九州大学学術情報リポジトリ Kyushu University Institutional Repository

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の環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⁽¹⁾,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ー、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 伝ぱ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20H2で行った.試験温度は300 ℃ (T=573K)で,融点Tм(=1941K)との比(T/Tм)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σ_a= 60MPaで10⁷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10⁷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 σ_a = 70 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





図6-4 S-N曲線





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10⁷ 回時間強度よりわずかに高い 応力振幅 σ.=65MPa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=1.2x10⁴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 $\sigma_*=65$ MPa(N₁=4x10⁵)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 $\sigma_*=150$ MPa(N₁=3x10⁵)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









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.

10⁷回時間強度より低い応力(σ_{*}=60MPa)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.10⁷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、400×10⁴回 以降もすべり帯の数は増加しており10⁷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.



試験片表面状態の変化

117



 $10 \,\mu$ m

図6-12 107回応力繰返し後のすべり帯の SEM観察(図6-11黒枠部)







6.6 き裂発生の機構

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 界き裂発生の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 らき裂が伝信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信する場合もある.

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℃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6-17 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。10⁷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 るか香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、10⁷ 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) 10⁷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) 目刊工業新聞社
- (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, Metalllugical Transactions, ll-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, Metallugical 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) 戶梶, 小川, 柴田, 日本機械学会論文集, 57-534 A (1991), 268.
- (37) 森田, 清水, 川嵜, 日本機械学会論文集, 58-546 A (1992), 172.
- (38) 森田, 清水, 川嵜, 日本機械学会論文集, 59-563 A (1993), 1650.
- (39) 高橋, 森田, 清水, 川嵜, 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, II. 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.



