

微視的変形挙動の観察に基づく工業用純チタンの疲労強度に関する基礎的研究

楠川, 量啓

<https://doi.org/10.11501/3081246>

出版情報：九州大学, 1994, 博士（工学）, 論文博士
バージョン：
権利関係：

第6章 高温における疲労き裂発生挙動

6.1 緒言

序論でも述べたように純チタンは通常的环境中においても圧力容器、配管あるいは構造用部材として使用されているが、むしろより厳しい環境下で使用されることが多い。現在純チタンが最も活用されているのは発電プラントなどの復水器である。海水あるいは蒸気中のアンモニアなどに対する耐食性が優れており、日本は世界で初めて全チタン製の復水器の実用化に成功し⁽⁷⁰⁾、以来原子力発電プラントにおいてかなりの実績を納めている。これら復水器の使用温度は100℃前後であるが、これ以外に化学、石油精製プラントなどでは180℃程度が設計温度である。中でも燃料油ストリッパ、ボトムクーラでは290℃の高温設計例⁽⁷¹⁾もあり、以上述べたような高温環境下での使用も多い。これらの機器の稼働中におけるトラブルとして、振動による疲労破壊の事例もみられ、高温環境下での疲労特性を明らかにしておくことは純チタンの実用上特に重要なことである。

耐食性のみならず耐熱材料としても優れた特性を持つチタン合金の高温環境下での疲労特性に関する研究は比較的多く、広範な温度領域においてその疲労き裂伝ば特性が明らかにされている⁽⁷²⁾。しかしながら純チタンの高温環境下での疲労特性に関する詳細な報告はほとんどない。

本章では純チタンの設計限界温度と思われる300℃における高サイクル疲労でのき裂発生挙動を検討した。前章までにおいて常温環境下における疲労挙動と結晶間での変形拘束が大きいこととの関係を種々の条件下において明らかにしてきたが、高温では変形拘束の状態も常温とは異なることが予想されるため特にこの点に関して詳細な観察を通じて常温と比較の上検討した。

6.2 実験方法

実験に供した材料は第3章で使用したものと同質の工業用純チタン板である。試験片も前掲図3-1に示したものと同一形状とし、試験片加工後の熱処理条件も同じく800℃、1時間の真空焼なましとした。

疲労試験機は第4章で示した油圧サーボ疲労試験機に赤外線急速加熱装置（真空理工製 ゴールドイメージ炉 RHL-E42 出力2kW）を取り付けたものである。

温度制御装置を含めた加熱装置の構成を図6-1に、また試験機全体の概略図を図6-2に示す。温度制御のための温度検出は炉内中央に位置する試験片に接触するよう配置した熱電対により行った。楕円面反射型炉であるため炉内温度が場所によって異なる可能性がある。そこで設定温度を300℃としたときの炉内温度分布を別の熱電対により測定した。測定結果を図6-3に示す。炉内下部では多少温度が低下しているが、試験部における温度はほぼ均一で設定値の±10℃以内であった。

疲労試験は第3章で示した常温平滑材の疲労挙動と比較できるように引張圧縮正弦波状荷重下で応力比 $R = -1$ 、繰返し速度20Hzで行った。試験温度は300℃ ($T=573\text{K}$)で、融点 T_M ($=1941\text{K}$)との比(T/T_M)は約0.3である。疲労き裂発生過程の連続観察は、所定の繰返し数ごとに試験機を止め、炉内部を開放して十分冷却した後レプリカを採取し、これを光学顕微鏡およびSEMで観察することにより行った。

6.3 疲労寿命

高温での疲労試験において得られたS-N曲線を、第3章で示した常温での結果と併せて図6-4に示す。疲労強度は高温においては、常温に比べかなり低下する。また応力振幅 $\sigma_a = 60\text{MPa}$ で 10^7 回繰返しても破断には至らなかったが、後述するように連続観察の結果から、この繰返し数以後において破断する可能性がある。一般に鉄鋼材料では高温で疲労限度が消失する⁽⁷³⁾ことが知られているが、純チタンにおいても高温では明瞭な疲労限度が消失するものと考えられる。図6-4から推定すると 10^7 回時間強度は60MPaよりわずかに高い値となる。これは常温における疲労限度に対して約60%の低下となる。一方、300℃における本材料の引張強さは120MPaであり、常温での320MPaに対し約60%の低下となっている。すなわち高温環境下での疲労強度の低下割合は、静的強度の低下割合にほぼ対応しているといえる。

6.4 疲労き裂発生挙動

応力振幅 $\sigma_a = 70\text{MPa}$ における疲労き裂発生過程の連続観察結果を図6-5に示す。まず結晶内では応力繰返しのかなり早い時期(全寿命の1%以下の繰返し数)

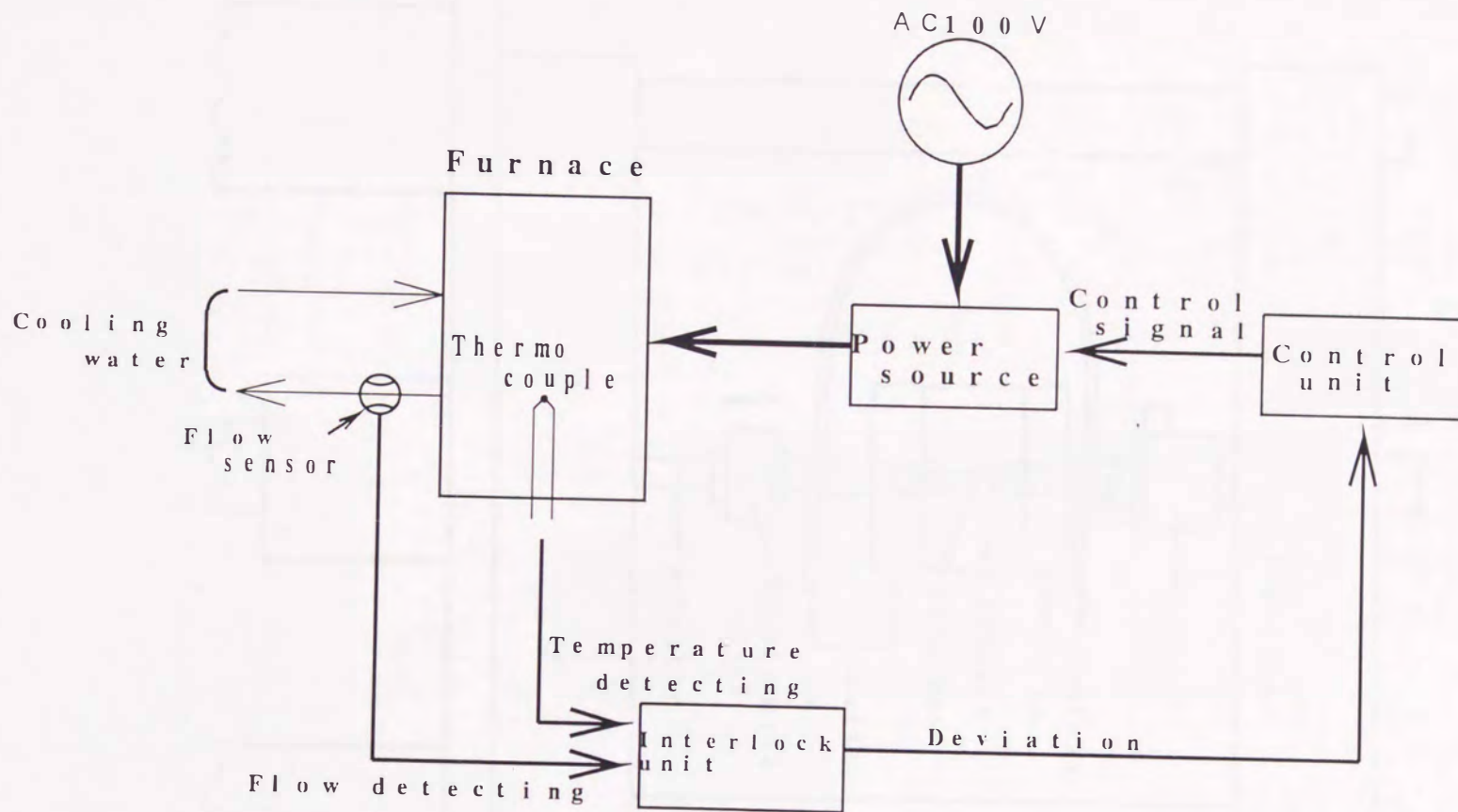


図6-1 急速加熱装置の構成

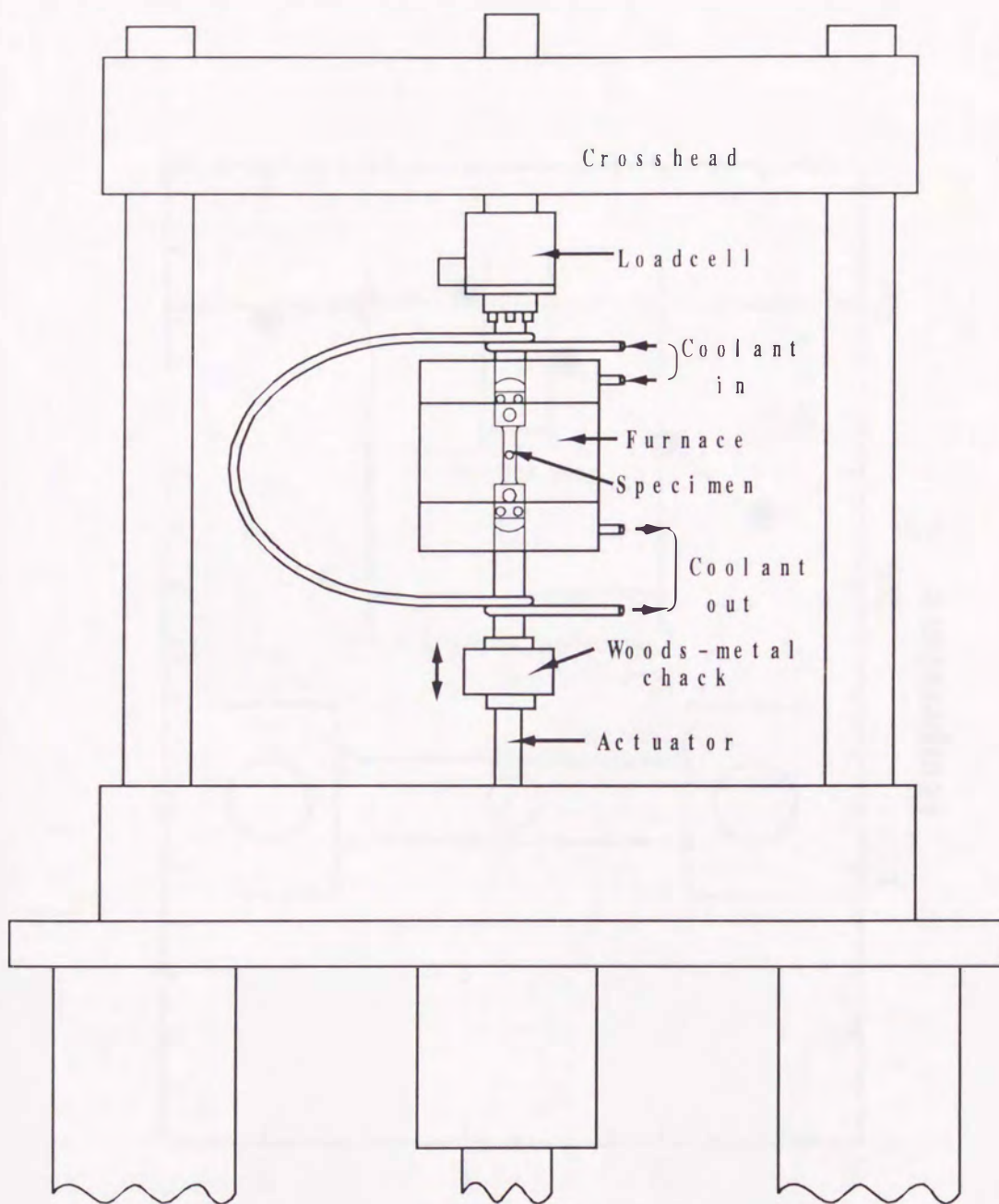


図6-2 高温疲労試験機の概略

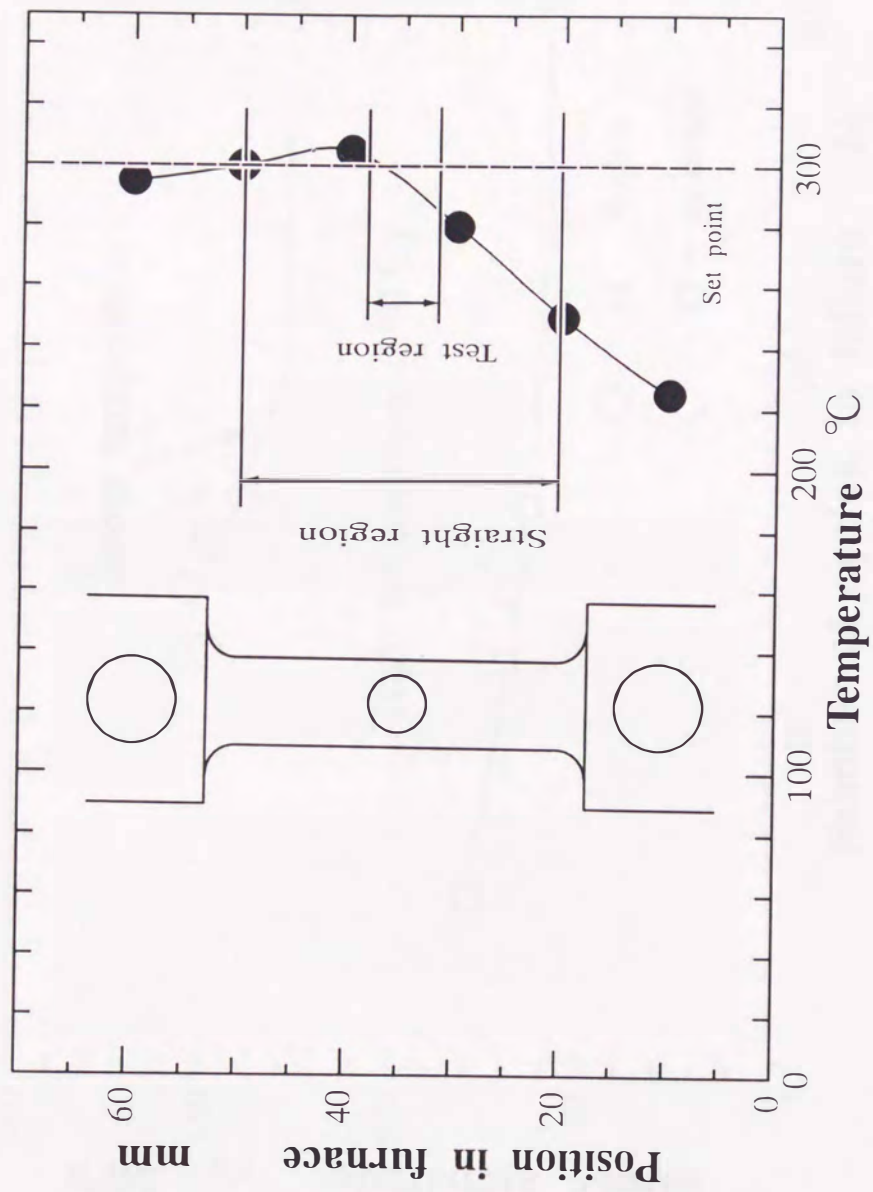


图6-3 炉内温度分布

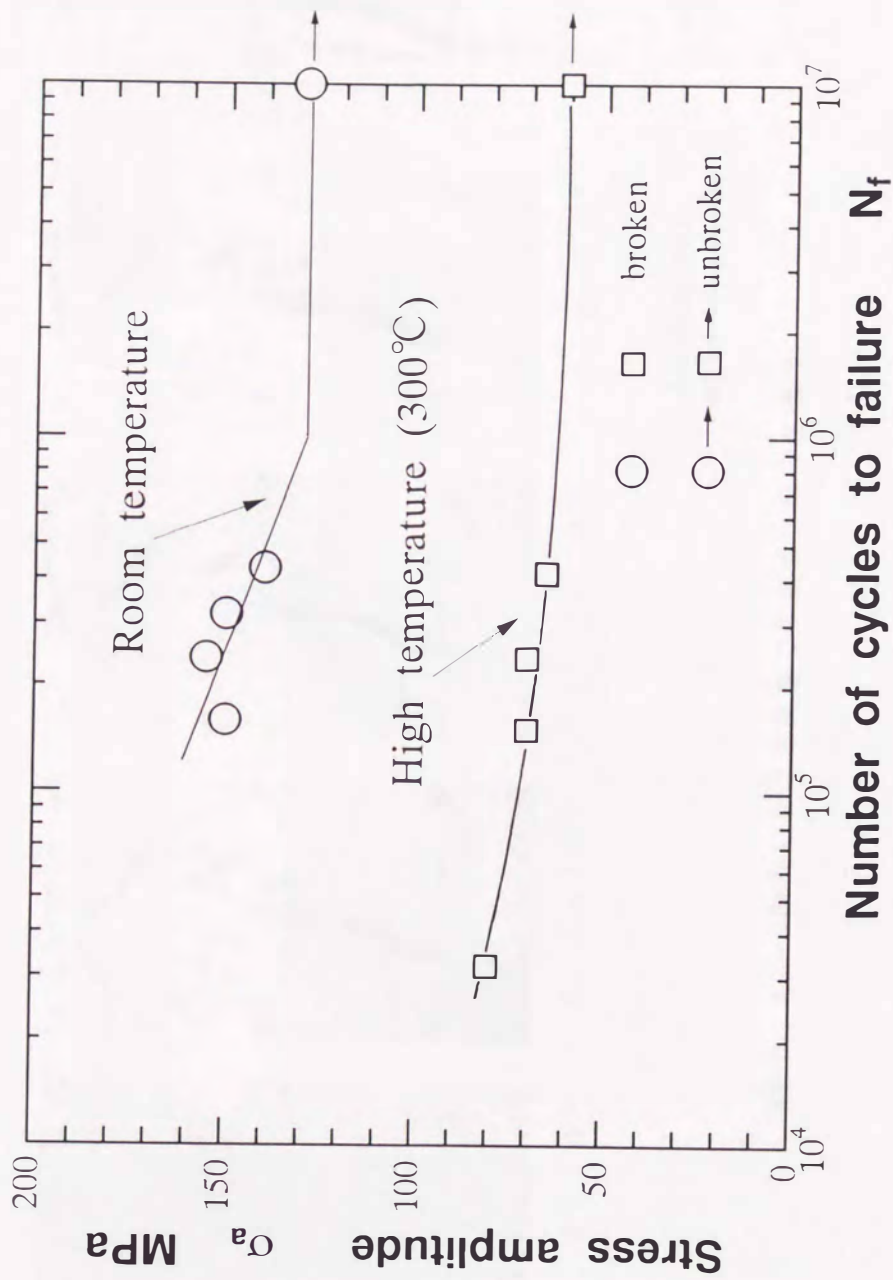


图6-4 S - N 曲线



図6-5 $\sigma_m = 70\text{MPa}$ における高温での疲労き裂発生過程

ですべり帯が観察されるようになる。純チタンの常温での疲労初期過程においては、すべり帯の数は非常に少なく、しかも1結晶内において観察できるすべり帯の方向は1方向で単一のすべり系のものだけであった。しかし高温においてはいずれの応力振幅の場合も観察されるすべり帯の数は非常に多く、かつ方向の異なる2次すべり系のすべり帯もみられた。一方、き裂は粒界に沿って発生しており、結晶粒内のすべり帯に沿ってき裂が発生する常温での挙動とは全く異なっていた。

図6-5の黒枠で示したき裂発生部をSEMによりさらに詳細に観察した結果を図6-6および図6-7に示す。図6-7は図6-6のき裂発生部(黒枠部a)をさらに拡大したものである。これらの観察から粒界でのき裂発生はその粒界全体にわたってき裂となるものではなく、すべり帯がぶつかった粒界の一部からき裂が発生していることがわかった。このようなき裂発生挙動は、実験した範囲の応力レベルにはほぼ無関係であり、図6-8に示すように 10^7 回時間強度よりわずかに高い応力振幅 $\sigma_a = 65\text{MPa}$ においても同一の発生挙動となる。常温に比べすべり帯の数が多く観察されることは繰返しすべりをより多くのすべり面で負担することを意味し、粒内のすべり帯においてき裂が発生する限界のすべり量に達する以前に粒界でき裂が発生すると考えられる。き裂発生の機構については後の節で詳しく述べるが、以上のことはき裂の発生寿命の全破断寿命に占める割合が常温での約23%に対し、高温で約2.3%と、かなり早い時期にき裂が発生することからも推察できる。

粒界に沿って発生、伝ばしたき裂はその後粒内へと伝ば拡大していく。図6-6において、 $N = 1.2 \times 10^4$ の段階で粒界に沿って伝ばしたき裂が粒界3重点の部分から隣の粒内へと伝ばする様子が観察された。粒内へと伝ばした前後のこの部分(図6-6、黒枠部b)をSEMで観察した結果を図6-9に示す。粒内へと伝ばしたき裂は、表面においてき裂進入方向にほぼ平行なすべり帯とそれとは別のすべり帯に沿う2方向にジクザグ状に伝ばしている。図6-10に前掲図6-8の $\sigma_a = 65\text{MPa}$ ($N_f = 4 \times 10^5$)における発生直後の微小き裂の伝ば速度とき裂長さの関係を示す。同図には第3章で示した常温 $\sigma_a = 150\text{MPa}$ ($N_f = 3 \times 10^5$)における同様の関係も示した。同程度の破断寿命となる常温での挙動と比べた場合、高温ではすべり帯およびき裂の発生は全寿命に対しかなり早い時期に生じるが、微小き裂の伝ば速度は高温の場合が低い傾向にある。換言すると高温環境下では破断寿命

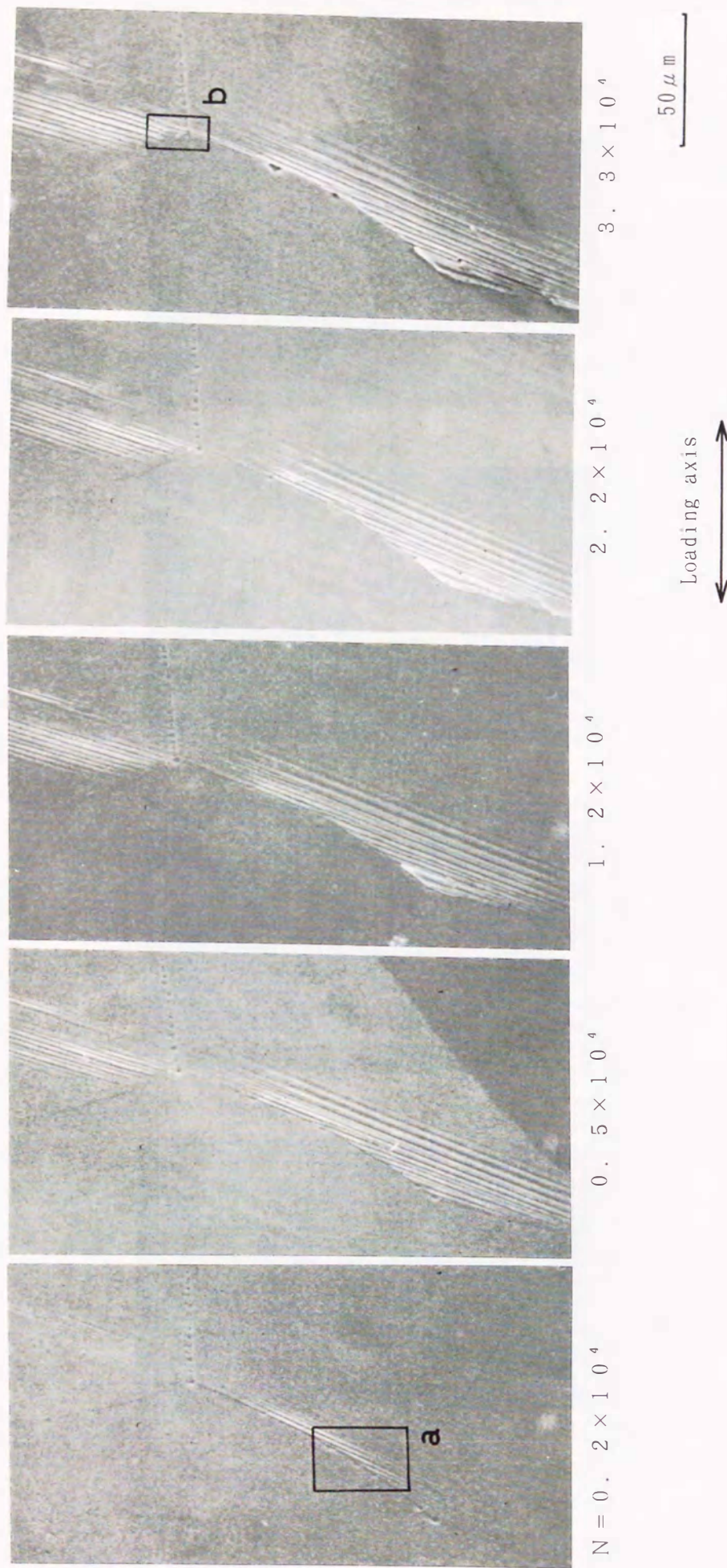


図6-6 図6-5 黒枠部の SEM連続観察

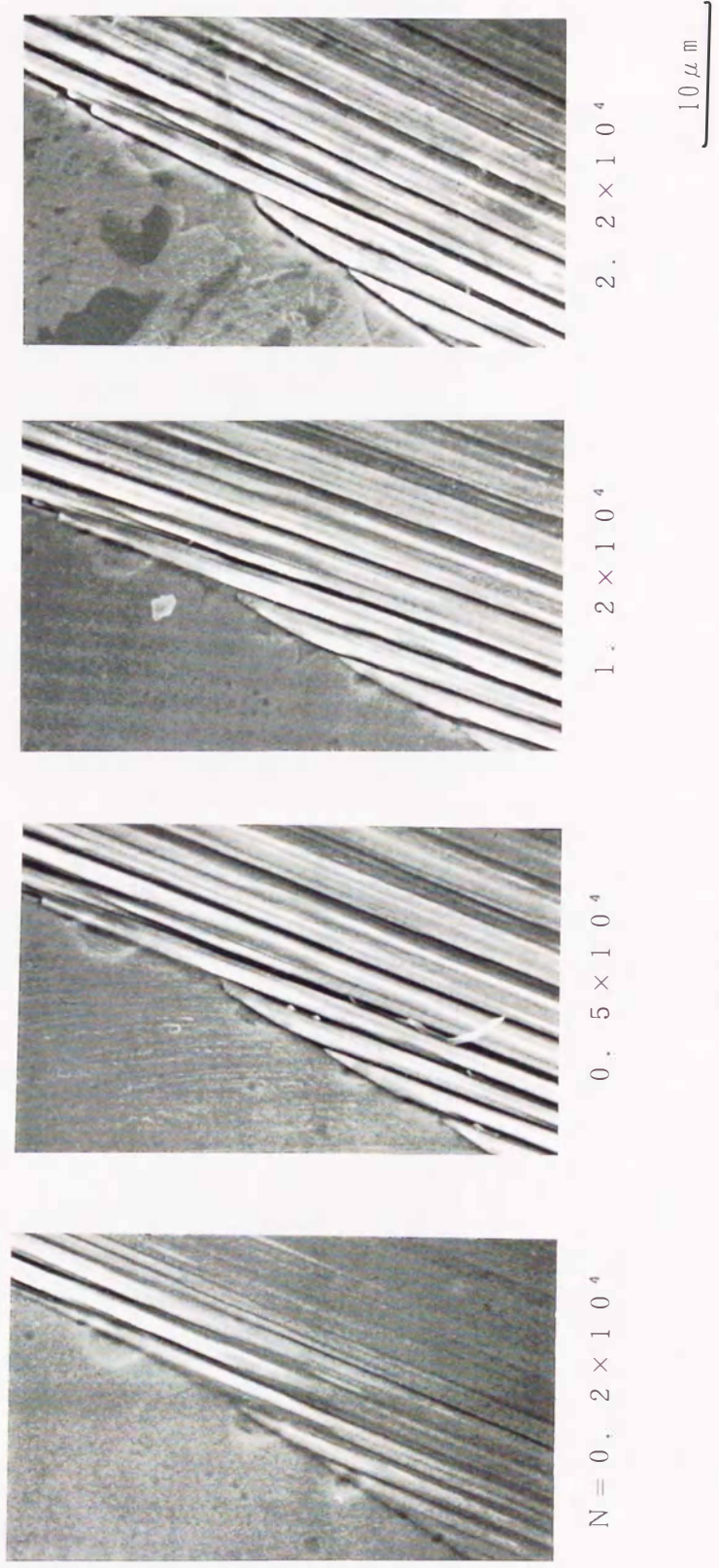


図6-7 図6-6 黒桿部 a (発生部) の拡大

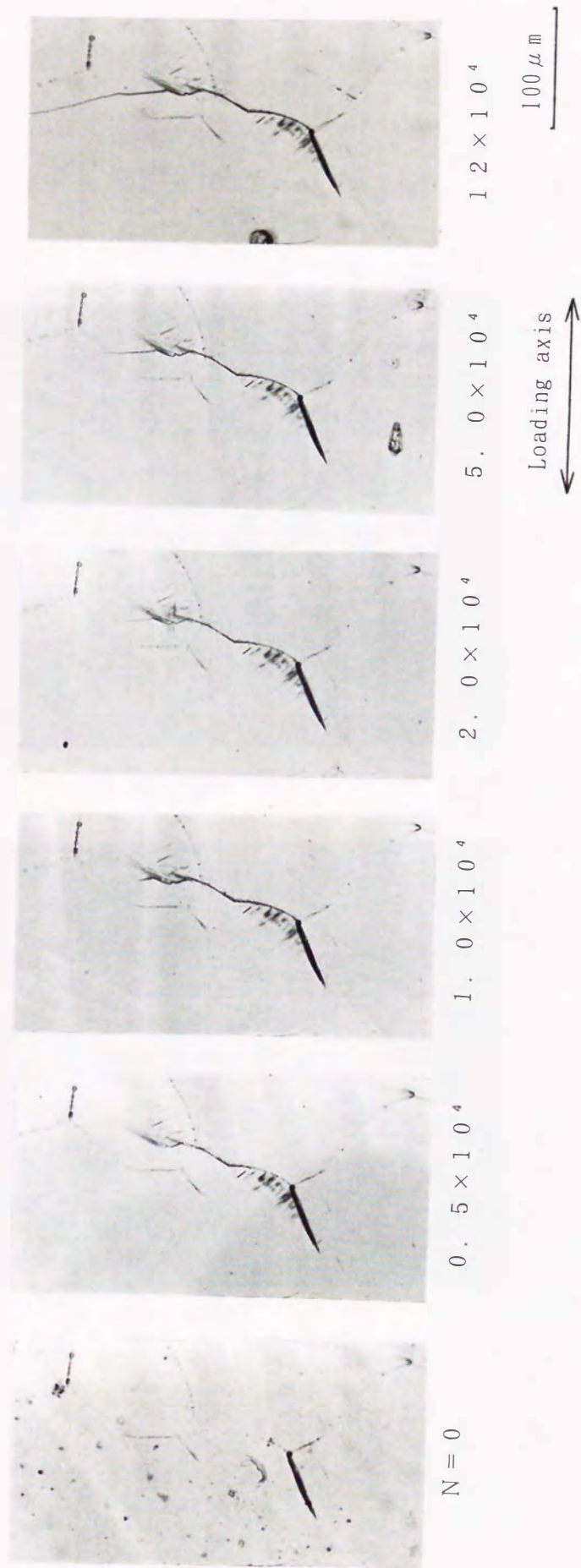
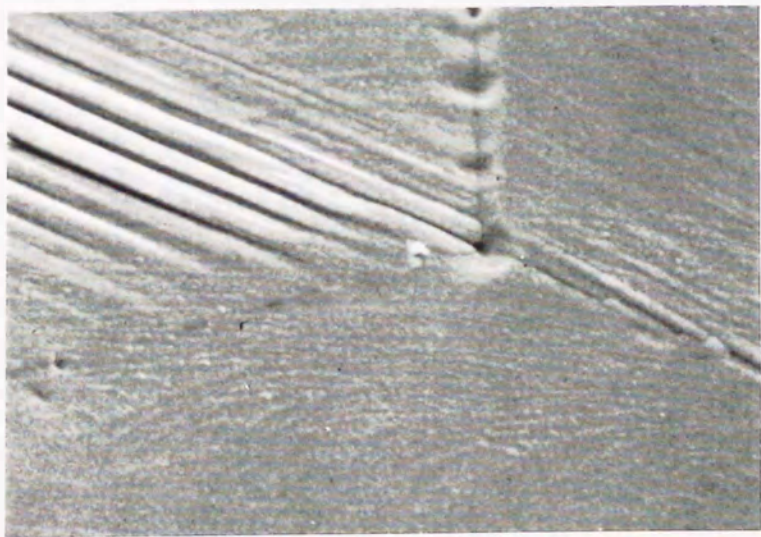
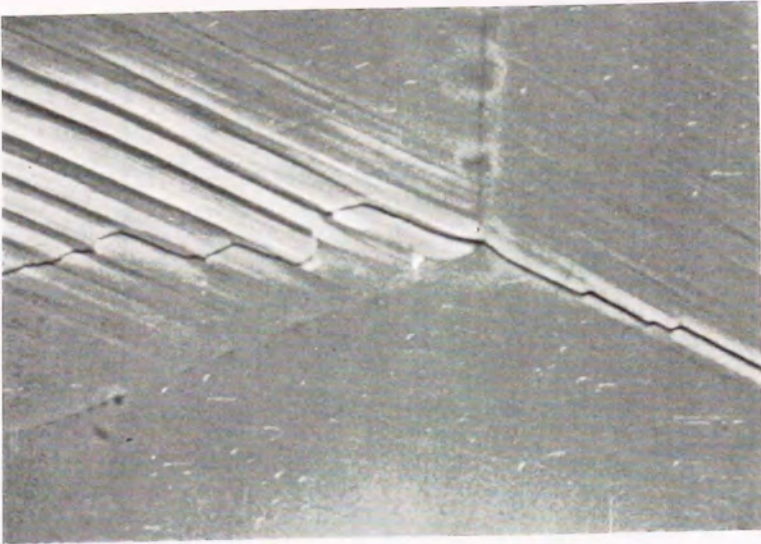


図6-8 $\sigma_a = 65\text{MPa}$ における高温での疲労き裂発生過程



$N = 0.5 \times 10^4$



3.3×10^4

10 μ m

図6-9 隣接結晶内への伝ばの詳細観察（図6-6 黒枠部 b）

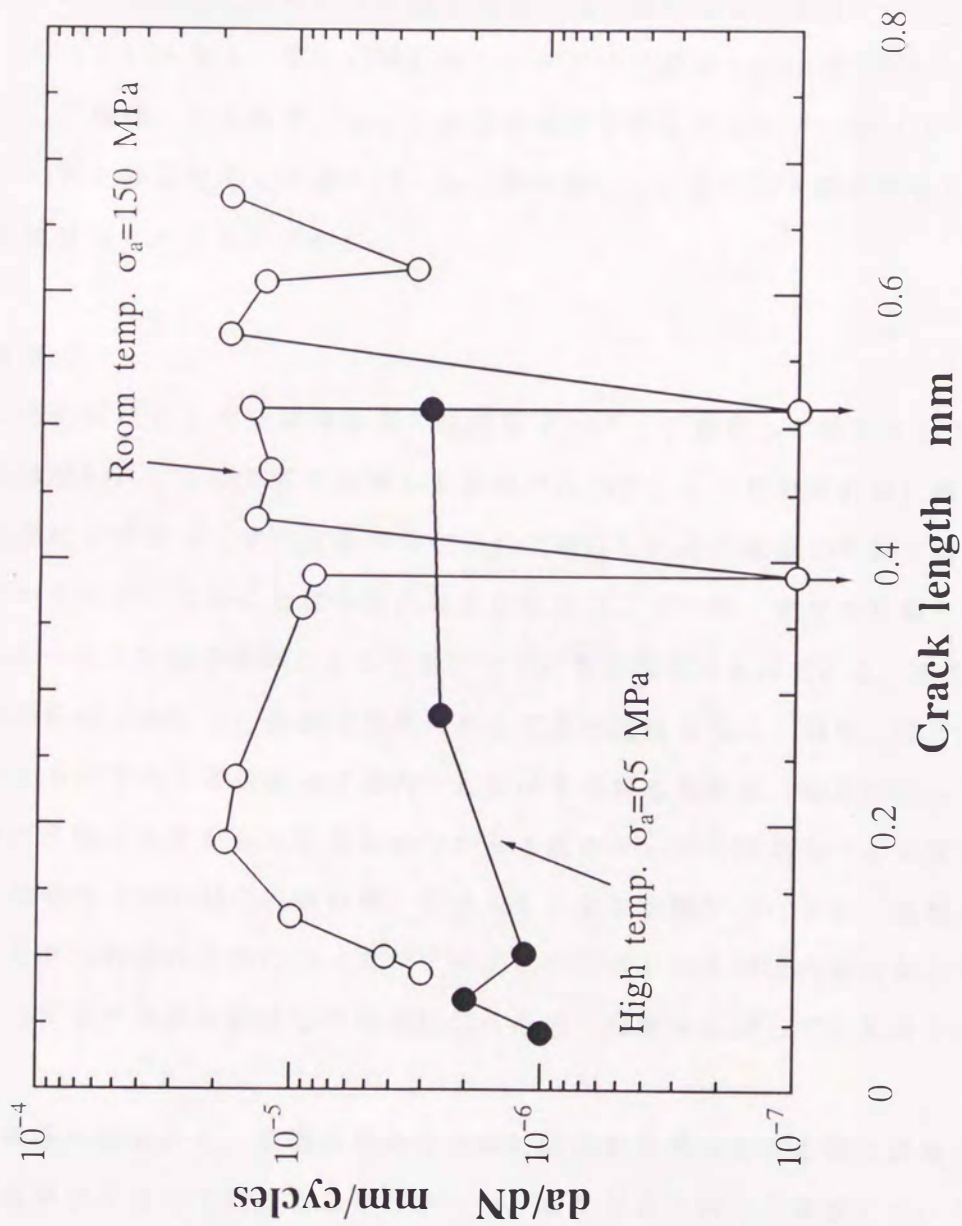


図6-10 微小き裂の伝ば速度

の大半を微小き裂の伝ば過程で占めるといえる。また常温では組織の影響を受けて伝ば速度の増減が顕著であったが、高温においては増減が少なく結晶間での拘束が小さくなったことを表している。

10^7 回時間強度より低い応力 ($\sigma_a = 60\text{MPa}$) を繰返すときの試験片表面の変化を観察した結果を図6-11に示す。この応力においてもすべり帯はかなり早い時期に形成され、応力の繰返しに伴いその数を増す。 10^7 回繰返した後のすべり帯が粒界とぶつかっている部分 (図6-11黒枠部) をSEMで観察した結果を図6-12に示す。拡大して観察しても粒界においてき裂は認められなかったが、 400×10^4 回以降もすべり帯の数は増加しており 10^7 回以降の繰返しにおいてき裂が発生し破断に至る可能性は十分あると思われる。

6.5 破面観察

図6-13に図6-6に示したき裂発生部の破面をマッチング観察した結果を示す。図中丸枠部は図6-7において拡大観察した領域であるが、この部分を詳細に観察すると、粒界にぶつかったすべり帯のそれぞれに対応した段が破面の両側で対応して形成されていた。このことはき裂の発生が粒界のごく一部、すなわち個々のすべり帯のぶつかった部分を起点として生じたことを示唆するものである。また、き裂発生後の伝ばにおいて、き裂は粒界に沿って進むだけでなく、図中□印で示した部分のようにすべり帯に沿って粒内へと伝ばする場合もある。粒界に沿って伝ばし始めたき裂は粒界が他の結晶とぶつかる3重点から隣の結晶内へと伝ばしていく。この部分 (図6-13の四角枠部) を拡大したものを図6-14に示す。表面において異なる2つのすべり面に沿ってジグザグ状に伝ばしたき裂は内部においてもこれら2つのすべり面に関係して微小な段を形成しながら伝ばしている様子が観察された。

全体的な破面の観察から、常温の場合と同様に結晶粒を単位とする微視組織を反映した破面様相となっていることがわかった。また常温と同じく高温においてもき裂がへき開状に割れながら伝ばする場合もあり、その例を図6-15に示す。しかしながら高温では破面が常温に比べて複雑で微細な段で構成される傾向にあり、すべりが活性化されたために常温に比べて多くのすべり面がき裂伝ばに関与していることを示唆するものであった。

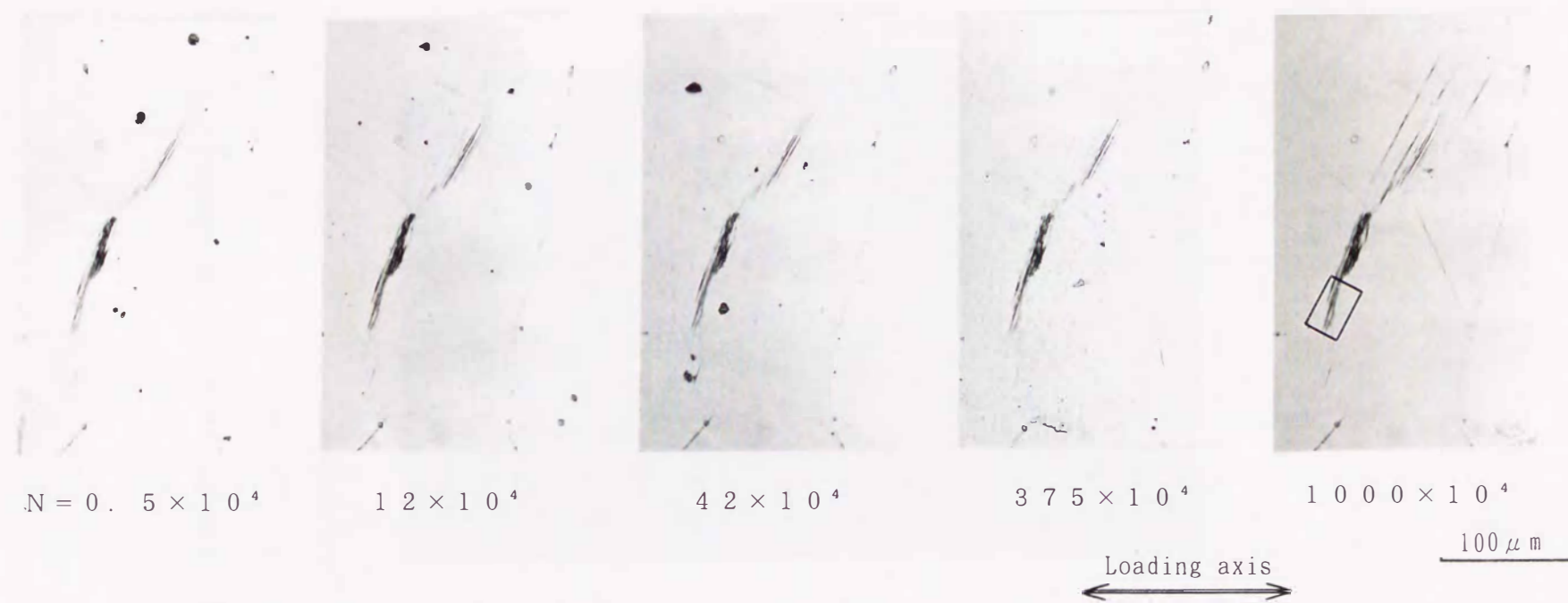
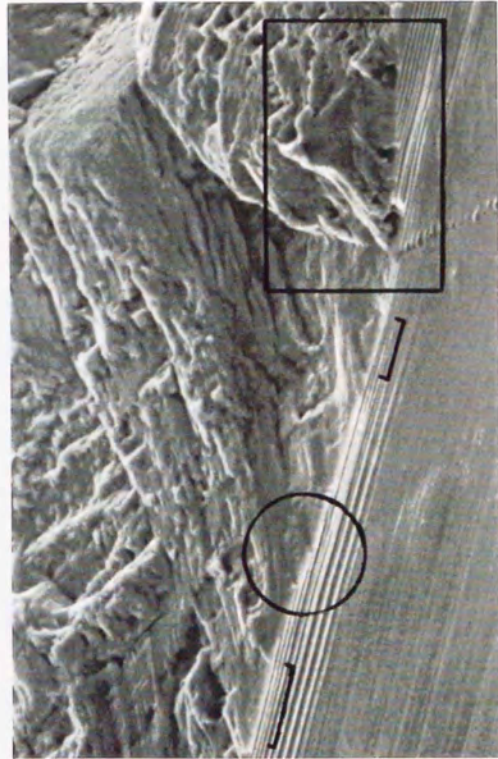


図6-11 10^7 回時間強度以下 ($\sigma_a=60\text{MPa}$) の応力を繰返したときの
試験片表面状態の変化



10 μ m

図6-12 10^7 応力繰返し後のすべり帯の SEM観察 (図6-11黒枠部)



50 μ m

図6-13 き裂発生部の破面観察（図6-5の破面）



10 μ m

図6-14 隣接結晶内へ伝ばした部分の破面観察（図6-13 四角枠部）



100 μ m

図6-15 へき開状粒内き裂の例 ($\sigma_a = 70\text{MPa}$)

6.6 き裂発生機構

これまで述べてきたように高温における疲労き裂はすべり帯のぶつかった粒界で、しかも個々のすべり帯に対応した微小な領域で発生することがわかった。粒界き裂発生モデルの一つとして堆積転位群の先端部におけるへき開き裂^(7.3)を疲労き裂に適用した北川ら^(4.6)のモデルがある。この場合、すべり帯と粒界のなす角が約70°のとき転位の先端部で引張応力が最大となり^(7.4)可視き裂が発生すると考察しているが、本結果では図6-16のき裂発生部の模式図に示したようにすべり帯と粒界の角度は約30°と小さい場合もある。また図6-13の破面観察からもわかるようにき裂の発生起点は上述のモデルの考え方よりも巨視的に捉える必要があると思われる。

図6-7によるとき裂発生部に見られるすべり帯の幅は2~3 μm 程度であり表面に対してもかなり激しい凹凸を形成している。この様子のスケッチとその断面の模式図を図6-17に示す。高温では結晶間での変形拘束が低下し、すべりが活性化されるため繰返しすべりが生じる面が同一すべり面に限定されることがなく、比較的幅の広いすべり帯が入り込み、突き出しとして表面に形成される。しかしすべり系の数が少ないため結晶粒界においてすべりが阻止され、すべり帯がぶつかった粒界では比較的大きなずれが生じることになる。一方、粒内でのすべりは前述のとおり変形拘束の低下により分散されるため、すべり帯においてき裂発生に至る以前に粒界で生じた大きなずれから微小き裂が発生するものと思われる。このような微小き裂はぶつかった各すべり帯ごとに発生するため、すべり帯を単位とした段が破面に形成されることになる。そしてこれらが次々とつながりながらき裂が伝ばしていくものである。表面のすべり帯と粒界の間の角度が特に小さく、微小き裂が発生しないような粒界部では、図6-13に示したように凹凸の激しいすべり帯の間に沿って伝ばする場合もある。

常温と高温では以上述べたようにき裂の発生機構が異なるため、図6-4に示したように疲労強度が低下し、かつ明瞭な疲労限度が消失したと考えられる。

6.7 まとめ

工業用純チタンの実用上重要と思われる300°Cの高温環境下での疲労特性、特にき裂の発生挙動について検討した結果、以下の結論が得られた。

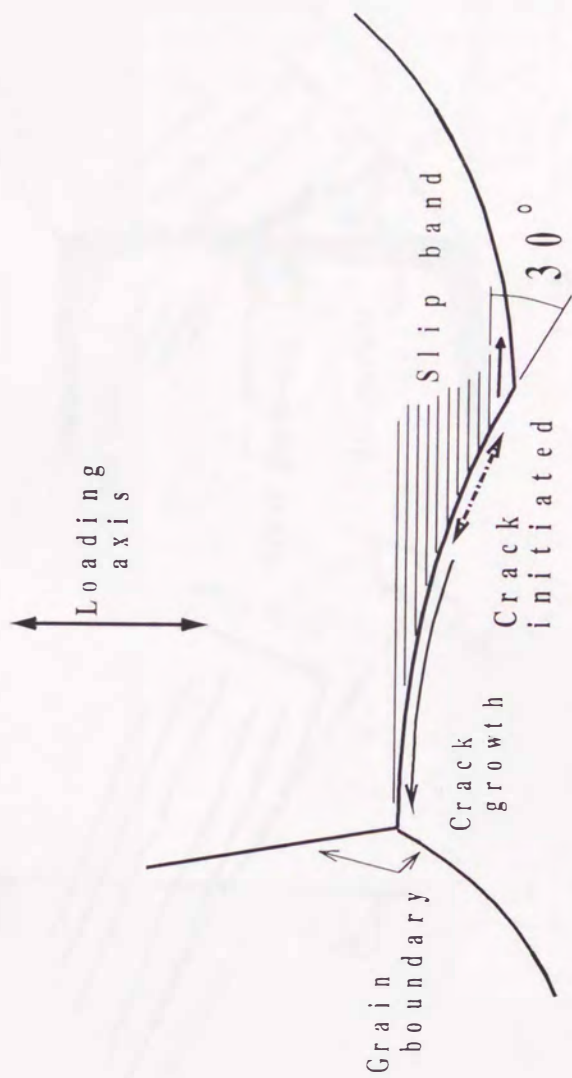


図6-16 き裂発生部粒界の模式図

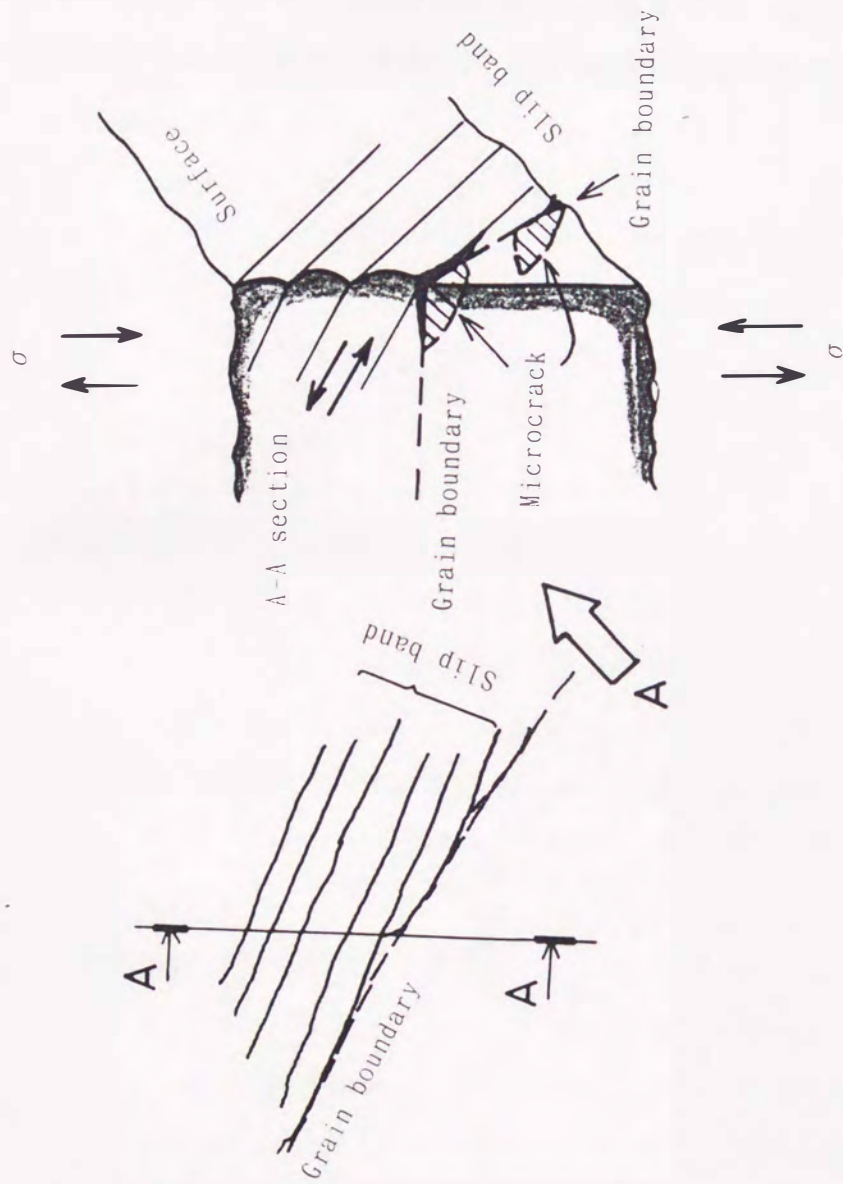


図6-17 き裂発生部スケッチおよびその断面の模式図

- (1) 高温において得られた S - N 曲線には常温においてみられるような明瞭な疲労限度が存在しなかった。 10^7 回時間強度は常温での疲労限度に対し、静的強度の低下割合とほぼ同じ割合で低下した。
- (2) 高温では常温に比べ結晶間での拘束が低下し、すべり帯の発達が著しく、粒内でのすべりが分散されるため、き裂はすべり帯に沿って発生する以前に、すべり帯がぶつかった粒界を起点として発生する。き裂発生寿命は全寿命に対し 3 % 以下であり、常温に比べ早い時期にき裂が発生する。

第7章 結論

本研究は純チタンの疲労特性を明らかにし、実機の安全性確保、あるいは応用研究に対する指針を与えることを目的とした。純チタンは従来の構造用金属材料とは異なる結晶構造、稠密六方晶であるため、すべり系の数が少なく結晶間での変形拘束が大きい。そこで本研究は疲労過程における微視的変形挙動の詳細な観察、微視的ひずみの測定などを通じて工業用純チタンの基本的疲労特性を明らかにした。

低サイクル疲労（第2章）、高サイクル疲労における平滑材および小穴材のき裂発生挙動とき裂伝ばの開始条件（第3章）、微小き裂の伝ばおよび長いき裂の伝ばと微視的変形挙動との関係（第4章）、切欠き材の疲労限度（第5章）、および高温環境下での疲労き裂発生挙動（第6章）について検討し以下の結論を得た。

1. 引張圧縮低サイクル疲労における微視的変形挙動と疲労き裂発生挙動

- (1) き裂はひずみ繰返しのごく初期（全寿命の10%以下）に粒界の一部を起点として発生する。繰返しひずみ幅が小さくなると粒内のすべり帯に沿って発生する場合もある。
- (2) 一軸引張変形を与えた場合、結晶間での変形拘束が大きいため、粒界において変形が集中し、巨視的ひずみが大きくなるとその粒界で段が形成される。
- (3) 繰返し変形を与えたときの局所的ひずみ分布を格子をけがいた試験片を用いて測定した結果によると、粒界でのひずみは非可逆的で1ひずみサイクル後も比較的大きなひずみが残留するが、粒内では1ひずみサイクル中に変形が逆方向にすべり返り、残留するひずみは小さい。
- (4) 低サイクル疲労でのき裂発生機構は以上述べたような変形の集中した粒界の一部で結晶と結晶が分離するものである。

2. 高サイクル疲労におけるき裂発生挙動

- (1) 結晶粒内に生じた多数のすべり帯に沿って微小き裂が発生し、これらが

互いに連結成長し結晶粒程度のき裂となる。さらに隣接する結晶中に同様に発生したき裂どうしが連結し連続的なき裂伝ばが始まる。

- (2) 純チタンにおける疲労限度とは複数個の結晶にき裂が発生するとともに、それらが互いに連結して伝ばを開始する限界の応力である。切欠き底付近でもほぼ同様な挙動を示す。すなわち、切欠き材における疲労限度も、切欠き内部方向に連なる複数個の結晶内でき裂が発生しそれらが連結するか否かの限界の応力である。したがってき裂発生に関係する表面層の厚さは他の材料に比べて厚いものとなる。

3. き裂の伝ば挙動

- (1) 他の延性金属材料に比べてき裂先端前方の隣接する結晶の拘束が大きい。ため平滑材における微小き裂、切欠き底から発生した微小き裂および予き裂から再伝ばし始めたき裂のいずれの場合も伝ば速度の増減が特に激しく、き裂が粒界に達する前に減速が生じ、へき開割れが生じる場合には加速が生じる。
- (2) 切欠き材あるいは予き裂材では伝ばしている微小き裂と、その先端から離れた箇所に発生したき裂とが合体することがある。これは本材料では微小き裂の伝ば速度が粒界近傍で極端に低下し、かつ切欠き底あるいはき裂先端部のかなり大きな範囲で、伝ばしているき裂の影響を受けることなく他のき裂が発生する挙動を示すためである。
- (3) 線形破壊力学が適用可能である長いき裂においても結晶間での拘束が依然存在し、軟鋼と比べた場合き裂先端付近で大きなひずみが生じるのはき裂先端部のごく1部の結晶内に限られる。

4. 切欠き材の疲労限度

- (1) 純チタンの切欠き感度はきわめて低い。これは前述したようにき裂発生に関係する表面層の厚さが他の材料に比べて厚いことに起因するものである。
- (2) 切欠きが鋭い場合でも疲労限度は前述のき裂発生限界によって決まり、一度き裂が発生すると必ず伝ばし破断に至るため停留き裂は生じない。

この物理的背景としてすべり系の数が少ないためき裂伝ば抵抗に比べてき裂発生抵抗が大きいことが関係している。

5. 高温環境下での疲労き裂発生挙動

- (1) 高温においては常温で見られるような明瞭な疲労限度が存在せず、 10^7 回時間強度以下の応力においてもすべり帯は徐々に発達する。
- (2) 10^7 回時間強度は常温での疲労限度に対し、静的強度の低下割合とほぼ同じ割合で低下する。しかし短寿命側での疲労強度の低下は著しい。
- (3) 高温では常温に比べてすべりに対する抵抗が減少するため、個々の結晶内で高密度に発生したすべり帯がぶつかった粒界に沿って疲労き裂が発生する。き裂発生時期も常温に比べて早く、寿命のごく初期（破断寿命の3%以下の繰返し数）である。

以上のように純チタンの疲労特性を支配している主な要因は結晶構造であり、すべり系の数が少なく結晶間での変形拘束が大きいことが従来の構造用金属材料と異なる疲労特性を示す原因である。

謝 辞

本研究論文を完成するにあたり、多大なる御指導と御鞭撻を賜りました九州大学工学部教授 西谷弘信先生に心より感謝申し上げます。

また、本論文の内容に関しまして有益なる御教示を賜りました九州大学工学部村上敬宜教授、尾崎龍夫教授ならびに市丸和徳教授に厚く御礼申し上げます。

本研究の開始より、学問研究に対する姿勢など種々の面で御指導を賜りました弓削商船高等専門学校教授 高尾健一先生に深く感謝申し上げます。

最後に、学生の頃より御指導を賜り、学問研究の機会を与えていただきました徳島大学工学部教授 村上理一先生に厚く御礼申し上げます。

参考文献

- (1) 西谷弘信, 材料力学の進展, 日本機械学会第66期全国大会特別講演資料 (1988).
- (2) 西田新一, 機械装置破損の原因と対策, 1 (1986) 日刊工業新聞社
- (3) 石橋 正, 金属の疲労と破壊の防止, (1967), 養賢堂, 1.
- (4) Klesnil, M. and P. Lukas, Fatigue of Metallic Materials (1980) Elsevier Scientific Pub.
- (5) Fuches, H. O. and R. I. Stephens, Metal Fatigue in Engineering (1980) John Wiley & Sons.
- (6) 村上陽太郎, 亀井清, 非鉄金属材料学 (1978) 朝倉書店.
- (7) 伊藤, 小林, 日本造船学会誌, 715, (1988), 493.
- (8) 道草, 金属, 1993年10月号, (1993), 12.
- (9) 「金属チタンとその応用」編集委員会編, 金属チタンとその応用, (1983), 日刊工業新聞社, 165.
- (10) (社)チタニウム協会編, チタンの加工技術, (1992), 日刊工業新聞社, 128.
- (11) 中岡勉, プレート式熱交換機を用いた海洋温度差発電に関する研究 (1986), 九州大学学位論文.
- (12) 道草, 金属, 52, 3 (1982), 21.
- (13) 竹内, 日本機械学会論文集第一部, 29-206 (1963), 1626.
- (14) MacDonald, D. E. and W. A. Wood, Journal of the Institute of Metals, 100 (1972), 73.
- (15) Munz, D., Engineering Fracture Mechanics, 5 (1973) 353
- (16) Kocanda, S. Fatigue Failure of Metals (1978), (石井, 田中 訳, 金属疲労の解析と応用 (1981), 現代工学社).
- (17) 小林, 川田, 中沢, 材料, 27-300 (1978), 859.
- (18) Forsyth, P. J. E., Proc. Crack Propagation Symp., (1956), 1.
- (19) Sugano, M. and C. M. Gilmore, Metallurgical Transactions, 11-A (1980), 4.

- (20) 高尾, 西谷, 日本機械学会論文集, 50-453 A (1984), 453.
- (21) 西谷, 高尾, 日本機械学会論文集, 40-340 (1974), 3254.
- (22) 高尾, 十川, 松本, 日本機械学会論文集, 52-484 A (1986), 2574.
- (23) 高尾, 西谷, 材料, 36-409 (1987), 1060.
- (24) Walker, N. and C. J. Beevers, *Fatigue of Engineering Materials and Structure*, 1 (1979), 135.
- (25) Elber, W., *ASTM, STP. 486* (1971), 319.
- (26) 小林, 日本機械学会論文集, 49-443 A (1983), 771.
- (27) Ward Close, C. M. and C. J. Beevers, *Metallurgical Transactions*, 11 A (1980), 1007.
- (28) Takezono, S. and M. Satoh, *Transactions of the ASME. Jour. of Eng. Mate. and Tech.*, 104-3 (1982), 257.
- (29) 高尾, 松本, 西谷, 日本機械学会論文集, 51-462 A (1985), 450.
- (30) 小川, 戸梶, 亀山, 材料, 38-432 (1989), 1026.
- (31) 戸梶, 小川, 亀山, 加藤, 日本機械学会論文集, 56-523 A (1990), 543.
- (32) 戸梶, 小川, 大矢, 日本機械学会論文集, 58-546 A (1992), 178.
- (33) 菅野, 梅津, 佐竹, 材料, 41-460 (1992), 48.
- (34) 菅野, 佐竹, 材料, 42-481 (1993), 1146.
- (35) 文献(10) p. 178.
- (36) 戸梶, 小川, 柴田, 日本機械学会論文集, 57-534 A (1991), 268.
- (37) 森田, 清水, 川寄, 日本機械学会論文集, 58-546 A (1992), 172.
- (38) 森田, 清水, 川寄, 日本機械学会論文集, 59-563 A (1993), 1650.
- (39) 高橋, 森田, 清水, 川寄, 日本機械学会論文集, 59-567 A (1993), 2481.
- (40) 西谷, 松本, 森田, *機械の研究*, 24-10 (1972), 1332.
- (41) Owens, J. P., P. Watson and A. Plumtree, *Mechanical Behaviour of Materials, Proc. of ICM., Kyoto* (1972), 131.
- (42) 幡中, 吉岡, 石川, 日本機械学会論文集, 59-559 A (1993), 674.
- (43) 幡中, *機械の研究*, 47-7 (1991), 765.
- (44) 高尾, 西谷, 坂口, 材料, 29-325 (1980), 976.
- (45) 西谷, 陳, 日本機械学会論文集, 51-465 A (1985), 1281.

- (46) 北川, 中峠, 材料, 23-251 (1974), 630.
- (47) 文献(4)の p. 77.
- (48) 文献(9)の p. 43.
- (49) 大南正瑛, 塩沢和章, 多結晶金属の強度と破壊, 11 (1976), 培風館.
- (50) 西谷弘信 編, 疲労強度学, 14 (1985), オーム社.
- (51) 高尾, 西谷, 日本機械学会論文集, 46-402 (1980), 123.
- (52) 西谷, 高尾, 第14回疲労シンポジウム前刷 (1980), 1.
- (53) Nisitani, H. and K. Takao, Engineering Fracture Mechanics, 15, 3 (1981), 445.
- (54) 野口, 西谷, 後藤, 日本機械学会論文集, 54-501 A (1988), 977.
- (55) 西谷, 薬師寺, 鹿毛, 日本機械学会論文集, 56-526 A (1990), 1354.
- (56) 例えば Broek, D. Elementary Engineering Fracture Mechanics (1978), Noord-hoff, 245.
- (57) 日本材料学会, 金属材料疲労き裂進展抵抗データ集, Vol. 1~Vol. 2 (1983).
- (58) 田中, 日本機械学会論文集, 54-497 A (1988), 1.
- (59) Edited by Murakami, Y., Stress Intensity Factor Handbook, Vol. 1 (1987), Pergamon Press, 3.
- (60) 文献(59) p. 9.
- (61) 西谷, 石田, 日本機械学会論文集, 39-317 (1973), 8.
- (62) Tokaji, K. and T. Ogawa, Short Fatigue Cracks (Edited by K. J. Miller and E. R. de los Rios), (1992), 85.
- (63) 秋庭, 田中, 日本機械学会論文集, 53-487 A (1987), 393.
- (64) 石田誠, き裂の弾性解析と応力拡大係数, (1976), 培風館, 79.
- (65) 文献(56), p. 99.
- (66) Carlson, R. L., G. A. Kardomateas and P. R. Bates, Int. Journal of Fatigue, 13-6 (1991), 453.
- (67) 村上, 野田, 西谷, 日本機械学会論文集, 48-430 A (1982), 800.
- (68) Nisitani, H., Proc. Int. Conf. on the Role of Fracture Mechanics in Modern Technology, (1987), 25.
- (69) 文献(50), p. 45.

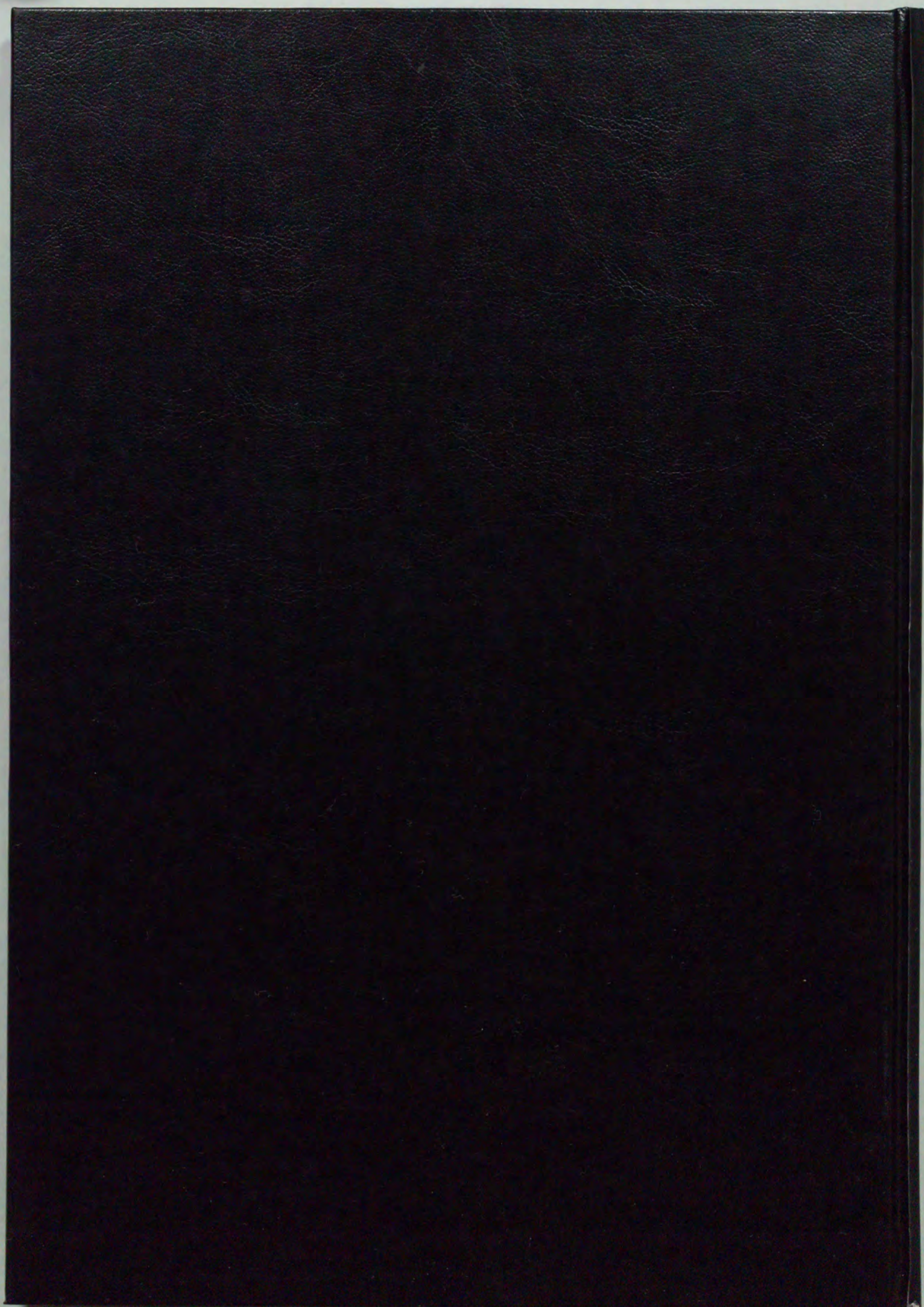
(70) 西谷, 日本機械学会論文集, 34 (1968), 371.

(71) 文献(9), p.198.

(72) 小川, 林, 戸梶, 広瀬, 材料, 42-481 (1993), 1186.

(73) 日本金属学会強度委員会編, 金属材料の強度と破壊, (1964), 丸善, 402.

(74) 大南正瑛, 村上裕則, 破壊力学入門, (1979), オーム社, 95.



Inches 1 2 3 4 5 6 7 8
cm 1 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12 13 14 15 16 17 18 19

Kodak Color Control Patches

© Kodak, 2007 TM: Kodak



Kodak Gray Scale



© Kodak, 2007 TM: Kodak

A 1 2 3 4 5 6 M 8 9 10 11 12 13 14 15 B 17 18 19

