

高サイクル熱疲労特性に関する試験研究 — 第3報 周期20秒における正弦波温度変動試験結果 —

(研究報告)

2004年3月



核燃料サイクル開発機構 大洗工学センター

本資料の全部または一部を複写・複製・転載する場合は、下記にお問い合わせください。

〒319-1184 茨城県那珂郡東海村村松 4 番地49
核燃料サイクル開発機構
技術展開部 技術協力課
電話：029-282-1122（代表）
ファックス：029-282-7980
電子メール：jserv@jnc.go.jp

Inquiries about copyright and reproduction should be addressed to:

Technical Cooperation Section,
Technology Management Division,
Japan Nuclear Cycle Development Institute
449 Muramatsu, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki 319-1184, Japan

© 核燃料サイクル開発機構
(Japan Nuclear Cycle Development Institute)
2004

高サイクル熱疲労特性に関する試験研究

一 第3報 周期20秒における正弦波温度変動試験結果 一 (研究報告)

長谷部慎一*、小林澄男*、田中 宏**、茨城幸一**、深作 博***

要 旨

原子力プラントにおいて温度が異なる流体が合流する領域では、流体の混合に伴って温度変動が発生するため、繰返し熱応力による構造材の疲労破損に注意する必要がある。本研究では、温度変動の周波数効果を取り入れた高サイクル熱疲労評価法の検証データを取得することを目的として、高サイクル熱疲労試験装置 (SPECTRA) を用いて周期20秒の正弦波温度変動試験を実施した。試験体には円筒状のSUS304鋼を使用し、管内のNa流量を300l/minに保持しながら、Na温度を平均425°C、振幅200°Cで正弦波状に制御した。得られた結果は以下の通りである。

- (1) SPECTRAにより周期20秒の温度変動を試験体に与えて、評価法の検証に有効な強度データを得ることができた。き裂は約157,150サイクルで試験体を貫通した。
- (2) 試験体上流部の内面には、軸方向に沿ったき裂が多く観察された。大気中疲労試験により試験体の軸方向と周方向に強度差があることを確認し、高サイクル側では異方性の影響が現れ易いために、き裂が軸方向に分布したことを明らかにした。
- (3) き裂発生境界は、き裂(個数、深さ)と軸方向距離の相関から求めた近似曲線により、試験体上流部テーパー端から約430mm下流の位置にあると推測した。
- (4) 内面から発生したき裂は、1~2mm深さまで粒内を進展するが、その後は粒界に沿って進展する。粒内破面の一部にはストライエーションが形成されたが、粒界破面では観察されなかった。

今後は、周期2秒、5秒、10秒、40秒の正弦波温度変動試験を実施し、周波数応答性が構造材のき裂発生と進展挙動に与える影響を確認する予定である。

* 大洗工学センター 要素技術開発部 新技術開発試験グループ

** 常陽産業株式会社

*** 東興機械工業株式会社

Experimental Study on Properties of High Cycle Thermal Fatigue (3)

- Results of sinusoidal temperature fluctuation test at 20 second cycle —

S.Hasebe*, S.Kobayashi*, H.Tanaka**, K.Ibaraki**, H.Fukasaku***

Abstract

In a nuclear power plant, it is necessary to be attentive to fatigue fracture of the structural material caused by cyclic thermal stress due to the mixing of temperature different fluids. The purpose of this study is to obtain data to demonstrate high cycle thermal fatigue evaluation methods by applying the effects of the frequency of temperature fluctuation. A sinusoidal temperature fluctuation test of with a 20 second period was conducted using high cycle fatigue test equipment (SPECTRA). A SUS304 steel pipe was used as the test sample, at an average sodium temperature of 425°C, fluctuation amplitude of 200°C and a sodium flow rate of 300 ℓ/min in the test pipe. The results obtained are as follows:

- (1) Valid strength data to verify evaluation methods could be obtained by applying a 20 second cycle temperature fluctuation to the test sample with SPECTRA. A Crack penetrated at about 157,150 cycles.
- (2) Numerous cracks in an axial direction were observed on the inner surface of the test sample in the upper flow area. An air fatigue test demonstrated the difference in the strength of the test sample between axial direction and circumferential direction, revealing that cracks were distributed in an axial direction since anisotropic influences easily appear on the high cycle side.
- (3) An approximated curve obtained by the common relation of crack and axial direction distance indicates that the boundary of a crack would be located about 430 mm downstream from the tapered end of the test sample with the upper flow.
- (4) Crack occurring on the inner surface progressed to a depth of 1 to 2 mm in the crystal grain, then progressed along the crystal grain boundary. Striations were

formed on areas of the fracture surface in the grain, but were not found on the fracture surface of the grain boundary.

Sinusoidal temperature fluctuation tests at the periods of 2, 5, 10, and 40 seconds are planned to confirm the influence of fluctuation frequency responsiveness on structural material crack initiation and propagation behavior.

* New Technology Development Group, Advanced Technology Division, OEC

** Joyo Industry Co. Ltd.

***Tohko Machine Industry Co.

目 次

1. 緒言	1
2. 热疲劳試験	2
2.1 試験方法	2
2.1.1 試験装置と試験条件	2
2.1.2 試験体	3
2.1.3 温度・Na 流量の計測方法	3
2.1.4 非破壊検査方法	3
2.2 試験結果	4
2.2.1 試験経緯	4
2.2.2 温度・Na 流量の計測結果	4
2.2.3 非破壊検査結果	5
3. 解体検査	6
3.1 検査方法	6
3.1.1 液体浸透探傷試験	6
3.1.2 き裂測定	6
3.1.3 金属組織観察	6
3.2 検査結果	7
3.2.1 き裂発生状況	7
3.2.2 光学顕微鏡による断面観察	8
3.2.3 走査型電子顕微鏡による破面観察	9
4. 考察	10
4.1 き裂の軸方向分布に関する検討	10
4.2 き裂進展モードの変化に関する検討	11
5. 結言	15
6. 謝辞	16
参考文献	17

表 リ ス ト

表 2.1 試験体の化学成分、引張特性および製造工程 18

表 4.1 大気中疲労試験結果 19

図 リ ス ト

図 2.1 SPECTRA の系統図	20
図 2.2 板厚方向断面の硬さ分布	21
図 2.3 試験部の構造	22
図 2.4 試験部表面の熱電対取付け位置	23
図 2.5 試験体上流部の温度と Na 流量の変動特性	24
図 2.6 試験体の周方向と軸方向の温度分布	25
図 2.7 Na 流量変動の比較	26
図 2.8 周方向縦波入射による超音波探傷結果	27
図 2.9 軸方向縦波入射による超音波探傷結果	27
図 3.1 内面 PT 写真的撮影方法説明図	28
図 3.2 試験体内面のき裂分布	29
図 3.3 直線化した試験体内面のき裂分布	29
図 3.4 試験体内面のき裂長さ分布	30
図 3.5 試験体内面のき裂角度の分布	30
図 3.6 試験体内面のき裂度数分布	30
図 3.7 試験体断面のき裂進展状況(1)	31
図 3.8 試験体断面のき裂進展状況(2)	32
図 3.9 試験体断面のき裂進展状況(3)	33
図 3.10 き裂個数の軸方向分布	34
図 3.11 最大き裂深さの軸方向分布	34
図 3.12 平均き裂深さの軸方向分布	34
図 3.13 内面のき裂個数分布の近似	35
図 3.14 断面のき裂個数分布の近似	35
図 3.15 最大き裂深さ分布の近似	35
図 3.16 平均き裂深さ分布の近似	35
図 3.17 光学顕微鏡の観察箇所	36

図 3.18 走査型電子顕微鏡の観察箇所	36
図 4.1 小型試験片の採取要領および寸法形状	37
図 4.2 周・軸方向の疲労強度 (425°C)	38
図 4.3 試験体上流部のひずみ分布	39
図 4.4 热疲労による硬さ分布の変化	40
図 4.5 き裂進展モードとひずみ速度の関係	41

写 真 リ ス ト

写真 3.1 試験体内面のP T結果	42
写真 3.2 受入材のミクロ組織（軸方向断面）	43
写真 3.3 受入材のミクロ組織（周方向断面）	44
写真 3.4 き裂断面のミクロ組織 (T20-03-2)	45
写真 3.5 き裂断面のミクロ組織 (T20+01-2)	46
写真 3.6 き裂断面のミクロ組織 (T20+04-1)	47
写真 3.7 き裂断面のミクロ組織 (T20+04-3)	48
写真 3.8 き裂断面のミクロ組織 (T20+04-5)	49
写真 3.9 き裂断面のミクロ組織 (T20+04-7)	50
写真 3.10 き裂断面のミクロ組織 (T20+08-2)	51
写真 3.11 き裂断面のミクロ組織 (T20+08-4)	52
写真 3.12 き裂断面のミクロ組織 (T20+24-2)	53
写真 3.13 き裂断面のミクロ組織 (T20+37-2)	54
写真 3.14 各断面におけるき裂進展モードの境界位置	55
写真 3.15 き裂破面のミクロ組織 (T20-03-1)	56
写真 3.16 き裂破面のミクロ組織 (T20+03-1)	57
写真 3.17 き裂破面のミクロ組織 (T20+10-1)	58
写真 3.18 き裂破面のミクロ組織 (T20+13-1)	59
写真 3.19 き裂破面のミクロ組織 (T20+28-1)	60
写真 4.1 内面のミクロき裂発生状況	61
写真 4.2 SUS304 熱間引抜加工鋼管のき裂発生状況	62
写真 4.3 ひずみ速度を変化させたき裂破面のミクロ組織	63

1. 緒言

原子力プラントの機器・配管において温度の異なる流体が合流する部位では、高温と低温の流体が混合する過程で温度ゆらぎが生じる。このような流体に接する構造材では、温度変動によって高サイクル熱疲労(サーマルストライピング)が発生する場合があり、温度変動の振幅や回数が増大すると構造材が疲労破壊する可能性もある。特にNaのような液体金属を冷却材としている高速炉では、Naの高い熱伝達率により冷却材の温度変動が構造材に伝播し易くなることから、サーマルストライピング現象に対する注意が必要となる。したがって、流体の温度ゆらぎに対する疲労破壊の防止は、高速炉の開発において重要な研究課題となっている¹⁾。

高速炉における現行の設計では、構造健全性を確認するための対象部位を想定したモックアップ試験が実施できない場合には、構造材が受ける温度変動幅を流体が混合する前の最大温度差とし、この温度変動に構造材が完全に応答して膨張・収縮を繰返すと仮定して、疲労損傷を安全側に評価している。しかし、この保守的な現行評価法については、過剰な安全裕度を有しており、機構論に基づく合理的な評価法の適用が望まれている。サーマルストライピング現象を踏まえて構造材の高サイクル熱疲労強度を評価するには、流体の温度変動に起因する破損メカニズムの解明と、それに基づいて開発した評価法の検証が重要であることから、Na試験装置を用いた要素試験が必要となる。そこで、Na機器構造第1試験室の構造物熱過渡強度試験施設(TTS)を改造して、高サイクル熱疲労試験装置(SPECTRA: Sodium Temperature Controlled Thermal Fatigue Test Equipment)を設置した^{2,3)}。SPECTRAは、Na温度変動の振幅、周波数、波形などを精度良く制御できる試験装置であり、管状のステンレス鋼試験体に熱疲労き裂を発生させることにより強度データを取得することが可能である。

今までのサーマルストライピング研究の成果として、流体の温度変動振幅が同じでも周波数の違いによって構造材の応答性が変化し、これが構造材の高サイクル熱疲労強度に影響を及ぼすことが解析的検討で明らかにされている⁴⁾。そこで、本試験ではこのような周波数に着目した評価法の検証に対して有効な強度データを取得し、周波数応答性が構造材のき裂発生と進展挙動に与える影響を解明するために、Na温度変動の周期をパラメータとした正弦波温度変動試験を実施することにした。得られた強度データは、新しく提案している評価法の検証に用いられるとともに、実用化戦略調査研究で進めている高速炉を対象とした高サイクル熱疲労評価体系の確立に反映される。

本報告では、試験体にSUS304鋼を用いた正弦波温度変動試験シリーズの第一報として、平成16年4月～6月に実施した周期20秒熱疲労試験の結果について述べる。

2. 热疲劳試験

2.1 試験方法

2.1.1 試験装置と試験条件

本試験に使用した SPECTRA は、高温 Na と低温 Na の流量比を制御して温度変動を発生させ、繰返し熱荷重を試験体に与えてき裂を発生・進展させることができる熱疲劳 Na 試験装置である。TTS に設置した SPECTRA の系統図を図 2.1 に示す。ループは、高温(600°C)の Na を循環する高温系、低温(250°C)の Na を循環する低温系、高温系／低温系から流れ込んだ Na の温度変動を緩和させて各系統に戻す合流系から構成されている。試験部は、高温 Na と低温 Na が合流する箇所に設置し、ミキシングティと試験体から成っている。ミキシングティには、電磁ポンプにより高温／低温 Na の流量を周期的に変動させながら Na を供給し、お互いを強制的に噴流混合して軸対称性のある温度分布にしている。本装置の特徴としては、①周波数をパラメータに正弦波状の温度変動を一定流量の条件下で制御できる。②荷重条件の不確定性を排除した精度の良い強度データを得るために、軸対称な温度変動を試験体に与えることができる。③1 体の試験体でき裂の発生から進展までのデータを効率良く取得できる。などが挙げられる。なお、試験体を通過した Na は、装置を保護するために温度変動を吸収するバッファタンクを通して高温／低温系にそれぞれ分岐させて戻している。Na 中の不純物は、ダンプタンクの温度を 150°C に低く設定してループ側へ充填することにより、酸素濃度 6ppm、炭素濃度<2ppm と低く抑えられることを事前に確認し²⁾、今回の試験でも同じ運転方法を採用して Na が高純度となるようにした。

本研究では、周波数応答性が SUS304 鋼の疲労強度に与える影響を解明することを目的として、温度変動の周期をパラメータにした正弦波温度変動試験を実施する。有効な強度データを得るには、き裂発生から進展に至るまでの経過を 1 体の試験体で効率よく観察できるように、適切な疲労損傷レベルとなる試験条件を設定しておく必要がある。そのため、装置の性能および試験体の寸法などを考慮し、周波数応答関数による強度評価により下記に示す試験条件を設定した⁵⁾。

- ・ 温度変動波形 : 正弦波
- ・ 温度振幅 : 200°C (最大 525°C、最小 325°C、平均 425°C)
- ・ Na 流量 : 300ℓ/min (高温 Na と低温 Na の合計)
- ・ 温度変動周期 : 2, 5, 10, 20, 40 秒 ただし、本報告では 20 秒のみ実施した。
- ・ 試験期間 : 60 日間、又はき裂が試験体を貫通するまで

第 1 回試験では、最大熱荷重が試験体に負荷されると推定される周期 20 秒を選定し、確実に試験体にき裂を発生・進展させるとともに、精度の良い強度データが得られるこことを確認する。

2.1.2 試験体

試験体の化学成分、引張特性および製造工程を表 2.1 に示す。材料は神鋼特殊鋼管㈱で製造された JIS 規格品(80A,SCH160)の SUS304 鋼管であり、寸法精度の良い冷間加工材を使用した。非金属介在物試験(JIS G0555)およびミクロ組織試験(JIS G0571)の結果は良好であった。内外面は酸洗い処理されており、試験に有害な加工傷は無かった。試験体断面のビッカース硬さ測定結果を図 2.2 に示す。外面側では、矯正加工による残留応力の影響で硬さが上昇する傾向にあるが、規格値($Hv \leq 200$)をほぼ満足している。

試験体は、図 2.3 に示すようにミキシングティと接合され、溶接部は熱疲労による破損を避けるように Na 混合部の上流に設けている。試験体のき裂発生箇所を Na 乱流域から外すため、多孔板から下流側に約 5 D 離れた個所までは熱応力を抑えるように板厚を薄く旋盤加工し、下流側に厚肉部（内径 : 66.9mm, 板厚 : 11.1mm, 全長 : 1600mm）を設けて、き裂を発生・進展させる領域としている。

2.1.3 温度・Na 流量の計測方法

試験部のように厳しい熱疲労を発生させる区域において、配管貫通型の熱電対を用いて Na 中や試験体板厚内を温度計測すると、取付け箇所の構造不連続部に熱応力が集中して早期に疲労破壊するために試験中の温度計測が困難となる。そのため、熱疲労試験の前に温度計測試験を行い、Na と試験体各部の温度変動データを収集している²⁾。実際の熱疲労試験では、試験体や周辺配管の表面温度だけを計測して、試験装置に故障が無く正常に試験機能が維持されているか確認することになる。本試験では、図 2.4 の位置に素線径 0.32mm の熱電対を取付けて、温度挙動を試験体データ収録装置の CRT 画面にリアルタイムに表示し、温度変動に異常がないか監視する。

本装置では、高温 Na と低温 Na の流量比を周期的に変動させて、任意の温度変動を発生させる方式を採用しているため、調整試験で設定した流量条件と誤差がないことを確認する必要がある。試験体を通過する Na 流量は、試験体データ収録装置に表示され、試験中の高温 Na と低温 Na の流量変動を監視する。

2.1.4 非破壊検査方法

き裂の発生・進展状況を調べるには、試験体内部を非破壊検査する必要がある。現状の非破壊検査技術では、高温で長時間に亘るき裂計測が困難であることから、試験中断時と終了時に放射線透過検査 (RT) および超音波探傷検査 (UT) を実施した。

RT は、可搬式 X 線発生装置を用いて試験体の全体を撮影した。その他にミキシングティも一緒に撮影し、溶接部や内部構造物の健全性を確認した。写真撮影に当たっては、き裂映像が見やすくなるように粒子の細かな高解像度フィルムを使用した。

UT は、き裂が発生し易い試験体の上流部を中心にき裂有無の検出に主眼を置いて実施した。探傷方法はコンタクト式の垂直法および斜角法を採用し、試験前は垂直法、中

断時は垂直法と軸方向の斜角法、終了時は更に周方向の斜角法を追加した。超音波探傷機は Staveley 社製の Sonic Work Station を、探触子は Harisonic 社製の G1504 型と ABM0504 型を使用した。垂直探傷用探触子の周波数は 15MHz であり、試験体へ超音波が入射しやすいようにアクリル製のウェッジを使用した。斜角探傷用探触子の周波数は 5MHz であり、ウェッジはき裂の内面における開口部からのエコーが検出し易いように超音波入射角を考慮して試作した。斜角探傷時の入射角は、周方向探傷用が縦波 36.7° 、軸方向探傷用が縦波 40° および横波 70° (中断時に使用)である。探傷は、探触子を試験体外面に沿って移動させながら行い、き裂の有無を超音波探傷機の画面上に現れるき裂エコー高さで判定した。き裂エコーが検出された場合は、探触子の位置とエコー高さを記録した。

2.2 試験結果

2.2.1 試験経緯

平成 15 年 4 月 17 日に試験を開始した。途中で 129,000 サイクル (30 日間) を経過した時点で試験を一時中断して、試験体の U T および R T を実施した後、6 月 11 日から試験を再開した。そして、試験開始から延べ 158,545 サイクル (36.7 日間) で試験体が貫通破壊したことを検知して試験を終了した。き裂貫通部付近で計測した表面温度データを用いて、Na 漏洩に伴う温度変化を詳細に調べた結果、最初にき裂が表面に達したと推測される時期は 157,150 サイクル (36.4 日間) であることを確認した。試験後に U T と R T を行い、き裂分布状況を検査してから試験体の撤去を行った。

2.2.2 温度・Na 流量の計測結果

温度計測試験²⁾で得られた周期 20 秒での Na と試験体の温度および Na 流量の変動特性を図 2.5 に示す。試験体上流部の Na 温度は、正弦波状に温度振幅 200°C となってスムーズな温度変動挙動を現している。Na から試験体に伝播した温度変動は、試験体の外面に移行するにつれて振幅が小さくなるとともに、時間が遅れる傾向にある。この時の Na 流量は、電磁ポンプにより平均流量 150L/min で高温 Na と低温 Na を試験体入口に逆位相で流入させ、合流後の合計流量 300L/min の変動幅を ±10% 以下に抑えている。試験体を通過する Na の周方向と軸方向の温度分布を図 2.6 に示す。周方向の温度分布は、試験体上流で軸対称であり、試験体の周方向に均一な熱荷重を発生させることが可能となる。軸方向では試験体の上流から下流に移行する従って温度振幅が直線的に減衰しており、Na が試験体の上流から下流を通過する 1400mm 間で温度振幅が約 50°C まで減少している。

本試験で計測した Na 流量を図 2.7 示す。温度計測試験の変動挙動と誤差が小さく、目標通りに試験条件を再現していることを確認した。なお、試験中には試験体周辺のミキシングティやスタティックミキサの表面温度を計測して、想定外の温度変動が発生し

て内部構造物が破損していないか確認した。

2.2.3 非破壊検査結果

試験を 129,000 サイクルで中断して R T を実施したところ、試験体とミキシングティにき裂などの欠陥は確認されなかった。試験を再開して 29,545 サイクル（延べ 158,545 サイクル）の熱疲労を与えた試験後の R T では、試験体の外面に現れた貫通き裂は明瞭に検出できた。しかし、その後の解体検査によって判明した内面に発生していた多数の未貫通き裂については R T で検出できなかった。ミキシングティについては、溶接部や内部構造物に異常は認められなかつたが、解体検査では熱遮蔽管にき裂が発生していることを確認した。このようにき裂が貫通して開口幅が広くなった欠陥しか検知できなかつたことから、R T は疲労き裂の発生・進展状況を調査する検査方法として不適当であることがわかつた。

中断時の UT では、垂直探傷と軸方向入射の斜角探傷（横波）を行なつたが、き裂エコーは検出されなかつた。試験後に垂直法と周・軸方向の斜角法（縦波）による探傷を行なつた結果、周方向入射の斜角探傷で多くのき裂エコーを検出した。軸方向入射でも僅かにき裂エコーらしいものが検出できるが、正確には検知できなかつた。図 2.8 および図 2.9 は周・軸方向入射による斜角法で検出されたき裂エコーの分布図である。これらの図において、周方向角度および軸方向距離は内面位置に換算したものである。3 章で述べる解体検査の結果と比べると、内面のき裂は軸方向き裂が多く分布しており、斜角探傷と同様の傾向を示していることから、き裂を検出する方法として UT が有効であることがわかつた。今後は、詳細なき裂分布を把握できるように計測方法の高度化を図る予定である。

3. 解体検査

3.1 検査方法

試験終了後に装置から試験体を撤去し、付着した Na をアルコール洗浄にて除去した後、試験体を切断して解体検査を行った。解体検査は、き裂発生状況を観察する液体浸透探傷試験、き裂の分布と深さを測定するき裂計測、き裂の破損形態を調査する金属組織観察を行った。

3.1.1 液体浸透探傷試験

試験体の内表面に発生したき裂分布を観察するため、試験体を周方向 $0-180^\circ$ で 2 分割した後に液体浸透探傷試験 (PT) を JIS Z2343 に準拠して実施した。PT 結果で得たき裂分布に基づいて、き裂計測および金属組織観察の対象箇所を選定した。

3.1.2 き裂測定

試験体の内面に発生したき裂分布を詳細に把握し、その特徴を抽出することを目的に、PT で検出したき裂指示模様をデジタルカメラで撮影した。写真は、約 200mm の視野でカメラを軸方向に 100mm 間隔で移動させながら撮影した。試験体内面の曲率を補正するため、図 3.1 のように試験体を水平にした姿勢と両方向へ 33.6° 回転させた姿勢に分けて撮影した。得られた写真画像上のき裂指示模様は、画像処理ソフトでき裂に沿った多数の座標点データとして読み取った。デジタル化した座標データは、表計算ソフトで写真の歪みと試験体内面の曲率に対する補正を行った。補正したき裂の座標データは、それぞれを繋ぎ合わせて 1 画面に結合して展開図を作成し、き裂の長さ、数、方向を求めた。

径方向断面のき裂深さを調べるため、2 分割した試験体の 270° 側に対してテーパー端と試験体の境界を基準として、軸方向に 10mm 間隔でワイヤーカットを用いて半輪切り状に切断した。切断された各試料の断面をデジタルカメラで撮影し、画像データを取得した。試験体断面のき裂形状についても歪み補正してき裂の座標データを得た。断面のき裂データからは、各断面のき裂の発生位置(角度)とその深さを求めた。

3.1.3 金属組織観察

熱疲労により繰返し熱荷重を受けた試験体の破損メカニズムを明らかにすることを目的として、き裂計測で得たき裂分布データから観察箇所を選択し、光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡を用いて金属組織観察を行った。光学顕微鏡観察は、ミクロ組織とき裂進展経路を調査するために、き裂断面を有する試料を研磨し、王水溶液 (1 硝酸 : 3 塩酸 : 2 純水) で約 50 秒間エッチングした後、ライカ社製の高機能顕微鏡を用いてき裂を 25, 100, 500 倍で写真撮影した。走査型電子顕微鏡観察は、破損形態とき裂進展速

度を調査するために、試験体から採取したき裂を強制的に開放し、アセトンおよびエチルアルコール溶液で各 10 分間超音波洗浄した後、フィリップス社製の走査電子顕微鏡 XL30 を用いて加速電圧 20kV にて破面を 10, 20, 100, 1000 倍で写真撮影した。

3.2 検査結果

試験後の試験体に対して P T、き裂計測および金属組織観察を行った。それぞれの検査から得られた結果を以下に述べる。

3.2.1 き裂発生状況

試験体内面の P T 結果を写真 3.1 に示す。試験体上流部のテーパー端から約 450mm 下流までの範囲においてき裂指示模様が確認された。き裂指示模様をデジタル画像処理して展開図にしたものと図 3.2 に示す。試験体のき裂は、上流部のテーパー端付近で最も個数が多く、全体に亘って軸方向に沿ったき裂が多くなっている。図中に赤線で示した貫通き裂は途中で段差があることから、短いき裂が結合して一体化したように見える。き裂は周方向にほぼ均一に分布しており、き裂分布は軸対称性を有していた。

内面のき裂分布の特徴を抽出するため、き裂が交差する点、始点、終点を直線で結んで単純化した図 3.3 の分布図を使ってき裂の長さ、数、方向、深さ等のデータを求めた。直線化したき裂長さと軸方向位置の関係を図 3.4 に示す。なお、軸方向位置は各き裂の中間位置である。この図から、上流側ではき裂密度が高く、き裂長さも大きくなる傾向がわかる。直線化したき裂の上流側始点を基点として各き裂の傾きを求めたものを図 3.5 に示す。上流部ではき裂方向の偏りはあまり認められないが、下流部では 180° 方向に偏っている。ただし、ここではき裂長さに關係なく傾きだけをデータ処理したこと留意する必要がある。例えば図 3.2 では、長いき裂が目立って多くのき裂が軸方向に沿って分布しているように見えるが、図 3.5 の結果から上流部では短いき裂が方向性を持たずに亀甲状き裂を形成し始めていることがわかる。軸方向へ 20mm 間隔にき裂個数を計測した結果、き裂個数は図 3.6 に示すように下流側へ進むにつれて指數関数的に減少している。

図 3.7～3.9 の各周方向断面から求めたき裂個数とき裂深さのデータを整理し、き裂個数、最大き裂深さ、平均き裂深さの軸方向分布図を作成した。その結果を図 3.10～3.12 に示す。試験体とテーパー部の境界付近では、個数と最大き裂深さが最も大きい値を示しており、試験体下流に向かって比較的急速に小さくなる傾向を示している。また、平均き裂深さも試験体下流に向かって徐々に値が減少している。

き裂の発生境界は、高サイクル熱疲労強度を評価する上で重要な情報であるが、どの位置を発生境界とするか判断基準がないため、得られたき裂データを用いて発生境界の推定方法を検討した。最も簡易な方法としては、P T で現れたき裂指示模様から目視で判断する方法があり、この方法で発生境界を求めると試験体のテーパー端から 451mm の位置となった。しかし、微小き裂の発生は、試験体内面状態の影響を強く受けてバラ

ツキが大きくなると考えられるので、他の試験体と正確に比較できるようにしておく必要がある。そこで、き裂の個数と深さの軸方向分布からき裂発生境界の推定を試みた。なお、き裂の発生境界を推定する上でテーパー形状が試験体の熱応力に与える影響が懸念されたため、テーパー端付近のき裂データを除外して処理を行なった。

図 3.13～3.16 は、テーパー端からの軸方向距離に対する内面のき裂個数、断面のき裂個数、断面の最大き裂深さおよび断面の平均き裂深さの相関図である。各図に示す近似曲線が横軸を横切る位置がき裂発生境界と仮定して、各近似曲線の交点の位置を計算した。それぞれの結果を以下に示す。

- ・内面のき裂個数分布 : 415.5mm
- ・断面のき裂個数分布 : 470mm
- ・断面の最大き裂深さの分布 : 425.6mm
- ・断面の平均き裂深さの分布 : 389.1mm

それぞれの結果に若干のバラツキがあることから、本試験ではこれらの平均である 430mm 付近にき裂発生境界があると暫定的に判断した。今後も他の周期におけるき裂データを蓄積しながら、合理的な推定方法を確立するための検討を進めていく。

3.2.2 光学顕微鏡による断面観察

試験体を周方向 0～180° で半割りして片側の 180～360° 位置を用いて、図 3.17 のように軸方向と周方向の位置を変えて任意に選択した 10箇所のき裂断面を観察した。

試験前の受入材を写真 3.2 と 3.3 に示す。試験体は JIS 規格の工業製品であり、製造工程の酸洗い処理によって、内外面は結晶粒の粒界付近が侵食されて微細な凹凸状になっている。軸方向断面には、線状の非金属介在物が内側に偏って分布していることが観察される。

試験後の損傷材を写真 3.4～3.13 示す。内側の Na 接液面近傍には、粒内・粒界腐食および脱侵炭層の形成など明瞭な現象は生じておらず、Na 環境による組織変化は認められなかった。大気中で高温に晒された外面には、加熱により薄い酸化スケールが形成している。粒界には、材質劣化を招くような粗大化した炭化物や σ 相などの析出物は観察されなかった。き裂は内面から発生し、粒内を貫通しながら内面に対して垂直方向に進展している。しかし、内面から数 mm 以上の深さになると進展モードが変化し、き裂は粒界に沿って進行する。このような現象は、軸・周方向の両断面とも同じ傾向であり、全ての成長したき裂で確認された。き裂進展モードが粒内から粒界へ完全に変わる境界の深さは、写真 3.14 の赤線で示すように軸方向の位置と関係はなく、ばらつきはあるが多くは内面から 1～2mm 深さに境界がある。ただし、試験体入口のテーパー部では、内面から 0.07mm の浅い距離に進展モードが変化する境界があり、試験体の厚肉部とは様相が違っていた。なお、外面や内部から発生したき裂は認められなかった。

3.2.3 走査型電子顕微鏡による破面観察

上記 3.2.2 章と同じ周方向 180~360° 側の半割り試験体を用い、図 3.18 のように軸方向の位置を変えながら任意に選択した 6箇所のき裂破面を観察した。

破面観察の結果を写真 3.15~3.19 に示す。上段はマクロ写真と観察箇所、中断は粒内破面、下段は粒界破面の代表例である。

低倍率のマクロ組織では、き裂全体が見える写真 3.17 と 3.19 のようにき裂先端の輪郭は半楕円形状を示しており、内面に起点を有する典型的な疲労破壊の様相を呈している。き裂幅が最大となる位置は、内表面ではなく板厚方向に数ミリ深さの距離にある。破面は大別して粒内破面と粒界破面に分類され、その境界は内面と平行して 3.2.2 章の断面観察と同じように 1~2mm 深さにある。

高倍率のミクロ組織では、粒内破壊している破面にはストライエーションが不明瞭となっている領域が支配的であった。一般に Na 中のような還元雰囲気では、き裂先端は圧縮過程において再結合が生じてストライエーションが形成され難くなり、特に起点部の周辺では観察しづらいと認識されている^{9~11)}。本試験は周期 20 秒でひずみ速度が遅いため、圧縮過程でき裂先端が閉じる時間が長くなつて再結合が進み易い条件となる。ストライエーションが観察された箇所が少なく統計的な評価は困難であるが、部分的に確認されたストライエーションの平均間隔は各破面とも 1~2 μm 程度であり、軸方向距離による進展速度に大きな違いはなかった。一方、粒界破壊した破面には粒界ファセットが多く確認され、ストライエーションは存在しなかつた。

4. 考察

試験体を解体検査した結果、き裂が軸方向に優先的に分布したこと、き裂進展の過程において破損モードが粒内型から粒界型に変化したことなど、一般的な熱過渡強度試験や材料強度試験と異なる現象が確認された。このような疲労破壊に至った原因を明らかにするため、試験体から採取した試験片を用いて確認試験を実施している。ここでは、現時点までに得られた中間結果について報告する。

4.1 き裂の軸方向分布に関する検討

従来の熱過渡試験^{6~8)}では、試験体に亀甲状き裂が発生するケースが多く、本試験においても試験体に発生する熱応力は軸・周方向ともに等しく、き裂は亀甲状に分布すると予想されていた。しかし、内面に発生したき裂は軸方向に沿って分布し、周方向き裂が占める割合は小さかった。一方で偏った線状き裂の発生原因を調査するため、実体顕微鏡と走査型電子顕微鏡を用いて内面を観察した。内面には微小な加工キズが一部見られたが、このキズから発生したき裂は存在しなかった。初期き裂は、写真4.1のように酸洗いの腐食で凹んだ粒界に沿って発生しているものが多く、微視的には亀甲状に近い状態になっている。しかし、これは極表面だけの現象であり、板厚方向へ結晶粒1個分を進行した後は、粒内を貫通しながら軸方向に進展していることから、酸洗いによる表面処理がき裂分布に関与したとは考え難く、他にも内面においてき裂方向に影響を与える要因は認められなかった。

き裂が軸方向に進展し易い原因として、鋼管である試験体に異方性があることが考えられる。過去の試験体モデルは、板厚寸法が大きいことから鍛鋼品を使用する場合が多く、厚肉化に伴う材料特性の不均一を避けるように鍛錬加工されている。しかし、鋼管は引抜き・押し出し加工によって金属組織や残留応力などに方向性が現れ易く、軸・周方向で材料強度に違いが生じる可能性がある。3.2.2章の組織観察では、結晶粒が歪んだ形跡は無く、内面側には介在物が軸方向に存在しているものの、き裂が介在物に沿って進展している様子は見られなかった。SUS304熱間引抜加工鋼管（ただし、テーパー円筒状に加工）を用いた熱過渡試験⁹⁾では、写真4.2に示すように熱サイクルが700回では、加工キズからのき裂を除けば軸方向のき裂が優先的に発生しており、熱サイクルが1300回、2000回へと増加するに伴って径方向き裂が多くなって亀甲状になっている。このように鋼管を用いた試験では、き裂の初期段階において異方性が見られるケースがあった。

鋼管の異方性を材料強度の観点から調査するため、試験体の周方向と軸方向から小型試験片を図4.1のように採取して、大気中疲労試験を行った。疲労試験はJIS Z 2279に準拠して、東京衡機製の電気油圧式疲労試験機 PC-63を用いて実施した。制御方式は平均ひずみ“零”の定ひずみ制御で、負荷波形が三角波、ひずみ速度が0.1%/secで

ある。試験温度は熱疲労試験の平均温度 425°Cとした。ひずみ範囲は試験体上流部の内面で発生すると推測される 0.5%に設定した⁵⁾。

軸方向と周方向の疲労試験結果を表 4.1 に、ひずみ範囲と繰返し破損回数の関係を図 4.2 に示す。図中の実線は SUS304 鋼の最適疲労曲線である¹⁴⁾。軸方向が未破断なので周方向との差はわからないが、周方向は軸方向に比べて疲労強度が低い傾向にあり、異方性があるように見られる。試験片平行部の疲労き裂は、試験片の軸方向に対して垂直に発生するため、軸方向試験片は周方向の強度を、周方向試験片は軸方向の強度を現している。したがって、試験体は周方向の疲労強度が弱く、軸方向に破壊し易いことを示唆しており、熱疲労試験のき裂方向と対応している。ただし、今回は試験数が少ないので、今後さらにデータ数を増やして軸・周方向の強度差を明確にする予定である。特に高サイクル領域では、試験条件や材料特性の僅かな違いで疲労寿命の差が大きく現れ易いので、得られたき裂データに基づいて正確に強度評価する際には、き裂分布に影響を及ぼす因子を十分に把握しておく必要がある。

試験体に異方性（周方向強さく軸方向強さ）がある場合には、次の順序で疲労破壊すると推測される。①周方向の強度が弱いため、軸方向に沿ったき裂が先行して発生する。なお、低ひずみ・高サイクル領域では異方性による寿命差が拡大するため、周方向のき裂が発生するまで数多くの熱サイクルを要する→②熱サイクル数の増加に伴って軸方向のき裂が成長する→③成長した軸方向き裂によって周囲の熱応力分布が分断され、新たなき裂発生を抑制する→④軸方向き裂が一列に結合して一体化すると深さ方向の進展速度が加速して、周方向き裂が発生する前に試験体板厚を貫通する。以上から、高サイクル熱疲労が発生する箇所では、構造物の弱い方向に線状き裂が発生・進展し易くなると考えられる。なお、従来の熱過渡試験では、大きな熱荷重を発生させて低サイクル領域で構造物を破壊させる加速試験であったため、異方性の影響が現れ難く、試験初期には一時的に線状き裂が発生することもあるが、試験後期になると亀甲状き裂に推移したと考えられる。

4.2 き裂進展モードの変化に関する検討

本試験における破損形態の特徴としては、試験途中でき裂進展モードが粒内型から粒界型へ変化し、き裂の大部分が粒界破壊であったことが挙げられる。SUS304 鋼の疲労試験では、通常は延性的な粒内破壊が支配的でストライエーションが形成される。脆性的な粒界破壊は、クリープ試験やクリープ疲労試験においてよく観察される現象であり、疲労試験では例が少ない。そこで、今回の熱疲労試験においてき裂進展モードが粒内型→粒界型に変化した原因について検討を行った。

き裂進展モードは、温度、ひずみ速度、時間、応力・ひずみ範囲、環境、材質劣化などに影響され、これらの条件によって粒内と粒界のどちらか弱い方をき裂が進展することになる。以下にそれぞれの影響因子について検討を行った。

(1) 温度の影響

高温ほど粒界破壊し易く、SUS304 鋼の粒内→粒界破壊への遷移温度は約 600～650°Cと報告¹⁰⁾されているが、本試験のように平均温度 425°C(最高 525°C、最低 325°C)ではクリープ効果が顕著でない温度領域となる。Na 中では 450°C付近の低温側において、疲労寿命が 5,000～10,000 サイクルを超えると繰返し硬化が顕著となる場合があるが、この現象によって粒界破壊したとの報告はなかった⁹⁾。

(2) ひずみ速度の影響

一般に SUS304 鋼では、低ひずみ速度であるほどクリープ効果が増大して粒界破壊し易いことが知られている。大気中疲労試験において 650°Cでは約 0.04%/sec で粒界き裂発生、粒内進展となることが報告¹⁰⁾されているが、熱疲労試験の初期は粒内、後期は粒界進展と逆傾向にある。試験体上流部の板厚方向に発生する熱ひずみ分布の計算結果を図 4.3 に示す。周期 20 秒において、ひずみ範囲が 0.47%となる内面付近ではひずみ速度が 0.047%/sec であり、ひずみ範囲が最も低い 0.03%となる板厚内部では 0.003%/sec となって両者には約 15 倍の速度差がある。このように、内面に比べて板厚内部の方がひずみ速度が低下するため、き裂進展の途中で粒内破壊→粒界破壊となる遷移速度を下回ったことで、進展モードが変化した可能性がある。なお、試験体入口のテーパー部のような薄肉部では、ひずみ範囲やひずみ速度が小さくなることから、粒内／粒界破壊の境界が内面側に移行したと考えられる。ただし、SUS304 鋼の Na 中疲労試験(ひずみ範囲 : 0.1%, ひずみ速度 : 0.01～0.001%/sec)では、550 および 650°Cにおいて低ひずみ速度にすると粒界き裂進展となるが、450°Cではストライエーションを伴った粒内き裂進展となると報告¹¹⁾されており、一般的には 450°C以下の低温側ではクリープ効果が無視できるほど小さくて粒界破壊し難いと認識されている。

(3) 時間の影響

クリープおよびクリープ疲労試験では、長時間経過するほど粒界破壊し易くなる。今回の試験時間は約 880 時間であり、平均温度 425°Cの低温域において脆性破壊を引起す ような時間ではないと判断される。

(4) 応力・ひずみ範囲の影響

応力やひずみ範囲が低くなってしまき裂先端の塑性域の寸法が結晶粒径より小さくなると、破面に結晶方位の影響が強くなってしま粒界破壊し易くなる¹⁵⁾。試験前後の硬さ分布を比較したものを図 4.4 に示す。内面付近には熱疲労の繰返し変形による加工硬化が現れている。加工硬化はひずみ範囲が大きいほど生じることから、図 4.3 の計算値の傾向と一致しており、曲げ応力が試験体に負荷されていたことを示唆している。したがって、き裂が板厚方向に進むにつれてき裂先端の塑性域が小さくなってしま粒界破壊したと推測される。もし、880 時間程度の短時間でクリープ破壊するような大きな膜応力が発生した場合には、粒界すべりで粒界三重点にくさび形の空洞が発生・連結して破壊するはずであるが、断面組織に微小き裂は観察されず、想定外の熱応力は発生していないと思わ

れる。ただし、曲げ応力によってき裂が板厚方向に成長すれば、き裂深さが板厚の中央部を越すと応力拡大係数が大きくなり、き裂先端の応力やひずみが増加して進展速度が速くなることから、板厚中央部～外面の進展後期においても粒界破壊し続ける理由は説明できない。

(5) Na 環境の影響

応力腐食割れによる粒界腐食や侵炭による脆化によって粒界破壊し易くなる。本試験の粒界破面は応力腐食割れの破壊形態に類似しているが、高純度の Na 環境下において配管内面から応力腐食割れが発生した事例は過去に無く、疲労特有のき裂輪郭などから脆性的な不安定破壊の可能性は低い。Na 中の腐食は主に酸素と炭素の含有量に依存するが、試験前の Na サンプリング分析により酸素濃度 6ppm、炭素濃度 2ppm 以下で不純物濃度が低かったことから、Na 環境がき裂進展に与える影響は小さいと思われる。

(6) 材質劣化の影響

試験体は高温系に設置されているため、試験前には 12～24 時間に亘って 600°C に加熱される。この温度域では、結晶粒界への炭化物の析出による鋭敏化が懸念されるが、600°Cにおいて SUS304 鋼の結晶粒界に M₂₃C₆ 型炭化物が析出を開始する時間は約 60 時間以上であることから¹³⁾、試験前に顕著な材質劣化が生じたとは考え難い。なお、平均温度 425°C の析出時間は 5,000 時間を超えることから、試験中でも材質劣化して強度や耐食性を低下させた可能性は低いと思われる。

以上、それぞれの影響因子について述べたが、本試験でき裂進展が粒内→粒界に移行した現象は、上記(2)で述べた内面から内部へのひずみ速度の低下と、上記(4)の応力・ひずみ範囲の低下に伴うき裂先端における塑性域の減少、が有力な要因と思われる。本報告では、先行して実施した上記(2)のひずみ速度の影響について述べることにする。

粒内と粒界の強度とひずみ速度には図 4.5 に示すような関係があると仮定すると、両者の強度は、ひずみ速度に対する依存性が異なっており、各ひずみ速度レベルにおいて弱い方の部分で破壊することになる。例えば、引張試験のようにひずみ速度が大きい場合には粒内破壊、長時間クリープ試験のようにひずみ速度が小さい場合には粒界破壊となり、粒内と粒界の交点に位置する遷移速度を境界にして、き裂進展モードに違いが生じる。本試験では、き裂が内面から板厚内部に進むに従ってひずみ速度の低下が顕著となり、途中で遷移速度を超えたために、き裂進展モードが粒内型から粒界型へ変化したと考えられる。

そこで、試験体の軸方向から採取した平行部 6mm φ の試験片を用いて、熱疲労試験に近い条件で大気中疲労試験を実施し、ひずみ速度の影響でき裂進展モードを変化させることを試みた。疲労試験は、JIS Z 2279 に準拠して、株東京衡機製の電気油圧式疲労試験機 PC-63 を用いて実施した。制御方式は平均ひずみ“零”の定ひずみ制御で、負荷波形が三角波、試験温度は熱疲労試験の平均温度 425°C とした。ひずみ範囲は 0.5% に設定して、試験体上流部の内面で発生すると推測される値にした。ひずみ速度は試験

体の内面と板厚内部を想定して、第 1 ステップは 0.05%/sec でき裂を発生させ、第 2 ステップでは 0.01%/sec に、第 3 ステップでは 0.005%/sec に切り替えてき裂先端の変形速度を遅くした。それぞれのサイクル数は、第 1 ステップで 32218 回、第 2 ステップで 863 回、第 3 ステップで 273 回とし、引張ピーク荷重が 50%低下した時点で試験を終了した。試験後に走査型電子顕微鏡で破面観察した結果を写真 4.3 に示す。全ての破面にはストライエーションが形成されており、クリープ効果が現れ難い 425°C の温度域では、ひずみ速度を低下させるだけでは粒界破壊しないことを確認した。熱過渡試験のように温度と応力・ひずみが複雑に変化する状態を、単純な機械試験で再現することは困難であり、影響因子の相互作用によって進展モードが変化したことと考えられる。本試験に不確定要素がなく、目標通りの熱荷重条件によって試験体にき裂を発生・進展させたことを実証するには、どのようなメカニズムによって低温・短時間の条件下で粒界破壊したのか明らかにする必要があることから、今後も現象解明に向けて検討を進めることとする。

5. 結言

本研究では、温度変動の周波数効果を取り入れた高サイクル熱疲労評価法の検証データを取得することを目的として、高サイクル熱疲労試験装置（SPECTRA）を用いて周期 20 秒の正弦波温度変動試験を実施した。試験体は、内径 66.9mm、板厚 11.1mm、全長 1600mm の SUS304 鋼管を使用し、管内の Na 流量を 300L/min に保持しながら、Na 温度を平均 425°C、振幅 200°C で正弦波状に制御した。得られた結果を以下に述べる。

- (1) SPECTRA により周期 20 秒の温度変動を試験体に与えて、評価法の検証に有効な強度データを得ることができた。き裂は約 157,150 サイクルで試験体を貫通した。
- (2) 試験中断時と終了時のき裂計測には、超音波探傷検査（UT）が有効であることがわかった。放射線透過検査（RT）では、試験体に発生する疲労き裂を検出できないことを確認した。
- (3) 試験体上流部の内面には軸方向に沿ったき裂が多く観察された。大気中疲労試験により試験体の軸方向と周方向に強度差があることを確認し、高サイクル側では異方性の影響が現れ易いために、き裂が軸方向に分布したことを明らかにした。
- (4) き裂発生境界は、き裂（個数、深さ）と軸方向距離の相関から求めた近似曲線により、試験体上流部テーパー端から約 430mm 下流の位置にあると推測した。
- (5) 内面から発生したき裂は、1~2mm 深さまで粒内を進展するが、その後は粒界に沿って進展する。き裂進展モードが粒内型から粒界型に変化した原因を調査するため、ひずみ速度を模擬した大気中疲労試験を行ったが、粒界破壊を再現させることはできなかった。
- (6) 粒内破面の一部にはストライエーションが形成されたが、粒界破面では観察されなかつた。

今後は、周期 2 秒、5 秒、10 秒、40 秒の正弦波温度変動試験を実施し、周波数応答性が構造材のき裂発生と進展挙動に与える影響を確認する予定である。

6. 謝辞

本試験を遂行するにあたり、試験条件の設定を行って頂いた構造信頼研究 Gr の笠原直人 Gr リーダー、川崎信史副主研、安藤昌教研究員に感謝いたします。また、大気中疲労試験を実施して頂いた新技術開発試験 Gr の加藤章一副主任技術員、小高進氏、高森裕二氏、そして金属組織観察において技術的な助言をして頂いた新技術開発試験 Gr の鴨川浩一氏に感謝いたします。

参考文献

- (1) 村松壽晴、他：“サーマルストライピングに関する研究の現状と今後の研究計画”、サイクル機構技術資料、JNC TN9400 2000-010、(2000)
- (2) 長谷部慎一、他：“高サイクル熱疲労特性に関する試験研究 高サイクル熱疲労試験装置の概要と試験計画”、サイクル機構技術資料、JNC TN9400 2003-004、(2003)
- (3) 長谷部慎一、他：“高速炉における高サイクル熱疲労に関する研究(4) 热疲労 Na 試験装置の開発”、日本機械学会 2003 年度年次大会講演論文集、Vol.III P211、(2003)
- (4) 笠原直人、高正英樹：“流体温度の多次元空間ゆらぎに対する接液構造物の周波数応答関数”、サイクル機構技術資料、JNC TN9400 2001-085、(2001)
- (5) 安藤昌教、他：“高速炉における高サイクル熱疲労に関する研究(4) 热疲労 Na 試験の予備解析評価”、日本機械学会 2003 年度年次大会講演論文集、Vol.III P213、(2003)
- (6) 渡土克己、他：“もんじゅ原子炉容器モデル熱過渡強度試験 第 3 報 热過渡強度試験”、サイクル機構技術資料、PNC TN9410 86-035、(1986)
- (7) 石崎公人、他：“SUS304 鋼の熱疲労試験”、サイクル機構技術資料、PNC TN9410 89-101、(1989)
- (8) 菊池政之、梅田寿雄：“溶接容器型モデル熱過渡強度試験 第 7 報 供試体解体検査結果”、サイクル機構技術資料、PNC TN9410 94-203、(1994)
- (9) 平野正敦、他：“高温ナトリウム中における SUS304 鋼の低サイクル疲労特性(III) 450°C ナトリウム中試験”、サイクル機構技術資料、PNC ZN941 78-144、(1978)
- (10) 平野正敦、他：“高温ナトリウム中における SUS304 鋼の低サイクル疲労特性(IV) 650°C ナトリウム中試験”、サイクル機構技術資料、PNC ZN941 80-96、(1980)
- (11) 北尾幸市、他：“高温ナトリウム中における SUS304 鋼の低サイクル疲労特性(V) ナトリウム中低歪速度試験”、サイクル機構技術資料、PNC ZN941 85-49、(1985)
- (12) 加藤信一郎、他：“SUS304 鋼の高温流動ナトリウム中における低サイクル疲労特性”、日本材料学会 材料 第 37 卷 第 414 号 P82、(1988)
- (13) ステンレス鋼協会：“ステンレス鋼便覧 第 3 版”、日刊工業新聞社、(1994)
- (14) 動力炉・核燃料開発事業団：“解説 高速原型炉第 1 種機器の高温構造設計方針”、(1984)
- (15) 小寺沢良一：“フラクトグラフとその応用”、日刊工業新聞社、(1981)

表2.1 試験体の化学成分、引張特性および製造工程

化学成分

		(Wt%)							結晶粒度
規格値		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	
分析値	溶鋼分析	≤0.08	≤1.0	≤2.0	≤0.04	≤0.03	18.0~20.0	8.0~11.0	—
		0.05	0.4	1.81	0.028	0.003	18.33	8.40	5.5

引張特性

	試験温度 (°C)	方向	0.2%耐力 (N/mm ²)	引張強さ (N/mm ²)	破断伸び (%)
規格値	室温	L	≥205	≥520	≥35
試験結果			276	579	65

製造工程



熱処理条件 1100°C × 5min → W.Q.

表4.1 大気中疲労試験結果

材料	採集方向	試験片番号	試験温度 (°C)	歪速度 (%/sec)	全歪範囲 (%)	弾性歪範囲 (%)	塑性歪範囲 (%)	最大応力 (Mpa)	最小応力 (Mpa)	応力範囲 (Mpa)	破損繰り返し数 (cycles)	破損 位置
SUS304鋼管 試験体	軸方向	T	425	0.1	0.50	0.25	0.25	201	-202	403	> 40300	-
	周方向	C	425	0.1	0.50	0.25	0.25	212	-198	410	30212	B

破損繰り返し数は、引張ピーク応力がほぼ一定となる疲労寿命中期の値から25%低下した時点の回数とする。

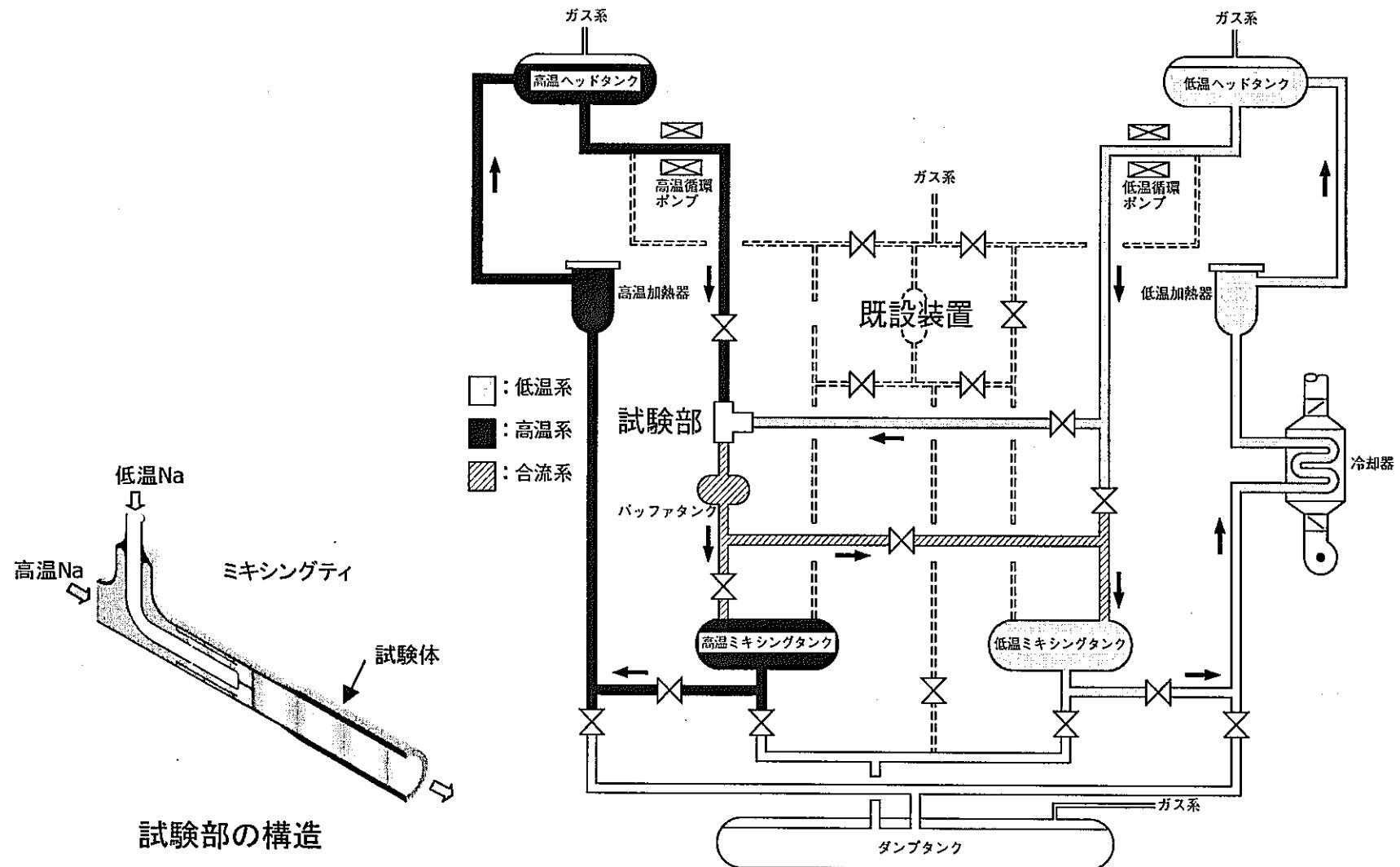


図2.1 SPECTRAの系統図

試験体硬さ測定

肉厚中央
距離 硬さ(1)
0.58 131.2

1.08
1.58
2.08
2.58
3.08
3.58
4.08
4.58
5.08
5.58
6.08
6.58
7.08
7.58
8.08
8.58
9.08
9.58
10.08
10.58

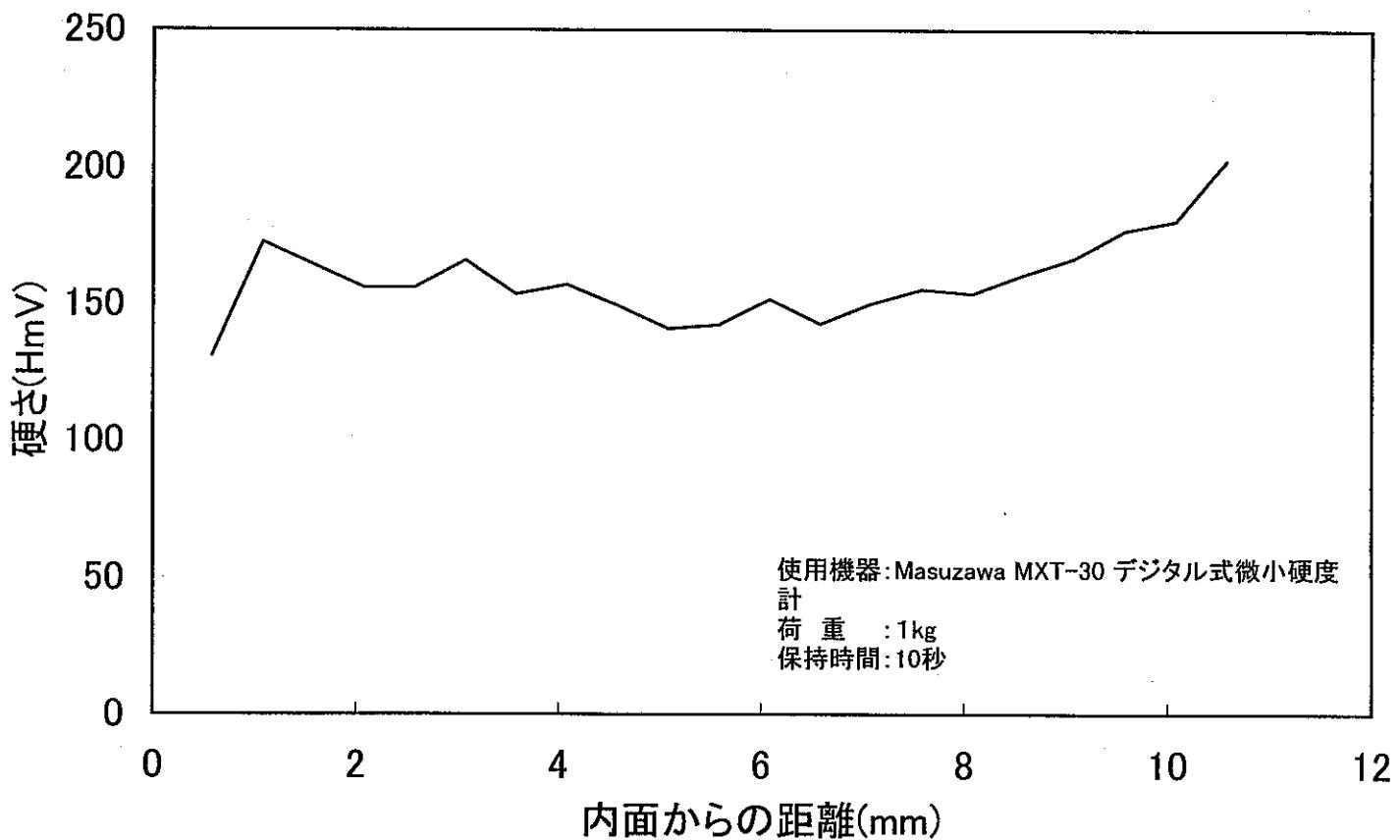


図2.2 板厚方向断面の硬さ分布

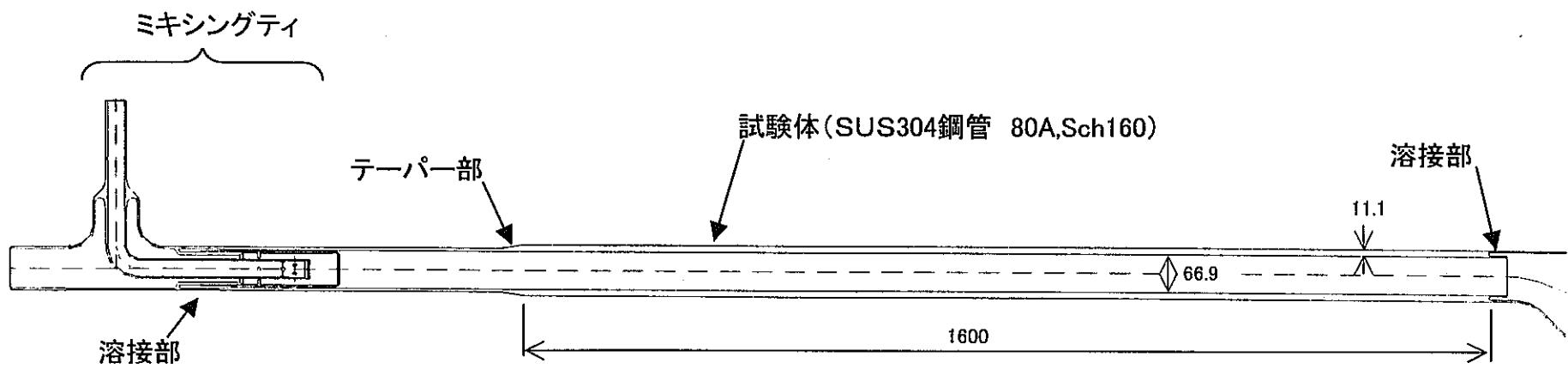
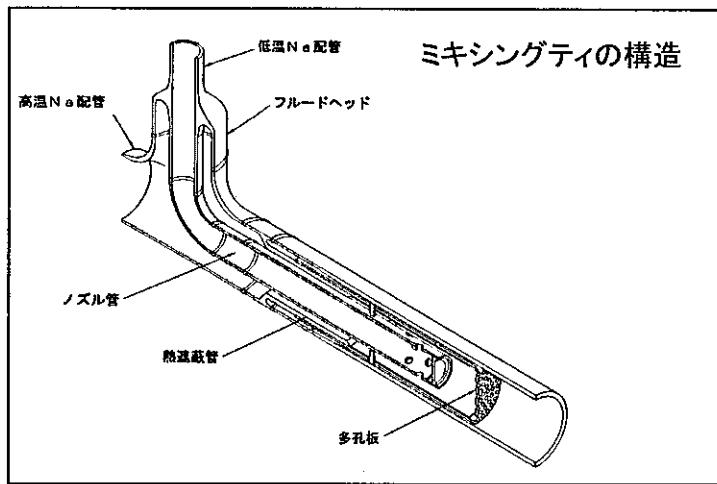


図2.3 試験部の構造

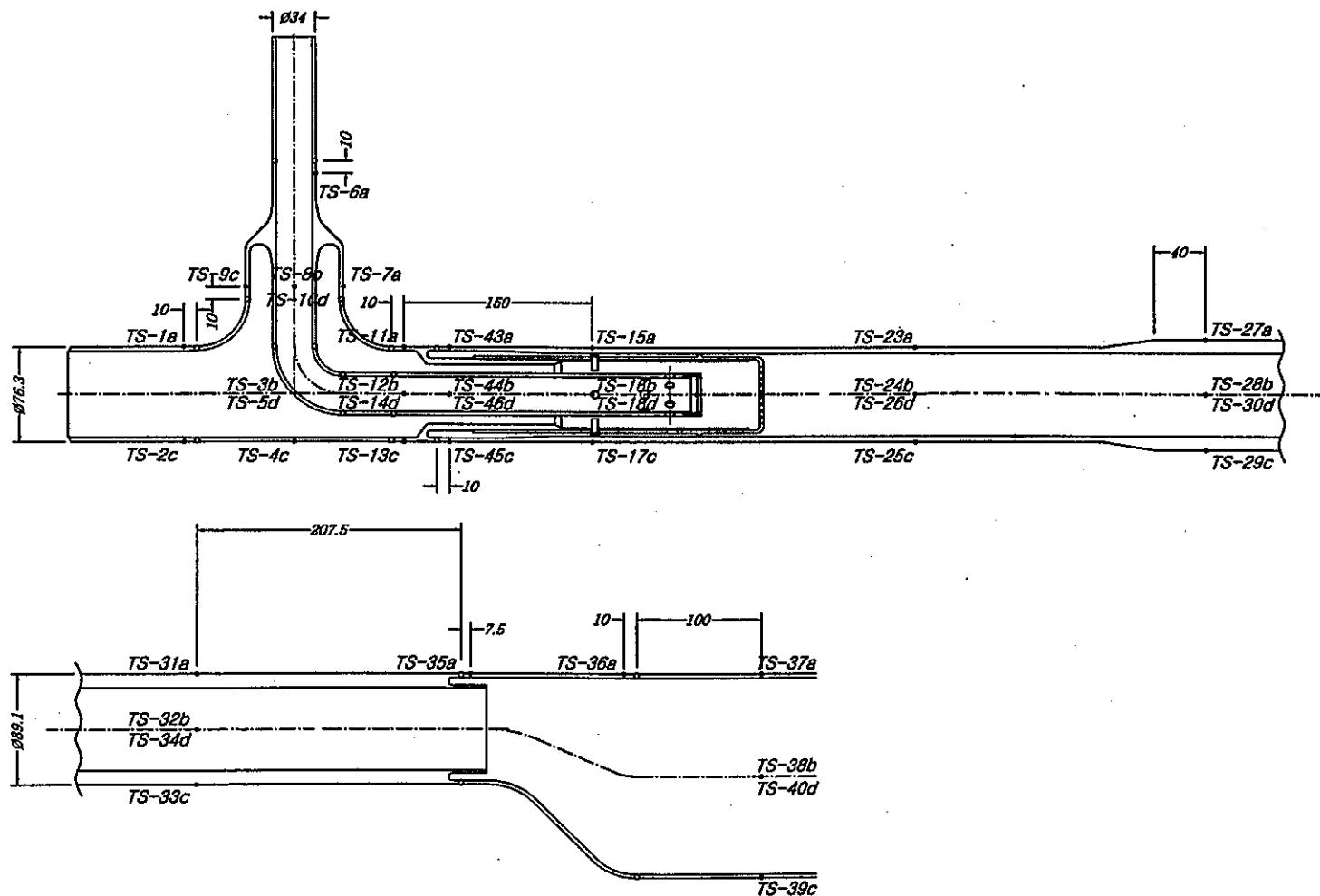
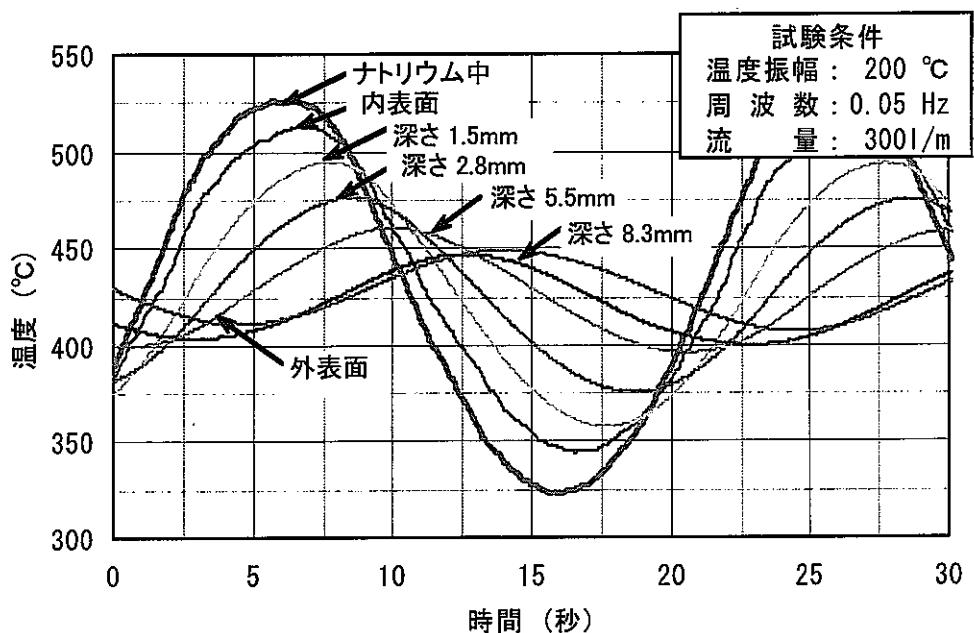
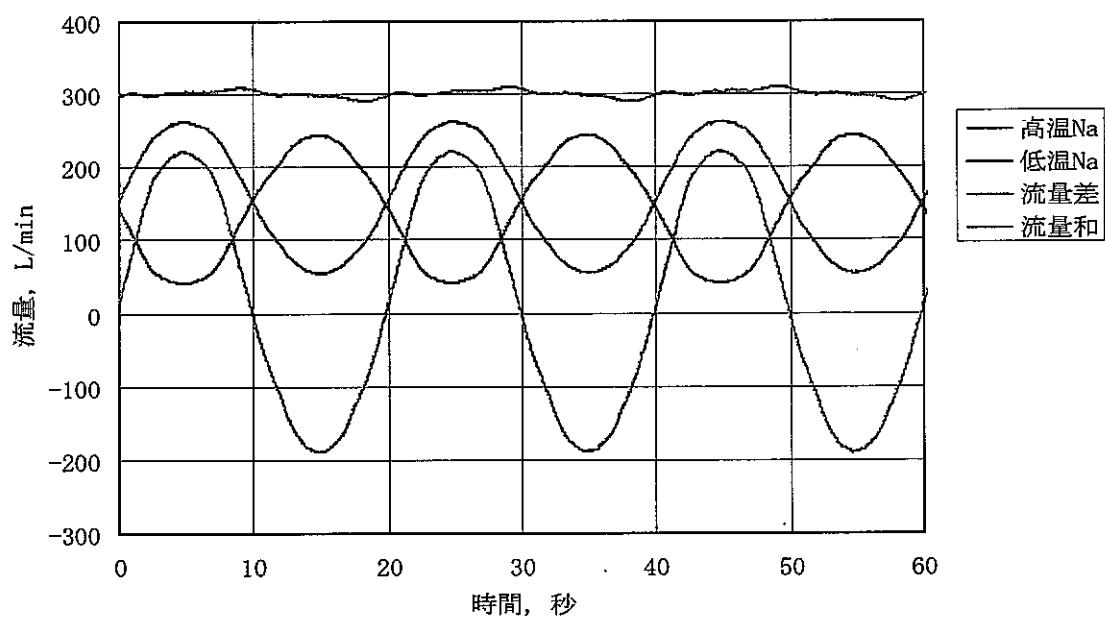


図2.4 試験部表面の熱電対取付け位置



Na中および試験体の温度変動



Na流量変動

図2.5 試験体上流部の温度とNa流量の変動特性

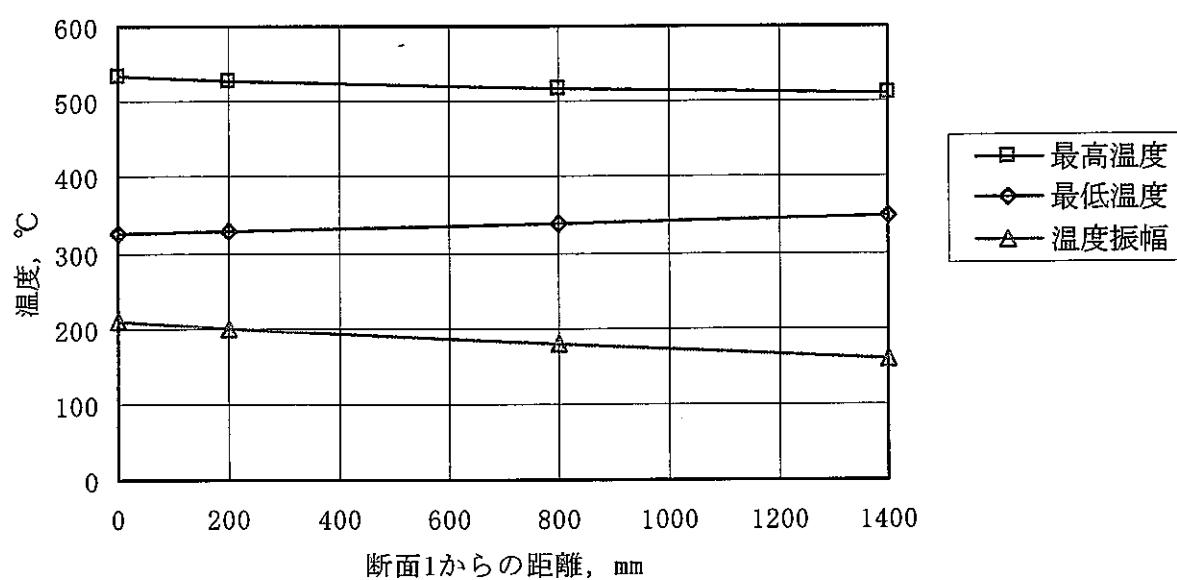
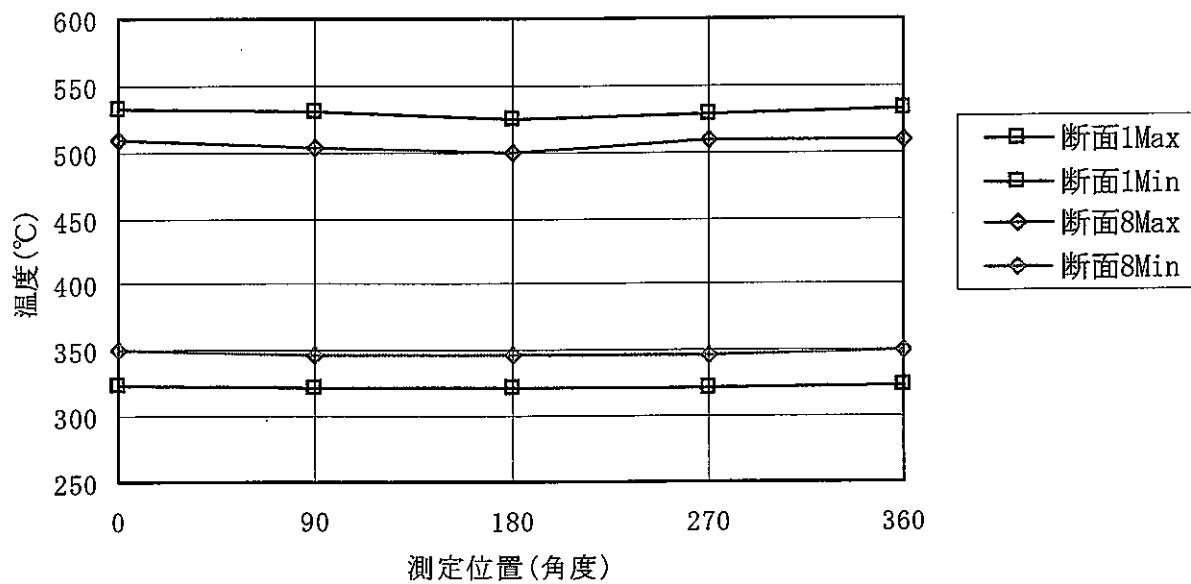


図2.6 試験体の周方向と軸方向の温度分布

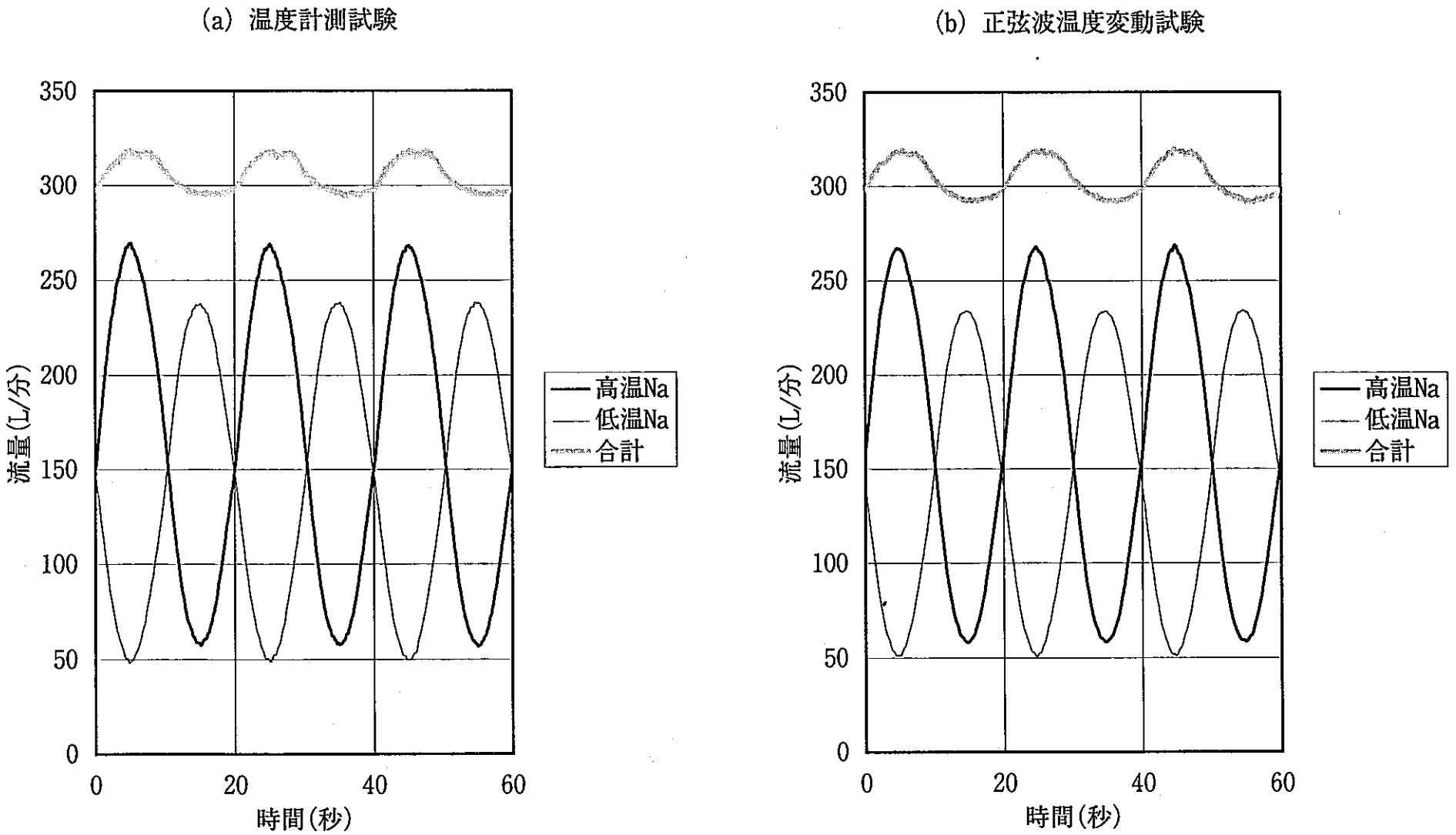


図2.7 Na流量変動の比較

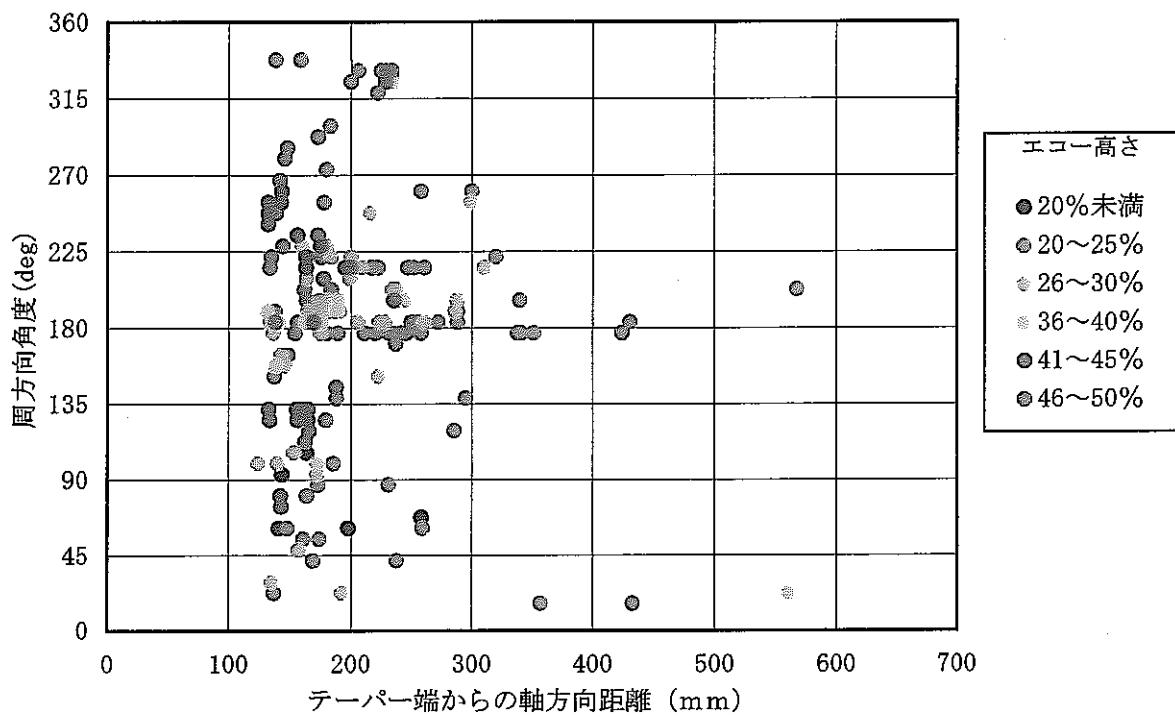


図2.8 周方向縦波入射による超音波探傷結果

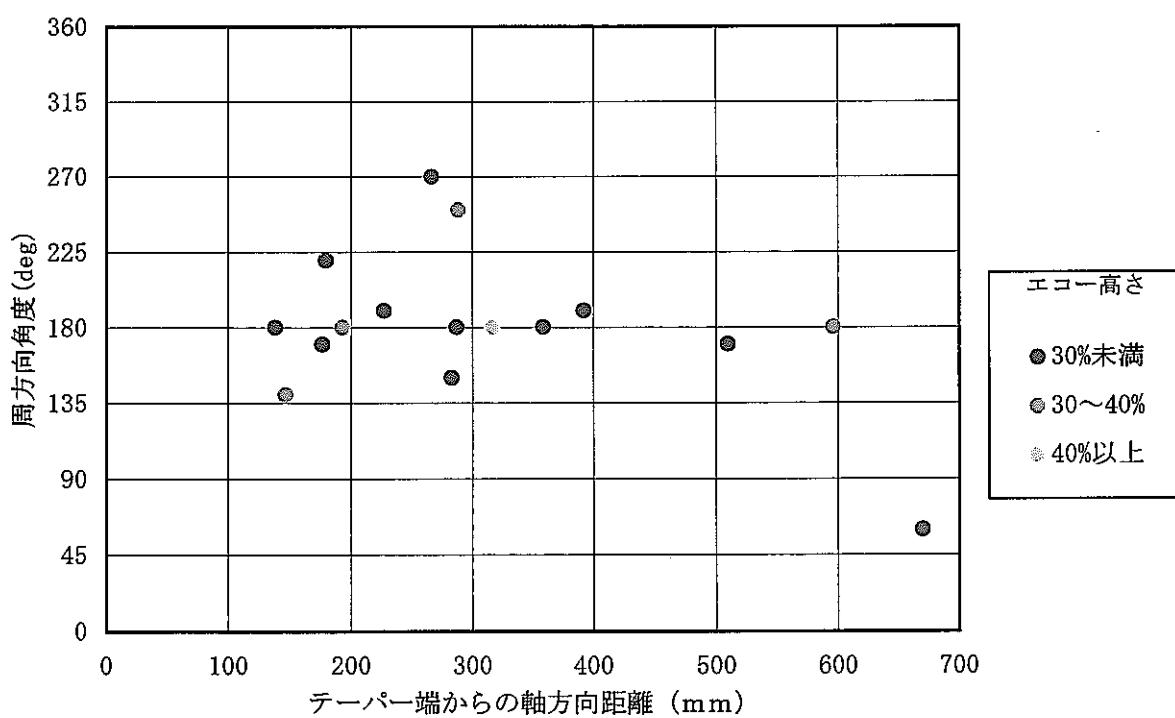


図2.9 軸方向縦波入射による超音波探傷結果

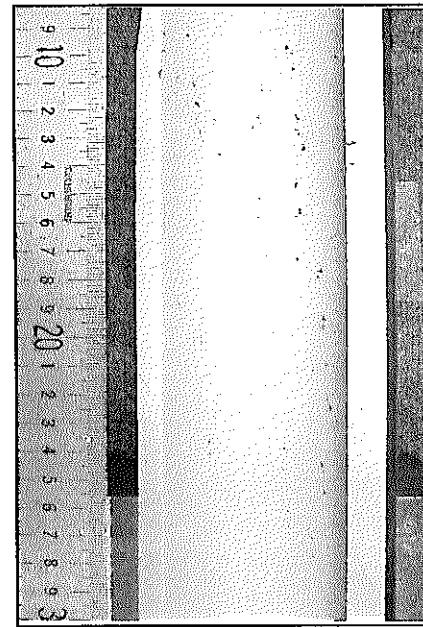
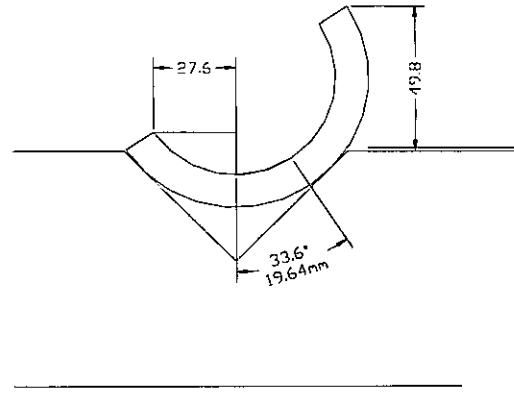
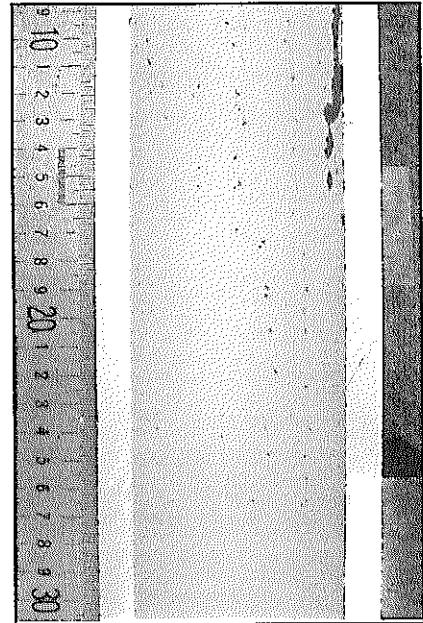
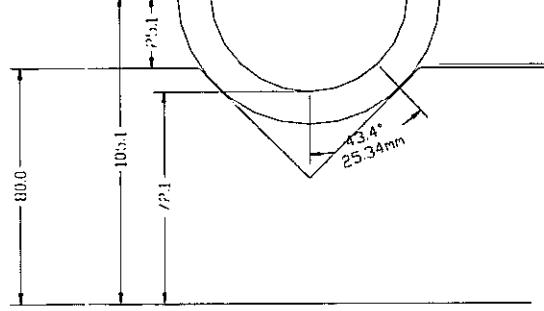
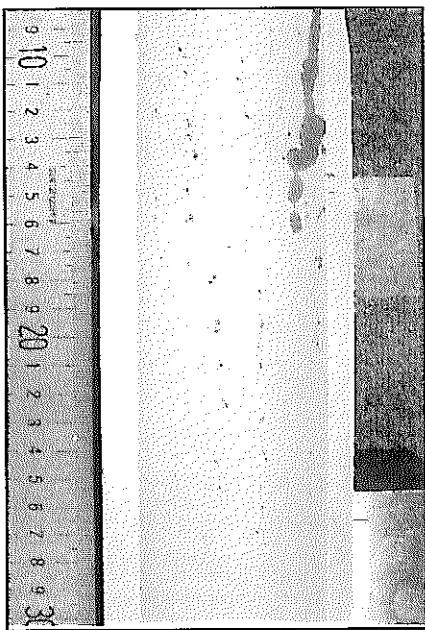
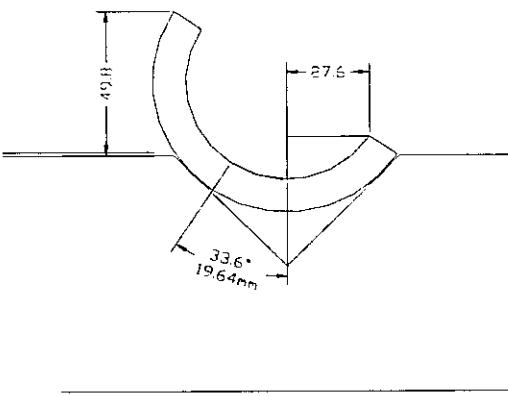


図3.1 内面P-T写真的撮影方法説明図

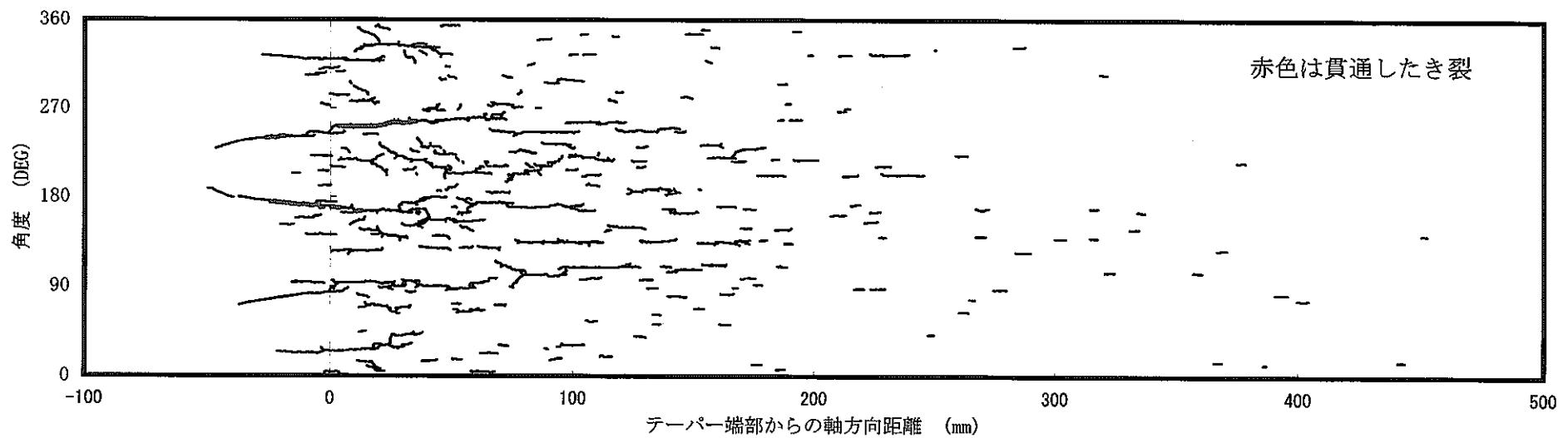


図3.2 試験体内面のき裂分布

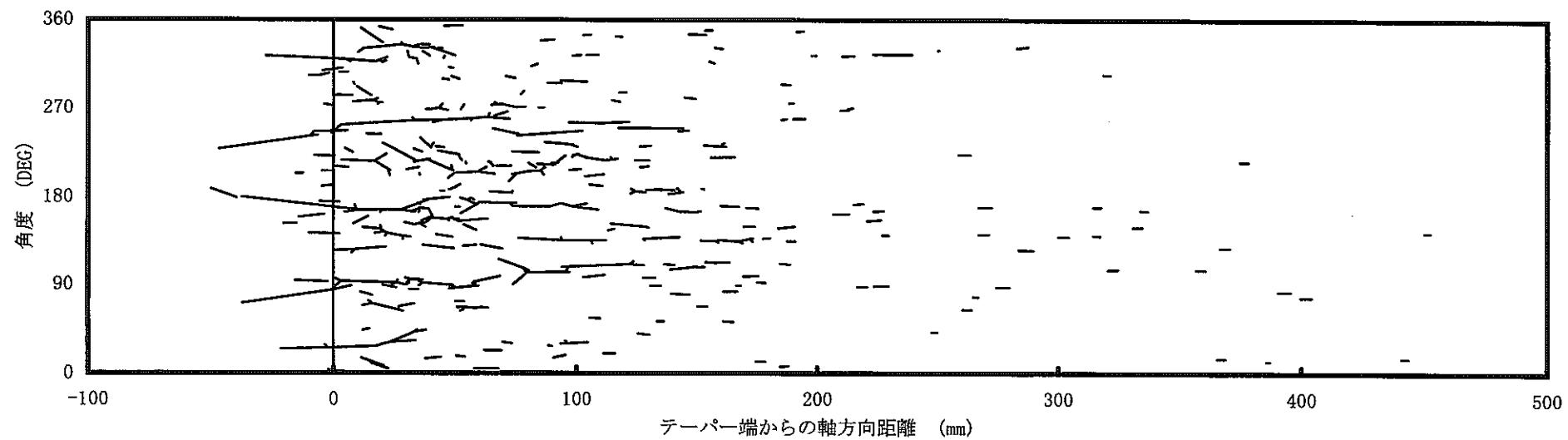


図3.3 直線化した試験体内面のき裂分布

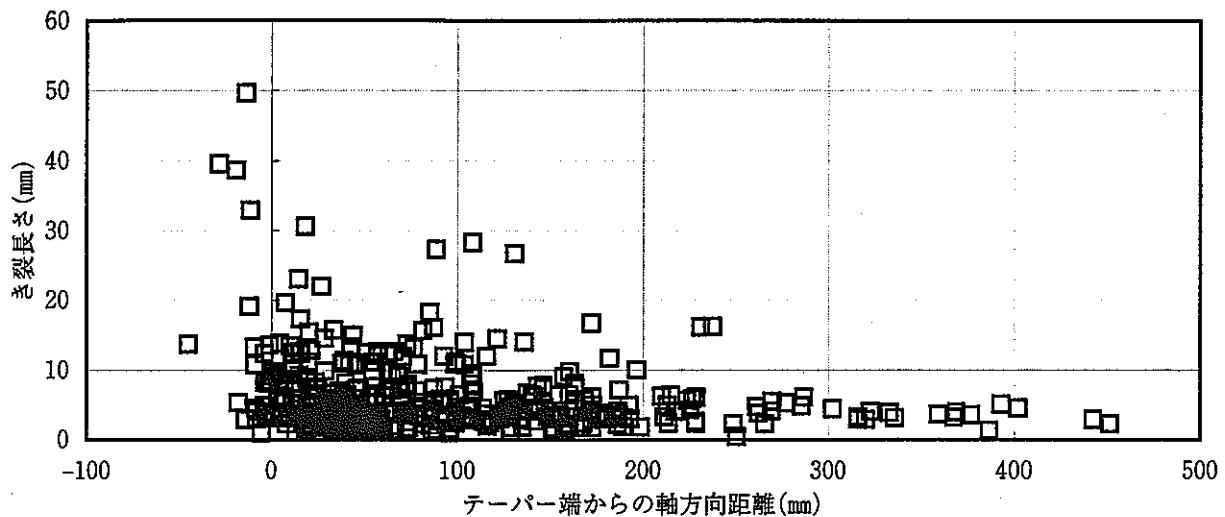


図3.4 試験体内部のき裂長さ分布

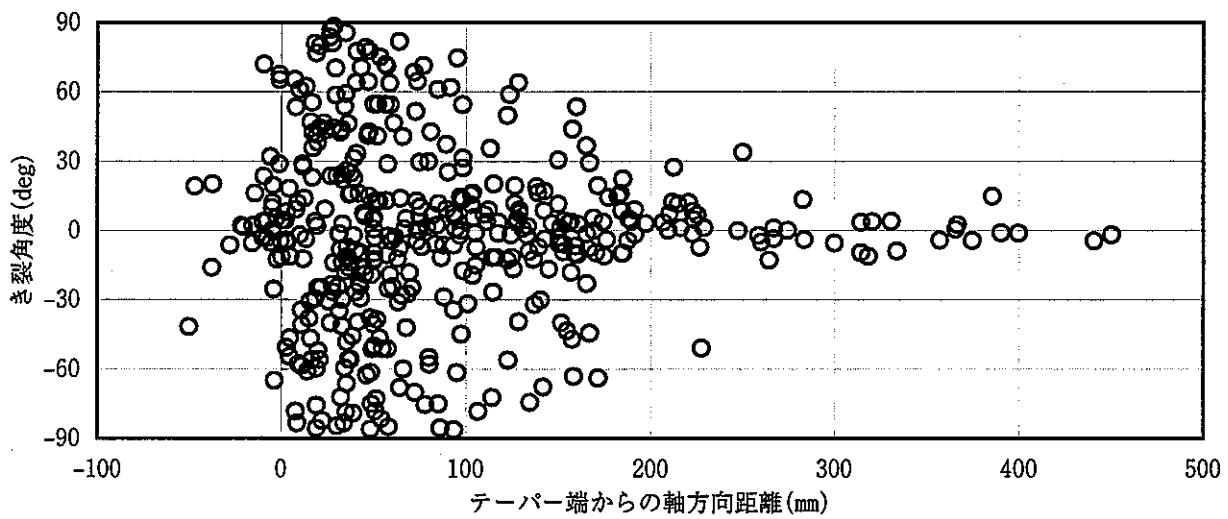


図3.5 試験体内部のき裂角度の分布

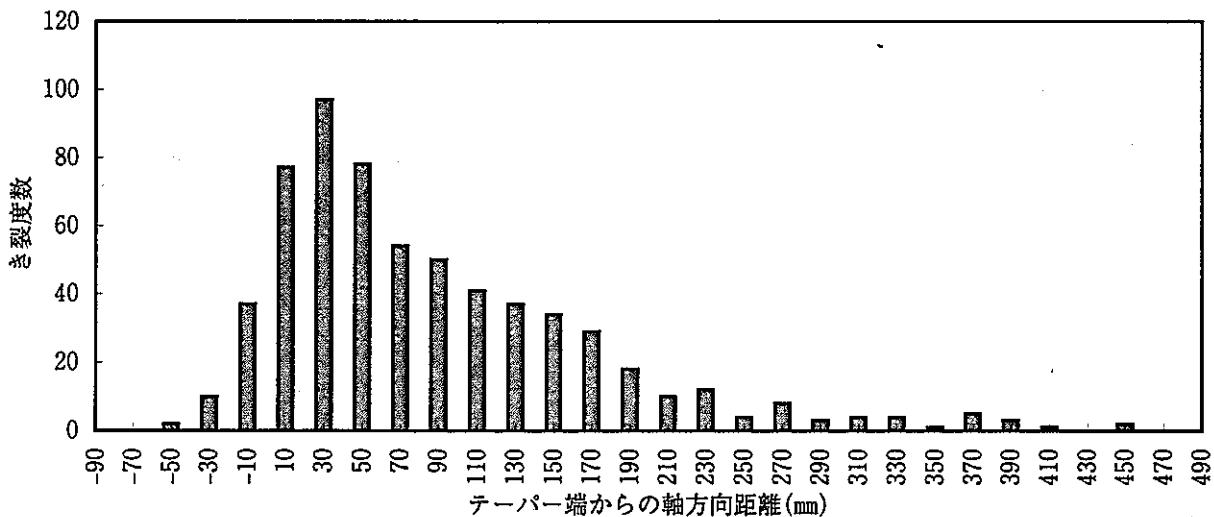


図3.6 試験体内部のき裂密度分布

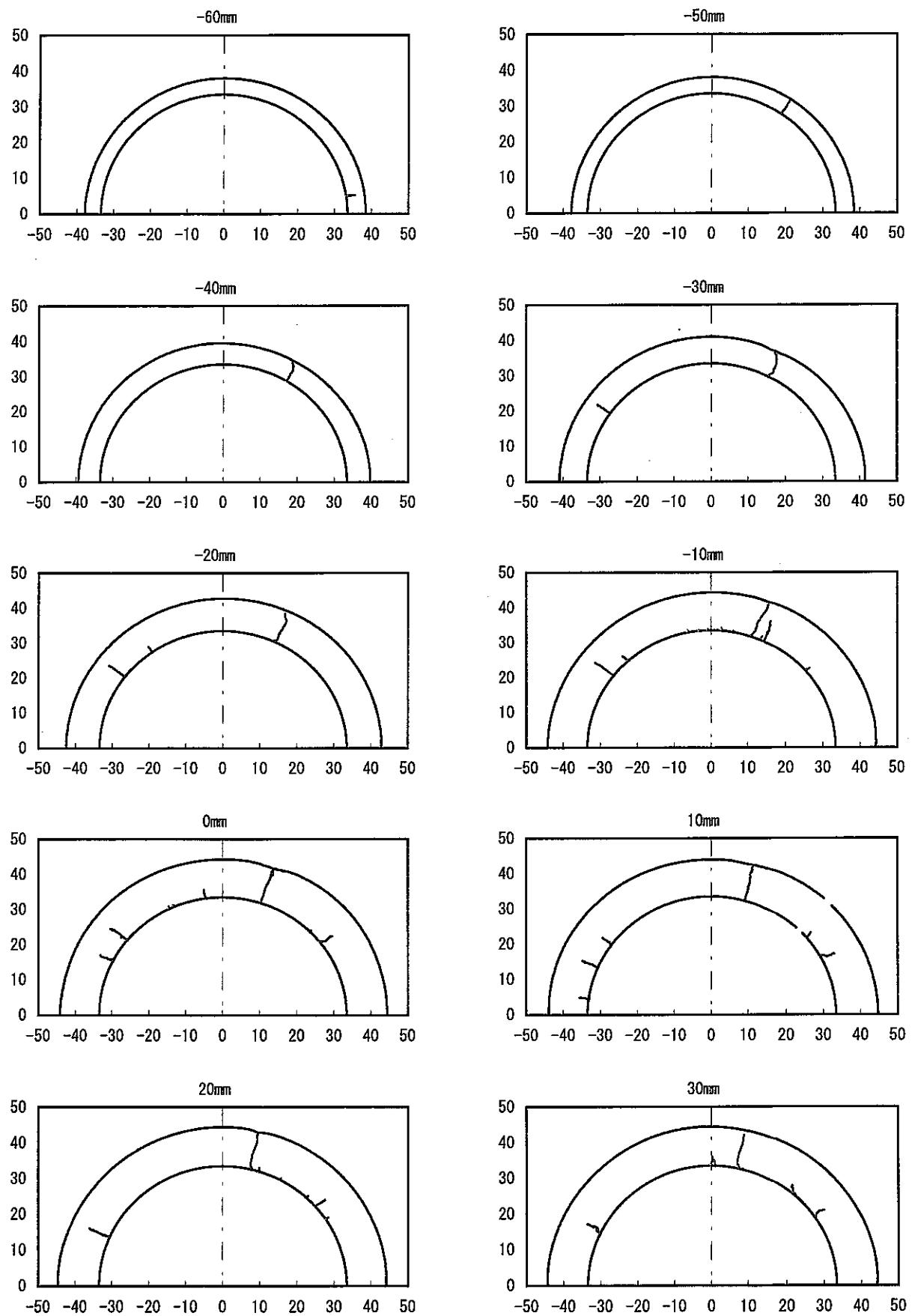
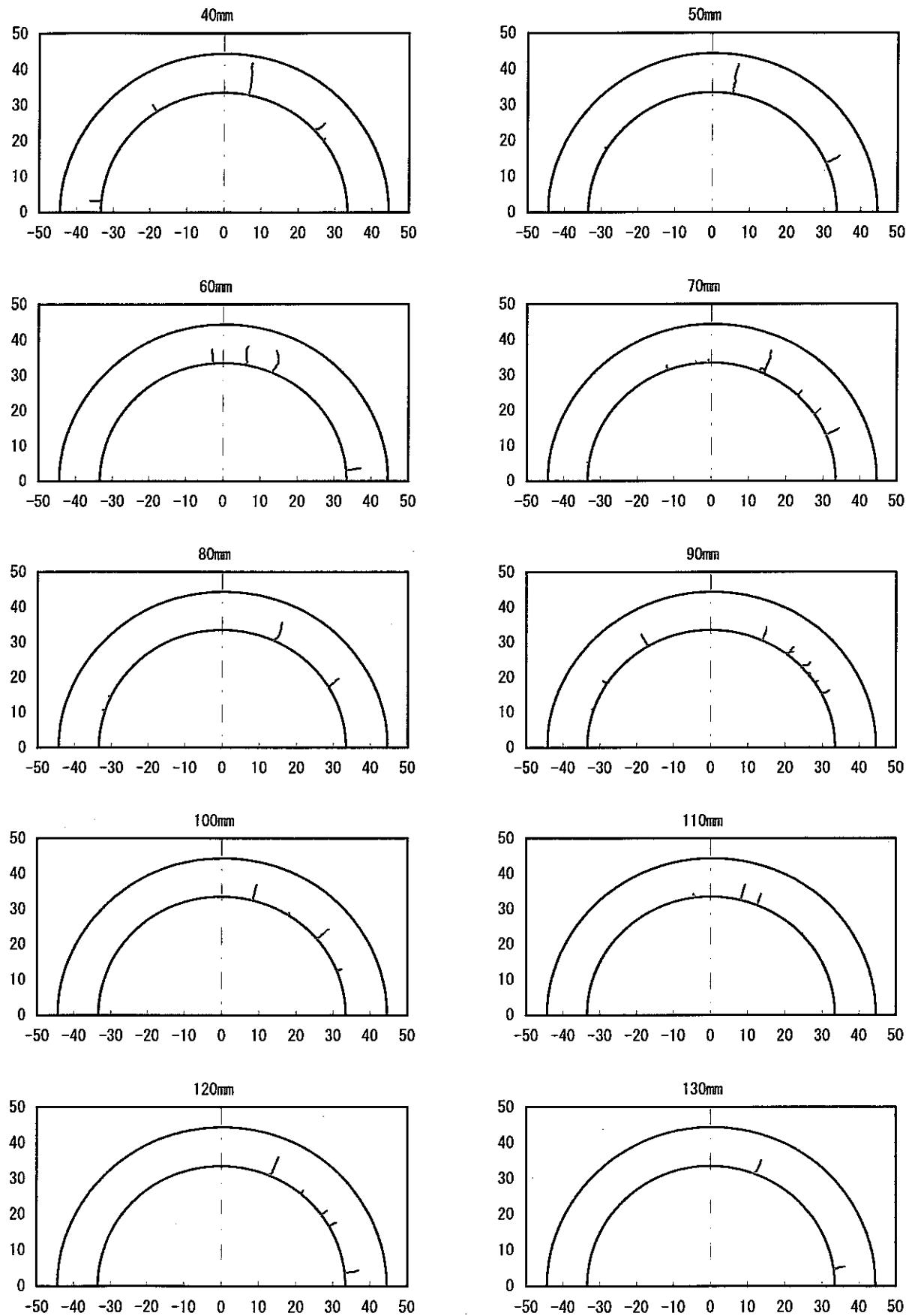


図3.7 試験体断面のき裂進展状況(1)

(目盛単位 : mm)



(目盛単位 : mm)

図3.8 試験体断面のき裂進展状況(2)

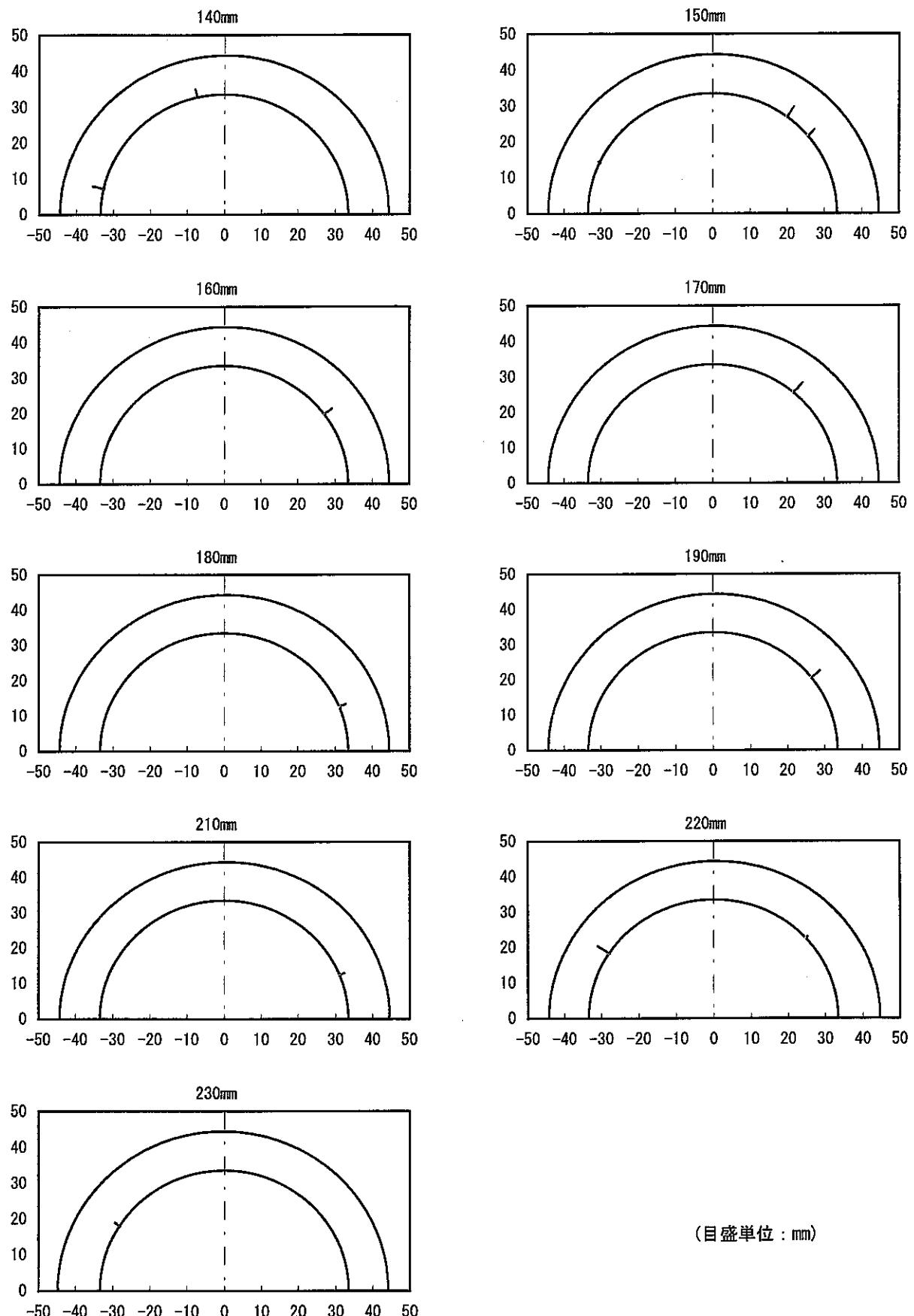


図3.9 試験体断面のき裂進展状況(3)

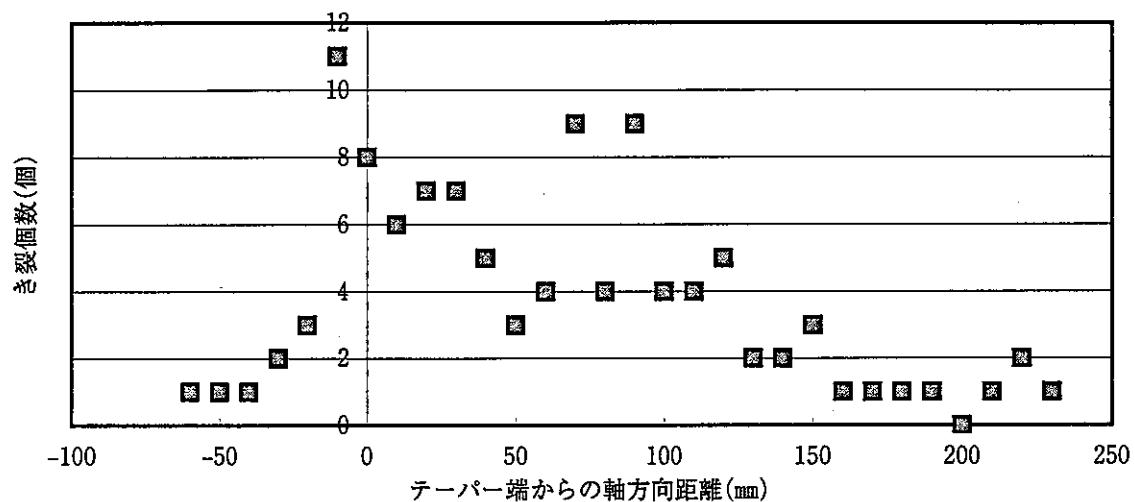


図3.10 き裂個数の軸方向分布

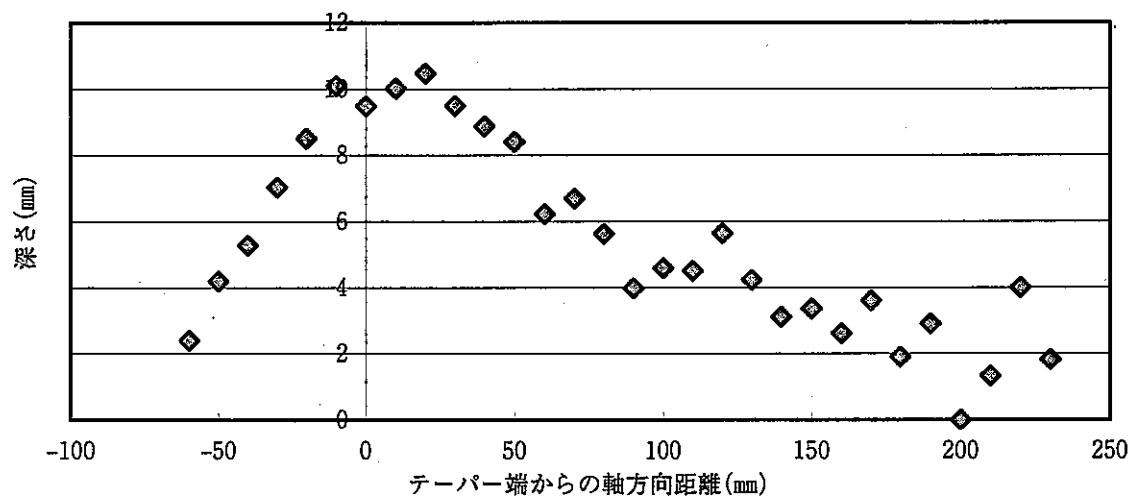


図3.11 最大き裂深さの軸方向分布

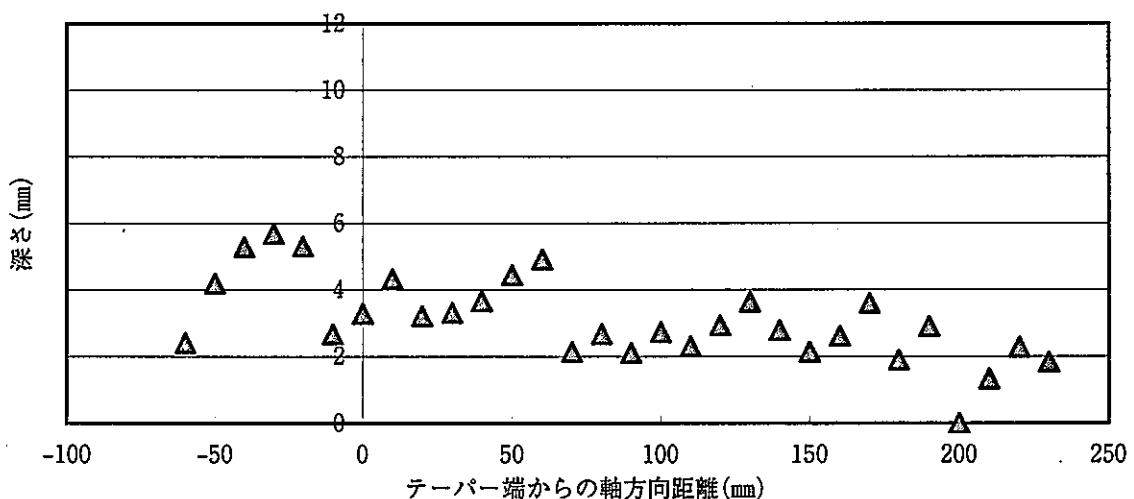


図3.12 平均き裂深さの軸方向分布

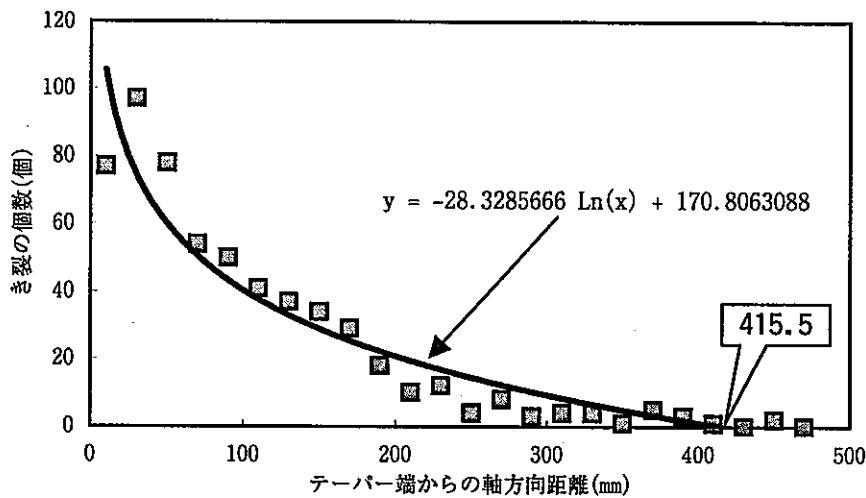


図3.13 内面のき裂個数分布の近似

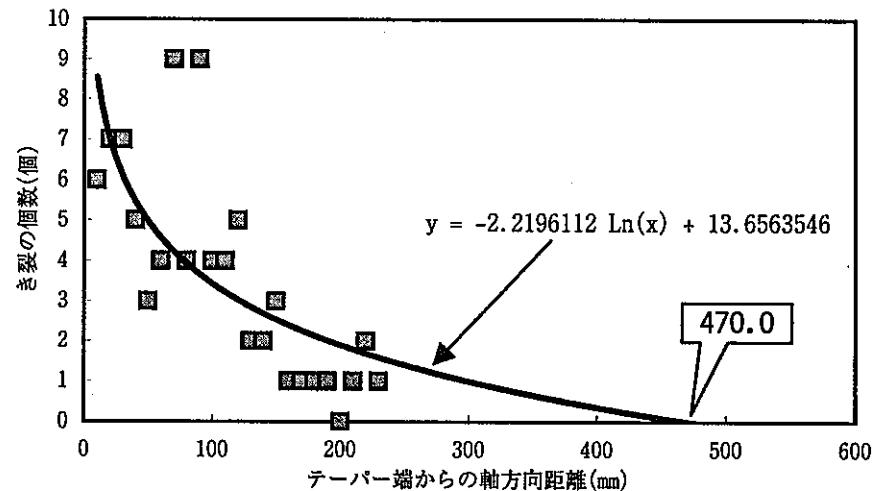


図3.14 断面のき裂個数分布の近似

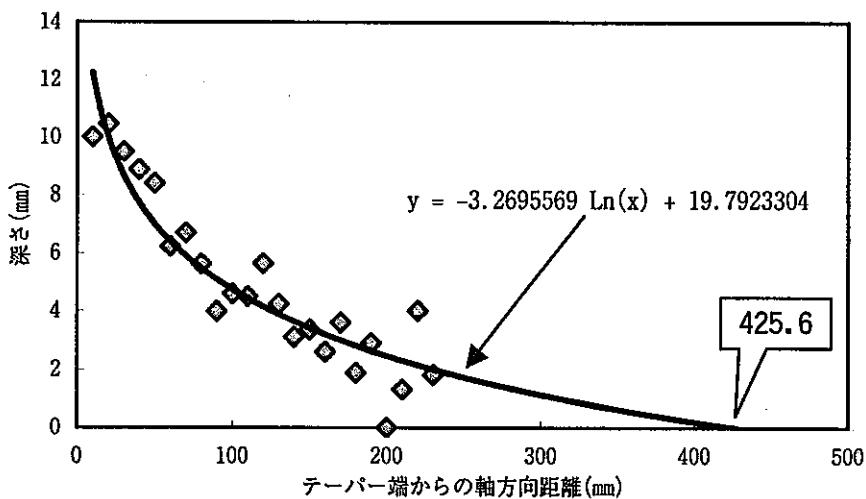


図3.15 最大き裂深さ分布の近似

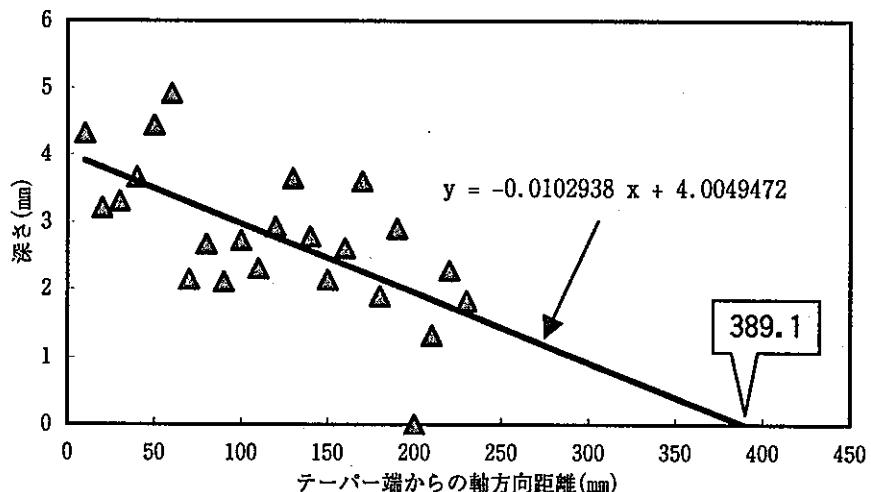


図3.16 平均き裂深さ分布の近似

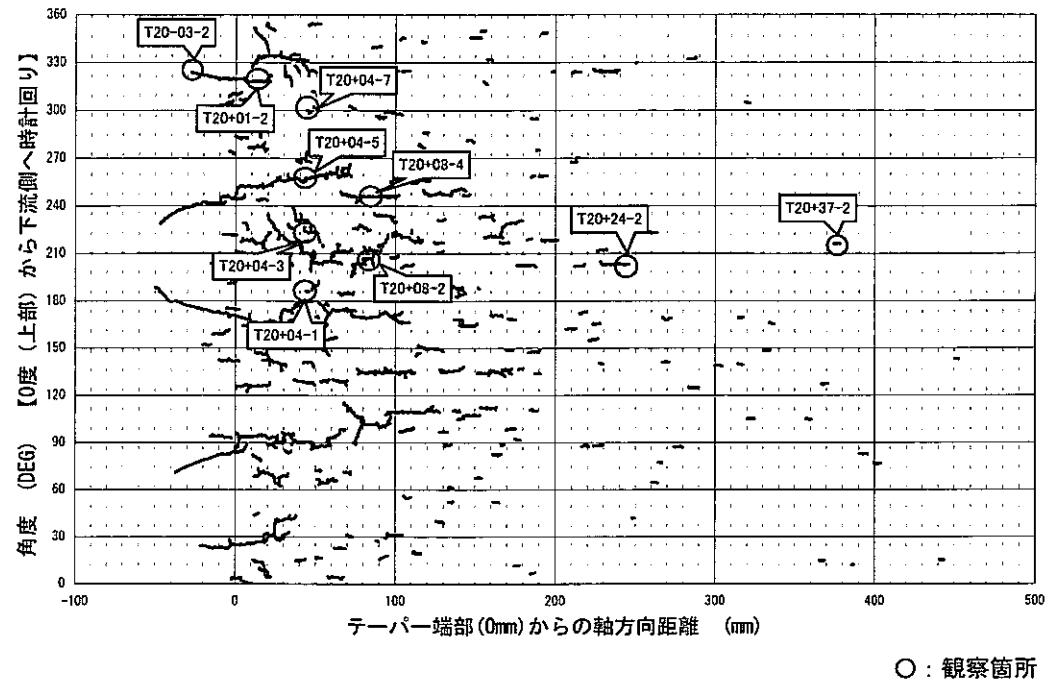


図3.17 光学顕微鏡の観察箇所

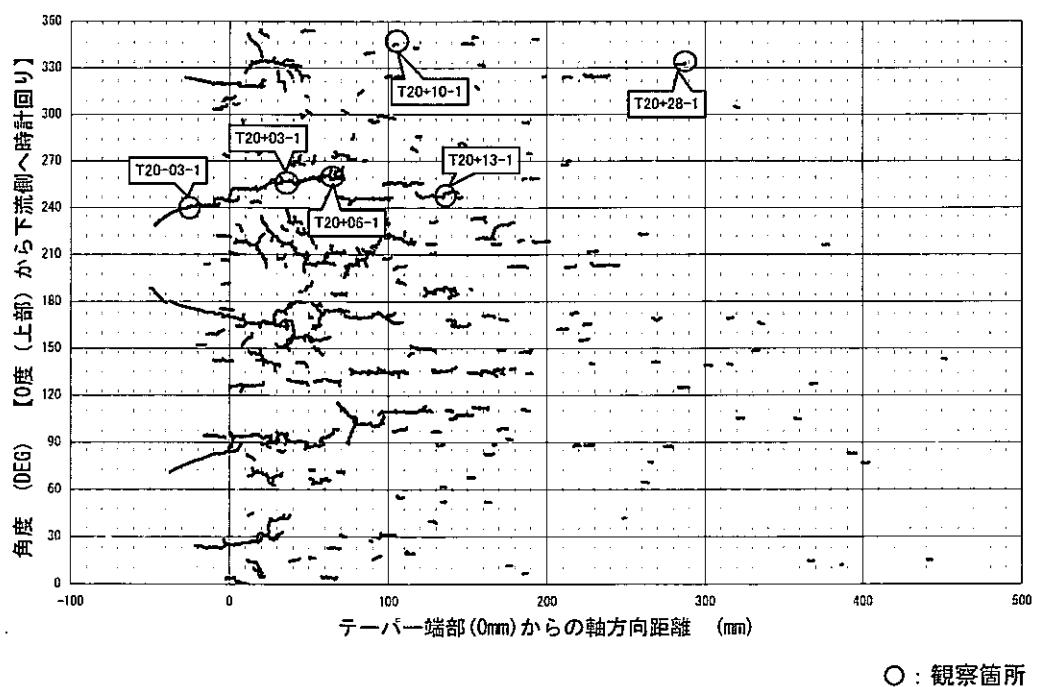
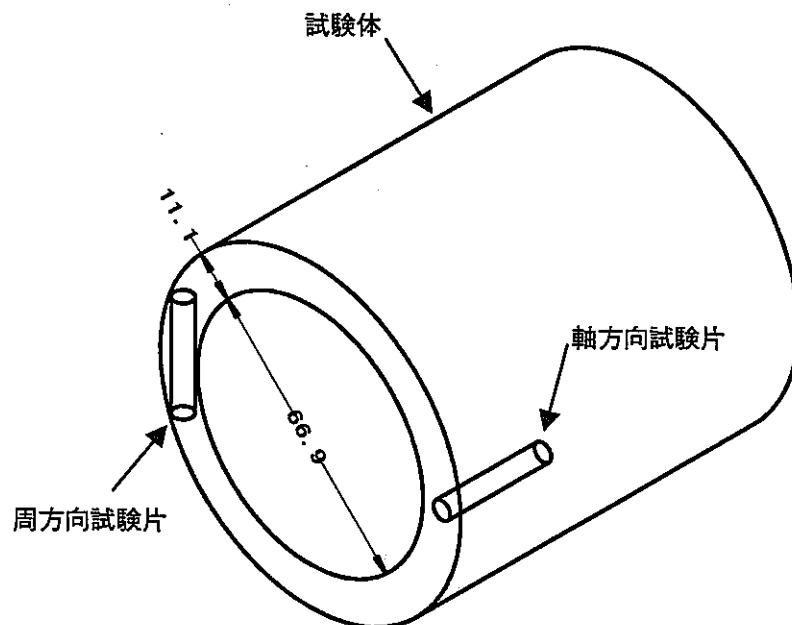
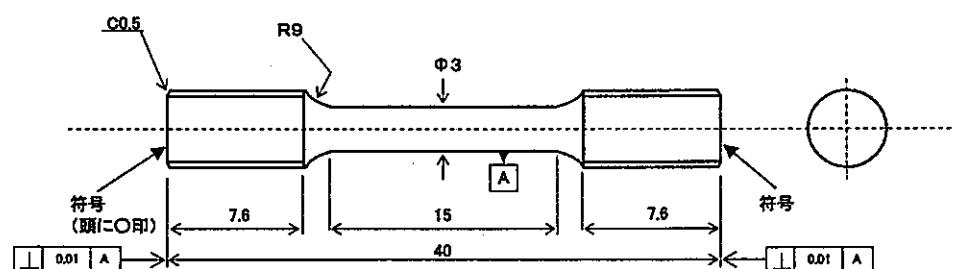


図3.18 走査型電子顕微鏡の観察箇所



試験片の採取要領



試験片の寸法形状

図4.1 小型試験片の採取要領および寸法形状

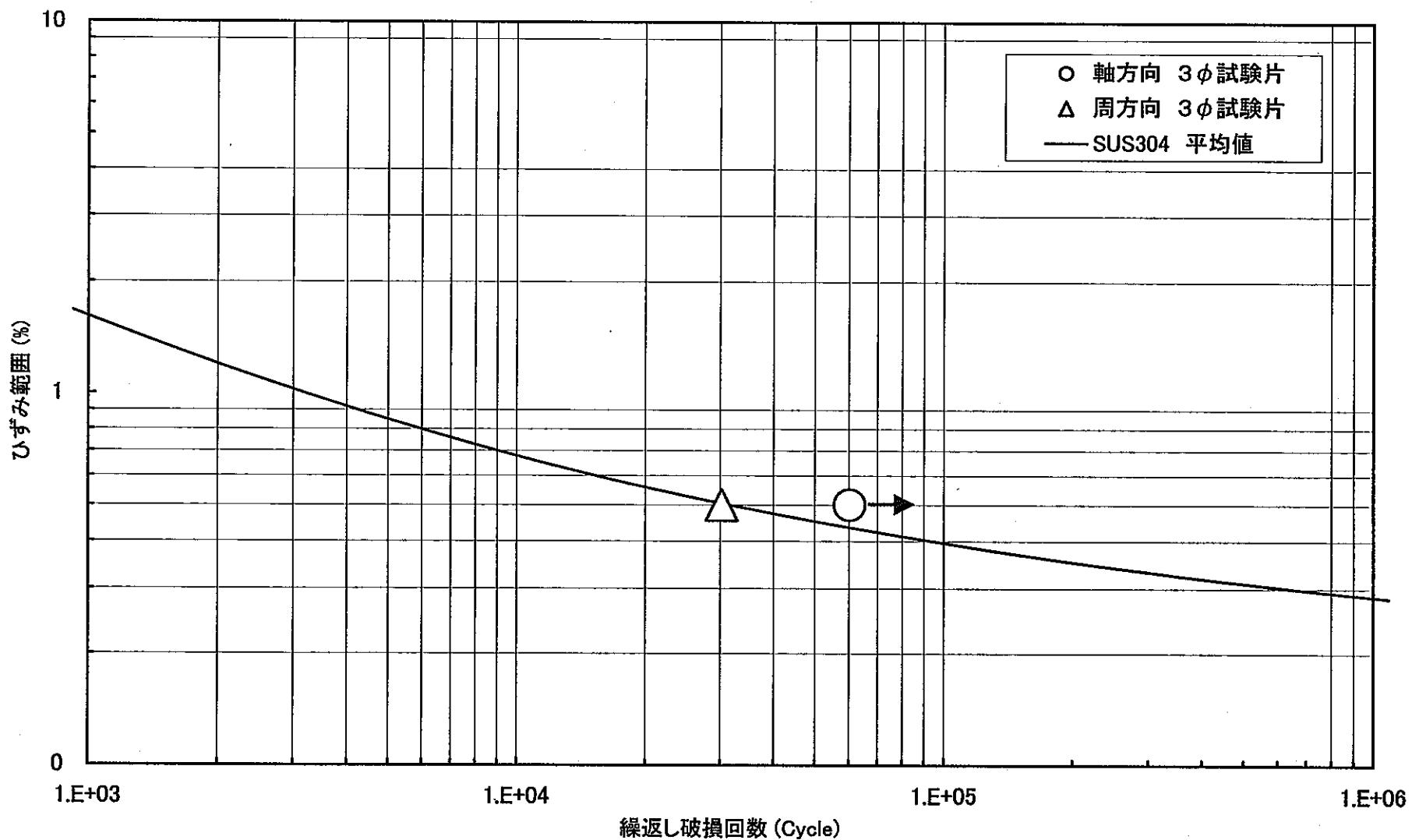


図4.2 周・軸方向の疲労強度 (425°C)

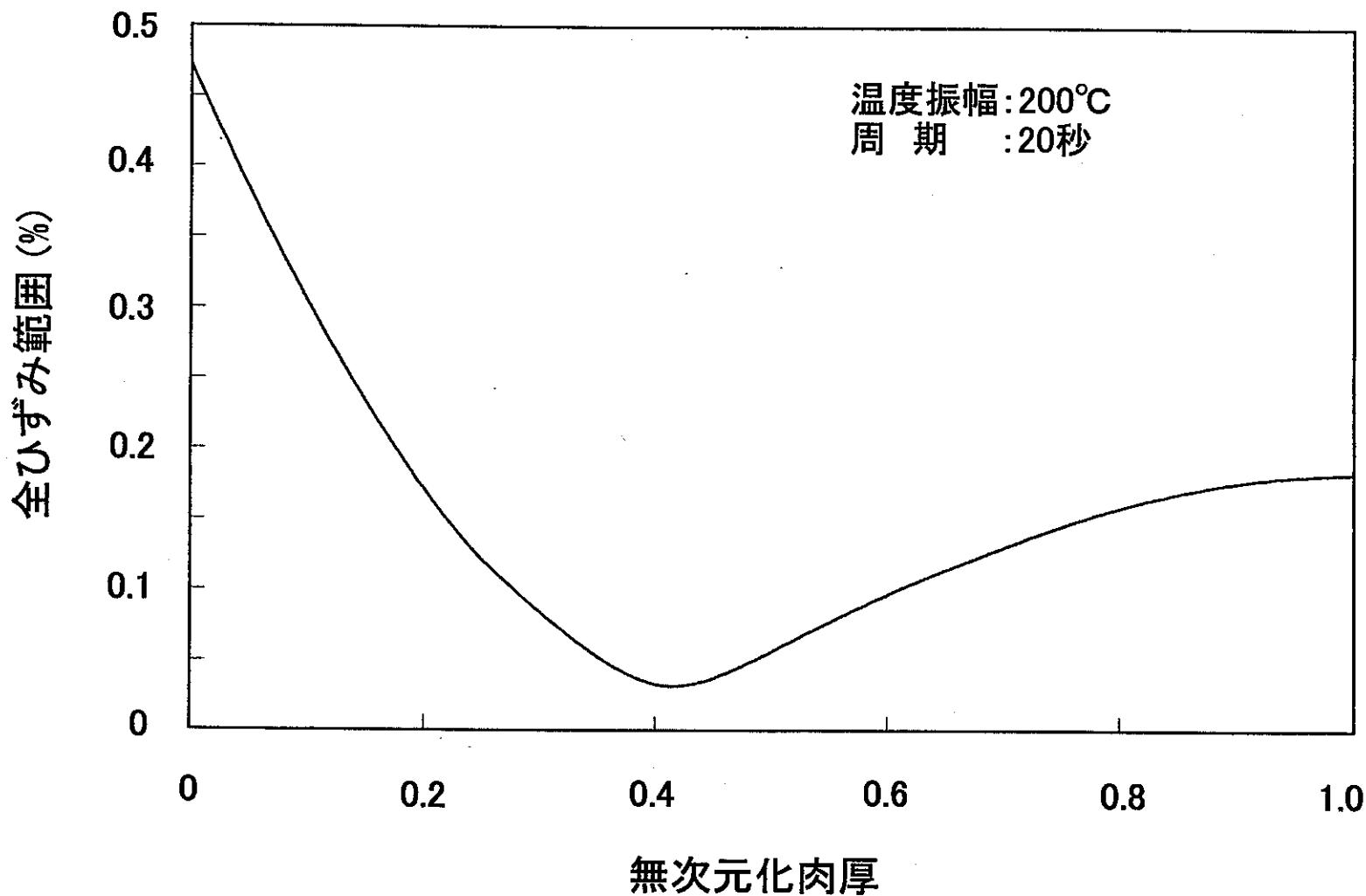


図4.3 試験体上流部のひずみ分布

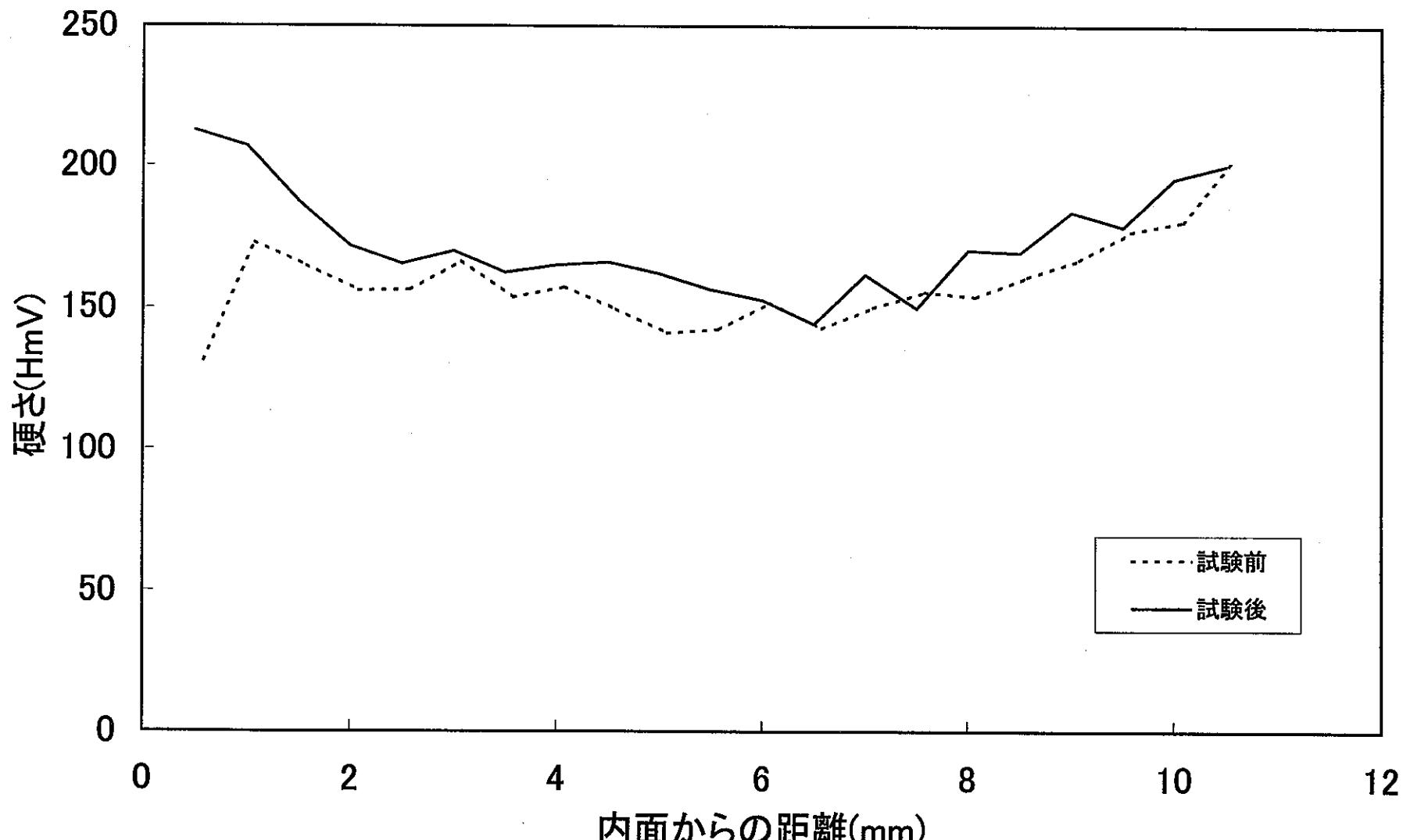


図4.4 熱疲労による硬さ分布の変化

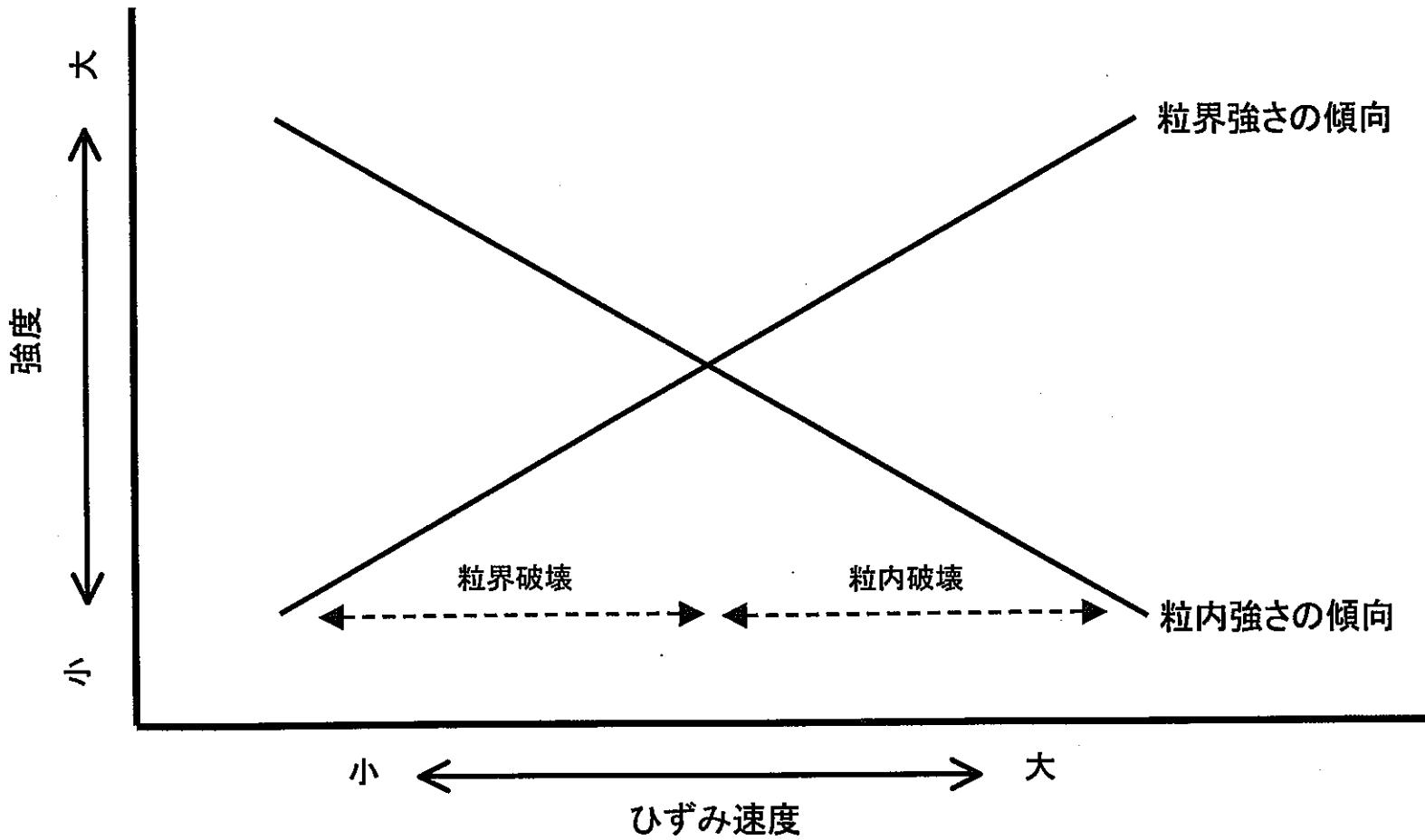


図4.5 き裂進展モードとひずみ速度の関係

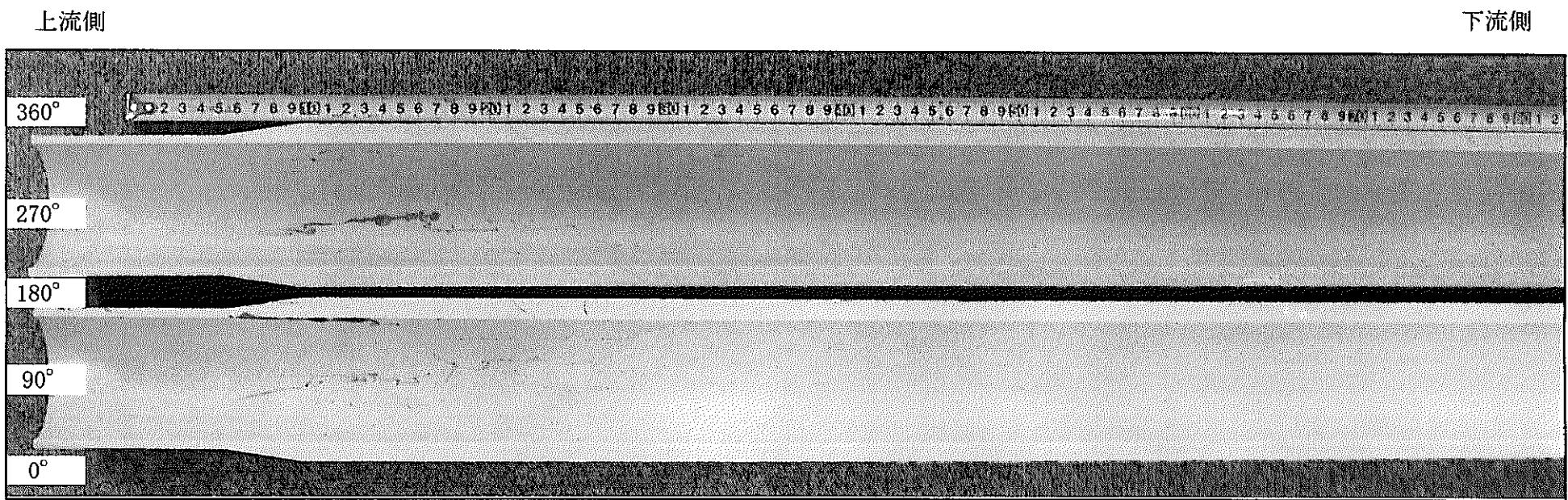


写真3.1 試験体内部のPT結果

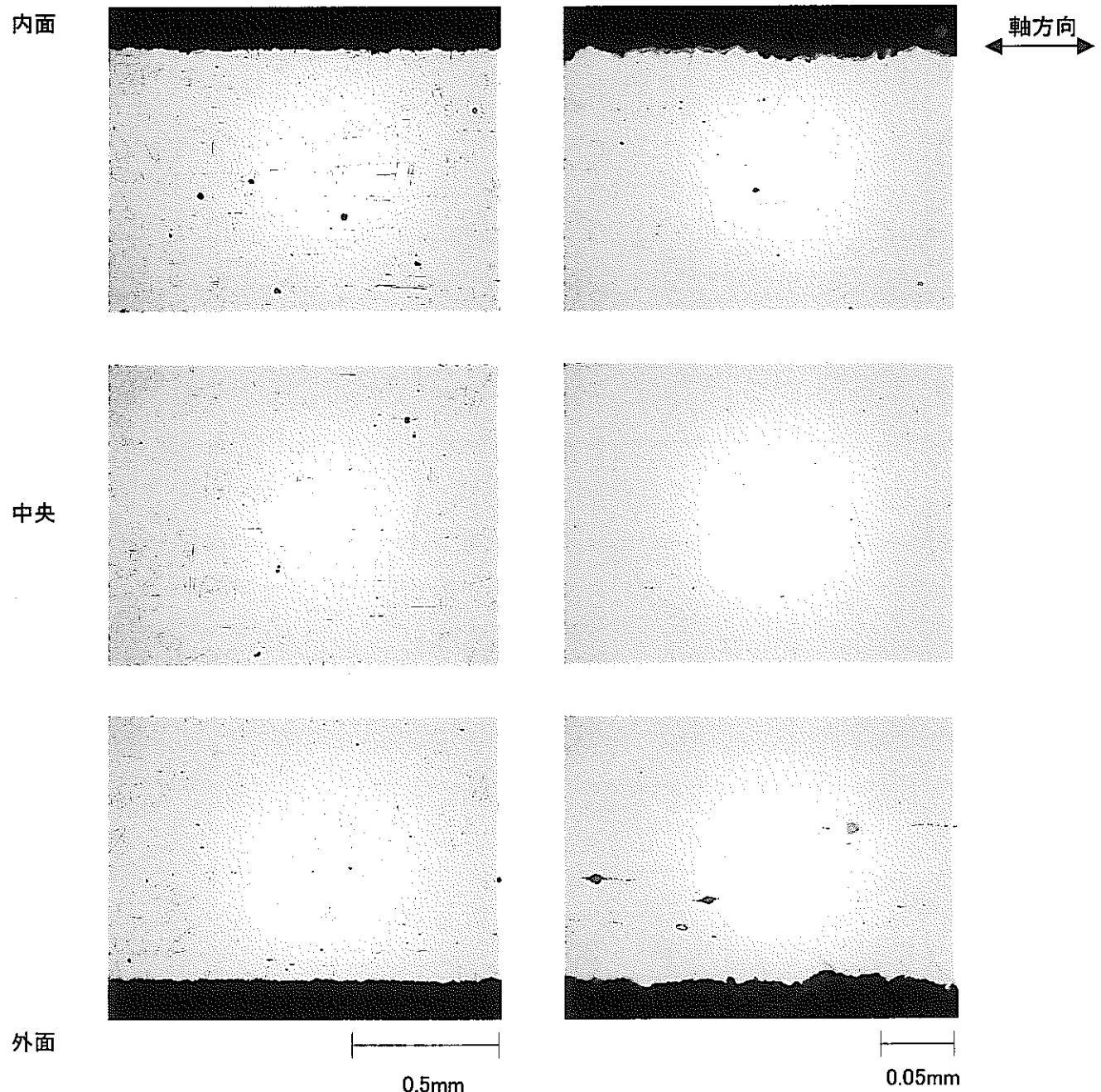


写真3.2 受入材のミクロ組織(軸方向断面)

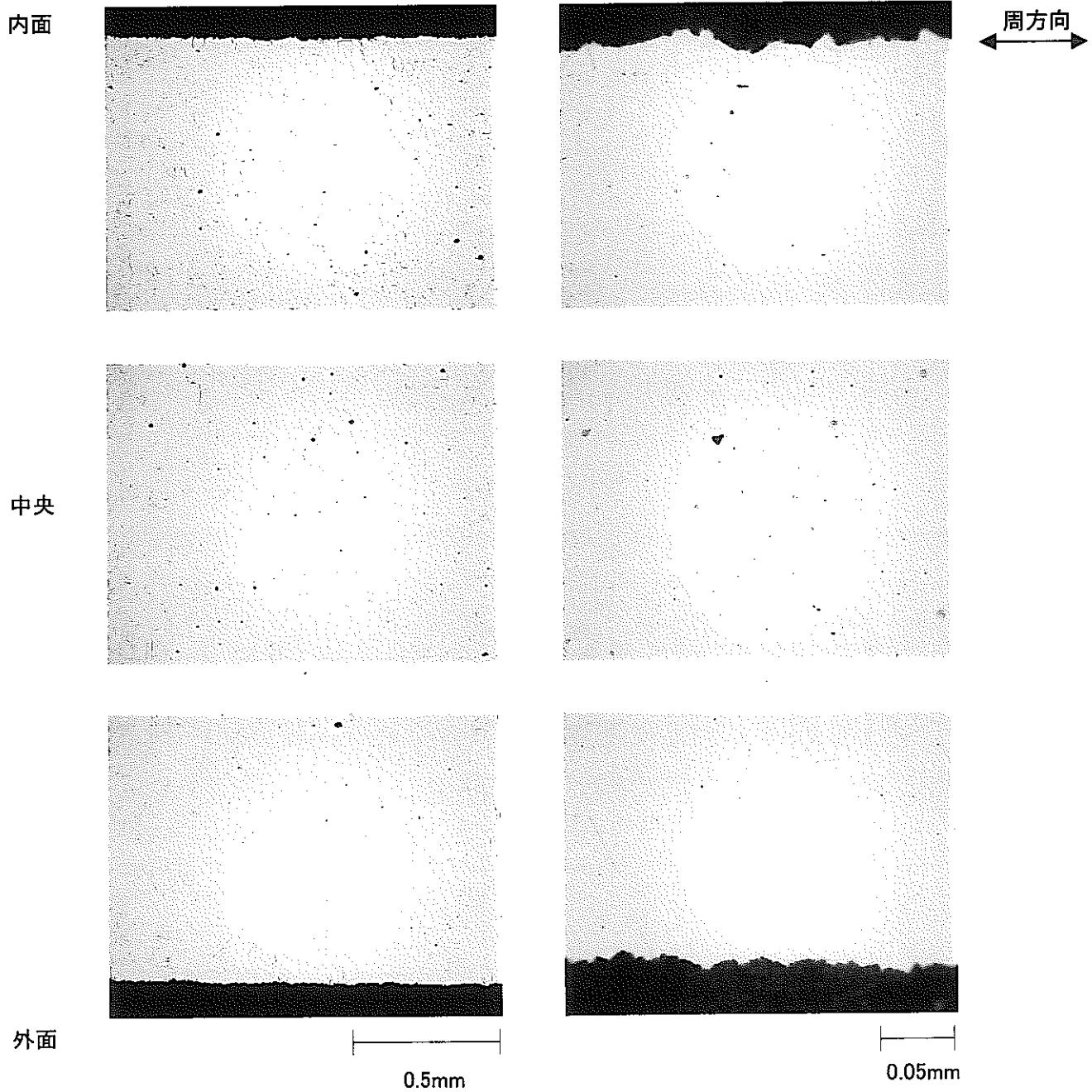


写真3.3 受入材のミクロ組織(周方向断面)

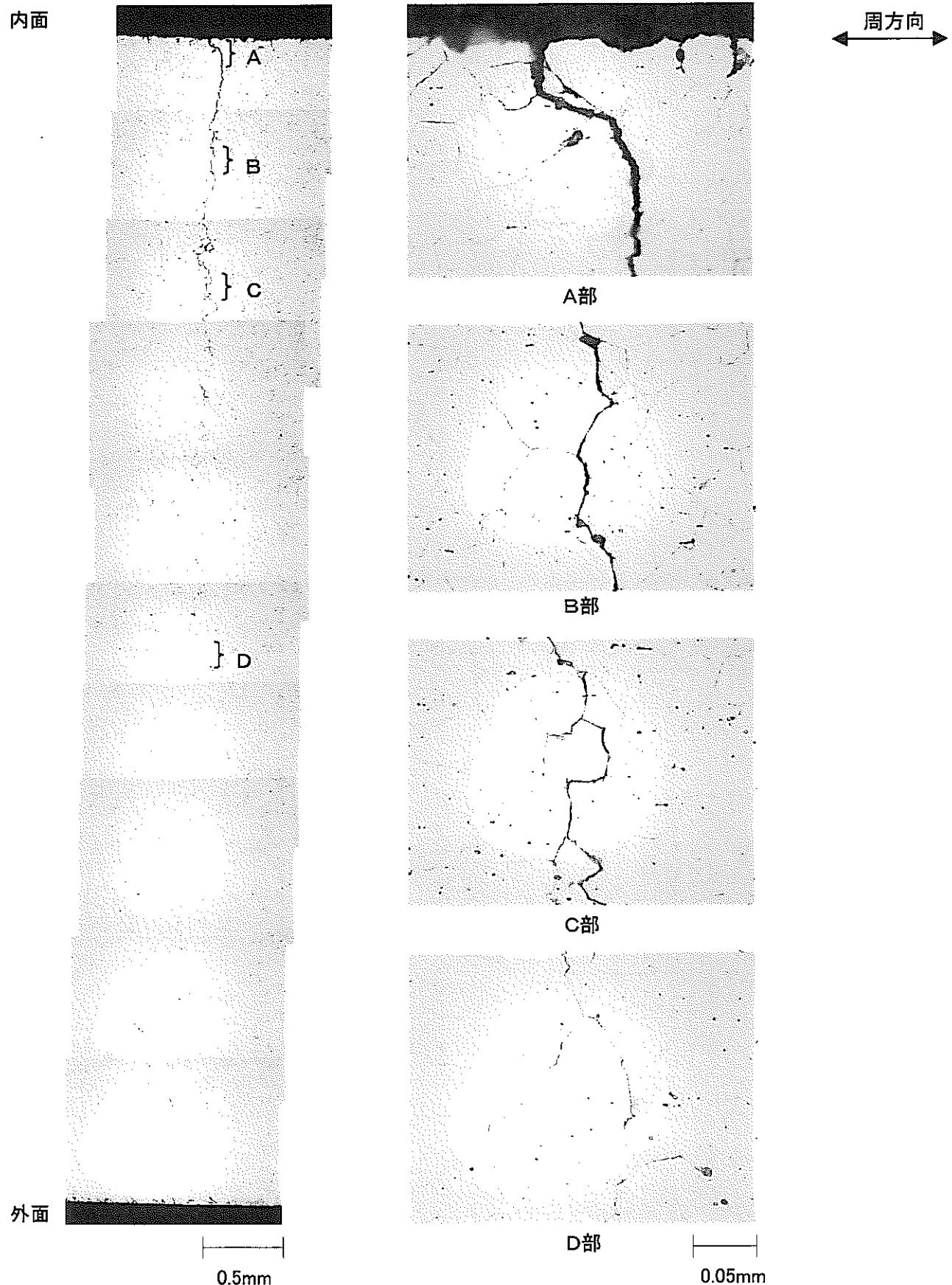


写真3.4 き裂断面のミクロ組織(T20-03-2)

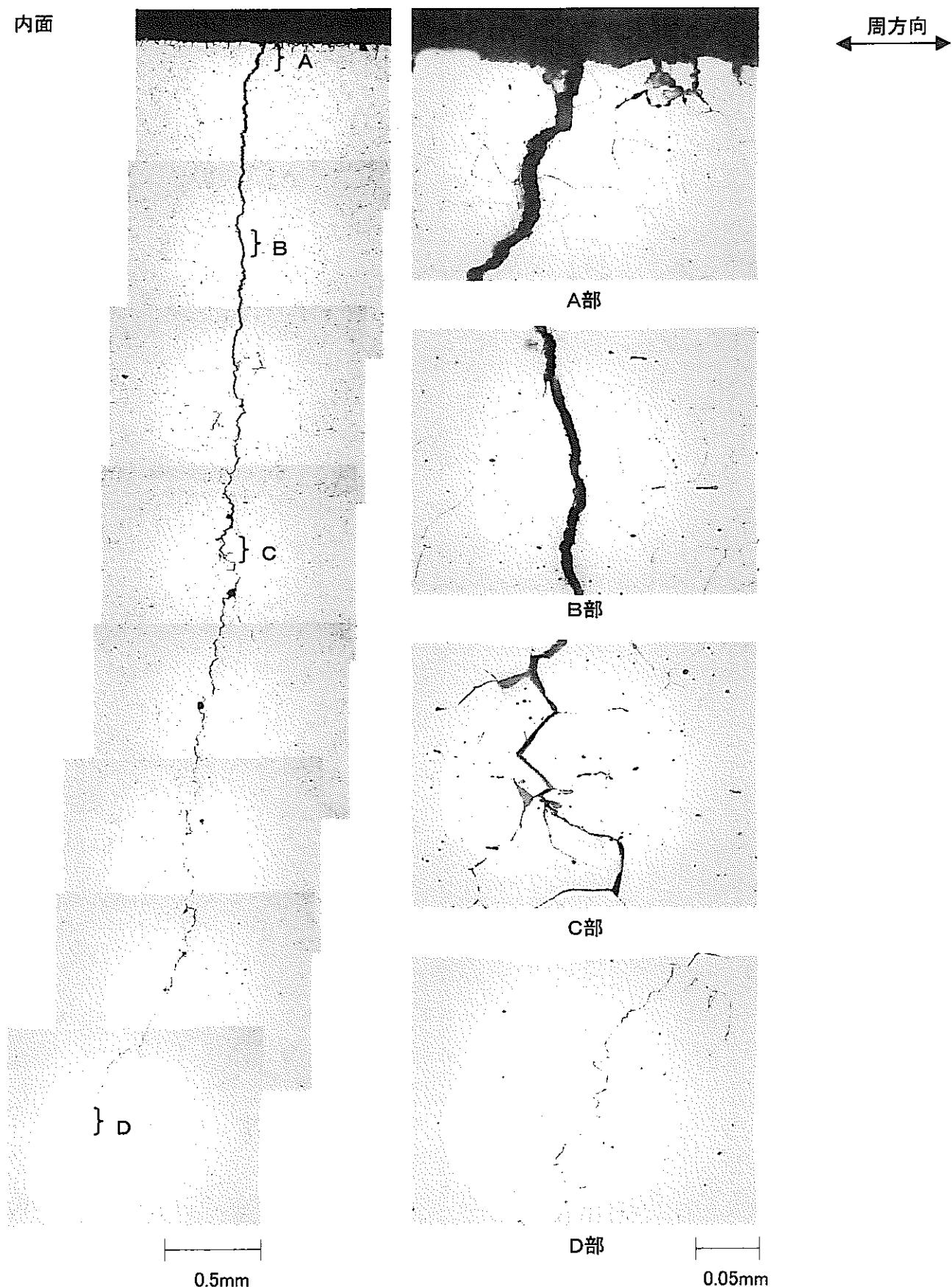
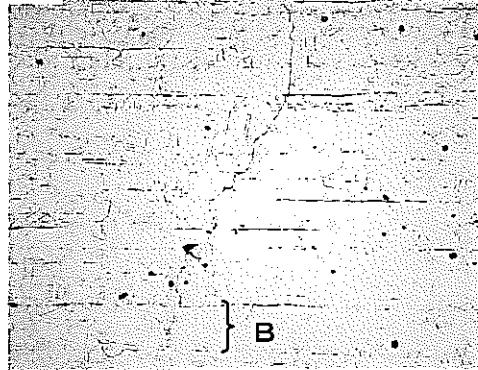
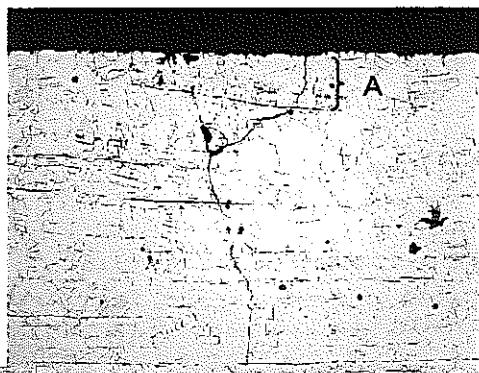
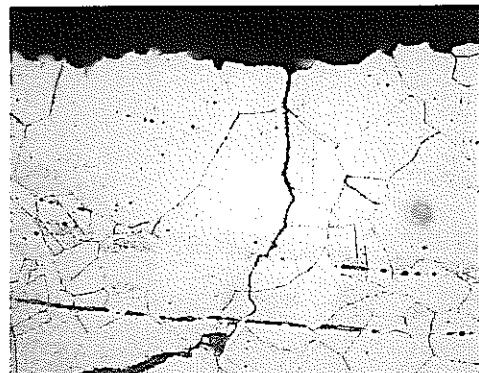


写真3.5 き裂断面のミクロ組織(T20+01-2)

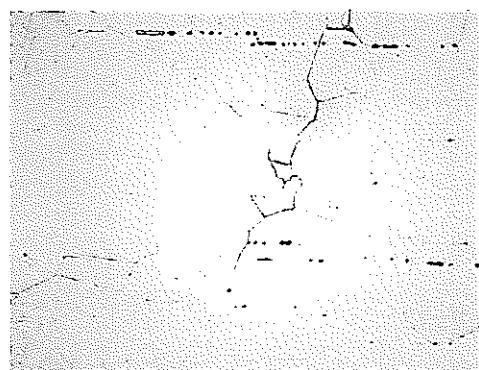
内面



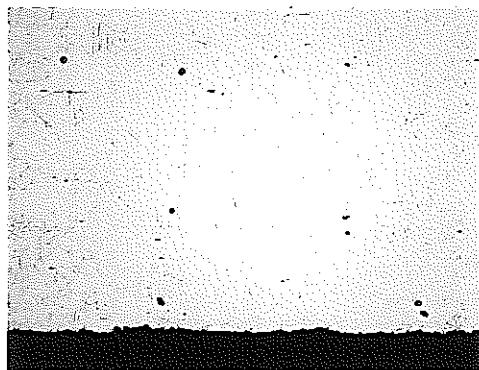
軸方向
← →



A部

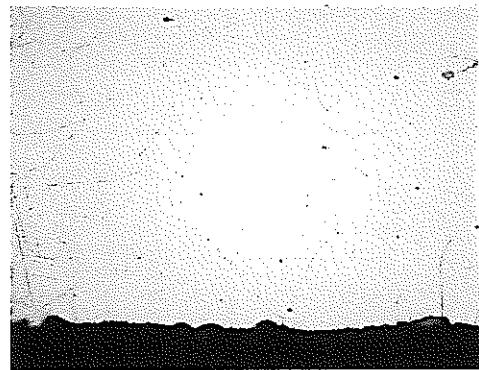


B部



外面

0.5mm



0.05mm

写真3.6 き裂断面のミクロ組織(T20+04-1)

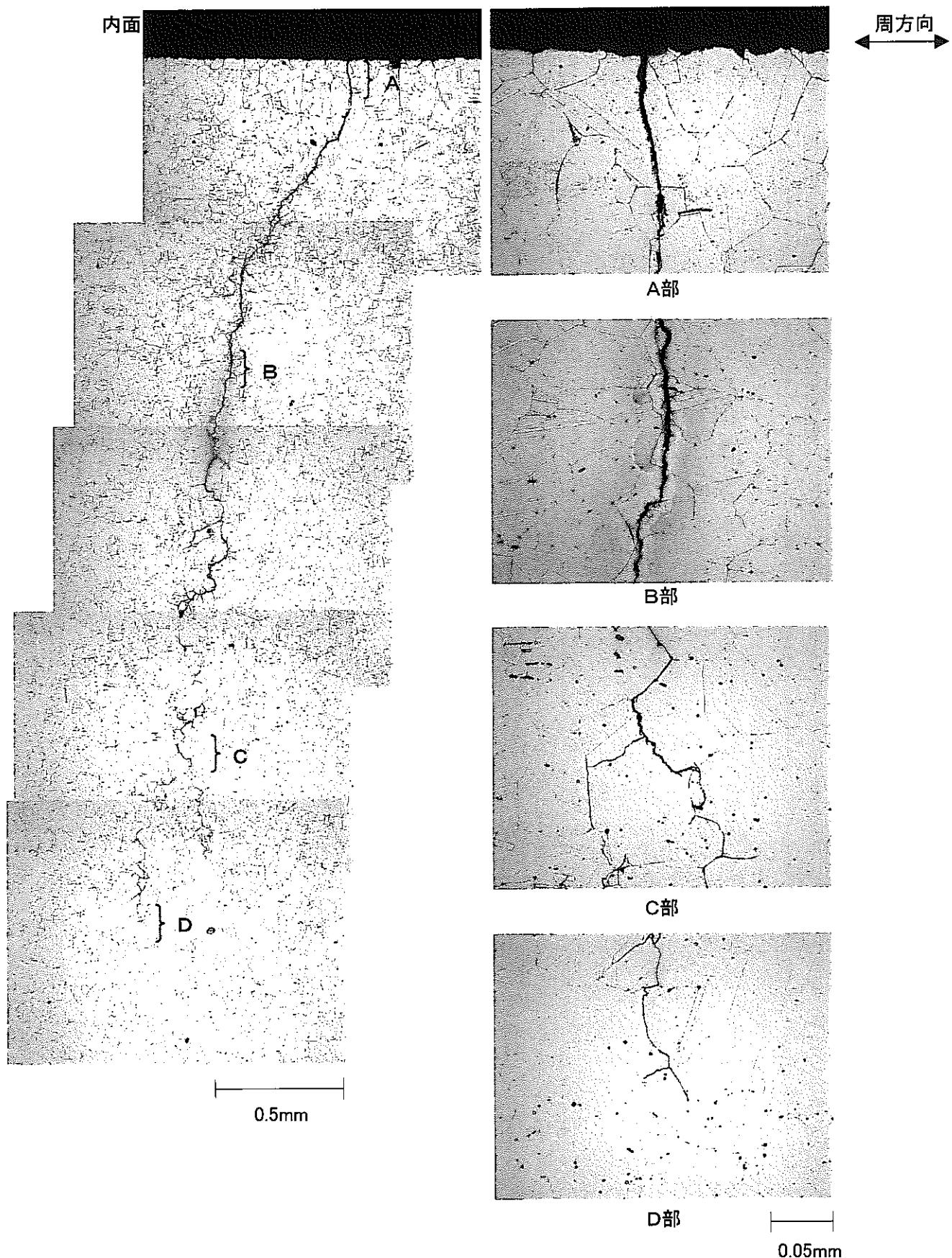


写真3.7 き裂断面のミクロ組織(T20+04-3)

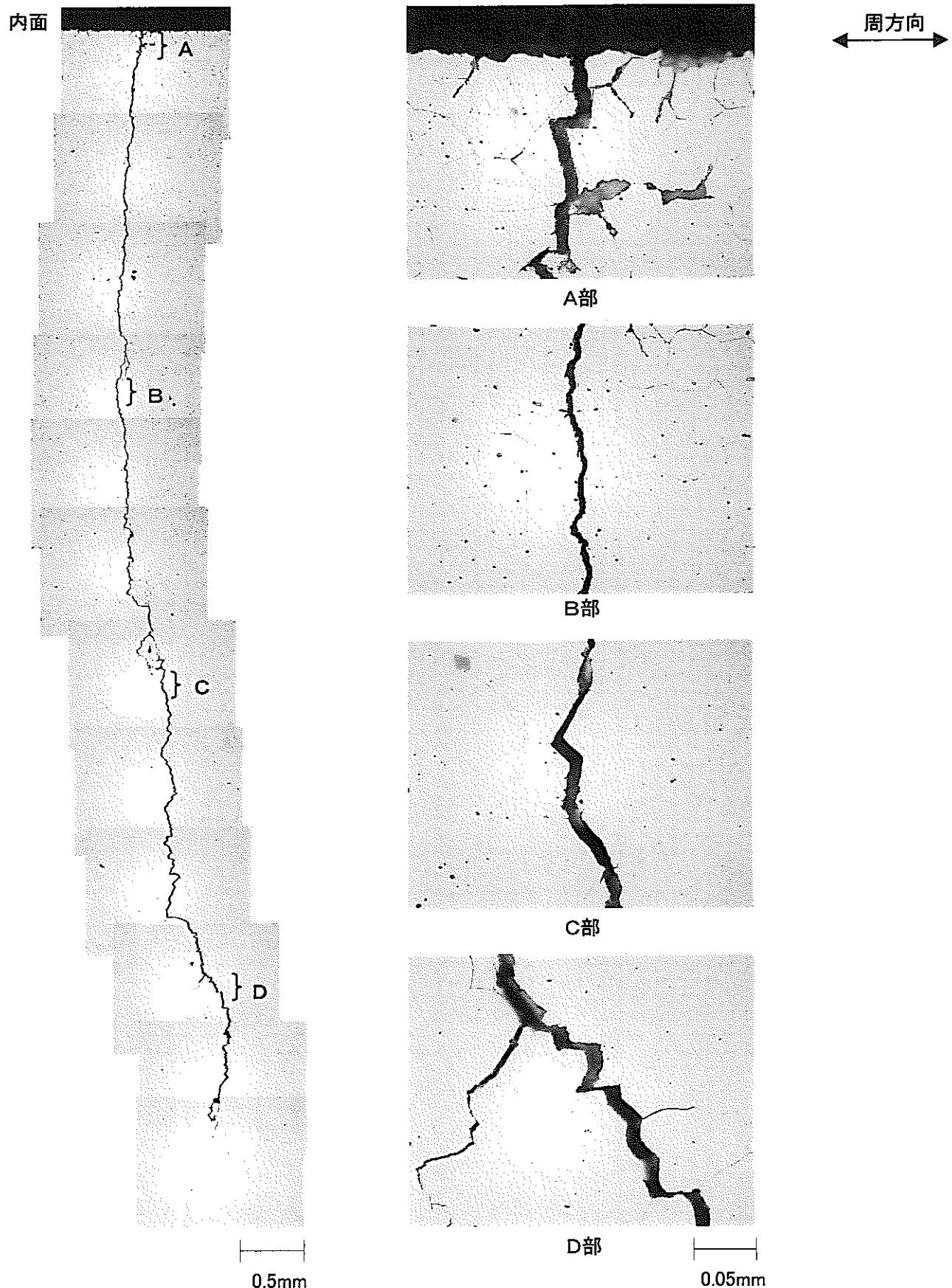


写真3.8 き裂断面のミクロ組織(T20+04-5)

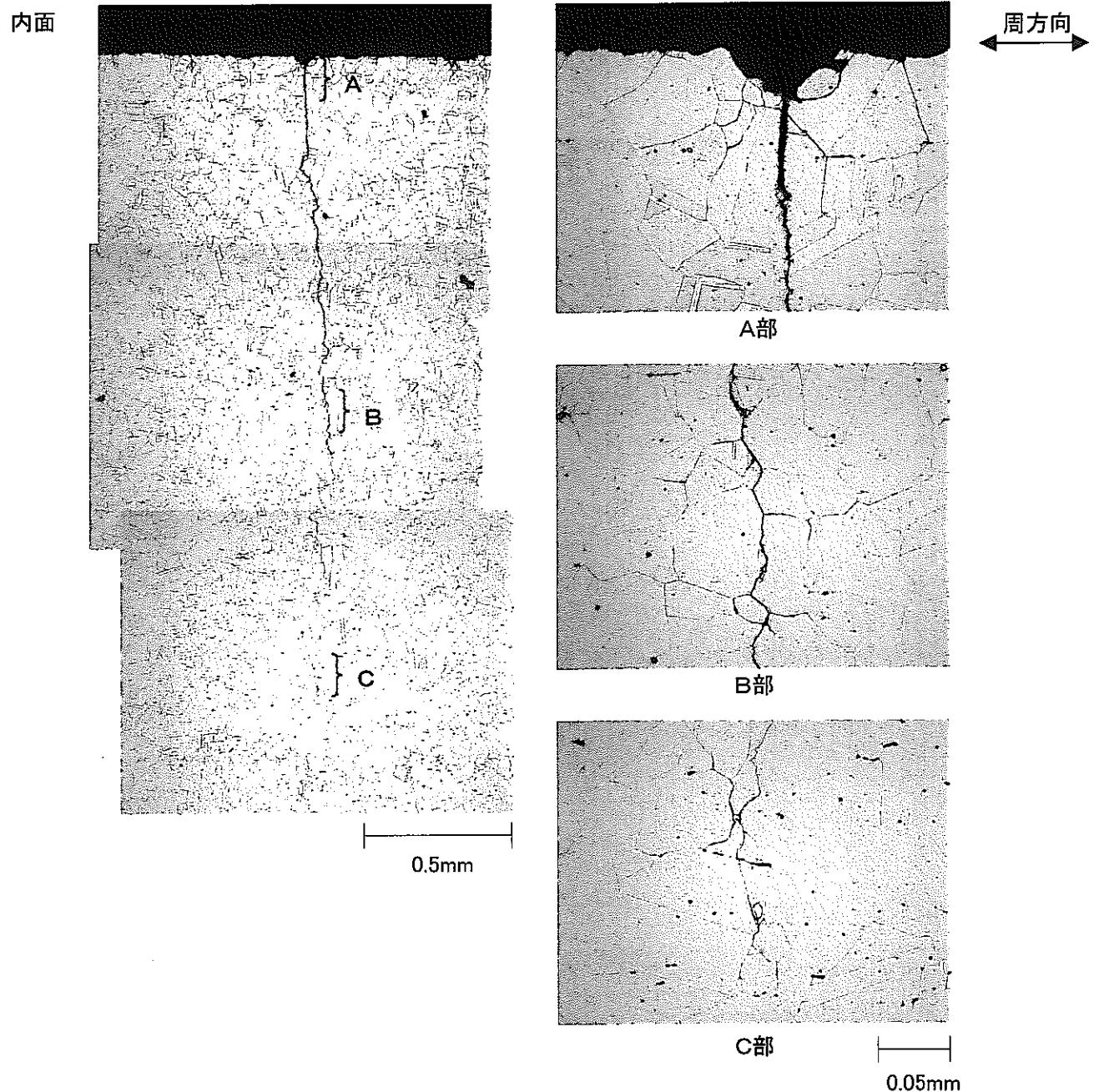


写真3.9 き裂断面のミクロ組織(T20+04-7)

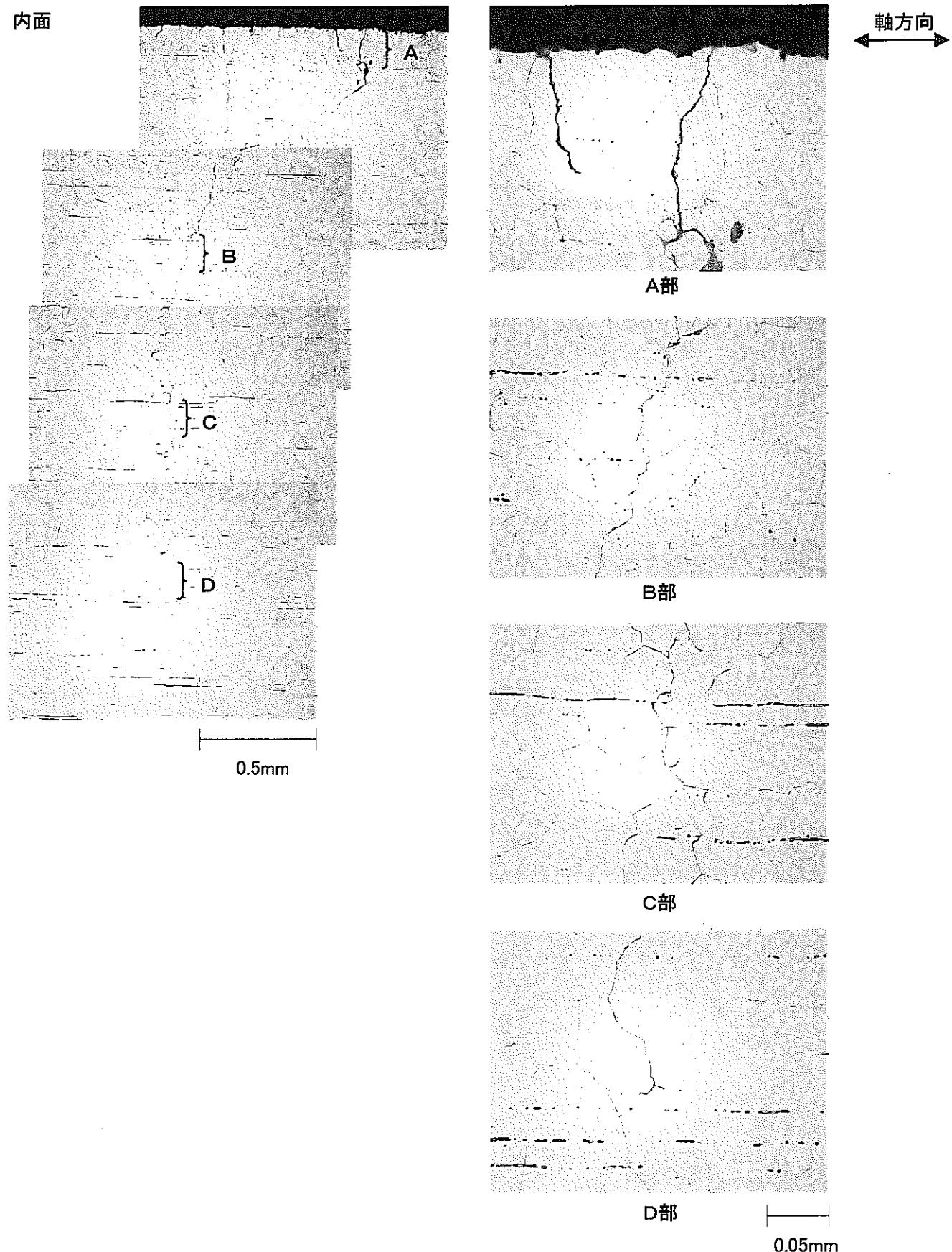


写真3.10 き裂断面のミクロ組織(T20+08-2)

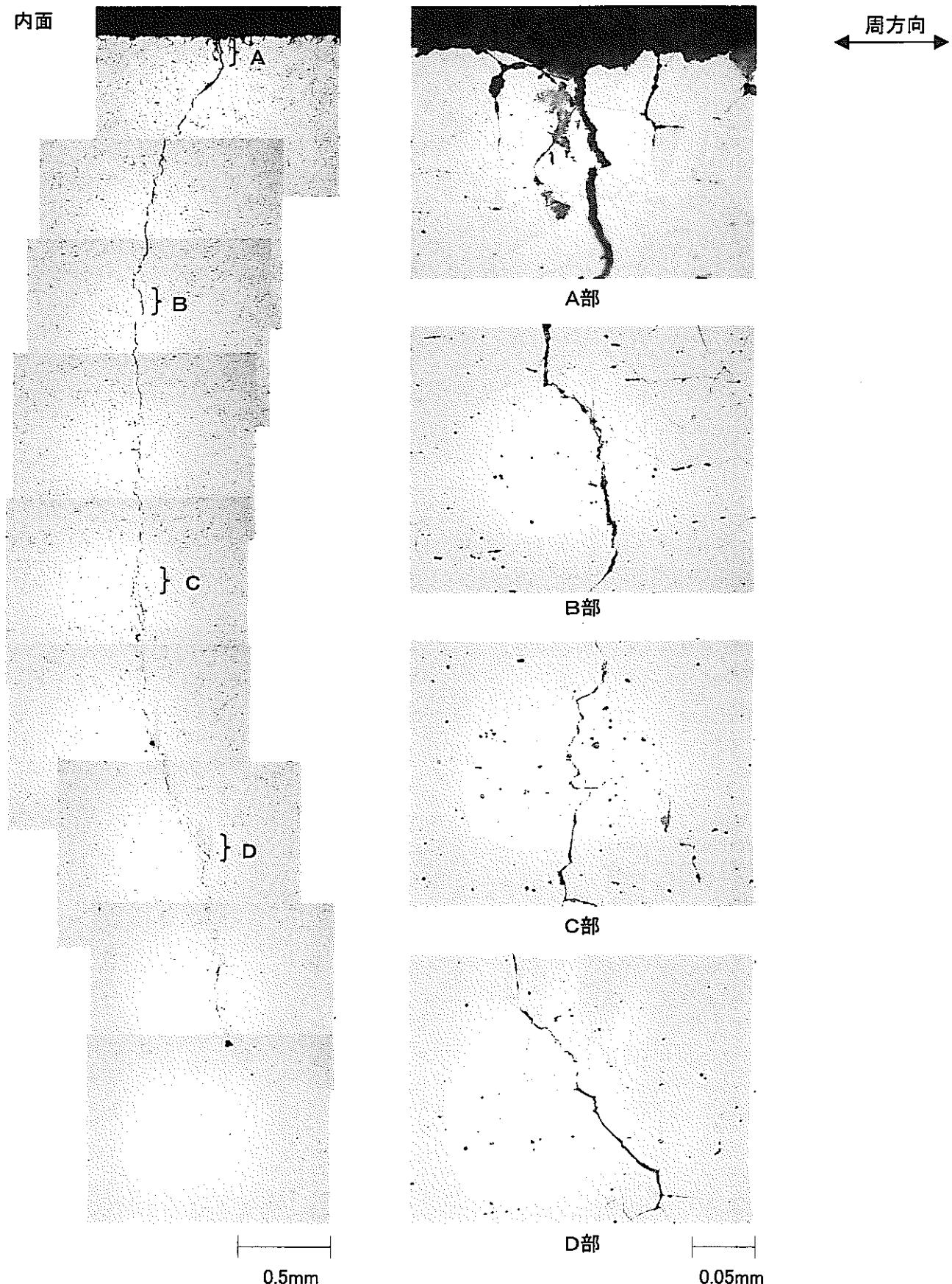


写真3.11 き裂断面のミクロ組織(T20+08-4)

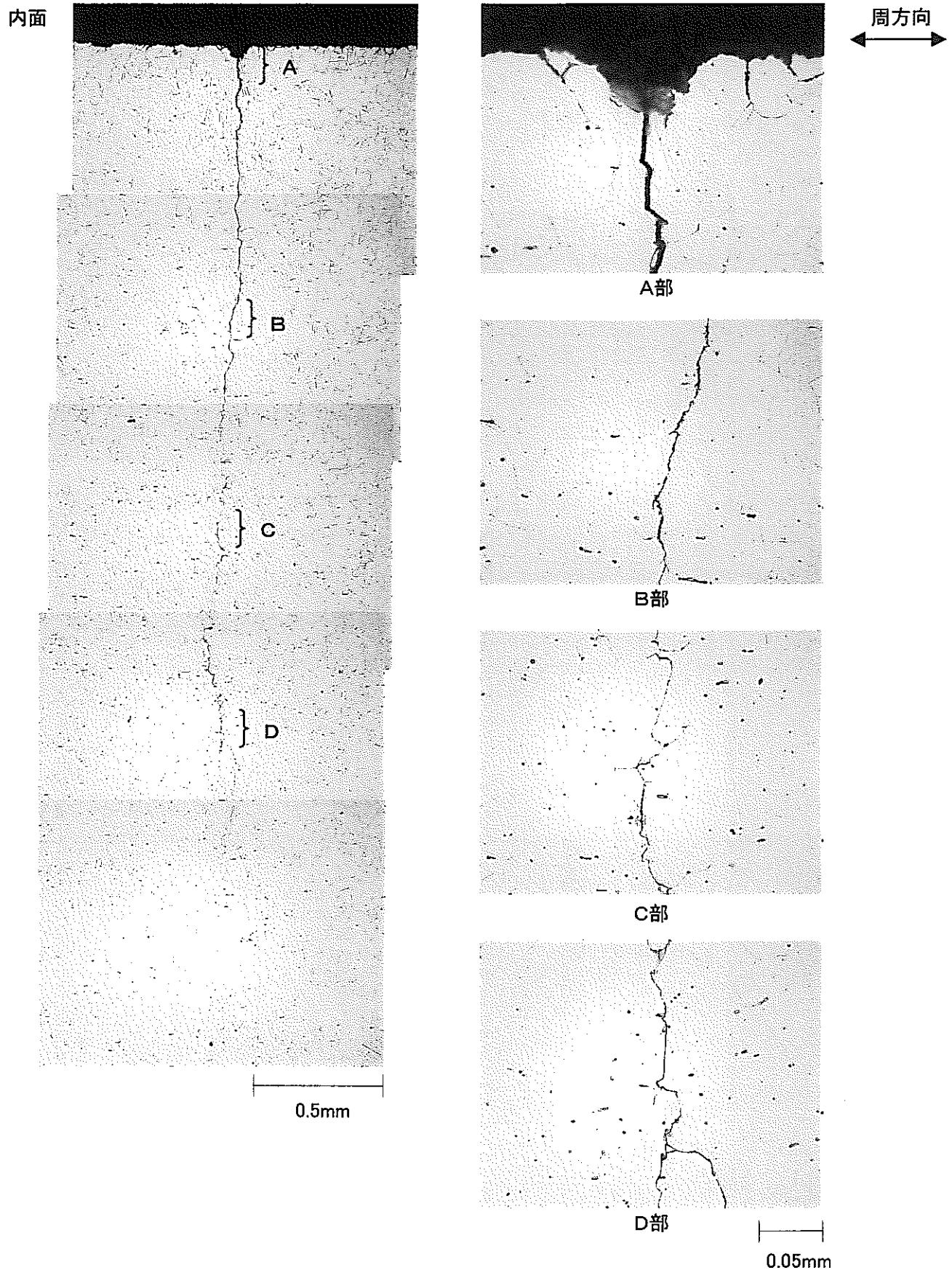
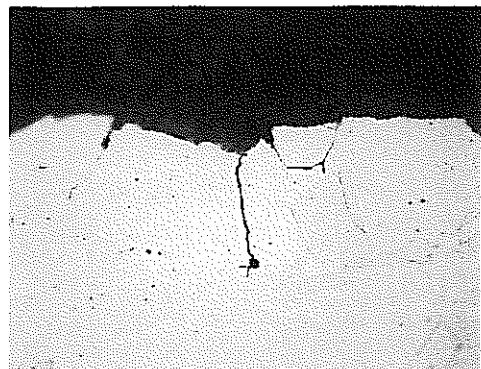
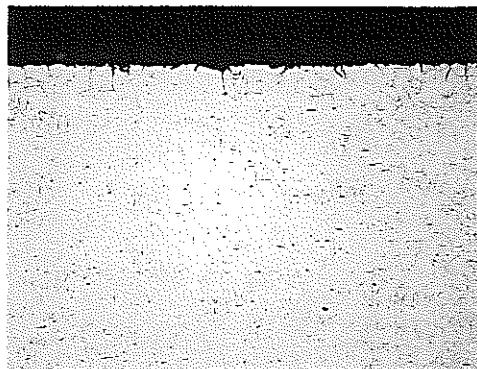


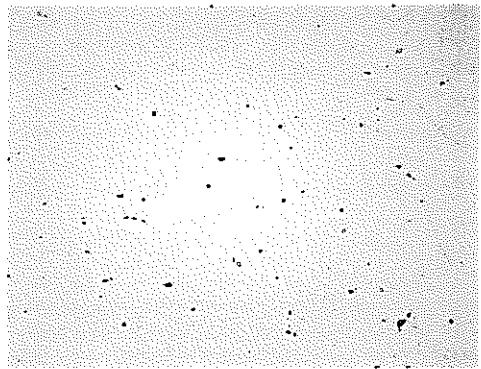
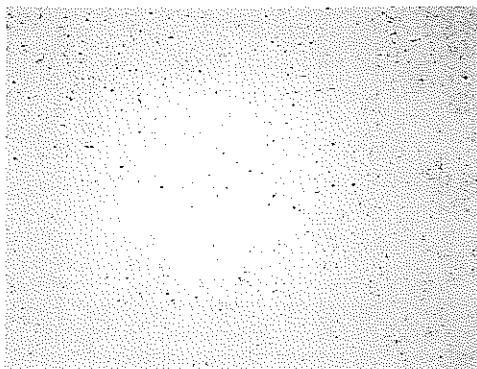
写真3.12 き裂断面のミクロ組織(T20+24-2)

内面

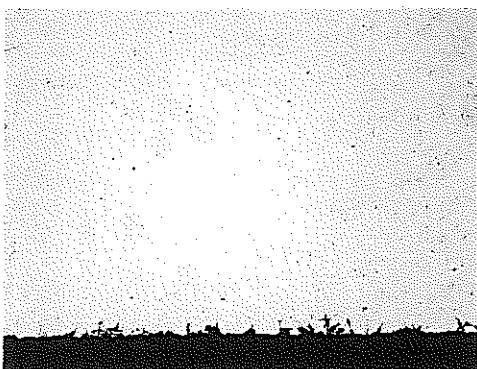


軸方向

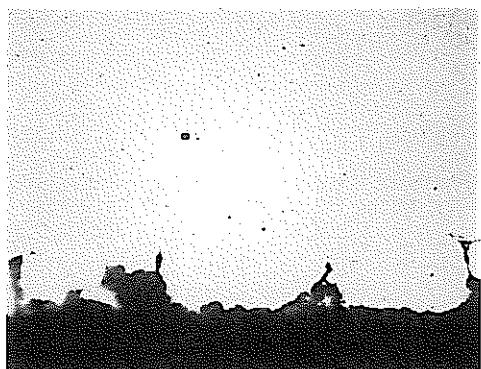
中央



外面



0.5mm



0.05mm

写真3.13 き裂断面のミクロ組織(T20+37-2)

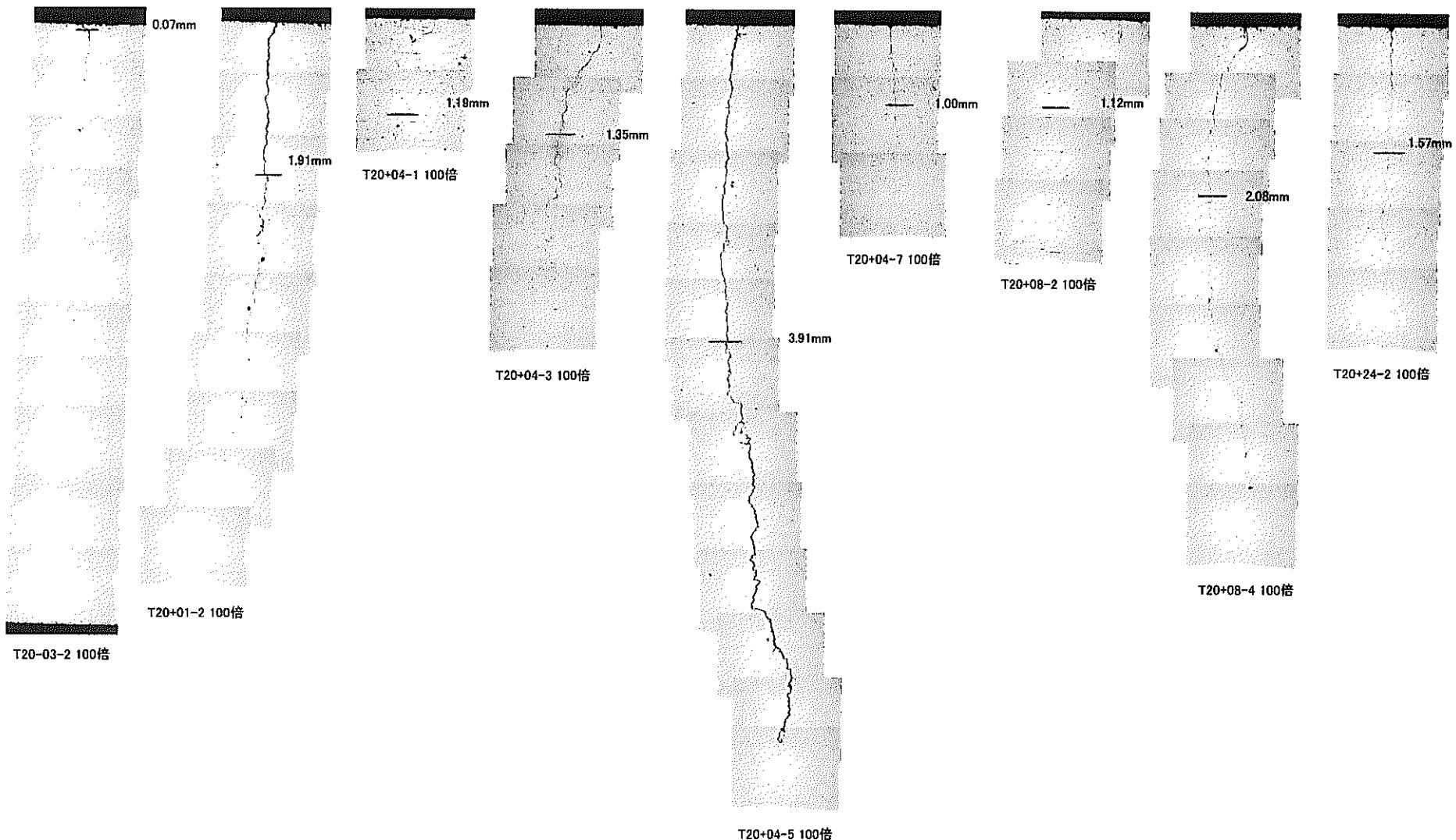


写真3.14 各断面におけるき裂進展モードの境界位置

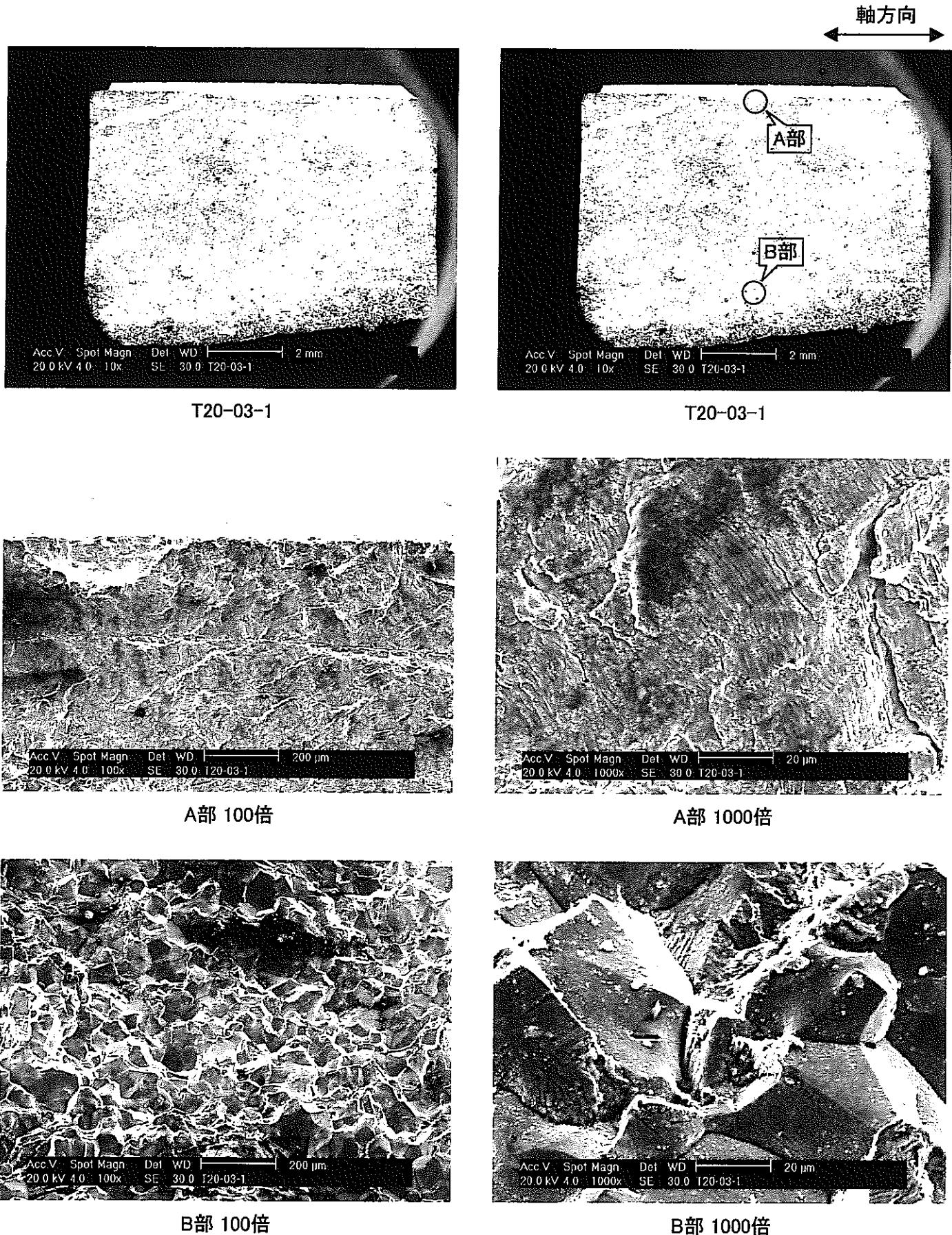
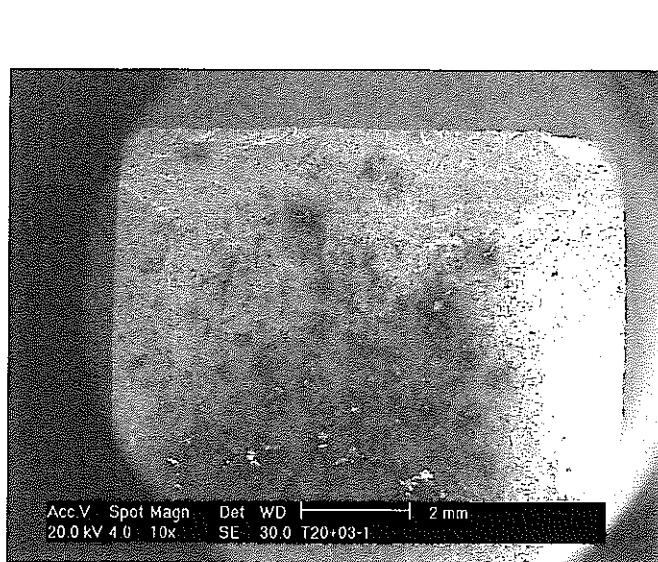
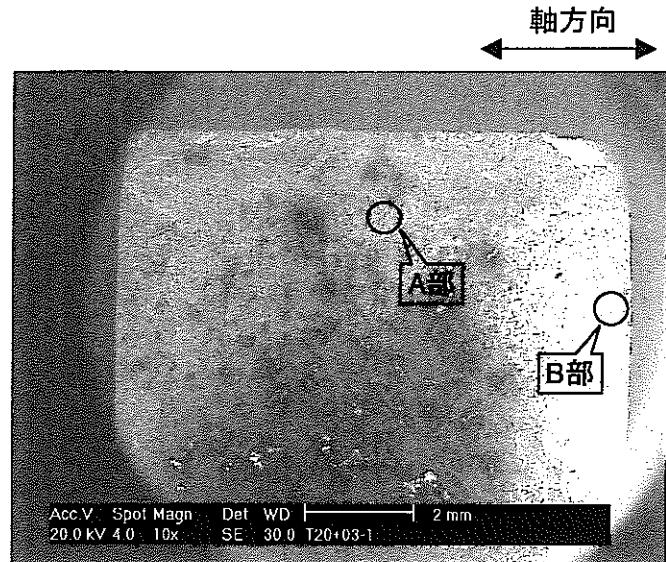


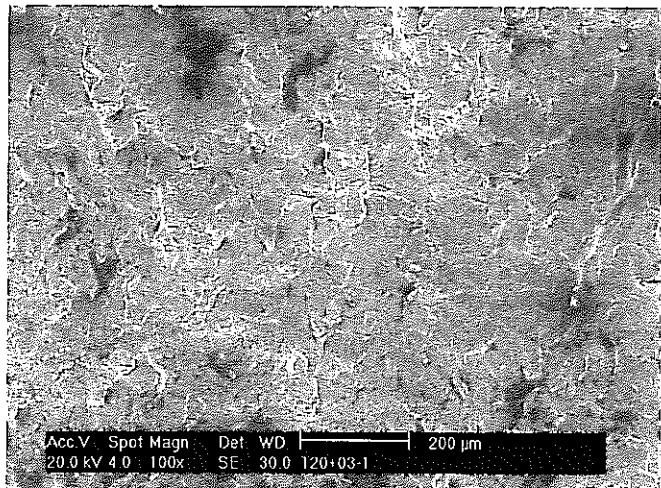
写真3.15 き裂破面のミクロ組織(T20-03-1)



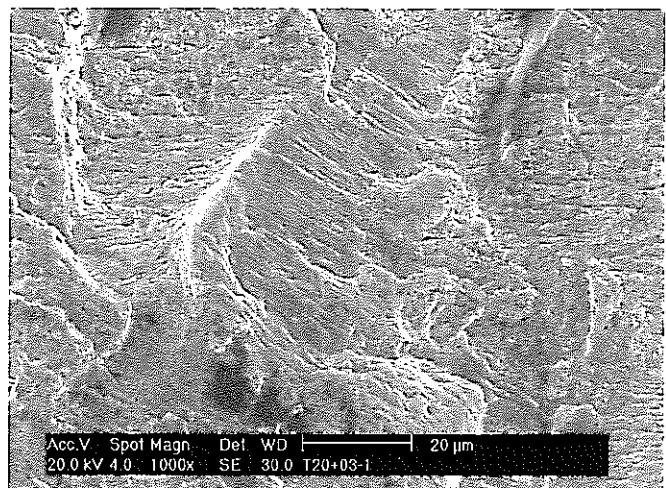
T20+03-1



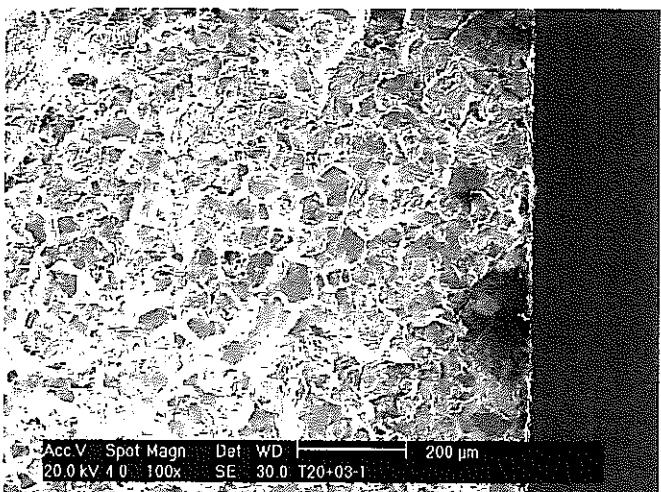
T20+03-1



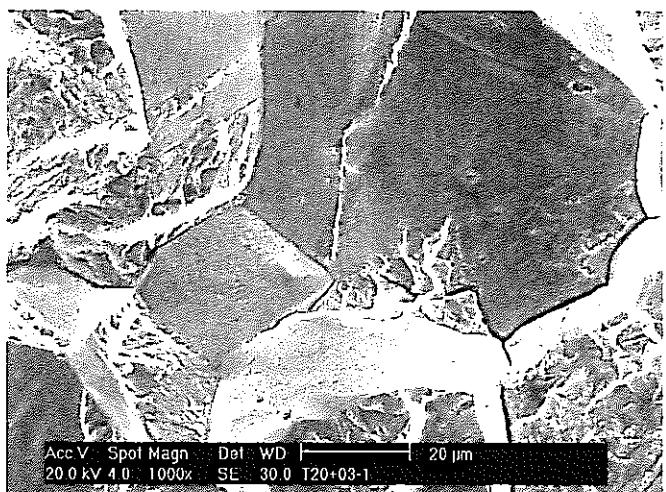
A部 100倍



A部 1000倍



B部 100倍



B部 1000倍

写真3.16 き裂破面のミクロ組織(T20+03-1)

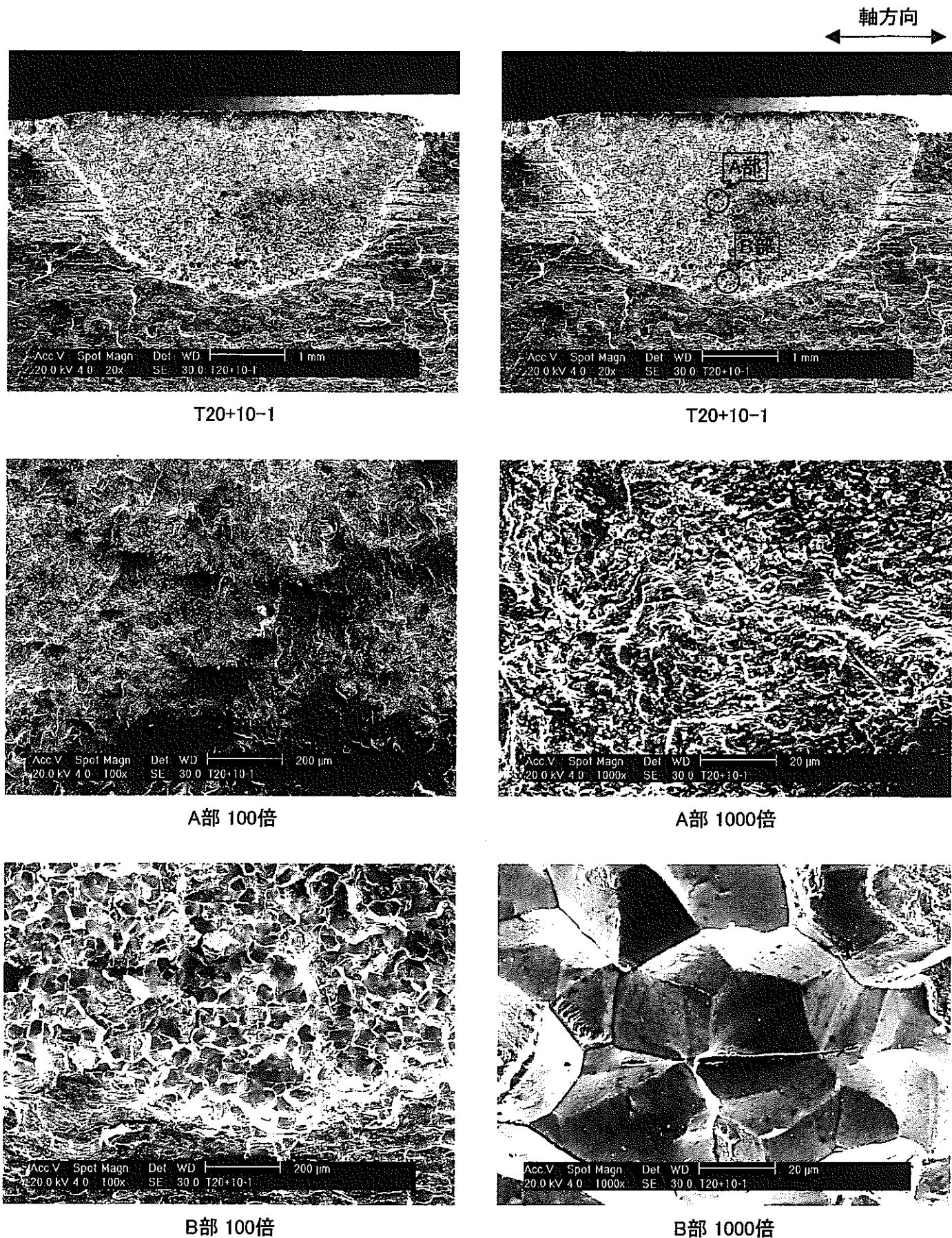


写真3.17 き裂破面のミクロ組織(T20+10-1)

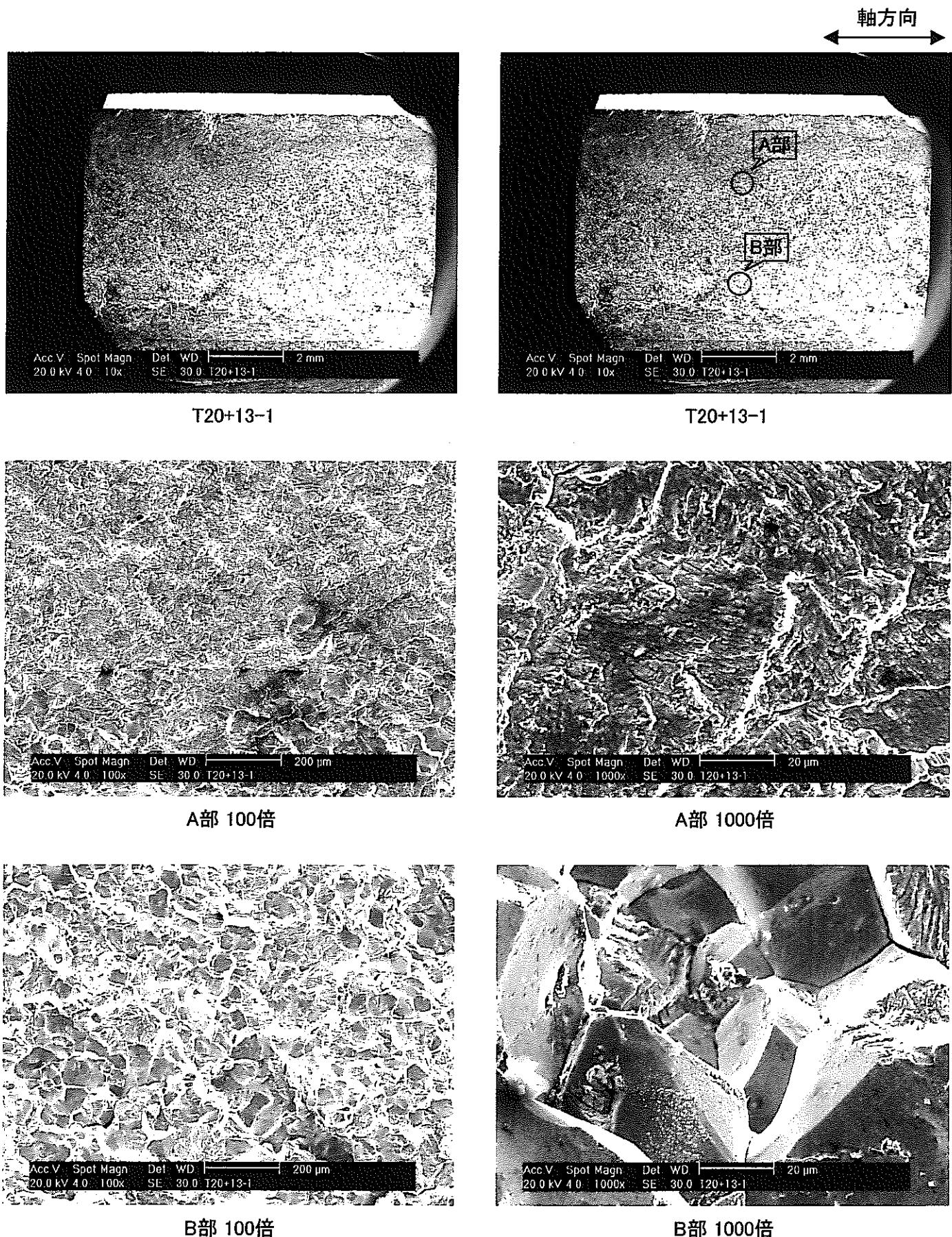
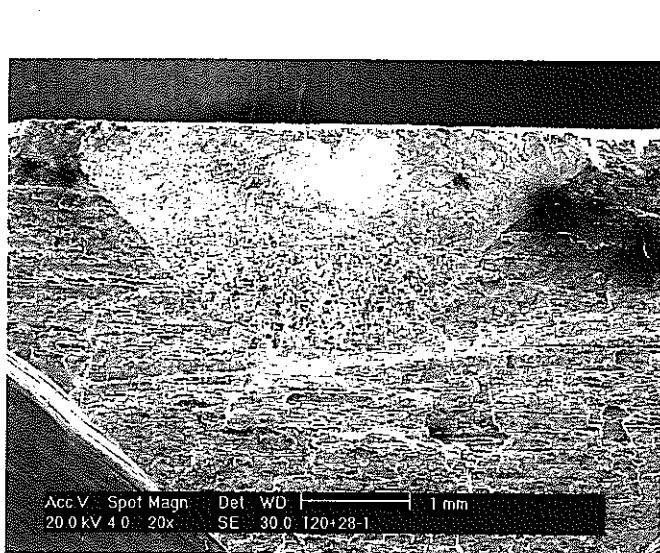
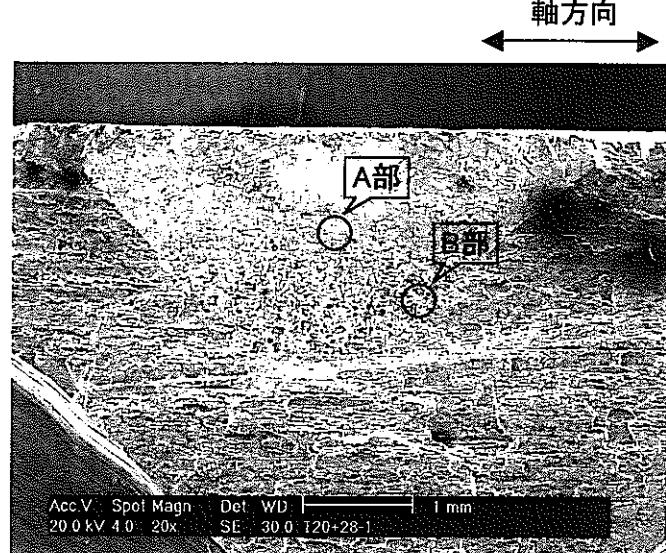


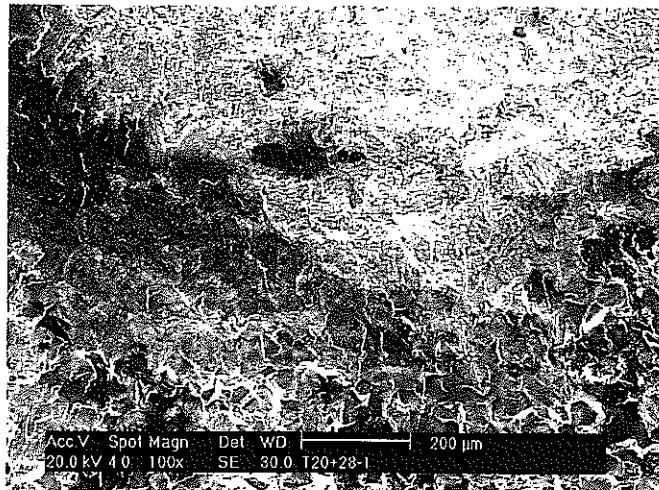
写真3.18 き裂破面のミクロ組織(T20+13-1)



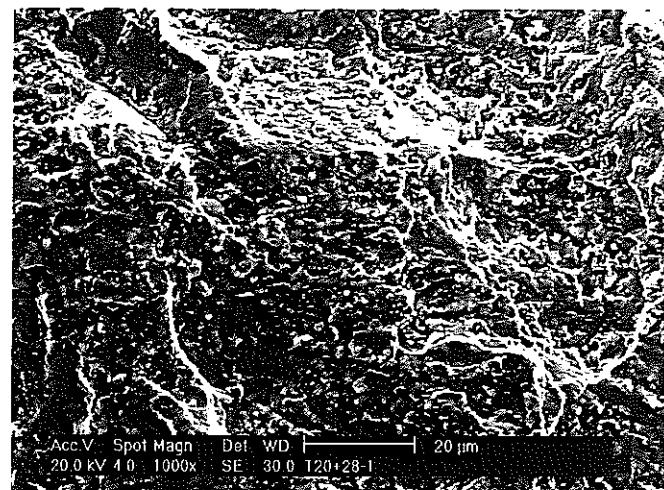
T20+28-1



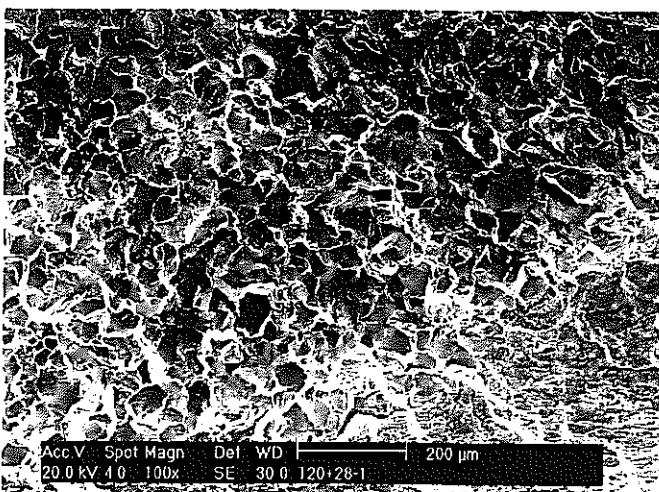
T20+28-1



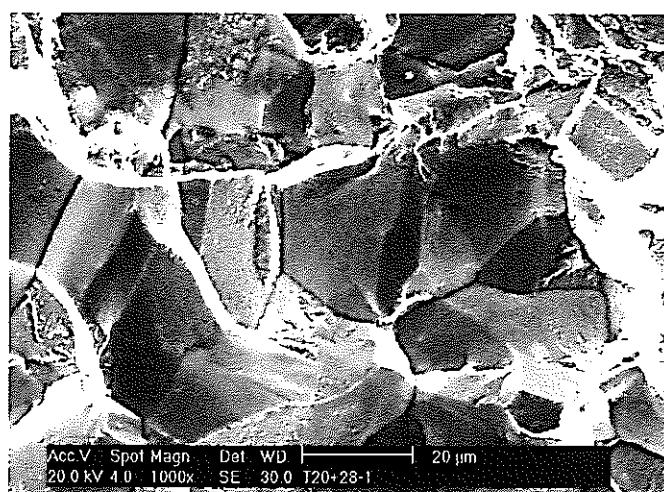
A部 100倍



A部 1000倍

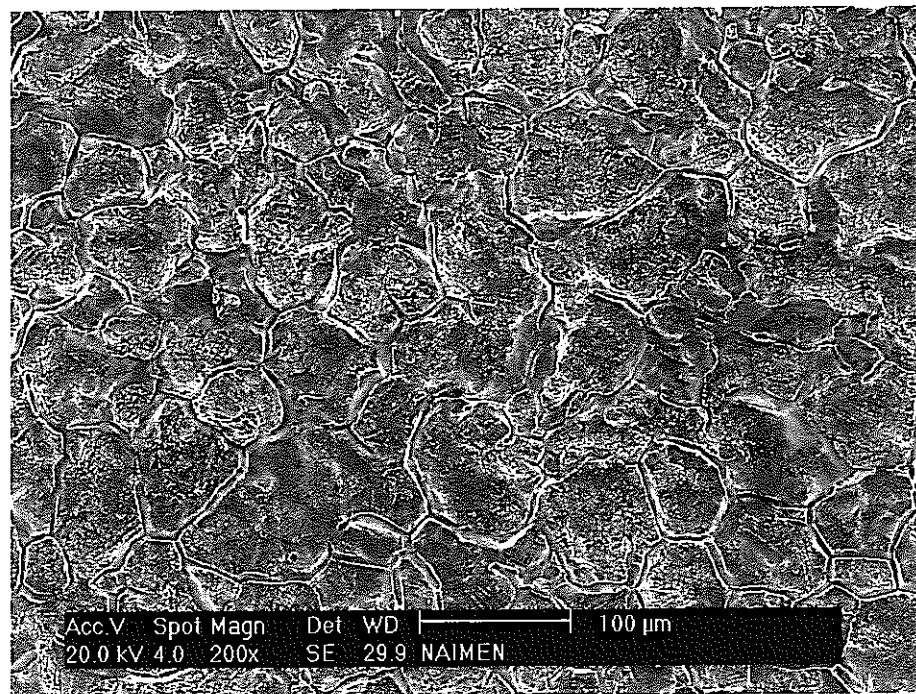


B部 100倍

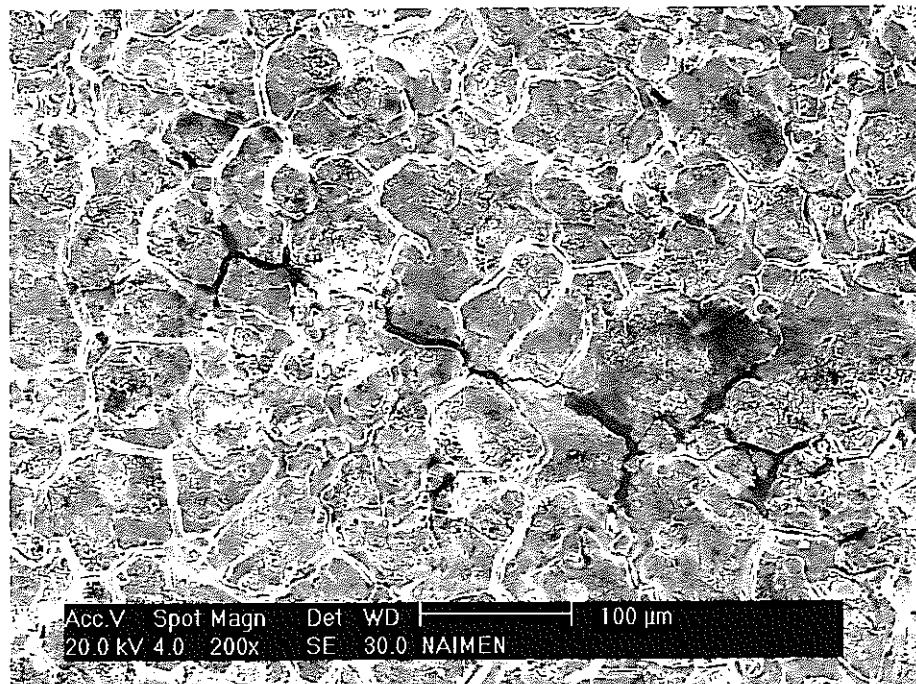


B部 1000倍

写真3.19 き裂破面のミクロ組織(T20+28-1)

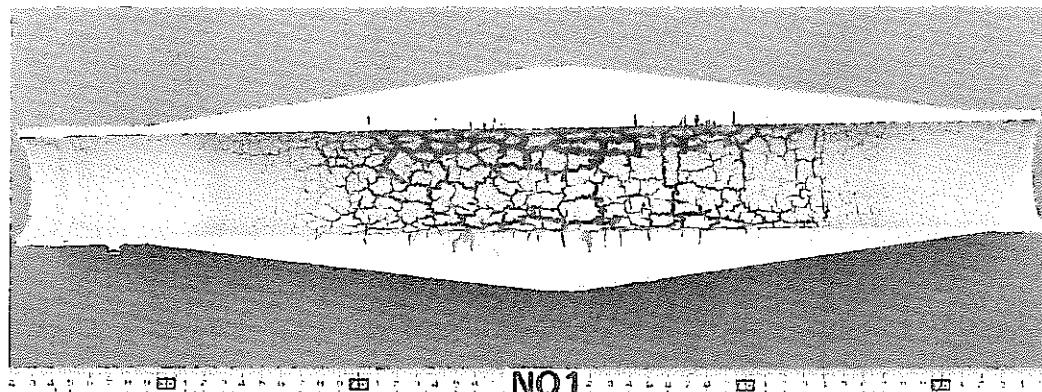


試験前

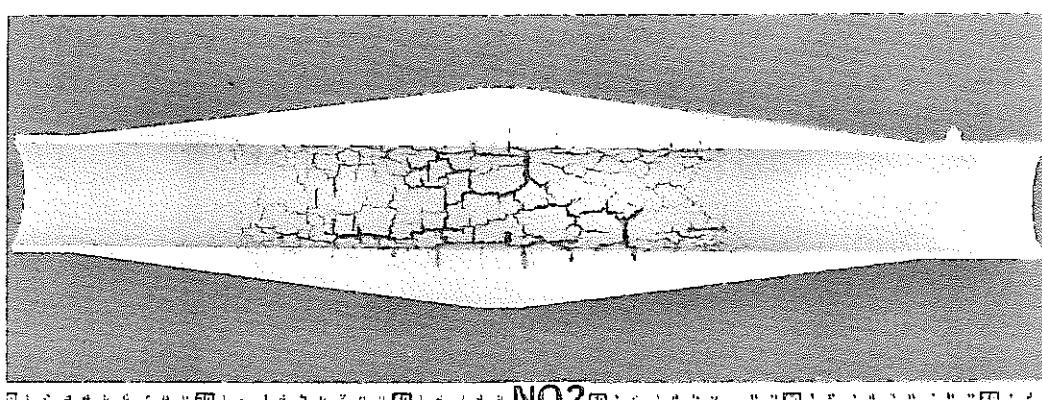


試験後

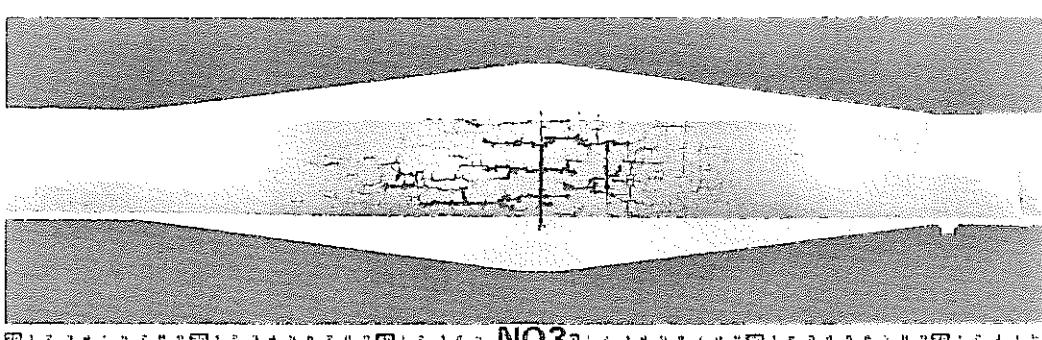
写真4.1 内面のミクロき裂発生状況



(1) 供試体No.1 (2000回)



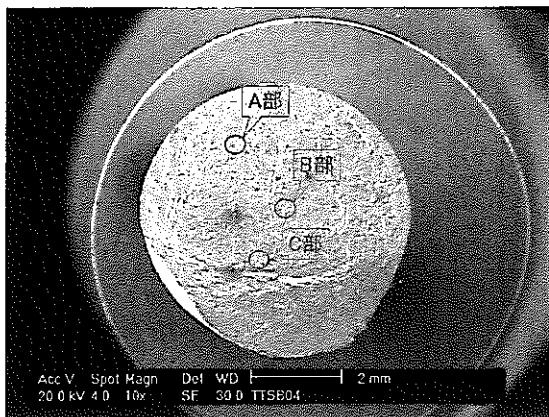
(2) 供試体No.2 (1300回)



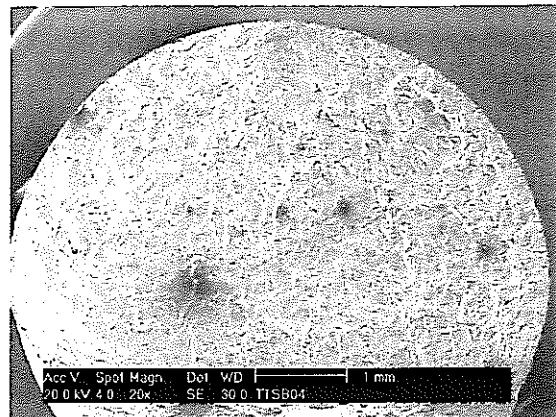
(3) 供試体No.3 (700回)

高温Na温度	低温Na温度	温度差	高温保持時間	低温保持時間	Na流量	試験回数
600 °C	300°C	300°C	40 MIN.	10 MIN.	100 ℥/min	供試体No.1 2000回 " No.2 1300回 " No.3 700回

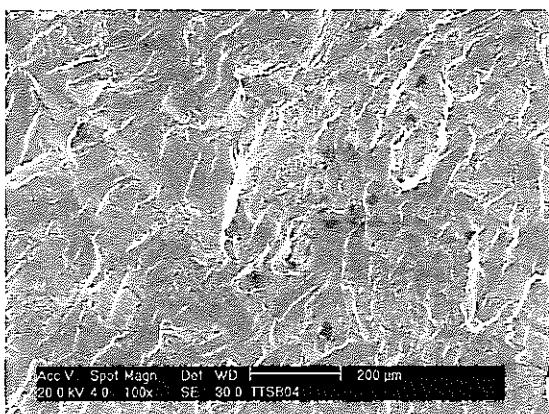
写真4.2 SUS304熱間引抜加工鋼管のき裂発生状況



TTSB04 10倍(観察部)

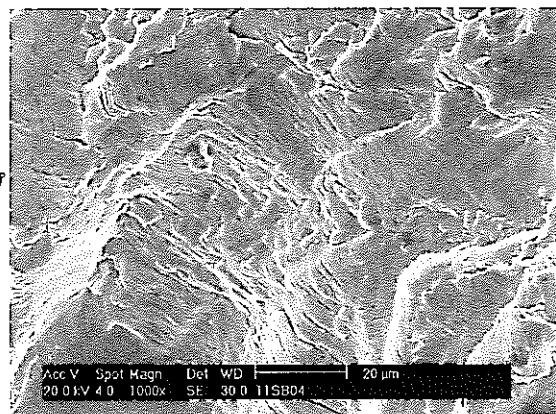


TTSB04 20倍

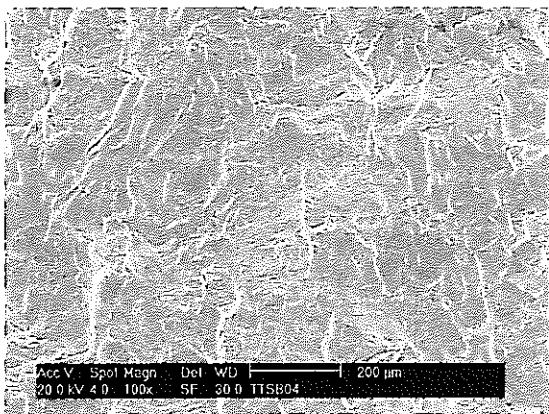


A部 100倍

第1ステップ
0.05%/sec

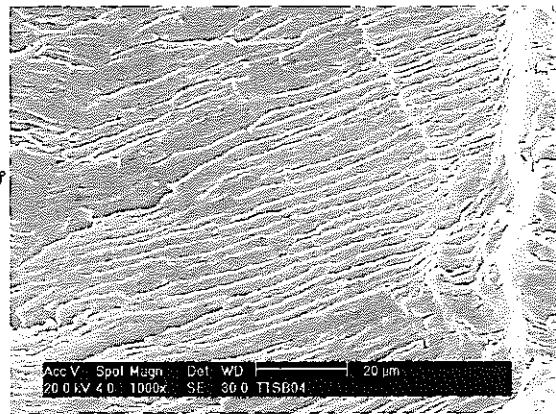


A部 1000倍

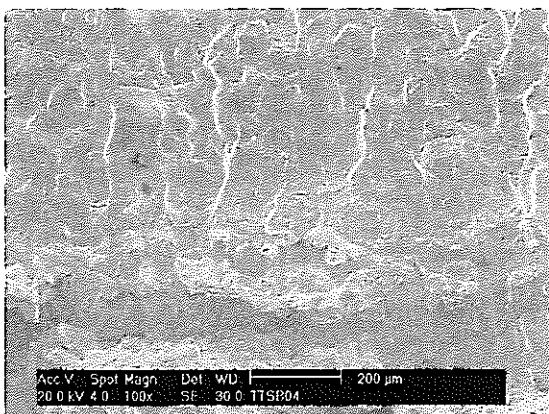


B部 100倍

第2ステップ
0.01%/sec

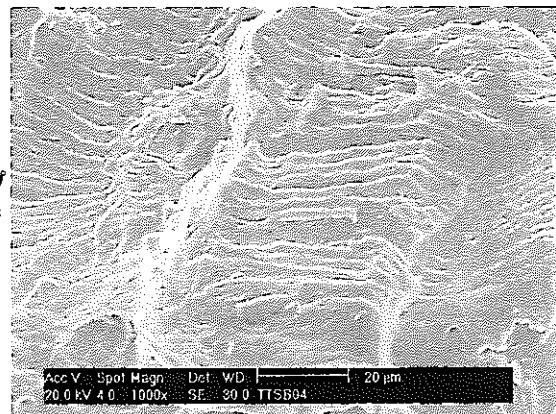


B部 1000倍



C部 100倍

第3ステップ
0.005%/sec



C部 1000倍

写真4.3 ひずみ速度を変化させたき裂破面のミクロ組織