

JAERI - M
90-202

軽水炉圧力容器用鋼材のき裂成長挙動に
及ぼす高温高圧水環境の影響

1990年11月

鬼沢 邦雄・渡辺 輝夫・海老根典也・中島 伸也

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。
入手の問合わせは、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、お申しこしてください。なお、このほかに財団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 Division, Department of Technical Information, Japan Atomic Energy Research Institute, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken 319-11, Japan.

© Japan Atomic Energy Research Institute, 1990

編集兼発行 日本原子力研究所
印刷 (株)原子力資料サービス

軽水炉圧力容器用鋼材のき裂成長挙動に及ぼす高温高圧水環境の影響

日本原子力研究所東海研究所原子炉安全工学部
鬼沢 邦雄・渡辺 輝夫・海老根典也・中島 伸也

(1990年10月22日受理)

国内で軽水炉発電が開始されてからすでに20年が経過し、発電プラントの今後の運転可能期間の評価、すなわち経年変化に基づく残存寿命評価についての関心が高まっている。

軽水炉プラントの工学的寿命を決定する重要な機器の一つとして、圧力容器が挙げられる。圧力容器の寿命は、破壊力学に基づき、き裂の発生・成長挙動と、照射脆化による材質劣化挙動により評価される。

本報告書は、経年変化現象の把握及び寿命評価手法の確立を目的とし、高温高圧の軽水炉冷却材のき裂成長挙動に及ぼす水の流動状況、溶存酸素濃度及び温度の環境因子、ならびに鋼材中硫黄含有量の複合的影響についてまとめたものである。

硫黄含有量の多い鋼材では、低流速、高溶存酸素濃度の条件で大きなき裂成長速度となることが確認された。また、200℃及び250℃ではき裂の枝分かれ現象が観察された。一方、硫黄含有量の少ない鋼材においては、水環境の影響は小さいことが示された。これらの環境因子を考慮した定量的なモデル化の必要性が示唆された。

The Effects of Water Environments on
Crack Growth Behavior of LWR Pressure Vessel Steels

Kunio ONIZAWA, Teruo WATANABE, Noriya EBINE
and Nobuya NAKAJIMA

Department of Reactor Safety Research
Tokai Research Establishment
Japan Atomic Energy Research Institute
Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken

(Received October 22, 1990)

Nuclear power plants of light water reactor type in Japan have been operated for 20 years since 1970. The evaluation of their operationable period, that is, their residual lifetime based on aging degradation is getting more important.

Reactor pressure vessel (RPV) is considered as one of the most important components which control the engineering life of a plant. The life of RPV can be evaluated by two degradation mechanisms, crack growth and irradiation embrittlement based on fracture mechanics.

This report describes the complicated effects of water environments, flow rate, dissolved oxygen (D.O.) and temperature, and sulfur content in steel on crack growth behavior.

It was identified that the lower flow rate and the higher D.O., the higher crack growth rate. In addition, crack branching was observed in medium sulfur steel at 200°C and 250°C in cases of low flow rate and/or high D.O. On the other hand, crack growth tests of low sulfur steel showed little effect of water environments. It was suggested that the development of quantitative crack growth model was essential to evaluate the life considering these effects of environments.

Keywords: Nuclear Power Plant, Aging, Life Evaluation, Reactor Pressure Vessel, Fracture Mechanics, Crack Growth, Flow Rate, Water Chemistry, Temperature, Sulfur Content

目 次

1. はじめに	1
2. 試験内容	2
2.1 供試材及び試験片	2
2.2 試験方法	2
3. 試験結果	4
3.1 $da/dN-\Delta K$ 線図	4
3.2 き裂成長挙動	4
4. 考 察	5
4.1 き裂成長挙動に及ぼす流速及び溶存酸素濃度の影響	5
4.2 き裂成長挙動に及ぼす温度の影響	7
4.3 実機条件との比較	8
4.4 き裂挙動のモデル化への課題	9
5. ま と め	9
謝 辞	10
参考文献	11

Contents

1. Introduction	1
2. Experiments	2
2.1 Material and Specimen	2
2.2 Test Procedure	2
3. Results	4
3.1 $da/dN-\Delta K$ Diagram	4
3.2 Crack Growth Behavior	4
4. Discussion	5
4.1 Effect of Flow Rate and Dissolved Oxygen	5
4.2 Effect of Temperature	7
4.3 Comparison of Environments between Tests and Plants	8
4.4 Issues for Modelling of Crack Growth	9
5. Conclusion	9
Acknowledgement	10
References	11

1. はじめに

軽水炉発電が開始されてからすでに約20年が経過し、我が国では現在PWR及びBWR合わせて約50基の運転ないし建設が進められている。これら発電用プラントは、設計寿命を約40年に設定しており、今後その寿命期間の後半を迎えるプラントに対して、その残存寿命評価及びその基盤となる経年変化現象の把握、さらには寿命延長の可能性についての関心が高まっている。

寿命評価手法の確立にあたっては、その技術的基盤を形成する経年変化現象として、既知の現象に基づく将来予測に関心が寄せられているが、未知現象の発生の可能性、例えば既知現象の急変、新現象の発生等についての模索もまた重要な課題である。

また、構造物・機器の寿命を予測するためには、実機の環境・運転状況等を把握し、実験的な試験研究において設定した環境・荷重条件等との関係を明確に認識した上で、経年変化メカニズムの探求及び経年変化モデルの構築を図ることが必要不可欠である。また、経年変化モデルの構築においては、実機における環境条件、力学的条件及び経年変化度のモニターに関する手法の確立も重要な課題となる。

軽水炉プラントの工学的寿命を決定する重要な機器の一つとして、交換性及び安全性の観点から圧力容器が挙げられる。圧力容器の寿命評価は、非破壊検査の検出限界以下のき裂が原子炉の運転に伴って安定的に成長するき裂成長過程と、過大荷重に対して許容されるき裂の大きさが中性子照射等により減少する、いわゆる破壊抵抗値の低下過程とを定量的に評価する、いわゆる破壊力学的解析法がその基本となる。

き裂成長過程に関しては、これまでに国内外において精力的に試験研究がなされ、環境によるき裂成長の加速現象に関して、多くの知見が得られている。それらの試験及び解析から、き裂内部の環境状態、すなわち冷却水の水化学（溶存酸素、硫酸イオン濃度等）、流速、温度等の影響が重要であるとの知見が得られている⁽¹⁾⁽²⁾。より精度の高い寿命評価を行うためには、これらの因子がき裂成長に及ぼす複合的影響を系統的に試験することにより、実機環境におけるき裂成長挙動のモデルを構築することが重要課題である。

一方、実機圧力容器のき裂発生場所としては、応力条件の厳しいノズル部等が考えられるが、設計的に炉心領域より離れた位置とするように考慮されている。破壊力学的観点から、破壊抵抗値の低下過程に関して中性子照射脆化の研究を進める際には、その試験条件は想定されるき裂発生、成長等のき裂挙動を考慮したものとなることが必要である。したがって、寿命予測を進めるための基本的な方法である破壊力学的手法においては、何にも増してき裂挙動を性格に把握することが不可欠となる。

本論文においては、き裂成長挙動に及ぼす冷却水の流動状況、水質条件としての溶存酸素濃度及び温度の複合的影響について、標準型コンパクト（CT）試験片によるき裂成長試験を系統的に実施するとともに、その結果に基づくき裂挙動のモデル化への課題についてまとめた。

2. 試 験 内 容

2. 1 供試材及び試験片

(1) 供試材

供試材は、鋼中不純物としての硫黄含有量を2水準異にしたASME SA533B class 1 鋼を用いた。それらは、最近の技術水準で製造された微量の硫黄 ($S=0.004\text{wt}\%$) を含む低硫黄材 (以下L材)、及びこのL材に硫黄を添加 ($S=0.014\text{wt}\%$) し、世界的に見て同鋼材の中レベルの硫黄を含む中硫黄材 (以下M材) である⁽³⁾。それらの化学成分を表1に示す。製鋼上の熱処理については、同一条件としてある。

供試材の室温及び 300°C における機械的性質を表2に示す。両鋼材ともASMEの規格を満足しており、強度的にはほぼ同一である。伸び及び絞りについては、M材がL材よりやや低い値を示している。また、シャルピー遷移曲線をそれぞれ図1 (a) 及び (b) に示す。上部棚領域における吸収エネルギーに顕著な差が見られ、M材はL材の半分の値を示す。さらに、弾塑性破壊靱性特性として、両鋼材の 300°C の大気中における J-R 曲線を図2に示す。M材は、L材に比して弾塑性破壊靱性特性の J_{IC} 及び dJ/da ともに低いことがわかる。

(2) 試験片及び予き裂導入

試験片は、厚さ 25.4mm の標準型 1 T C T⁽⁴⁾ を用いた。試験片の形状及び寸法を図3に示す。なお、鋼材ブロックからの試験片採取は、き裂方向が圧延方向と平行になるよう T-L 方向とした。

高温高圧水中でのき裂挙動試験に先立って、試験片への疲労による予き裂は、大気中において応力拡大係数範囲 $\Delta K \leq 20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ の範囲で、き裂長さ $a/W=0.3$ から 0.4 (a : き裂長さ、 W : 試験片幅) まで約 5mm 導入した。疲労予き裂導入荷重は、繰返し速度 10Hz の正弦波により負荷し、最終応力拡大係数 K_{rinal} としては $25\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ であった。

2. 2 試験方法

(1) 水環境

試験は、高温高圧水ループ装置のイオン交換樹脂塔で製造した高純度水を循環させる、オートクレーブ付き油圧サーボ式疲労試験機を用いた。水ループ装置及び試験機概念図を図4に示す。水質浄化系は、高圧注入ポンプにより水を循環させており、さらにオートクレーブ内の流量を変化させるためキャンドポンプを有している。試験片開口部における流速の制御は、図5に示すノズル及びポンプの組み合わせにより行った。同上図に示すタイプ I ~ III を基本的な組み合わせとし、同下図に示すケース 1 からケース 5 の方法により、試験片開口部での流速は、制流装置を用いて試験片周囲の流動をほぼ抑制した 10^{-5}m/s 以

下から、キャンドポンプを用いてさらにノズルにより吹付けを行った約10m/s までの範囲で5段階に変化させた。

水質としては、溶存酸素濃度に着目し、水ループに接続されているサージタンク内で、窒素又は空気バブリングにより制御した。溶存酸素濃度の制御条件としては、PWR運転時の条件を模擬した0.01ppm から、BWRの条件と考えられる0.2ppmを含め、溶存酸素の飽和状態である8ppm まで4段階に変化させた。また、水の温度は、BWR条件を中心に、200、250及び288℃の3温度を選択して実施した。

(2) 試験方法

試験片への負荷荷重は、油圧式疲労試験機により、最大286 kN及び最小57 kNの荷重幅、すなわち応力比0.2とし、繰返し速度0.0167Hzの正弦波で試験した。試験中は、試験片開口部に取り付けた開口変位計及び試験機ロードセルから得られる開口変位及び荷重を計測し、計算機により除荷時における荷重と変位の比、コンプライアンスを計算した。

高温高圧水中での試験は、試験片を治具にセットし、試験条件の高温高圧に上昇後、24時間保持した後、本試験を開始した。

試験は、き裂長さが $a/W=0.4$ から0.65に達するまで約13mm成長する間継続して行い、その後室温大気中で疲労荷重により分離した。分離した試験片の破面から、9点平均によるき裂長さ測定により、試験開始時、試験終了時及びき裂増分量を求め、コンプライアンス法によって得られた連続き裂成長量を補正した。なお、試験中にき裂が枝分かれした試験片については、試験片中央断面部又は4分の1断面部にて切断し、その断面写真によりき裂長さを測定した。

(3) き裂データの補正

試験中に測定したコンプライアンスからき裂長さ(a)を算出し、その値と荷重繰返し回数(N)により $a-N$ 曲線を求めた。代表的な $a-N$ 曲線を図6に示す。最終的な $a-N$ 曲線としては、さらに試験終了後に破断試験片の測定から得られた初期き裂長さ(a_0)及び最終き裂長さ(a_f)を用い、この間のき裂長さを補正した。

得られた $a-N$ 曲線から、疲労き裂成長試験方法の規格であるASTM E647⁽⁴⁾に規定されているデータ整理手法を採用し、き裂成長速度(da/dN) - 応力拡大係数範囲(ΔK)線図を求めた。

また、いくつかの試験結果において、低 ΔK 領域における初期の da/dN が高くなる傾向を示したが、これは試験開始時における冷却水の水化学条件の不均一性、あるいは水環境昇温昇圧過程において、試験片のき裂先端に何らかの水化学反応等の影響が加わったものと考えられる。そのため、この部分は真のき裂成長速度を表さないことを考慮し、き裂成長速度に及ぼす水環境の影響を考察する際にはこの部分を除き、代表値としては $\Delta K = 40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ における da/dN 値を用いることとした。

3. 試験結果

3.1 $da/dN - \Delta K$ 線図

試験は、M材、288℃を中心に、温度、溶存酸素、流速及び鋼材の組合わせとして33ケース行った。これらの試験条件を溶存酸素濃度及び流速の条件で整理し、表3に示す。

最もき裂成長速度の速いケースは、M材の288℃、溶存酸素濃度8ppm、流速が 10^{-5} m/s以下の試験条件の場合であり、この場合の $da/dN - \Delta K$ 線図を図7に示す。同図中には、ASME Code Sec. XI⁽⁵⁾に規定されているき裂進展挙動評価のための参照曲線及びFATD ACの大気中参照曲線⁽⁶⁾を示してある。ASMEの参照曲線と比較すると、このケースの da/dN は環境中の低応力比($R < 0.25$)に対する参照曲線より、低 ΔK 領域において2倍程度大きな値を示している。一方、最も遅いケースは、M材の200℃、溶存酸素濃度8ppm、流速が 3×10^{-4} m/sの条件の場合であった。この場合の $da/dN - \Delta K$ 線図を図8に示す。しかし、このケースはき裂に枝分かれ現象が認められ、き裂長さを見掛けの長さとして予き裂方向と平行に投影した場合の距離をき裂長さとして測定し、 da/dN 値及び ΔK 値を算出した。そのため、き裂長さ及び応力拡大係数が本来の意味を持たないこととなる。しかし、コンプライアンスから算出したき裂長さを見掛けの投影距離がほぼ同じ値を示したため、ここでは便宜上見掛けのき裂長さを用いた。その他の条件においてき裂が枝分かれした場合にも、 $da/dN - \Delta K$ 線図が高 ΔK 領域において折れ曲がり、 da/dN 値が小さくなる傾向が認められた。この原因は、き裂長さの取扱いに前述のような仮定をしたためであると考えられる。

き裂の枝分かれ現象が認められない場合に、最もき裂成長速度の遅いケースは、L材の200℃、溶存酸素濃度0.2ppm、流速が 3×10^{-4} m/sの場合であった。この場合の $da/dN - \Delta K$ 線図は、図9に示す通り、大気中の参照曲線よりも遅い結果となった。

最も速いケースと最も遅いケースのこれらの比較から、水環境及び鋼材中硫黄含有量の影響により、き裂成長速度は大きく影響を受けることがわかる。

3.2 き裂成長挙動

L材及びM材の代表的な試験片として、288℃における低溶存酸素濃度で高流速（き裂成長速度の遅いケース）、及び高溶存酸素濃度で低流速（き裂成長速度の速いケース）の2ケースずつについて、試験後の破面マクロ写真を表4に示す。L材の場合、両者ともにき裂前縁は滑らかであり、右に示したき裂成長速度の速いケースではき裂前縁がやや凹凸を示した。M材では、き裂前縁は細かい凹凸状を呈し、表面はL材よりもかなり粗い状態を示した。一部のM材試験片では、き裂先端に極端な凸状部分が認められた。

また、き裂成長挙動の特異な例として、き裂の試験片厚さ方向中央断面部での枝分かれ状況を図10及び図11に示す。図10は、M材の200℃における枝分かれ状況であり、

水環境中での試験開始直後から大きく枝分かれが生じている。図11は、M材の250℃における枝分かれ状況であり、試験開始後しばらくして細かな枝分かれが発生し、5mm以上成長した後、2方向に大きく分かれている。この枝分かれ現象は、M材の288℃では発生せず、またL材ではどのケースにおいても認められなかった。

4. 考 察

4.1 き裂成長挙動に及ぼす流速及び溶存酸素濃度の影響

試験結果から、き裂挙動におけるき裂成長速度及びき裂の枝分かれに及ぼす水環境の影響が明らかとなった。この加速現象をより系統的に検討するため、大気中におけるき裂成長速度に対する、水環境中での各試験から得られるき裂成長速度の比率（加速係数、 F_a ）により検討した。ここで、加速係数の基準となるき裂成長速度は、ASMEの大気中における参照曲線を用いている。なお将来的には、ASMEの参照曲線としてFATDACの大気中曲線を採用することが検討されている。

(1) M材のき裂成長挙動

M材で288℃の場合について、0.01から8ppmまでの各溶存酸素濃度レベルでの試験結果から求めた $F_a - \Delta K$ 線図を図12から図15に示す。低流速のケースについて見ると、0.01ppmの場合、 F_a は最大でも2倍程度である。0.2ppmでは、5倍程度であり、1ppmになると低 ΔK 領域で約10倍の加速を示す。一方、0.01から1ppmまでは、高流速の場合の F_a はほとんど1であり、すなわち大気中に比べて加速していない。8ppmの場合は、図15に示す通り、低 ΔK 領域では高流速でも5倍を超える加速を示し、低流速においては20倍を超える高い加速となる。ASMEの低応力比に対する参照曲線と比較すると、1ppmで低流速の場合に同程度の値を示し、8ppmの場合には、低流速の場合にASMEよりかなり大きな値を示すことが明らかである。

(2) L材のき裂成長挙動

L材で288℃の場合について、全試験データから得られた $F_a - \Delta K$ 線図を図16に示す。*印で示したように、L材では溶存酸素濃度が0.2ppm以下、または流速が0.5m/s以上の場合には、き裂成長速度は大気中と変わらない値を示す。すなわち、硫黄含有量が少ないL材の場合、0.2ppm以下の低溶存酸素、または高流速状態であれば、き裂成長速度に水環境は影響を及ぼさないとと言える。溶存酸素が8ppmの場合には、低流速、低 ΔK の場合に加速効果が認められ、流速が 3×10^{-4} m/sの場合に最高8倍程度の加速を示した。流速が0.005m/sの場合には低 ΔK の場合にのみ最高5倍程度の加速を示すが、高 ΔK の場合には加速は見られない。L材の場合には、ASMEの低応力比に対する参照曲線は、過度に安全側の予測となることが明らかである。

水環境中での試験開始直後から大きく枝分かれが生じている。図11は、M材の250℃における枝分かれ状況であり、試験開始後しばらくして細かな枝分かれが発生し、5mm以上成長した後、2方向に大きく分かれている。この枝分かれ現象は、M材の288℃では発生せず、またL材ではどのケースにおいても認められなかった。

4. 考 察

4.1 き裂成長挙動に及ぼす流速及び溶存酸素濃度の影響

試験結果から、き裂挙動におけるき裂成長速度及びき裂の枝分かれに及ぼす水環境の影響が明らかとなった。この加速現象をより系統的に検討するため、大気中におけるき裂成長速度に対する、水環境中での各試験から得られるき裂成長速度の比率（加速係数、 F_a ）により検討した。ここで、加速係数の基準となるき裂成長速度は、ASMEの大気中における参照曲線を用いている。なお将来的には、ASMEの参照曲線としてFATDACの大気中曲線を採用することが検討されている。

(1) M材のき裂成長挙動

M材で288℃の場合について、0.01から8ppmまでの各溶存酸素濃度レベルでの試験結果から求めた $F_a - \Delta K$ 線図を図12から図15に示す。低流速のケースについて見ると、0.01ppmの場合、 F_a は最大でも2倍程度である。0.2ppmでは、5倍程度であり、1ppmになると低 ΔK 領域で約10倍の加速を示す。一方、0.01から1ppmまでは、高流速の場合の F_a はほとんど1であり、すなわち大気中に比べて加速していない。8ppmの場合は、図15に示す通り、低 ΔK 領域では高流速でも5倍を超える加速を示し、低流速においては20倍を超える高い加速となる。ASMEの低応力比に対する参照曲線と比較すると、1ppmで低流速の場合に同程度の値を示し、8ppmの場合には、低流速の場合にASMEよりかなり大きな値を示すことが明らかである。

(2) L材のき裂成長挙動

L材で288℃の場合について、全試験データから得られた $F_a - \Delta K$ 線図を図16に示す。*印で示したように、L材では溶存酸素濃度が0.2ppm以下、または流速が0.5m/s以上の場合には、き裂成長速度は大気中と変わらない値を示す。すなわち、硫黄含有量が少ないL材の場合、0.2ppm以下の低溶存酸素、または高流速状態であれば、き裂成長速度に水環境は影響を及ぼさないとと言える。溶存酸素が8ppmの場合には、低流速、低 ΔK の場合に加速効果が認められ、流速が 3×10^{-4} m/sの場合に最高8倍程度の加速を示した。流速が0.005m/sの場合には低 ΔK の場合にのみ最高5倍程度の加速を示すが、高 ΔK の場合には加速は見られない。L材の場合には、ASMEの低応力比に対する参照曲線は、過度に安全側の予測となることが明らかである。

(3) 流速及び溶存酸素濃度の複合効果

次に、各試験から得られた $F a$ について、流速と溶存酸素濃度との複合効果を、M材及びL材の288℃の条件に対してそれぞれ図17及び図18に示す。図中の柱の高さは、 ΔK が40 MPa \sqrt{m} の場合に各試験条件から得られた $F a$ を示している。図17に示したM材の場合、図中の一点鎖線は加速係数 $F a$ の大きさに応じて、 $F a$ が約1の場合を非加速、2~3の場合を低加速、4~6を中加速、7以上の高加速領域の4領域に区分した。これらの一点鎖線から明らかなように、低流速又は高溶存酸素濃度になるにしたがって加速が進むことが知られる。また、図18に示すように、L材の場合は非加速領域が大きく広がり、大部分の領域でき裂成長速度は大気中と変わらないことが明らかとなった。この結果、溶存酸素濃度及び流速の最も厳しい組み合わせ条件でのみ水環境の影響が顕著となる。

(4) 流速と鋼材中硫黄含有量の関係

き裂成長挙動に及ぼす流速の影響については、これまでも研究がなされており、き裂成長速度を助長するEAC (Environmentally Assisted Cracking) の重要因子の一つとして考えられている。図19は、PWR模擬水環境下での流速と硫黄含有量との関係におけるEAC感受性の高い領域を図示したものである⁽⁷⁾。硫黄含有量が多くなるにしたがって、流速が速い領域までEACに敏感な領域が広がり、またその領域は硫酸イオンや酸素の濃度に依存することがわかる。本報告における試験条件においては、応力比 ($R=0.2$) が同図の試験条件 ($R=0.7$) と異なるものの、低流速の場合にき裂成長が加速されること、低硫黄含有量では酸素等の濃度が非常に高い場合を除いてき裂成長が加速されないこと等の水環境因子の影響に関して、本報告の結果と同図は同様の傾向を示している。き裂成長挙動に関する水環境の影響は、さらに定量的な現象把握及びメカニズム解明のため、今回の試験を含めた系統的なデータの蓄積を進めることが必要となろう。

(5) き裂枝分かれ現象

溶存酸素濃度と流速の複合効果について、低温での影響を見る。M材について、250℃及び200℃の結果を図20及び図21に示す。250℃においては、高溶存酸素濃度の場合には流速に関わらず、3.2節で示したようなき裂の枝分かれが生じる。また、低溶存酸素濃度の場合には、低流速領域で大きな加速を示し、この場合の加速係数は、288℃よりも大きい。200℃においては、高溶存酸素濃度及び低流速の場合を中心としてほとんどの領域でき裂の枝分かれが生じ、低溶存酸素濃度の場合にも流速が低い場合には、枝分かれが発生する。L材については、枝分かれ現象は認められなかったが、200℃及び250℃での試験はどちらも同一水環境条件 (3×10^{-4} m/s, 0.2ppm) の1ケースのみに限られていたことから、高溶存酸素濃度の場合については枝分かれが発生する可能性は無いとはいえない。このような条件での試験をさらに行うことが必要である。

この枝分かれ現象は、力学的な観点では、試験片内の応力状態を考慮すると説明が付け難く、繰り返し荷重によるき裂成長の主メカニズムが、力学因子よりむしろ環境因子によって支配されていると考えられる。環境因子がき裂成長挙動を大きく支配する場合、金属と水との反応に基づく腐食が重要なメカニズムとなる。その代表例として、応力腐食割れ

が挙げられ、時間依存型のき裂成長挙動として取り扱う必要がある。今回の枝分かれについては、メカニズムが異なることを考慮すると、経年変化モデルを構築する上でも、今後の詳細な検討が必要となろう。

また、これらの200及び250℃でのき裂枝分かれ現象は、試験開始後すぐに分岐する場合と、試験後半に発生する場合があった。後者の例として、250℃で溶存酸素が8ppm、流速が10 m/sのケースが挙げられる。同条件で低流速の場合には枝分かれは試験開始直後に生じていたことから、き裂が成長して深くなるにしたがって、き裂先端での流速が次第に遅くなり、見掛けの流速条件とき裂先端での流速とに差が生じていたものと考えられる。流速条件は、このように試験片試験においてさえもき裂長さ又は深さにより変化し、き裂挙動に及ぼす影響が変化する。この結果は、実機において、想定されるき裂の位置、角度等によりさらに流動状況は複雑に変化することが予想されるため、き裂挙動の予測に当たっては、この点に関する注意を要することを示唆している。

4. 2 き裂成長挙動に及ぼす温度の影響

(1) 温度及び溶存酸素濃度の複合的影響

き裂成長速度に及ぼす温度の影響として、図22にM材、0.2ppmの場合における(a)低流速の場合と(b)高流速の場合の $da/dN - \Delta K$ 線図を比較して示す。図から明らかのように、温度の影響が低流速の場合に大きいことがわかる。特に200℃の場合には枝分かれが発生し、前述のように見掛け上のき裂成長速度は非常に遅い。一方、高流速の場合には、低温になるにしたがってき裂成長速度は僅かながら速くなる。

前節と同様に、 $\Delta K = 40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ における加速係数 F_a を用いて、溶存酸素濃度と温度の関係を、M材の低流速($3 \times 10^{-4} \text{ m/s}$)の場合について図23に示す。高温、低溶存酸素濃度での低加速領域から、溶存酸素濃度が増加するか又は温度が低下するにつれて加速係数が大きくなる。その領域からさらに温度が低下し、250℃以下になると、き裂の枝分かれが発生する。

同じく高流速(10 m/s)の場合の溶存酸素濃度と温度の関係を、図24に示す。この場合、溶存酸素濃度が低い領域では、き裂の加速はほとんど認められない。高加速領域は高温、高溶存酸素濃度領域に限られ、き裂の枝分かれも低温、高溶存酸素濃度に限られることが明らかとなった。

(2) 温度及び流速の複合的影響

温度と流速の関係についてまとめると、M材で溶存酸素濃度0.2ppmの場合は、図25のようになる。この場合に、中流速、低温のデータが欠けているが、低流速領域でのみき裂成長挙動が水環境の影響を受けることが認められる。同じく8ppmの場合について、温度及び流速の影響を図26に示す。250℃以下では流速の大きさにかかわらずき裂の枝分かれが生じ、288℃では流速が遅くなるにしたがって加速係数が大きくなる。

L材については、0.2ppm、低流速($3 \times 10^{-4} \text{ m/s}$)の場合にのみ温度の影響を調べた。加速係数 F_a で比較すると、288、250及び200℃の順に、1.22、1.97及び0.90と F_a 値が

変化し、250℃で最大値となるが、温度の影響は小さいといえる。

(3) 文献データとの比較

軽水炉冷却材環境中における圧力容器用鋼材のき裂成長速度に及ぼす温度の影響に関して、これまでに多くの成果が報告されている⁽⁸⁾⁽⁹⁾。それらのデータをまとめた例を図27に示す⁽⁸⁾。本図では、250℃付近でその多くはき裂成長速度の極大値を示し、200℃付近で極小値を示す。また一方で200℃の低温になるにしたがって速くなる傾向を示すデータもあり、温度だけでは表現し難い複雑な挙動を示している。温度に関するこのような影響は、き裂内の水-金属反応速度、腐食電位の変化等、さらに冷却水の流動も含めた系統的な試験によるデータの蓄積及びメカニズムの把握が必要となる。

4. 3 実機条件との比較

実機における溶存酸素濃度、導電率等の水質基準を、PWR 1次系⁽¹⁰⁾、2次系⁽¹¹⁾及びBWR⁽¹²⁾について表5、表6及び表7に示す。今回水質の中で注目した溶存酸素濃度の実績値としては、BWRにおける炉水で0.15~0.2ppm、PWRで0.005ppm以下となっている。

またPWRにおける流量は、1次冷却材ポンプ容量は1台当たり約20,000m³/hであり、110万kW級の場合80,000m³/hである。この流量から、ダウンコマ部での流速を概算すると、約10m/sとなる。BWRでは、再循環ポンプ1台の吐出し量が9,630m³/hであり、また炉心冷却材全流量は、110万kW級BWRで48,300t/hである。ダウンコマ部での流速を概算すると、1~10m/sとなる。なお、ジェットポンプノズル部での流速は、40~70m/sである。JPDRにおける流速条件としては、自然循環流の場合に圧力容器壁で約0.6m/s、また強制循環系の12インチ配管内の流速は約9m/sであった。

今回の試験条件において、流速の最も速いケースが実機における圧力容器壁における冷却材の流速にほぼ匹敵する。

温度環境としては、PWRでは、定格出力時の冷却水温度は、入口で約285℃、出口で約325℃である。BWRでは、蒸気温度が286℃、再循環系冷却材出入口温度は約277℃、給水温度は約180~215℃である。

これらの基準値、あるいは公称値等は、理想的な条件を示しているため、今回まとめた試験との比較においては、き裂成長挙動に大きな影響を及ぼさないことになる。しかしながら、実際の炉内では、流動条件は複雑な構造を反映し、流速の低下、流動方向の変化等、複雑化することが考えられ、冷却水の実際の挙動を正しく把握することが必要不可欠と考えられる。すなわち、炉内構造物サポートやスパーチャ等の近辺では、位置関係によっては流速は遅くなる場合が有ろう。冷却水の水質についても、運転開始及び停止に伴う変化や検査中の水質管理、又は関連する他の機器からの波及効果等により、公称値のみでは把握できない部分を含んでいると考えられる。

さらに、実際にき裂が発生した場合、そのき裂の位置、向き、角度等により水環境は一段と複雑となり、また応力条件によってもき裂開口挙動は複雑な挙動を示すこととなる。

4. 4 き裂挙動のモデル化への課題

以上のように、溶存酸素濃度、流速及び温度は複合的にき裂成長速度に影響を及ぼし、き裂成長速度の加速現象及びき裂の枝分かれ現象を引き起こす。また、前述のようにき裂の長さ、深さ及び角度により、き裂先端に及ぼす流速は当然異なった状況となり、さらに板厚内に温度勾配があれば温度条件も変化することとなる。表面き裂に対するこのような水環境の影響及び負荷応力の影響を概念的に図28に示す。き裂に対する負荷応力及び流動方向、き裂開口内部での流体力学的解析、水-金属間の反応等、考慮すべき因子はさらに多種多様となり、実機におけるき裂挙動は非常に複雑な挙動になると言えよう。水環境として今回取り上げた流速、溶存酸素濃度及び温度の3因子は、それぞれが独立に重要な影響を有し、図中央に示したように、これらは3次元のパラメータとしてき裂成長挙動への影響を把握し、モデル化する必要がある。

また、実機のき裂挙動のモデル化に当たっては、本論文で着目した水環境以外にもき裂挙動に及ぼす影響因子として、材料、力学、形態因子が実際には非常に重要なものとなる。図29にこれらの因子の例を示す。これらの因子のうちで、次にあげる項目は経年変化現象の把握及びそのモデル化に当たって重要と考えられる。

(1) 材料因子としては、今回取り上げた硫黄含有量、さらに最も重要な項目として、き裂の発生に大きな影響を与えるステンレス肉盛溶接部があげられる。

(2) 力学因子として、本論文の試験では応力比0.2、繰返し速度0.017Hzの正弦波を与えたが、実機の応力条件、残留歪等はき裂挙動のモデル化には重要な因子となろう。

(3) き裂の形態としては、本論文で新たに認められたき裂の枝分かれ現象が重要な意味を持つと考えられる。また、前述の肉盛溶接部からのき裂発生においても、ステンレスの応力腐食割れが主因と考えられるため、母材で想定されるき裂は枝分かれ状態で開始するであろう。き裂の枝分かれ現象は、その後のき裂成長挙動に大きな影響を与えるばかりでなく、事故時の荷重を受けた場合のき裂挙動にも、応力集中の緩和等により決定的な差異を生じることとなる。

これらの因子の影響を実験的に把握し、それらの包括的なデータベース化を図り、メカニズムに立脚したき裂挙動のモデル化を図ることが、今後実機の経年変化及び寿命予測の精度向上のために必要不可欠であろう。さらに、これらの課題解決へ向けての努力が、将来的には実機の長寿命化へとつながることとなる。

5. ま と め

圧力容器の経年変化現象の把握及び寿命評価手法の確立を目的とし、破壊力学的観点から、圧力容器用鋼材のき裂挙動に及ぼす水環境の影響評価を試みた。水環境条件として、溶存酸素濃度、流速及び温度に着目し、実機条件を念頭において幅広く変化させた33ヶ

4. 4 き裂挙動のモデル化への課題

以上のように、溶存酸素濃度、流速及び温度は複合的にき裂成長速度に影響を及ぼし、き裂成長速度の加速現象及びき裂の枝分かれ現象を引き起こす。また、前述のようにき裂の長さ、深さ及び角度により、き裂先端に及ぼす流速は当然異なった状況となり、さらに板厚内に温度勾配があれば温度条件も変化することとなる。表面き裂に対するこのような水環境の影響及び負荷応力の影響を概念的に図28に示す。き裂に対する負荷応力及び流動方向、き裂開口内部での流体力学的解析、水-金属間の反応等、考慮すべき因子はさらに多種多様となり、実機におけるき裂挙動は非常に複雑な挙動になると言えよう。水環境として今回取り上げた流速、溶存酸素濃度及び温度の3因子は、それぞれが独立に重要な影響を有し、図中央に示したように、これらは3次元のパラメータとしてき裂成長挙動への影響を把握し、モデル化する必要がある。

また、実機のき裂挙動のモデル化に当たっては、本論文で着目した水環境以外にもき裂挙動に及ぼす影響因子として、材料、力学、形態因子が実際には非常に重要なものとなる。図29にこれらの因子の例を示す。これらの因子のうちで、次にあげる項目は経年変化現象の把握及びそのモデル化に当たって重要と考えられる。

(1) 材料因子としては、今回取り上げた硫黄含有量、さらに最も重要な項目として、き裂の発生に大きな影響を与えるステンレス肉盛溶接部があげられる。

(2) 力学因子として、本論文の試験では応力比0.2、繰返し速度0.017Hzの正弦波を与えたが、実機の応力条件、残留歪等はき裂挙動のモデル化には重要な因子となろう。

(3) き裂の形態としては、本論文で新たに認められたき裂の枝分かれ現象が重要な意味を持つと考えられる。また、前述の肉盛溶接部からのき裂発生においても、ステンレスの応力腐食割れが主因と考えられるため、母材で想定されるき裂は枝分かれ状態で開始するであろう。き裂の枝分かれ現象は、その後のき裂成長挙動に大きな影響を与えるばかりでなく、事故時の荷重を受けた場合のき裂挙動にも、応力集中の緩和等により決定的な差異を生じることとなる。

これらの因子の影響を実験的に把握し、それらの包括的なデータベース化を図り、メカニズムに立脚したき裂挙動のモデル化を図ることが、今後実機の経年変化及び寿命予測の精度向上のために必要不可欠であろう。さらに、これらの課題解決へ向けての努力が、将来的には実機の長寿命化へとつながることとなる。

5. ま と め

圧力容器の経年変化現象の把握及び寿命評価手法の確立を目的とし、破壊力学的観点から、圧力容器用鋼材のき裂挙動に及ぼす水環境の影響評価を試みた。水環境条件として、溶存酸素濃度、流速及び温度に着目し、実機条件を念頭において幅広く変化させた33ヶ

ースの試験条件で1 T C T試験片による系統的な疲労試験を実施し、き裂成長速度を比較、検討した。得られた知見を以下に示す。

- (1) 硫黄含有量の比較的多い(S=0.014%)鋼材においては、水環境の影響を大きく受け、最も影響の大きかった288℃、低流速、高溶存酸素濃度の条件下ではASMEの参照曲線に比してより大きなき裂成長速度となった。しかしながら、軽水炉の水質条件の公称値に相当する水環境条件の場合には、き裂成長速度は参照曲線ほどの大きさにはならない。
- (2) さらに、この高硫黄含有量の鋼材の場合、250℃以下の低温では、低流速、高溶存酸素濃度の場合に条件で、き裂の枝分かれ現象が認められた。一部にこの現象がき裂長さ(深さ)に依存することを示す結果も確認された。この枝分かれ現象については、さらに詳細な検討を要する。
- (3) 硫黄含有量の少ない最近の鋼材においては、水環境の影響は比較的小さく、低流速、高溶存酸素濃度条件下でもASME参照曲線より小さなき裂成長速度であった。この鋼材に対しては、参照曲線は過度に安全側であるといえる。
- (4) 上述のように、き裂成長速度への水環境の及ぼす影響が、非常に大きいことが確認され、実機におけるき裂挙動の評価に当たっては、これらの因子を考慮した定量的なモデル化が重要である。さらに、今回の試験では取り扱わなかったその他の因子についても、モデル化に向けてメカニズムに立脚した試験研究が不可欠である。

謝 辞

本試験計画を遂行するに当たって、燃料・材料工学部材料応用工学研究室、中島 甫室長の多大な助言及び支援を頂いたことをここに記し、感謝の意を表します。

ースの試験条件で1 T C T試験片による系統的な疲労試験を実施し、き裂成長速度を比較、検討した。得られた知見を以下に示す。

- (1) 硫黄含有量の比較的多い(S=0.014%)鋼材においては、水環境の影響を大きく受け、最も影響の大きかった288℃、低流速、高溶存酸素濃度の条件下ではASMEの参照曲線に比してより大きなき裂成長速度となった。しかしながら、軽水炉の水質条件の公称値に相当する水環境条件の場合には、き裂成長速度は参照曲線ほどの大きさにはならない。
- (2) さらに、この高硫黄含有量の鋼材の場合、250℃以下の低温では、低流速、高溶存酸素濃度の場合に条件で、き裂の枝分かれ現象が認められた。一部にこの現象がき裂長さ(深さ)に依存することを示す結果も確認された。この枝分かれ現象については、さらに詳細な検討を要する。
- (3) 硫黄含有量の少ない最近の鋼材においては、水環境の影響は比較的小さく、低流速、高溶存酸素濃度条件下でもASME参照曲線より小さなき裂成長速度であった。この鋼材に対しては、参照曲線は過度に安全側であるといえる。
- (4) 上述のように、き裂成長速度への水環境の及ぼす影響が、非常に大きいことが確認され、実機におけるき裂挙動の評価に当たっては、これらの因子を考慮した定量的なモデル化が重要である。さらに、今回の試験では取り扱わなかったその他の因子についても、モデル化に向けてメカニズムに立脚した試験研究が不可欠である。

謝 辞

本試験計画を遂行するに当たって、燃料・材料工学部材料応用工学研究室、中島 甫室長の多大な助言及び支援を頂いたことをここに記し、感謝の意を表します。

参 考 文 献

- (1) T. Kondo et al., "Recent Studies on Cyclic Crack Growth of Reactor Pressure Boundary Materials in High Temperature Water Environments in Japan," Proc. of IAEA Specialists Meeting on Subcritical Crack Growth, Sendai, May 15-17, 1985, USNRC Report NUREG/CP-0067, Vol.1, p.219, April 1986.
- (2) 構造安全研究委員会腐食疲労専門部会データ評価ワーキンググループ, "軽水炉压力容器のき裂進展挙動評価法の現状と課題," JAERI-M 90-089, 1990年6月.
- (3) H. Kitagawa et al., "The Japanese Domestic Round Robin Tests on Cyclic Crack Growth of A533B-1 Steels in Simulated LWR Primary Coolants," 文献(1)と同じ, Vol.1, p.135.
- (4) ASTM E647-86a, Annual Book of ASTM Standards, Vol.03.01.
- (5) ASME Boiler and Pressure Vessel Code Section XI, 1986 Edition.
- (6) E. D. Eason et al., "Analysis of Pressure Vessel Steel Fatigue Tests in air," Nuclear Engineering and Design, V.115(1), p.23, July 1989.
- (7) D. R. Tice et al., "A Review of the UK Research Programme on Corrosion Fatigue Crack Propagation in Pressure Vessel Steels Exposed to PWR Environments," 文献(1)と同じ, Vol.1, p.251.
- (8) Y. Katada and N. Nagata, "The Effect of Temperature on Fatigue Crack Growth Behaviour of Low Alloy Pressure Vessel Steel in a Simulated BWR Environment," Corrosion Science, Vol.25(8-9), p.693, 1985.
- (9) W. H. Cullen, "Fatigue Crack Growth of Irradiated Pressure Vessel Steels in LWR Environments," 文献(1)と同じ, Vol.1, p.357.
- (10) 中島宣雄, "PWRにおける水化学-1次系-, " 原子力工業, 第33巻, 第4号, p.27, 1987.
- (11) 阿部堅司, "PWRにおける水化学-2次系-, " 文献(10)と同じ, p.32.
- (12) 伊藤久雄, 矢島正美, "BWR型機器材料," 火力原子力発電, Vol.34, No.10, p.113, Oct. 1983.

表1 供試材の化学成分⁽³⁾

鋼材 \ 成分	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al	備考
SA533B cl.1 (L材)	0.17	0.24	1.37	0.003	0.004	0.02	0.60	0.07	0.46	—	低硫黄材
SA533B cl.1 (M材)	0.21	0.29	1.45	0.007	0.014	0.03	0.65	0.03	0.51	<0.01	中硫黄材

表2 供試材の機械的性質⁽³⁾

鋼材	温度 (°C)	0.2%耐力 (MPa)	引張り強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)
SA533B cl.1 (L材)	20	468	622	23.7	72.3
	300	416	586	20.8	70.0
SA533B cl.1 (M材)	20	475	629	21.9	60.8
	300	422	608	18.3	57.2

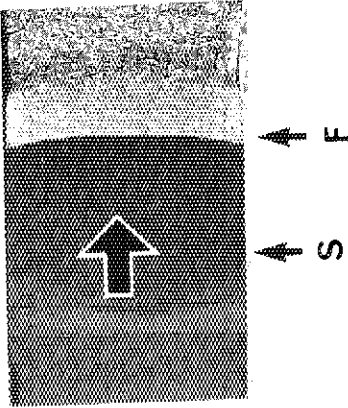
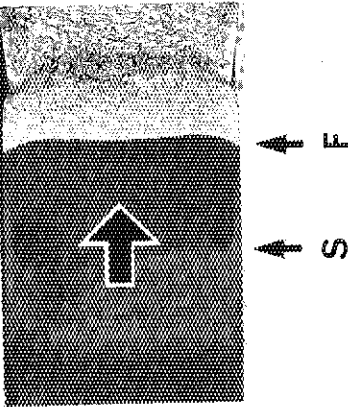
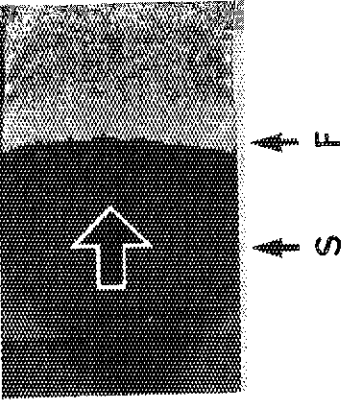
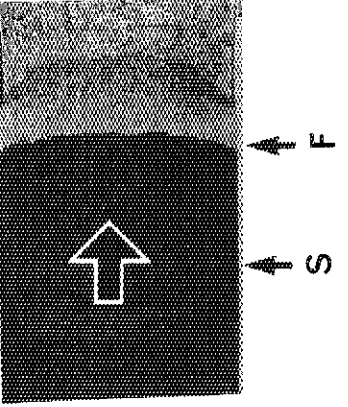
表3 き裂成長試験条件

		流速 (m/s)				
		$<10^{-5}$	3×10^{-4}	5×10^{-3}	0.5	10
溶存酸素濃度 (ppm)	8	M①	M①②③ L①	M① L①	M① L①	M①②③
	1		L①	M①	M①	
	0.2		M①②③③ L①②③	M①	M①	M①②③
	0.01		M①②③ L①		M① L①	

M: M材 (S=0.014wt%)
L: L材 (S=0.004wt%)

①: 288°C
②: 250°C
③: 200°C

表4 288 °Cにおけるき裂先端形状のマクロ写真

試験条件	溶存酸素 : 0.01 ppm 流速 : 0.5 m/s	溶存酸素 : 8 ppm 流速 : $< 3 \times 10^{-4}$ m/s
L 材 (S=0.004%)		
M 材 (S=0.014%)		


 き裂成長方向
 S : 高温水中き裂開始点
 F : 高温水中き裂終了点

表5 PWR 1次系冷却設備水質仕様⁰⁰⁾

分析項目	単 位	基 準 値	制 限 値	実 績 値
pH	at 25°C	42~10.5 ^{*1}		
導 電 率	μS/cm at25°C	1~40 ^{*1}		
ほ う 素	ppm	0~4000 ^{*2}		
塩化物イオン	ppm	≦0.05	≦0.15	<0.05
ふっ化物イオン	ppm	≦0.05	≦0.15	<0.05
溶 存 酸 素	ppm	≦0.005	≦0.1	<0.005
溶 存 水 素	cc-STP/kgH ₂ O	25~35	≧15 ≦50	~30
リ チ ウ ム	ppm	0.2~2.2		
濁 度	ppm	≦1.0		<0.1

*1 : B-L i系の各濃度の組合わせによって決まる。

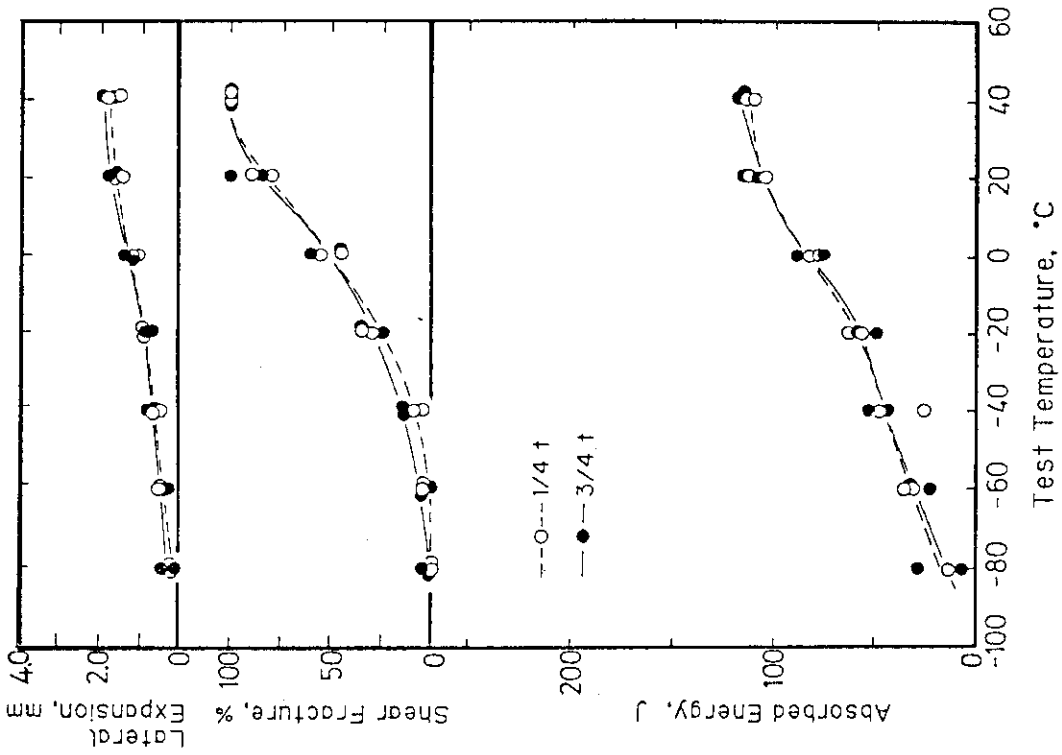
*2 : プラント運転状況により変化する。

表6 PWR 2次系水質基準値例⁰⁰⁾

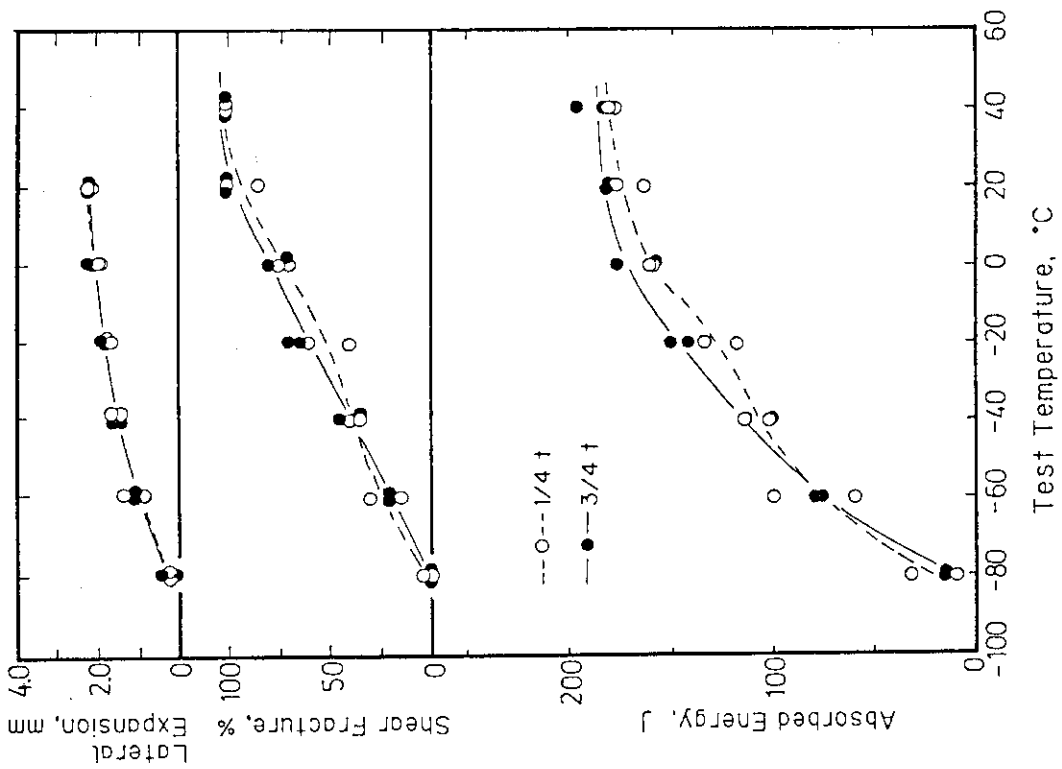
項 目	試 料	復 水	給 水	S G器内水
pH	(25°C)		8.7~9.5	8.7~9.3
電 気 伝 導 率	(μS/cm)		2~6	
カチオン電気伝導率	(μS/cm)	<0.3		<2
溶 存 酸 素	(ppm)	<0.015	<0.005	
ヒ ド ラ ジ ン	(ppm)		>0.005	
濁 度	(ppm)			<1
全 鉄	(ppm)		<0.02	
全 銅	(ppm)		<0.005	
全 ニ ッ ケ ル	(ppm)		<0.005	
Na	(ppm)			<0.04
Cl	(ppm)			<0.1
Na/Cl	(-)			<0.7
シ リ カ	(ppm)			<0.5

表7 BWRの水質条件⁽¹⁾

系統水	代 表 的 な 項 目	制 限 値	主 な 実 績 値
給 水	導 電 率 ($\mu\text{S}/\text{cm}$ at 25°C)	< 0.1	~0.07
	溶 存 酸 素 (ppb as O_2)	20~200	20~50
	金 属 不 純 物 (ppb as Fe)	< 15	< 1
	全 銅 (ppb as Cu)	< 2	< 1
炉 水	pH (at 25 °C)	5.6~8.6	6.9~7.2
	導 電 率 ($\mu\text{S}/\text{cm}$ at 25°C)	< 1	0.1
	溶 存 酸 素 (ppm as O_2)		0.15
	塩 素 イ オン (ppm as Cl^-)	< 0.1	< 0.02



(b) 中硫黄材 (M材)



(a) 低硫黄材 (L材)

図1 シャルピー衝撃試験結果の対比⁽³⁾

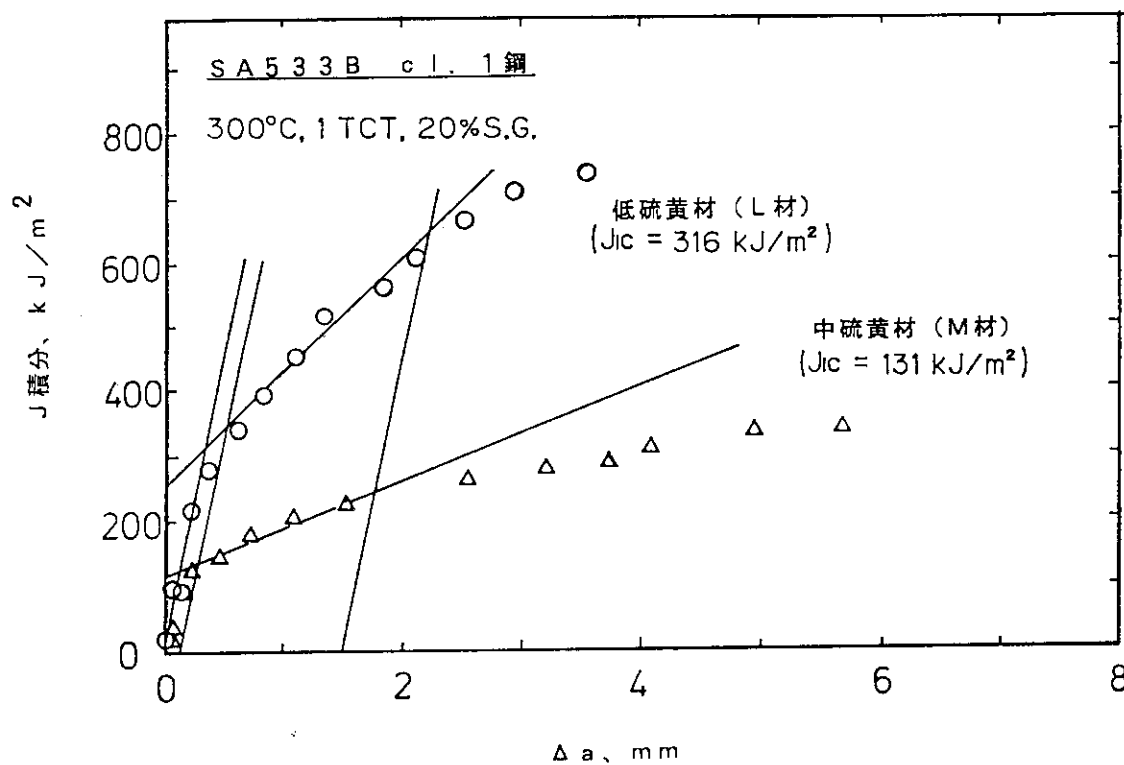


図2 破壊靱性試験結果の対比⁽³⁾

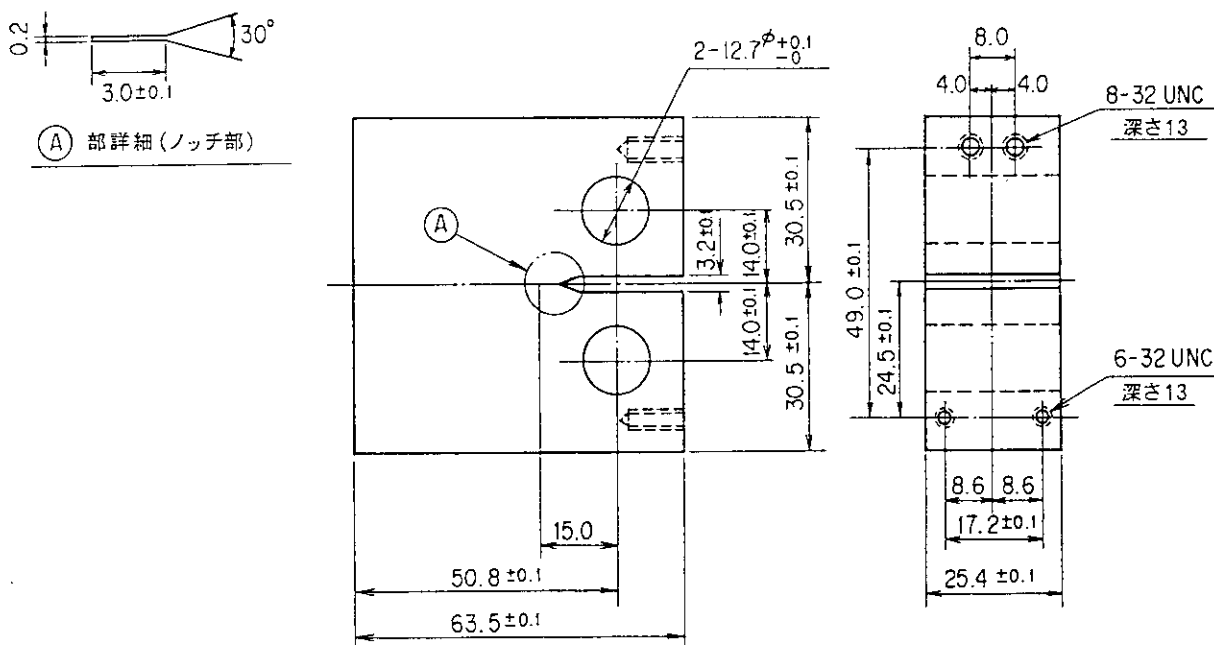


図3 試験片形状及び寸法

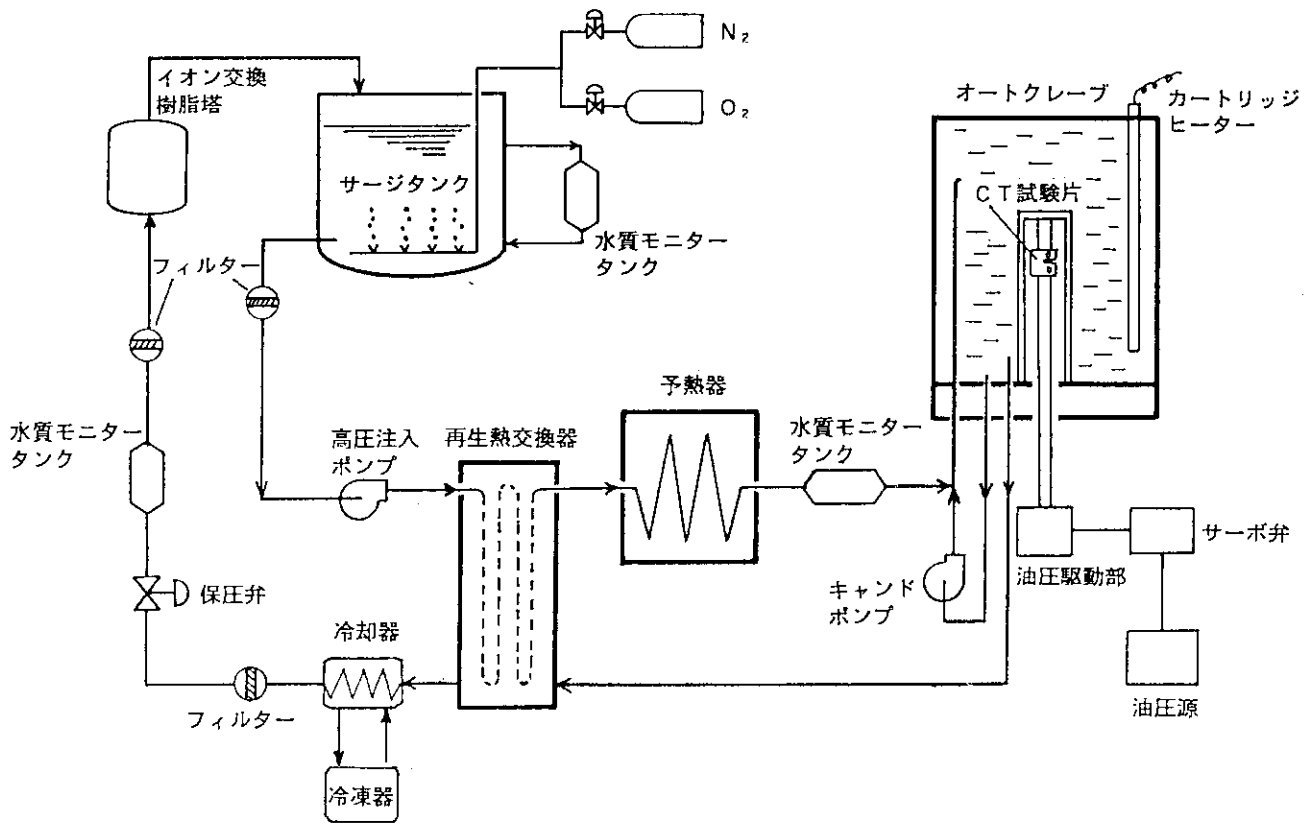
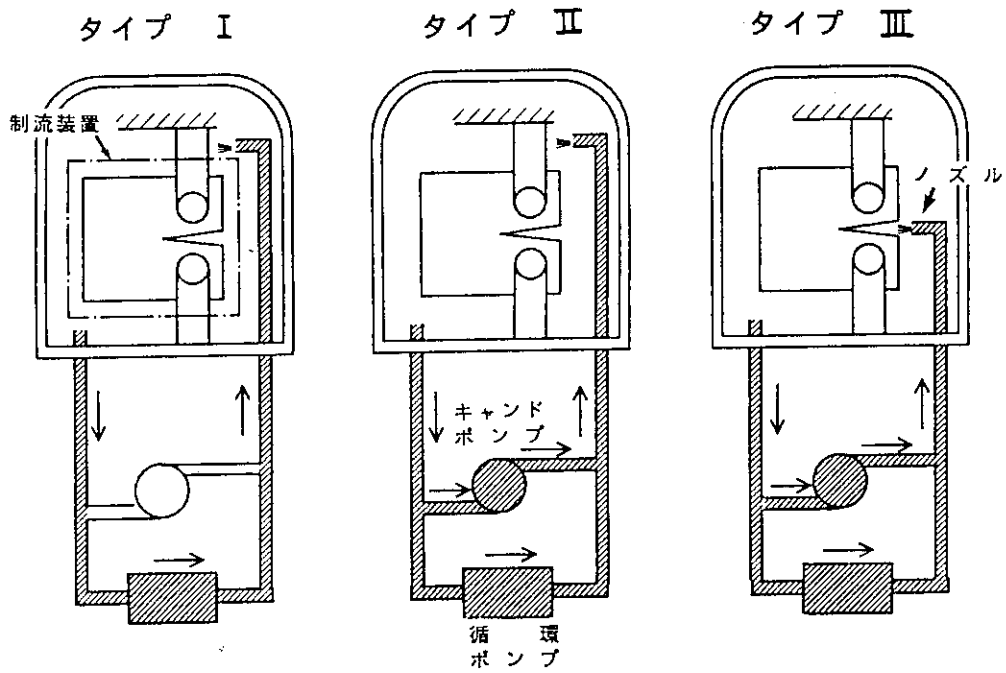


図4 高温高圧水中き裂挙動試験用純水ループ



	ケース 1	ケース 2	ケース 3	ケース 4	ケース 5
流速 m/s	$<10^{-5}$	3×10^{-4}	5×10^{-3}	0.5	10
制流装置	○				
循環ポンプ	○	○	○	○	○
キャンドポンプ			○		○
ノズル				○	○

図5 き裂開口部に対する流速変化方法

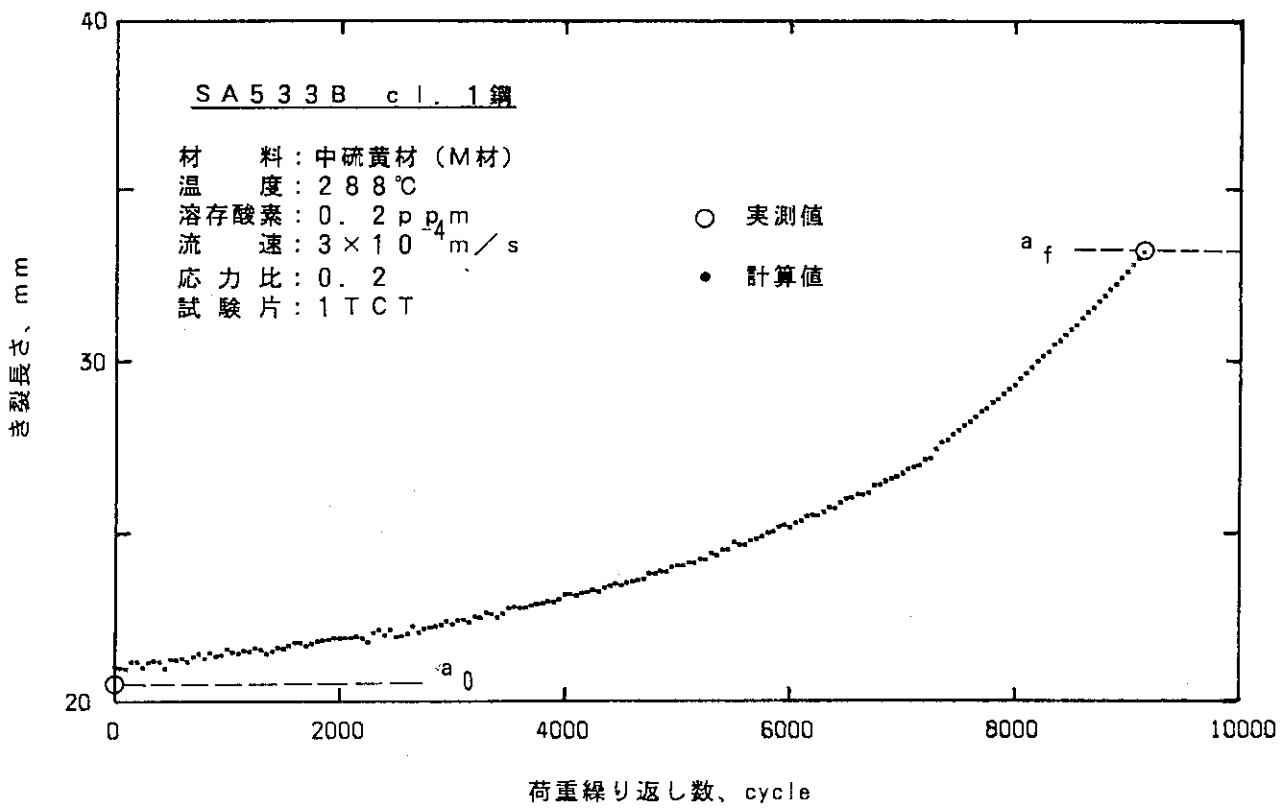


図6 き裂長さ計算値と荷重繰り返し数の関係

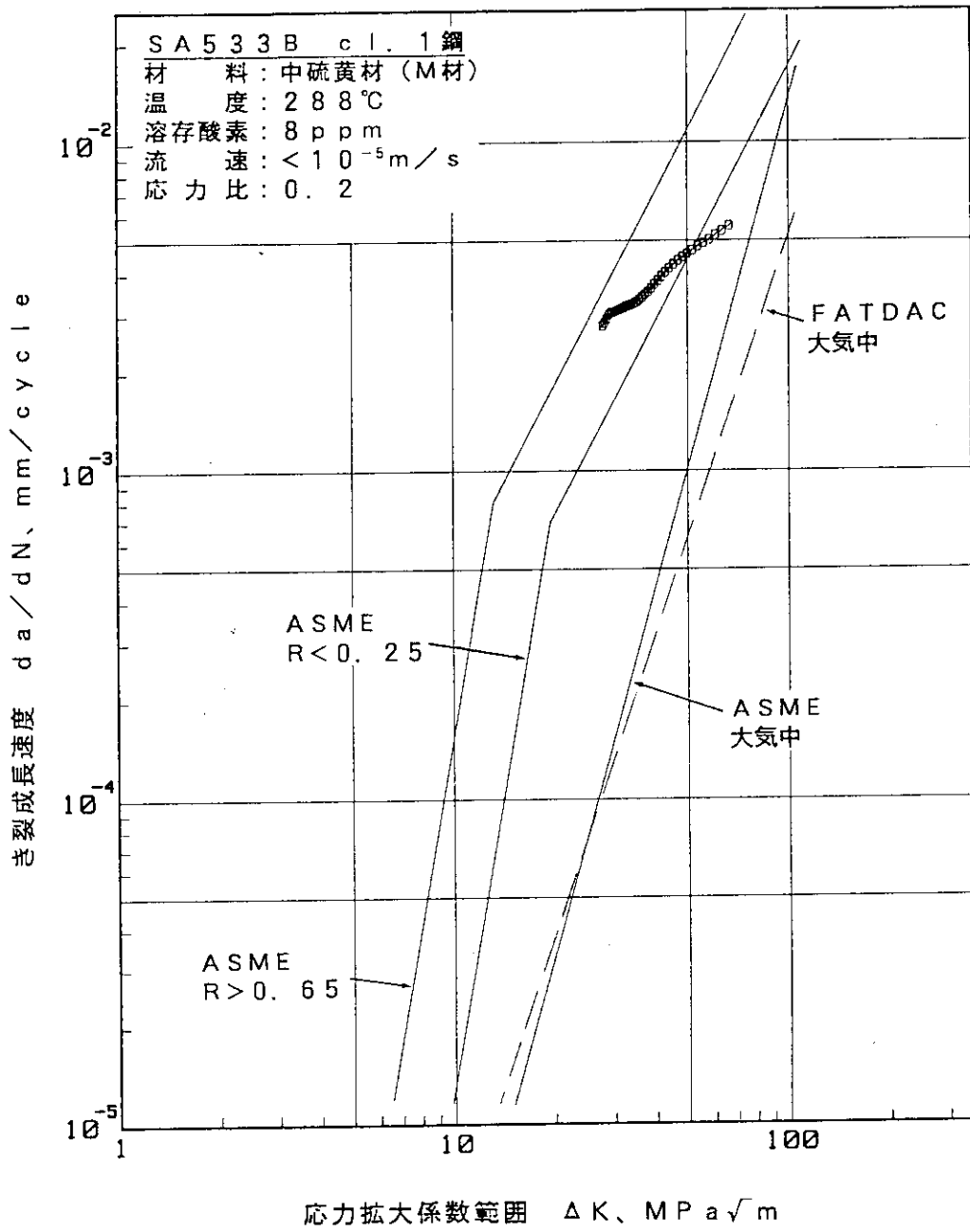


図7 高温高压水中のき裂成長速度試験結果と参照曲線との比較
 (M材、288 °C、8ppm、 $< 10^{-5}$ m/s 条件)

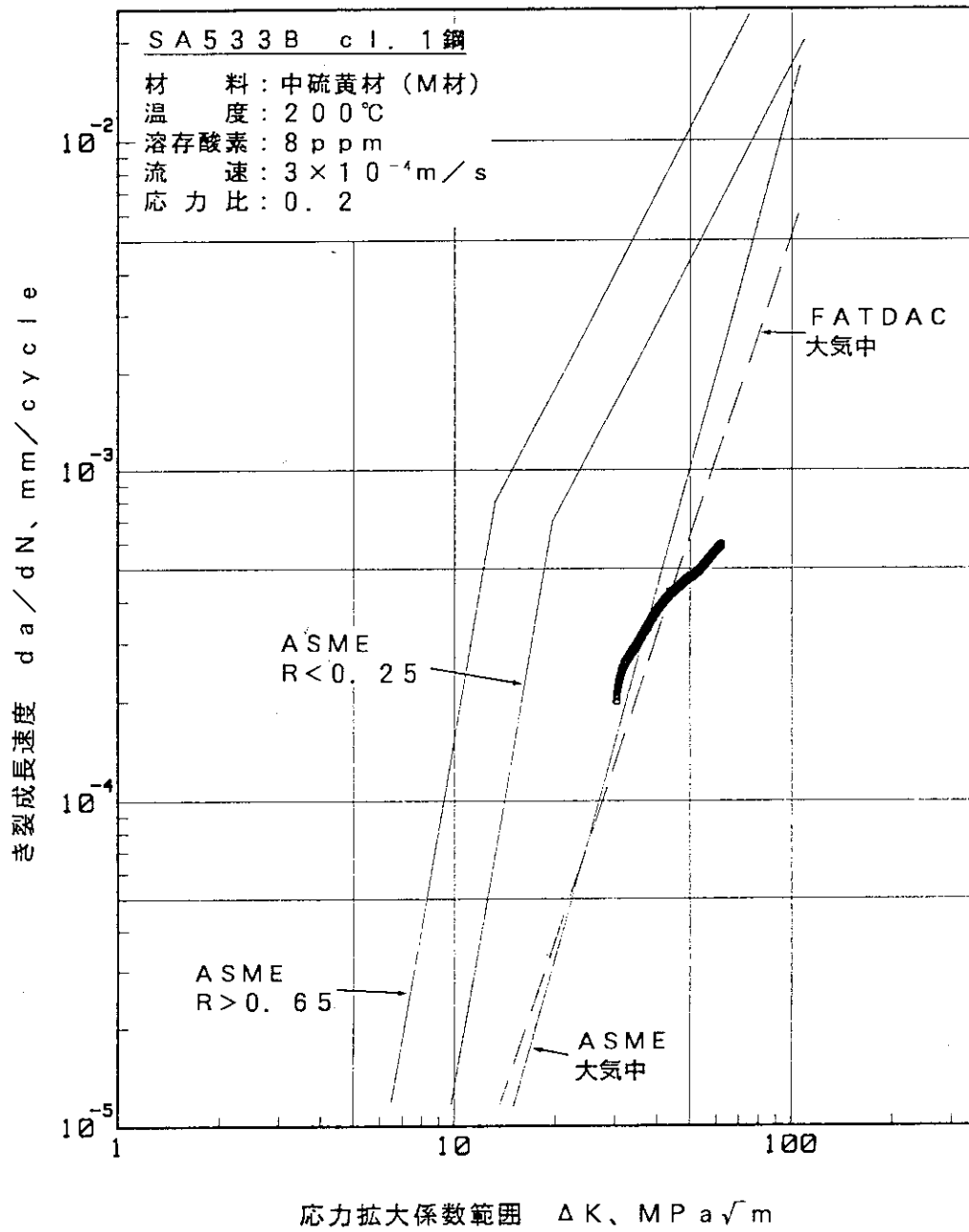


図8 高温高圧水中のき裂成長速度試験結果と参照曲線との比較
 (M材、200°C、8ppm、 $3 \times 10^{-4} \text{ m/s}$ 条件)

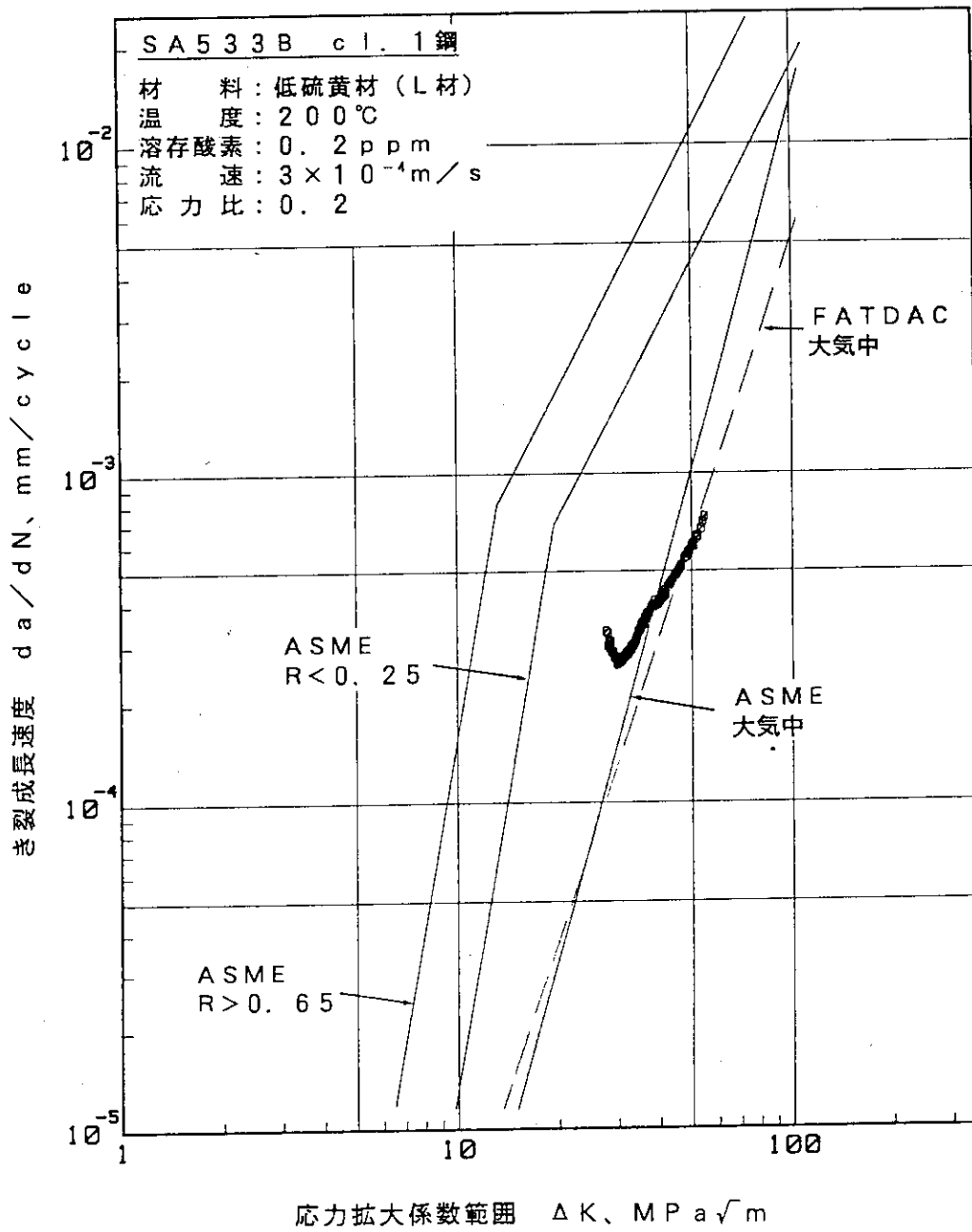


図9 高温高圧水中のき裂成長速度試験結果と参照曲線との比較
 (L材、200°C、0.2ppm、 $3 \times 10^{-4} \text{ m/s}$ 条件)

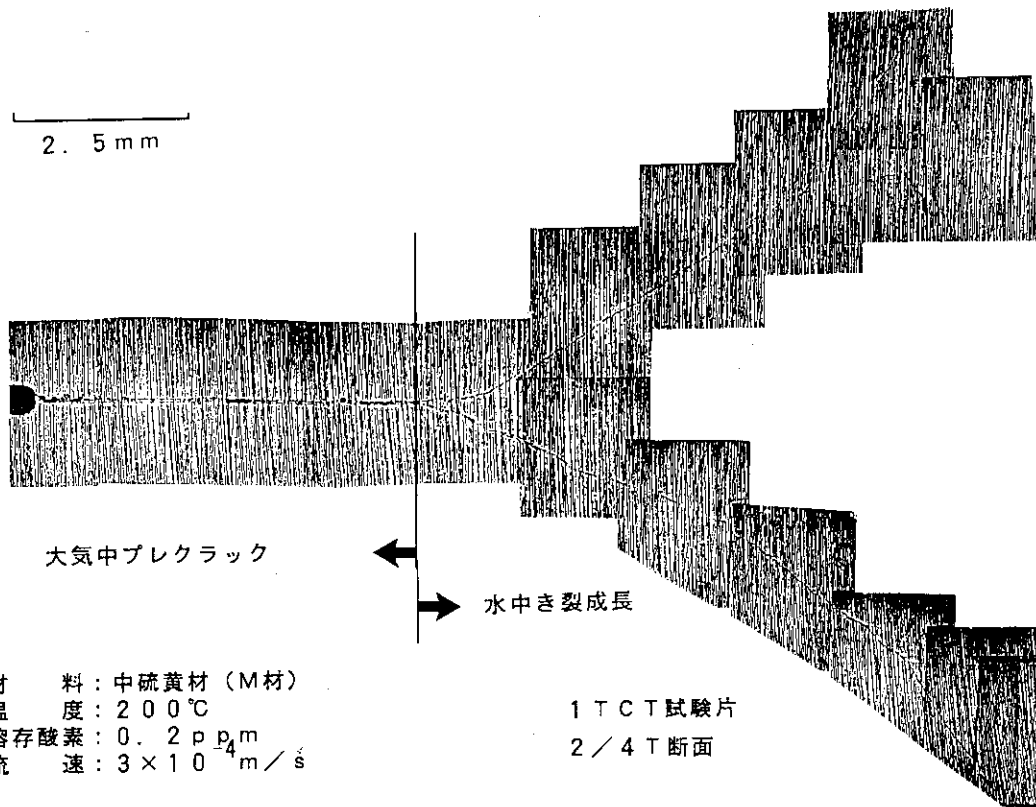


図10 腐食疲労試験における枝分かれ現象 (M材、200℃)

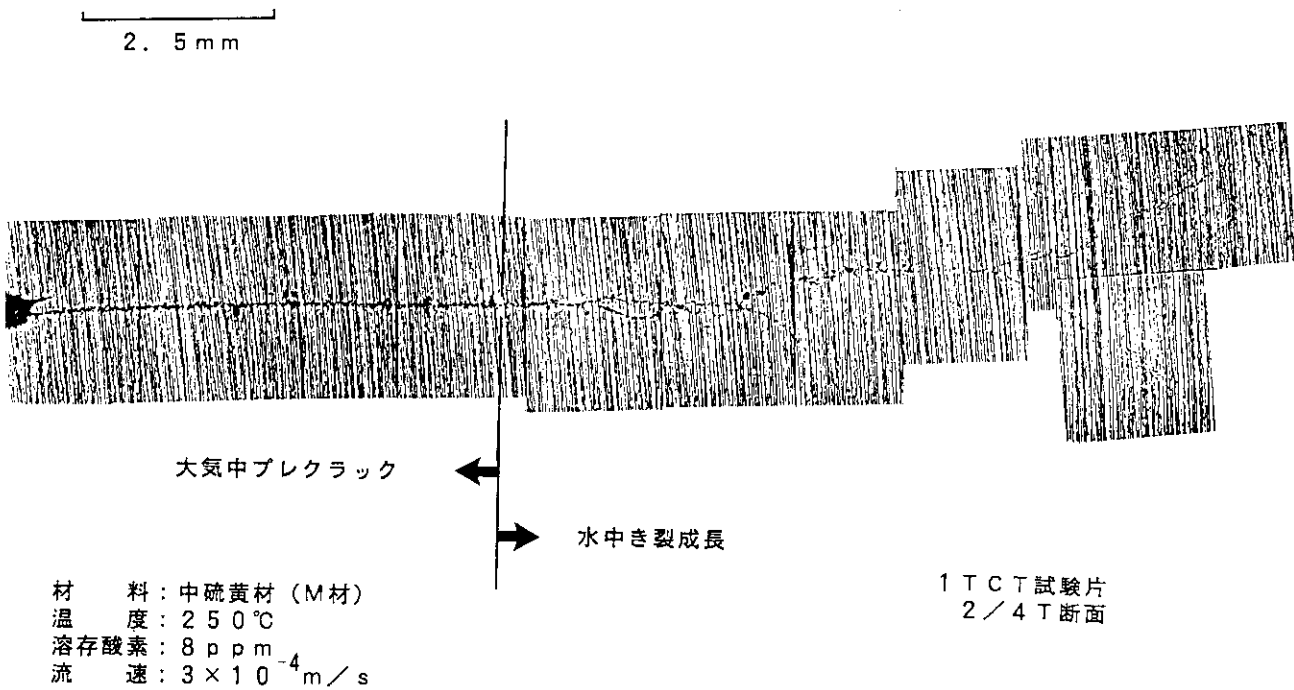


図11 腐食疲労試験における枝分かれ現象 (M材、250℃)

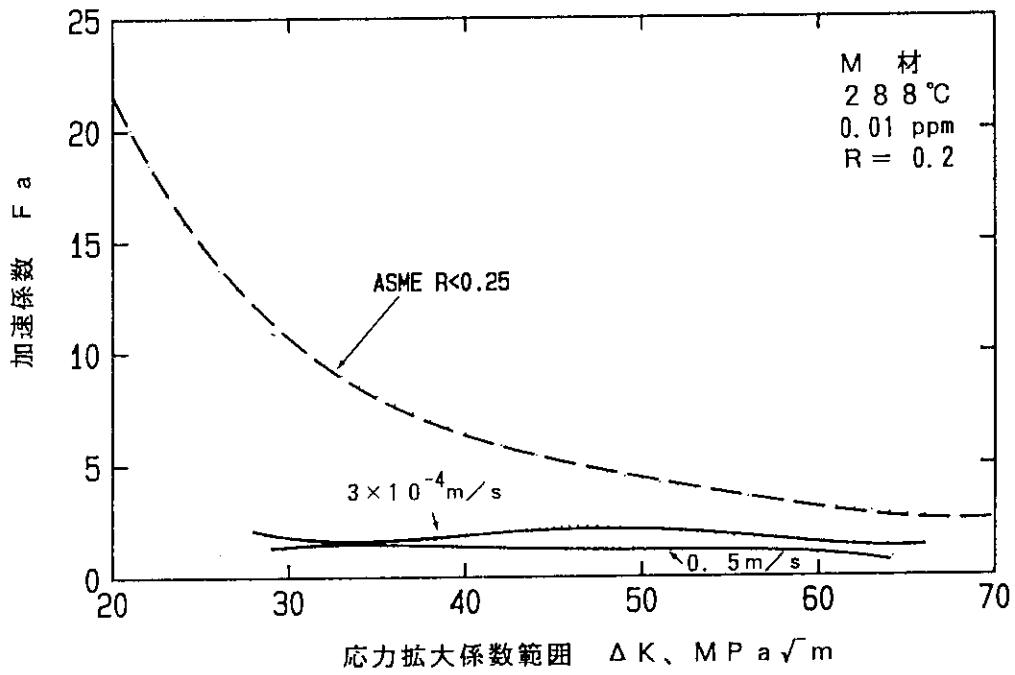


図12 高温高圧水中のき裂成長速度の加速係数 F_a (高温水中/大気中) と ΔK の関係 (M材、288°C、0.01ppm条件)

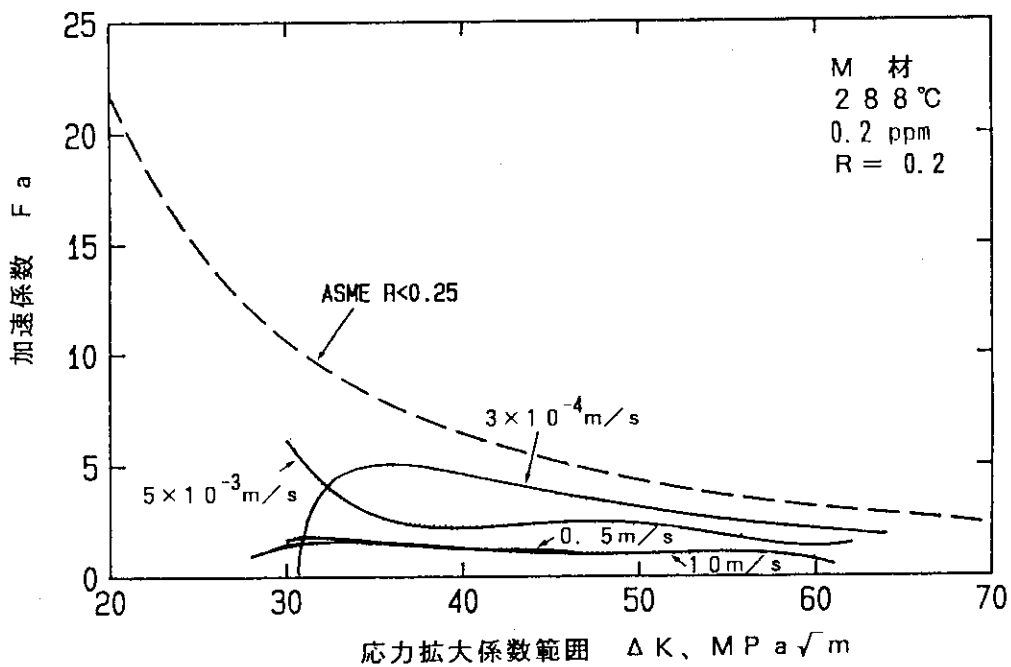


図13 高温高圧水中のき裂成長速度の加速係数 F_a (高温水中/大気中) と ΔK の関係 (M材、288°C、0.2ppm条件)

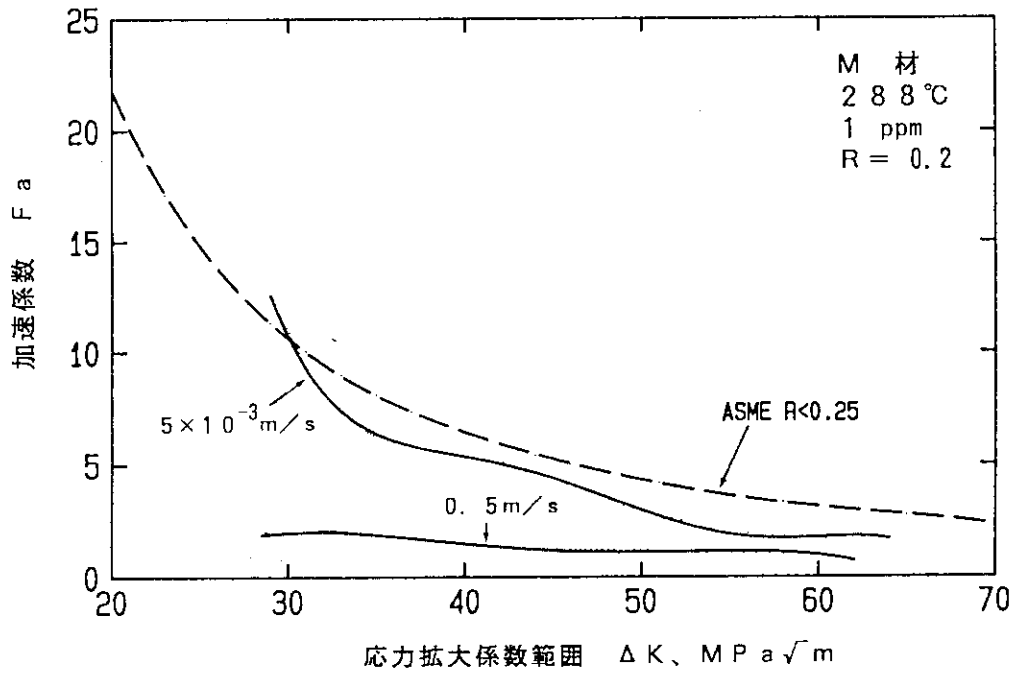


図 1 4 高温高圧水中のき裂成長速度の加速係数 F_a (高温水中/大気中) と ΔK の関係 (M材、288 °C、1.0ppm条件)

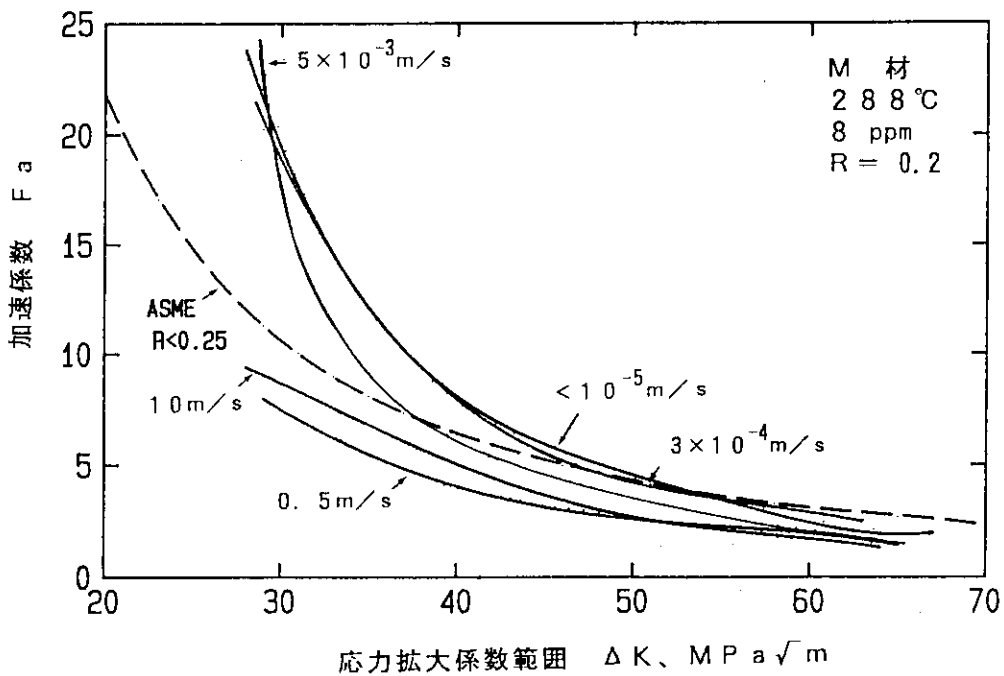


図 1 5 高温高圧水中のき裂成長速度の加速係数 F_a (高温水中/大気中) と ΔK の関係 (M材、288 °C、8.0ppm条件)

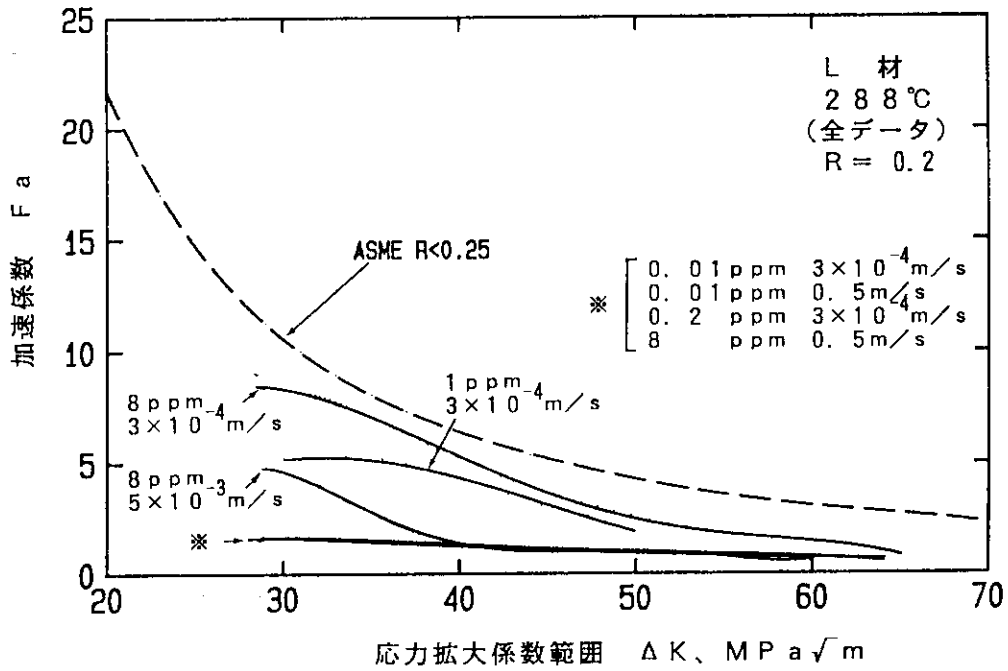


図16 高温高圧水中のき裂成長速度の加速係数 F_a (高温水中/大気中) と ΔK の関係 (L材、288 °C条件)

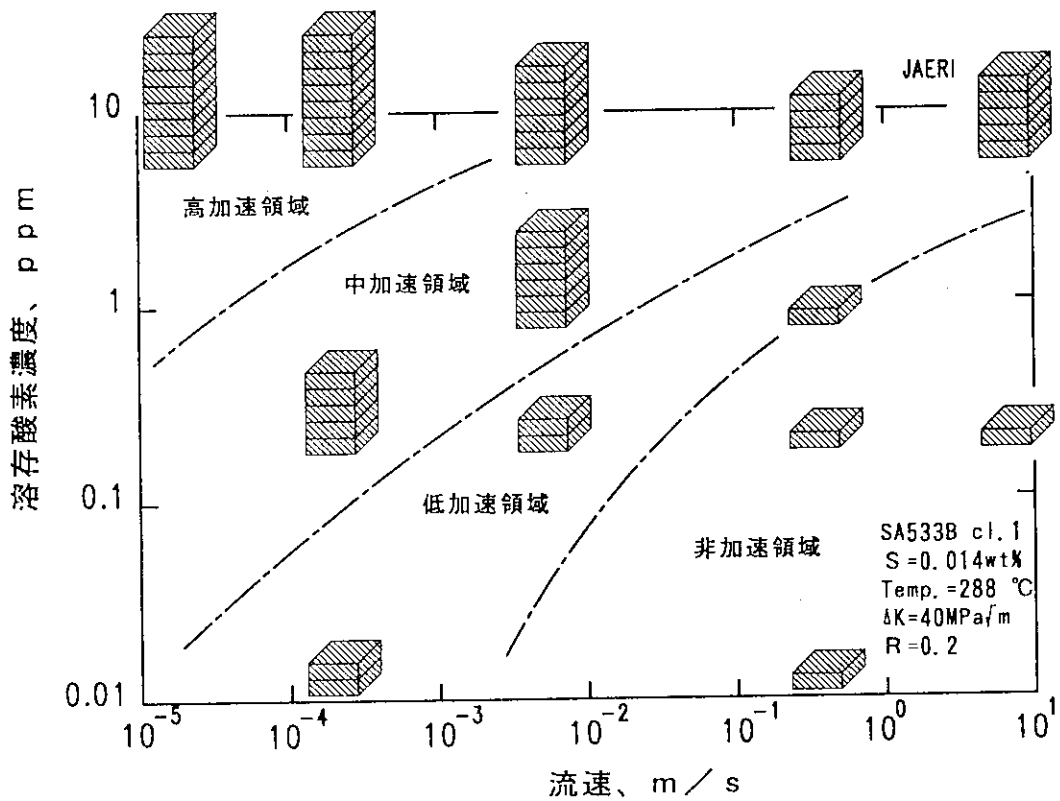


図17 加速係数に及ぼす溶存酸素濃度及び流速の影響 (M材、288 °C)

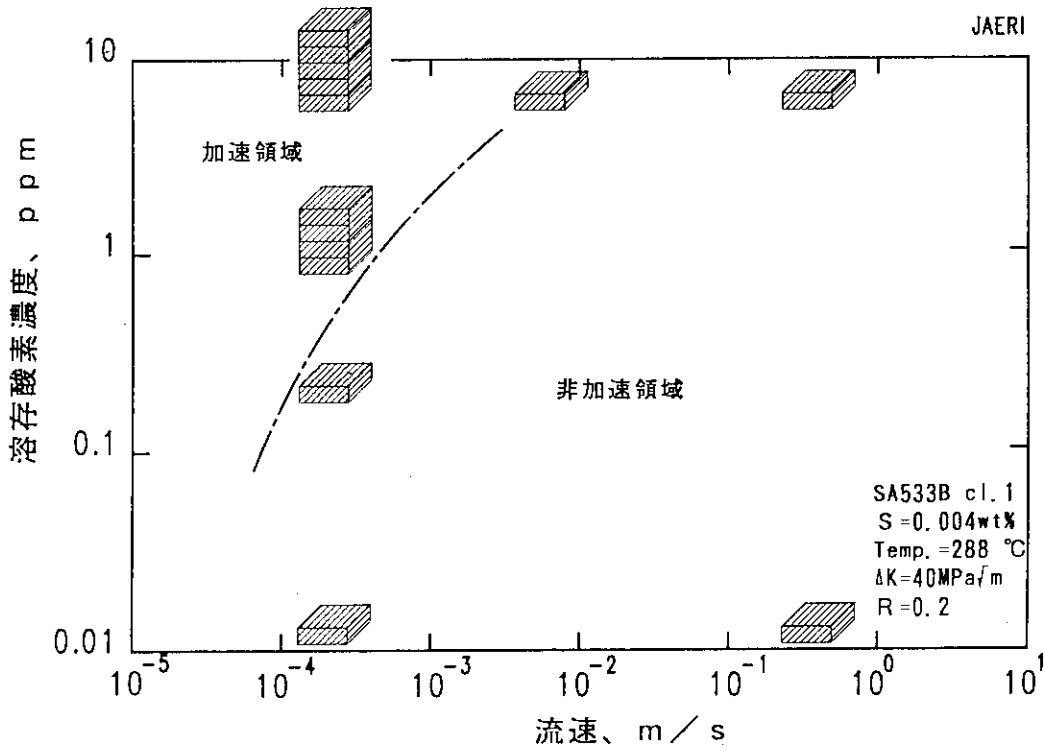


図18 加速係数に及ぼす溶存酸素濃度及び流速の影響 (L材、288 °C)

ENVIRONMENT	EAC	NO EAC
PWR WATER	X	○
" +2ppm SO ₄	+	●
" +SO ₄ ⁻ +O ₂	*	

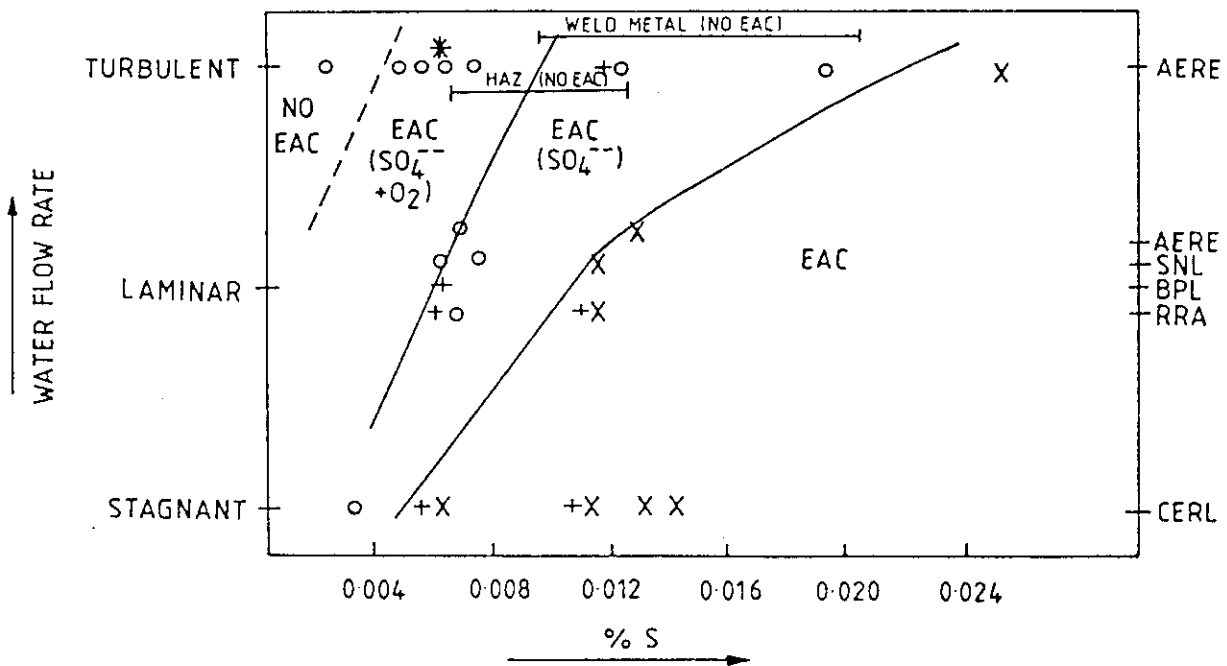


図19 環境助長割れ (EAC) に関する流速と硫黄含有量の関係⁽⁷⁾

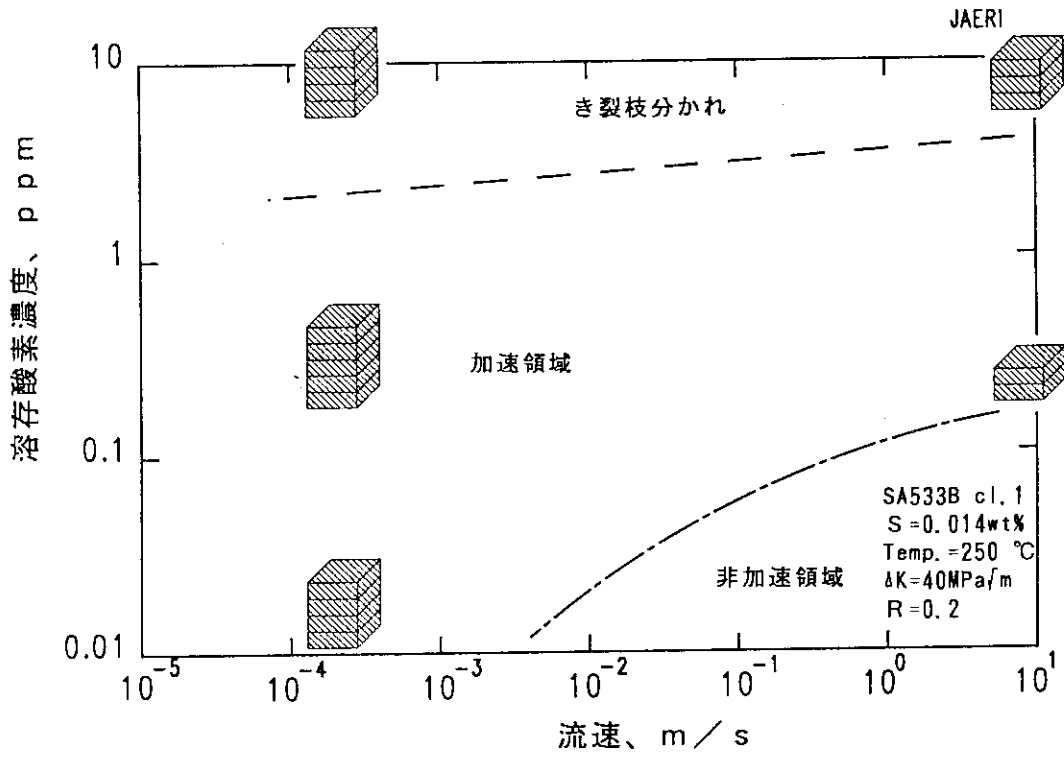


図 2 0 加速係数に及ぼす溶存酸素濃度及び流速の影響 (M材、250 °C)

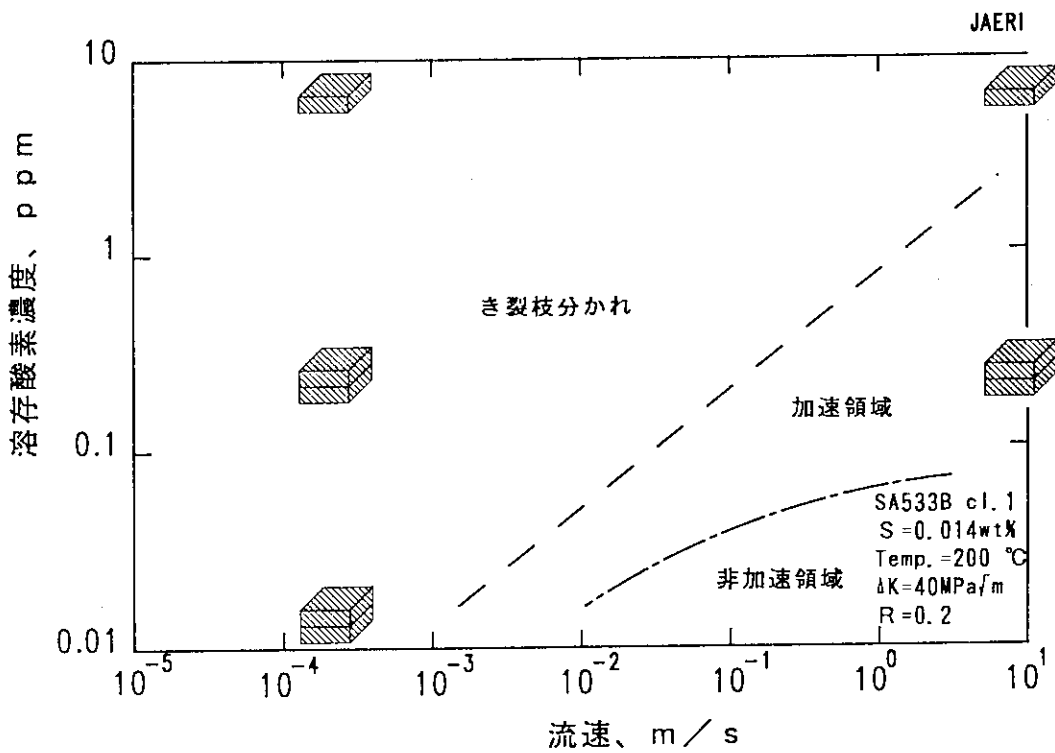


図 2 1 加速係数に及ぼす溶存酸素濃度及び流速の影響 (M材、200 °C)

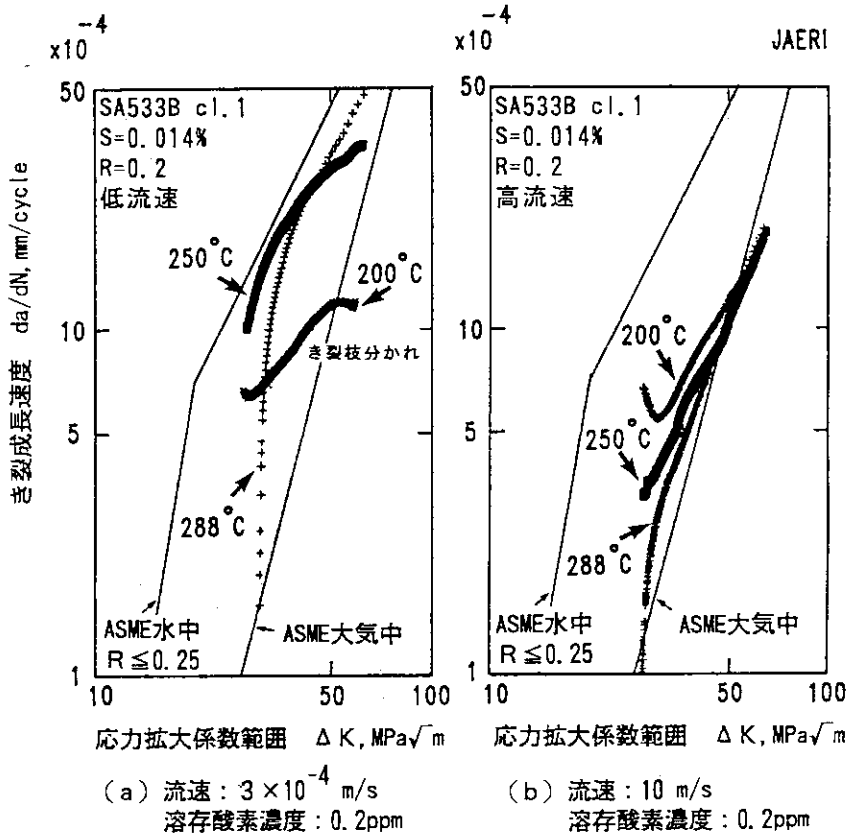


図 2 2 き裂成長速度に及ぼす試験温度の影響 (M材、0.2ppm)

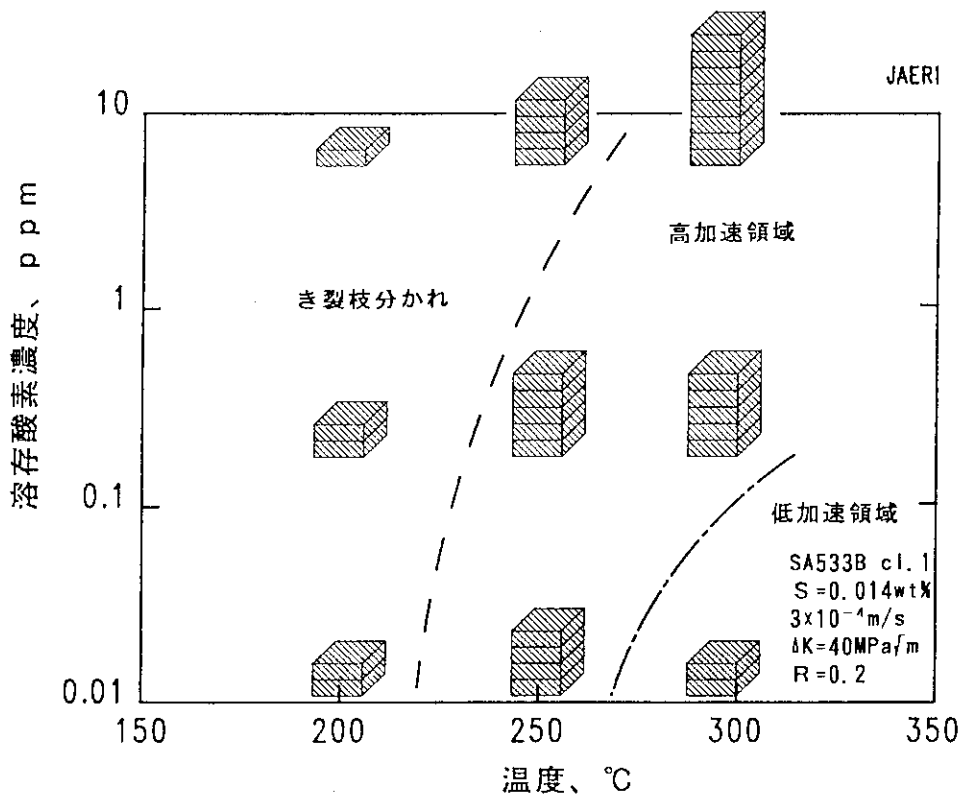


図 2 3 加速係数に及ぼす溶存酸素濃度及び温度の影響 (M材、低流速)

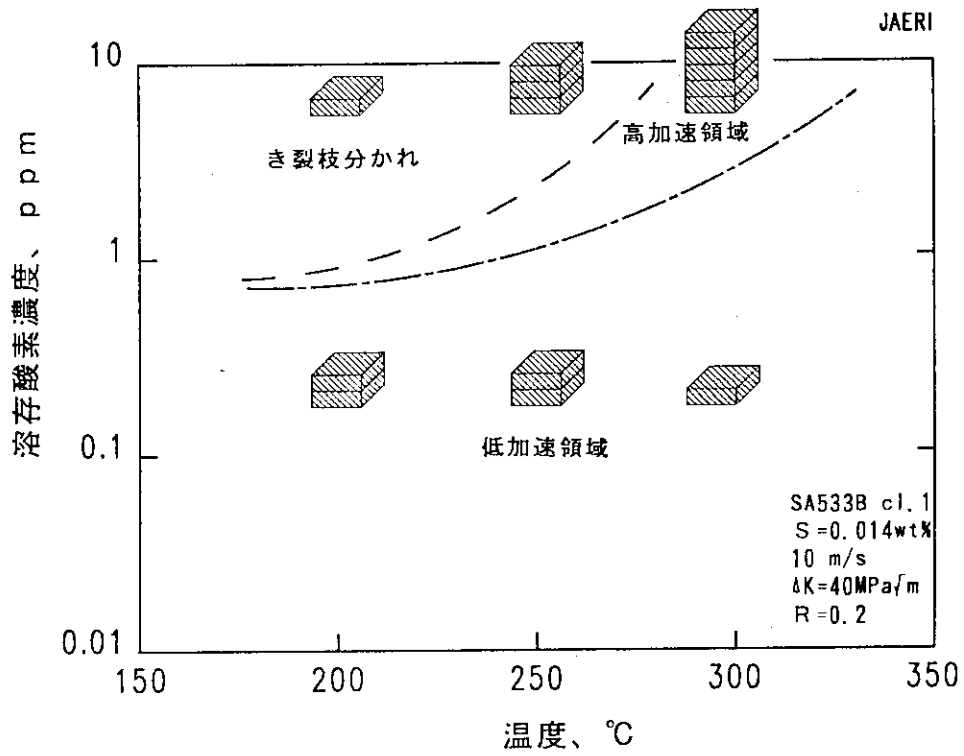


図 2.4 加速係数に及ぼす溶解酸素濃度及び温度の影響 (M材、高流速)

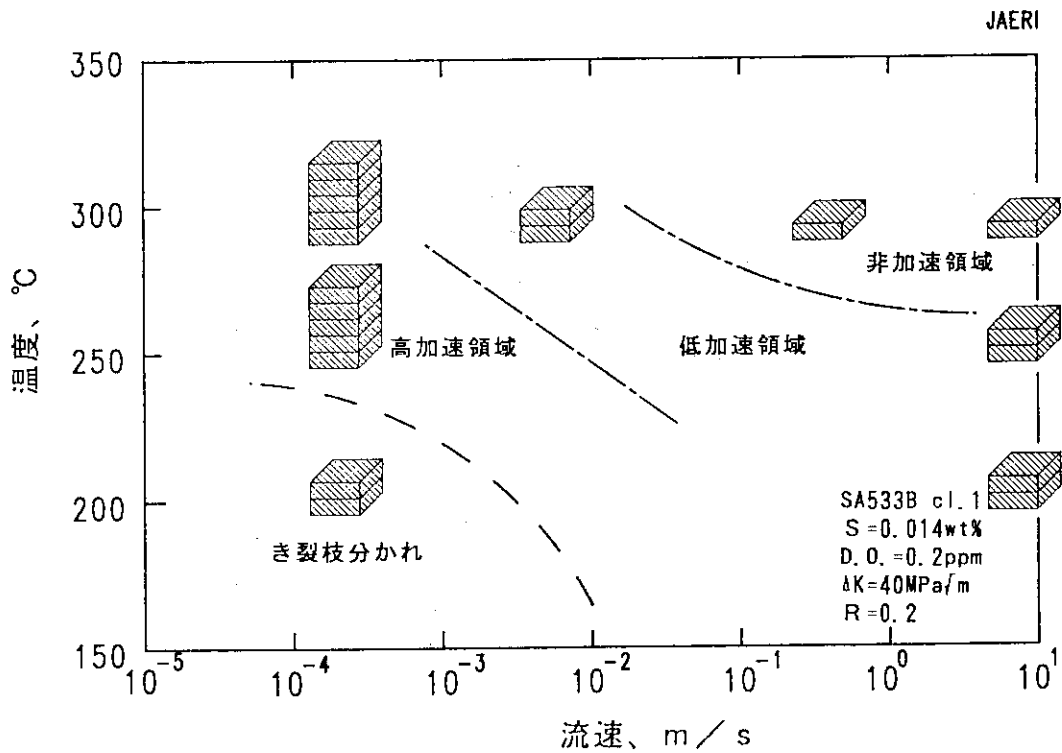


図 2.5 加速係数に及ぼす温度及び流速の影響 (M材、0.2ppm)

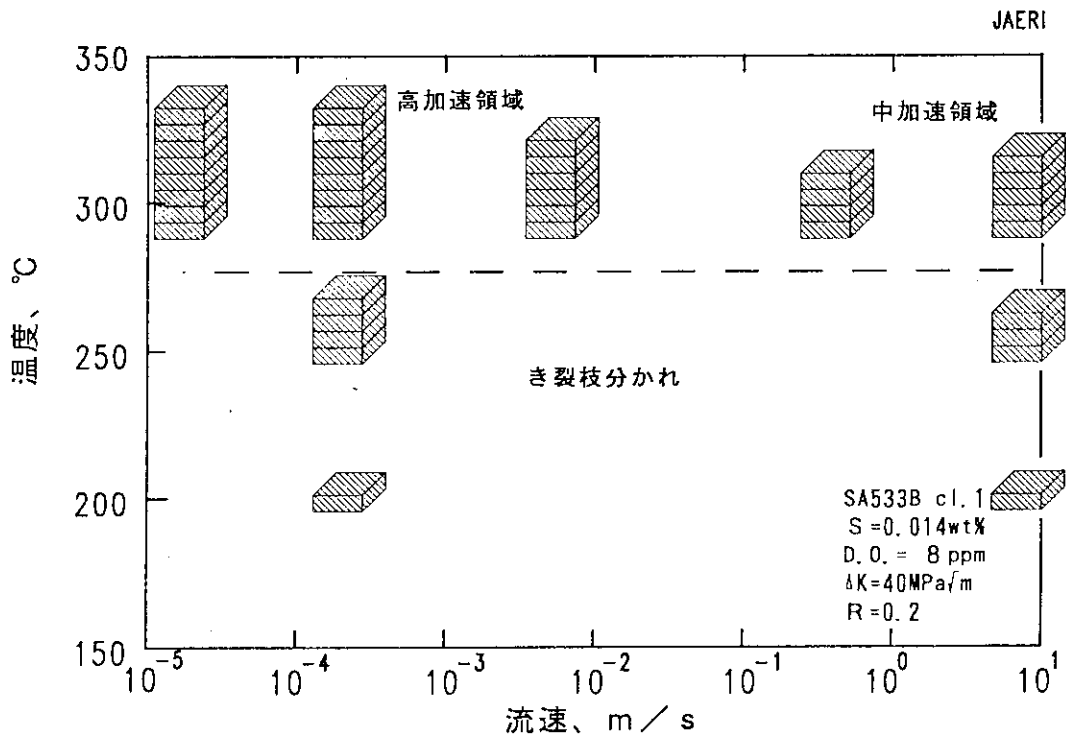


図 2.6 加速係数に及ぼす温度及び流速の影響 (M材、8ppm)

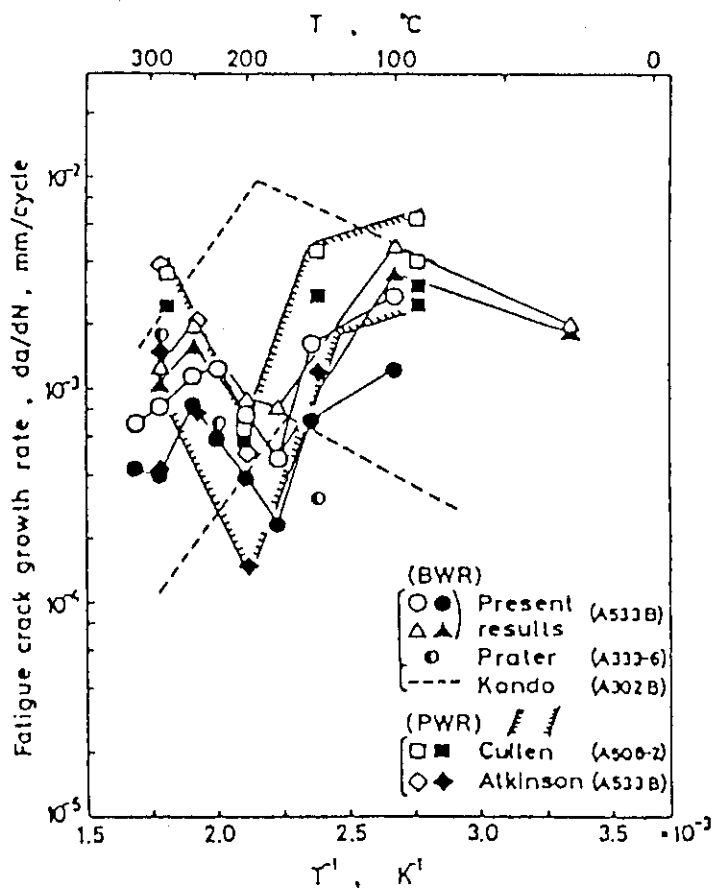
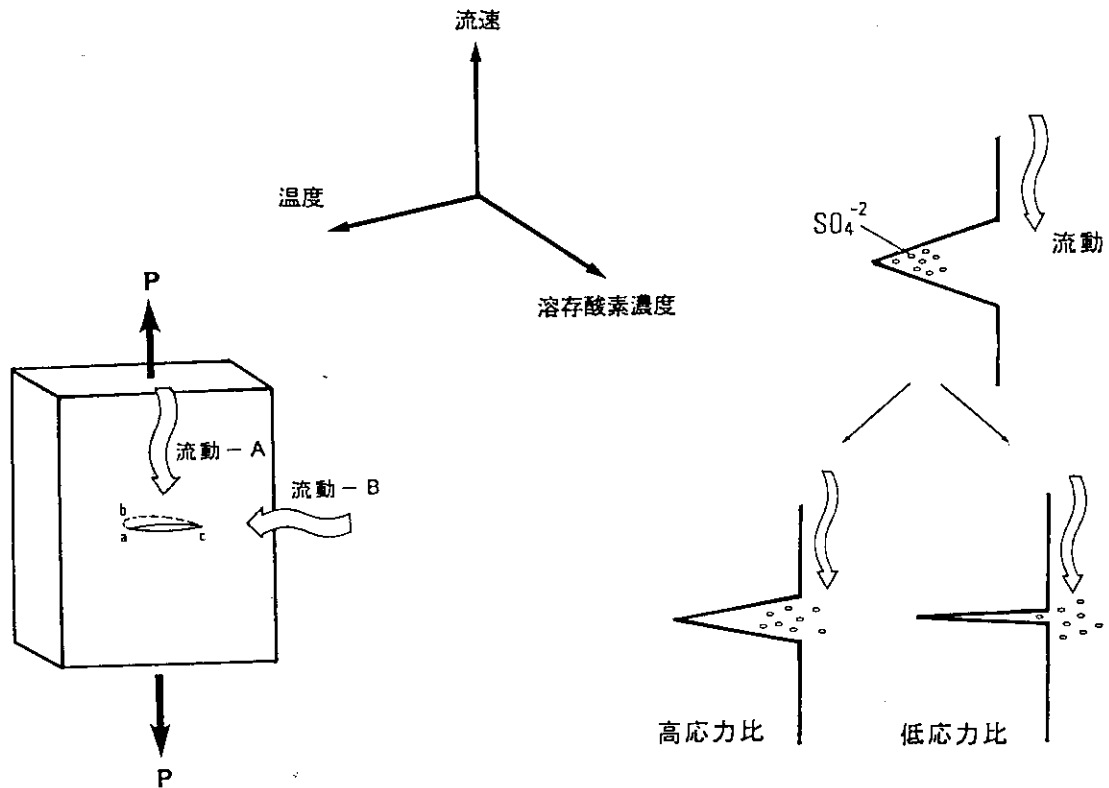


図 2.7 き裂成長速度と温度の関係 (8)



JAERI

図 2 8 表面き裂に対する冷却水の流動効果

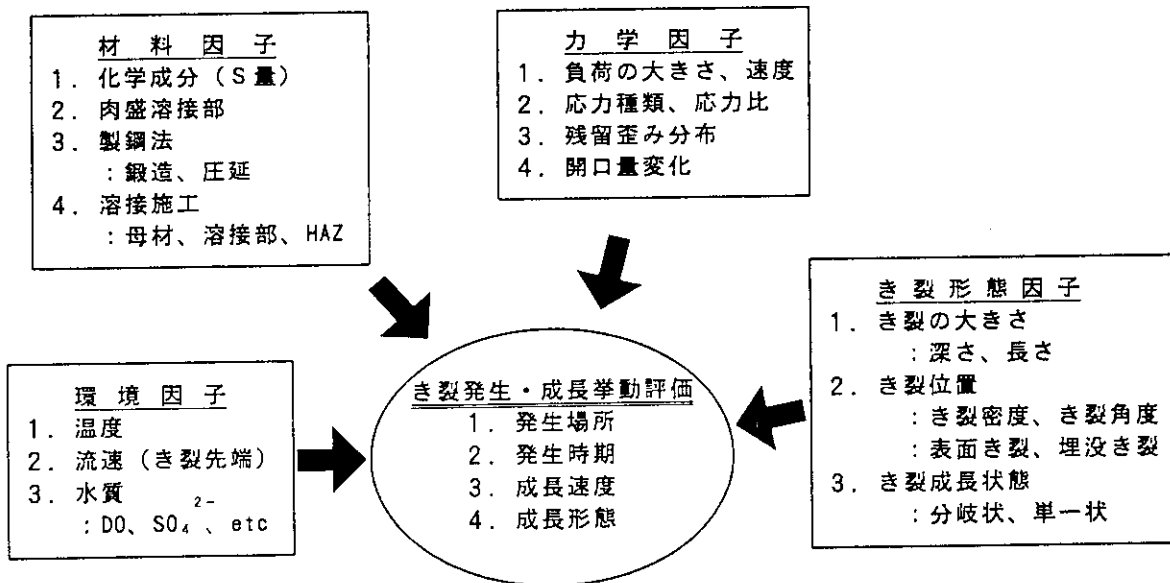


図 2 9 き裂発生・成長挙動評価のための影響因子