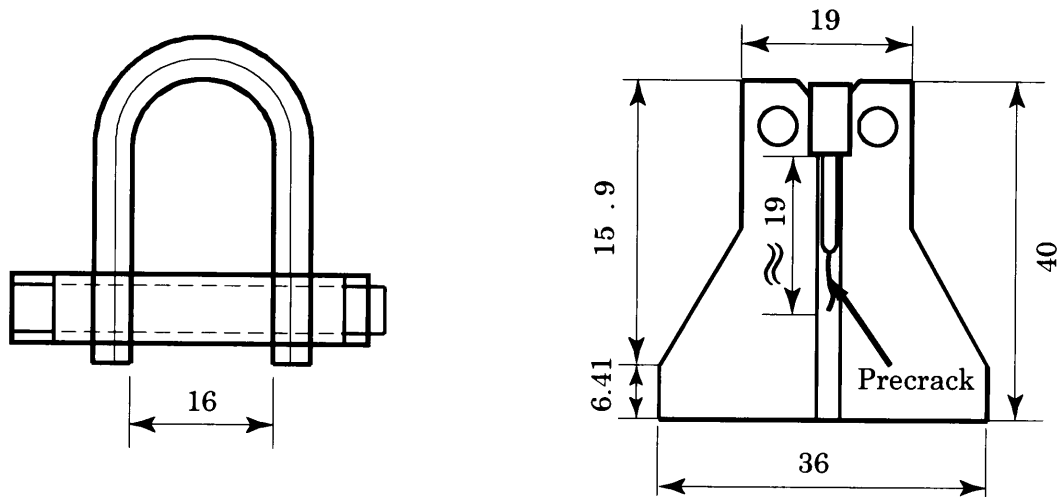


Fig.8-4 Test specimens

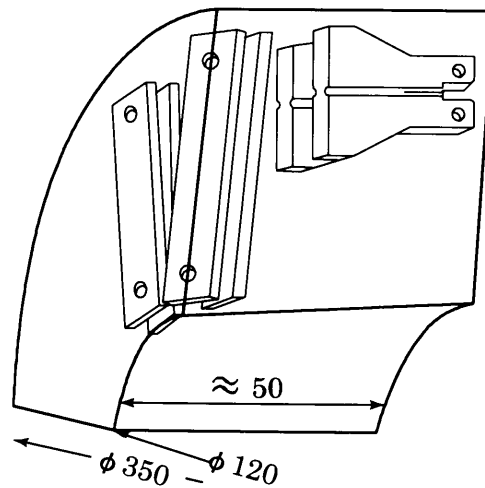
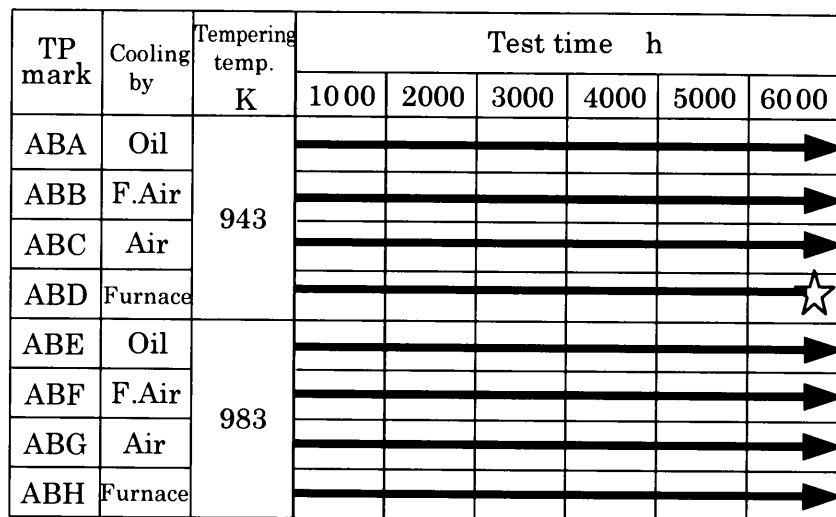


Fig.8-5 Test specimens removed from test material

### 8.3 結果と考察

き裂発生用のDUB試験片にき裂が認められたのはFig.8-6に示すように6000h浸漬後の供試材ABDの試験片2個だけであり、その他の試験片にき裂発生は見られなかった。従って、焼入れ後の冷却速度が遅く、且つ焼戻し温度が低い炉冷になると、発生に対するSCC感受性は高くなる傾向がある。なお、このき裂の発生は、

3.5NiCrMoV鋼のIGSCC<sup>2)</sup>と同様、DUB試験片の外側試験片だけであり、内側試験片には見られなかった。このことから、本材料の脱気純水中のSCCにはクレビスの影響はないと考えられる。



☆ crack initiated(2/2)

Fig.8-6 Crack initiation test results

次にき裂進展用のTDCB試験片で見られたき裂進展状況をFig.8-7に示す。ここでも、き裂進展が見られたのは焼入れ後の冷却が遅い炉冷のABD及びABHだけであり、そのき裂進展速度はTable8-3に示すように最大 $9.3 \times 10^{-4}$ mm/hであった。

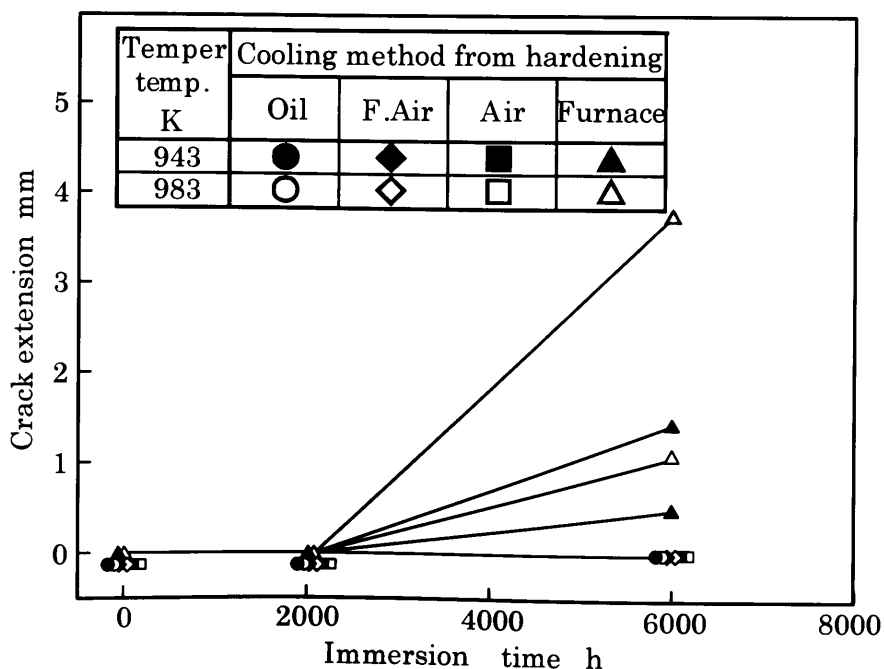


Fig.8-7 Crack propagation after 6000h immersion in deaerated water



**Table8-3 SCC crack propagation rate obtained after 6000h testing**

Tempering Temperature K	Cooling after hardening by			
	Oil	Forced air	Air	Furnace
943	-(48.7)	-(49.9)	-(47.8)	$3.5 \times 10^{-4}$ (35.0)
	-(48.4)	-(49.6)	-(49.0)	$1.2 \times 10^{-4}$ (34.7)
983	-(48.1)	-(47.8)	-(47.1)	$2.7 \times 10^{-4}$ (48.1)
	-(47.8)	-(49.3)	-(48.7)	$9.3 \times 10^{-4}$ (47.8)

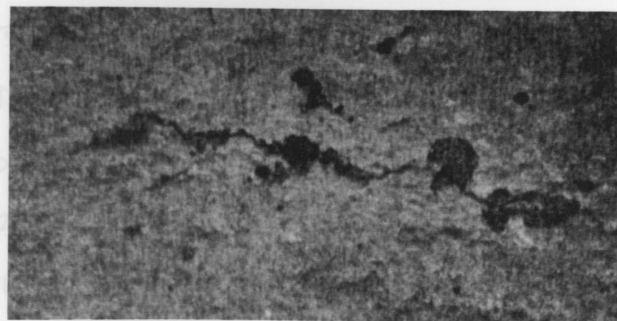
mm/h(MPa · m<sup>1/2</sup>)

### 8.3.1 き裂発生要因と防止

き裂が発生したDUB試験片の起点付近の観察結果をFig.8-8に示す。SCCのき裂は図に示したように観察した限り起点に腐食ピットが認められる。これらのき裂部分の断面を観察すると、Fig.8-9に示すようにまず腐食が優先して現れ、その後き裂が粒界を進展することが認められた。このことは、脱気純水中でのCrMoV鋼のSCCの発生は腐食ピットの発生・成長、限界寸法に到達、SCCき裂の発生・進展のプロセスを経ると考えられる。即ち、3.5NiCrMoV鋼の実機環境中でのSCC発生で見られたのと同じプロセス<sup>3)</sup>となる。き裂発生はFig.8-8の(a)に示すように単独の腐食ピットを起点とするものもあるが、(b)に示すように複数のき裂が連結して進むものも数多く認められる。



(a) Isolated crack



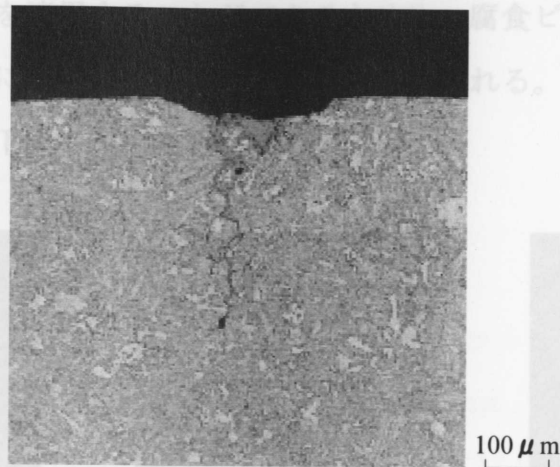
(b) Link-up cracks

0.2mm

**Fig.8-8 Crack initiation site of tested specimen ABD observed at the surface**

の発生には破壊力学  
発生に変わる限界値  
限界応力拡大係数は

腐食ピットからSCCのき裂  
れる。この場合、SCC発生



**Fig.8-9 Microstructural feature of crack of tested specimen ABD**

腐食ピットがき裂発生に大きな影響を与えていることが確認されたため、起点部分をE PMAで分析した。結果をFig.8-10に示すが、微かながらSi、Alが検出されている。即ち、鋼中不純物の濃縮があれば、腐食ピットの起点となることを示している。このうち、Siは高温強度を得る上で必須の成分であり<sup>4)</sup>、低圧ロータ用の3.5NiCrMoV鋼が真空カーボン脱酸法を利用して低減させているのと同様にはできない。Siは合金元素であり、またSi及びAlは脱酸剤としての役割で鋼中に添加されている元素であることから、脱酸方法、あるいは脱酸材としての添加する原材料にも注意が必要であることを示している。これまでの溶解・造塊の脱酸プロセスの歴史の変遷を低圧ロータ材の3.5NiCrMoV鋼と共にFig.8-11に示すが、CrMoV鋼は基本的に1960年代より変わらずSi-Mn脱酸法を利用してきており、Siの低減は溶解プロセス上からも期待できない。なお、1970年代後半から鋼中不純物、特にS及びPを減らすことにより鋼塊そのものの偏析を低減する効果のあるとりべ精練(LF)が採用されており、これによりき裂発生の抑制に寄与している。即ち、Sの低減は鋼中不純物を低減し、Pのそれは脆化を防止する。脱酸材として添加される成分は、鋼中に残留する場合、母相中に固溶するかまたは非金属介在物となる。上記で検出された元素はシリケートとなるA系介在物、或いはBまたはC系のアルミナであり、この観点からは、清浄度を高めることがSCC発生防止に寄与することとなる。

ただ、今回同一の素材を使用しているため供試材間に清浄度の差異はなく、材料強度にも顕著な違いはない。供試材間で差異のあるのは、衝撃性質として挙げたFATT(延性-脆性遷移温度)と室温吸収エネルギーであり、Fig.8-12に示すようにFATTが高く、室温吸収エネルギーの低いものにSCC発生が認められる。SCC

Fig.8-12 Correlation of SCC crack initiation and impact properties

の発生には破壊力学を適用することができるため<sup>3)</sup>、腐食ピットからSCCのき裂発生に変わる限界値に影響を与えていることが考えられる。この場合、SCC発生限界応力拡大係数は下式で示される。

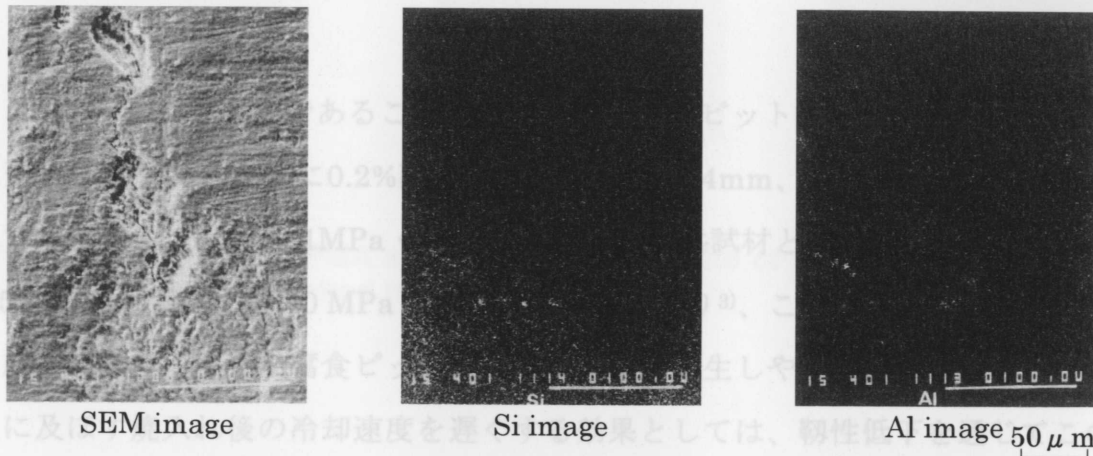


Fig.8-10 Result of EPMA at an initiation site of crack in test specimen ABD  
A little concentrations of Si and Al are observed

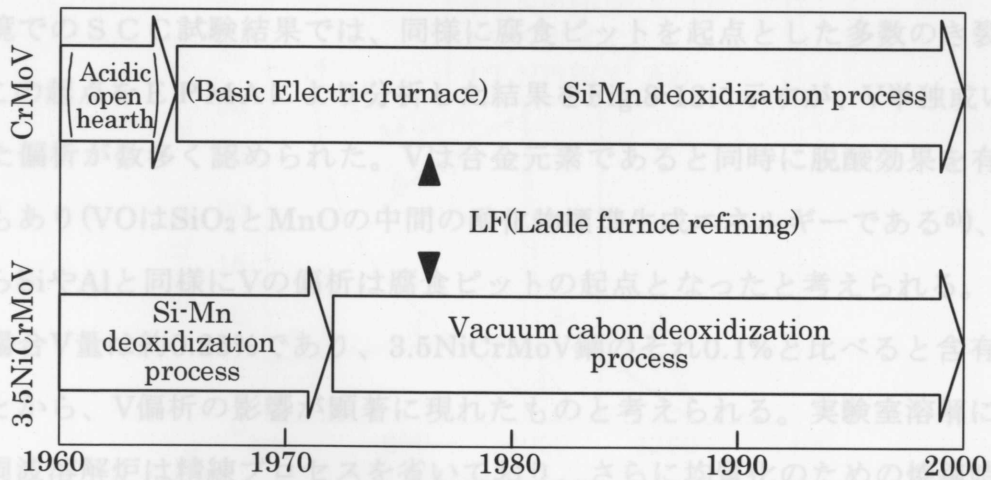


Fig.8-11 Change of deoxidization process of CrMoV steel compared with 3.5NiCrMoV steel

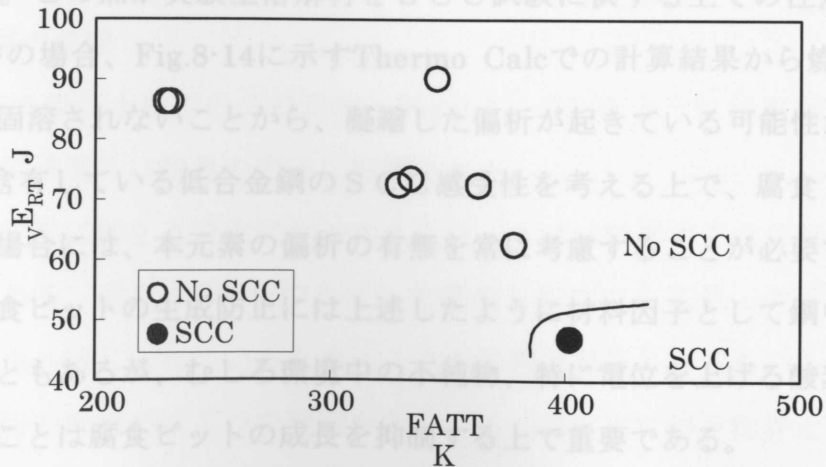


Fig.8-12 Correlation of SCC crack initiation and impact properties

$$K_{1SCC^p} = 1.1\sigma \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} \quad (8-1)$$

$$Q = 1 + 1.464 \left( \frac{a}{c} \right)^{1.65} \quad (8-2)$$

ここでU曲げ試験片であることから $\sigma$ は応力、 $a$ はピット深さ、 $c$ はピット半径、 $Q$ は形状係数である。 $\sigma$ に0.2%耐力、ピット深さ0.04mm、ピット半径0.05mmを代入すると、 $K_{1SCC^p} = 6.1 \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  となる。本供試材と同等強度の690MPa級の3.5NiCrMoV鋼では約10  $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  となっており<sup>3)</sup>、この値と比べると低く、同一応力の下では小さな腐食ピットでSCCき裂が発生しやすい。従って、SCC発生に及ぼす焼入れ後の冷却速度を遅くする効果としては、靱性低下を通じてこのSCC発生限界応力拡大係数を押し下げている可能性が高い。

今回用いた試験片では見られなかったが、実験室で溶解したCrMoV材を用いた同一環境でのSCC試験結果では、同様に腐食ピットを起点とした多数のき裂があった。この起点をEPMAにより分析した結果をFig.8-13に示すが、V単独或いはCを伴った偏析が数多く認められた。Vは合金元素であると同時に脱酸効果を有する元素でもあり(VOはSiO<sub>2</sub>とMnOの中間の酸化物標準生成エネルギーである<sup>5)</sup>)、この観点からSiやAlと同様にVの偏析は腐食ピットの起点となったと考えられる。CrMoV鋼の場合V量は約0.25%であり、3.5NiCrMoV鋼のそれ0.1%と比べると含有量が多いことから、V偏析の影響が顕著に現れたものと考えられる。実験室溶解に使用する高周波溶解炉は精練プロセスを省いており、さらに均質化のための焼鈍時間が短いなど、実規模溶解材に比べ一部の成分が偏析する傾向があることが実験上で経験されてきた。この点の実験室溶解材をSCC試験に供する上での注意点となる。CrMoV鋼中の場合、Fig.8-14に示すThermo Calcでの計算結果から焼入れ時にVCは必ずしも固溶されないことから、凝縮した偏析が起きている可能性が高い。同時にVを多く含有している低合金鋼のSCC感受性を考える上で、腐食ピットが多く観察される場合には、本元素の偏析の有無を常に考慮することが必要である。

なお、腐食ピットの生成防止には上述したように材料因子として鋼中不純物を低減させることもあるが、むしろ環境中の不純物、特に電位を上げる酸素などの混入を防止することは腐食ピットの成長を抑制する上で重要である。

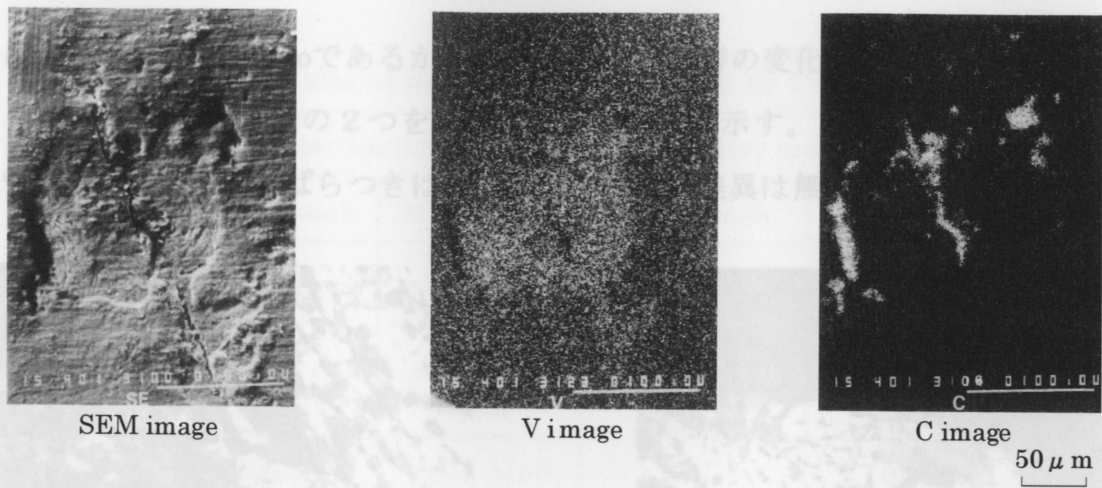


Fig8-13 Result of EPMA at an SCC initiation site of crack in a test material that was melted in a laboratory

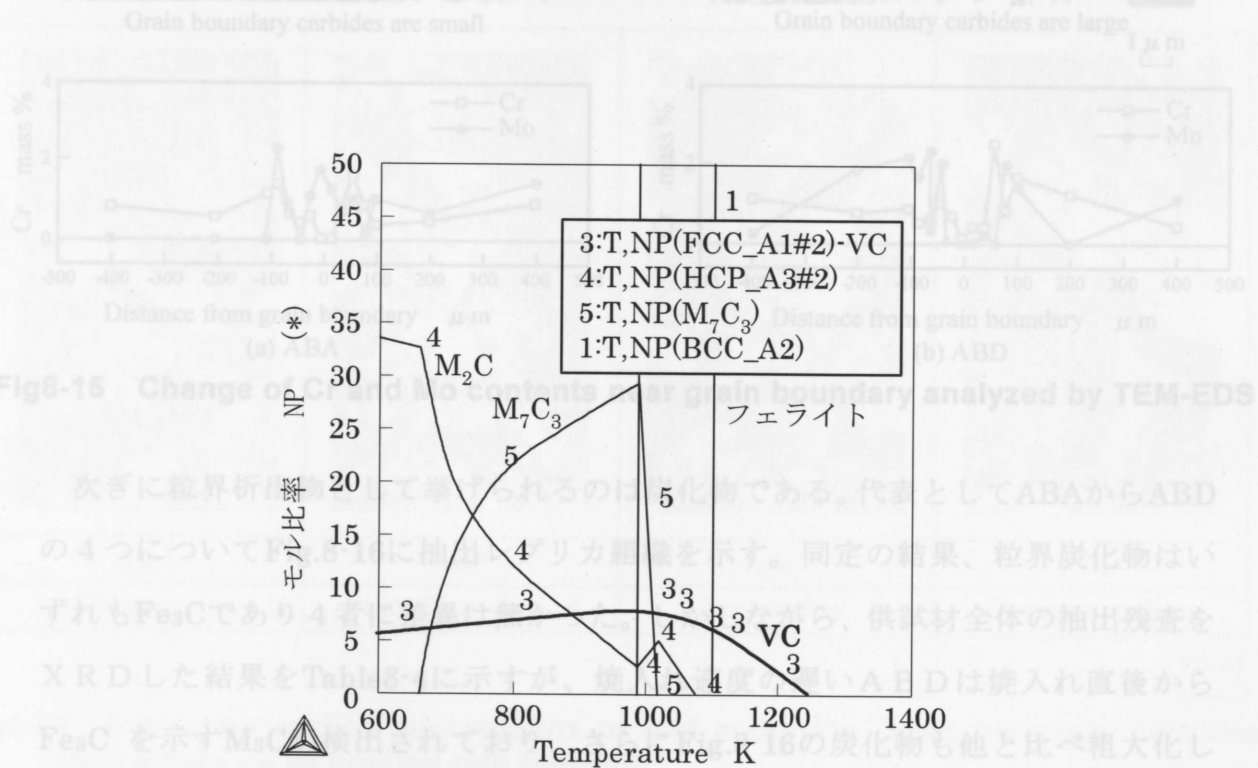


Fig8-14 Precipitated characteristics of VC calculated by Thermo Calc

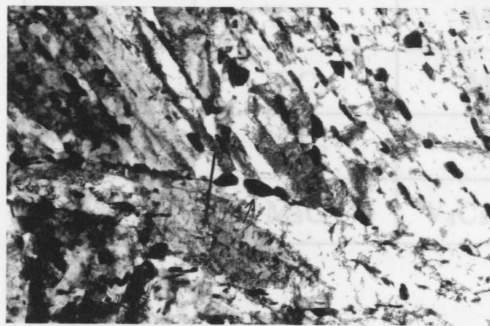
### 8.3.2 き裂進展の要因

CrMoV鋼の脱気水中でのSCCは、Fig.8-9に示したように粒界型のき裂を生じるため、き裂進展には粒界の因子に影響される。

ここで、粒界に起きる変化は2つ考えられ、1つは粒界での成分偏析、他方は粒界析出物である。前者はP等を中心にした焼戻し脆性であるが、今回供試材の焼戻し条件を空冷と同じにしているために、この影響は無視しうるものと考えられる。

粒界析出物の析出では2つの要因があり、1つは析出に伴う粒界近傍の成分偏析、他方は析出物そのものの影響が挙げられる。粒界近傍の成分偏析に影響を与える成

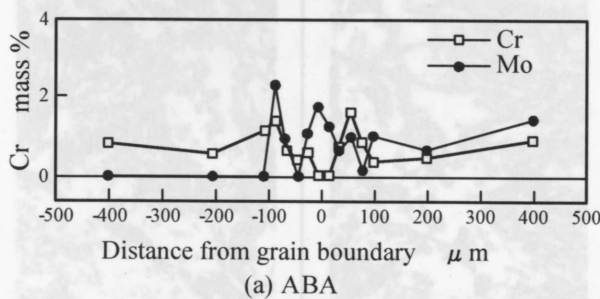
分は主としてCr及びMoであるから、前者の粒界近傍の変化をSCCの発生無しのABAと有りのABDの2つを比較してFig.8-15に示す。成分的に両元素とも約1%の含有量のためにばらつきはあるものの両者に差異は無いことが確認された。



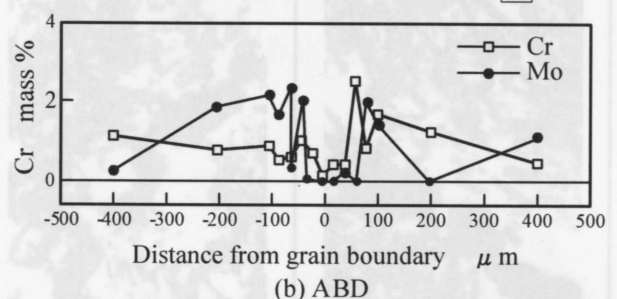
Grain boundary carbides are small



Grain boundary carbides are large



(a) ABA



(b) ABD

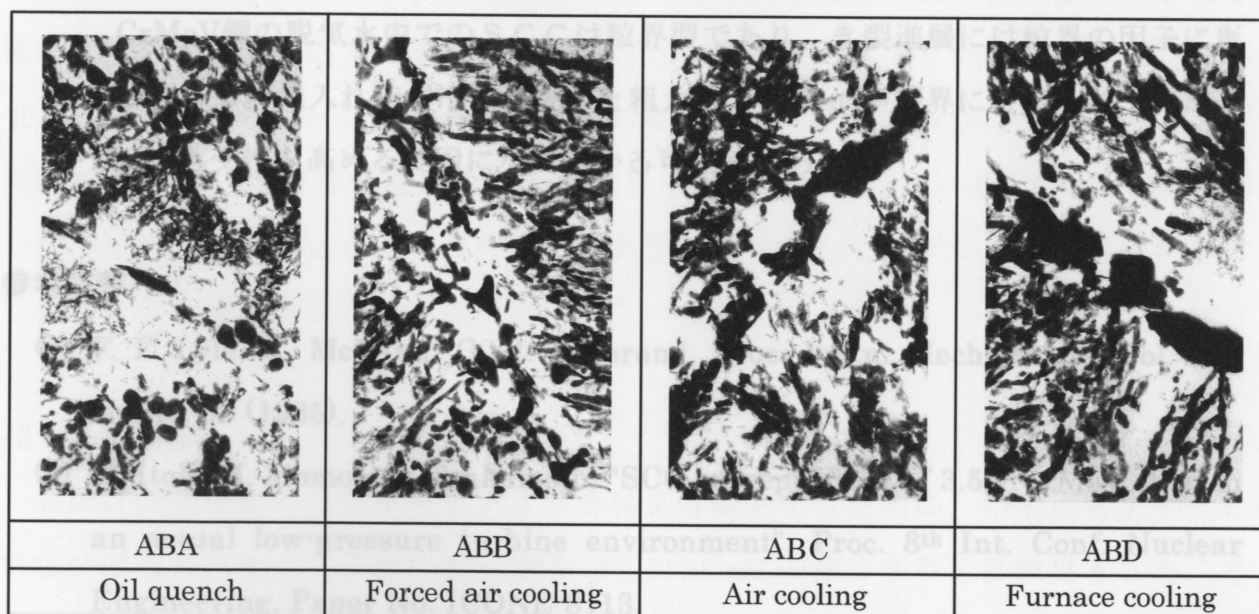
Fig8-15 Change of Cr and Mo contents near grain boundary analyzed by TEM-EDS

次に粒界析出物として挙げられるのは炭化物である。代表としてABAからABDの4つについてFig.8-16に抽出レプリカ組織を示す。同定の結果、粒界炭化物はいずれも $Fe_3C$ であり4者に差異は無かった。しかしながら、供試材全体の抽出残査をXRDした結果をTable8-4に示すが、焼入れ速度の遅いABDは焼入れ直後から $Fe_3C$ を示す $M_3C$ が検出されており、さらにFig.8-16の炭化物も他と比べ粗大化していることが認められる。3.5NiCrMoV鋼の場合、粒界炭化物が $Fe_3C$ からCrが主体となる $M_7C_3$ に変化することにより、耐SCC性を向上させることが確認されている<sup>6)</sup>ことを勘案すると、ABDでは粗大化した $Fe_3C$ が変化して $M_7C_3$ になりにくいいため、SCC感受性を高めている要因になっている可能性がある。

R. W. Roberts<sup>7)</sup>らは3CrMo鋼での脱気純水中でのIGSCCき裂進展速度は本結果とは逆にパーライトが速く、ベイナイト、マルテンサイトの順に遅くなるとしている。しかし、上述したように、CrMoV鋼の焼入れ後冷却速度が遅くなるほどSCC感受性(発生・進展)が高くなることが確認されたことから、湿り域となる低圧部の冷却速度をできるだけ急冷することが望ましい。

Table 8-4 XRD results of precipitates extracted by 5% HCl solution

Material	After hardening		After tempering	
	Major peak	Minor peak	Major peak	Minor peak
ABA	V <sub>4</sub> C <sub>3</sub>	MnS	M <sub>3</sub> C	Mo <sub>2</sub> C
ABB	V <sub>4</sub> C <sub>3</sub>	MnS	M <sub>3</sub> C	Mo <sub>2</sub> C
ABC	V <sub>4</sub> C <sub>3</sub>	MnS	M <sub>3</sub> C	Mo <sub>2</sub> C
ABD	M <sub>3</sub> C	V <sub>4</sub> C <sub>3</sub> , MnS	M <sub>3</sub> C	Mo <sub>2</sub> C



1 μm

Fig8-16 Extraction replica micrographs of test materials. Grain boundary carbides were grown up as cooling rate reduced.

#### 8.4 まとめ

中小型高低圧一体タービンロータ材に使用されるCrMoV鋼は規格上焼戻し条件を変化させにくいため、SCC感受性に及ぼす焼入れ冷却速度の影響について検討し、以下の結果を得た。

- (1) 6000h浸漬後のき裂発生は炉冷した試験片ABD 2個だけであり、焼入れ後の冷却速度が遅く、且つ焼戻し温度が低い炉冷になると、発生に対するSCC感受性は高くなる。
- (2) き裂の発生はDUB試験片の外側試験片だけに見られ、CrMoV鋼の脱気純水中のSCCにはクレビスの影響はないと考えられる。

- (3) き裂が発生したDUB試験片の起点付近を観察した結果、SCCのき裂はほとんどの起点には腐食ピットを伴っている。
- (4) 鋼中不純物は腐食ピットの起点となることから、炉外精練による鋼の清浄度を向上させることは、耐SCC性の観点から望ましい。
- (5) SCCの発生には破壊力学を適用することができ、今回の試験で腐食ピットの $K_{IscCP}$ で表される限界値は $6.1\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ であった。焼入れの冷却速度を遅くすることはこのSCC発生限界応力拡大係数を下げている可能性が高い。
- (6) き裂進展が見られたのは焼入れ後の冷却が遅い炉冷の材料だけであり、そのき裂進展速度は最大 $9.3\times 10^{-4}\text{mm/h}$ であった。

CrMoV鋼の脱気水中でのSCCは粒界型であり、き裂進展には粒界の因子に影響される。焼入れ時の冷却が遅いと粗大化した $\text{Fe}_3\text{C}$ が粒界に析出し、これがSCC感受性を高める要因になっている可能性がある。

#### 参考文献

- (1) F. F. Lyle, A. McMinn, G. R. Leverand, Proc. Instn. Mech. Engrs. Vol. 199 No.A1, 59 (1985).
- (2) H. Itoh, M. Momoo, S. Tsukamoto, "SCC susceptibility of 3.5NiCrMoV steel in an actual low-pressure turbine environment", Proc. 8<sup>th</sup> Int. Conf. Nuclear Engineering, Paper No. ICONE-8113.
- (3) H. Itoh, M. Momoo, T. Sakaguchi, "Residual life prediction based on SCC initiation in 3.5NiCrMoV turbine disc steel under field turbine conditions", Proc. 8<sup>th</sup> Int. Conf. Nuclear Engineering, Paper No. ICONE-8112.
- (4) 日本学術振興会製鋼第19委員会編、鉄鋼と合金元素(下),314(1966),誠文堂新光社
- (5) 日本金属学会編、改訂2版金属データブック、90(1984),丸善
- (6) 伊東眸、材料、投稿中
- (7) B. W. Roberts, P. Greenfield, Corrosion-NACE, 35, 402 (1979)



## 第9章 実機環境中でのCrMoV鋼と3.5NiCrMoV鋼のSCC挙動

### 9.1 緒言

これまで大型の低圧タービンには構造上焼嵌め円板を採用することが多く、乾湿境界より後流側では円板のキー溝や翼溝に応力腐食割れ（SCC）が発生する事例が報告されてきた<sup>1~5)</sup>。SCCが発生するこれらの円板材料としては、室温近辺での強度・靱性が必要とされるため、通常はNiを含有した低合金鋼が用いられている。一方、工場内での発電や蒸気を供給するため広く普及している自家発電用の一車室の復水タービンロータは高温側の強度が重視されるため、低圧側での強度・靱性の比重は高くない。この自家発電用ロータは低圧側で湿り域になる部分が必然的に生じ、さらに動翼取り付け部で負荷応力の高い部分もあるため、乾湿交番より下流側ではSCCの発生する懸念がある。そこで自家発電用に使用されているCrMoV鋼の実ロータ余長材を供試材として、比較材の従来大型の低圧ロータに使用されている3.5NiCrMoV鋼の2つについて、湿り域となる実タービン抽気管から分岐したカプセル内に試験片を挿入し、SCCき裂発生及びき裂進展についての検討を行った。

### 9.2 実験方法

供試材は長期使用したタービンロータ材を対象とするために、いずれも1970年前後に製造されたロータ材CrMoV鋼及び3.5NiCrMoV鋼の余長を供試材とした。その化学成分をTable 9-1に示す。現在製造されているロータ材の成分と比べると、精錬が不十分であることからP、Sなどの鋼中不純物成分が0.01%を超えている（現在の水準では0.001%のオーダー）ことが挙げられる。また、3.5NiCrMoV鋼については、現在の真空カーボン脱酸（以下VCDと略す）の前に採用されていたSi脱酸法であるため、Si量が0.20%と現状の0.10%以下と比べかなり高い。S、Siが高いことはA系介在物（硫化物・珪酸塩）が多いことを示すとともに、偏析も顕著になっている可能性の高いことを示している。

Table 9-1 Chemical compositions of test materials

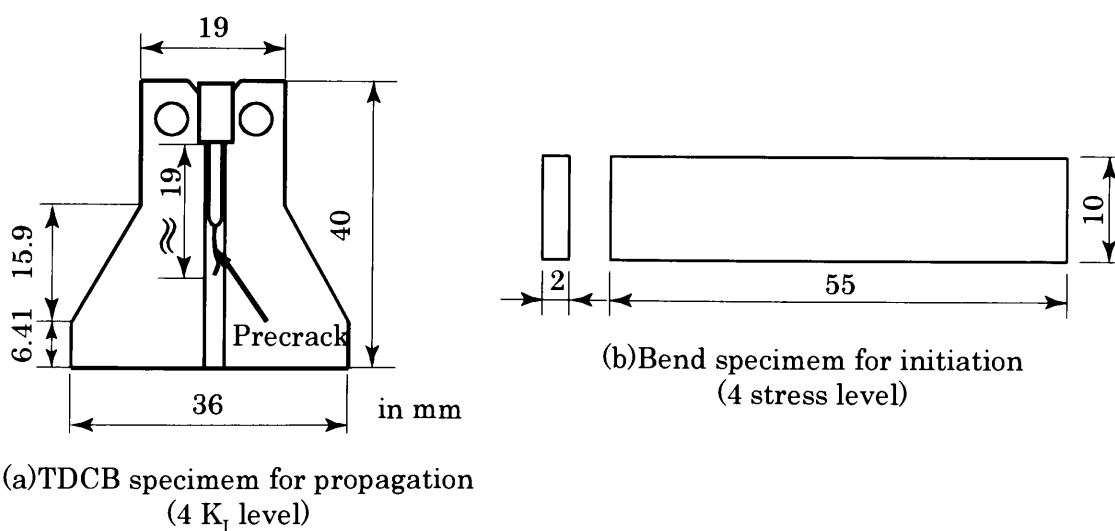
Materials	mass%								
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
CrMoV	0.30	0.25	0.86	0.014	0.015	0.38	1.06	1.17	0.23
3.5NiCrMoV	0.24	0.20	0.35	0.012	0.013	3.84	1.84	0.43	0.12

供試材の機械的性質をTable 9-2に示す。CrMoV鋼と3.5NiCrMoVの0.2%耐力はそれぞれ約700、810MPaであり、この種のロータ材としては通常使用される強度レベルのものである。さらに、FATT（脆性破面が50%になる衝撃破面遷移温度）は前者が403 K、後者が303Kであり、両者とも現在のロータ材と比べ高い値である（現状材の目安として前者は390K程度以下、後者は270K程度以下）。

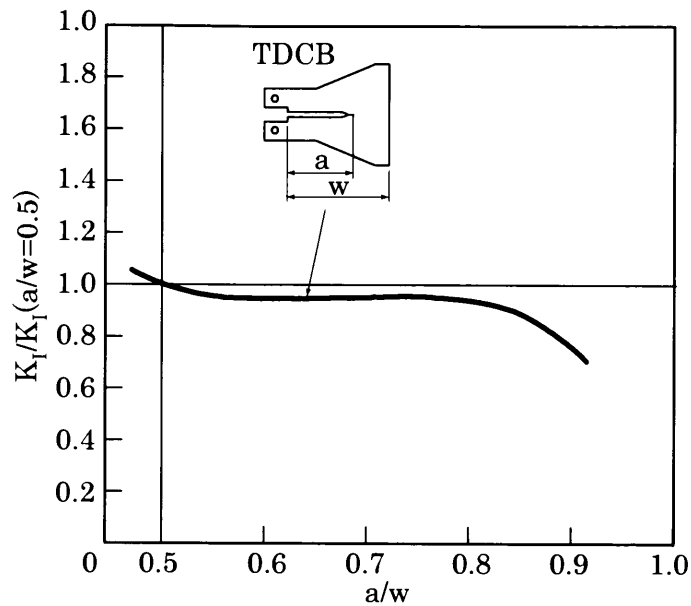
**Table 9-2 Mechanical properties of test materials**

Materials	Tensile properties				Impact properties	
	0.2% offset strength MPa	Tensile strength MPa	El. %	R.A. %	E <sub>RT</sub> J	FATT K
CrMoV	694	866	15.5	31.9	49.0	403
3.5NiCrMoV	813	940	11.8	30.9	58.8	303

S C C試験片としては、Fig.9-1に示すように2種類を準備した。1つはき裂進展速度測定用のTDCB(Tapered Double Cantilever Beam)試験片であり、他方はき裂発生用の3点曲げ試験片である。前者は定変位試験片として用いたとき、Fig.9-2に示すようにき裂が進展しても応力拡大係数 $K_I$ がほとんど変化しない試験片として、また、後者はこの種のタービンでは負荷応力がそれほど大きくないとの理由より選択した。TDCB試験片については最大 $120\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ の $K_I$ になるように4種類の厚みのくさびを打ち込んで応力を付与した。3点曲げ試験片については弾性応力換算で400MPaから200MPa毎に最大1000MPaの4段階の応力を負荷した。

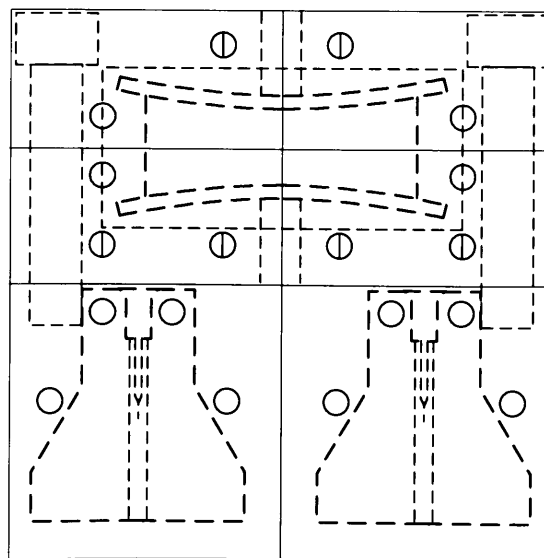


**Fig. 9-1 Test specimens.**



**Fig. 9-2 Stress intensity variation of TDCB specimen.  
(the case of constant displacement).**

試験片はFig.9-3に示すカプセルにセットした後、Fig.9-4に示すタービンの抽気からバイパスさせた配管内に挿入した。配管内への挿入による利点は、運転途中でも配管前後の弁により系統から切り離せることが可能であり、試験片の観察・測定が比較的自由に設定できることが挙げられる。抽気的位置は、湿り域でかつ可能な限り高温の部位を選定した。これはこの種の低合金鋼のSCC進展速度が温度の高いほど速い傾向を示すためである<sup>6)</sup>。選定した抽気的环境条件はTable 9-3に示すが、実機の運転状況が変化することから当該部の温度を日々測定した結果をFig.9-5に示す。これから、温度としては比較的安定した運転がなされており、温度は平均363Kであった。



**Fig. 9-3 Setting of test specimens in test capsule.**

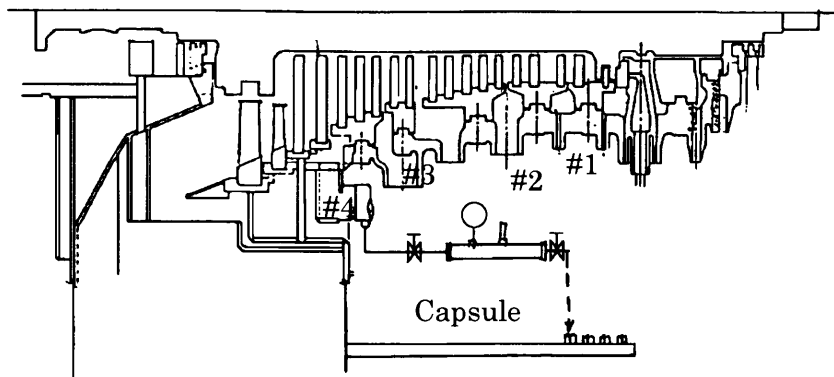


Fig. 9-4 Location of test capsule in an actual turbine.

Table 9-3 Steam conditions at which the capsule was set up.

Temperature	355~368 K
Pressure	- 17300 ~ - 50700Pa
Wet(plan)	3%

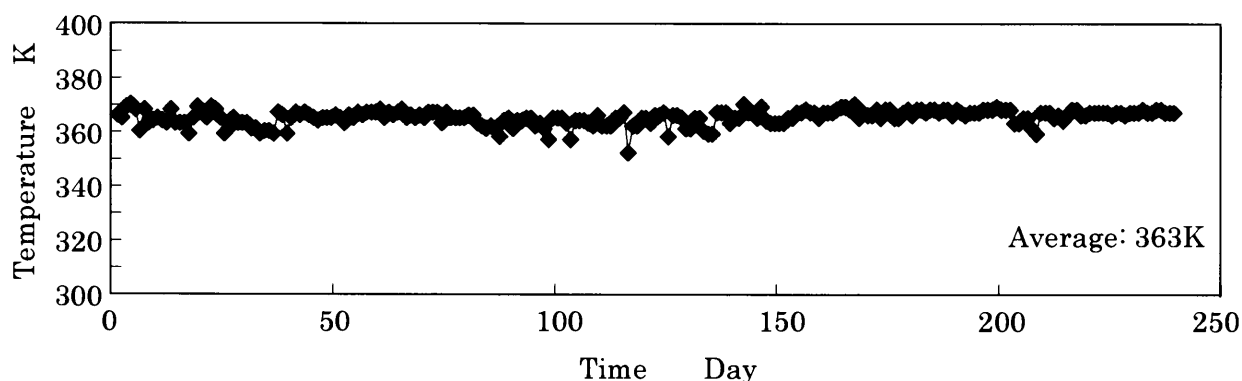
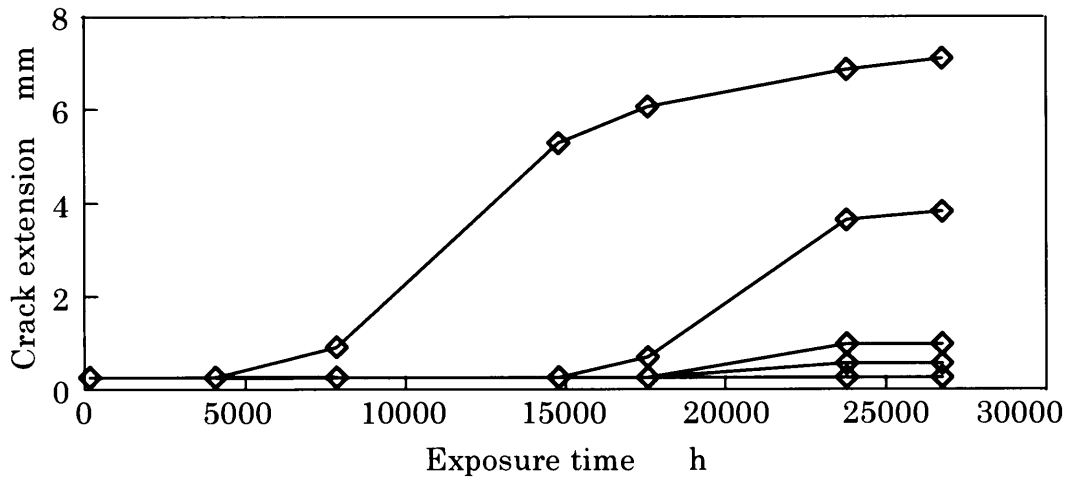


Fig. 9-5 Temperature change at location where the capsule was installed in an actual turbine.

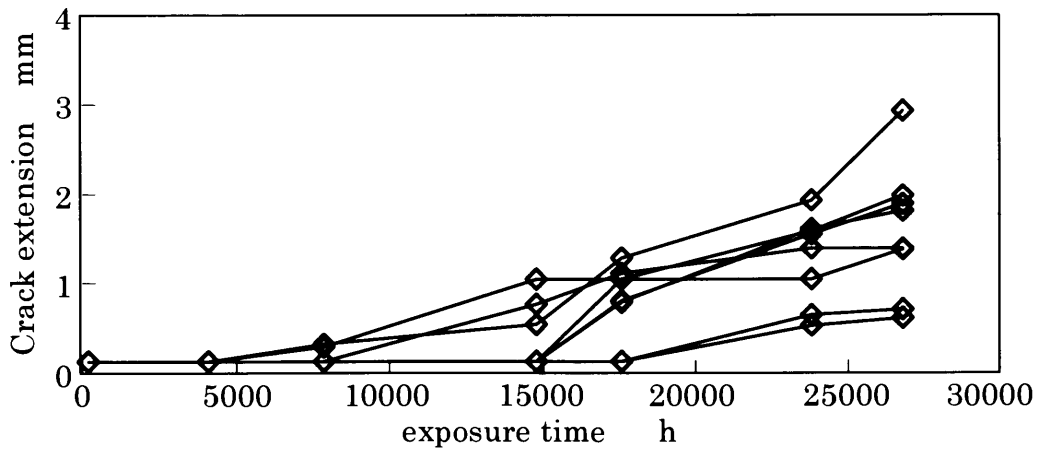
試験片の観察・測定は、定検時及び必要に応じて系統から切り離して行った。実試験期間は約27000hである。

### 9.3 実験結果

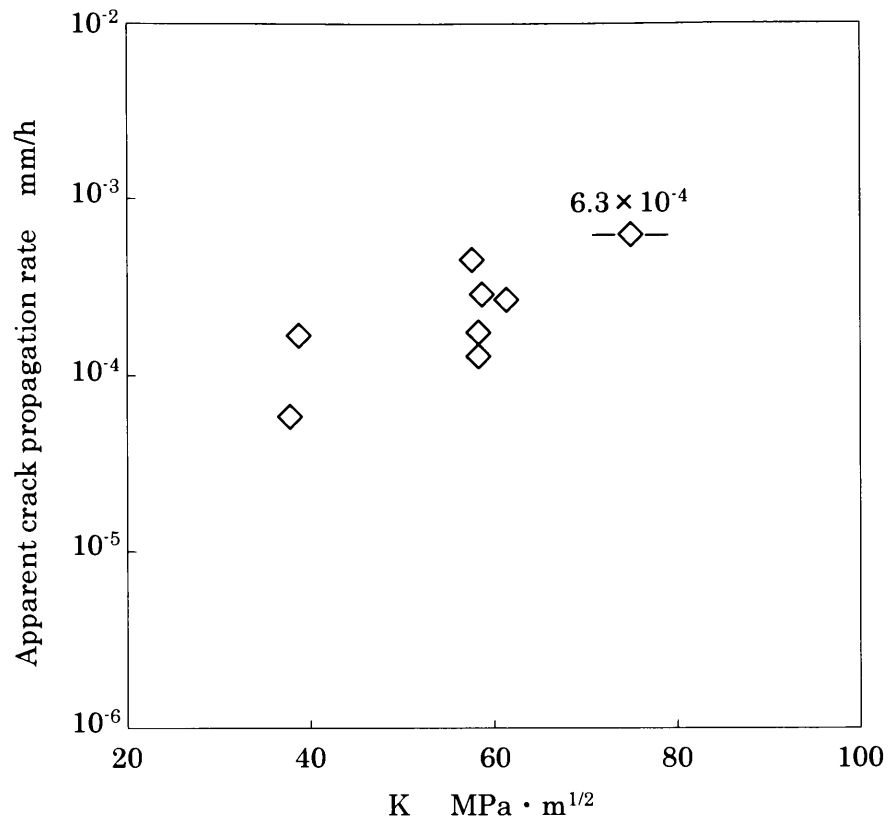
CrMoV鋼と3.5NiCrMoV鋼き裂進展速度測定用のTDCB試験片のき裂進展状況をそれぞれについてFig.9-6及びFig.9-7に示す。前者は約27000 h 経過後でも半数の4個の試験片だけに進展があったのに対し、後者では全ての試験片でき裂進展が認められた。各供試材に対して各測定間でのき裂進展速度を計算した結果をそれぞれFig.9-8及びFig.9-9に示す。3.5NiCrMoV鋼ではき裂進展速度の $K_I$ に対する依存性がほとんど無いのに対し、CrMoV鋼では $K_I$ に対して右肩上がりの傾向が認められた。



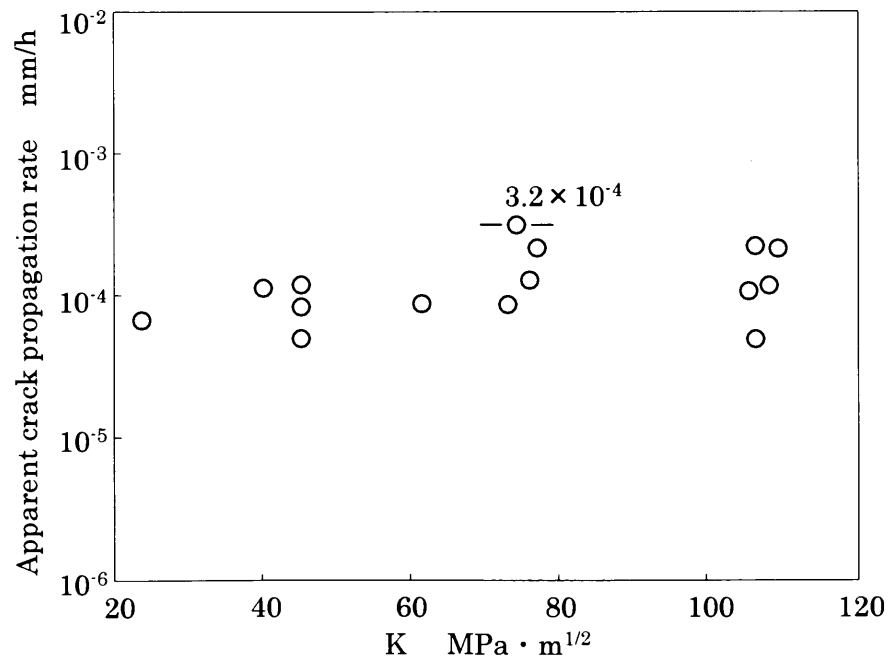
**Fig. 9-6 Crack extension of CrMoV steel.**



**Fig. 9-7 Crack extension of 3.5NiCrMoV steel.**



**Fig. 9-8 Apparent crack propagation rate of CrMoV steel calculated using each measured value.**



**Fig. 9-9 Apparent crack propagation rate of 3.5NiCrMoV steel calculated using each measured value.**

き裂進展速度の測定方法は瞬間風速的に上記に示した計測期間毎に測定する方法があり、短期間の安全側予測に使用できるが、一方検査間隔を決めるためには長時間の平均的なき裂進展速度が欲しい場合がある。このような観点から、最小自乗法による平均進展速度を求めた。結果をそれぞれFig.9-10及びFig.9-11に示す。CrMoV鋼では最大で $3.4 \times 10^{-4}$ mm/h、3.5NiCrMoV鋼では $1.4 \times 10^{-4}$ mm/hであった。平均進展速度で見ると、 $K_I$ 値依存が無くなるのはCrMoV鋼では $K_I$ 値が $50 \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以上と推定され、また3.5NiCrMoV鋼では $20 \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以上である。

き裂発生用の3点曲げ試験片は約27000h経過後も、全てでき裂発生は認められなかった。この理由は、タービン中の水質が清浄に保たれ、かつ空気の漏れ込みなどがなかったためと推定される。

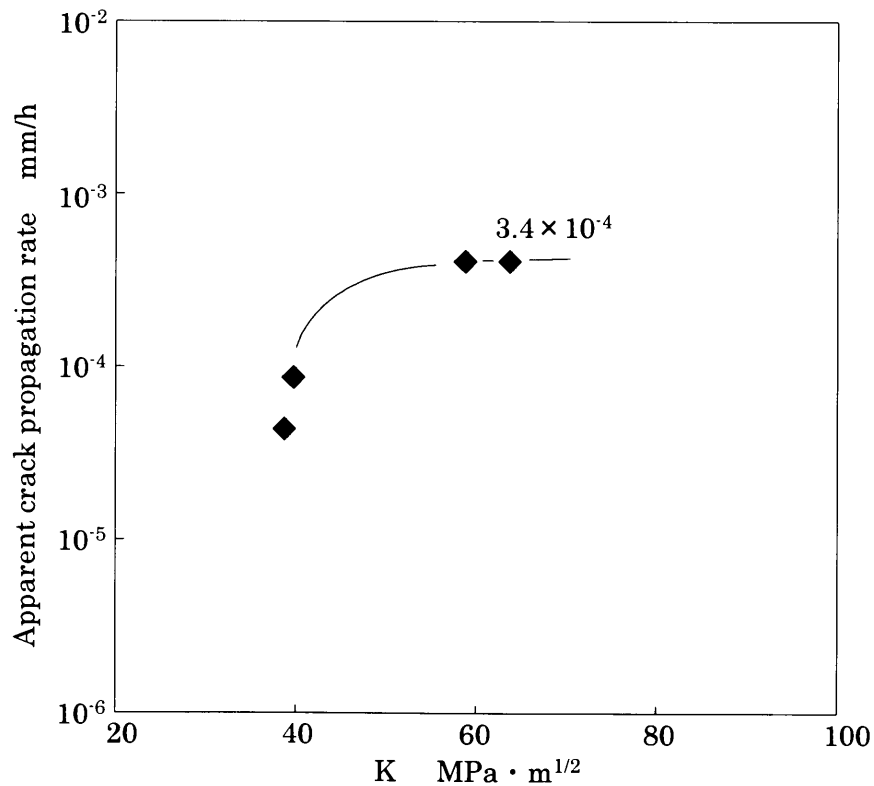


Fig. 9-10 Average crack propagation rate of CrMoV steel calculated using the measured value after crack started.

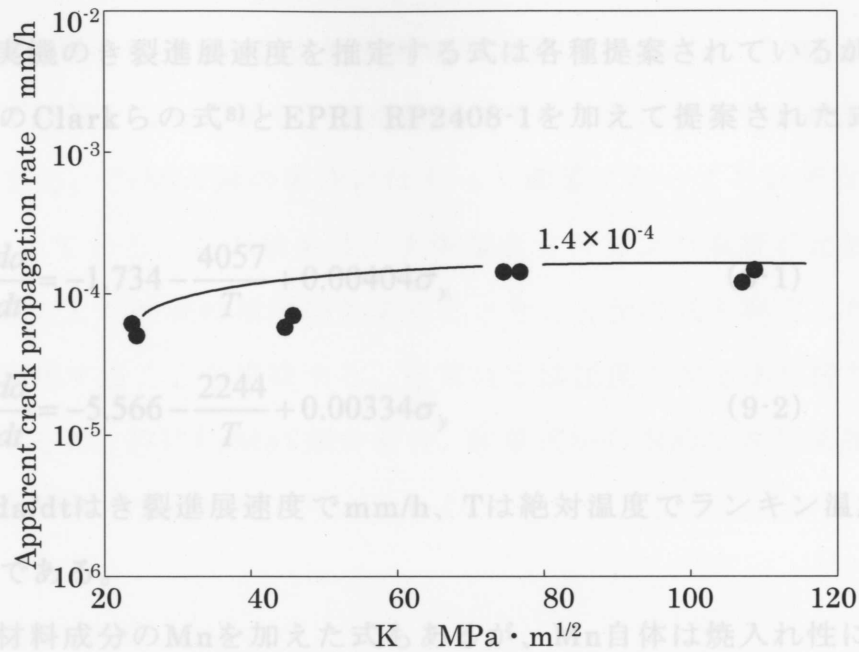


Fig. 9-11 Average crack propagation rate of 3.5NiCrMoV steel calculated using the measured value after crack started

## 9.4 考察

### 9.4.1 SCCき裂進展について

CrMoV鋼の試験片で観察された進展領域の破面状況をFig.9-12に示すが、表面の腐食状況は全面腐食状況であるものの3.5NiCrMoV鋼と同様に粒界破面を呈している。

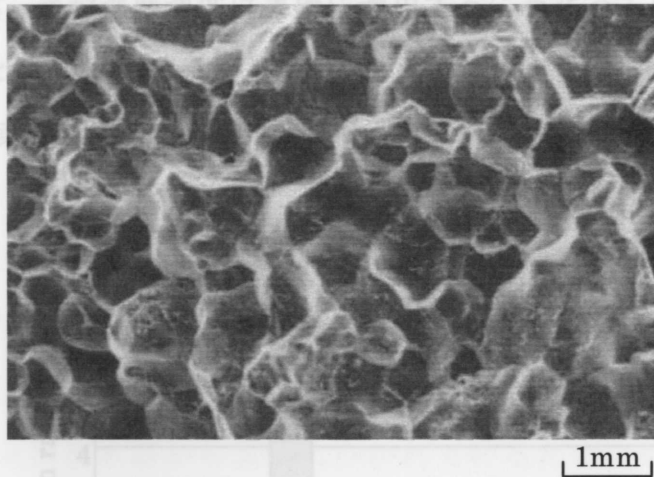


Fig. 9-12 Representative SCC fracture of CrMoV steel

温度403Kで3.5NiCrMoV鋼を使用した純水中でのSCCき裂進展は、粒界型の割れを生じる範囲では溶存酸素が加速因子になることが判明しており<sup>7)</sup>、このことから後述するように表面腐食状態が著しいCrMoV鋼のき裂進展速度は3.5NiCrMoV鋼に比べ、速くなったものと考えられる。



タービン実機のき裂進展速度を推定する式は各種提案されているが、主要な式としては以下のClarkらの式<sup>8)</sup>とEPRI RP2408-1を加えて提案された式<sup>9)</sup>の2つである。

$$\ln \frac{da}{dt} = -1.734 - \frac{4057}{T} + 0.00404\sigma_y \quad (9-1)$$

$$\ln \frac{da}{dt} = -5.566 - \frac{2244}{T} + 0.00334\sigma_y \quad (9-2)$$

ここで、 $da/dt$ はき裂進展速度でmm/h、 $T$ は絶対温度でランキン温度、 $\sigma_y$ は0.2%耐力でMPaである。

その他に材料成分のMnを加えた式もあるが、Mn自体は焼入れ性に関与し、材料強度に影響することから独立変数と言うより、むしろ従属変数と思われる。

上記の式はこの種の材料がタービン実機での環境下でき裂進展が $K_I$ 値依存のないことを前提としている。このことはSCCのメカニズムが皮膜形成と歪み速度のバランスにより進展すると考えられている<sup>6)</sup>ため、 $K_I$ 値依存が生じないとの考え方に立脚している。しかしながら、Fig.9-8に示すCrMoV鋼のように衝撃性質から限界破壊靱性値( $K_{Ic}$ )が低いと推定される場合、 $K_I$ 値依存の無い範囲が狭くなり、き裂進展速度が $K_I$ 値に依存するように見える場合があり、このときのき裂進展速度値の取扱いを定義しておく必要がある。通常、き裂進展速度は実機に適用するに当たっては安全側から得られたデータの最高値をとるようにすることが多いため、ここでは $6.3 \times 10^{-4} \text{mm/h}$ とした。

上記2つの式と実機で得られたき裂進展速度とを比較してFig.9-13に示す。

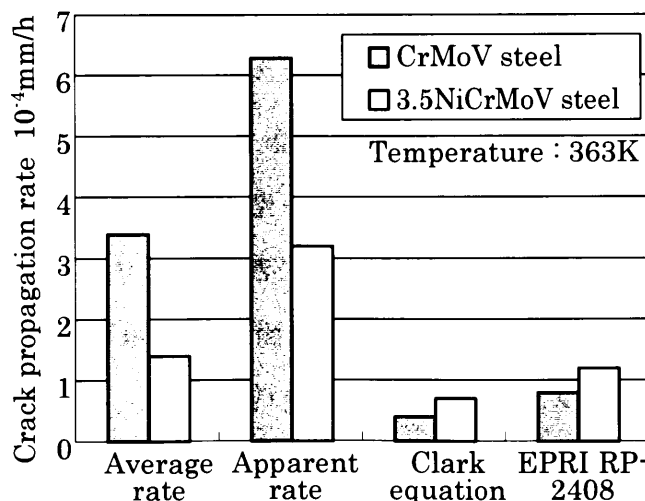


Fig. 9-13 Comparison of crack propagation rate between calculation and experiment

3.5NiCrMoV鋼の場合、き裂進展速度の平均値はClarkらの式値の2倍程度、EPRI式の値とほぼ同等となっており、また短時間でそのそれはそれぞれ約5倍、約3倍となっている。また、CrMoV鋼の場合にはもっと顕著になってそれぞれ8倍、4倍、16倍、8倍となっている。この結果は、小型復水タービンで温度が比較的低い部位でSCCを対象とした検査時期間隔を決めるとき、上記の式を利用した場合、かなりの危険側に設定することを意味する。通常は2倍程度の安全率を持たせて検査時期間隔を計算するが、特にCrMoV鋼の場合、計算式から求めたき裂進展速度は4から8倍の安全率を必要とするものと考えられる。

#### 9.4.2 SCC発生について

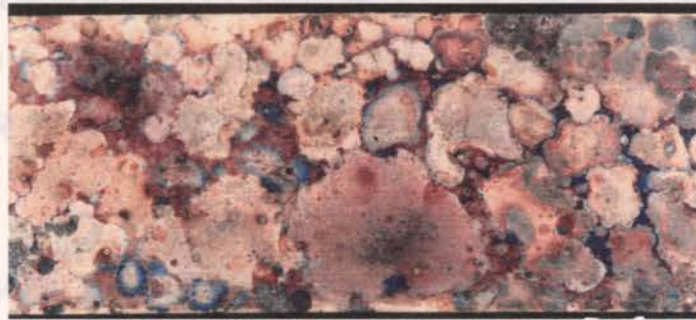
今回の試験では環境的にタービン中の水質が清浄に保たれ、かつ空気の漏れ込みなどがなかったと推定されることよりSCCの発生は認められなかった。低圧タービン円板材の3.5NiCrMoV鋼での温度400K程度での実機中でのSCC挙動、即ち腐食ピットの発生、成長、破壊力学的な限界寸法に到達した後にSCCが発生するとのプロセス<sup>10)</sup>を経るとCrMoV鋼でも考えるならば、SCCの発生に対して前駆現象としての腐食ピットをとらえることは重要となる。

そこで両供試材の試験片の表面状況を観察した代表例をFig.9-14に示す。外観観察上からは3.5NiCrMoV鋼がモザイク状ではあるが非常に薄い表面皮膜を形成しているのに対し、CrMoV鋼はやや厚めの皮膜となっている。このことから、両供試材は低合金鋼であるが、実機の蒸気雰囲気下ではかなり有意な表面皮膜性状の差になっている。供試材の主成分がFeであることから、Fig.9-15に示すように温度363Kおよび383KでのFe-H<sub>2</sub>Oの電位-pH図にプロットすると、環境的には不動態となる酸化鉄(Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>またはFe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)領域に実機の雰囲気は相当することから、長期にわたる使用により両供試材ともに温度363K近辺でもSCCは生じると考えられる(ここで、タービン中の雰囲気は復水器から真空にひかれているため、溶存酸素などはごく低いレベルに押さえられており、その結果電位はH<sup>+</sup>/H<sub>2</sub>ラインに近い領域となる)。ところが上述のようにCrMoV鋼では全面腐食の様相を呈していることは、腐食ピットの発生自体が生じにくくし、SCCの発生の可能性を低くしている。ただし、実タービンでのSCC発生想定部位は負荷応力の高い動翼の取り付け部であり、当該部自体は環境的に酸素を遮断するクレビスとなっており、それ自体はSCCを発生さ

せる方向に働く可能性を持つと考えられる。従って、自由表面では全面腐食を呈しても当該部でのSCCを発生させる方向に作用する可能性がある。



(a) CrMoV steel



(b) 3.5NiCrMoV steel 2mm

Fig. 9-14 Surface view of specimen.

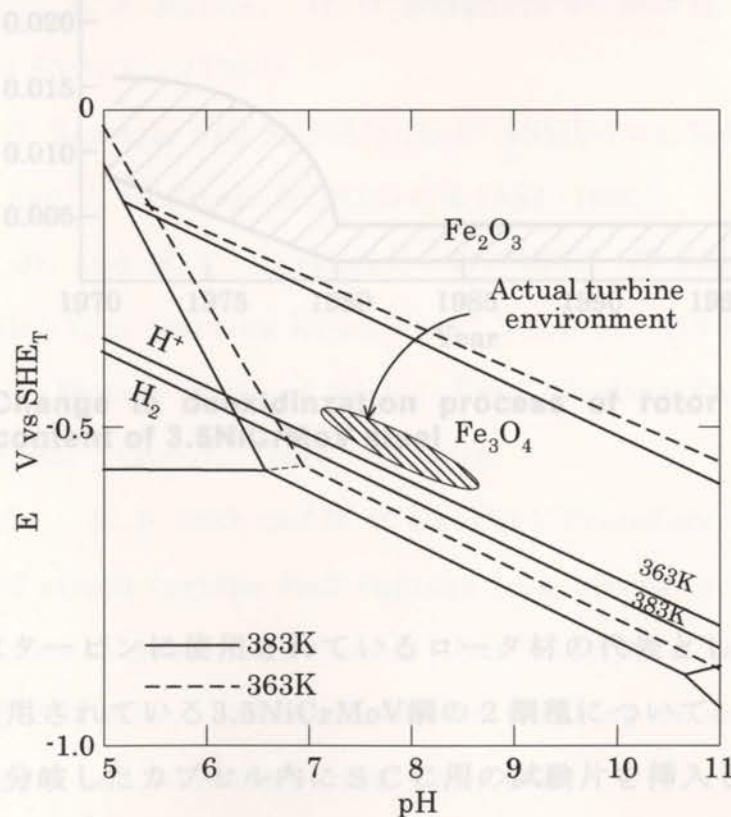


Fig. 9-15 E-pH diagram of Fe-H<sub>2</sub>O system at 363 and 383K

SCCのき裂発生は上述のように腐食ピットが起点になるものと考えられるが、この腐食ピット自体は大半が鋼中の不純物を起点としている<sup>11)</sup>。このことから、CrMoV鋼及び3.5NiCrMoV鋼の不純物に影響を与える精錬の変遷をFig.9-16に示すが1980年頃以降に製造されたロータはそれ以前のものとは比べ、A系介在物の1つである硫化物のもととなるSが低く抑えられている。ただし、脱酸方法がCrMoV鋼と3.5NiCrMoV鋼では異なり、前者がSi-Mn脱酸法であり、後者が真空カーボン脱酸となっている。この差異により、真空カーボン脱酸ではA系介在物の珪酸塩を形成するSi含有量を低減させているのに対し、Si-Mn脱酸法では脱酸材としてSiを添加するため珪酸塩が多くなっている。従って、同一条件下で使用されるのならば、腐食ピットは1980年以後に製造されたロータあるいは円板材であっても、なおCrMoV鋼の方が発生条件としては厳しくなる可能性が高いものと考えられる。

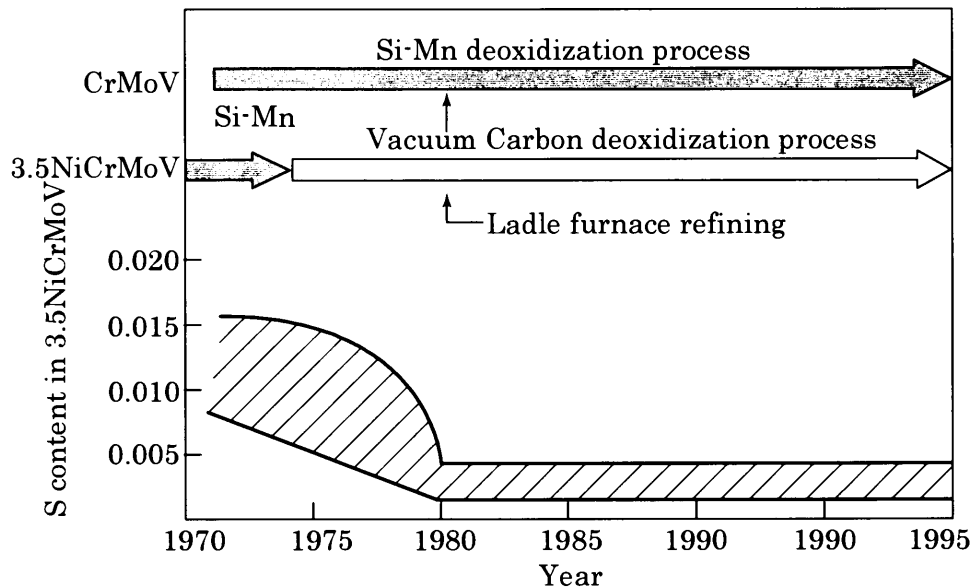


Fig. 9-16 Change in deoxidization process of rotor steel and in S content of 3.5NiCrMoV steel

## 9.5 まとめ

自家発電用復水タービンに使用されているロータ材の代表としてCrMoV鋼と大型の低圧ロータに使用されている3.5NiCrMoV鋼の2鋼種について、湿り域となる実タービン抽気管から分岐したカプセル内にSCC用の試験片を挿入し、き裂の発生の観察及びき裂進展速度の測定を実験検討し、以下の結果を得た。

- (1) 本試験条件の下の温度363Kで得られたき裂進展用試験片のTDCB試験片の

S C C 破面は粒界破面を呈しており、また得られたき裂進展速度はCrMoV鋼で最大 $3.4 \times 10^{-4}$ mm/h、3.5NiCrMoV鋼で $1.4 \times 10^{-4}$ mm/hであった。

- (2) 文献上での予測式と実機で得られたき裂進展速度とを比較すると、実測値はかなり高い値となっている。小型復水タービンで温度が比較的低い部位でS C Cを対象とした検査時期間隔を決めるとき、予測式を利用した場合にはかなりの危険側に設定することとなる。
- (3) S C Cき裂発生用の3点曲げ試験片は最長約27000 h挿入したが、環境的にタービン中の水質が清浄に保たれ、かつ空気の漏れ込みなどがなかったと推定されることよりCrMoV鋼及び3.5NiCrMoV鋼ともき裂発生は認められなかった。

## 参考文献

- 1) F. F. Lyle Jr., A. McMinn and G. R. Leverant: Proc. Inst. Mech. Eng., Part A, Vol.199, No.1, p.59, (1985).
- 2) F. F. Lyle Jr. and H. C. Burghard Jr.: Pap. Corros., No.82-216, (1982).
- 3) F. F. Lyle Jr., A. J. Bursle, H. C. Burghard Jr. and G. R. Leverant: Pap. Corros., No.80-233, (1980).
- 4) W. David, G. Roettger and K. Schleithoff: ASME Pwr. Vol.21, p.83 (1993).
- 5) A. Goldberg and R. D. Streit: NUREG-CR-1884 (1980).
- 6) F. F. Lyle, Jr. and H. C. Burghard, Jr.: EPRI NP-2429-LD RP-1398-5, "Steam Turbine Disc cracking Experience" Vol.1~7, (1982).
- 7) H. Itoh and T. Momoo: Proc. of 9<sup>th</sup> Int. Conf. Nuclear Engineering, Paper No.ICONE-9302, (2001), Nice, France.
- 8) W. G. Clark Jr., B. B. Seth and D. H. Shaffer: "Procedures for estimating the probability of steam turbine disk rupture from stress corrosion cracking", ASME/IEEE Power Generation Conf., (Oct. 1981) New York, NY, USA.
- 9) EPRI Report NP-4056, "Stress corrosion cracking in steam turbine disk: Analysis of field and laboratory data" (May 1985).
- 10) H. Itoh, T. Momoo and T. Sakaguchi: Proc. of 8<sup>th</sup> Int. Conf. Nuclear Engineering, Paper No.ICONE-8112, (2000), Baltimore, MD, USA.

11) H. Itoh, A. Matsuo and T. Momoo: Proc. of 8<sup>th</sup> Int. Conf. Nuclear Engineering,  
Paper No. ICONE-8111, (2000), Baltimore, MD, USA.

## 第10章 結論

本論文では、大容量の蒸気を扱うタービンで最も重要な部品の1つである低圧タービンの円板に生じた応力腐食割れに対する信頼性向上について述べた。低圧タービンの円板に起きた応力腐食割れが初めて発生したときから既に4半世紀が過ぎ、その間プラントの信頼性を損なうものとして原因、寿命評価、対策が取られてきた。このような対策が取られてきたロータもほぼ10万時間の使用に達しつつあり、今後の長期使用に対して、健全性の確認がなされつつある。

第1章では、低圧タービン円板の応力腐食割れ損傷の歴史と、それに伴う研究の流れと現状を示し、そこから抽出される課題を述べた。この課題としては、まず①実機の蒸気雰囲気中での応力腐食割れのプロセスの確認、寿命評価の方法及び必要パラメータの採取、②直接検査のできない円板に対して、検査間隔を精度良く実施するために、実機蒸気中でのき裂進展速度の把握、③応力腐食割れが生じる環境条件の把握及び加速因子の特定、さらに雰囲気を少しずらしたときに生じる円板材に対する耐応力腐食割れ性への影響確認、④対策としての材料因子制限値の把握、⑤他のタービン材料の応力腐食割れ事例に対しての展開を挙げた。

第2章では、国内で使用される低圧タービン円板材及びロータ材の3.5NiCrMoV鋼を使用して、実機蒸気中で応力腐食割れ寿命予測を精度よく行うため、抽気孔からバイパス配管を設置し、その中に実機蒸気環境中でのSCC発生プロセスの確認、腐食ピットの成長速度データ及び腐食ピットの限界値の把握が可能な試験片を設置し、約2サイクルにわたる断続的な観察を実施した。その結果、SCCの発生は、腐食ピットの発生、成長、限界寸法に到達し、SCCの発生となる仮定したプロセスが正しいことを確認した。寿命予測に必要なパラメータとして採取した腐食ピットの成長則はほぼ1/3乗則に従うこと、腐食ピットの限界値は高強度材ほど低くなるものの約 $5.5\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ となることを明らかにした。これらデータを利用することにより、実機の翼溝の定検中に腐食ピットを調査することで、SCC発生の寿命予測が可能となり、適切なロータ取替時期を計画することができるようになった。さらにバイパス配管に付着したスケールの水溶性成分について分析結果から、本SCCは水中不純物の濃縮により発生するのではなく、純水に近い環境中での損傷であることを明らかにした。

第3章では、国内で使用される低圧タービン円板相当材を使用して、約20年間実機の抽気孔に試験片カプセルを設置し、検査間隔の考える上に必要となる3.5NiCrMoV鋼の応力腐食割れき裂進展速度を精度よく把握した。その結果、き裂進展速度はW. G. Clark らの式にほぼ従うことを見出した。したがって、円板のキー溝及びボアのS C Cき裂進展に対して、安全側に見て本式の約2倍を利用したき裂進展速度式を利用すれば、検査間隔は安全に見積もることができること、さらに温度、材料強度を補正すればプラント間で大きな差異はないことを明らかにした。また、鋼中不純物が多いSi脱酸材は、現状多用されている真空カーボン脱酸材よりき裂発生が早い傾向を示すため、現状使用している真空カーボン脱酸材であれば、上式により算定された場合にはより安全側の検査間隔となること、き裂発生に環境としての隙間の影響はみられないことを明らかにした。さらに、タービン蒸気にさらされた第3抽気から採取したスケール（デポジット）には不純物は認められず、脱気純水に近い環境であることをここでも確認した。

第4章では、先の第2章及び第3章のスケール分析の結果を踏まえ、3.5NiCrMoV鋼のS C C発生の環境条件として403Kの温度で、感受性の高い高強度材を使用した電位—pH線図上での応力腐食割れ領域を検討した。その結果、粒界型S C C破面を呈する領域は中性（ $\text{pH}_{403\text{K}} = 5.93$ ）近傍の領域で、pHが低くなって $\text{pH}_{403\text{K}}5$ となると粒内型S C C破面、さらに $\text{pH}_{403\text{K}}$ が低くなると全面腐食となる。また、 $\text{pH}_{403\text{K}}7$ 以上になると感受性はほとんど無くなる。即ちNaOHの濃縮環境のような必ずしも高いpHだけで粒界型S C C破面を生じるわけではないことを明らかにした。また、純水中での試験で、約0.1ppmまでの溶存酸素は3.5NiCrMoV鋼のS C Cの発生に対して加速因子であることが確認され、脱気水の $\text{DO}_25\text{ppb}$ と比べると $\text{DO}_20.1\text{ppm}$ では約1.2倍に、き裂進展速度は10倍の加速となることを示した。

第5章では、2次系機器である蒸気発生器の健全性向上のために、環境条件としてホウ酸のような酸性物質を添加した場合に円板材の耐応力腐食割れ性に及ぼす影響を検討した。その結果、第1段階として実験室で予想されるより1桁多い濃度のホウ酸を添加した脱気水中での3.5NiCrMoV鋼のS C C発生及びき裂進展挙動を把握し、ホウ酸注入による影響はほとんどないことを確認し、第2段階として、タービン抽気孔からバイパスした配管中に円板相当材から製作した試験片を挿入し、ホウ酸注入を終了するまで発生の有無及び進



展状況を約12年にわたり監視した結果、i) き裂発生はホウ酸の注入のない環境と変わらない ii) ホウ酸を注入しない環境と比べ、SCCき裂進展速度の影響はほとんどない iii) スケールの水溶性成分分析の結果でも2次系へのホウ酸注入がタービンの主要部品である円板のSCC挙動に影響をほとんど与えないことを明らかにし、ホウ酸注入が長期にわたって円板材に悪影響を与えなかったことを把握した。

第6章では、さらに他機器の健全性向上のために、ホウ酸とは逆にアルカリ性の水処理材としてエタノールアミン(ETA)を添加したときに円板材の耐力腐食割れ性に及ぼす影響を検討した。その結果、試験した範囲内のETA添加量では、短期間でタービン円板のSCCの発生及び進展に大きな影響を及ぼすことはないこと、ETA注入前から実機環境中に挿入しているSCC試験片の観察範囲内の結果では、ETA注入後の新たなき裂の発生は見られず、またき裂進展速度が変化した兆候も特に認められないから、ETA注入が低圧タービン円板材のSCC感受性に影響を与えないことを示した。また、同時に腐食疲労特性についても検討し、動翼材の12Cr鋼及び17-4PH鋼並びにロータ材について、脱気純水中とETA水中で $10^8$ サイクル強度間の腐食疲労試験を実施したが、両環境で有意な差は認められず、健全性を保つことを示した。

第7章では、3.5NiCrMoV鋼の製造改善の歴史を確認し、それが円板材・ロータ材の耐力腐食割れ性に対策としてどのように反映されているかを示した。その結果、不純物低減により介在物が減少して、SCCの起点になる腐食ピットの発生を抑制したこと、0.2%耐力を700MPa以下にすることにより、粒界炭化物を制御して $M_3C$ を消失させることで耐力腐食割れ性を向上させることを示した。

第8章では、3.5NiCrMoV鋼の結果を踏まえて、小型のタービンロータに使用されているCrMoV鋼の応力腐食割れに展開した。即ち、規格上焼戻し条件を変化させにくいため、応力腐食割れ感受性に及ぼす焼入れ冷却速度の影響を検討した。その結果、焼入れ後の冷却速度が遅く、且つ焼戻し温度が低い炉冷になると、発生に対する応力腐食割れ感受性は高くなること、材料が異なってもき裂はほとんどの起点には腐食ピットを伴っていること、炉外精練による鋼の清浄度を向上させることは耐力腐食割れ性の観点から望ましいこと、腐食ピットの $K_{ISCC}^P$ で表される限界値は $6.1\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ であり、焼入れの冷却速度の遅い場

合は粗大化した $\text{Fe}_3\text{C}$ が粒界に析出して応力腐食割れ発生限界応力拡大係数を下げている可能性が高いことを示した。

第9章では、自家発電用復水タービンに使用されているロータ材の代表としてCrMoV鋼と大型の低圧ロータに使用されている3.5NiCrMoV鋼の2鋼種について、湿り域となる実タービン抽気管から分岐したカプセル内にSCC用の試験片を挿入し、き裂の発生の観察及びき裂進展速度の測定を実験検討した。その結果、温度363Kで得られたき裂進展速度はCrMoV鋼で最大 $3.4 \times 10^{-4} \text{mm/h}$ 、3.5NiCrMoV鋼で $1.4 \times 10^{-4} \text{mm/h}$ であり、文献上での予測式と実機で得られたき裂進展速度とを比較すると、実測値はとかなり高い値となっている。小型復水タービンで温度が比較的低い部位でSCCを対象とした検査時期間隔を決めるとき、予測式を利用した場合にはかなりの危険側に設定することとなることを把握した。

国内での大容量低圧タービンは円板焼嵌め型ロータから一体ロータに徐々に転換されており、本研究の成果が反映されて健全性は向上していると言えるが、約60年の使用期間を考慮するとなお経年監視は必要であることが予想される。この監視の対象はやはり腐食が関与した応力腐食割れ及び腐食疲労とならざるを得ず、今後も引き続き地道な検討が必要になっていくものと考えられる。

## 謝 辞

本論文をまとめるにあたり、静岡大学工学部石井仁教授には終始暖かいご助言とご指導を賜りました。ここに深謝いたします。また、論文審査にあたり貴重な御意見と御指導を頂きました静岡大学工学部東郷敬一郎教授、沢木洋三教授、須藤雅夫教授及び香川大学工学部江原隆一郎教授に深謝いたします。

本論文の完成にあたり、御認可と御指導を頂きました三菱重工業株式会社高砂研究所青木素直所長、佐近俊郎次長に謝意を表します。この論文は1979年以来、蒸気タービン材料の局部腐食に深く関与してきたことにより完成できたもので、この間蒸気タービンの製作の立場から種々の御指導を賜った幹部の方々や、本社タービン技術部渡辺次長、高砂製作所原子力統括唐戸英幸グループ長、タービン技術部武井真男主席、タービン設計宇摩谷雅英課長及び桃尾孝史主任、高砂研究所ターボ研究室田代光室長及び前振音研室間瀬正隆主管、水処理につきましては化学研究室の服部高久主幹、鶴田孝雄主席及び荘田泰彦主席、また材料・強度研究室で長く上司あるいは同僚として議論を行いました福井工業大学後藤徹教授、九州大学大学院工学研究科近藤良之教授の関係各位に深謝いたします。

またくじけそうになるたび陰に陽になり論文を作成するのに支えていただいた友人達、富山大学工学部寺山清志教授、東北大学歯学部秋田博敏博士、高砂研究所同僚今津孝幸前主席、日本アイ・ビー・エム安井八十三氏の各位に感謝します。

この論文中、第2章、第3章、第5章及び第6章は関西電力株式会社、北海道電力株式会社、四国電力株式会社、九州電力株式会社、日本原子力発電株式会社の5電力との共同研究の成果であり、関係各位のご支援とご協力に感謝いたします。