

J A E R I - M
82-062

B W R 近似高温水中における S A 533 B 鋼
溶接熱影響部の疲労き裂成長

1982年6月

燃料工学部材料工学研究室
東北大学工学部基礎工学教室

日本原子力研究所
Japan Atomic Energy Research Institute

JAERI-M レポートは、日本原子力研究所が不定期に公刊している研究報告書です。

入手の問合せは、日本原子力研究所技術情報部情報資料課（〒319-11 茨城県那珂郡東海村）あて、お申しこしください。なお、このほかに財團法人原子力弘済会資料センター（〒319-11 茨城県那珂郡東海村日本原子力研究所内）で複写による実費頒布をおこなっております。

JAERI-M reports are issued irregularly.

Inquiries about availability of the reports should be addressed to Information Section, Division of Technical Information, Japan Atomic Energy Research Institute, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken 319-11, Japan.

© Japan Atomic Energy Research Institute, 1982

編集兼発行 日本原子力研究所
印 刷 日立高速印刷株式会社

BWR 近似高温水中における SA 533 B 鋼溶接熱
影響部の疲労き裂成長

日本原子力研究所燃料工学部材料工学研究室
東北大学工学部基礎工学教室

(1982年5月20日受理)

溶接熱影響部に沿ったき裂の成長挙動に焦点を当てて、ミクロ組織の異った同一ロッドの SA 533 B 鋼の疲労き裂成長挙動に及ぼす BWR 近似水環境の影響を調べた。

3種類の熱処理として、(1)空気中焼入れ一焼戻し、(2)油焼入れ一焼戻し、および(3)油焼入れのまま、を採用した。これらは溶接熱影響部に繰返し現れるミクロ組織に対応するものである。

大気中における予備試験では、ミクロ組織や応力比の如何によらずほぼ同一の da/dN 対 ΔK の関係を示した。高温水中における低応力比 ($R = 0.1$) の試験では大気中と比較してき裂成長の加速が認められるが、加速の程度は、ミクロ組織が異なっても大きな相違はなかった。高温水中における高応力比 ($R = 0.5$) の試験ではマルテンサイト組織をもち硬くなっている油焼入材が他のミクロ組織のものと比較して高温水環境によるき裂成長の加速が著るしかった。

溶接熱影響部におけるき裂成長挙動のミクロ組織依存性とミクロ組織の異なる材料におけるき裂成長挙動は、溶接部の引張残留応力を考慮することにより矛盾なく説明することが出来る。

JAERI-M 82-062

Cyclic crack growth through typical weld HAZ microstructures of SA 533 gr.B steel in simulated BWR water environment

Materials Engineering Laboratory, Division of Nuclear Fuel Research,
Tokai Research Establishment, JAERI

Dept. of Engineering Science, Faculty of Engineering, Tohoku University

(Received May 20, 1982)

The effect of BWR water environment on the cyclic crack growth characteristics of SA 533 gr.B steel specimen of a common heat with different microstructures was examined with major emphasis placed on the crack growth along the weld heat affected zone(HAZ).

The variation employed was provided by three different heat treatments, i.e. (1) air-quenched and tempered, (2) oil-quenched and tempered and (3) as oil-quenched, each of which were to simulate the localized variability of typical alternated microstructures of the weld-heat affected zones appearing along fusion lines.

In the preliminary air tests, no essential difference was observed among all kinds of materials in their ΔK versus da/dN relationships for two stress ratio conditions, i.e. $R=0.1$ and 0.5 . In the BWR water environment, the crack growth rates of those three types of materials were accelerated relative to the air environment results. The degrees of acceleration were not greatly different to each other under stress ratio, $R=0.1$, while considerable difference was noted in case of higher stress ratio, $R=0.5$. Under the high stress ratio test condition, the quenched material, which was with martensitic structure and hardening, showed highest degree of environment sensitivity among others.

The obtained results were consistent with the cyclic crack growth rates when cracks were advancing along weld fusion lines through HAZ, where considerable level of residual stresses were to have remained.

Keywords : Corrosion Fatigue, Environmental Effect, SA 533 gr.B Steel, BWR Environment, Crack Growth Rate, Stress Intensity Factor Range, Weld HAZ, Microstructures, Quench, Temper

The work was performed under co-operation between Tohoku University and JAERI.

目 次

1. まえがき	1
2. 目 的	2
3. 実験方法	2
4. 実験結果	3
4.1 溶接部境界のき裂成長	3
4.2 溶接部境界のミクロ組織を近似した材料のき裂成長	4
5. 討 論	4
5.1 高温水中のき裂成長に及ぼすミクロ組織の影響	4
5.2 き裂成長に及ぼす溶接残留応力の影響	5
5.3 き裂成長速度と ASME Code Section XIとの比較	6
6. 結 論	6
謝 辞	7
参考文献	7
附 錄 疲労き裂成長速度データ集	20

Contents

1. Preface	1
2. Purpose	2
3. Experimental	2
4. Results	3
4.1 Crack growth behavior along weld fusion lines through HAZ	3
4.2 Crack growth behavior of bulk material with alternated microstructures of the weld HAZ	4
5. Discussion	4
5.1 Effect of microstructure on the crack growth behavior in the simulated BWR environment	4
5.2 Crack growth behavior along weld fusion lines through HAZ	5
5.3 Comparison between the obtained crack growth rate data sets and ASME Code Section XI	6
6. Conclusion	6
Acknowledgement	7
References	7
Appendix Results of cyclic crack growth rate measurement	20

1. まえがき

BWRを近似した高温高圧水中における原子炉圧力容器鋼溶接部の腐食疲労き裂成長挙動を明らかにすることを目的として、昭和50年度より昭和55年度までの間、原研燃料工学部材料工学研究室と東北大学工学部基礎工学教室との間で研究チームを編成し、協力研究を実施した。この協力研究は、材料工学研究室において昭和43年より開発して来た高温高圧水中における材料試験技術と基礎工学教室において確立に努めていた破壊力学を応用した材料試験手法を有機的に活用することをねらいとしたものである。

第一期では実物の厚肉原子炉圧力容器鋼の溶接部から切り出した試験片について、き裂成長速度の定量的な評価を行った。さらに第二期では熱処理により溶接熱影響部のミクロ組織を近似した材料のき裂成長速度を定量的に評価すると共に、第一期計画で得られた実機溶接部の試験結果との比較も併せて行った。

なおこの研究は次に示す研究チームにより進められた。

(1) 総括

近藤 達男（原研・燃料工学部次長兼材料工学研究室長）
 鈴木 正彦（東北大学・工学部基礎工学教室名誉教授、現トヨタ自動車）
 高橋 秀明（東北大学・工学部基礎工学教室教授、現工学部附属材料強度研究施設）

(2) 試験の計画と結果の解析

中島 甫（原研・燃料工学部材料工学研究室 副主任研究員）
 庄子 哲雄（東北大学・工学部基礎工学教室助手、現工学部附属材料強度研究施設）

(3) 試験の実施

中島 甫（原研・燃料工学部材料工学研究室 副主任研究員）
 新藤 雅美（原研・燃料工学部材料工学研究室）
 鈴木 富男（原研・燃料工学部材料工学研究室）
 木内 清（原研・燃料工学部材料工学研究室）
 菊地 正彦（原研・燃料工学部材料工学研究室）
 辻 宏和（原研・燃料工学部材料工学研究室）
 塚田 隆（原研・燃料工学部材料工学研究室）
 庄子 哲雄（東北大学・工学部基礎工学教室助手、現工学部附属材料強度研究施設）
 玉川 欣治（東北大学・工学部基礎工学教室助手、現工学部附属材料強度研究施設）
 相山 茂樹（東北大学・工学部基礎工学教室大学院、現川崎製鉄）
 菊池 正明（東北大学・工学部基礎工学教室大学院、現東京芝浦電気）
 千葉 昌幸（東北大学・工学部基礎工学教室大学院、現日産自動車）
 湯田 周二（東北大学・工学部基礎工学教室大学院、現昭和電工）

2. 目的

原子炉一次系の構造物は、素材の溶製から施工まで厳しい品質管理のもとに製作されているが、非破壊検査技術の検出限界未満の微小欠陥については、それが潜在するものとして考えねばならない。使用期間中に欠陥が成長する可能性について、原子炉圧力バウンダリー材料を対象にした ASME Code Section XI⁽¹⁾においてその配慮がなされており、そこでは高温水環境がき裂成長を加速する点を考慮している。一般に、母材と比べて溶接部のような冶金学的、力学的不連続部分では、欠陥の潜在する確率が高い。また、材料の性質も母材と比べて特異性があることを考え合せると、高温水環境中のき裂成長にも、母材とは異なる挙動が予想される⁽²⁾。

本研究は、このような観点から、軽水炉圧力容器鋼溶接部の高温水中における環境加速型き裂成長に焦点を絞った。すなわち、実用規模の厚肉圧力容器用鋼板（厚さ 165mm）の溶接熱影響部に沿ったき裂成長試験⁽³⁾、および熱処理により溶接熱影響部に該当するミクロ組織を再現した材料のき裂成長試験⁽⁴⁾、などを沸騰水型原子炉一次系を近似した高温水中で実施し、溶接熱影響部のき裂成長挙動を明らかにすることを目的とした。

3. 実験方法

厚さ 165mm の SA 533 B 鋼（化学組成・Table 1）を試験素材とした。溶接はサブマージアーク溶接法を用い、溶接後 600°C で 40 時間の熱処理を行った。溶接および溶接後熱処理は原子炉製造メーカーで行った。Fig. 1 に溶接部の組織写真を示す。溶接部の境界（以後 HAZ と呼ぶ）に沿って、二種類のミクロ組織が交互に存在する。これら二種類の組織は、

- (1) 平均粒径が 10~30 μm の焼戻しソルバイト組織（以後細粒域と呼ぶ）
- (2) 平均粒径が約 100 μm の焼戻しマルテンサイトとベーナイトの混合組織（以後粗粒域と呼ぶ）

である。HAZ 部に存在した上記二種類のミクロ組織を参考にして、化学組成を変えることなく、類似のミクロ組織を得るために実施した熱処理条件と、その結果得られた材料の室温引張性質を母材（空気中焼入→焼戻し材）と共に Table 2 に示す。Fig. 2 はそれらのミクロ組織である。組織上、HAZ 部で見られた粗粒域はマルテンサイト組織からなる油焼入材と焼戻しへーナイト組織である母材との中間に位置しているといえる。

試験片はき裂成長速度を精度良く測定することをねらいとして、Fig. 3 のように一定荷重下ではき裂長さによらず応力拡大係数（以後 K と呼ぶ）が一定となるように作った C D C B 型（Contoured Double Cantilever Beam）を用いた⁽⁵⁾。溶接部からの試験片の採取は、Fig. 4 のように、き裂成長径路が HAZ 部に沿うように切り出した。この場合のみ、試験片の厚さ方向に均質な組織をした厚肉試験片を得ることが困難と考え、Fig. 3 の試験片形状の

2. 目的

原子炉一次系の構造物は、素材の溶製から施工まで厳しい品質管理のもとに製作されているが、非破壊検査技術の検出限界未満の微小欠陥については、それが潜在するものとして考えねばならない。使用期間中に欠陥が成長する可能性について、原子炉圧力バウンダリー材料を対象にした ASME Code Section XI⁽¹⁾においてその配慮がなされており、そこでは高温水環境がき裂成長を加速する点を考慮している。一般に、母材と比べて溶接部のような冶金学的、力学的不連続部分では、欠陥の潜在する確率が高い。また、材料の性質も母材と比べて特異性があることを考え合せると、高温水環境中のき裂成長にも、母材とは異なる挙動が予想される⁽²⁾。

本研究は、このような観点から、軽水炉圧力容器鋼溶接部の高温水中における環境加速型き裂成長に焦点を絞った。すなわち、実用規模の厚肉圧力容器用鋼板（厚さ 165mm）の溶接熱影響部に沿ったき裂成長試験⁽³⁾、および熱処理により溶接熱影響部に該当するミクロ組織を再現した材料のき裂成長試験⁽⁴⁾、などを沸騰水型原子炉一次系を近似した高温水中で実施し、溶接熱影響部のき裂成長挙動を明らかにすることを目的とした。

3. 実験方法

厚さ 165mm の SA 533 B 鋼（化学組成・Table 1）を試験素材とした。溶接はサブマージアーク溶接法を用い、溶接後 600°C で 40 時間の熱処理を行った。溶接および溶接後熱処理は原子炉製造メーカーで行った。Fig. 1 に溶接部の組織写真を示す。溶接部の境界（以後 HAZ と呼ぶ）に沿って、二種類のミクロ組織が交互に存在する。これら二種類の組織は、

- (1) 平均粒径が 10~30 μm の焼戻しソルバイト組織（以後細粒域と呼ぶ）
- (2) 平均粒径が約 100 μm の焼戻しマルテンサイトとベーナイトの混合組織（以後粗粒域と呼ぶ）

である。HAZ 部に存在した上記二種類のミクロ組織を参考にして、化学組成を変えることなく、類似のミクロ組織を得るために実施した熱処理条件と、その結果得られた材料の室温引張性質を母材（空気中焼入→焼戻し材）と共に Table 2 に示す。Fig. 2 はそれらのミクロ組織である。組織上、HAZ 部で見られた粗粒域はマルテンサイト組織からなる油焼入材と焼戻しへーナイト組織である母材との中間に位置しているといえる。

試験片はき裂成長速度を精度良く測定することをねらいとして、Fig. 3 のように一定荷重下ではき裂長さによらず応力拡大係数（以後 K と呼ぶ）が一定となるように作った C D C B 型（Contoured Double Cantilever Beam）を用いた⁽⁵⁾。溶接部からの試験片の採取は、Fig. 4 のように、き裂成長経路が HAZ 部に沿うように切り出した。この場合のみ、試験片の厚さ方向に均質な組織をした厚肉試験片を得ることが困難と考え、Fig. 3 の試験片形状の

厚さを30mmから12mmに減肉した試験片を用いた。

C D C B 型試験片の K は次式で示される。⁽⁶⁾⁽⁷⁾

P : 荷重, m : 定数, B_n : 最小試験片厚さ, B : 最大試験片厚さ

腐食疲労試験は、荷重容量±10トンの単軸引張圧縮型の電気油圧サーボ式疲労試験機と高温高压純水ループを組合せた装置で行った。高温水中試験の前に、大気中で予き裂を発生させてから、オートクレーブでテストセクションをシールした。試験環境は、H A Z 部について、260°C, 60気圧、その他は288°C, 84気圧とし、溶存酸素は全て0.1~0.2 ppm、電気伝導度は $1 \mu\text{mho}/\text{cm}$ 以下である。き裂長さは、荷重振巾を変えて破面上に疲労き裂成長前後の痕跡を残すビーチマーク法および高温水用LVDT (Linear Variable Differential Transformer) を併用して測定した。基本波形は毎分一サイクルの三角波とし、応力比 ($R = \text{最小荷重} / \text{最大荷重}$) は、0.1および0.5を選んだ。試験後の試験片は、大気中で疲労き裂を成長させた後、強制的に破断させた。表面の酸化膜を除去した後⁽⁸⁾、破面を走査型電子顕微鏡で観察した。

4. 実験結果

4.1 溶接部境界のき裂成長⁽³⁾

大気中における HAZ 部の細粒域と粗粒域、母材および HAZ 部の平均的なき裂成長速度（以後 da/dN と呼ぶ）と応力拡大係数範囲（以後 ΔK と呼ぶ）の関係を Fig.5 に示す。これより、大気中においては、粗粒域の方が細粒域より若干 da/dN が小さいが、全体としてはミクロ組織の相違によらずほぼ同一の da/dN を示す。HAZ 部の平均的な da/dN と母材の da/dN の差は無視できる程小さい。

260°Cの高温水中での細粒域および粗粒域に対応した da/dN と ΔK の関係を示したものが Fig. 6 である。また、HAZ 部における細粒域と粗粒域の比率を光学顕微鏡で調べた結果、およそ前者が 80%，後者が 20% であった。したがって、HAZ 部における平均的な da/dN は次式で近似できると考えた。

$$(\text{da}/\text{dN})_{\text{HAZ(me an)}} = 0.8 (\text{da}/\text{dN})_{\text{HAZ(F)}} + 0.2 (\text{da}/\text{dN})_{\text{HAZ(C)}} \dots\dots\dots(2)$$

この式で求めた HAZ 部の平均的な da/dN および母材の da/dN と ΔK の関係も、 ASME Code と併せて Fig. 6 に示した。これより、高温水中では母材の方が HAZ 部より da/dN が大きいと言える。また、高温水中での da/dN を大気中の da/dN で除した値で表わした加速係数を縦軸に、 ΔK を横軸にとって示したのが Fig. 7 である。 $\Delta K > 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ で、粗粒域における高温水環境によるき裂成長の加速が、細粒域における場合と比較して顕著に

厚さを30mmから12mmに減肉した試験片を用いた。

C D C B 型試験片の K は次式で示される。⁽⁶⁾⁽⁷⁾

P : 荷重, m : 定数, B_n : 最小試験片厚さ, B : 最大試験片厚さ

腐食疲労試験は、荷重容量±10トンの単軸引張圧縮型の電気油圧サーボ式疲労試験機と高温高压純水ループを組合せた装置で行った。高温水中試験の前に、大気中で予き裂を発生させてから、オートクレーブでテストセクションをシールした。試験環境は、H A Z部について、260°C, 60気圧、その他は288°C, 84気圧とし、溶存酸素は全て0.1~0.2 ppm、電気伝導度は $1 \mu\text{mho}/\text{cm}$ 以下である。き裂長さは、荷重振巾を変えて破面上に疲労き裂成長前後の痕跡を残すビーチマーク法および高温水用LVDT (Linear Variable Differential Transformer) を併用して測定した。基本波形は毎分一サイクルの三角波とし、応力比($R = \text{最小荷重} / \text{最大荷重}$)は、0.1および0.5を選んだ。試験後の試験片は、大気中で疲労き裂を成長させた後、強制的に破断させた。表面の酸化膜を除去した後⁽⁸⁾、破面を走査型電子顕微鏡で観察した。

4. 実験結果

4.1 溶接部境界のき裂成長⁽³⁾

大気中における HAZ 部の細粒域と粗粒域、母材および HAZ 部の平均的なき裂成長速度（以後 da/dN と呼ぶ）と応力拡大係数範囲（以後 ΔK と呼ぶ）の関係を Fig.5 に示す。これより、大気中においては、粗粒域の方が細粒域より若干 da/dN が小さいが、全体としてはミクロ組織の相違によらずほぼ同一の da/dN を示す。HAZ 部の平均的な da/dN と母材の da/dN の差は無視できる程小さい。

260°Cの高温水中での細粒域および粗粒域に対応した da/dN と ΔK の関係を示したものが Fig. 6 である。また、HAZ 部における細粒域と粗粒域の比率を光学顕微鏡で調べた結果、およそ前者が 80%，後者が 20% であった。したがって、HAZ 部における平均的な da/dN は次式で近似できると考えた。

$$(\text{da}/\text{dN})_{\text{HAZ}(\text{measured})} = 0.8 (\text{da}/\text{dN})_{\text{HAZ}(\text{F})} + 0.2 (\text{da}/\text{dN})_{\text{HAZ}(\text{C})} \dots\dots(2)$$

この式で求めた HAZ 部の平均的な da/dN および母材の da/dN と ΔK の関係も、 ASME Code と併せて Fig. 6 に示した。これより、高温水中では母材の方が HAZ 部より da/dN が大きいと言える。また、高温水中での da/dN を大気中の da/dN で除した値で表わした加速係数を縦軸に、 ΔK を横軸にとって示したのが Fig. 7 である。 $\Delta K > 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ で、粗粒域における高温水環境によるき裂成長の加速が、細粒域における場合と比較して顕著に

なる。しかし、H A Z部のように、材質的に不連続な微小部分についてのき裂成長試験には、不可避的な種々の制約がある。そこで熱処理によりH A Z部のミクロ組織を近似した材料を作り、それらを用いたき裂成長試験を計画した。

4.2 溶接部境界のミクロ組織を近似した材料のき裂成長⁽⁴⁾

H A Z部のミクロ組織と対応させて、Table 2に示した三種類の材料から試験片を切り出した。それらについて、大気中および高温水中において、応力比が0.1と0.5のき裂成長試験を行い、 da/dN と ΔK の関係に整理したものがFig.8とFig.9である。これらの図には、ミクロ組織、試験環境、応力比など多くの変動因子が混在しているが、両者を比較すると次のことがわかる。

- (1) 大気中では、き裂成長に及ぼすミクロ組織や応力比の影響は小さい。
- (2) 高温水中では、き裂成長に加速が生じる。
- (3) き裂成長の加速はミクロ組織に依存する。

Fig.7と同様の整理方法で、Fig.8とFig.9のデータを加速係数と ΔK の関係に整理したのがFig.10である。この図からマルテンサイト組織の材料が高応力比条件下で顕著なき裂成長の加速を生じることがわかる。

腐食疲労試験後の破面を走査型電子顕微鏡で観察した結果、低応力比条件下では全ての材料とも延性縞模様 (ductile striation)を呈していた。一方、高応力比条件下ではFig.11に示すように、マルテンサイト組織の材料のみ擬へき開模様 (quasi-cleavage)が認められ、その他の材料では延性縞模様であった。しかし、焼戻しベーナイト組織の材料の場合でも高温水中の変動応力下で破壊させた時、延性縞模様のみならず、擬へき開模様も認められることがあると報告されており⁽⁹⁾、擬へき開模様形成の材料条件、力学条件、環境条件がどのようなものであるかは今後の検討を待たなければならない。

Fig.12には破面の特色に及ぼす ΔK レベルの効果を示す。これより、 ΔK の増大によりき裂の枝分れの傾向が顕著になることがわかる。

5. 討論

5.1 高温水中のき裂成長に及ぼすミクロ組織の影響

すでに著者らが報告したように⁽¹⁰⁾、焼戻しベーナイト組織をした母材が、大気中と比較して高温水中でき裂成長の加速を生じることが本研究でも再確認された。さらにH A Z部に現れる焼戻しマルテンサイトとベーナイトの混合組織や油焼入れによるマルテンサイト組織をした材料でも高温水環境によるき裂成長の加速を生じることがわかった。

また、マルテンサイト相を含む材料が、高応力比条件下では母材と比較してさらに一層顕著なき裂成長の加速を生じることも新たに見い出され、高温水中のき裂成長挙動は材料のミ

なる。しかし、H A Z部のように、材質的に不連続な微小部分についてのき裂成長試験には、不可避的な種々の制約がある。そこで熱処理によりH A Z部のミクロ組織を近似した材料を作り、それらを用いたき裂成長試験を計画した。

4.2 溶接部境界のミクロ組織を近似した材料のき裂成長⁽⁴⁾

H A Z部のミクロ組織と対応させて、Table 2に示した三種類の材料から試験片を切り出した。それらについて、大気中および高温水中において、応力比が0.1と0.5のき裂成長試験を行い、 da/dN と ΔK の関係に整理したものがFig.8とFig.9である。これらの図には、ミクロ組織、試験環境、応力比など多くの変動因子が混在しているが、両者を比較すると次のことがわかる。

- (1) 大気中では、き裂成長に及ぼすミクロ組織や応力比の影響は小さい。
- (2) 高温水中では、き裂成長に加速が生じる。
- (3) き裂成長の加速はミクロ組織に依存する。

Fig.7と同様の整理方法で、Fig.8とFig.9のデータを加速係数と ΔK の関係に整理したのがFig.10である。この図からマルテンサイト組織の材料が高応力比条件下で顕著なき裂成長の加速を生じることがわかる。

腐食疲労試験後の破面を走査型電子顕微鏡で観察した結果、低応力比条件下では全ての材料とも延性縞模様(ductile striation)を呈していた。一方、高応力比条件下ではFig.11に示すように、マルテンサイト組織の材料のみ擬へき開模様(quasi-cleavage)が認められ、その他の材料では延性縞模様であった。しかし、焼戻しベーナイト組織の材料の場合でも高温水中の変動応力下で破壊させた時、延性縞模様のみならず、擬へき開模様も認められることがあると報告されており⁽⁹⁾、擬へき開模様形成の材料条件、力学条件、環境条件がどのようなものであるかは今後の検討を待たなければならない。

Fig.12には破面の特色に及ぼす ΔK レベルの効果を示す。これより、 ΔK の増大によりき裂の枝分れの傾向が顕著になることがわかる。

5. 討論

5.1 高温水中のき裂成長に及ぼすミクロ組織の影響

すでに著者らが報告したように⁽¹⁰⁾、焼戻しベーナイト組織をした母材が、大気中と比較して高温水中でき裂成長の加速を生じることが本研究でも再確認された。さらにH A Z部に現れる焼戻しマルテンサイトとベーナイトの混合組織や油焼入れによるマルテンサイト組織をした材料でも高温水環境によるき裂成長の加速を生じることがわかった。

また、マルテンサイト相を含む材料が、高応力比条件下では母材と比較してさらに一層顕著なき裂成長の加速を生じることも新たに見い出され、高温水中のき裂成長挙動は材料のミ

クロ組織に特有な傾向を示すことが明らかになった。このような実験事実は、応力腐食割れあるいは水素割れのような時間依存型の環境割れ機構が作用した場合の傾向と一致する。仮にこのような割れを便宜的に応力腐食割れとした場合の概念を Fig.13 に示す。

しかしながら、高温水中では、一定荷重下あるいは台形波では、き裂成長の加速効果を生じにくくことが報告されている⁽¹¹⁾⁽¹²⁾。

一般に応力腐食割れと呼ばれる現象が、一定荷重下における状況を想定した時間依存型の割れ現象とみられ、また腐食疲労が荷重の繰返しを進行の条件⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾としているのに対して、ここで観察された現象は、むしろ時間依存的でありながら荷重の変動を進行の条件としているように思われる。言いかえると、き裂先端における歪速度の支配を受けた環境加速型の割れ⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾とみることができる。このような考え方により、以下の(1)～(3)に示すような実験事実を理解することができる。

- (1) 一定荷重下での S A 533 B 鋼の高温水中における応力腐食割れ試験の結果では、き裂先端において $K = 50 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 程度の条件でも、き裂成長に要する潜伏期が 5 ～ 6 年である⁽¹⁸⁾。
- (2) 応力比が 0.5 近傍で高温水環境によるき裂成長の加速が最大となり、応力比が 0.2 および 0.7 のいずれの場合でも、環境によるき裂成長の加速の程度が減少する⁽¹⁹⁾。
- (3) 応力比が 0.9 という腐食疲労試験では、高温水環境によるき裂成長の加速はほとんど認められない⁽²⁰⁾。

しかしながら、今のところき裂成長試験後の破面観察の結果からは、ここで推測したような割れ機構の介在した証拠は得られていない。

5.2 き裂成長に及ぼす溶接残留応力の影響

H A Z 部に沿ったき裂成長試験の結果、低応力比条件でも粗粒域において高温水環境によるき裂成長の顕著な加速が認められた。一方、油焼入れによるマルテンサイト組織の場合、低応力比条件では顕著なき裂成長の加速は生じず、高応力比条件でのみ顕著なき裂成長の加速が認められた。これらの試験結果は矛盾しているように見受けられるが、以下に示すように H A Z 部の引張残留応力を考慮することにより定性的に説明できる。

本試験に用いた H A Z 部の境界に沿った領域の残留応力をストレーンゲージ法で測定した⁽²¹⁾。残留応力の測定位置を Fig.14 に、測定結果を Fig.15 に示す。これより、応力除去焼鈍後の H A Z 部には 10 ～ 20 MPa 程度の引張残留応力しか存在していない。しかし実際の溶接部における材質の不均質性を考えると、局所的にはさらに高レベルの残留応力が存在していたものと思われる。

外部から負荷した荷重振幅による応力比が、引張残留応力の寄与でどの程度高応力比側にずれるかを下記の二つの前提のもとに評価した。

- (1) 残留応力は試験片全体に均一で、き裂の成長で緩和しない。
- (2) き裂先端の K 値は外部からの負荷によるものと残留応力によるものとの線型加算により表わせる。

このような前提のもとで K 値を計算する方法⁽²²⁾⁽²³⁾の概略を Fig.16 に示す。外部負荷によ

りき裂先端に応力比が 0.1 の ΔK を与えた場合の引張残留応力と真の応力比の関係を示したのが Fig.17 である。これより、HAZ 部では溶接残留応力の程度に応じて、外部から与えられた応力比より高応力比側に移行した条件でき裂成長試験が実施されることになる。

HAZ 部粗粒域で、低応力比条件でも顕著なき裂成長の加速が認められたのは、このような効果によるものと思われる。

5.3 き裂成長速度と ASME Code Section XIとの比較

本研究で得られた da/dN データ群を分類したものが Fig.18 であり、ASME Code Section XI⁽¹⁾ と比較すると次のようにある。

- (1) 大気中での da/dN 群は、 $\Delta K < 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の 2~3 点を除き、大気中での欠陥の成長に関する規準線の直下に位置する。
- (2) 高温水中では、 da/dN が最大となる場合でも、高温水中での表面欠陥の成長に関する規準線を越えない。

一方、Bamford らは、高応力比条件では da/dN が、高温水中での欠陥の成長に関する規準線を越えることを報告している⁽²⁴⁾。これらの結果の相違は、主として S 含有量が多い材料で高温水環境によるき裂成長の加速が著しくなる効果⁽²⁵⁾によるとと思われる。ちなみに、Bamford らが用いた材料の S 含有量は 0.02 w/o であったのに対し、本報で用いた材料は 0.006 w/o という低 S 含有量である。

6. 結論

沸騰水型原子炉一次系に相当する高温水中で、原子炉圧力容器用 SA533B 鋼の厚板 溶接影響部および溶接熱影響部のミクロ組織を熱処理により近似した材料のき裂成長試験を行い、次のような結論を得た。

- (1) 高温水によるき裂成長の加速効果は、材料のミクロ組織に依存する。特に、硬いマルテンサイト部が高応力比条件下で割れやすい等の高温水中特有のき裂成長挙動を示す。
- (2) 热処理により溶接熱影響部のミクロ組織を近似した材料の試験結果は、溶接熱影響部の試験結果と定性的に対応する。
- (3) 溶接部付近のき裂成長を評価するには、残留応力の寄与を考慮することの必要性が示唆される。

なお、本試験の範囲で最もき裂成長の速い場合でも、1974 年に改訂された ASME Code Section XI の高温水中での表面欠陥の成長に関する規準線の安全側に位置する。

りき裂先端に応力比が 0.1 の ΔK を与えた場合の引張残留応力と真の応力比の関係を示したのが Fig.17 である。これより、H A Z 部では溶接残留応力の程度に応じて、外部から与えられた応力比より高応力比側に移行した条件でき裂成長試験が実施されることになる。

H A Z 部粗粒域で、低応力比条件でも顕著なき裂成長の加速が認められたのは、このような効果によるものと思われる。

5.3 き裂成長速度と ASME Code Section XIとの比較

本研究で得られた da/dN データ群を分類したものが Fig.18 であり、ASME Code Section XI⁽¹⁾ と比較すると次のようである。

- (1) 大気中での da/dN 群は、 $\Delta K < 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の 2~3 点を除き、大気中での欠陥の成長に関する規準線の直下に位置する。
- (2) 高温水中では、 da/dN が最大となる場合でも、高温水中での表面欠陥の成長に関する規準線を越えない。

一方、Bamford らは、高応力比条件では da/dN が、高温水中での欠陥の成長に関する規準線を越えることを報告している⁽²⁴⁾。これらの結果の相違は、主として S 含有量が多い材料で高温水環境によるき裂成長の加速が著しくなる効果⁽²⁵⁾によると思われる。ちなみに、Bamford らが用いた材料の S 含有量は 0.02 w/o であったのに対し、本報で用いた材料は 0.006 w/o という低 S 含有量である。

6. 結論

沸騰水型原子炉一次系に相当する高温水中で、原子炉圧力容器用 SA 533 B 鋼の厚板 溶接部および溶接熱影響部のミクロ組織を熱処理により近似した材料のき裂成長試験を行い、次のような結論を得た。

- (1) 高温水によるき裂成長の加速効果は、材料のミクロ組織に依存する。特に、硬いマルテンサイト部が高応力比条件下で割れやすい等の高温水中特有のき裂成長挙動を示す。
- (2) 热処理により溶接熱影響部のミクロ組織を近似した材料の試験結果は、溶接熱影響部の試験結果と定性的に対応する。
- (3) 溶接部付近のき裂成長を評価するには、残留応力の寄与を考慮することの必要性が示唆される。

なお、本試験の範囲で最もき裂成長の速い場合でも、1974 年に改訂された ASME Code Section XI の高温水中での表面欠陥の成長に関する規準線の安全側に位置する。

謝 辞

本研究で用いたK一定型試験片の応用に際し、高温工学部高温材料強度研究室 菊山紀彦副主任研究員の協力を得た。また実験素材はバブコック日立株式会社より提供を受けたものを用いた。

ここに記して、感謝の意を表します。

参考文献

- (1) ASME Boiler and Pressure Vessel Code Section XI. Appendix A (1974), ASME.
- (2) Mager, T.R. and McLoughlin, V.J.; Westinghouse Report WCAP-7760 (1971).
- (3) Suzuki, M., Takahashi, H., Shoji, T., Kondo, T. and Nakajima, H.; "The Influence of Environment on Fatigue", 161 (1977), Inst. Mech. Engns.
- (4) 中島, 庄子, 辻, 高橋, 近藤; 日本材料学会第15回疲労シンポジウム前刷集, 141 (1981) および材料, 31, 74 (1982).
- (5) 辻, 中島, 近藤; JAERI-M 9969 (1982).
- (6) Mostovoy, S., Crosley, B.P. and Ripling, E.J.; J. Material, 2, 661 (1967).
- (7) Nakajima, H., Shoji, T., Kikuchi, M., Niitsuma, H. and Shindo, M.; ASTM STP 738, 139 (1981), ASTM.
- (8) Yuzawich, P.M. and Hughes, C.W.; Practical Metallography, 15, 184 (1978).
- (9) Törrönen, K. and Kemppainen, M.; Technical Research Center of Finland Report VTT-MET B-33 (1981).
- (10) Kondo, T., Kikuyama, T., Nakajima, H., Shindo, M. and Nagasaki, R.; Proc. 1st Int. Conf. on Corrosion Fatigue, 539 (1972), NACE and AIME.
- (11) Kondo, T.; 3rd Water Reactor Safety Information Meeting, Maryland, USA (1975).
- (12) Mager, T.R., Landes, J.D., Moon, D.M. and McLoughlin, V.J.; Westinghouse Report WCAP-8256 (1973).
- (13) Wei, R.P. and Landes, J.D.; Material Research Stand., 9, 25 (1969).
- (14) Gallagher, J.P. and Wei, R.P. ; Proc. of 1st Int. Conf. on Corrosion Fatigue, 409 (1972), NACE and AIME.
- (15) Ford, F.P. ; J. Metal Science, 12, 326 (1978).
- (16) Scott, P.M. and Truswell, A.E. ; Proc. of IAEA Specialists' Meeting on Subcritical Crack Growth, 376 (1981).

謝 辞

本研究で用いたK一定型試験片の応用に際し、高温工学部高温材料強度研究室 菊山紀彦副主任研究員の協力を得た。また実験素材はバブコック日立株式会社より提供を受けたものを用いた。

ここに記して、感謝の意を表します。

参考文献

- (1) ASME Boiler and Pressure Vessel Code Section XI. Appendix A (1974), ASME.
- (2) Mager, T.R. and McLoughlin, V.J.; Westinghouse Report WCAP-7760 (1971).
- (3) Suzuki, M., Takahashi, H., Shoji, T., Kondo, T. and Nakajima, H.; "The Influence of Environment on Fatigue", 161 (1977), Inst. Mech. Engns.
- (4) 中島, 庄子, 辻, 高橋, 近藤; 日本材料学会第15回疲労シンポジウム前刷集, 141 (1981) および材料, 31, 74 (1982).
- (5) 辻, 中島, 近藤; JAERI-M 9969 (1982).
- (6) Mostovoy, S., Crosley, B.P. and Ripling, E.J.; J. Material, 2, 661 (1967).
- (7) Nakajima, H., Shoji, T., Kikuchi, M., Niitsuma, H. and Shindo, M.; ASTM STP 738, 139 (1981), ASTM.
- (8) Yuzawich, P.M. and Hughes, C.W.; Practical Metallography, 15, 184 (1978).
- (9) Törrönen, K. and Kemppainen, M.; Technical Research Center of Finland Report VTT-MET B-33 (1981).
- (10) Kondo, T., Kikuyama, T., Nakajima, H., Shindo, M. and Nagasaki, R.; Proc. 1st Int. Conf. on Corrosion Fatigue, 539 (1972), NACE and AIME.
- (11) Kondo, T.; 3rd Water Reactor Safety Information Meeting, Maryland, USA (1975).
- (12) Mager, T.R., Landes, J.D., Moon, D.M. and McLoughlin, V.J.; Westinghouse Report WCAP-8256 (1973).
- (13) Wei, R.P. and Landes, J.D.; Material Research Stand., 9, 25 (1969).
- (14) Gallagher, J.P. and Wei, R.P. ; Proc. of 1st Int. Conf. on Corrosion Fatigue, 409 (1972), NACE and AIME.
- (15) Ford, F.P. ; J. Metal Science, 12, 326 (1978).
- (16) Scott, P.M. and Truswell, A.E. ; Proc. of IAEA Specialists' Meeting on Subcritical Crack Growth, 376 (1981).

- (17) Scully, J.C. ; J. Metal Science, 12, 290 (1978).
- (18) Cullen, W.H., Loss, F.J., Watson, H.E., Bamford, W.H. and Ceschini, L.J.; 8th Water Reactor Safety Information Meeting, Maryland, USA (1980).
- (19) Van der Sluys, W.A. and DeMiglio, D.S. ; private communication (to be published in Corrosion).
- (20) Nakajima, H., Shoji, T., Tsuji, H., Takahashi, H. and Kondo, T.; 未発表データ.
- (21) Suzuki, M., Komura, I. and Takahashi, H.; Int. J. Pres. Ves. & Piping, 6, 87 (1978).
- (22) ASTM Standard E647, 749 (1980), ASTM.
- (23) Brown, W.F.Jr. and Srawley, J.E.; ASTM STP 410, 12 (1967), ASTM.
- (24) Bamford, W.H.; ASME Publication 79-PVP-116 (1979), ASME.
- (25) Bamford, W.H., Ceschini, L.J., Cullen, W.H., Loss, F.J. and Watson, H.E.; 9th Water Reactor Safety Information Meeting, Maryland, USA(1981).

Table 1 Chemical composition of material(wt%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Sb	As	Sn
0.17	0.02	1.48	0.011	0.006	0.58	0.16	0.52	0.13	0.003	0.0041	0.015	0.008

Table 2 Heat treatment and room temperature tensile properties of specimen materials

Heat Treatment	Tensile Properties		
	Yield Strength MPa	Ultimate Tensile Strength MPa	Total Elongation %
890°Cx3.5hr A.C. → 660°Cx3.5hr F.C. → 600°Cx40.5hr F.C.	480	608	27.0
1000°Cx30min O.Q.	1103	1128	19.3
1000°Cx30min O.Q. → 620°Cx40.5hr F.C.	499	629	30.0

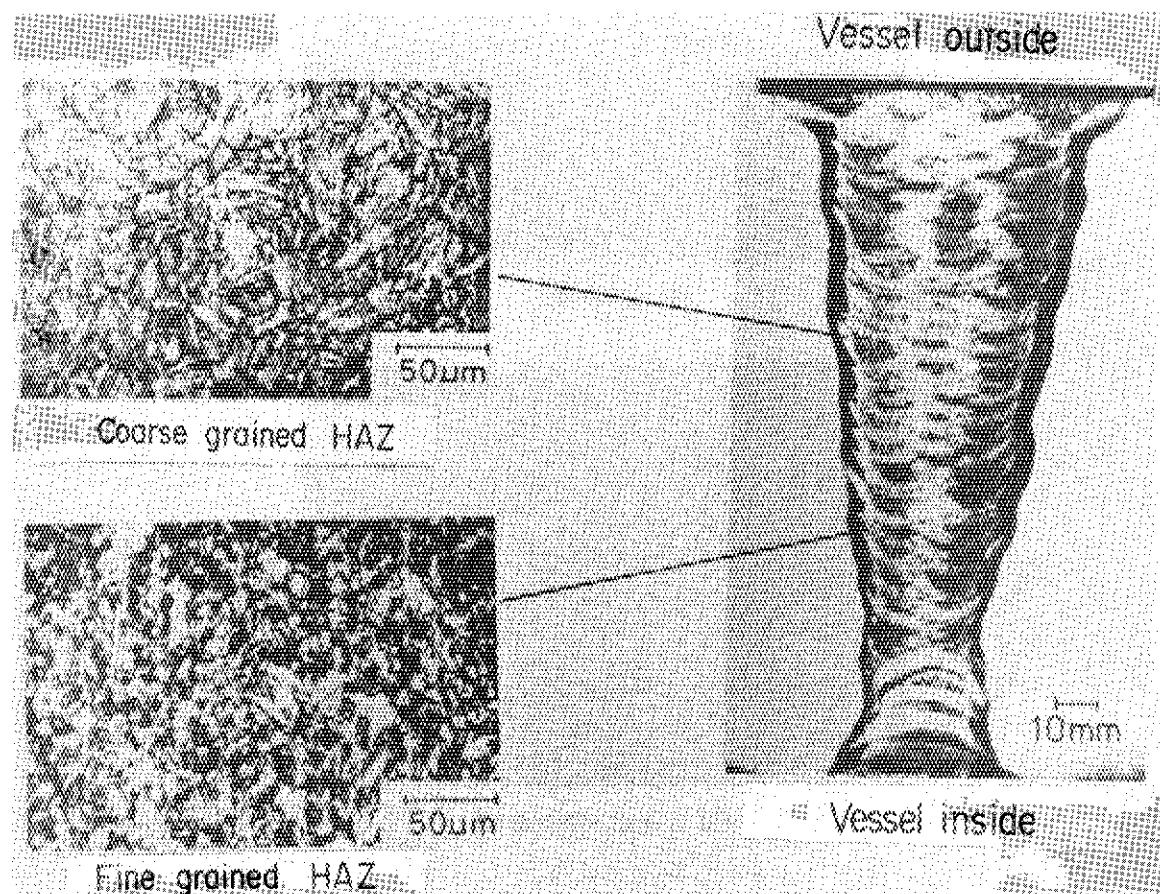
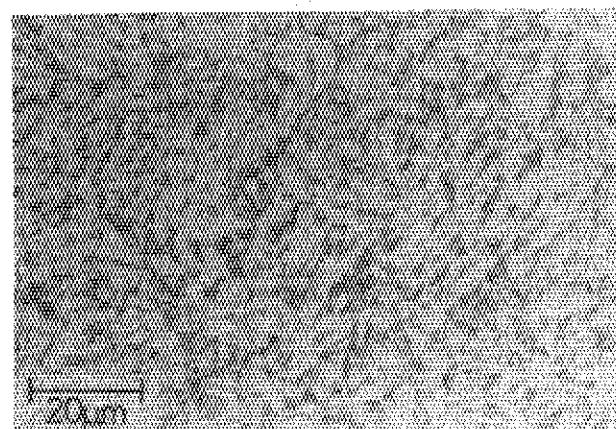
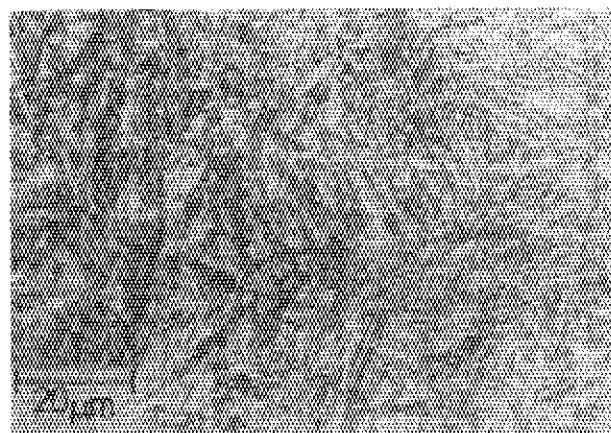


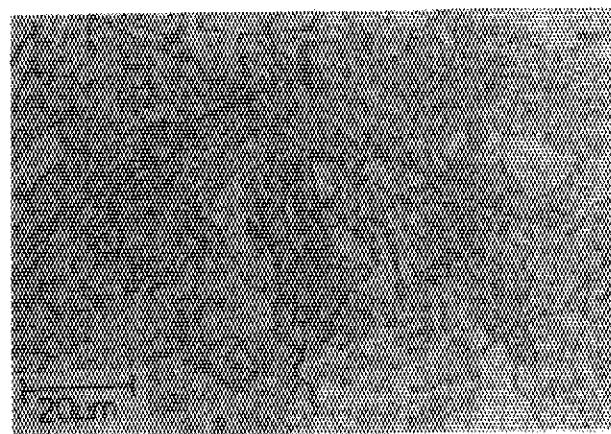
Fig.1 A macro-etch photograph of multi-pass submerged-arc weldment and typical weld HAZ microstructures.



Air quench-tempered



Oil quenched



Oil quench-tempered

Fig.2 Three types of microstructures which were obtained by the various heat treatments.

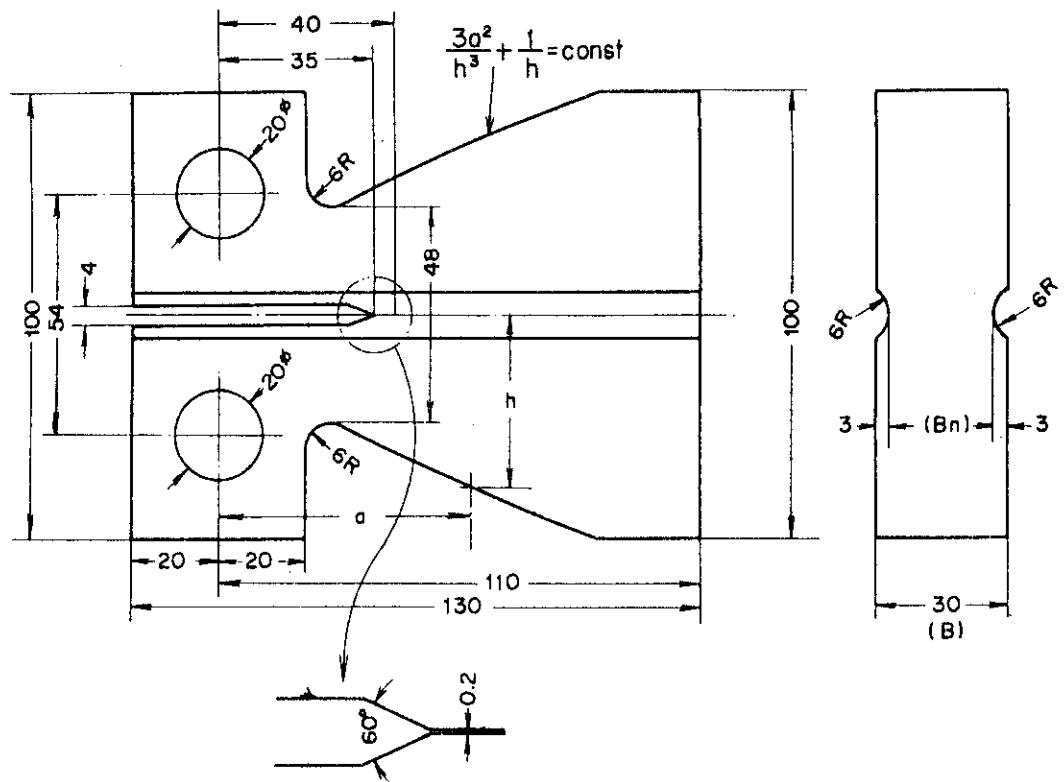


Fig.3 Geometry of contoured double-cantilever beam type specimen.

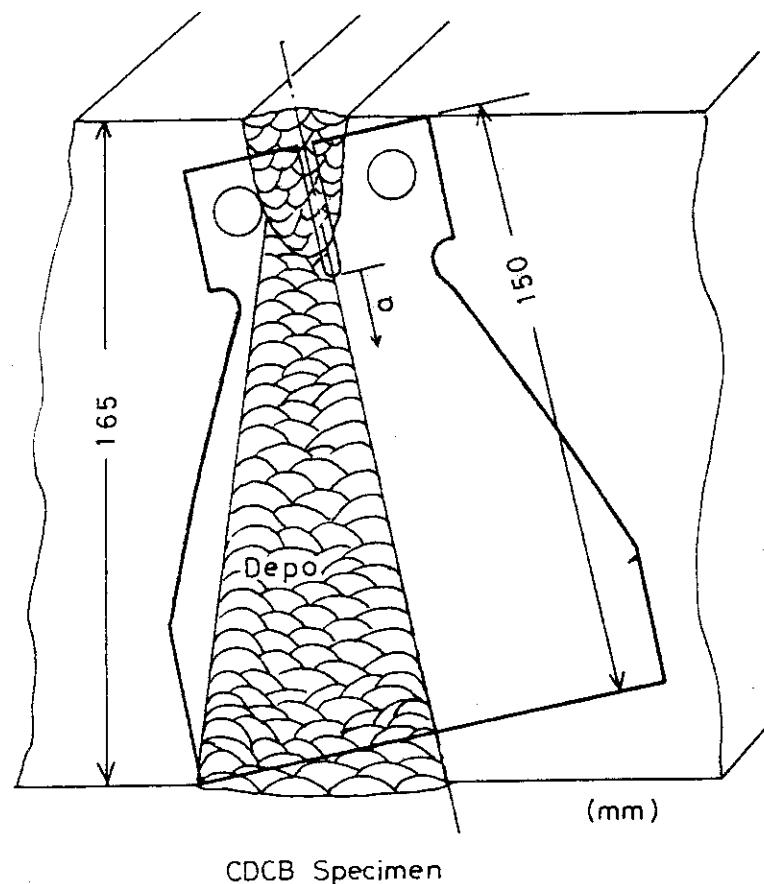


Fig.4 Specimen extraction method from the original plate.

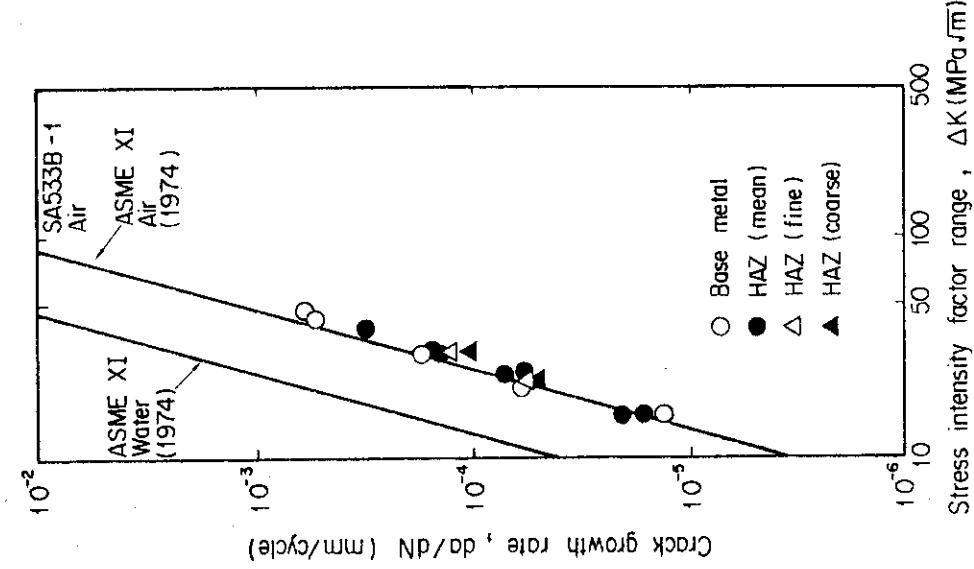


Fig.5 Fatigue crack growth rate of weld HAZ (coarse grained tempered martensite and fine grained sorbite) in ambient air environment.

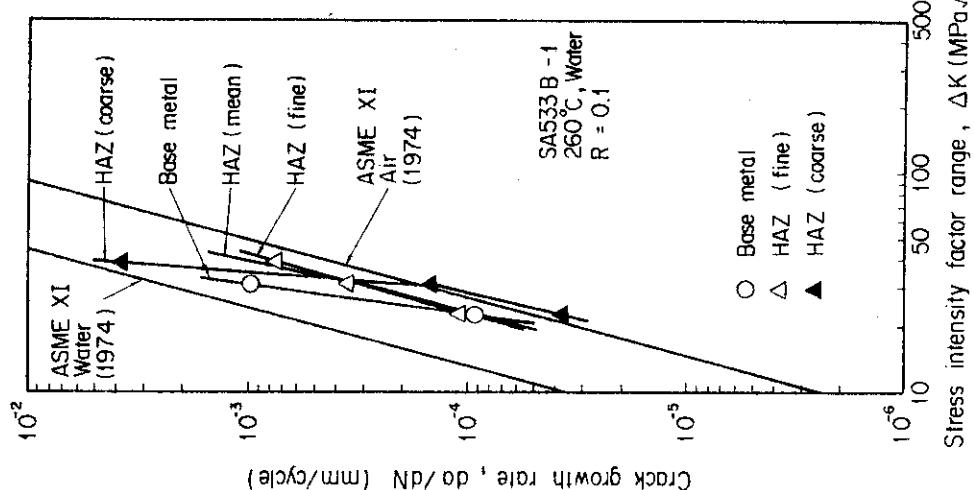


Fig.6 Fatigue crack growth rate of weld HAZ (coarse grained tempered martensite and fine grained sorbite) in high temperature aqueous environment.

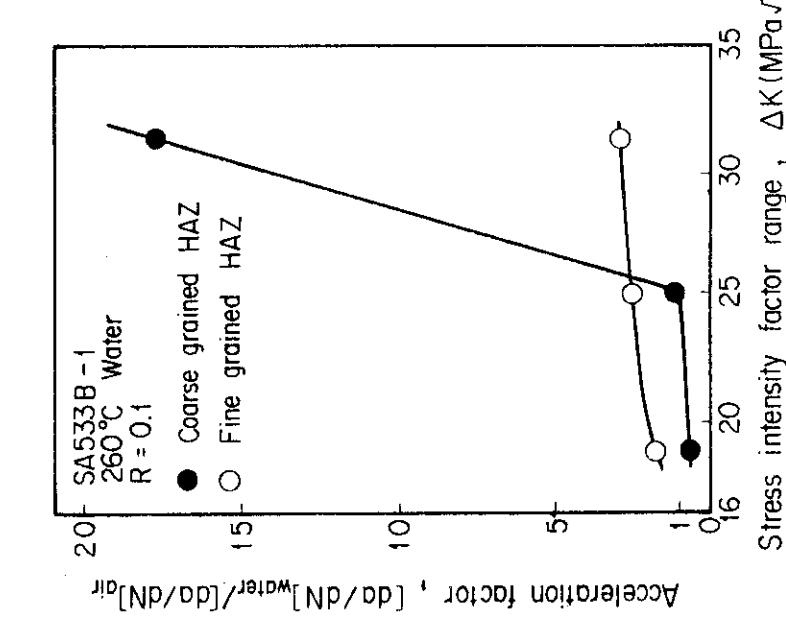


Fig. 7 Relationship between fatigue crack acceleration factor versus stress intensity factor range.

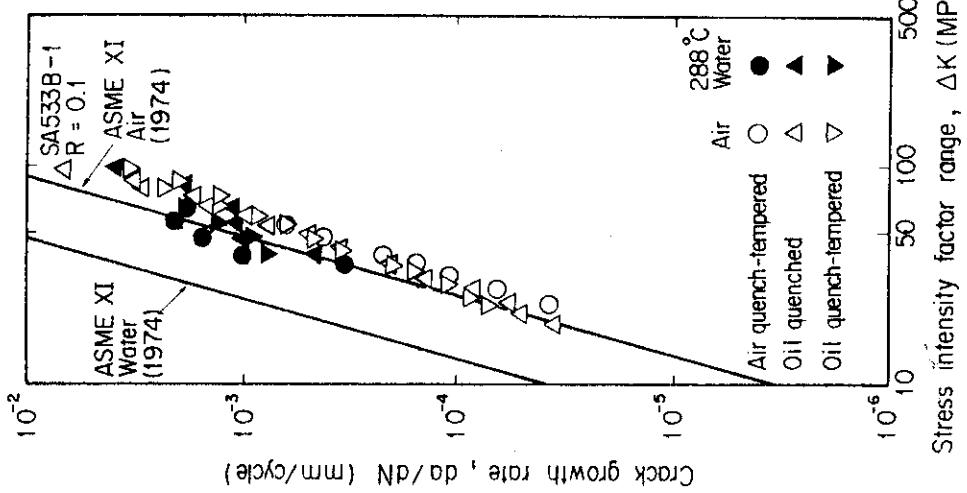


Fig. 8 Relationship between crack growth rate versus stress intensity factor range with stress ratio of 0.1 in ambient air and simulated BWR environments.

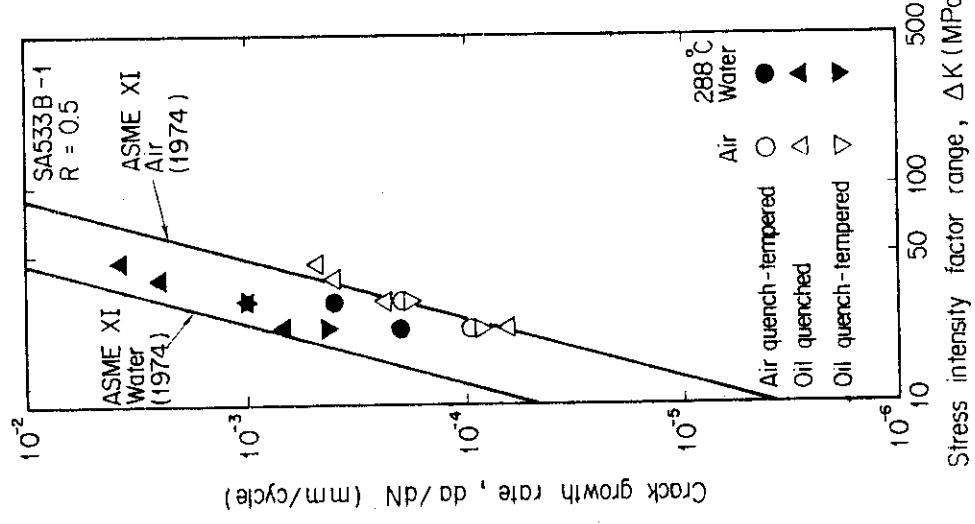


Fig. 9 Relationship between crack growth rate versus stress intensity factor range with stress ratio of 0.5 in ambient air and simulated BWR environments.

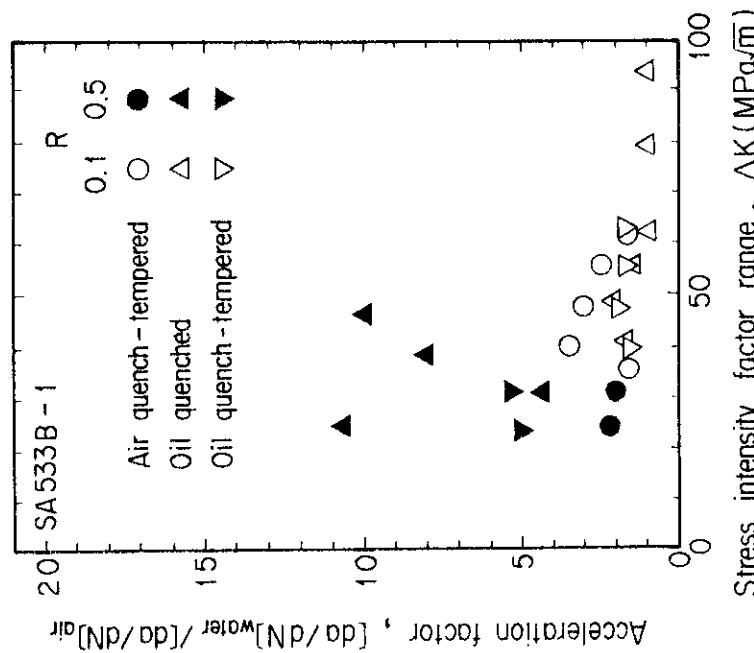


Fig. 10 Relationship between fatigue crack acceleration factor versus stress intensity factor range.

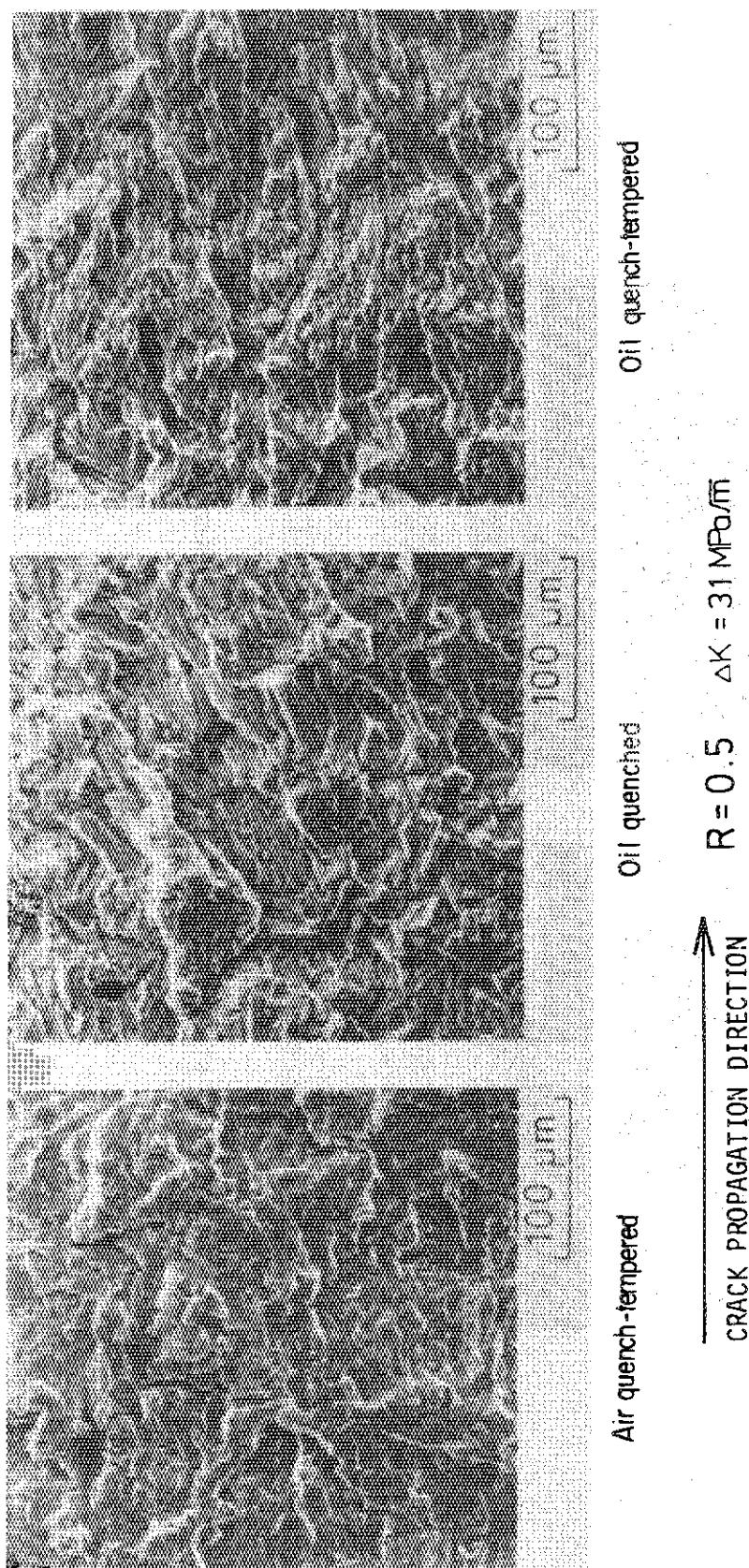


Fig. 11 Scanning electron micrographs of typical fracture surfaces for three different microstructures fatigue tested in simulated BWR environment.

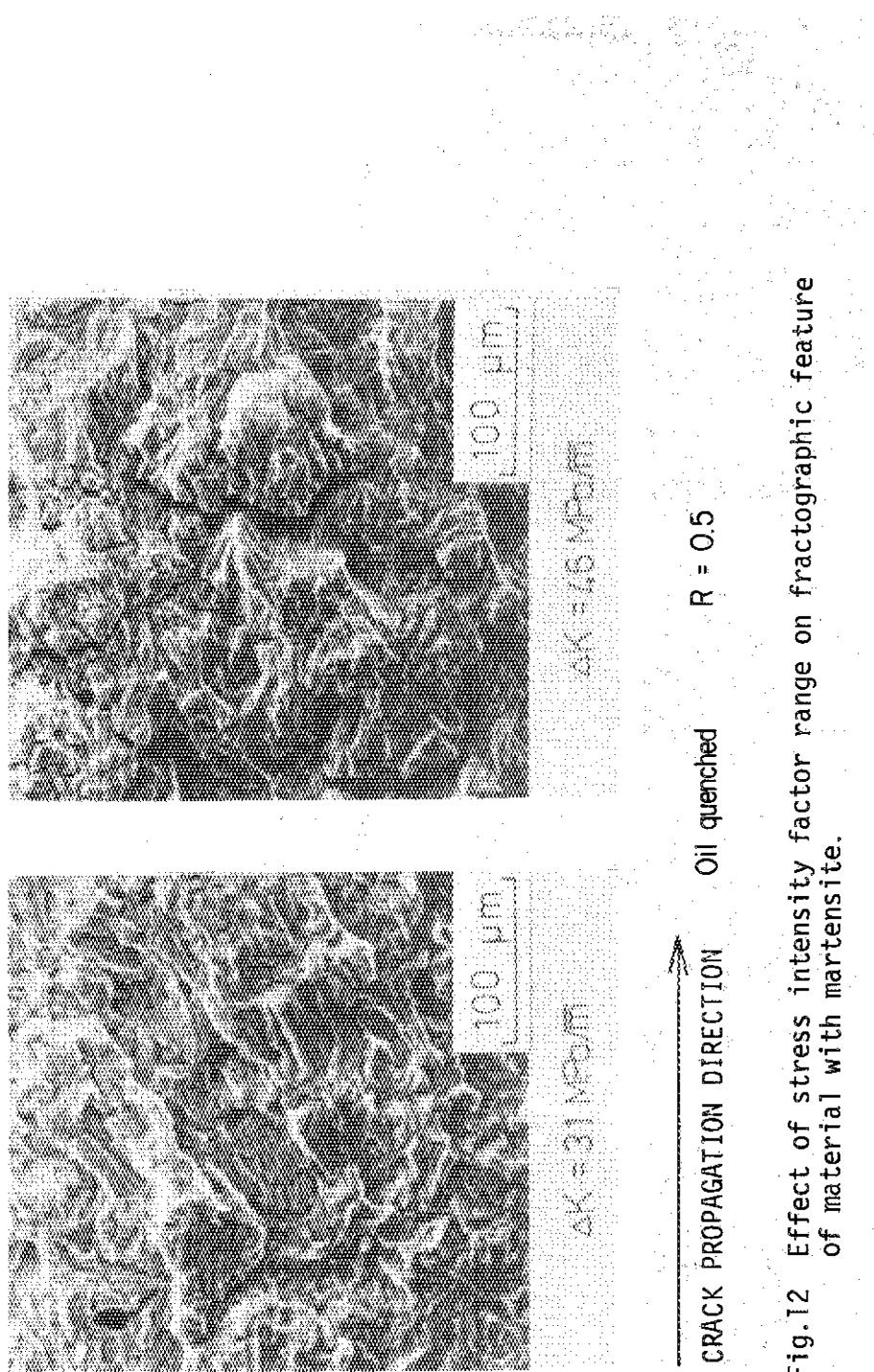


Fig. 12 Effect of stress intensity factor range on fractographic feature
of material with martensite.

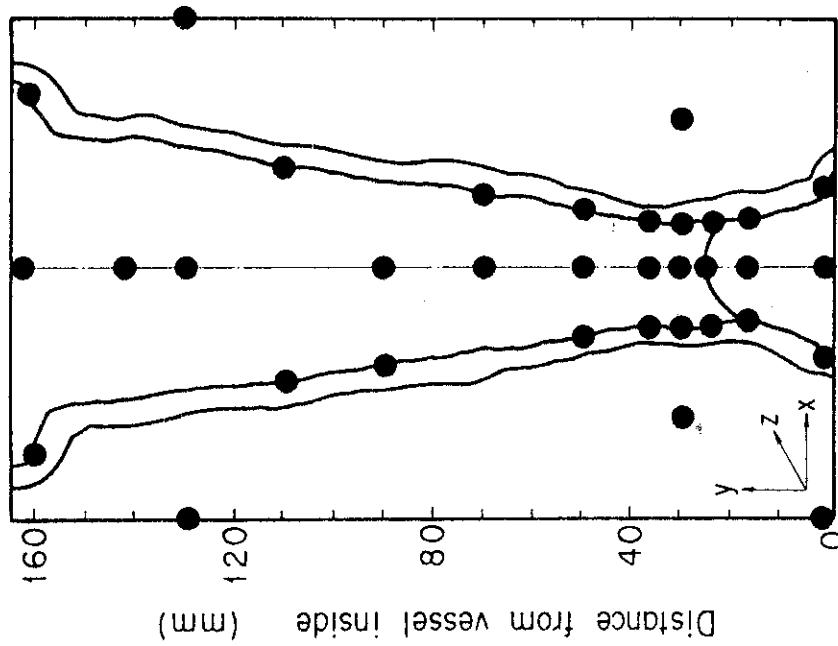


Fig. 14 Measuring points of residual stress.

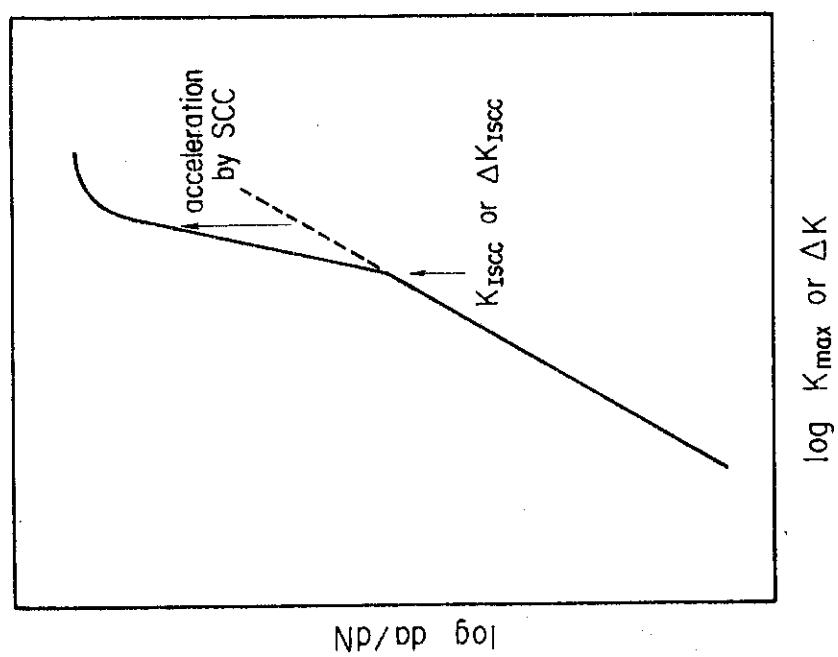


Fig. 13 Schematic diagram for time-dependent crack growth behavior.

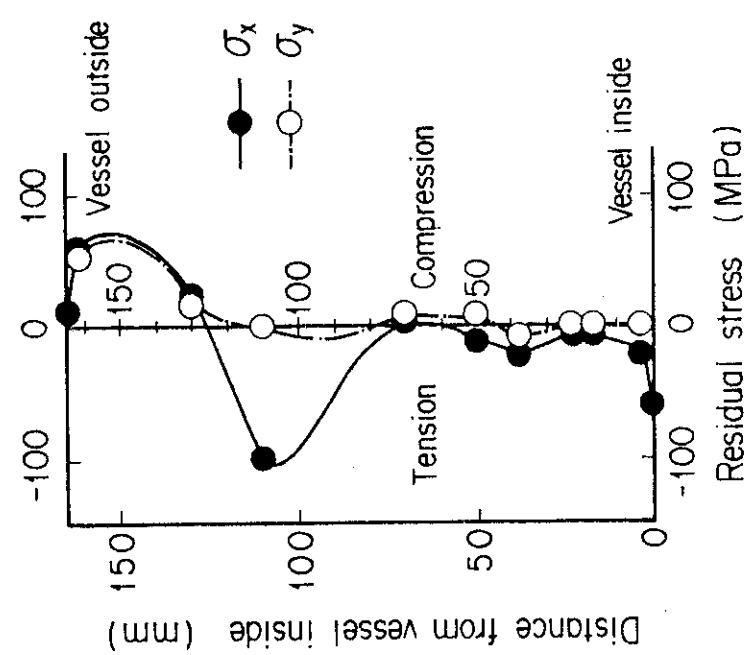
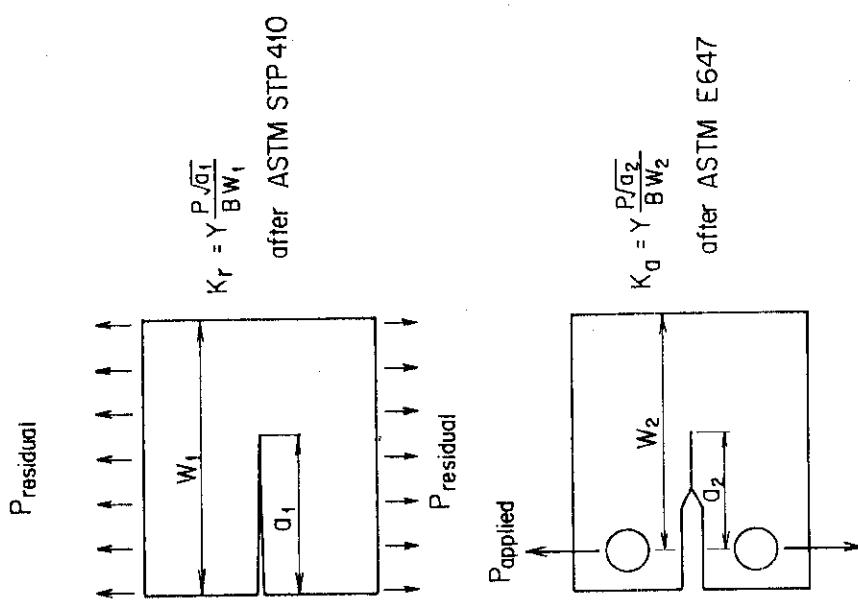


Fig.15 Distribution of residual stress along the fusion line after stress relief treatment at 600°C for 40hr.

Fig.16 K calculation method for both single edge cracked specimen in tension and compact tension specimen.

$$K_{actual} = K_{residual} + K_{applied}$$

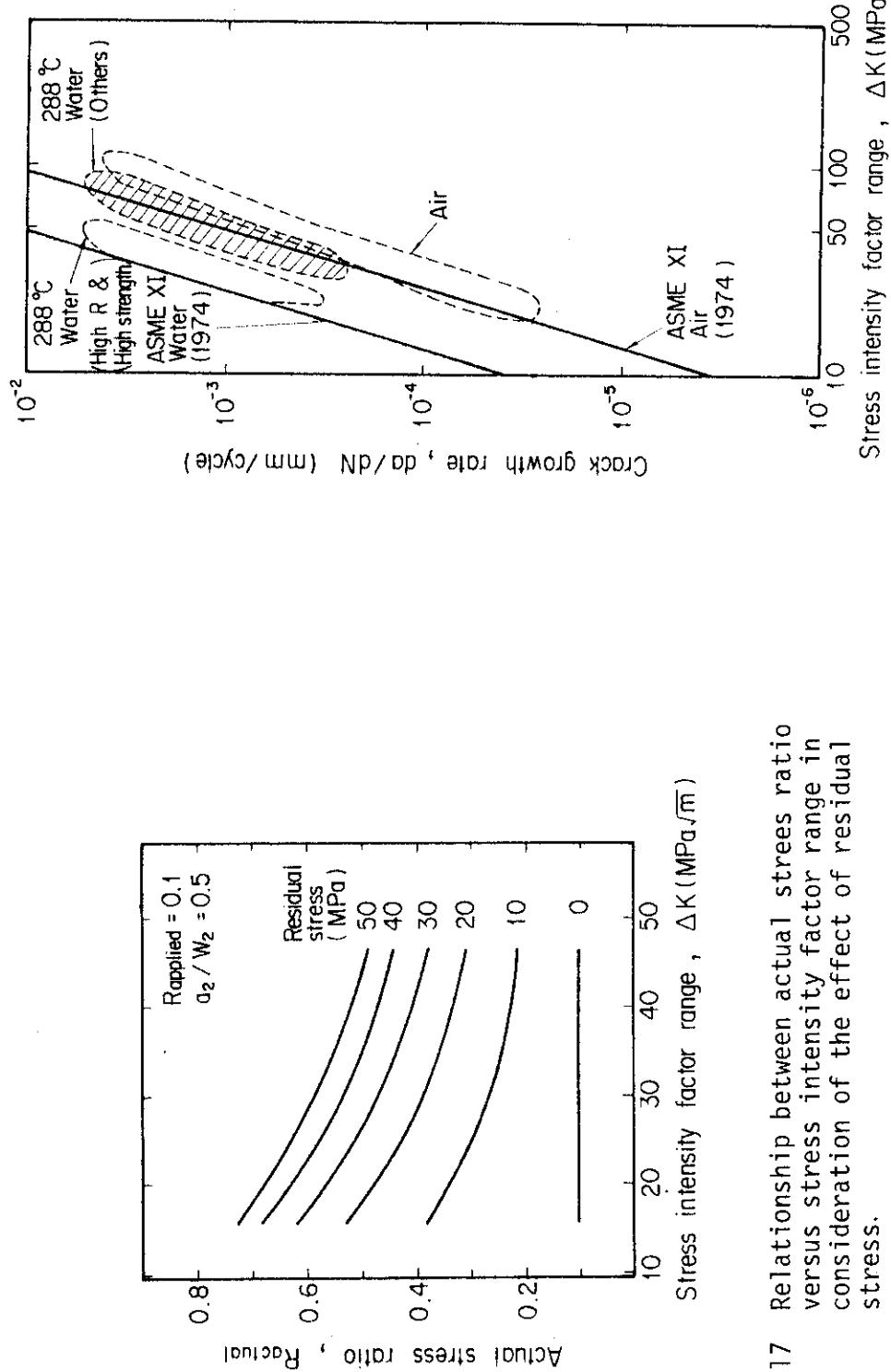


Fig.17 Relationship between actual stress ratio versus stress intensity factor range in consideration of the effect of residual stress.

Actual stress ratio , R_{actual}

Stress intensity factor range , ΔK (MPa \sqrt{m})

Fig.18 Three basic fatigue crack growth rate regimes for both in ambient air and simulated BWR environments obtained by all data sets in this investigation. The solid lines are taken from the ASME Boiler and Pressure Vessel Code-Section XI (1974).

附録 疲労き裂成長速度データ集

(1) QT材, 大気中, R = 0.1

ΔK , MPa \sqrt{m}	$\Delta a / \Delta N$, mm/cycle
11.9	3.61×10^{-6}
14.2	1.05×10^{-5}
16.6	1.35×10^{-5}
19.0	2.13×10^{-5}
21.4	3.44×10^{-5}
23.7	7.44×10^{-5}
26.1	8.83×10^{-5}
29.6	1.12×10^{-4}
33.2	1.62×10^{-4}
35.7	2.05×10^{-4}
41.5	3.53×10^{-4}
47.4	4.74×10^{-4}
53.3	6.37×10^{-4}
59.2	8.73×10^{-4}
65.1	1.31×10^{-3}
71.3	1.31×10^{-3}
77.2	2.28×10^{-3}
84.3	2.00×10^{-3}
94.9	3.28×10^{-3}

(2) Q材, 大気中, R = 0.1

ΔK , MPa \sqrt{m}	$\Delta a / \Delta N$, mm/cycle
14.2	7.01×10^{-6}
16.6	1.75×10^{-5}
18.9	3.59×10^{-5}
21.4	5.14×10^{-5}
23.7	5.80×10^{-5}
27.3	8.65×10^{-5}
30.8	1.41×10^{-4}
35.7	2.06×10^{-4}
41.5	3.52×10^{-4}
47.4	4.90×10^{-4}
53.3	7.40×10^{-4}
59.3	9.42×10^{-4}

65.1	1.42×10^{-3}
71.3	1.65×10^{-3}
77.2	2.92×10^{-3}
84.3	3.20×10^{-3}
94.9	6.75×10^{-3}

(3) 母材, 大気中, R = 0.1

ΔK , MPa \sqrt{m}	$\Delta a / \Delta N$, mm/cycle
9.5	1.30×10^{-6}
11.3	2.06×10^{-6}
12.9	4.30×10^{-6}
15.9	1.34×10^{-5}
19.8	2.10×10^{-5}
23.7	3.65×10^{-5}
27.6	6.49×10^{-5}
31.6	1.11×10^{-4}
35.7	1.58×10^{-4}
39.7	2.22×10^{-4}
47.4	4.20×10^{-4}
55.5	6.20×10^{-4}

(4) QT材, 大気中, R = 0.5

ΔK , MPa \sqrt{m}	$\Delta a / \Delta N$, mm/cycle
15.5	2.42×10^{-5}
23.3	8.69×10^{-5}
31.0	1.94×10^{-4}

(5) Q材, 大気中, R = 0.5

ΔK , MPa \sqrt{m}	$\Delta a / \Delta N$, mm/cycle
23.3	6.30×10^{-5}
31.0	2.30×10^{-4}
38.8	3.09×10^{-4}
46.5	3.78×10^{-4}

(6) 母材, 大気中, R = 0.5

ΔK , MPa \sqrt{m}	$\Delta a / \Delta N$, mm/cycle
15.5	2.84×10^{-5}
23.3	9.46×10^{-5}
31.0	1.98×10^{-4}

(7) QT材, 288°C水中, R = 0.1

ΔK , MPa \sqrt{m}	$\Delta a / \Delta N$, mm/cycle
39.7	7.07×10^{-4}
47.4	9.21×10^{-4}
55.5	1.34×10^{-3}
63.2	1.82×10^{-3}

(8) Q材, 288°C水中, R = 0.1

ΔK , MPa \sqrt{m}	$\Delta a / \Delta N$, mm/cycle
39.7	4.65×10^{-4}
47.4	1.01×10^{-3}
55.5	1.06×10^{-3}
63.2	1.11×10^{-3}
79.1	1.82×10^{-3}
94.9	3.70×10^{-3}

(9) 母材, 288°C水中, R = 0.1

ΔK , MPa \sqrt{m}	$\Delta a / \Delta N$, mm/cycle
35.7	3.38×10^{-4}
39.7	1.00×10^{-3}
47.4	1.50×10^{-3}
55.5	2.05×10^{-3}
63.2	1.80×10^{-3}

(10) QT材, 288°C水中, R = 0.5

ΔK , MPa \sqrt{m}	$\Delta a / \Delta N$, mm/cycle
23.3	4.32×10^{-4}
31.0	1.02×10^{-3}

(11) Q材, 288°C水中, R = 0.5

ΔK , MPa \sqrt{m}	$\Delta a / \Delta N$, mm/cycle
23.3	6.66×10^{-4}
31.0	9.89×10^{-4}
38.8	2.47×10^{-3}
46.5	3.74×10^{-3}

(12) 母材, 288°C水中, R = 0.5

ΔK , MPa \sqrt{m}	$\Delta a / \Delta N$, mm/cycle
23.3	2.03×10^{-4}
31.0	4.00×10^{-4}

(13) fine grained HAZ, 大気中, R = 0.1

ΔK , MPa \sqrt{m}	$\Delta a / \Delta N$, mm/cycle
23.3	5.8×10^{-5}
31.0	1.7×10^{-4}

⑭ coarse grained HAZ, 大気中, $R = 0.1$

ΔK , MPa \sqrt{m}	$\Delta a / \Delta N$, mm/cycle
23.3	5.3×10^{-5}
31.0	1.4×10^{-4}

⑮ fine grained HAZ, 260°C水中, $R = 0.1$

ΔK , MPa \sqrt{m}	$\Delta a / \Delta N$, mm/cycle
23.3	1.1×10^{-4}
31.0	3.5×10^{-4}
38.8	7.4×10^{-4}

⑯ coarse grained HAZ, 260°C水中, $R = 0.1$

ΔK , MPa \sqrt{m}	$\Delta a / \Delta N$, mm/cycle
23.3	3.7×10^{-5}
31.0	1.5×10^{-4}
38.8	3.7×10^{-3}