

JAERI-Research

99-031



JP9950390



沸騰硝酸溶液中におけるジルコニウム  
溶接継手の疲労き裂進展挙動  
(熱影響部の評価)

1999年4月

本岡隆文・木内 清

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

本レポートは、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。  
入手の問い合わせは、日本原子力研究所研究情報部研究情報課（〒319-1195 茨城県那珂郡東海村）あて、お申し越し下さい。なお、このほかに財団法人原子力弘済会資料センター（〒319-1195 茨城県那珂郡東海村日本原子力研究所内）で複写による実費領布を行っております。

This report is issued irregularly.

Inquiries about availability of the reports should be addressed to Research Information Division, Department of Intellectual Resources, Japan Atomic Energy Research Institute, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken 319-1195, Japan.

© Japan Atomic Energy Research Institute, 1999

編集兼発行 日本原子力研究所

沸騰硝酸溶液中におけるジルコニウム溶接継手の疲労き裂進展挙動  
(熱影響部の評価)

日本原子力研究所東海研究所エネルギーシステム研究部

本岡 隆文・木内 清

(1999年3月16日受理)

大型再処理施設に使用されるジルコニウム製の再処理機器の長期耐久性評価の観点から、沸騰硝酸溶液中で応力腐食割れ感受性を持つジルコニウムの、TIG溶接継手の疲労き裂進展挙動を熱影響部(HAZ)を中心に評価した。疲労き裂成長速度を沸騰硝酸溶液中と室温大気中で測定したほか、走査型電子顕微鏡による破面解析も実施した。

室温大気中に比べて沸騰硝酸溶液中では疲労き裂成長速度が一桁高くなった。硝酸溶液中で試験した試料の破面は、脆性ストライエーション及び擬劈開型であった。母材、溶接金属及びHAZの疲労き裂成長速度の測定結果の比較から、硝酸溶液中では大気中に比べていずれもき裂の成長は加速されるが、その速度は同程度であることがわかった。

Fatigue Crack Propagation Behavior at Heat Affected Zone of Zirconium Weldment  
in Boiling Nitric Acid Solution

Takafumi MOTOOKA and Kiyoshi KIUCHI

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

(Received March 16, 1999)

The fatigue behavior at heat affected zone, HAZ, of TIG zirconium weldment in boiling nitric acid has been studied to evaluate with respect to the reliability of commercial nuclear fuel reprocessing equipments made of zirconium. The crack growth rate was measured as a function of the stress intensity factor both in boiling nitric acid and in air at room temperature. The fracture morphology was examined with a scanning electron microscope

The crack growth rate in boiling nitric acid was ten times faster than that in air at room temperature. The fracture surface formed in nitric acid showed both the brittle striation and quasi-cleavage type facet. Comparing with same testing results of base metal, these results of weld metal and the HAZ showed the SCC susceptibility similar to that of base metal.

Keywords : Fatigue, Crack, Heat Affected Zone, Zirconium, Weldment, Nitric Acid, Fracture, Striation,  
Stress Intensity Factor

目 次

1. 緒 言 .....	1
2. 実験方法 .....	1
2.1 試験片 .....	1
2.2 疲労き裂進展挙動の評価 .....	2
3. 結 果 .....	2
3.1 Zr溶接継手の金属組織形態 .....	2
3.2 疲労き裂成長速度 .....	2
3.3 破面観察 .....	3
4. 考 察 .....	3
4.1 疲労き裂成長速度のBASE及びDEPOとの比較 .....	3
4.2 金属組織と疲労き裂進展 .....	4
5. 結 言 .....	4
謝 辞 .....	5
参考文献 .....	5

Contents

1. Introduction .....	1
2. Experimental Procedures .....	1
2.1 Test Specimen .....	1
2.2 Evaluations of Fatigue Propagation Behaviors .....	2
3. Results .....	2
3.1 Metallographic Observation .....	2
3.2 Relation Between the Stress Intensity Factor Range and the Crack Growth Rate .....	2
3.3 Fractography of Fracture Surface .....	3
4. Discussions .....	3
4.1 Comparison of Crack Propagation Rates at Base Metal, Weld Metal, and Heat Affected Zone ..	3
4.2 Relation Between Texture and Crack Propagation Behavior .....	4
5. Summary .....	4
Acknowledgments .....	5
References .....	5

This is a blank page.

# 1. 緒 言

金属ジルコニウム (Zr) は、フランスの使用済核燃料再処理施設の溶解槽やPu濃縮缶の構造材料として使用されており、その技術は、建設中の六ヶ所再処理施設に導入される。

上記機器には、曲げ加工部等の応力集中を伴う形状部、溶接継手や表面欠陥等の不均一形状部を有する可能性がある。Zrは高温硝酸溶液中で高い応力腐食割れ (SCC) 感受性を有する。長期供用期間中には、運転サイクルに伴う熱応力の変動や環境側の作用を同時に受けるので、切欠き感受性の高い当該材特有のSCCの発生が懸念される。当該観点から、割れの発生を想定した場合の腐食疲労 (CF) によるき裂進展挙動の評価を、実施している<sup>1)~13)</sup>。

Zr系材料については、発電炉の高温高压水中のSCCやCFが研究されている<sup>1)~5)</sup>。しかし、溶解槽環境を模擬した沸騰硝酸溶液中でのZrの環境割れに関しては、少数の報告例があるだけである。Zrはステンレス鋼とは異なる低温クリープ特性と結晶学的異方性をもち<sup>6)~8)</sup>、沸騰硝酸溶液中のSCC感受性の特徴<sup>9)・10)</sup>などの重要な知見が得られてきている。

再処理施設におけるZr製機器の長期耐久性の評価では、上記のようにSCC感受性を有することから、CFについての定量的な評価データの取得が不可欠と考えられる。これまで、沸騰硝酸溶液中のZrの疲労挙動については、破壊力学的観点から、母材 (BASE) とTIG溶接継手の溶接金属 (DEPO) の疲労き裂進展挙動を明らかにしてきた<sup>11)~13)</sup>。

本報では、TIG溶接継手から切出した試験片を用いて、TIG溶接継手の熱影響部 (HAZ) について、室温大気中及び沸騰硝酸溶液中の疲労き裂進展挙動を調査した。

## 2. 実験方法

### 2.1 試験片

試験用素材は、再処理機器仕様相当のASTM規格 (Gr.R60702) の純Zr材である。厚さ6mmの純Zr板と直径3mmの純Zr棒溶接材を用いて、TIG溶接により溶接継手を製作した。板材は $\alpha$ 相内の中高温で圧延後、 $\alpha$ 相安定化熱処理を施している。溶接棒は冷間加工後に焼鈍処理されている。溶接仕様は、住友化学工業株式会社が実施した「再処理施設安全性実証試験」の実証試験モックアップ試験体のそれと同じである。Table 1に純Zr板の化学組成を、Table 2には純Zr棒溶接材の化学組成を示す。Table 3にはTIG溶接の仕様詳細を記した。

Table 3の溶接仕様にしたがって製作した溶接継手より、Fig. 1に示す形状のTDCB型試験片を、Fig. 2に示す位置関係となるように、2種類それぞれ切り出した。疲労予き裂導入のためのノッチは、肉盛溶接部分から約1mm離れた位置に、ビード線と平行となるように入っている。本試験には、粒径1 $\mu$ mのアルミナで鏡面に表面研磨した試験片を用いた。

以下の文章中では、試験片の切出し方向が、板材の圧延方向と平行なものをL材、垂直なものをT材とする。L材では荷重方向と圧延方向が一致するが、T材では直交することになる。つまり、き裂の進展方向は、T材では圧延方向と一致するが、L材では直交する。

## 2. 2 疲労き裂進展挙動の評価

沸騰硝酸溶液中での疲労き裂進展挙動を評価するため、電気式油圧型サーボ試験機を用いて、沸騰3規定硝酸溶液中で疲労試験を行って、疲労き裂成長速度 ( $da/dN$ ) を求めた。この試験の後に、試験片を室温大気中で強制破断させて走査型電子顕微鏡 (SEM) により破面の解析を行った。試験方法の詳細は、前報<sup>1)</sup>と同じであり、疲労予き裂を有する試験片について、応力比  $R=0.1$ 、応力繰返し速度  $0.1\text{ Hz}$  の条件で、疲労き裂を順次進展させた。比較試験として、室温大気中で同様の条件で実験を行った。また、疲労き裂進展と金属組織の関連を調べるため、溶接継手の金属組織を光学顕微鏡によって観察した。

# 3. 結 果

## 3. 1 Zr 溶接継手の金属組織形態

Photo. 1, 2, 3 は、Zr 溶接継手のBASE、HAZ並びにDEPOの各部位について、圧延方向に平行な断面及び垂直な断面の金属組織を、光学顕微鏡で観察したものである。Photo. 1とPhoto. 2からわかるように、今回の実験に用いた試験片のHAZとDEPOの金属組織は類似していた。それらは、約 $860^{\circ}\text{C}$ の $\alpha$ 相から $\beta$ 相の変態点を越えた熱履歴を受けているためであり、それぞれ、 $\beta$ 相からの急速冷却特有のラスと呼ばれている針状結晶の編み目状金属組織である。針状結晶の伸びの方向は不規則であり放射線状となっている。

一方、Photo. 3に示したように、 $\alpha$ 相安定化熱処理してあるBASEの部位では、焼鈍された $\alpha$ 相の再結晶組織を示しており、約 $30\mu\text{m}$ の等軸晶の金属組織を示している。強度の圧延加工により生じたと推察される特定の方向に伸びた金属組織は見られなかった。

BASE、DEPO、HAZの各部位についての切出し方向 (L材とT材) による金属組織の違いはほとんど見られなかった。BASEでは等軸の結晶粒が、DEPO及びHAZでは針状の結晶が観察された。BASE、DEPO、HAZ、いずれにおいても、強度の圧延加工により生じたと推察される特定の方向に伸びた金属組織は見られなかった。

## 3. 2 疲労き裂成長速度

HAZでの室温大気中における疲労き裂成長速度 ( $da/dN$ ) と応力拡大係数範囲 ( $\Delta K$ ) の関係をFig. 3に示す。○がL材、△がT材を示している。疲労き裂の進展方向が圧延方向に対して垂直となるL材と平行となるT材とで $da/dN$ を比べるとT材の方が高い。グラフの傾きは右上がりであり、 $\Delta K$ が大きくなると疲労き裂の進展が加速していくことがわかる。また、両材でグラフの勾配が変わらないことから、疲労き裂進展の機構は、両材で同じであると推察される。

Fig. 4には、沸騰3規定硝酸溶液中でのHAZの $da/dN$ と $\Delta K$ の関係を示した。●がL材、▲がT材を示している。T材の方がL材よりも $da/dN$ はわずかに高かった。大気中同様にグラフの傾きは同じであるから、疲労き裂進展の機構は両材で同じであると考えられる。

次に、Fig. 5とFig. 6に、切出し方向 (L・T材) ごとに、室温大気中と沸騰3規定硝酸溶液中での $da/dN$ と $\Delta K$ の関係を整理したものを示す。白塗の○と△が室温大気中、黒塗の●と▲が



沸騰硝酸溶液中での測定結果である。 $\Delta K = 10 \text{ MPa m}^{1/2}$ で  $da/dN$  を比べた場合、L材では大気中に比べて硝酸溶液中で約10倍、疲労き裂の進展が加速されており、T材では約7倍であった。沸騰硝酸溶液中では室温大気中に比べて、き裂の進展が加速されていることがよくわかる。このような沸騰硝酸溶液中での疲労き裂進展の加速現象は、BASEとDEPOでも観察されている<sup>11), 12)</sup>。

### 3.3 破面観察

Photo. 4は、室温大気中及び沸騰3規定硝酸溶液中で試験した後のHAZの破面を、光学顕微鏡で観察した写真である。大気中で疲労き裂が進展した部分の破面は、灰色の鈍い金属光沢を呈しているのに対して、硝酸溶液中で疲労き裂を進展させた部分は黄褐色に着色していた。試験環境によって破面の色が異なることは、BASEとDEPOについての疲労試験においても観察されている。沸騰硝酸環境での着色の原因は、沸騰硝酸溶液に接しているZrの外表面に、硝酸の酸化作用によって大気中よりも厚いジルコニウムの酸化皮膜 ( $ZrO_2$ ) が形成されるためと考えられる。

Photo. 5は、室温大気中で試験した後のHAZの破面をSEMによって観察したものである。破面は起伏に富んだ延性破面であり、破面に対して垂直方向に（紙面に対しては垂直に）成長する数多くの2次き裂（サブクラック）が見られた。T材とL材で大きな様相の違いはなかった。また、明瞭な縞状模様（ストライエーション）は観察されなかった。

Photo. 6は沸騰3規定硝酸溶液中で試験した後のHAZの破面のSEM写真である。脆性ストライエーション模様及びリバーパターンが観察された。いずれも粒内型の割れである。大気中のものと比べると破面の起伏は小さい。HAZでは、結晶粒は元は等軸であったのが変態点を越えた熱履歴を受けてラス状組織を生じている。また、大気中に比べてサブクラックは小さい。結晶粒上のサブクラックの並びの方向は、結晶粒の延びの方向と一致していたが、き裂の進展方向とは必ずしも一致していなかった。

## 4. 考 察

### 4.1 疲労き裂成長速度のBASE及びDEPOとの比較

溶接継手での  $da/dN$  を、これまでの結果<sup>11), 12)</sup> と総合して比較した。Fig. 7は、L材について、沸騰硝酸溶液中におけるBASE、HAZ、DEPOそれぞれの  $da/dN$  と  $\Delta K$  の関係をまとめたものである。○がBASE、△がDEPO、□がHAZを示している。HAZとDEPOは、同一直線上に分布している。一方、BASEは、HAZとDEPOに比べて  $da/dN$  が高くなっており、BASEでの疲労き裂の成長速度は他の部位よりも若干速い。グラフの傾きは三者でほぼ同じであるから、疲労き裂の進展特性はほぼ同じと考えられる。

同様に、T材について、沸騰硝酸溶液中におけるBASE、HAZ、DEPOの  $da/dN$  と  $\Delta K$  の関係を整理したものが、Fig. 8である。わずかではあるが、DEPOとHAZに比べてBASEでの  $da/dN$  は低い。

L材では、BASEでの  $da/dN$  は他の部位よりも速く、T材では、DEPOとHAZがBASEよりわずかに高かった。今回の実験結果では、試験片作成上の制限で、 $da/dN$  と応力拡大係数の関係からは、HAZ部のラス状組織と母材の焼鈍組織のSCC感受性の違いの評価ができなかった。

#### 4. 2 金属組織と疲労き裂進展

Photo. 6に示したように、今回の実験に用いたHAZにおいては、BASE及びDEPOと同様に硝酸環境中で、SCCに特有な破面形態である粒内型の割れ（リバーパターン）が観察された。このことから、硝酸環境中で  $da/dN$  が増大する原因には、SCCが関与しているものと推察される。

BASEでは  $da/dN$  が切出し方向により異なり、その原因はZr特有の稠密六方晶の結晶学的異方性によるものであった。一方、DEPOとHAZでは、BASEの結晶配向性と関係なく、L材とT材の  $da/dN$  はほぼ同じであった。また、金属組織は、DEPOとHAZの2つはほぼ同じで、BASEだけが大きく異なっていた。これらより、DEPOと今回のHAZは、溶接の際に生じた急冷凝固組織（ラス状組織）と同様の金属組織を持つことから、同様の  $da/dN$  を示したと考えられる。

今回の実験に用いた試験片では、Photo. 1と2に示したように、DEPOとHAZの金属組織がほぼ同じであった。通常、溶接継手ではDEPOから離れてBASEに戻るにしたがい金属組織の形態が大きく異なってくる。HAZの局所的な組織形態は溶接条件と相まって大きく変化するので、疲労試験をする部位の金属組織を統一・規定した上で系統だったHAZでの疲労き裂進展挙動の評価試験が今後必要と考えられる。

## 5. 結 言

Zr溶接継手のラス状のHAZ部について、疲労試験による室温大気中と沸騰3規定硝酸溶液中での疲労き裂成長速度の測定と破面のSEMによる解析を行った。既知のDEPOとBASEの結果との比較から、以下の知見を得た。

(1) BASE及びDEPOと同じように、室温大気中に比較して沸騰硝酸溶液中の  $da/dN$  が一桁近く増大する。

(2) 沸騰硝酸溶液中では、破面に腐食疲労特有の脆性ストライエーション模様とリバーパターンが観察されたことから、疲労き裂進展にSCCが大きく関与していると推察された。

(3) HAZの金属組織は、母材とは異なるDEPOと同様のラス状組織を持つが、沸騰硝酸溶液中での疲労き裂成長速度は、金属組織に依らず、いずれも同様な傾向を示した。

## 謝 辞

本研究の遂行には、株式会社化研の小田部藤夫氏、K K S の八高優勝氏並びに岩井源光氏の協力を仰ぎました。深く謝意を表します。

## 参考文献

- 1) J.T.A.Roberts, R.L.Jones et al. : ASTM-STP, 681, 285 (1979)
- 2) K.Videm and L.Lunde : ASTM-STP, 681, 229 (1979)
- 3) B.Cox : ASTM-STP, 681, 306 (1979)
- 4) M.Peehs, H.Stehle et al. : ASTM-STP, 681, 244 (1979)
- 5) R.Sejnoha and J.C.Wood : ASTM-STP, 681, 261 (1979)
- 6) 高木愛夫、木内 清ら : 第40回腐食防食討論会講演集, 183 (1993)
- 7) 高木愛夫、木内 清ら : 第41回腐食防食討論会講演集, 135 (1994)
- 8) 早川 均、木内 清ら : 第39回腐食防食討論会講演集, 327 (1992)
- 9) 加藤千明、木内 清ら : 日本原子力学会「1995年秋の大会」予稿集, 512 (1995)
- 10) J.A.Bearers. et al. : Corrosion, 37, 292 (1981)
- 11) 本岡隆文、木内清 : JAERI—Research 95—032, ” 沸騰硝酸中におけるジルコニウムの腐食疲労挙動 (1995)
- 12) 本岡隆文、木内清 : JAERI—Research 96—021, ” 沸騰硝酸中におけるジルコニウム溶接継手の腐食疲労挙動 (1996)
- 13) T.Motooka and K.Kiuchi : "Proceedings of the international symposium on Material chemistry in nuclear environment", Japan Atomic Industrial Forum Inc., Japan, 705 (1996)

Table 1 Chemical composition of zirconium plate used for TIG welding (mass%).

Zr + Hf	Hf	Fe + Cr	C	H	N	O
$\geq 99.2$	0.3	0.1	0.01	< 0.0005	0.008	0.15

Description : Zircadyne 702 Plate

Material condition : Hot rolled and annealed.

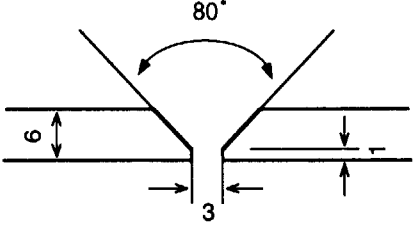
Table 2 Chemical composition of zirconium wire used for TIG welding (mass%).

Zr + Hf	Hf	Fe + Cr	C	H	N	O
$\geq 99.2$	1.1	0.16	0.01	< 0.0005	0.007	0.14

Description : Zr R60702 (ERZr2) wire with 0.079 inches in diameter.

Material condition : Cold worked (drawing) and annealed.

Table 3 Welding conditions of testing specimens.

Welding method	TIG (DC, SP)		
Base metal	Zr ( B551 - R60702, 6t mm )		
Weld wire	Zr ( B550 - R60702, $\phi$ 2 mm)		
Groove geometry			
Voltage	12 ~ 15 V		
Current	80 ~ 160 A		
Welding speed	100 mm / min.		
Gaseous shielding	Torch gas Min. 10 $\ell$ / min	Backside gas Min. 50 $\ell$ / min	Trailing gas Min. 50 $\ell$ / min
Number of layer and pass	3 layer, 4 pass		
Temperature between pass	< 150°C		
Inspections	Appearance survey Liquid penetrant testing Radiographic test		

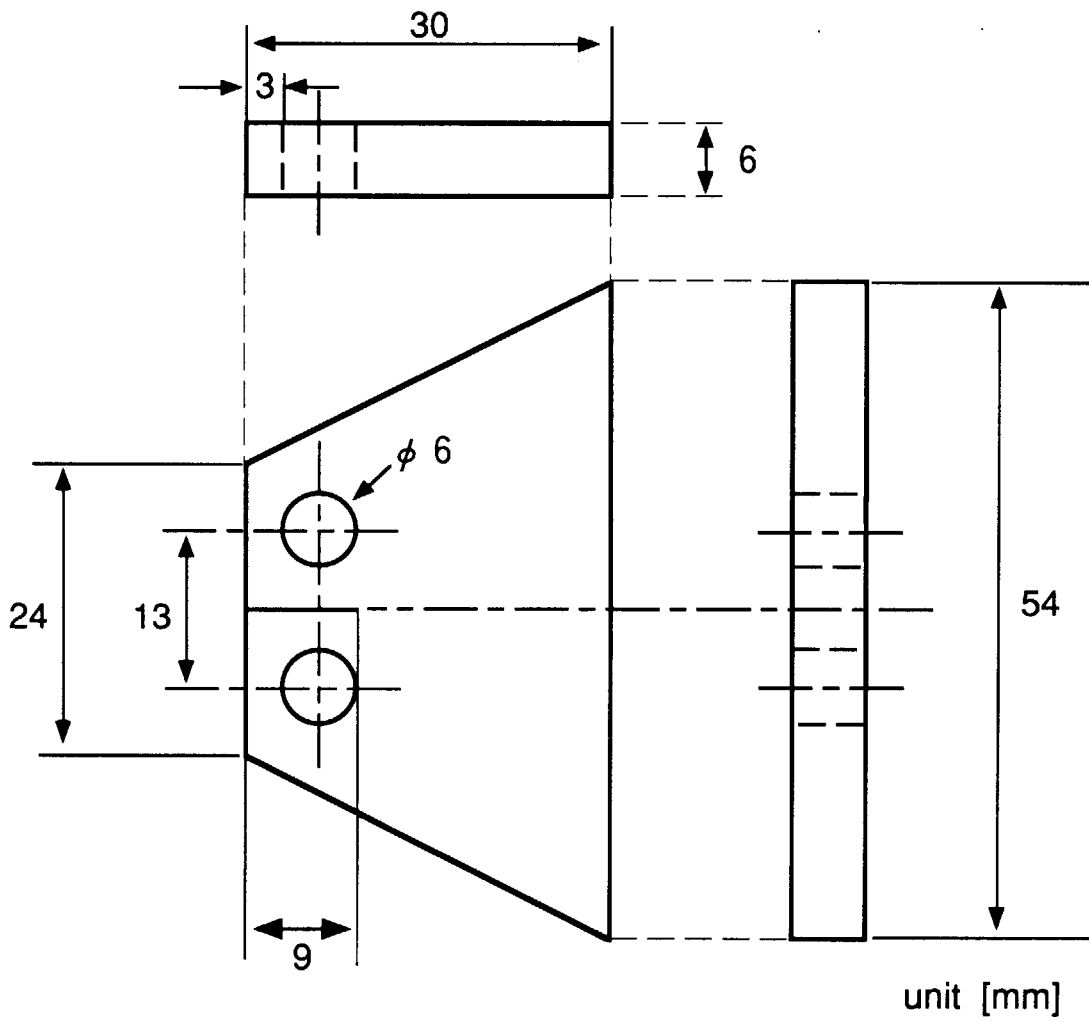


Fig. 1 Configuration of TDCB specimen.

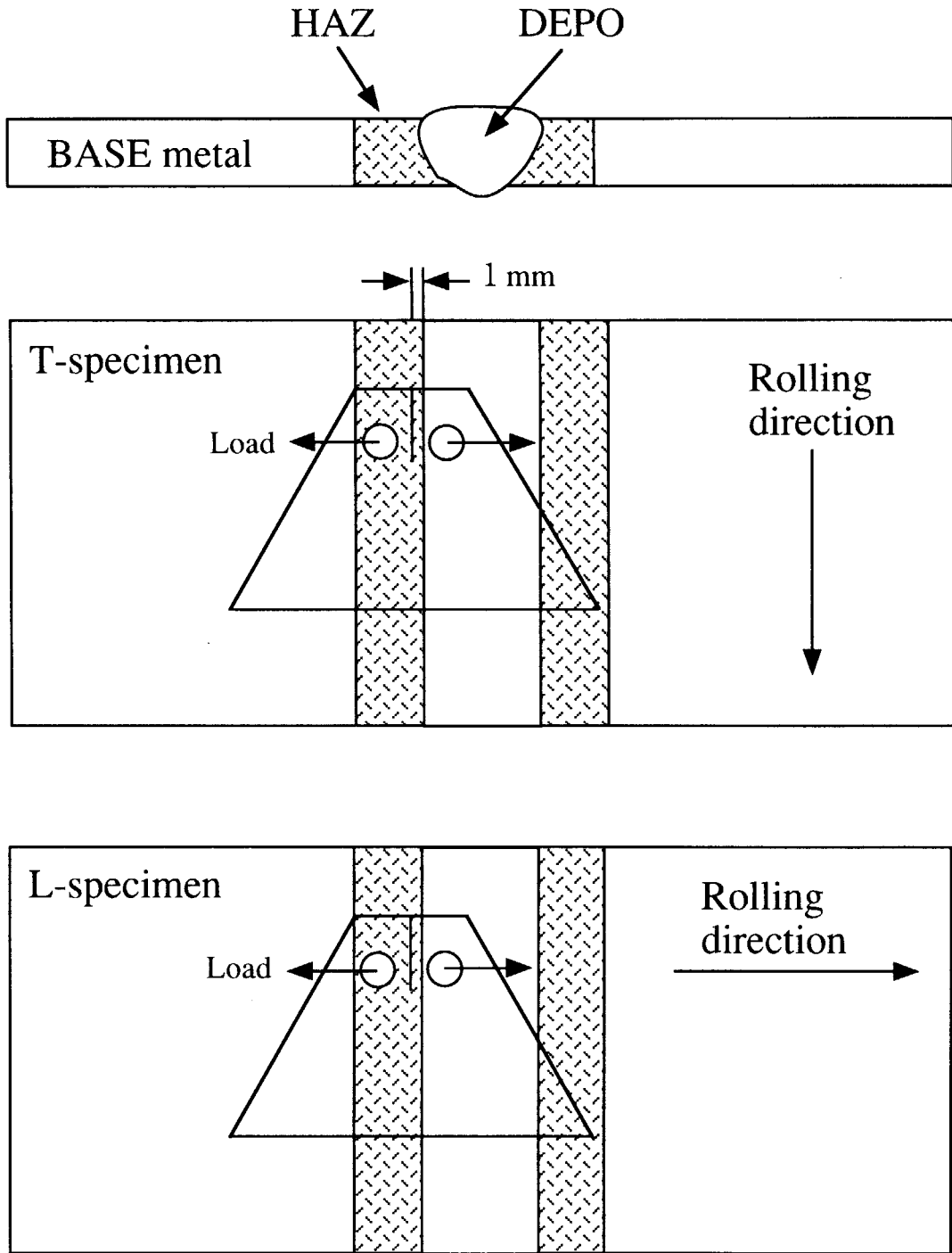


Fig. 2 Machined-out locations of TDCB specimens.

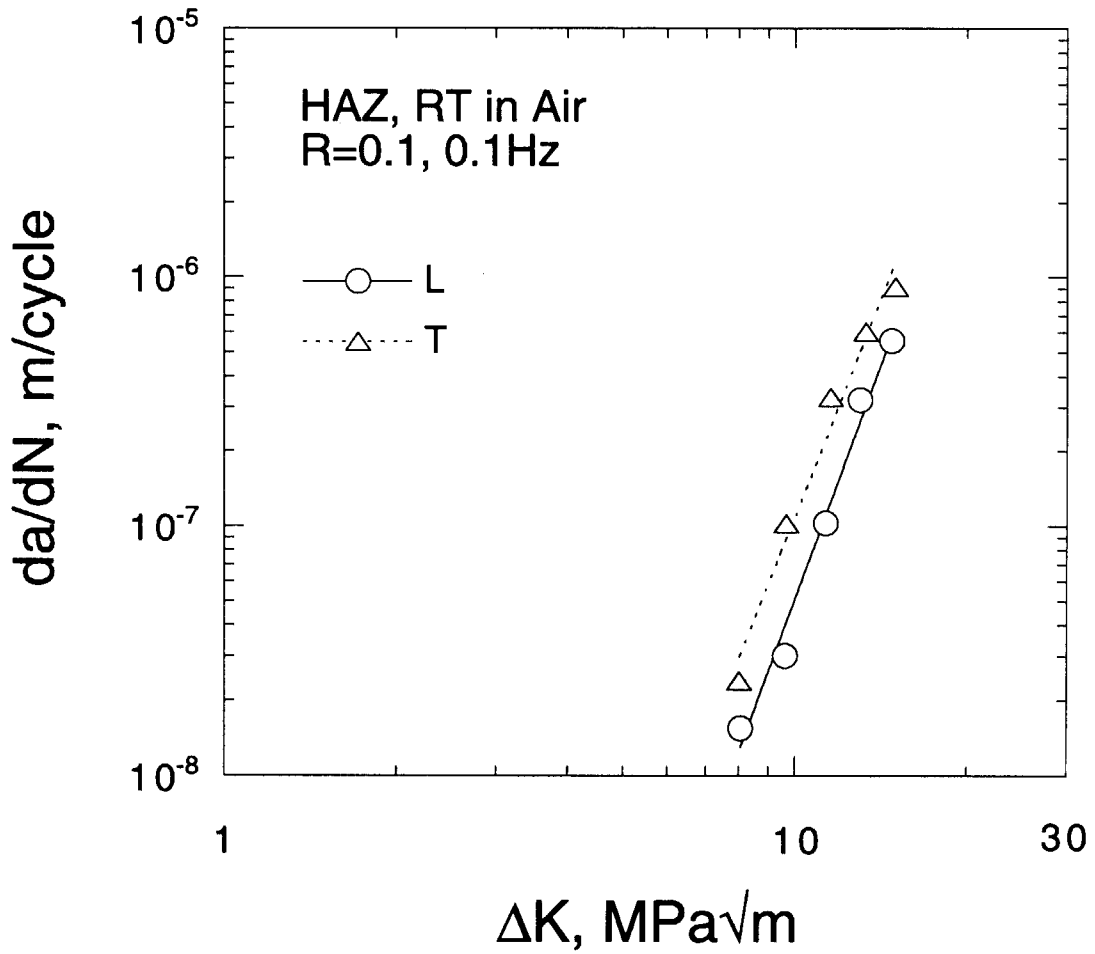


Fig.3 Crack growth rates at heat affected zone of zirconium weldment in air at room temperature.



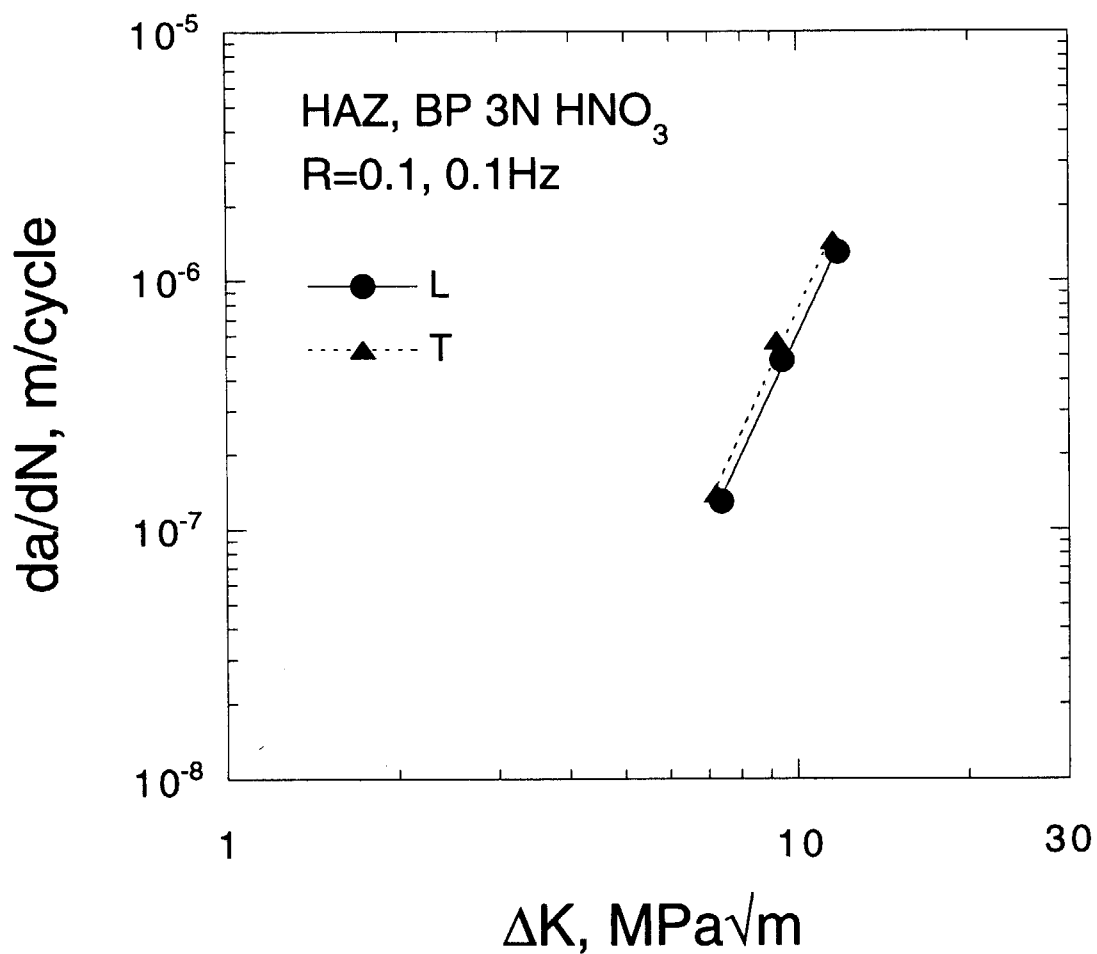


Fig.4 Crack growth rates at heat affected zone of zirconium weldment in boiling 3N nitric acid.

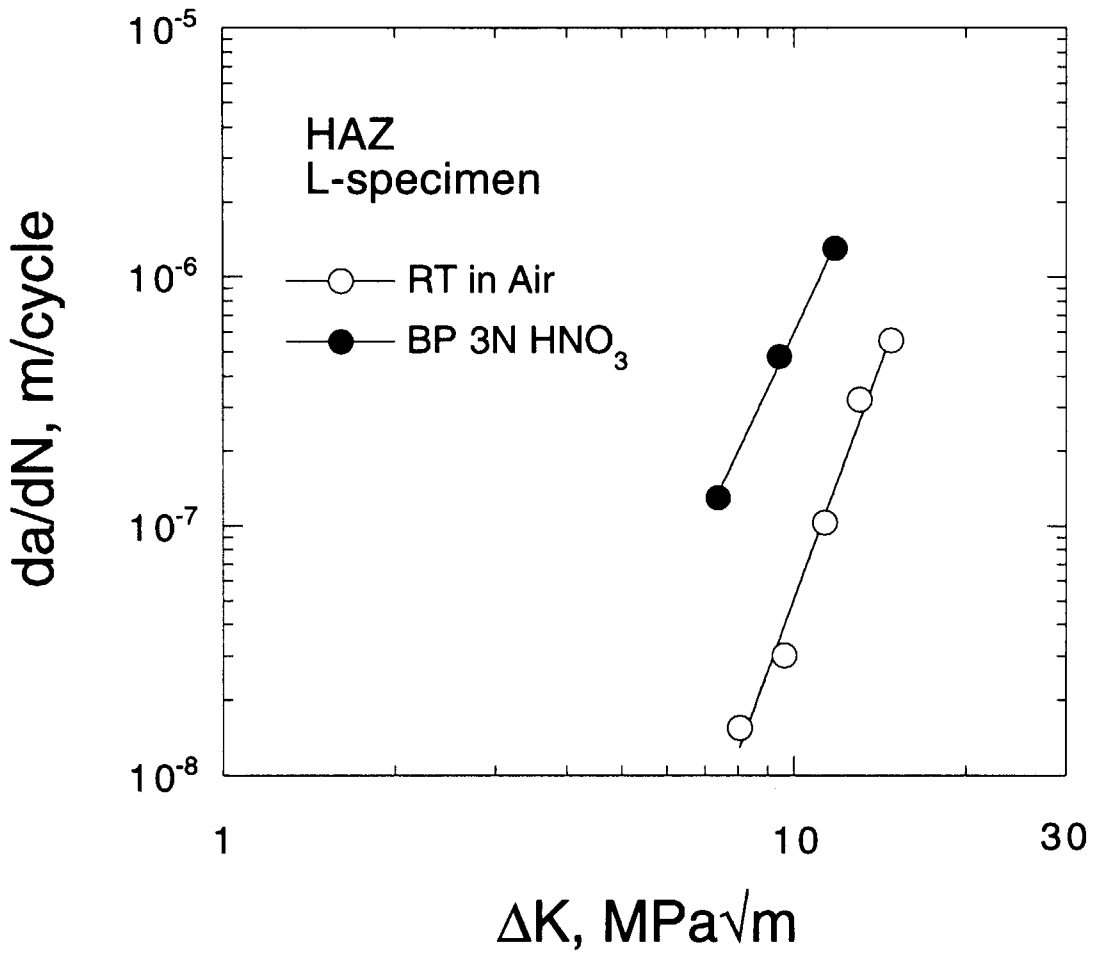


Fig.5 Crack growth rates of L-specimens in air at room temperature and in boiling 3N nitric acid.

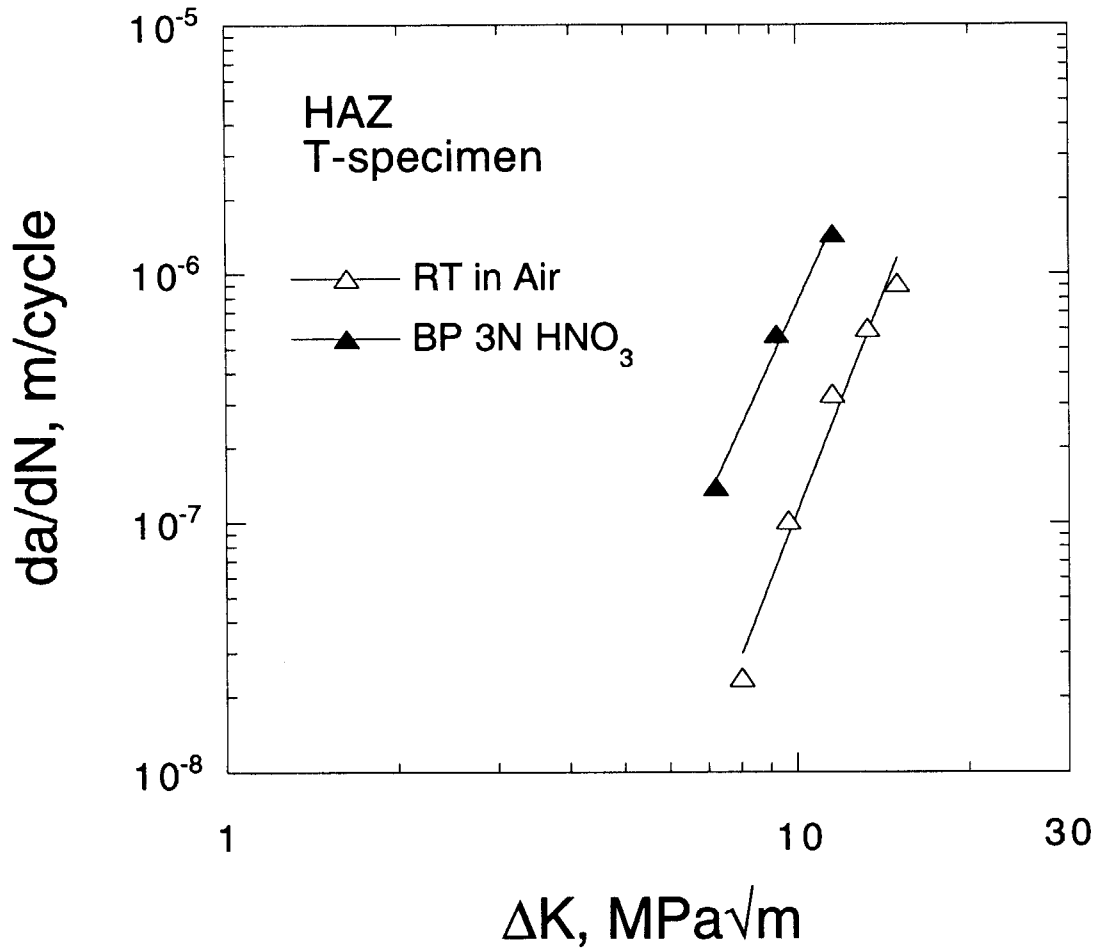


Fig.6 Crack growth rates of T-specimens in air at room temperature and in boiling 3N nitric acid.

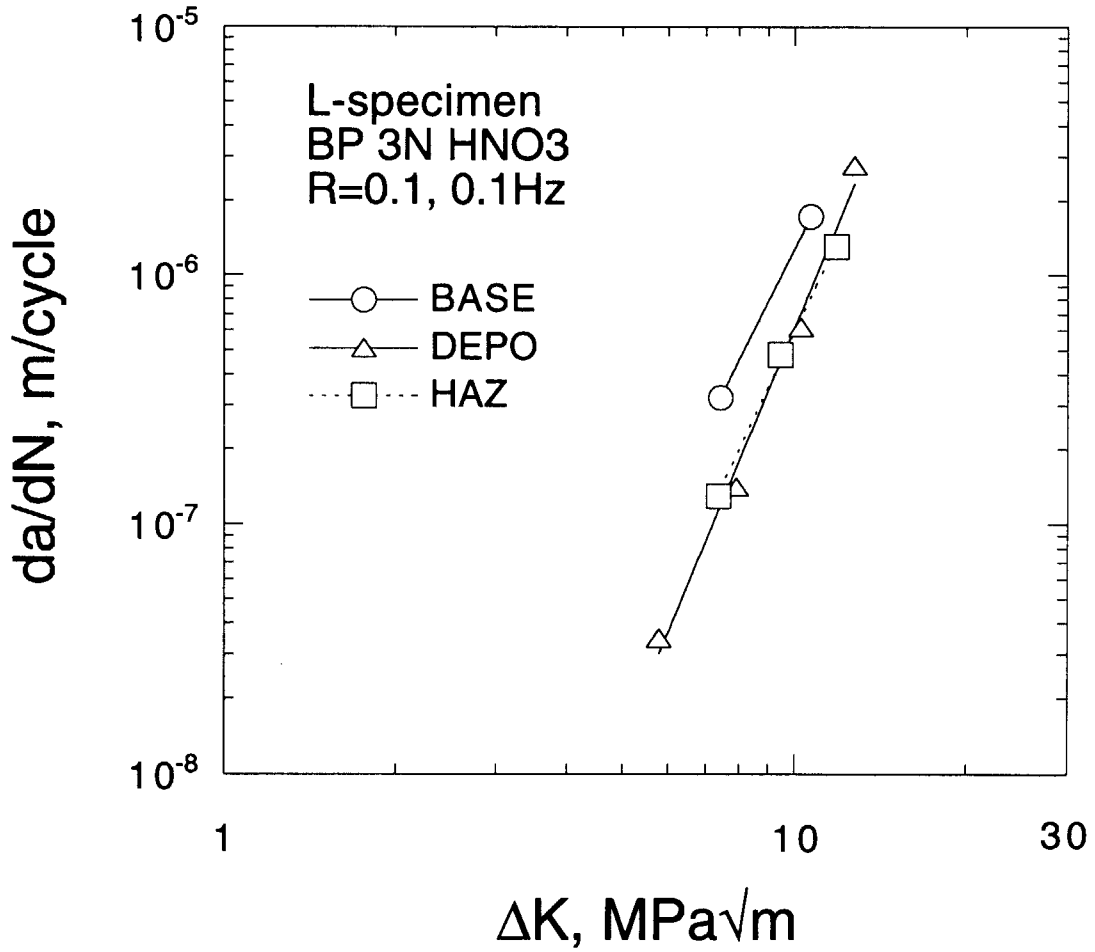


Fig.7 Crack growth rates at various locations in zirconium weldment for L-specimens in boiling 3N nitric acid.

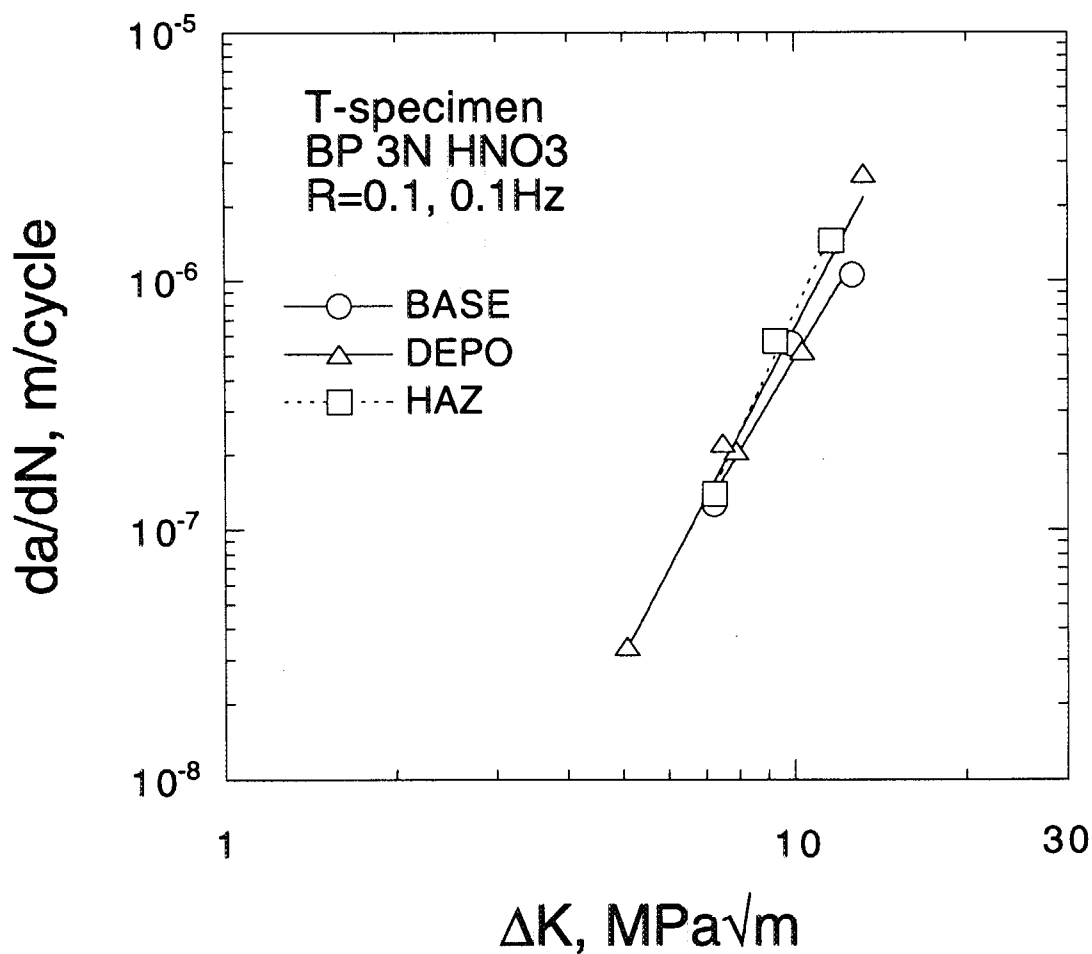
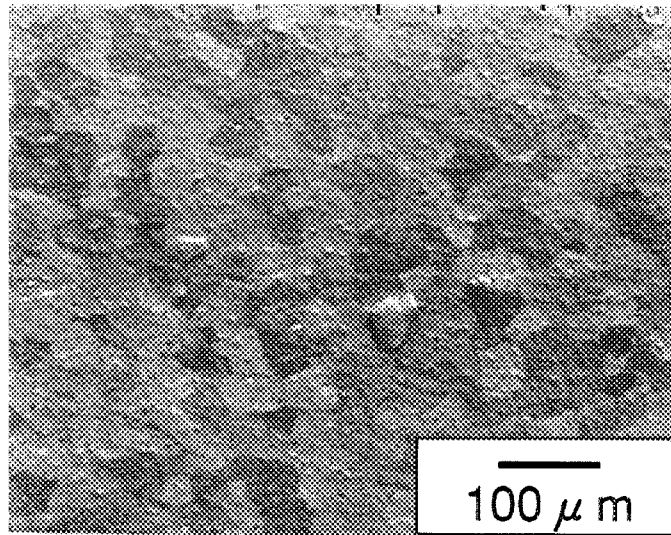
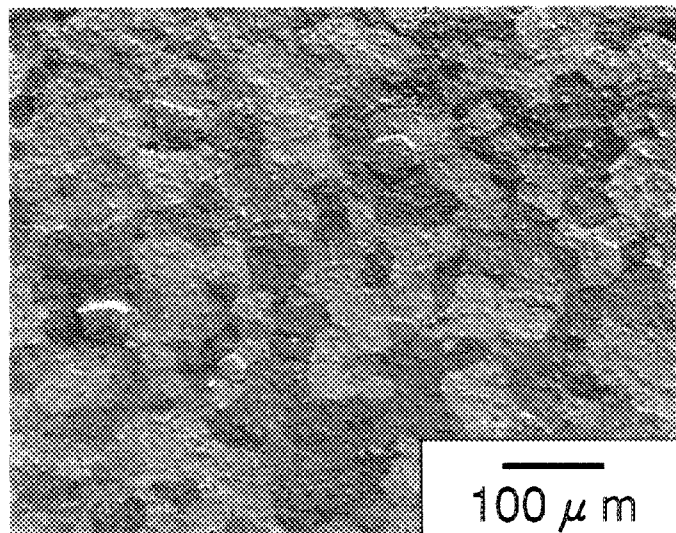
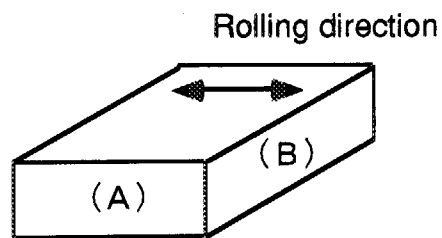


Fig.8 Crack growth rates at various locations in zirconium weldment for T-specimens in boiling 3N nitric acid.



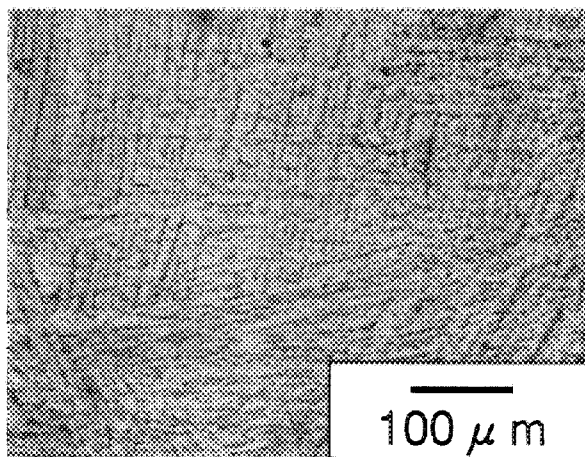
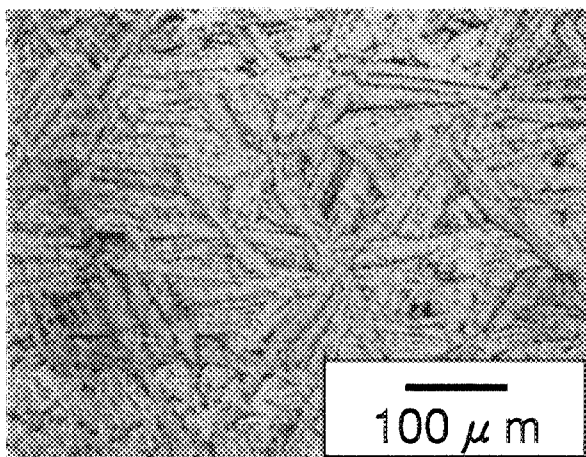
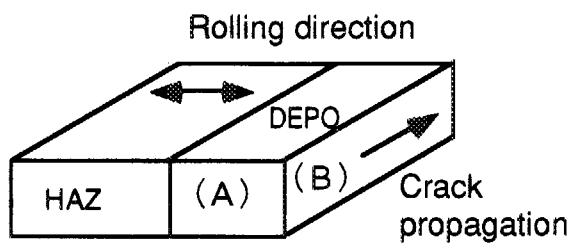
(A)



(B)

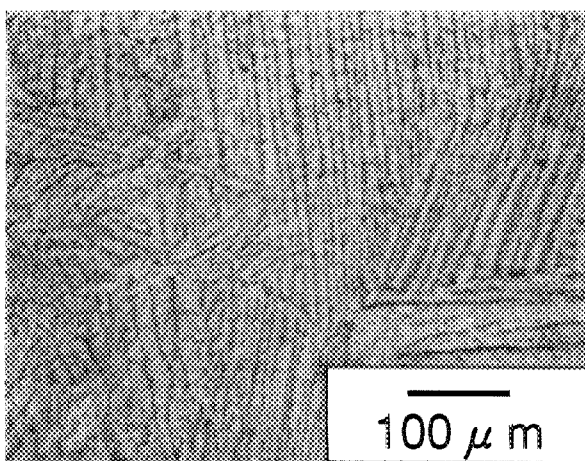
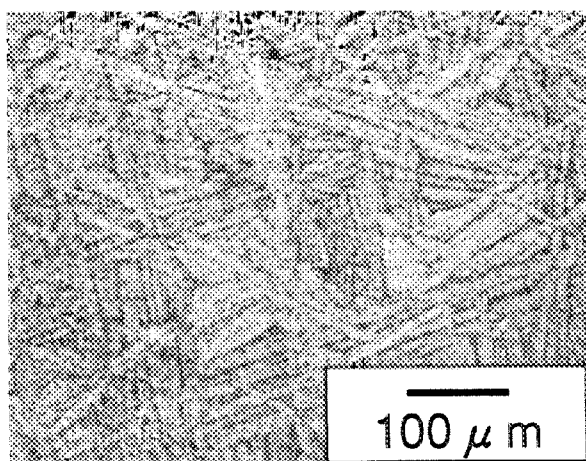
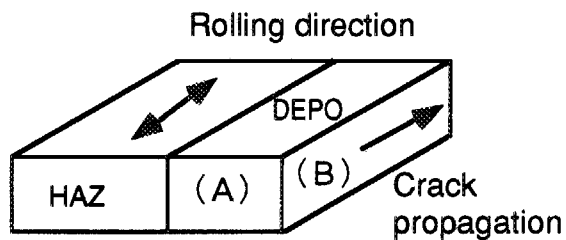
Photo.1 Microstructure of base-metal.

### L-specimen



(A) L-specimen (B)

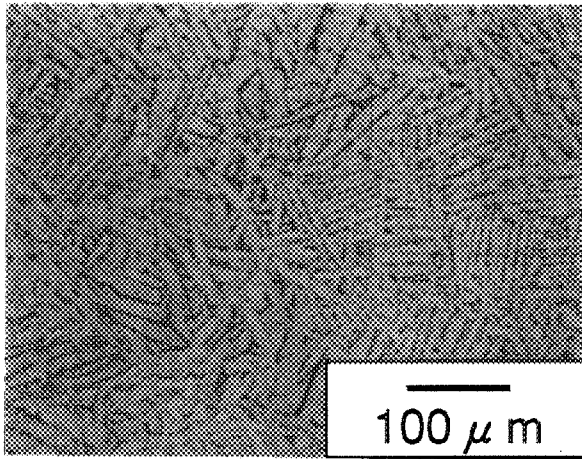
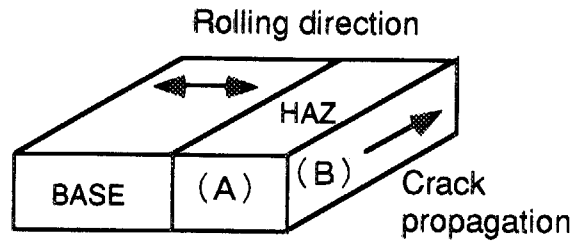
### T-specimen



(A) T-specimen (B)

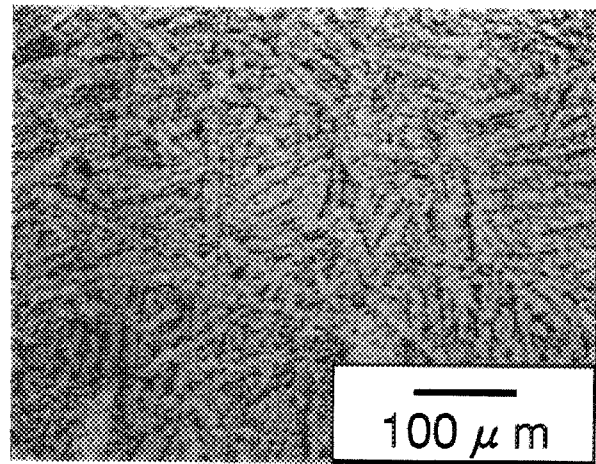
Photo.2 Microstructure of weld-metal(DEPO).

### L-specimen



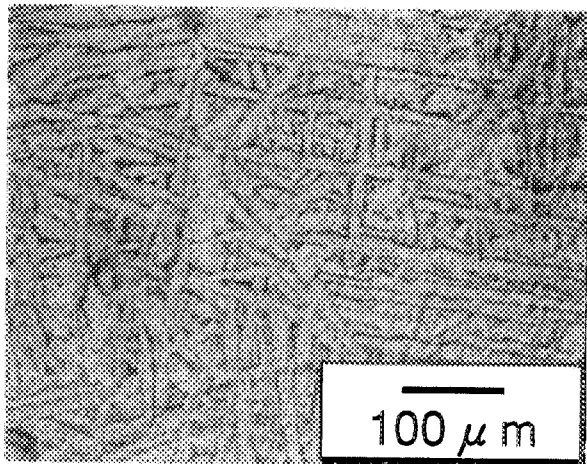
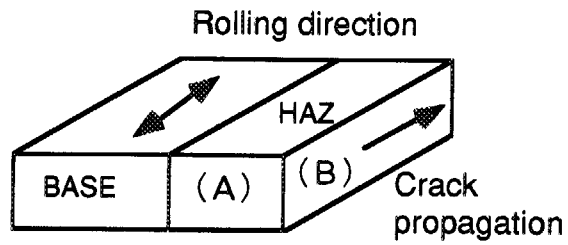
(A)

L-specimen



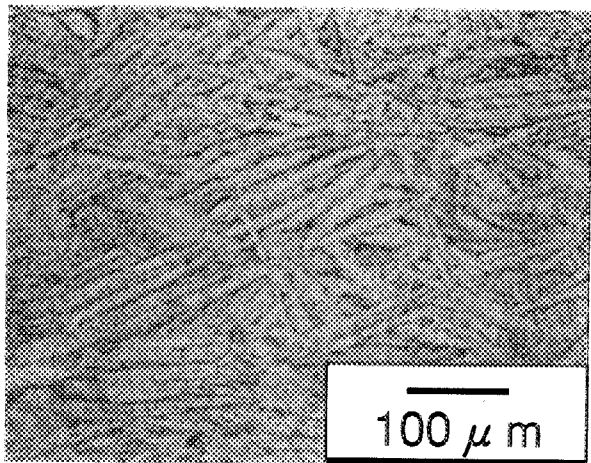
(B)

### T-specimen



(A)

T-specimen



(B)

Photo.3 Microstructure of heat affected zone(HAZ).



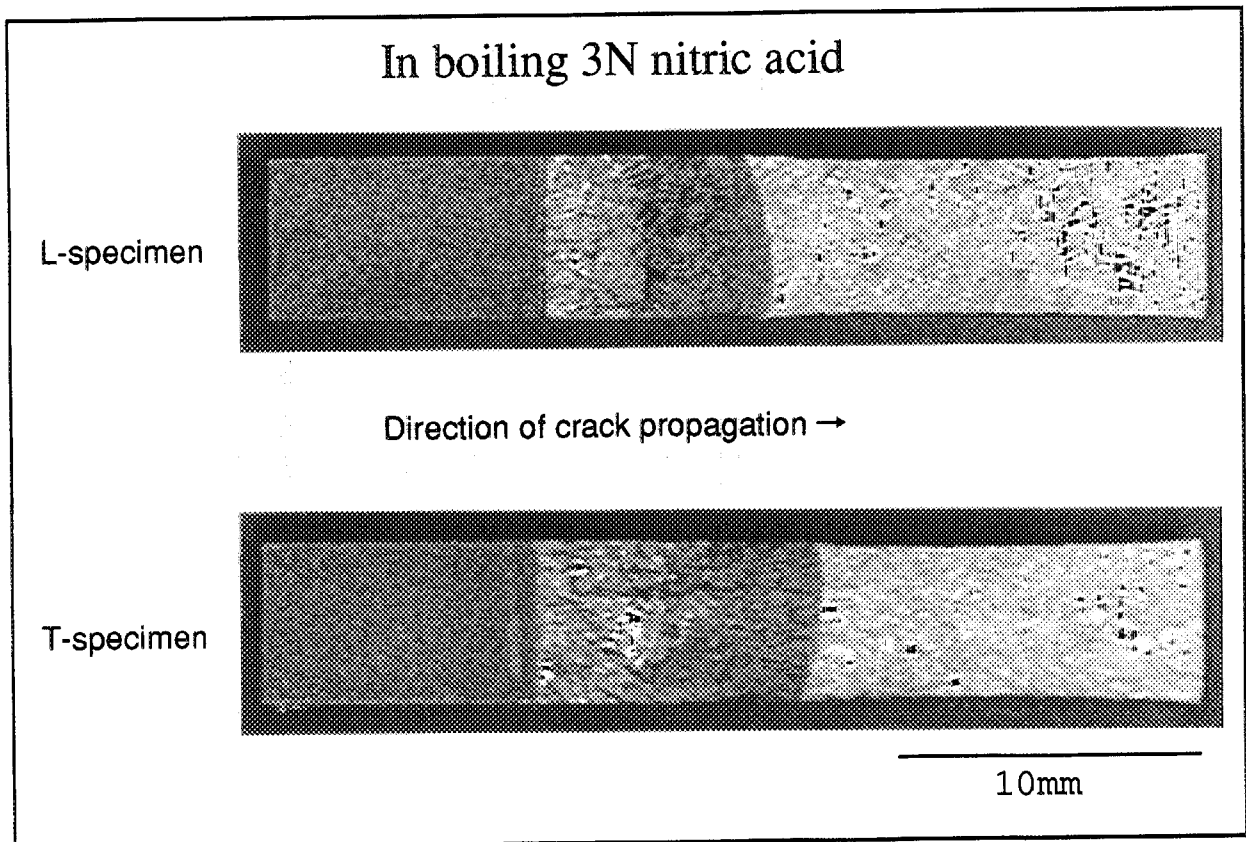
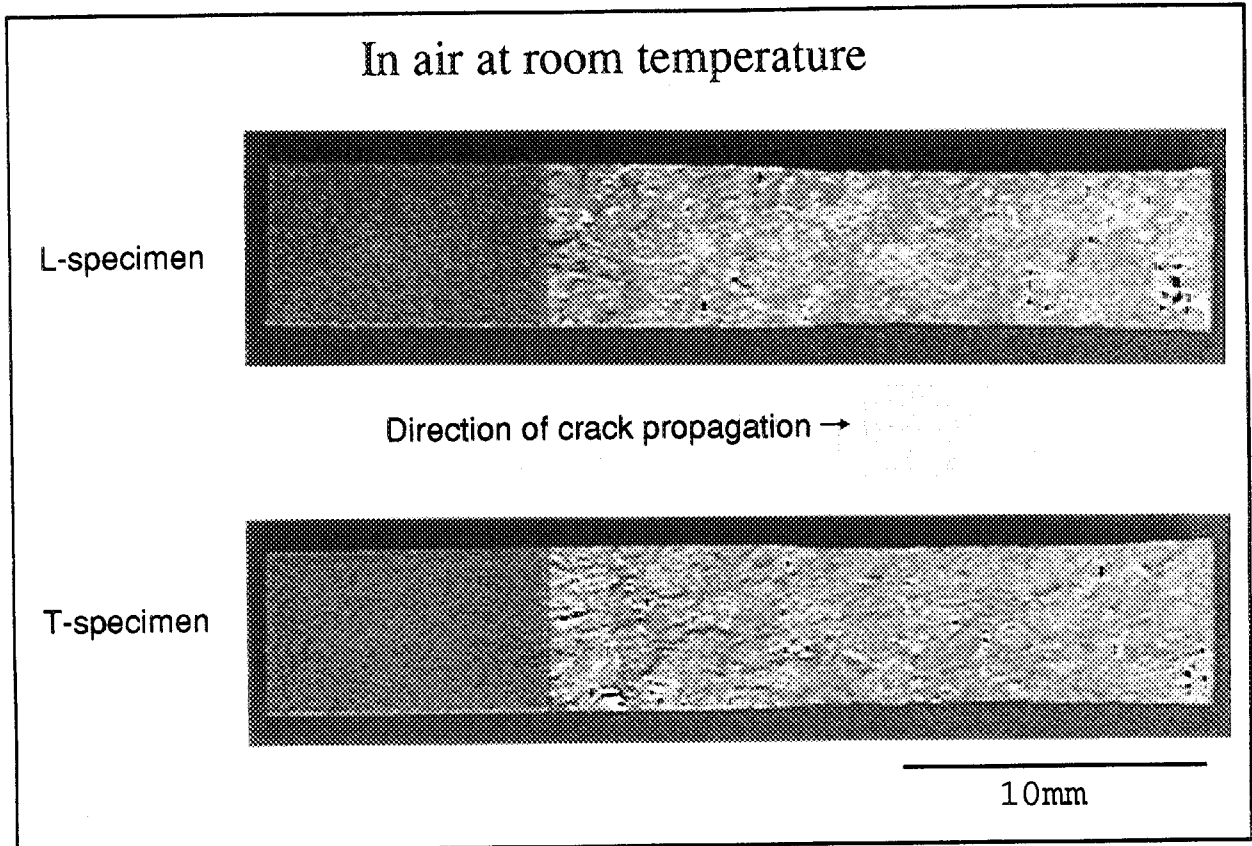
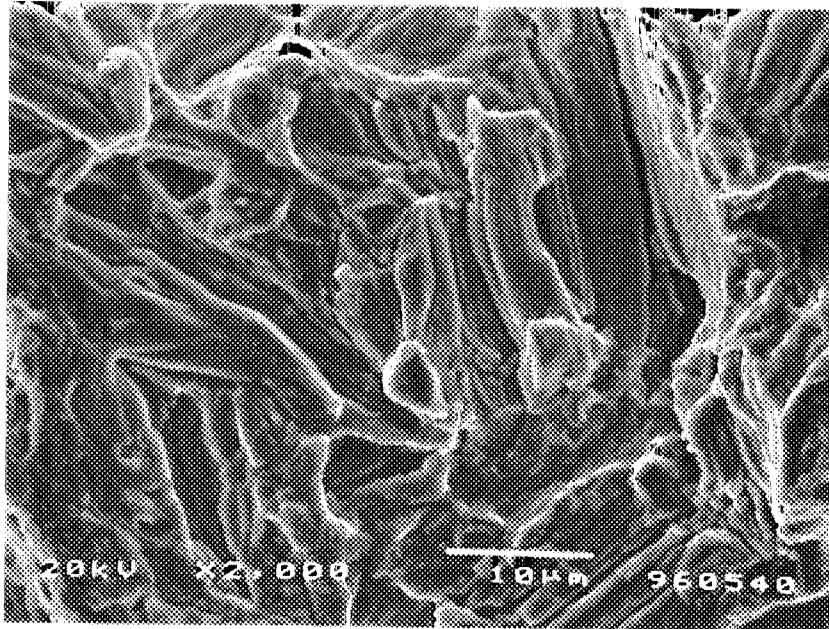
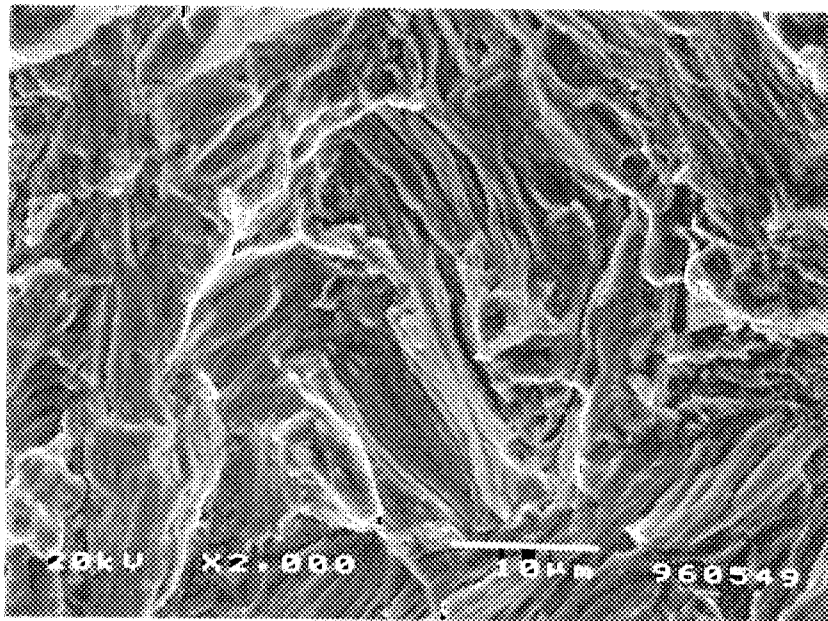


Photo.4 Over-view of test specimens fractured in air at room temperature and boiling 3N nitric acid.

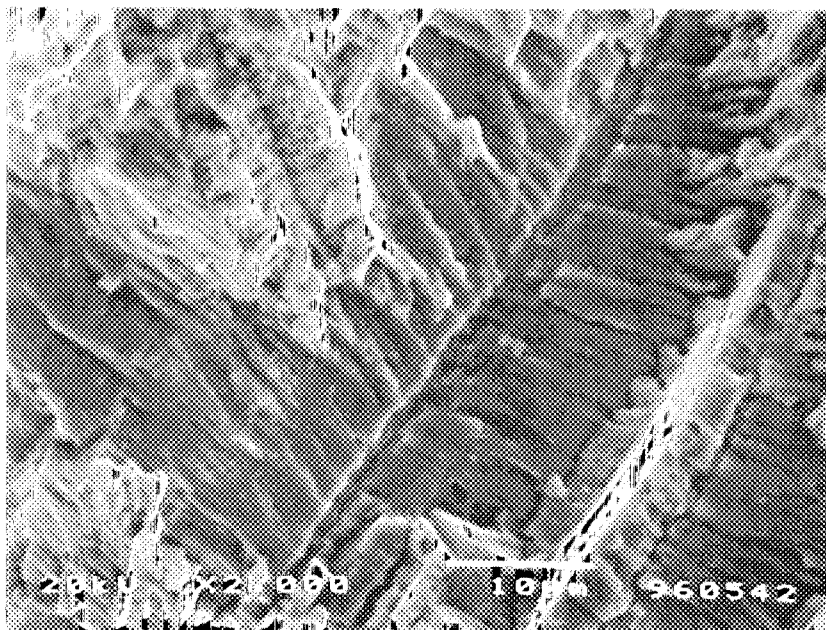


L-specimen

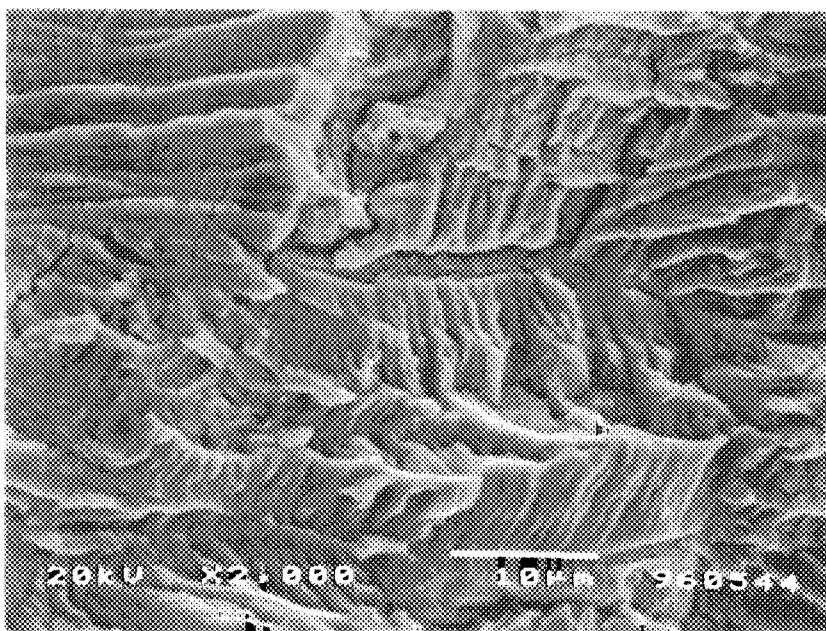


T-specimen

Photo.5 Fracture surface at HAZ after fatigue testing in air at room temperature.



L-specimen



T-specimen

Photo.6 Fracture surface at HAZ after fatigue testing in boiling 3N nitric acid.

This is a blank page.

# 国際単位系 (SI) と換算表

表1 SI基本単位および補助単位

量	名称	記号
長さ	メートル	m
質量	キログラム	kg
時間	秒	s
電流	アンペア	A
熱力学温度	ケルビン	K
物質質量	モル	mol
光度	カンデラ	cd
平面角	ラジアン	rad
立体角	ステラジアン	sr

表3 固有の名称をもつ SI 組立単位

量	名称	記号	他のSI単位による表現
周波数	ヘルツ	Hz	s <sup>-1</sup>
力	ニュートン	N	m·kg/s <sup>2</sup>
圧力, 応力	パスカル	Pa	N/m <sup>2</sup>
エネルギー, 仕事, 熱量	ジュール	J	N·m
工率, 放射束	ワット	W	J/s
電気量, 電荷	クーロン	C	A·s
電位, 電圧, 起電力	ボルト	V	W/A
静電容量	ファラド	F	C/V
電気抵抗	オーム	Ω	V/A
コンダクタンス	ジーメンス	S	A/V
磁束	ウェーバ	Wb	V·s
磁束密度	テスラ	T	Wb/m <sup>2</sup>
インダクタンス	ヘンリー	H	Wb/A
セルシウス温度	セルシウス度	°C	
光度	ルーメン	lm	cd·sr
照射度	ルクス	lx	lm/m <sup>2</sup>
放射能	ベクレル	Bq	s <sup>-1</sup>
吸収線量	グレイ	Gy	J/kg
線量当量	シーベルト	Sv	J/kg

表2 SIと併用される単位

名称	記号
分, 時, 日	min, h, d
度, 分, 秒	°, ', "
リットル	l, L
トン	t
電子ボルト	eV
原子質量単位	u

1 eV = 1.60218 × 10<sup>-19</sup> J  
 1 u = 1.66054 × 10<sup>-27</sup> kg

表4 SIと共に暫定的に維持される単位

名称	記号
オングストローム	Å
バ	b
バール	bar
ガリ	Gal
キュリー	Ci
レントゲン	R
ラド	rad
レム	rem

1 Å = 0.1 nm = 10<sup>-10</sup> m  
 1 b = 100 fm = 10<sup>-28</sup> m<sup>2</sup>  
 1 bar = 0.1 MPa = 10<sup>5</sup> Pa  
 1 Gal = 1 cm/s<sup>2</sup> = 10<sup>-2</sup> m/s<sup>2</sup>  
 1 Ci = 3.7 × 10<sup>10</sup> Bq  
 1 R = 2.58 × 10<sup>-4</sup> C/kg  
 1 rad = 1 cGy = 10<sup>-2</sup> Gy  
 1 rem = 1 cSv = 10<sup>-2</sup> Sv

表5 SI接頭語

倍数	接頭語	記号
10 <sup>18</sup>	エクサ	E
10 <sup>15</sup>	ペタ	P
10 <sup>12</sup>	テラ	T
10 <sup>9</sup>	ギガ	G
10 <sup>6</sup>	メガ	M
10 <sup>3</sup>	キロ	k
10 <sup>2</sup>	ヘクト	h
10 <sup>1</sup>	デカ	da
10 <sup>-1</sup>	デシ	d
10 <sup>-2</sup>	センチ	c
10 <sup>-3</sup>	ミリ	m
10 <sup>-6</sup>	マイクロ	μ
10 <sup>-9</sup>	ナノ	n
10 <sup>-12</sup>	ピコ	p
10 <sup>-15</sup>	フェムト	f
10 <sup>-18</sup>	アト	a

(注)

- 表1-5は「国際単位系」第5版, 国際度量衡局 1985年刊行による。ただし, 1 eV および 1 uの値はCODATAの1986年推奨値によった。
- 表4には海里, ノット, アール, ヘクトールも含まれているが日常の単位なのでここでは省略した。
- bar は, JISでは流体の圧力を表わす場合に限り表2のカテゴリーに分類されている。
- EC閣僚理事会指令ではbar, barnおよび「血圧の単位」mmHgを表2のカテゴリーに入れている。

## 換算表

力	N (=10 <sup>5</sup> dyn)	kgf	lbf
	1	0.101972	0.224809
	9.80665	1	2.20462
	4.44822	0.453592	1

粘 度 1 Pa·s (=N·s/m<sup>2</sup>) = 10 P (ポアズ) (g/(cm·s))

動粘度 1 m<sup>2</sup>/s = 10<sup>4</sup> St (ストークス) (cm<sup>2</sup>/s)

圧	MPa (=10 bar)	kgf/cm <sup>2</sup>	atm	mmHg (Torr)	lbf/in <sup>2</sup> (psi)
	1	10.1972	9.86923	7.50062 × 10 <sup>3</sup>	145.038
力	0.0980665	1	0.967841	735.559	14.2233
	0.101325	1.03323	1	760	14.6959
	1.33322 × 10 <sup>-4</sup>	1.35951 × 10 <sup>-3</sup>	1.31579 × 10 <sup>-3</sup>	1	1.93368 × 10 <sup>-2</sup>
	6.89476 × 10 <sup>-3</sup>	7.03070 × 10 <sup>-2</sup>	6.80460 × 10 <sup>-2</sup>	51.7149	1

エネルギー・仕事・熱量	J (=10 <sup>7</sup> erg)	kgf·m	kW·h	cal (計量法)	Btu	ft·lbf	eV
	1	0.101972	2.77778 × 10 <sup>-7</sup>	0.238889	9.47813 × 10 <sup>-4</sup>	0.737562	6.24150 × 10 <sup>18</sup>
	9.80665	1	2.72407 × 10 <sup>-6</sup>	2.34270	9.29487 × 10 <sup>-3</sup>	7.23301	6.12082 × 10 <sup>19</sup>
	3.6 × 10 <sup>6</sup>	3.67098 × 10 <sup>5</sup>	1	8.59999 × 10 <sup>5</sup>	3412.13	2.65522 × 10 <sup>6</sup>	2.24694 × 10 <sup>25</sup>
	4.18605	0.426858	1.16279 × 10 <sup>-6</sup>	1	3.96759 × 10 <sup>-3</sup>	3.08747	2.61272 × 10 <sup>19</sup>
	1055.06	107.586	2.93072 × 10 <sup>-4</sup>	252.042	1	778.172	6.58515 × 10 <sup>21</sup>
	1.35582	0.138255	3.76616 × 10 <sup>-7</sup>	0.323890	1.28506 × 10 <sup>-3</sup>	1	8.46233 × 10 <sup>18</sup>
	1.60218 × 10 <sup>-19</sup>	1.63377 × 10 <sup>-20</sup>	4.45050 × 10 <sup>-26</sup>	3.82743 × 10 <sup>-20</sup>	1.51857 × 10 <sup>-22</sup>	1.18171 × 10 <sup>-19</sup>	1

1 cal = 4.18605 J (計量法)  
 = 4.184 J (熱化学)  
 = 4.1855 J (15 °C)  
 = 4.1868 J (国際蒸気表)  
 仕事率 1 PS (仏馬力)  
 = 75 kgf·m/s  
 = 735.499 W

放射能	Bq	Ci
	1	2.70270 × 10 <sup>-11</sup>
	3.7 × 10 <sup>10</sup>	1

吸収線量	Gy	rad
	1	100
	0.01	1

照射線量	C/kg	R
	1	3876
	2.58 × 10 <sup>-4</sup>	1

線量当量	Sv	rem
	1	100
	0.01	1

沸騰硝酸溶液中におけるジルコニウム溶接継手の疲労き裂進展挙動（熱影響部の評価）