

最近のX線応力測定技術

6. X線フラクトグラフィ[†]

田 中 啓 介* 広 瀬 幸 雄**

1 はじめに

実用機器の破損事故原因究明の手段として、電子顕微鏡を用いたエレクトロンフラクトグラフィの手法が広く利用され、事故の再発防止や設計法・製造法の改良に大きく貢献している。これは破面に残存する凹凸の形態を情報のもとにしており、必ずしも成功するとは限らない。実物破面の極表層が酸化あるいは腐食や汚れなどの二次損傷のため破面凹凸の原形態が保存されていないとき、また二次損傷がない場合でも軸受鋼や鋳鉄、セラミックスなどの無特徴破面や類似破面のときなど、従来の電顕フラクトグラフィによる解析は著しく困難となる。

一方、X線回折法による破面解析、つまりX線フラクトグラフィは、破面のX線観察から得られる残留応力、半価幅あるいは回折図形の特徴から破壊様式の判別、破壊の力学的条件やき裂伝ば寿命の推定あるいは破壊機構の検討を行うものであり、破面ばかりでなく破面直下の材料の内部構造に関する情報を知ることが出来るため、電顕フラクトグラフィが困難な場合や材料の内部構造を知りたい場合を含めて、広く簡便に^{1)~3)}応用できる破面解析法として発展している。

X線回折法による破面解析に関する最初の最も重要な仕事は1950年頃⁴⁾Orowanによってなされた。彼は鉄のへき開破壊時の塑性仕事を、破面からのX線回折像のぼけの程度より評価し、Griffithのエネルギー平衡に基づく破壊理論の一般化に成功した。その後、各種破面のX線観察が行なわれてきたが、本格的に破壊力学パラメータとの対応が検討され始めたのは1970年頃以降である。現在までの約20年近くの間に、X線フラクトグラフィで観察された破面の種類とデータは飛躍的に増大しており、定量的解析も可能となり実際の事故破面解析にも応用されている。また、X線フラクトグラフィは我国の独自の技術として発展したものであるが、1983年頃からフランスなどを中心として外国においても研究が盛んになりつつある。

本講では、X線フラクトグラフィの基礎と、各種破面の特徴および破壊の力学条件の定量的解析について述べ、ついで実際破面への応用例を紹介する。

2 X線フラクトグラフィの基礎

2.1 X線パラメータ

破面観察のためのX線回折法は通常背面反射デバイ法であり、1~5 mm径のX線束を用いた広束X線法と、50~200 μm 径のX線束を用いた細束X線法に分けられる。広束X線法では通常、①残留応力(RS: residual stress) ②半価幅(HVB: half-value breadth)の2つのパラメータが測定される。前者はき裂先端での局所的な塑性変形の結果生じ、塑性ひずみの集中の強さに対応する。一方、後者は塑性変形により材料中に導入された微視的ひずみや結晶微粒子(particle)の大きさに関係し、塑性ひずみ量に対応する。また、細束X線回折では、③回折図形(DPT: diffraction pattern)が得られ、図形パラメータとして、回折はん点のデバイ環の接線方向のひろがりより全方位差(misorientation)や過剰転位密度(excess dislocation density)、またははん点の数より副結晶粒径(subgrain size)といった量が求まる。⁵⁾

材料が準安定相を有する場合、き裂進展に伴って破面近傍には変態相が形成され、この④変態相量(TRP: transformed phase fraction)も重要なパラメータとなる。

一般的にいうと、高強度・低じん性材料に対しては残留応力が有効なパラメータであり、低強度・高じん性材料に対しては半価幅あるいは回折図形が有力なパラメータとなる。

2.2 X線パラメータと破壊力学パラメータの関係

破壊力学パラメータとしては、応力拡大係数 K 、 J 積分、き裂先端開口変位、塑性域、き裂進展抵抗あるいはき裂伝ば速度などがある。開口形(モードI)負荷での塑性域の大きさ w は、小規模降伏状態では K

† 原稿受理 昭和63年3月8日

* 正会員 京都大学工学部 京都市左京区吉田本町

** 正会員 金沢大学教育学部 金沢市丸の内

の二乗に比例する。また繰返し荷重下での最大塑性域 ω および逆降伏域 ω^* は、最大応力拡大係数 K_{\max} および応力拡大係数範囲 ΔK とそれぞれ次式で関係している。⁶⁾

$$\omega = \alpha (K_{\max} / \sigma_Y)^2 \quad (1)$$

$$\omega^* = \alpha^* (\Delta K / \sigma_Y)^2 \quad (2)$$

ここで α , α^* は比例定数, σ_Y は降伏応力である。一方、破壊じん性試験におけるエネルギー解放率 G_{Ic} ($=J_{Ic}$) は平面ひずみ破壊じん性値 K_{Ic} の関数で、表面エネルギー γ_s および塑性仕事 γ_p を用いて次のように表わされる。

$$G_{Ic} = K_{Ic}^2 (1 - \nu^2) / E = 2(\gamma_s + \gamma_p) \quad (3)$$

ただし E はヤング率, ν はポアソン比である。

X線パラメータによる破壊力学パラメータの評価は次の関係をもとに行われる。(i)破面上のX線パラメータと、 K_{Ic} , K_{\max} , ΔK (ないしはJ積分) およびき裂伝ば速度との関係、(ii)破面下のX線パラメータの分布からの ω , ω^* , γ_p の推定およびそれらと K 値との関係、(iii)X線パラメータ (破面上の値および分布) と破壊様式との関係である。

2・3 実験法

X線フラクトグラフィにおいては実際の破面を出るだけ損傷を受けない状態に保存し、破面上の定められた位置にX線を照射すれば破面から侵入深さ内部までの平均的な値が測定される。

破面下のX線パラメータの分布測定においては、金属破面では電解研磨によって逐次表層を無ひずみ的に除去しX線測定を繰返す。分布はX線パラメータを表層除去量に対してプロットすればよい。セラミックス破面等の除去には、化学研磨⁷⁾あるいはスパッタリング等の方法がとられる。一方、破面下の分布を非破壊的に測定する方法もいくつか提案されている。³⁾

3 ぜい性・延性破面および破壊じん性破面

3・1 ぜい性・延性破面

軟鋼の低温へき開破面からのX線回折像はばけており、そのばけの程度から塑性変形量が推定できる。⁸⁾ 図1は軟鋼のコンパクト引張試験片の破壊じん性試験での予き裂先端近傍の破面下の塑性ひずみ分布を、室温および低温の場合について示す。ここで塑性ひずみは、あらかじめ引張およびねじり試験において求めた半価幅と塑性ひずみの関係を用い、半価幅より換算した。図中 Δx は破面上のX線照射中心の予き裂先端からの距離で、 t は板厚、MBXは細束X線、PBXは広束X線 (平行ビーム) による結果である。(a)の延性破面上のひずみは大きく、100 μm 程度内部ではほぼ一定値 (約15%) に漸近している。ここで破面極近傍のひずみは不安定破壊の進行によって形成されたもので、内部の一樣ひずみは力学的に不安定に達

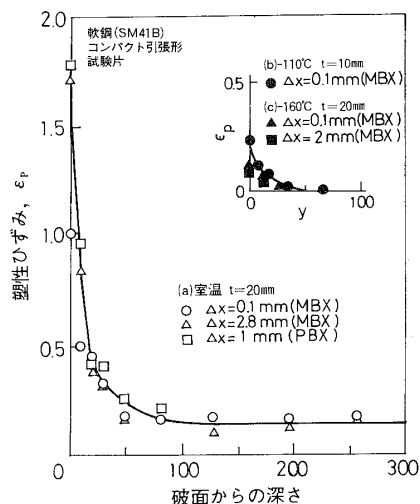


図1 軟鋼のへき開破面および延性破面下の塑性ひずみ分布

するまでのひずみである。一方、(b), (c)のへき開破面では、破面から急激にひずみが減少して、40 μm 内部では零となる。なお図中の実線は -110°C , $\Delta x=0.1$ の結果をプロットしたものである。低温へき開破面下のひずみ分布から求めた塑性仕事 $2\gamma_p$ は、 -160°C のとき 3.6 kJ/m^2 であり、破壊じん性値 $G_{Ic} (=4.2 \text{ kJ/m}^2)$ にほぼ等しい。つまり式(3)で $2\gamma_p$ が $2\gamma_s (=2 \text{ J/m}^2)$ より3桁大きい。

へき開破面であっても試験温度の上昇とともに、X線測定した破面ひずみ ϵ_f は大きくなり、 J_{Ic} の上昇に対応している。実際、 ϵ_f と限界き裂先端開口変位 $\text{CTOD}_c (=J_{Ic} / \sigma_Y)$ との間には比例関係が認められる。⁹⁾

破面上の半価幅も同様に、 J_{Ic} あるいはき裂進展抵抗 R と関係し、それらの大きい破面程半価幅も大きい。^{9), 10)} さらにこの関係を使うと、破面上の半価幅よりぜい性き裂伝ば時の材料抵抗などが評価でき、これはぜい性き裂の停止 (arrest) の解析に役立っている。¹⁰⁾

3・2 破壊じん性破面

軸受鋼¹¹⁾あるいは低合金鋼¹²⁾などの高強度材の破壊破面に対しては、残留応力が有力なX線パラメータである。破面引張残留応力 (き裂進行方向) は軸受鋼に対しては K_{Ic} の増大とともに大きくなる (後掲図8参照)。一方、低合金鋼では塑性域が大きく広がることや破面の凹凸のため、 K_{Ic} の増大に対して破面引張残留応力が小さくなる。これらの場合破面下の残留応力分布で、応力が零に減衰する位置が塑性域深さ ω となる。 ω は破壊じん性値 K_c と次の関係にある。

$$\omega = \alpha (K_c / \sigma_Y)^2 \quad (4)$$

ただし比例定数 α は、低合金鋼では0.14である。

上式は、深い鈍化切欠きを有する部材に対しても成立し、このときの K_c は切欠き深さをき裂長さとし求めたき裂発生時の値である。 α は切欠き半径 ρ

が大きくなると 0.12 程度と小さくなる¹²⁾。またアルミナセラミックスの破面に対しても、残留応力分布測定より塑性域深さが評価されている⁷⁾。

4 疲労破面

4.1 破面近傍の残留応力

疲労破面近傍の残留応力の分布を、田中らは図 2 に示すように 3 つの成分の重畳として説明した¹³⁾。Ⅰ形は次の要因による。き裂先端の塑性域内の材料は、荷重方向 (y 方向) に塑性的に引伸されると同時にき裂進行方向 (x 方向) に縮む。ここでき裂が進行すると $y=0$ の面上の応力が解放され、同時に周囲の弾性域のスプリングバックで x 方向に引張られるため塑性域内に σ_x が引張りとして残留する。またⅡ形は表面の凹凸による残留応力の解放を示す。通常引張破面残留応力を解放するので、結局表面圧縮形の残留応力を加えることになる。Ⅲは荷重の反転による逆降伏に起因するもので表面圧縮形となる。破面の接触による圧縮変形もこの形である。Ⅲ型が疲労特有のもので、破壊じん性破面はⅠ、Ⅱ形の重ね合わせとなる。なお、有限要素法によるき裂伝ばシミュレーションによっても破面下の残留応力分布が計算されており¹⁴⁾、Ⅰ形、Ⅲ形の分布が確認されている。

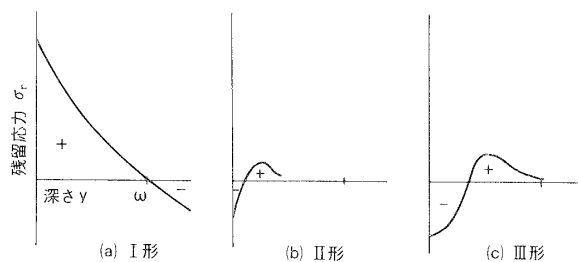


図 2 破面下の残留応力分布の各成分への分解モデル

図 3 に低合金鋼の 200°C、600°C 焼もどし材の応力比 $R=0.1$ と 0.5 における $K_{\max}=25.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ での破面下の残留応力分布を示す。同一材でも $R=0.1$ の方が引張残留応力はやや小さい。残留応力が消失する深さが、 R に依存しないことから、その深さが K_{\max}

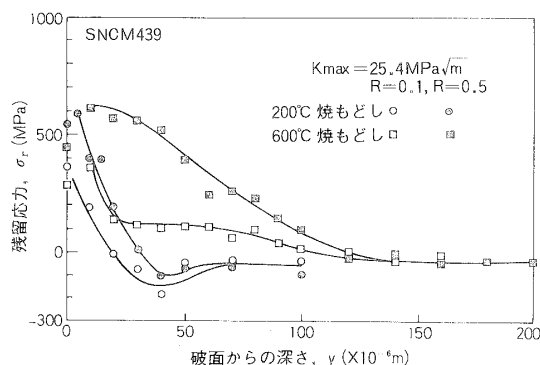
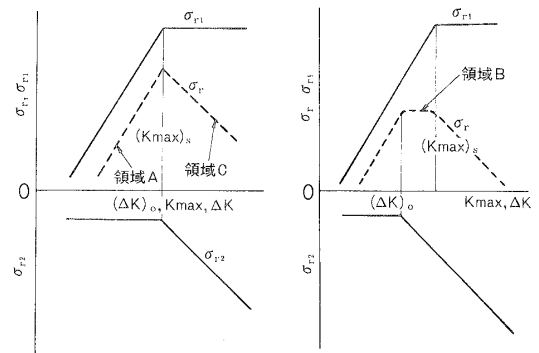


図 3 焼入焼もどし鋼の疲労破面下の残留応力分布

支配の最大塑性域に対応することがわかる。600°C 焼もどし材の $R=0.1$ では残留応力がほぼ一定となる中棚が認められるが、これは焼入焼もどし材などで低応力比の場合の特徴で、繰返し軟化が大きいことによる図 2 のⅢ形の効果である¹⁵⁾。

鉄鋼材料の疲労破面上の残留応力と K との関係は、引張残留応力 σ_r が K_{\max} とともに上昇する領域 A、ほぼ一定となる領域 B および下降する領域 C に分けられる。小倉・三好らは図 4 に示すように、破面上の σ_r は K_{\max} で支配される σ_{r1} (引張) と、 ΔK で支配される σ_{r2} (圧縮) との和で与えられるとした。 σ_{r1} は K_{\max} の増大に伴う一方向塑性ひずみの増大に起因する残留応力 (図 2 のⅠ形に対応) であり、 K_{\max} が小さい間は K_{\max} とともに増大するが、ある値 $(K_{\max})_s$ 以上では飽和して一定値となる。一方、 σ_{r2} は ΔK による逆降伏に起因する残留応力 (図 2 のⅢ形に対応) であり、 ΔK の増大とともに $|\sigma_{r2}|$ は増大するが、 $(\Delta K)_0$ 以下では ΔK に依存せずほぼ一定値を示す。図中の破線は $R=0$ の場合の $(\sigma_{r1} + \sigma_{r2})$ で、 $(K_{\max})_s$ と $(\Delta K)_0$ がほぼ等しいとき(a)に示すように領域 A、C のみが表われ、 $(K_{\max})_s$ が $(\Delta K)_0$ より大きいとき領域 B が表われる。



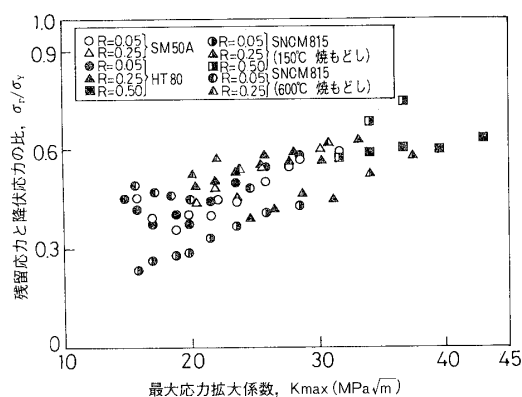
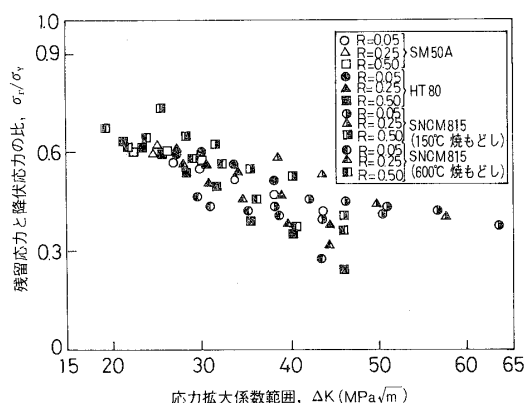
(a) $(K_{\max})_s = (\Delta K)_0$ の場合 (b) $(K_{\max})_s > (\Delta K)_0$ の場合
図 4 疲労破面上の残留応力の K_{\max} ならびに ΔK 依存に関するモデル

図 5(a)は領域 A のデータを K_{\max} で、また(b)は領域 B、C のデータを ΔK で整理した。図において興味深いことに各領域を K_{\max} 、 ΔK で整理すると R 依存性が著しく小さくなるとともに、残留応力を材料の降伏応力で除して表示すると各材料間の差異も小さくなる。

以上のようにモードⅠ負荷での疲労破面の残留応力はほとんど引張である。しかし、応力比が $R=-3$ 近くに大きな圧縮平均応力が加わる場合には破面残留応力も圧縮となる¹⁶⁾。その他、事故破面では圧縮残留応力が測定される場合も多く、これに関しては 8 章で述べる。

4.2 破面近傍の半価幅

焼なまし材や焼ならし材の破面近傍の半価幅は疲労

(a) 領域 A での σ_r/σ_y と K_{max} との関係(b) 領域 B と C での σ_r/σ_y と ΔK との関係図 5 鉄鋼材料の疲労破面上の残留応力と K_{max} , ΔK との関係

前の初期値より増大する。図 6¹⁷⁾ は軟鋼における $K_{max}=15.6 \text{ MPa}\sqrt{m}$ での $R=0.1, 0.5$ の場合の、破面下の半価幅分布を示す。図中の B_0 は初期値で、半価幅が B_0 に等しくなる深さ ω は R に依存しない。実際 ω は式(1)で表わされ、本材料では $\alpha=0.094$ となる。一方、半価幅がピークとなる位置は R が小さい (ΔK が大きい) 方が深い。ここで、逆降伏域の深さ ω^* は σ_y を 2 倍した次式で評価した。

$$\omega^* = \alpha(\Delta K / 2\sigma_y)^2 \quad (5)$$

$y = \omega^*$ の位置を図中矢印で示すが、半価幅がピーク

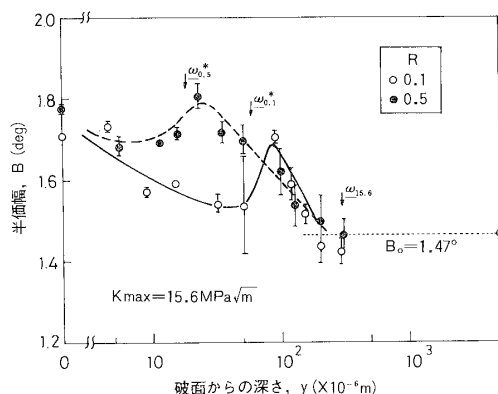


図 6 軟鋼の疲労破面下の半価幅分布

をとる位置とよく一致しており、半価幅分布より逆降伏域の深さを測定することが可能であろう。

半価幅が逆降伏域の境界で極大となる理由は次のように説明される。まず疲労き裂先端近傍の K_{max} に対応した最大塑性域内では、半価幅はひずみとともに増大するのに対して、逆降伏域内では加工材の疲労過程と同様に半価幅を減少させる方向に作用する。つまり K_{max} 支配の半価幅分布に、 ΔK 支配の繰返変形による半価幅の減少が重畳し、 $y = \omega^*$ の近傍で半価幅が極大値をとる。

破面下の半価幅分布において、少し内部で極大となる傾向は低合金鋼 600°C 焼もどし材やニッケル鋼、軟鋼の加工材¹⁹⁾において認められている。一方、低温焼もどし材では最大塑性域内においても半価幅は単調に減少する。²⁰⁾

破面上の半価幅は、軟鋼などでは K_{max} とともに増大するのに対して、銅などではき裂伝ば速度の一価関数となっており、 ΔK によって半価幅が決まっているようである。焼入焼もどし材の破面半価幅は、 K_{max} に対してあまり変化しなかったり、 K_{max} に対して増大したり減少したりしてその挙動は複雑である。

4・3 破面近傍の回折図形および変態相

焼なまし材などの破面下の塑性変形や下部構造 (substructure) の詳細は細束 X 線法によって観察できる。疲労前には、鋭い微小はん点であった回折像が、塑性域内ではぼけるので、破面深さ方向の回折はん点のひろがりの分布を測定することにより最大塑性域を定めることができる。^{17), 22)}

ひろがった回折はん点を詳細に観察すると、逆降伏域内で繰返変形を受けた材料からの像には明瞭に分離した微小なはん点が認められる。回折図形を計算機画像処理して図形パラメータを客観的に抽出することが可能であるが、これより求めた微小はん点数の破面下の分布を図 7¹⁷⁾ に示す。図には式(5)による ω^* の推定値

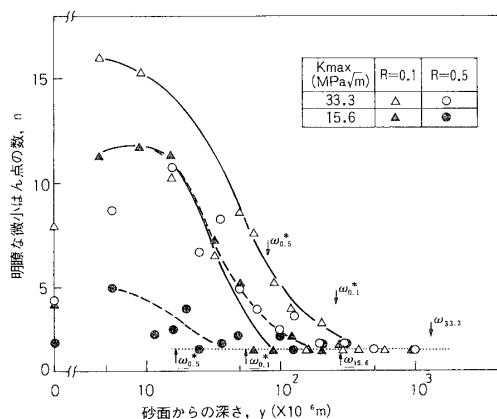


図 7 軟鋼の疲労破面下の明瞭な微小はん点の数の分布

も矢印で示されているが、明瞭な微小はん点数が増加する深さとほぼ一致している。

準安定オーステナイト鋼の破面近傍にはマルテンサイト変態相が形成され、この変態は変態誘起き裂開口とも関係し、き裂伝ば抵抗を支配する重要な要素の一つである。X線測定した疲労破面上の変態量は K_{\max} あるいはき裂伝ば速度とともに増大する。

5 高温疲労、腐食疲労および応力腐食割れ破面

5.1 高温疲労破面

小規模降伏条件下で形成された高温疲労破面については、常温の場合と同様の手法が応用でき、最大塑性域深さが決定できる。破面残留応力も引張りで、かつ K_{\max} との関係も常温と同様であるが、降伏応力が低下する分だけ残留応力値も低い。

塑性疲労に関しては、全面塑性となるため塑性域の測定は無意味となるが、破面近傍の材料の内部構造は力学条件によって異なる。例えばオーステナイト鋼(SUS 304)の600℃での低サイクル疲労き裂伝ば試験の破面の細束X線観察で得られる全方位差は、全ひずみ範囲あるいは周波数に依らず ΔJ およびき裂伝ば速度とべき乗関係で結ばれている。

5.2 腐食疲労破面

腐食疲労破面でも、腐食生成物が厚くなければそのまま破面母材のX線観察が出来る。しかしこの場合でも高温破面と同様、破面形成後に酸化などの二次的な損傷を受けることがあるため注意を要する。

鉄鋼の水溶液中の腐食疲労破面の残留応力は同一 K_{\max} に対して大気中疲労の場合よりも小さく、かつ塑性域深さも浅くなる。この原因としては酸化の他に、破面形成後の表面溶解があるが、溶解除去された場合の塑性域深さを残留応力分布より評価する方法も提案されている。

5.3 応力腐食割れ破面

高張力鋼の水溶液中の応力腐食割れ破面も引張残留応力となる。電顕フラクトグラフィでは粒界割れと粒

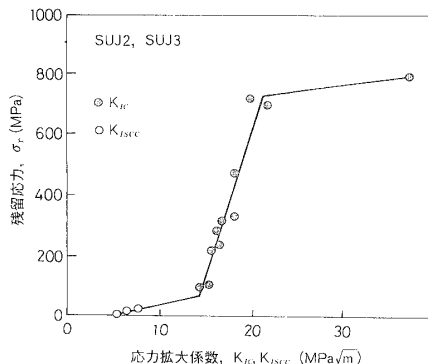


図8 軸受鋼の破面上の残留応力と K_{IC} 、 K_{ISCC} との関係

内割れの混在となるが、 K が上昇し粒内破面率が増すにつれて比例的に引張残留応力が増大する。しかし、この破面残留応力も破面形成時の電極電位により大きく異なるようである。軸受鋼の大気、油、水、食塩水等の環境によって下限界応力拡大係数 K_{ISCC} が異なるが、 K_{ISCC} が大きくなると破面引張残留応力も大きくなる。図8はその結果で、3本の折れ線のうち残留応力 σ_r が高いデータは K_{IC} と σ_r の関係で、低いデータは K_{ISCC} と σ_r の関係である。

6 破面下の塑性域深さ

破壊じん性破面、疲労破面、応力腐食割れ破面等において、破面下のX線パラメータの分布をもとに塑性域深さが決定できる。通常異なるパラメータで測定した値は一致するが、実験点のばらつきのため異なる場合もある。図9は、軟鋼と焼入焼もどし鋼の疲労破面下の塑性域深さと K_{\max}/σ_y との関係を示す。軟鋼では半価幅(HVB)とはん点のひろがり(SW)を、焼入焼もどし鋼では半価幅および残留応力(RS)をパラメータとしたが、各材料において測定値は大略一致している。いずれも式(1)で近似され、軟鋼では $\alpha=0.094$ 、焼入焼もどし鋼で $\alpha=0.22$ である。

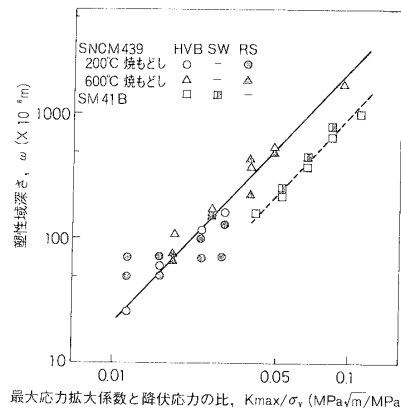


図9 鉄鋼材料の疲労破面下の塑性域深さと最大応力拡大係数との関係

X線測定した塑性域深さ ω は、いずれの破面に対しても式(1)あるいは(4)で与えられるが、比例定数 α は異なっている。予き裂を持つ高張力鋼の破壊じん性破面の α は0.14であり、Levyらの完全弾塑性体の平面ひずみ有限要素法で求めた値0.15に近い。 α が必ずしも0.15でない理由としては次の3つが考えられる。(i)塑性域中での加工硬化あるいは加工軟化のため降伏応力が単純引張試験の降伏応力 σ_y と一致しない。(ii)き裂先端の分岐あるいは鈍化のため応力集中が低下し α が小さくなる。(iii)破面の腐食溶解のため塑性域深さが浅くなり α が小さくなる。

図10には、大気中の疲労破面について報告されている国内外の26個の α 値と σ_y の関係を示す。 α は σ_y と

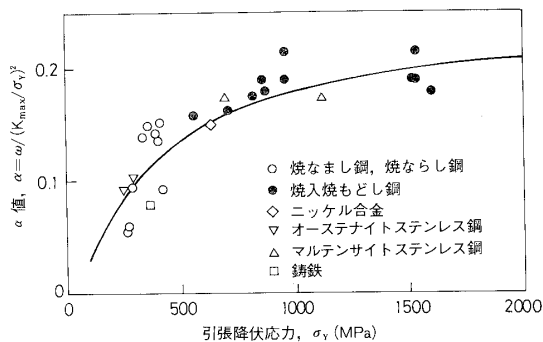


図10 疲労破面下の塑性域深さパラメータ α と降伏応力との関係

ともに大きくなる。ここで疲労破面の α が 0.15 と異なる原因が全て上述(i)によるものとする、次式で塑性域中の降伏応力 σ_Y が求まる。^{3), 20)}

$$\omega = 0.15(K_{\max}/\sigma_Y)^2 = \alpha(K_{\max}/\sigma_Y)^2 \quad (6)$$

を变形して

$$\sigma_Y = (0.15/\alpha)^{1/2} \sigma_Y \quad (7)$$

上式で求めた σ_Y と σ_Y の関係を図11に示す。両者の間には直線関係が成立し、最小二乗法で次式を得る。ただし応力の単位は MPa である。

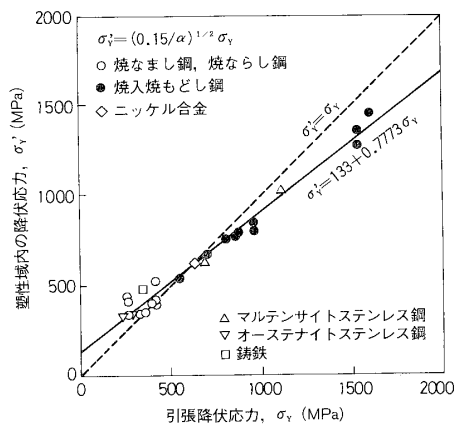


図11 塑性域内の降伏応力と引張降伏応力との関係

$$\sigma_Y = 133 + 0.777 \sigma_Y \quad (8)$$

式(7), (8)より, α は σ_Y の関係として次式で与えられる。

$$\alpha = 0.15[\sigma_Y/(133 + 0.777 \sigma_Y)]^2 \quad (9)$$

これより材料の σ_Y が既知であれば α を推定することができる。なお図10中の実線は式(9)の関係を示す。

衝撃疲労破面の α は上式で予測されるより非常に小さく、高速変形による降伏応力の増大を反映している。³²⁾ 一方、腐食疲労破面、応力腐食割れ破面でも α は 0.15 より小さく、これらの場合上述の(i)(ii)(iii)の理由が重畳して複雑である。^{26), 28), 29)}

7 破壊様式の判別

破面近傍の残留応力、半価幅あるいは回折図形の特徴が、同一材料でも破壊様式により異なることから破壊様式の判別が可能である。その数例を以下に述べる。

軸受鋼では残留応力をもとにして図8より K 値の推定が可能であり、かつ応力腐食割れ破面と不安定破面の分離ができる。³⁰⁾

図12には、S35C 焼ならし材の各種破壊様式による破面上の半価幅の温度に対する変化傾向を示した。単調荷重下の破壊ではぜい性破面から延性破面になるに従って半価幅は増大し、延性破面では温度の上昇に伴って減少する。同一温度では、疲労破面の半価幅は引張破面に比較して小さく、かつ伝ば速度ないしは K が低いほど小さい。さらにクリーブ破面の半価幅は同一温度における引張破面のそれより小さい。一方、鋳鉄の破壊様式による半価幅を比較すると、疲労破面上ではき裂発生位置近傍より最終破断部に近くなる方が大きい。³³⁾ 衝撃破面の半価幅は破面上の位置に依らないが、その値は疲労破面の 1.5 倍程度である。

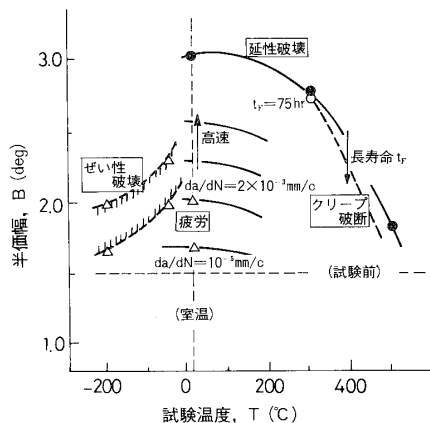


図12 焼ならし鋼 (S35C) の破壊様式と試験温度による破面上の半価幅の変化

細束 X 線法による回折図形の特徴からも破壊様式の判別が可能である。^{22), 34)} 疲労破面からの回折図形は明瞭な微小はん点からなっている。クリーブ破面でも同様に明瞭な微細はん点で特徴づけられるが、疲労と異なりデバイ環全周に渡ってほぼ一様に分布している。この種の回折図形の特徴の抽出に計算機画像処理技術が導入され、より客観的な解析が可能になりつつある。¹⁷⁾

8 事故破面解析への応用

事故破面の X 線観察では、電顕フラクトグラフィのように小試片に切出す必要もなく容易に行なえる。以下にそれらの応用例を述べる。

使用中破損した軸受部品の破面上の残留応力の分布をもとにしてゆっくりしたき裂進展部と急速破断部の区別および破壊起点の同定が行なわれている。さらに図8を用いて、急速破断面の K_{Ic} 値やばめ合応力の評価も行なわれている。³⁰⁾

また破損した機械部品の破面下の残留応力分布や半価幅分布の X 線測定より塑性域深さが求められ、それから K_{\max} , ΔK あるいは K_{Ic} 値の推定もなされて

^{18),35)}
いる。

実際のタービンシャフト、伝動軸などにおいては、破面に圧縮残留応力が測定される場合がある。これは、負荷形式が混合モードでせん断形破面の場合で、このとき破面のこすれなどによる二次的損傷が認められることが多い。この種の破面の圧縮残留応力に関しては、今後形成機構を含めて系統的な研究が望まれる。

実用の小形部品、例えばボルトなどの場合、破面の広い領域に X 線を照射し、その半価幅より負荷応力や破断寿命を推定することも行なわれる。^{21),37)} この手法は、同種部品について予め半価幅などの X 線パラメータと応力振幅、ひずみ範囲や寿命との関係を求めておく³⁷⁾と簡便に実物に応用できる手法で、マクロ X 線フラクトグラフィと称されている。

9 お わ り に

X 線フラクトグラフィで得られる情報は電顕フラクトグラフィと質的に異っており、両者相補うものである。地理に例えると、後者は地上の表面形態を観察するものであるのに対して、前者は地下の地殻の構造を観察することに対応する。本講に述べたように、代表的な破壊様式における X 線パラメータの特徴が明らかとなり、破壊力学パラメータとの定量的関係も精密に求められつつあり、今後、実際の事故破面への積極的な応用を通して、実用技術としての地位を確固たるものとなるであろう。最後に頁数制限のため述べられなかった重要な研究もあるが、それらについては報告書³⁾を参照していただきたい。そこには 150 編近くの X 線フラクトグラフィ関連文献が紹介されている。

参 考 文 献

- 1) 平 修二, 田中啓介, 鉄と鋼, **65**, 450 (1979).
- 2) X 線材料強度部門委員会報告, 材料, **31**, 244 (1982).
- 3) 田中啓介 (代表), “X 線フラクトグラフィによる事故破面解析手法の確立”, 昭和62年度文部省科学研究費補助金総合研究 (A) 研究成果報告書 (1988).
- 4) E. Orowan, “Fatigue and Fracture of Metals”, Edited by W. M. Murray, p. 135 (1952) MIT Press.
- 5) 日本材料学会編, “X 線材料強度学, 基礎編, 実験法編” 第4章 (1973) 養賢堂.
- 6) J. R. Rice, ASTM STP415, 247 (1967).
- 7) 三嶋忠夫, 七山幸夫, 広瀬幸雄, 田中啓介, 材料, **36**, 805 (1987).
- 8) 田中啓介, 藤山一成, 中川幸長, 中村 研, 川辺泰嗣, 材料, **29**, 710 (1980).
- 9) 田中啓介, 藤山一成, 中村 研, 材料, **29**, 62 (1980).
- 10) 中野善文, 材料, **31**, 463 (1982).
- 11) N. Tsushima, H. Nakashima and H. Muro, 日本材料強度学会誌, **23**, 317 (1980).
- 12) 矢島善次郎, 広瀬幸雄, 田中啓介, 小河 弘, 材料, **32**, 783 (1983).
- 13) 田中啓介, 畑中伸夫, 材料, **31**, 215 (1982).
- 14) 小倉敬二, 三好良夫, 鹿山昌宏, 辻 宗和, 材料, **32**, 264 (1983).
- 15) 小倉敬二, 三好良夫, 川口真広, 鹿山昌宏, 日本機械学会論文集, A-51, 1477 (1985).
- 16) 児玉昭太郎, 三沢啓志, 大住勝彦, 材料, **36**, 1134 (1987).
- 17) 田中啓介, 秋庭義明, 西沢英和, 金多 潔, 材料, **35**, 712 (1986).
- 18) S. Bayard and J. L. Lebrum, “Residual Stresses in Science and Technology”, Edited by E. Macherauch and V. Hauk, p. 935 (1987) DGM.
- 19) 北川英夫, 松本年男, 日本機械学会論文集, **41**, 22 (1975).
- 20) 田中啓介, 畑中伸夫, 材料, **33**, 324 (1984).
- 21) 林 真琴, 根本貞夫, 日本材料学会第23回 X 線材料強度に関する討論会論文集, p. 91 (1986).
- 22) 後藤 徹, 三菱重工技報, **11**, 3, 1 (1974).
- 23) 吉岡靖夫, B. Guimard, 非破壊検査, **35**, 524 (1986).
- 24) 小倉敬二, 三好良夫, 川口真広, 材料, **35**, 719 (1986).
- 25) S. Nishino, M. Sakane and M. Ohnami, Proc. 28th Japan Cong. Mater. Res., p. 53 (1986).
- 26) 矢島善次郎, 広瀬幸雄, 田中啓介, 材料, **35**, 725 (1986).
- 27) 小倉敬二, 三好良夫, 川口真広, **36**, 799 (1987).
- 28) 広瀬幸雄, 田中啓介, 矢島善次郎, 岡林邦夫, 材料, **28**, 189 (1979).
- 29) 津田政明, 広瀬幸雄, 矢島善次郎, 田中啓介, 材料, **37**, 599 (1988).
- 30) 対島全之, 山田 博, 文献21), p. 82.
- 31) N. Levy, P. V. Marcal, W. J. Ostengren, and J. R. Rice, Int. J. Fract. Mech., **7**, 143 (1971).
- 32) H. Iguchi, K. Tanaka and S. Taira, Fatigue Eng. Mater. Struct., **2**, 165 (1979).
- 33) 青山咸恒, 小長哲郎, 岩室 茂, 日本材料学会第16回 X 線材料強度に関するシンポジウム論文集, p. 88 (1979).
- 34) S. Taira and K. Hayashi, Trans. Iron Steel Inst., Japan, **8**, 220 (1968).
- 35) 広瀬幸雄, 三嶋忠夫, 七山幸夫, 栗津 薫, 田中啓介, 文献21), p. 76.
- 36) 永井 克, 北川正樹, 日本材料学会第20回 X 線材料強度に関するシンポジウム論文集, p. 46 (1983).
- 37) 長尾真人, 楠本 詔, 伊藤吉保, 材料, **26**, 630 (1977).