

技術資料

UDC 620.186.6 : 669.14 : 539.42

鉄鋼材料のフラクトグラフィと破壊力学*

小寺 沢 良 一**

Fractography and Fracture Mechanics of Fracture of Steels

Ryoichi KOTERAZAWA

1. 緒 言

材料の破断面の様相から破壊の機構や原因を探るフラクトグラフィは、他の破壊の観察方法に、表面観察から内部の状況を類推するなど、間接的なものが多いのに比較して、直接的に材料内部の破壊の状況を捕え得るという大きい特長を持っており、観察の容易な走査電子顕微鏡の普及と相まって、最近急速に一般化し、破壊の解析に欠かせない手段となつて¹⁾いる。

一方、破壊の理論の面では、破壊力学の発展により、き裂先端の応力の定量的評価とこれに基づく強度設計が可能となり、この方面に画期的な進歩をもたらしている²⁾。これら両者は、ともにき裂伝ばを取扱う実験的および理論的手段として、互いに密接に関連しており、相伴つて発展してきている。

本稿では、フラクトグラフィと破壊力学の接点とその周辺から、筆者らの最近の研究に関連した問題を中心として、いくつかの話題を紹介し、御参考に供したい。なお、この種の問題は、一般に鉄鋼材料に特有のものではなく、非鉄金属材料にも共通するものが多いので、説明の都合上、鉄鋼以外のデータをも引用することをお許しいただきたい。

2. 疲 労 破 壊

2.1 実働荷重下の疲労き裂伝ば—— K_{th} の意義

実機の疲労強度が実験室における疲労試験により得られる疲労強度より著しく低く、設計にあたつて意味不明の安全率を使用する必要があることはよく知られている。その一つの原因として、最近、実機における繰返し荷重条件は、大部分が疲労限以下の過小応力で、これに少数回の過大応力が加わる状態にあることが重要な事柄であつて、このような荷重条件下ではいわゆるマイナー則（線形累積損傷則）が成立せず、修正マイナー則など疲労限が消失したとみなした取扱いの必要であることが

明らかにされてきている³⁾⁴⁾。これは、従来から疲労設計の基準として重要視されて来た疲労限が、その意義を失うことを意味しており、極めて重大な結果である。

この種の研究としては、疲労き裂発生過程にその原因があるとみて平滑材を用いた実験が多いようであるが、最近、筆者ら^{5)~7)}は、き裂伝ば過程におけるこの種の効果をみるため、鋭い切欠材を用いて疲労試験（小野式回転曲げ）を実施し、フラクトグラフィにより解析を行ったところ、き裂進展下限応力拡大係数 K_{th} 以下においてもき裂が進展すると同時に、過大応力下のき裂進展速度が定常負荷時に比して 100 倍程度あるいはそれ以上に加速されるという注目すべき結果を得た。これは、上述のように疲労限が一般的な設計基準としての意義を持たないのと同様に、疲労き裂伝ばにおける疲労限ともいふべき K_{th} も、定常応力試験においてのみ意味を持つ特性値で、一般的な変動応力条件に対する設計基準とはなり得ないことを意味しており、破壊力学設計の基準を考える上に重要な問題を提起している。

実験結果の代表例として、低炭素鋼（リムド鋼）の結果⁵⁾ の一例を写真 1 に示す。破面写真には荷重プログラムに対応する縞模様が明瞭に現われており、その幅から過大応力 σ_2 および過小応力 σ_1 の下におけるき裂伝ば量 Δl_2 , Δl_1 、従つてその間の平均伝ば速度が求まる。この場合、 σ_1 に対応する応力拡大係数は K_{th} 以下であつて*、写真から K_{th} 以下でき裂が進展していることが明らかであり、また過大応力 σ_2 のき裂伝ば速度は約 10μ /cycle で、定常応力下の速度 ($\sim 0.1\mu$ /cycle) の約 100 倍となつて⁸⁾いる。これらからき裂伝ば寿命に対する累積繰返し比（マイナー則による） $\sum n_2/N_2$ を算出すると図中に記載したように 1/100 以下の極めて小さい値となる。

き裂伝ばの著しい加速に対応して、破面形態は破面写真および模型図に示したように、定常応力下の疲労破面と著しく相違している。すなわち、破面は鋸歯状で、相

* K_{th} に対応する応力は約 8kg/mm^2

* 昭和 52 年 11 月 10 日受付 (Received Nov. 10, 1977)

** 大阪大学基礎工学部 工博 (Faculty of Engineering Science, Osaka University, 1-1 Machikaneyama-cho Toyonaka 560)

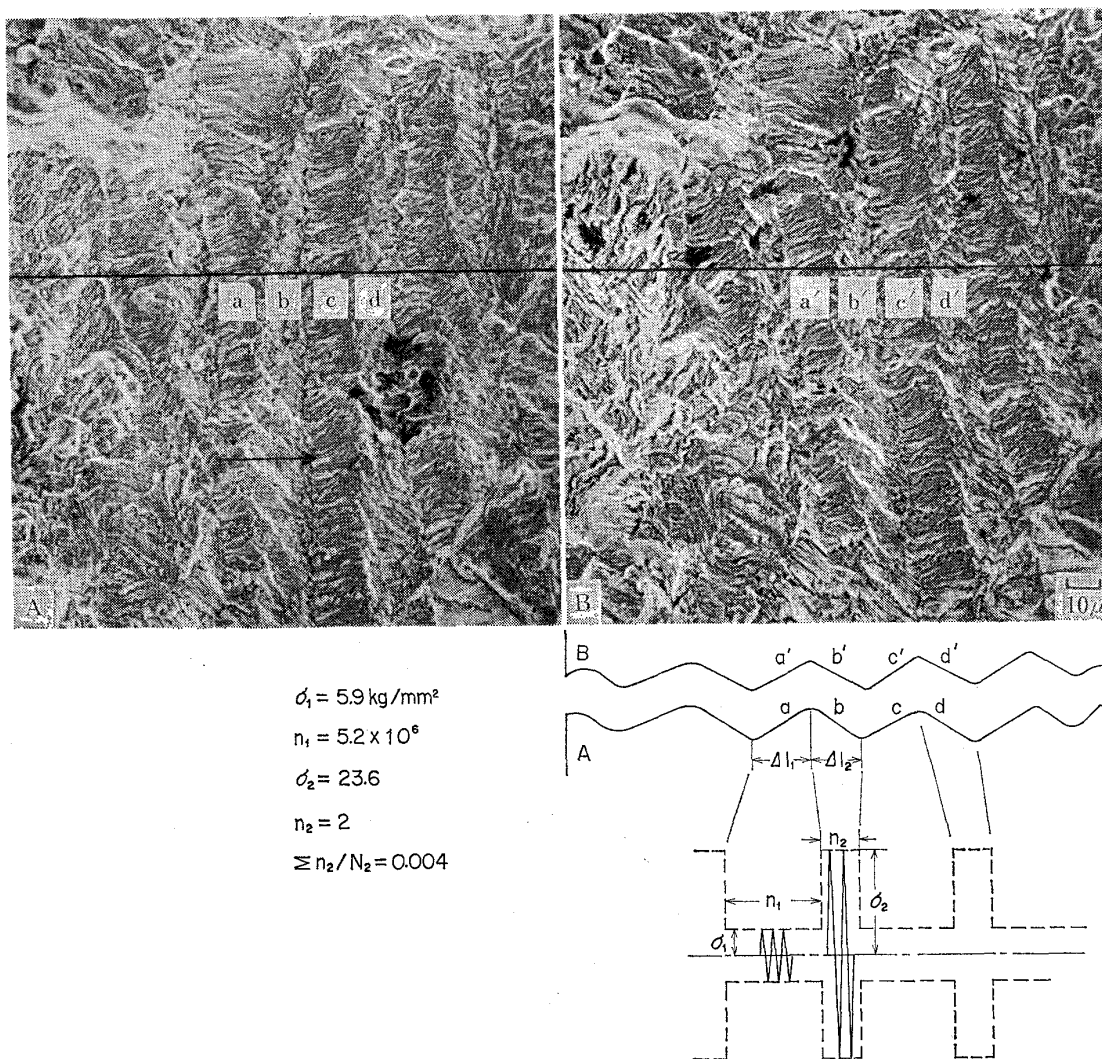


写真 1 過大過小応力下の疲労破面-マッチング写真と立体観察模型図 (低炭素鋼, 小野式回転曲げ, 小寺沢, 志茂⁵⁾)

手破面の山と谷が対応しており、通常の疲労破面におけるストライエーションが山と山、谷と谷の対応を示すのと著しく相違している。これは通常の疲労き裂が開口と閉口を繰返して直進するのに対して、過大過小応力では顕著な開口を伴わず、ジグザグに進展することを示しており、このような進展機構の相違が著しい加速の原因の一つと思われる。加速の原因としては、このほか、過小応力の繰返しおよび過大応力の負荷によるき裂先端近傍の組織変化が考えられるが、この点については現在検討中である。

いずれにしても、 K_{th} が一般的な設計基準となり得ないとする、これに代わる基準として、実機において加わる過大過小応力条件下のき裂伝ば特性を明らかにする必要がある。これは、一般には応力条件により異なり一概には言えないから、今後の重要な課題であるが、 K_{th} 以下の過小応力がき裂進展に及ぼす影響を評価するための一つの試みとして、数種の材料について、過大応力が

同じで過小応力が異なる試験を行い、その結果からマイナー則による累積繰返数比 $\Sigma n_2 / N_2$ を求め、過小応力 σ_1 に対して図示したものを図 1 示す*。に図において、 $\Sigma n_2 / N_2$ の値は材料によつて相違し、引張強さ σ_B が小さい程小さい。すなわち、き裂伝ばの加速は低強度材において著しい。しかしながら、 $\Sigma n_2 / N_2$ の小さい値を与える過小応力 σ_1 の値には下限が存在し、また、下限値は材料によつてあまり変わらないように見受けられる。

以上は比較的少数のデータによる議論で詳細については、今後のデータの集積をまたねばならないが、基本的な事柄は明らかにできたと考えている。本項の最初に述べた、従来疲労限を重複して過ぎてきた誤りを、 K_{th} についても繰返さぬよう、十分の検討を必要とするものと考えてる。

* 回転曲げ疲労試験であるため応力拡大係数 K の正確な値が求まらないので応力 σ で表わした。概略値は $K (\text{kg/mm}^{3/2}) \cong 1.5 \sigma (\text{kg/mm}^2)$ で与えられる。

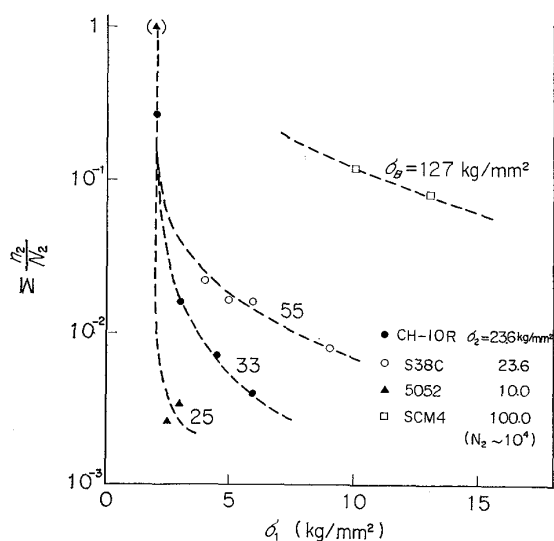


図 1 過大過小応力下の疲労き裂伝ば試験における過小応力値と累積繰返数比の関係 (小野式回転曲げ, 小寺沢ほか⁷⁾)

なお、従来の疲労き裂進展に及ぼす応力変動の影響に関する実験の多くは、上記と異なり、過大応力によりき裂進展の遅延が起こることを示しているが、これは、これらの実験が片振引張応力条件で行われていることと関連しており、過大応力によるき裂先端応力集中部における引張塑性変形によって圧縮残留応力が生ずることに起因している。上記の筆者らの実験のような両振の場合には、圧縮負荷応力により圧縮残留応力が解放され、著しい遅延は生じない⁹⁾。

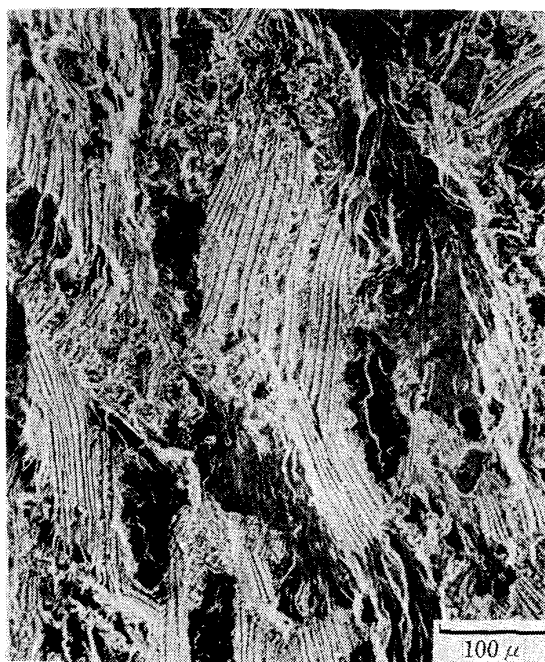
従来の実験の多くが片振引張の場合に集中しているのは、この種の実験が航空機に関して行われており、機体

に加わる荷重が片振引張であることに関係しているものと思われるが、一般の場合には両振応力も加わることはいうまでもない。筆者らの実験は、このような場合に、条件によつては極めて顕著な加速が起こり得ることを示しており、この意味においても重要な結果と考えられる。片振の場合が安全側であるのに対して、両振の場合は危険側であるから、実際にはより重大な意味があり、片振の場合にのみ偏することなく、両振の場合のこの種の実験にもつと力を注ぐ必要がある。

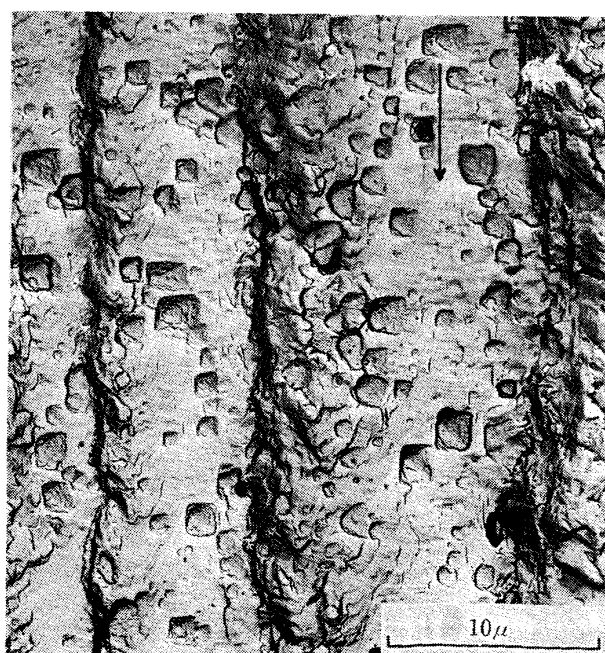
2.2 疲労き裂伝ばと微視組織

疲労き裂伝ば特性を表わす $dl/dn-\Delta K$ 曲線は一般に S 字形であつて、通常の工業用延性金属材料では、その中央の直線部付近 ($dl/dn=0.1\sim 1\mu/\text{cycle}$ 前後) においては、破面様相はストライエーションが支配的で、その間隔は巨視的き裂伝ば速度とほぼ一致し、き裂伝ば特性をも含めて微視組織の影響は顕著でないが、高伝ば速度域の曲線部付近および低伝ば速度域の曲線部付近 (K_{th} 付近) では組織の影響を著しく受ける¹⁾。高伝ば速度域は疲労破壊から静的破壊への遷移領域で、その破面にはデインプルなど静的破面の特徴的模様が現われ、その破壊特性は破壊靱性と関連している。低伝ば速度域の特性は前項で述べた K_{th} と関連しており、疲労き裂特性として特に重要であるが、破面模様が微細であるため不明の点も多く、最近の研究の焦点の一つとなつており、フラクトグラフィと破壊力学の立場から詳細に論じた報告も多い^{8)~18)}。

低き裂伝ば速度域の破面写真の例を写真 2 に示す。写真 2 (a) のように、破面は一般にファセット状で、各ファセットのき裂進展方向は異つており、面心立方金属で



(a) 低倍率写真



(b) 高倍率写真

写真 2 低き裂伝ば速度域の疲労破面 (2017-T4 アルミニウム合金, $\sim 0.01\mu/\text{cycle}$, 小寺沢, 志茂¹³⁾)

は、破面は $\{100\}$ き裂進展方向は $\langle 110 \rangle$ の優先することがエッチピット法により示されている⁸⁾¹³⁾。プラトー幅は低速になるほど狭くなる¹³⁾。場合によつて、写真 2(a)の例のように、畝状(図の白い部分)あるいはリバー状(図の黒い部分)となり、一見へき開状の脆性的様相を呈することもある。しかし、これは必ずしもき裂進展機構が変化し、ファセットを単位として間欠的に進展したことを意味するものではない。写真 2 の例では、高倍率で見ると (b) のようにストライエーション状模様が観察され、エッチピットによる破面方位も $\{100\}$ 破面、 $\langle 110 \rangle$ 進展方向で、前記の通常の疲労破面方位と同じであり、同様の機構で進展したことを示している¹³⁾。後述のように粒界破面が現われることもあるが、その場合も粒界面にストライエーション状模様の観察されることが多い。

低き裂伝ば速度域で微視組織の影響が顕著になる理由は、伝ば速度が大きい場合は、き裂先端の塑性域が大きく、その中に含まれる微視組織単位(たとえば結晶粒)の数が多いため、均一な連続体とみなし得るが、低速度域では、塑性域が小さく微視的組織寸法と同程度以下になり、不均一変形をするためと考えられており⁸⁾、異なる結晶粒径 ($25 \sim 115 \mu$) をもつ鋼について、微視組織の影響が現われはじめる伝ば速度に対する組織域寸法と粒径との比がほぼ一定 ($3.5 \sim 4.7$) であることが確認されている⁹⁾。

低伝ば速度域において、上記の微視組織の影響に伴つて、粒界破面の現われることがしばしばあり、その面積率を求めることにより定量解析が試みられている^{11)14)~17)}。その例を図 2 に示す。粒界破面率を ΔK および $K_{\max}$ に対して図示しているが、ある範囲にわたつて粒界破面が現われており、その範囲は $K_{\max}$ 線図では応力比 ($R = K_{\min}/K_{\max}$) により異なるのに対して ΔK 線図では一致している。これは、問題となる塑性域寸法が、一方

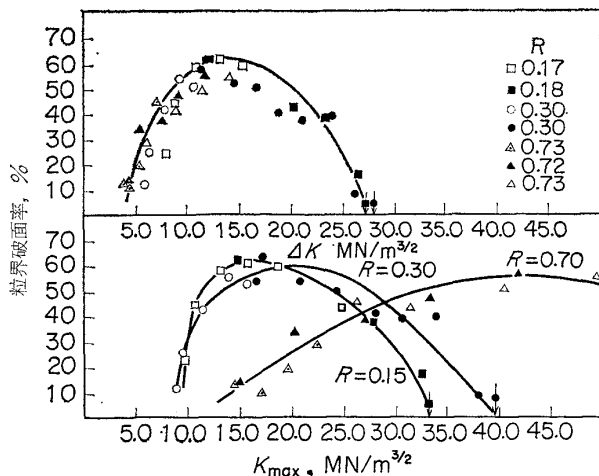


図 2 疲労破面の粒界破面率と応力拡大係数 (高張力鋼 En24, COOKE ほか¹¹⁾)

向負荷に対する塑性域でなく、繰返負荷に対するそれであることを示しており、この例では、粒界破面の現われはじめる ΔK ($=26 \text{ MN/m}^{3/2}$) に対して繰返塑性域寸法 ($\sim 11 \mu$) が旧オーステナイト粒径 ($\sim 17 \mu$) にほぼ等しいとしている¹¹⁾。粒界破面については、この例のように、塑性域と粒径が等しい伝ば速度附近でのみ現われ、それ以下の伝ば速度域では現われないことが多い。この理由は明らかでないが、塑性域が小さい場合には 1 つの粒内の小範囲でのみ変形するため、粒相互間の干渉がかえつて小さく、塑性域と粒径が同程度の大きさの場合に粒相互間の変形の差異と相互干渉が最も大きくなり、粒界破壊を起こしやすくなるのではないと思われる。

低伝ば速度域では、破面に微視組織の影響が顕著に現われるのに伴つて、図 3 に示した $dl/dN-\Delta K$ 曲線(図 2 の粒界破面率のデータに対応する)にみられるように、き裂伝ばに及ぼす諸因子の影響が著しい。この例では、粒界破面が現われる ΔK 領域以下の領域において、き裂伝ば速度に及ぼす応力比 R の影響が顕著に現われている。一般に微視組織、応力比のほか、環境¹¹⁾¹²⁾、き裂形状¹⁸⁾、応力りれき^{5)~7)}など、多くの因子の影響を受ける。これは、この領域におけるき裂特性値が、いわば不安定な値であることを意味しており、前項で述べた、実働荷重下において K_{th} の一般的意義が疑問となる理由でもある。通常の定常応力試験により求められた K_{th} およびその附近のき裂特性の一般的意義に疑問があるとすれば、本項の微視組織および諸因子の影響についても、実働荷重下における K_{th} 以下の領域をも含むき裂特性に関する問題が今後の重要な研究課題であろう。

3. 破壊靱性

3.1 ストレッチゾーン解析

破壊靱性の評価に関する破面模様として、ストレッチゾーンがよく知られている。これは、不安定破壊に先立つき裂先端の開口に直接対応する破面領域であつて、そ

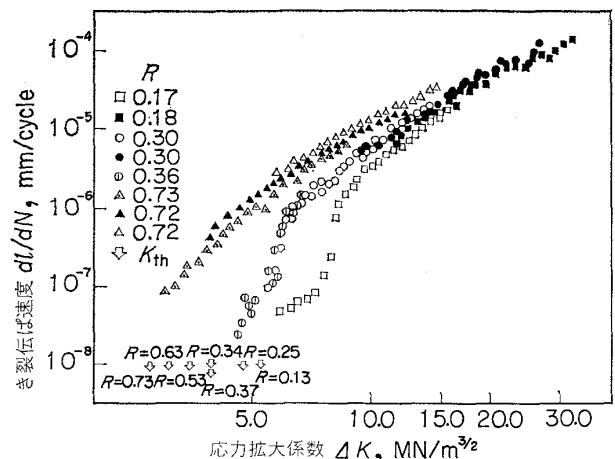


図 3 低き裂伝ば速度域における伝ば速度と応力拡大係数の関係 (高張力鋼 En24, COOKE ほか¹¹⁾)

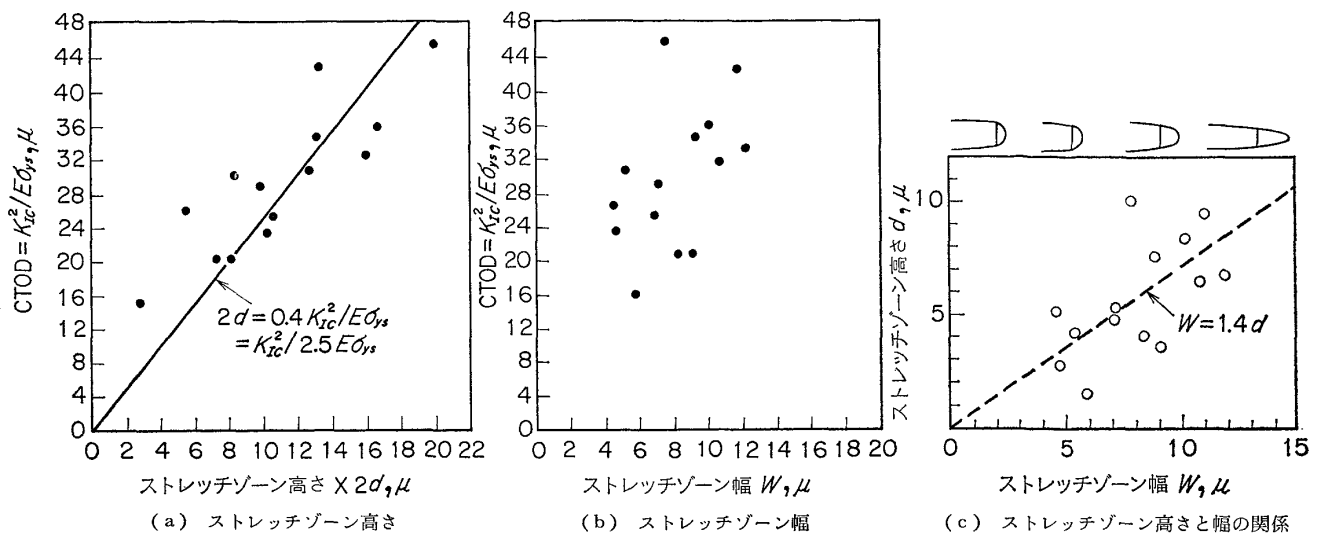


図 4 ストレッチゾーンの幅および高さで限界 CTOD 値 (アルミニウム合金 7079, 5024, BROEK²⁹⁾)

の幅と破壊靱性の間に関係があることが示されている^{19)~28)}。

ストレッチゾーンに関する最近の話題として、従来、測定容易さからつばらその幅が測定されていたのに対して、直接 CTOD (き裂先端開口変位) に対応するものとして、その高さの測定が試みられている^{29)~31)}。測定法としては、立体解析による方法²⁹⁾³¹⁾と走査電顕で破面に平行方向から直接ストレッチゾーン高さを測定する方法³⁰⁾がある。測定結果の例を図 4 に示す。同図(a)はストレッチゾーン高さと限界 CTOD 値の関係を示す図で、図(b)のストレッチゾーン幅の場合に比して、やや良好な対応が得られている、図(c)は幅と高さの関係を示しているが、かなりばらつきが大きく、同図の上に模式的に示したように、ストレッチゾーンの形態に種々のものがあり、幅よりも直接高さを測定の方がよい結果が得られる理由を示している。

最近、小規模降伏条件が満足されず応力拡大係数が適用できない場合の破壊力学特性値として、 J 積分が関心を集めており、破壊靱性に関しても K_{IC} 値に代るもの

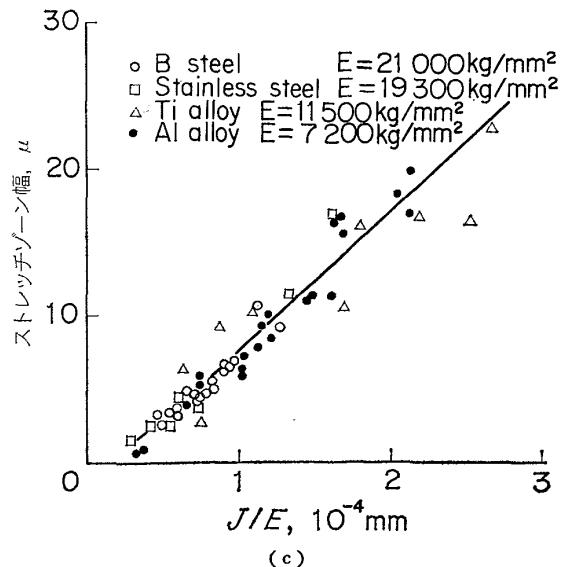
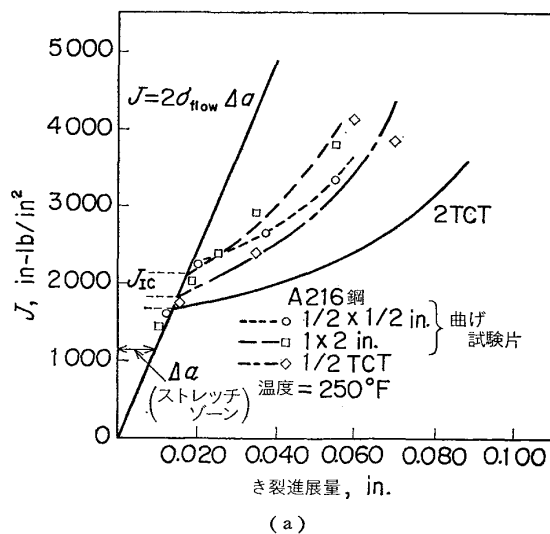
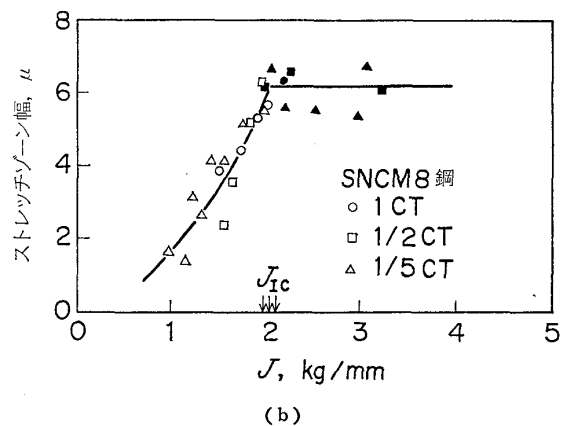


図 5 ストレッチゾーン幅と J 積分値 (LANDES, BEGLEY³²⁾, 小林, 平野ほか³⁴⁾³⁵⁾)

として J_{IC} 値の適用性が検討されているが、 J_{IC} 値を求める際にストレッチゾーンが援用されている^{32)~35)}。その例を図5に示す。これらは J 積分値評価法に従って求められたき裂進展量- J 関係線図のどの点を J_{IC} として採用するかを決定するのにストレッチゾーンを利用したものである。

図5(a)では、原点を通る直線がストレッチゾーン幅 Δa を示し、実験点がこの直線からずれば始める点(この点からき裂進展量が急に増加する)をもつて不安定破壊開始点とし、この点の J 値をもつて J_{IC} 値としている。ただし、この例では実際に測定したストレッチゾーン幅からこの直線を定めているわけではなく、図中に記入した式でもつて代用している。

図5(b)の例では、実際にストレッチゾーン幅を測定して、これを J に対してプロットし、ストレッチゾーン幅が飽和する点(すなわち急速破壊に対応すると考えられるディンプル破面への遷移点)の J 値をもつて J_{IC} としている。この方法は、不安定破壊の開始点を破面上で直接とらえている点がその特長で、フラクトグラフィの応用として興味ある方法と思われる。

なお、図5(b)の方法に関連して、図5(c)に示したように、ストレッチゾーン幅と J/E の関係線図が、材料によらずほぼ1つの線附近に集まるという結果が得られている。これは、図5(a)中に示した、常用されている破壊力学の式とは明らかに矛盾している。すなわち、この式はストレッチゾーン幅が J と材料の強度の関数で E には無関係であることを示しているのに対して、実験では J と E の関数で強度(材料)にはあまり関係していない。

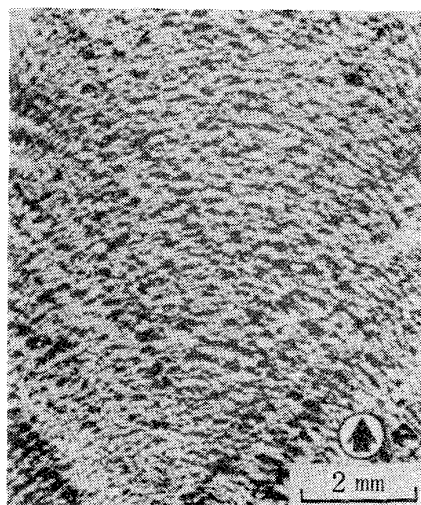
これと類似の矛盾が疲労き裂についても知られている。すなわちストライエーション間隔がその形成機構から考えられるようにCTODに比例するとすると、破壊力学の式では $K^2/\sigma_y E$ に比例するはずであるが、実験では

$(K/E)^2$ にほぼ比例する場合が多い。すなわちストレッチゾーンの場合と同じく強度にはあまり関係しない。線形破壊力学では $J=G=K^2/E$ であるから $J/E=(K/E)^2$ となり、これらのストレッチゾーンとストライエーションに関する関係は本質的には同じものである³⁵⁾。疲労き裂の場合、この矛盾をCTOD以外の因子の影響であるとして説明されているようであるが、疲労試験と破壊靱性試験という異なる条件において、同様の結果が得られていることは、むしろ、これらの Dugdale 模型を基礎とする関係式に問題があることを示唆するものではないかとも思われる。これに関連して、有限要素法解析により J/E -CTOD 関係が材料の強度に無関係に一つの曲線で表わせるという結果が得られている³⁶⁾。

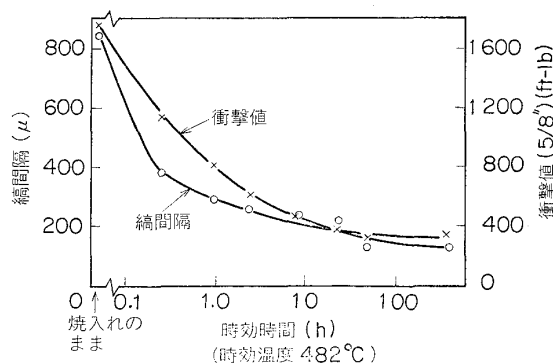
ストレッチゾーンは、上述のように、不安定破壊に先立つき裂先端の開口に直接対応しているので、その近傍の破面様相は不安定破壊開始の機構に対する示唆を与える。たとえば、ストレッチゾーンのすぐ先に隣接して等軸ディンプルの領域を観察し、すべり変形により開口したき裂の前方の3軸引張応力により微小空洞が発生し破壊を誘起したことを示唆した報告²¹⁾、 J_{IC} 評価に関連して形状の異なる試験片の破壊開始機構をストレッチゾーン観察により調べ、形状が異つても破壊機構は同じでこれに対応して J_{IC} 値も同一であることを示した報告³³⁾、破壊靱性に及ぼす寸法効果を板厚方向分布を含むストレッチゾーンの状況との関連において調べた報告³⁰⁾、安定き裂成長を伴う場合の破壊靱性とストレッチゾーンおよびそれに続くテアディンプル部の状況を調べた報告²²⁾²⁴⁾ などがある。

3.2 延性破面の縞模様

平面ひずみ型延性破面は通常繊維状破面と呼ばれ、き裂進展方向に垂直な巨視的な縞模様の観察されることがよく知られている。この縞模様の間隔と破壊靱性の間に定量的関係があるという実験結果が最近報告されてい



(a) 破面写真例



(b) 縞間隔と衝撃値

写真 3 平面ひずみ型延性破面の縞模様と破壊靱性 (マルエージング鋼, YODER³⁷⁾)

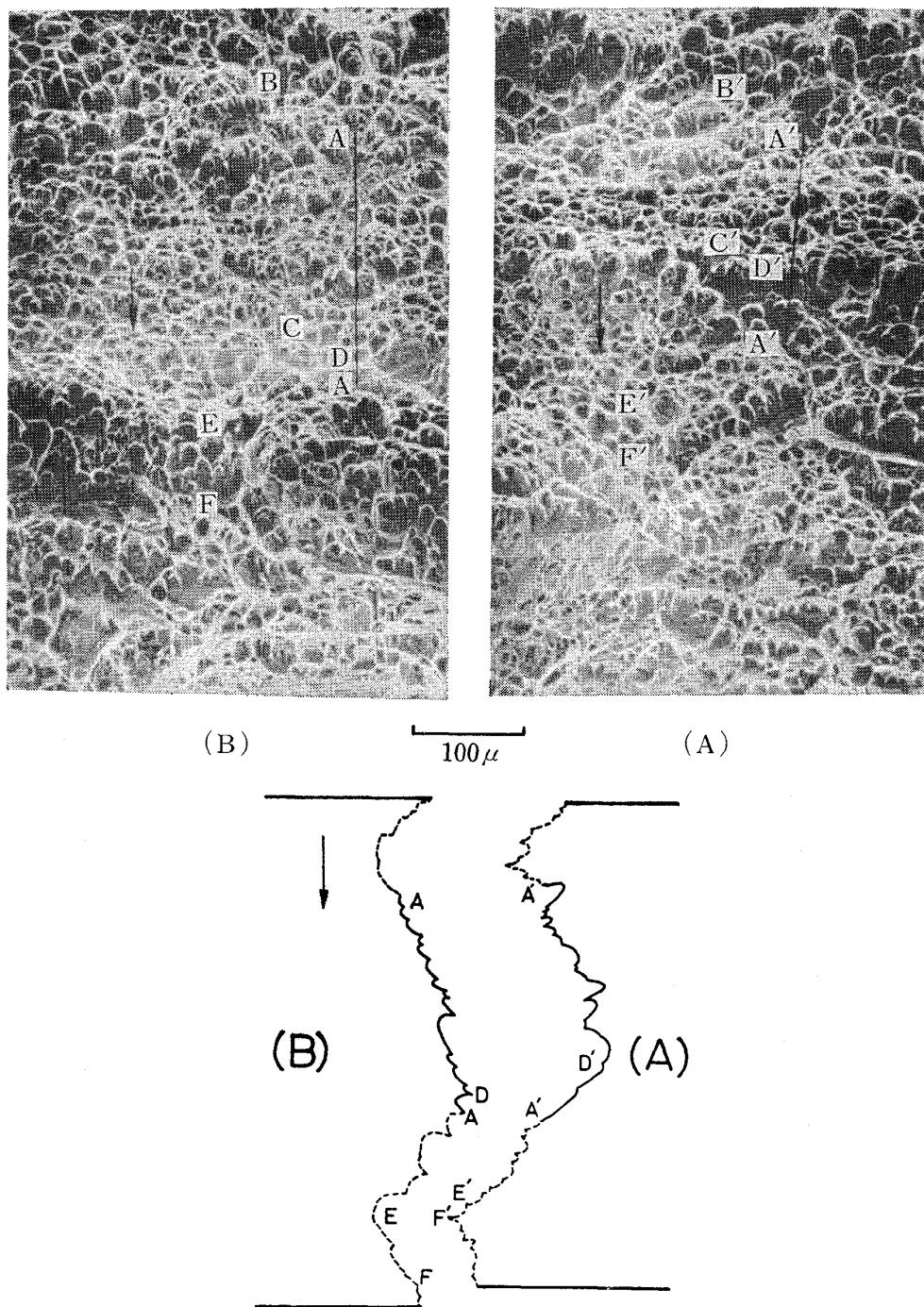


写真 4 平面歪型延性破面の縞模様—マッチング写真および立体解析結果 (5052-O アルミ合金, 小寺沢, 近藤³⁹⁾)

る^{37)~39)}。破面写真例と縞間隔測定結果を写真 3 に示す。(b)図のように縞間隔と衝撃値の間に良好な相関性が認められる。

この種の破面の走査電顕によるマッチング写真および立体解析の例を写真 4 に示す。図のように破面は鋸歯状で相手破面の山と谷が対応しており、微視的模様はテアディンプルが支配的である。谷底附近に特に引き伸ばされた領域が存在する。(たとえば D'A', EF; 相手破面の対応部分 DA, E'F' に比して著しく引き伸ばされてい

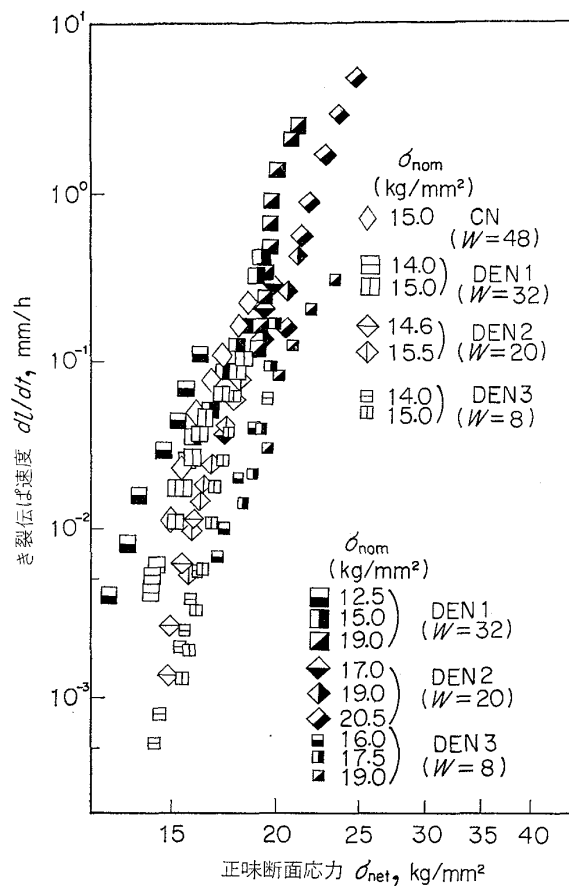
ることに注意)。これらは、主き裂が矢印方向に、テアを主体とする テア-せん断の組合せ作用により、ジグザグ状に進展したことを示している。ジグザグ進展が生ずる理由については、周囲の変形の小さい領域によつて拘束された塑性域中で著しいせん断が起こるために、き裂進展方向に圧縮領域、これと直角方向に引張領域が形成され、そのために方向変換が起こるとする説が提出されている³⁸⁾。疲労き裂に関して、引張方向に斜のき裂が引張応力 (K_I) 最大の方向に上と類似の方向変換をするこ

と⁴⁰⁾が知られており、この説も十分成立し得ると思われる。この説が正しいとすると、塑性域寸法と縞間隔の間に相関関係のあることが予想されるが、これを示唆する実験結果も得られている³⁹⁾。

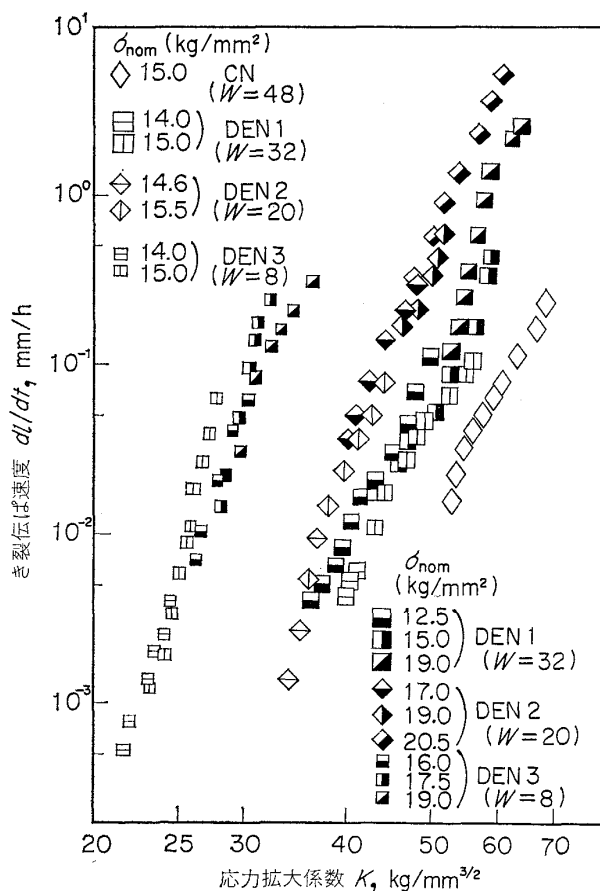
この破面模様は、ストレッチゾーンのように不安定破壊の開始と対応するものではないから、 K_{IC} の直接の評価にはつながらないが、衝撃値と類似の靱性の目安としての意味はあると思われる。巨視的模様であるため、拡大鏡などで簡単に測定できるので、破壊靱性試験を実施する際について測定し、データを集積、検討すれば、破面から破壊時の材料の靱性ないしは荷重の概略値を推定する手がかりとなるなど、役に立つ資料となる可能性があるのではないかと考える。

4. 高温疲労とクリープ破壊-クリープ条件下における破壊力学パラメータの適用性

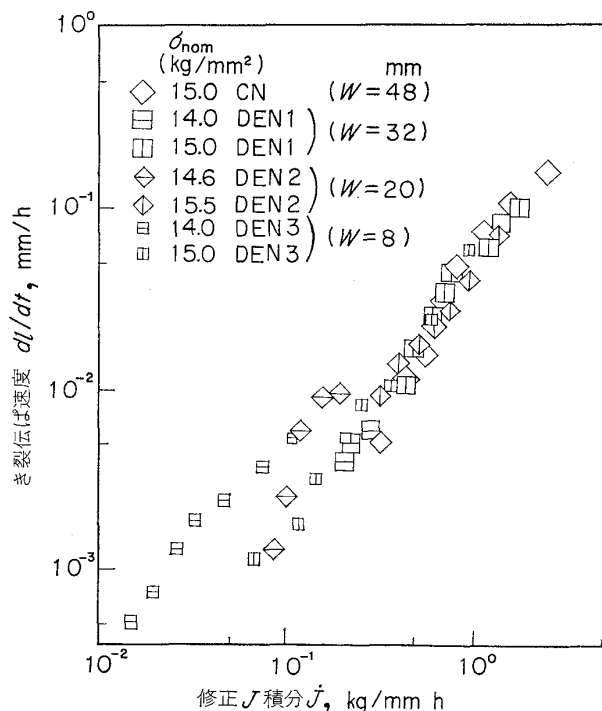
高温においてクリープが起こる条件下のき裂伝ばに対して破壊力学を応用しようとする試みが最近かなり行われつつある。ところが、それらの内容を仔細に検討すると、その多くがクリープ条件下における破壊力学の適用性を判定する適切な実験とはいえない。ごく最近まで、



(b) 正味断面応力との関係



(a) 応力拡大係数との関係



(c) 修正 J 積分との関係

図 6 クリープき裂伝ば速度と破壊力学パラメータ (SUS304 ステンレス鋼, 650°C, 一定荷重, 小寺沢, 森⁴³⁾)

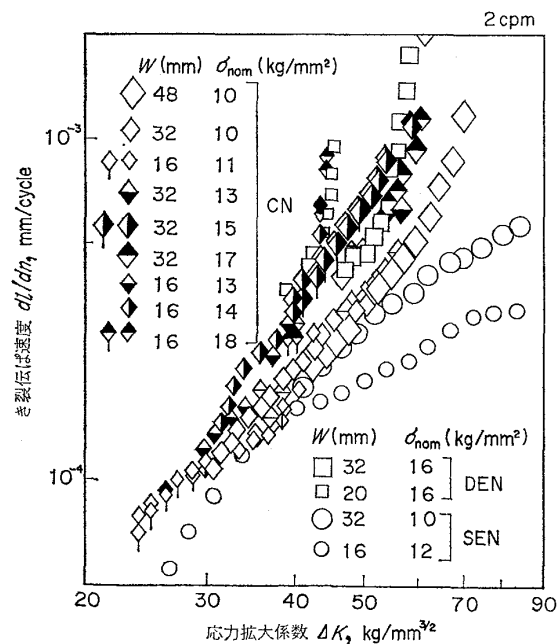
ある報告では形式的に常温の場合の取扱を拡張して応力拡大係数 K を適用しているかと思うと、他の報告ではクリープによる応力弛緩のため K は適用できず正味断面応力 σ_{net} を用いるべきであるとして取扱っていたり、あるいはまた K , σ_{net} いずれでもよいとするものがあつたりという混乱した状況であつた。その主要な原因の一つは、 K を求めるための式 $K = \sigma_{net} f(l)$, [$f(l)$ はき裂長さ l の関数] において、実験室において小型試験片を用いて試験する場合、通常の条件下では、一種類の形状寸法の試験片を用いる限り、 $f(l)$ は l によってあまり変わらず、また l 自体の変化範囲もあまり大きく取り難いという理由で、 K と σ_{net} の間に近似的に比例関係が成立し、いずれをとつてもほぼ同様のデータの相関関係が得られるという事情にある。従つて、 K , σ_{net} のいずれが適当か、あるいは他のパラメータが必要かを判定するためには、異なる寸法、形状の試験片による実験を行う必要がある。この点に関し、筆者らは、この 2~3 年来、注意を喚起するとともに、この種の実験を実施して来ており^{41)~46)}、ごく最近には、他においても同様の実験が開始されている⁴⁷⁾。ここでは、筆者らの実験結果の例とこれに関連した破面観察例を紹介する。

一定荷重下のクリープき裂伝ば試験結果⁴³⁾を図 6 に、片振引張繰返し荷重下の疲労き裂伝ば試験結果⁴⁴⁾⁴⁵⁾を図 7 に示す。いずれも、(a)は応力拡大係数 K , (b)は正味断面応力 σ_{net} , (c)は修正 J 積分 $\bar{J}$ に対してき裂伝ば速度を図示したものである。図 10 の一定荷重試験の場合には、 K によつては相関は得られておらず、これに比して σ_{net} の方が相関が良く、 $\bar{J}$ によつて最も良い相関

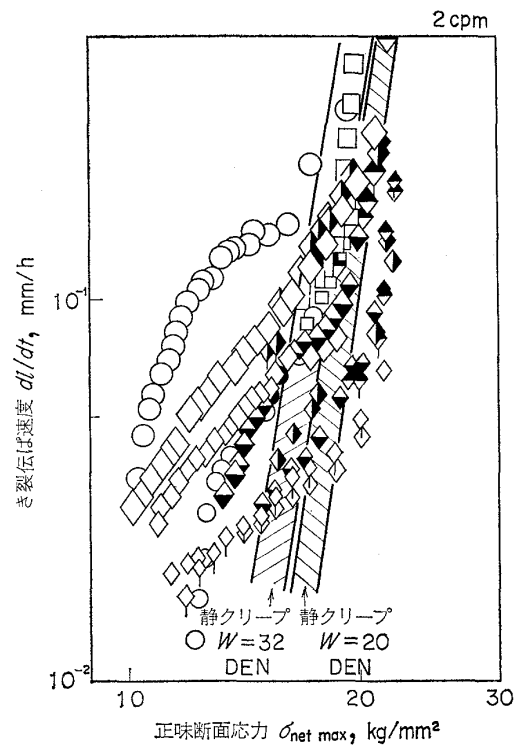
が得られている。図 7 の繰返し荷重試験においては、クリープが顕著でないとされる低応力域においては K によりよい相関が得られており、クリープが顕著と思われる高応力域では、一定荷重の場合と同様、 K による相関は悪く、 σ_{net} , $\bar{J}$ の順に相関が良くなっている。

修正 J 積分 $\bar{J}$ は、クリープが著しい場合、大雑把に言えば、き裂先端附近のクリープひずみ速度に比例する量で、上の結果は、高温においてクリープが著しい場合のき裂伝ばは、き裂先端付近のクリープ変形によつて支配されることを示すものと考えられる。

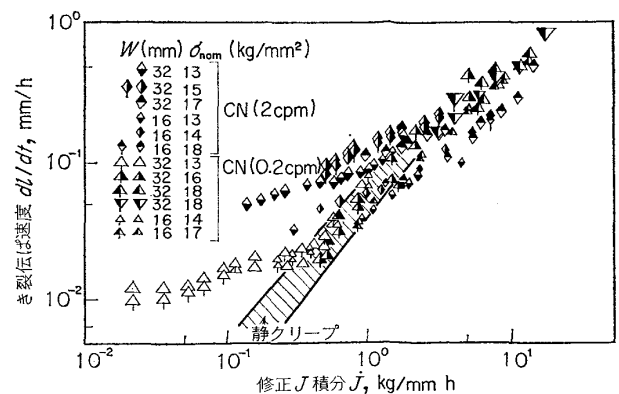
繰返し荷重試験における破面例を写真 5 に示す。(a)は K によりよい相関が得られる低応力域の破面、(b)は



(a) 応力拡大係数との関係



(b) 正味断面応力との関係
(t: 正味負荷時間)



(c) 修正 J 積分との関係
(t: 正味負荷時間)

図 7 高温疲労き裂伝ば速度と破壊力学パラメータ (SUS304 ステンレス鋼, 650°C, 片振引張荷重, 矩形波, 小寺沢, 西川, 森⁴⁵⁾)

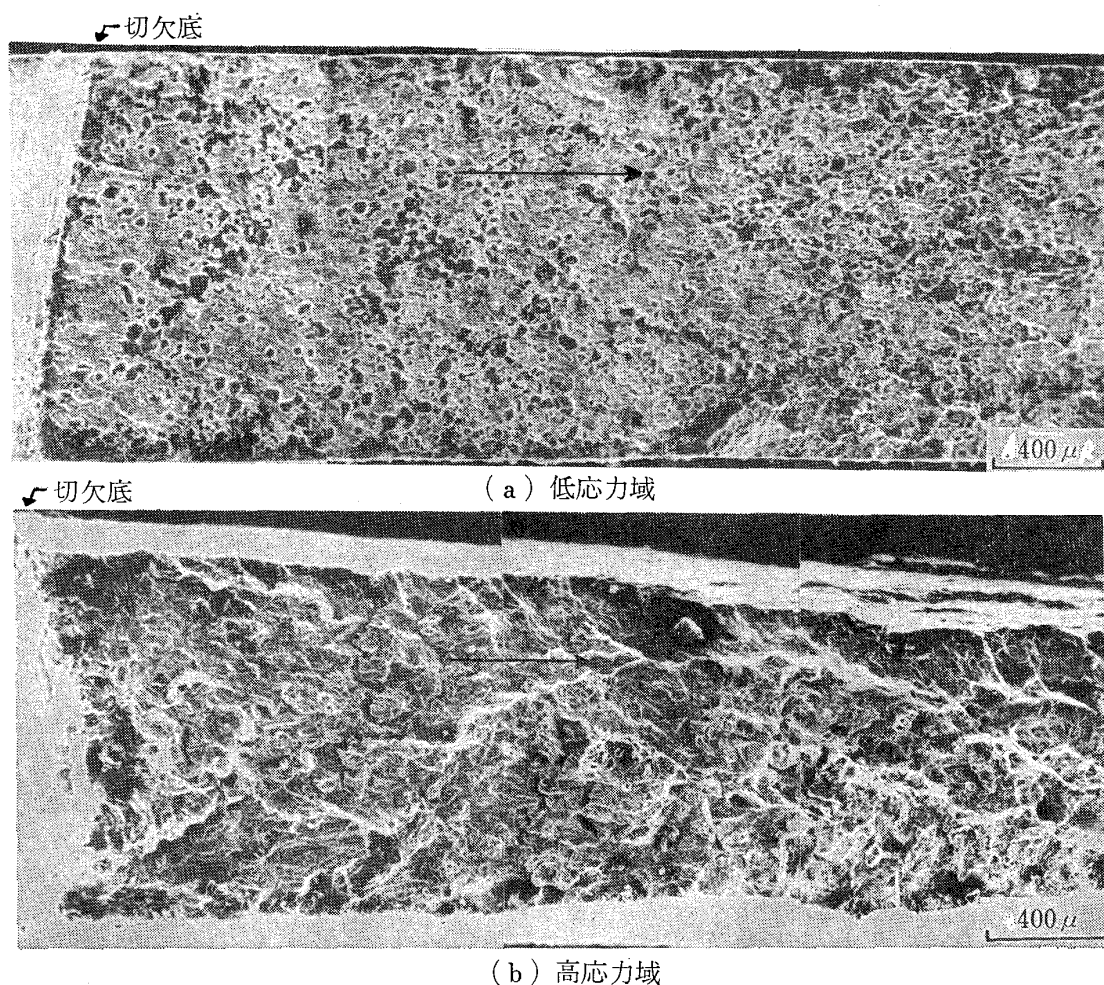


写真 5 高温疲労破面 (SUS304 ステンレス鋼, 650°C, 片振引張荷重, 矩形波
小寺沢, 西川, 森⁴⁵⁾)

σ_{net} , $\dot{J}$ によりよい相関が得られる高応力域の破面である。前者においては破面は絞れていないが、後者では著しく絞れている。これは、前者においてはクリープ変形が少いためき裂先端近傍の弾性応力を代表する応力拡大係数 K により、後者ではクリープ変形が著しいためき裂先端のクリープ変形を代表する修正 J 積分 $\dot{J}$ により、き裂伝ば速度のよい相関が得られることを裏書きしている。一定荷重試験においては、 $\dot{J}$ 支配であることと対応して、後者と同様の絞れた破面が得られている⁴⁵⁾。

破面の微視的様相を写真 6 に示す。(a) は K 支配の低応力域の例で、ストライエーション状模様を主とする疲労破面であり、き裂先端の開閉による疲労き裂伝ば機構を示唆している。(b) は $\dot{J}$ 支配の高応力域の例で、ストライエーションのほかディンプル、粒界破面が観察され、クリープの影響が顕著であることと対応している。ただし、き裂伝ばが K 支配でなくなつた後にも、初期にはストライエーションが支配的であり、微視的様相の遷移は巨視的き裂伝ば特性の遷移とは正確には対応していない。この場合、き裂伝ば特性を直接支配しているのは、

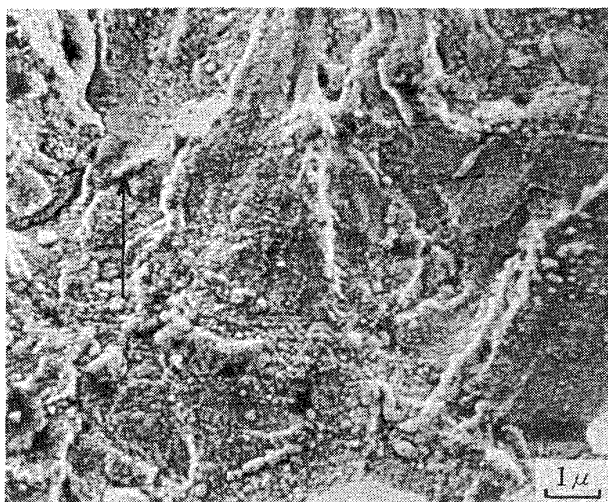
図 7 に示した巨視的クリープ変形量であつて、写真 5 に示した微視的伝ば機構ではないようである。

5. 結 言

フラクトグラフィと破壊力学に関する筆者らの最近の研究とその周辺からいくつかの話題を紹介した。関連事項を、網羅的に紹介するよりも、問題点を明らかにすることに意を注ぎ、データ、文献の引用も例示程度にとどめたので、不十分な点が多々あると思うが、不行届な点についてはご寛恕を乞うとともに、問題点についてはご批判、ご叱正をお願いする。なお、この種の問題の全般にわたる報告をまとめたものとして、最近、「材料」フラクトグラフィ特集号 (1978 年 1 月) が発行されていることを付記しておきたい。

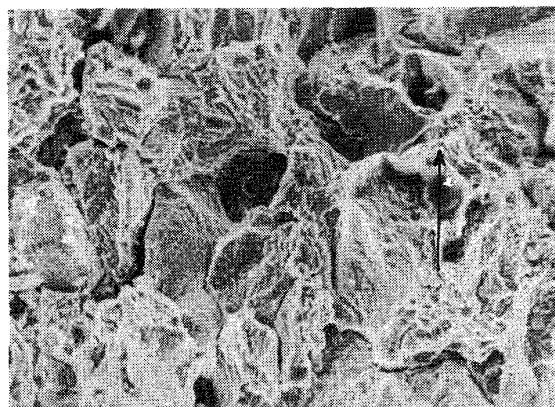
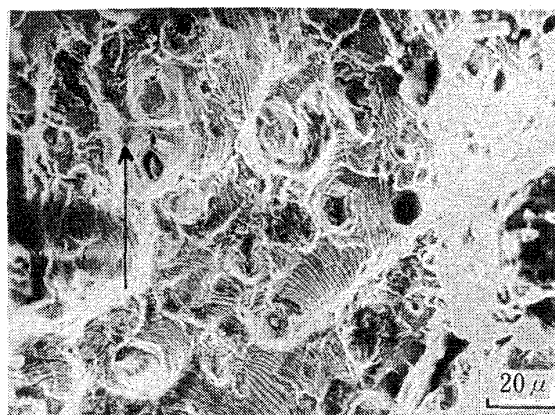
文 献

- 1) たとえば、小寺沢良一: 材料, 23 (1974), p. 412, 479, 593, 666, 803, 北川英夫, 小寺沢良一編: フラクトグラフィ, (1977), 破壊力学と材料強度講座, 培風館



(a) 低応力域

写真 6 高温疲労破面の微視的様相 (SUS304 ステンレス鋼, 650°C, 片振引張荷重, 矩形波, 小寺沢, 西川, 森⁴⁵⁾)



(b) 高応力域

- 2) たとえば, 岡村弘之: 線形破壊力学入門, (1976), 同上
- 3) 中村 宏, 堀川 武: 機械学会論文集, 36 (1970), p. 1059
- 4) 菊川 真, 城野政弘, 宋 智浩: 材料, 23 (1974), p. 743
- 5) 小寺沢良一, 志茂大治郎: 材料, 25 (1976), p. 875
- 6) 小寺沢良一, 志茂大治郎, 近藤潤一: 材料, 27 (1978), p. 54.
- 7) 小寺沢良一, 高良泰敏, 近藤潤一: 材料学会疲労シンポジウム (1977-11), 小寺沢良一: 材料, 27 (1978) 300 掲載予定.
- 8) R. M. N. PELLOUX: Trans. ASM, 62 (1969), p. 281
- 9) G. BIRKBECK, et al.: J. Mat. Sci., 6 (1971), p. 319
- 10) R. O. RITCHIE and J. F. KNOTT: Acta Met., 21 (1973), p. 639
- 11) R. J. COOKE, et al.: Engg. Fract. Mech., 7 (1975), p. 69; C. J. BEEVERS: Metal Science, 11 (1977), p. 362
- 12) T. C. LINDLEY: Metallurgia and Metal Forming, 43 (1976), p. 268; R. O. RITCHIE: Metal Science, 11 (1977), p. 368
- 13) 小寺沢良一, 志茂大治郎: 材料, 25 (1976), p. 535, 同, 26 (1977), p. 730
- 14) 村上理一, 小林英男ほか: 機械学会論文集, 43 (1977), p. 799
- 15) 橋内良雄, 田中正清: 機械学会講演論文集, No. 760-9 (1976-7), p. 35
- 16) 大塚昭夫, 森 要, 川村貴保: 同上, No. 760-13 (1976-10), p. 249
- 17) 小林英男: 機械学会誌, 80 (1977), p. 492
- 18) 小寺沢良一, 大橋喜法, 渡辺 寛: 材料, 27 (1978), p. 363
- 19) W. A. ŠPRITZIG, et al.: ASTM STP-436 (1968), p. 17, STP-453 (1969), p. 90
- 20) R. C. BATES and W. G. CLARK, Jr.: Trans. ASM, 62 (1969), p. 380
- 21) A. J. BROTHERS, et al.: ASTM STP-493 (1971), p. 3, p. 20
- 22) 小林英男, 中沢 一, 川村治正: 機械学会講演論文集, No. 740-1 (1974-4), p. 103
- 23) 大塚昭夫ほか: Engng. Fract. Mech., 7 (1975), p. 419
- 24) 武藤隆治, 大路清嗣ほか: 材料学会フラクトグラフィ・シンポジウム (1977-5) 前刷 p. 6
- 25) 福井彰一, 上原紀興: 金属学会講演大会 (1973-4) 概要 p. 147
- 26) 谷口至良, 石黒隆義ほか: 鉄と鋼, 59 (1973), S-265
- 27) 丸山武志, 富永 成, 十河 宏: 機械学会講演論文集, No. 760-2 (1976-4), p. 33

- 28) 土方明躬, 出水通之輔, 吉岡純夫: フラクトグラフィ研究会資料, No. 46 (1975)
- 29) D. BROEK: Engng. Fract. Mech., 6 (1974), p. 173
- 30) 大塚昭夫, 西村誠二, 山岡武雄: 機械学会講演論文集, No. 760-2 (1976-4), p. 37
- 31) 福井彰一, 上原紀興: 金属学会講演大会(1975-4) 概要 p. 169
- 32) J. D. LANDES and J. A. BEGLEY: ASTM STP-560 (1974), p. 170
- 33) J. N. KASS, J. A. BEGLEY, and H. ANDREJASIK: J. Testing and Evaluation, 2 (1974), p. 304
- 34) 小林英男, 平野一美ほか: 機械学会講演論文集, No. 750-11 (1975-10), p. 265, No. 760-9 (1976-7), p. 151
- 35) 中村春夫, 小林英男, 中沢 一: 同上, No. 770-2 (1977-4), p. 27
- 36) 三好俊郎: 同上, p. 30
- 37) G. R. YODER: Met. Trans., 3 (1972), p. 1851
- 38) C. D. BEACHEM and G. R. YODER: 同上, 4 (1973), p. 1145
- 39) 小寺沢良一, 近藤 彰: 材料強度学会誌, 11 (1975), p. 32
- 40) S. IIDA and A. S. KOBAYASHI: Trans. ASME, Ser. D, 91 (1969), p. 764
- 41) 小寺沢良一: 機械学会部門別懇談会「高温と疲れ」(1975-4) 資料
- 42) 小寺沢良一: 材料, 24 (1975), p. 1121
- 43) 森 時彦, 小寺沢良一: 材料学会講演会(1976-5) 前刷 p. 26; 機械学会講演論文集, No. 770-2 (1977-4), p. 84; 小寺沢良一, 森 時彦: 材料, 26 (1977), p. 948
- 44) 西川義富美, 小寺沢良一: 機械学会講演論文集, No. 774-2 (1977-3), p. 75
- 45) 小寺沢良一, 森 時彦, 西川義富美: 材料学会フラクトグラフィ・シンポジウム(1977-5), 前刷 p. 167; 小寺沢良一, 西川義富美, 森 時彦: 材料, 27 (1978) p. 92
- 46) 森 時彦, 小寺沢良一: 材料学会講演会(1977-5), 前刷 p. 139
- 47) 大路清嗣ほか: 機械学会講演論文集, No. 774-1 (1977-3), p. 88