高温疲労破面のX線フラクトグラフィ†

小 倉 敬 二* 三 好 良 夫* 川 口 真 広**

X-Ray Fractographic Study of Fatigue Fracture Surface
at Elevated Temperatures

by

Keiji OGURA*, Yoshio MIYOSHI* and Masahiro KAWAGUCHI**

An X-ray fractographic study was made on the fatigue fracture surface of HT80 and S53C steels at elevated temperatures up to 400°C.

Emphasis was put on examining the effects of oxide film and fracture surface roughness on the residual stress and half-value breadth of fracture surface at elevated temperatures. It was found that the oxide film induced on the fracture surface at elevated temperatures was thin enough and was not detrimental for the application of X-ray fractography to analyze the fracture surface of steels up to 400°C.

However, it was also found that the increased fracture roughness beyond a certain value was detrimental. The value was estimated as about 7.5μm in the center line average roughness. For this case, it is difficult to apply X-ray fractography because both the residual stress and half-value breadth are controlled not only by K_{max} or ΔK but also by the roughness of fracture surface.

キー・ワード：高温疲労破面，残留応力，半価幅，X線フラクトグラフィ

1 緒 言

X線フラクトグラフィは破面上のみならず，破面下の残留応力や半価幅などのX線的情報より破面解析が可能である。そのためエレクトロンフラクトグラフィでは解析が困難である破壊後の時間経過により破面が腐食，酸化などの二次的損傷を受けている場合などの破面解析にも有効な手段として研究が進められている¹⁾。しかし，これまでの研究の多くは，著者らの研究も含め，室温，大気中での疲労破面についての基礎的研究であり，実用構造部材の破面解析にこの手法を応用するためには，二次的損傷のある場合のX線フラクトグラフィの適用の可否の検討が必要である。破面より得られるX線的情報が使用する特性X線の波長や材料の吸収率により定まるある深さまでの平均値であることを考えると，これらにおよぼす破面あらさや酸化被膜の影響を定量的に把握しておくこともまた同時に重要と考えられる。

そこで本研究では HT80 および S53C 鋼を用い，

高温下の疲労破面につきX線フラクトグラフィの適用の可否を検討すると同時に，破面上に形成された酸化被膜や破面あらさが破面残留応力を中心とするX線情報に与える影響について検討した。

2 実験方法

本実験に用いた材料は Table I に示すような化学組成を有する HT80 および S53C 鋼である。それらの室温，ならびに各試験温度下の機械的性質を Table II に示した。これらの材料はいずれも供試のまま実験に供した。

用いた試験片は，Fig.1 に示す板厚 10 mm の CT 試験片で，採取方向はいずれの場合も L-T である。

疲労き裂進展試験はいずれの鋼，試験温度とも種々の応力比で，通常の荷重振幅一定で行った。

X線による残留応力，半価幅の測定については照射域をいずれの鋼とも 1 mm (き裂進展方向) × 5 mm とした点が異なるのみで，他の条件は前報³⁾と同様であるので，ここでは省略する。なお，それらの値の算出は

Table I. Chemical composition of the materials used for experiment. (wt%)

Material	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Fe
HT 80	0.11	0.24	0.83	0.010	0.003	0.050	0.19	0.98	0.49	0.45	0.035	R
S53C	0.53	0.22	0.81	0.025	0.007	0.043	0.01	0.01	0.10	—	—	R

† 原稿受理 昭和60年10月12日 Received Oct. 12, 1985

* 正 会 員 大阪大学基礎工学部 豊中市待兼山町, Faculty of Engineering Science, Osaka University, Machikaneyama-cho, Osaka

** 学生会員 大阪大学大学院 豊中市待兼山町, Graduate Student, Osaka University, Machikaneyama-cho, Osaka

Table II. Mechanical properties of the materials used for experiment.

Material	Temperature $T(^{\circ}\text{C})$	Yield strength $\sigma_y(\text{MPa})$	Tensile strength $\sigma_B(\text{MPa})$	Elongation (%)
HT 80	r. t.	803	862	23.0
	200	743	844	23.0
	300	719	846	24.0
	400	729	848	22.2
S53C	r. t.	439	751	14.4
	300	425	808	20.7

Fig. 1. Shape and dimensions of the specimens used for experiment. ($t=10$ mm)

ディフракトメータにA/D変換器とパソコンを接続し、パソコンに取り込んだ回折強度曲線を自動解析することにより行った。

また、破面上の残留応力に対する破面あらさの影響を定量的に評価するために、触針式あらさ計にA/D変換器とパソコンを接続し、それらよりき裂進展方向の破面あらさを測定するとともにその様相の三次元表示をも行った。

3 実験結果および考察

3・1 高温疲労破面上の回折強度曲線

高温下の疲労破壊においてはその破面上に Fe_2O_3 や Fe_3O_4 といった酸化被膜が形成される。その被膜によるX線の吸収のため母相からの十分な回折強度が得られなかったり、またピーク位置が、シフトすることなどが考えられる。そこで、残留応力測定に先立ち室温、高温下の疲労破面の、 $\phi_0=0^{\circ}$ における回折強度曲線の比較を行った。Fig. 2 (a), (b)はその結果であるが、いずれの鋼とも300℃の回折強度は室温のものと比べて若干低下しているが、残留応力の測定精度に影響を与えるほどの強度の低下は認められない。

3・2 破面残留応力に対する試験温度の影響

Fig. 3 は HT 80 鋼の疲労破面上の残留応力 σ_r と $K_{\max}$ 関係に対する試験温度の影響を調べた結果である。ここでは応力比を $R=0.5$ と一定にして、試験温度を200℃, 300℃, 400℃と変化させた。なお、比較のため室温の結果も同時に示した。Fig. 3 において高温下の σ_r は、室温と同様に、低 $K_{\max}$ 域でほぼ一定値を示した後、 $K_{\max}$ とともに減少する。同一 $K_{\max}$

Fig. 2. X-ray diffraction curves from the fracture surface.

Fig. 3. The effect of test temperature on the relation between σ_r and $K_{\max}$.

値における σ_r の値は、200~400℃の間ではほとんど差がなくほぼ同じ値を示しているが室温下のものと比べてみるとやや小さくなっている。また、これらの試験温度間での σ_r に差はなくほぼ同じ値を示している。これらの傾向は、Table II からわかるように、HT 80鋼の降伏応力の温度依存性に良く対応している。高温における σ_r の低下は高温保持によるひずみ取りなどの効果により解放されたものではなく、降伏応力の低下に対応しているものと考えられる。

以上の結果から400℃に至る高温破面でも比較的酸化被膜が薄い場合には、X線による破面解析が十分可能であることが明らかとなった。そこで、つぎに各鋼の試験温度300℃で応力比を変化させて得た各鋼の疲

労破面につきその残留応力 σ_r と応力拡大係数の最大値 K_{max} の関係について検討した。

3・3 破面上の残留応力分布

Fig. 4 は HT80 鋼の300℃下で得た疲労き裂進展破面上のき裂進展方向の残留応力 σ_r を破面形成時の応力拡大係数の最大値 K_{max} で整理したものである。なお、図中には比較のために室温下の結果も同時に示した。Fig. 4 において 300℃下の疲労破面上の残留応力 σ_r は室温下と同様に引張りであるが、同一応力比、同一 K_{max} 値における σ_r 値は室温下のものに比べて小さくなっている。さらに、高温下の K_{max} に対する σ_r の変化には室温下のそれとかなり異なる傾向が認められる。すなわち室温下の σ_r は低 K_{max} 域では応力比に依存せず K_{max} とともに増大し、 K_{max} が約30 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 付近で最大値を示した後単調に減少している。高 K_{max} 域では、顕著な応力比依存性を示す。そ

Fig. 4. The relation between the residual stress on fracture surface of HT80 steel and the maximum stress intensity factor.

れに対して、300℃下の σ_r は低 K_{max} 域における K_{max} とともに増大する部分はほとんど認められず、ほぼ一定値を示した後、ある K_{max} 値から単調に減少する傾向にある。 σ_r が一定値をとる領域および K_{max} とともに減少する領域のいずれにおいても σ_r に応力比依存性が認められる。後者の領域における σ_r の応力比依存性は高温、室温とも同一傾向 (R の減少とともに σ_r は減少) にはあるが高温下ではその減少の度合いが非常に大きい。以上のような 300℃における σ_r - K_{max} の関係の室温下のそれとの相違は降伏応力の低下に比例した σ_r の低下という直接的原因のみでは説明し得ないように思われる。

一方、Fig. 5はS53C鋼につき、室温ならびに300℃下で得た疲労破面上の残留応力 σ_r を K_{max} に対してプロットしたものである。S53C鋼においても σ_r の絶対値は、HT80鋼と同様に、応力比、 K_{max} が同じであっても300℃の方が室温下のものに比べて小さくなっている。しかし、 K_{max} に対する σ_r の変化挙動にはHT80鋼のように高温と室温で顕著な差は認め

Fig. 5. The relation between the residual stress on fracture surface of S53C steel and the maximum stress intensity factor.

られない。すなわちいずれの温度においても $R=0.05$ においては σ_r は、 K_{max} が約 25 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 付近まではほぼ一定、その後、単調に減少、また $R=0.5$ においては、 σ_r が K_{max} とともに増加 K_{max} が 20~25 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 付近で最大値を示した後減少に転じている。 $R=0.5$ 、300℃下の σ_r は K_{max} の大きい部分で特に大きく減少している。このように S53C鋼の σ_r - K_{max} 関係は HT80 鋼とは異なり試験温度依存性が小さい傾向にある。

著者らは前報において室温下の疲労破面上の σ_r が K_{max} に支配される σ_{r1} と ΔK に支配される $-\sigma_{r2}$ の和として与えられ、室温下のそれらの関係が、Fig. 6 (a), (b)のように整理できることを示した。ここで、 $(K_{max})_s$ 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 σ_{r1} が飽和するときの K_{max} 値であり、材料の降伏応力に依存する量である。すなわち降伏応力が高いものでは単調塑性域寸法も小さくなるので、まわりからの弾性拘束が強く働くために $(K_{max})_s$ 値は大きくなる。 $(\Delta K)_0$ は、 ΔK の増大に伴う逆方向塑性ひずみに起因する残留応力 $-\sigma_{r2}$ の影響が σ_r に現れ始めるときの ΔK 値であり、これは繰返

Fig. 6. Schematic illustration showing the effect of K_{max} or ΔK on the residual stress of the fracture surface.

し塑性域寸法と破面あらしの相対関係に依存する量である。したがって、応力比が異なっても破面あらしに違いがなければ $(\Delta K)_0$ 値は材料固有のものとなり、 $\sigma_{r1}-K_{\max}$ 関係、 $\sigma_{r2}-\Delta K$ 関係は、材料により一意的に定まる。

破面上の σ_r と $K_{\max}$ の関係は $(K_{\max})_s$ 値と $(\Delta K)_0$ 値の相対関係によって定まるものと考えられる。すなわち、 $(K_{\max})_s$ 値と $(\Delta K)_0$ 値がほぼ等しい場合の $\sigma_r-K_{\max}$ 関係は Fig. 6 (a)に破線で示したようになり、 $R=0$ では領域 I, III が現れることになる。この関係は本実験の HT80 鋼の室温下の結果に対応する。一方、 $(K_{\max})_s$ 値が $(\Delta K)_0$ 値に比べて大きい、いい換えれば σ_r に ΔK の効果が早い時期に現れる場合には σ_{r1} の増大と $-\sigma_{r2}$ の影響が互いに打ち消し合うために、 $\sigma_r-K_{\max}$ 関係は Fig. 6 (b)の破線のように σ_r が $K_{\max}$ とともに単調に増加する領域 I, $K_{\max}$ によらずほぼ一定値を示す領域 II, $K_{\max}$ とともに単調に減少する領域 III の三つの領域からなることになる。この関係は本実験の HT80 鋼の300℃下の結果に対応する。これらのことから、HT80 鋼の300℃下の $\sigma_r-K_{\max}$ 関係が Fig. 6 (b)のように現れたのは、300℃下のものでは、室温下のものに比べて降伏応力の低下のために、 $(\Delta K)_0$ 値が $(K_{\max})_s$ 値に比べて相対的に小さくなったと考えると、 σ_r に対する ΔK の影響が低 $K_{\max}$ 域から現れ始めることになるので、 $\sigma_r-K_{\max}$ 関係も Fig. 6 (b)のように領域 I, II, III が現れ実験結果と良く符合する。

一方、S53C 鋼では降伏応力は 300℃で室温とほとんど同じ値を示している。(Table II 参照)したがって、 $\sigma_r-K_{\max}$ 関係も室温下と300℃下では差がないはずである。事実、Fig. 5に見られるようにいずれの応力比においても $\sigma_r-K_{\max}$ 関係は室温下と300℃下でよく似た挙動を示している。しかし σ_r の絶対値を比べてみると、全体的に 300℃下では室温に比べ低下しており、 $R=0.5$, 300℃下の条件のものは特に低下が激しい。

筆者らは前報³⁾において、破面上の残留応力 σ_r の第一支配因子は力学的因子であることを明らかにした。このことが正しければ、各材料における $\sigma_r-K_{\max}$ 関係はある適当な無次元化を行えば材料、試験温度によらず一つのマスターカーブ上に整理できるものと考えられる。そこで、前報と同様に、Fig. 4, 5 の $\sigma_r-K_{\max}$ 関係から領域 I の結果を取り出し、それらを $K_{\max}$ に対して整理した結果を Fig. 7 (a)に、また、領域 II, III の結果を取り出し、それらを ΔK で整理したものを Fig. 7 (b)に示した。ここで、HT80 鋼の結果ならびに参考のために示した前報の SM50A, SNCM815 鋼の室温疲労破面の結果はデータ点を省略してデータバ

Fig. 7. The dimensionless residual stress plotted against $K_{\max}$ or ΔK .

ドで示した。なお、これらの図で縦軸の σ_r は各鋼の試験温度における降伏応力 σ_y で無次元化した。

Fig. 7 (a), (b)において、HT80 鋼の σ_r/σ_y は室温、高温下のいずれとも前報の室温下のデータバンド内によく整理されている。しかしながら、S53C 鋼では、 $K_{\max}$ 支配域でのデータが、データバンド内に整理されるのに対して、 ΔK 支配域のデータは Fig. 7 (b)のようにデータバンドからはずれ、特に $R=0.5$, 300℃下のものが大きくはずれ、 σ_r/σ_y 値も全体的に小さくなっている。

以上のことより、HT80 鋼の破面上の残留応力 σ_r は前報³⁾の結果と同様、室温・高温下ともに力学的因子の支配度が高く、その変化挙動も Fig. 6 に示したような力学モデルにより全体的に矛盾なく説明しうるように思われる。しかしながら、S53C 鋼の $\sigma_r-K_{\max}$ 関係は HT80 鋼に対すると同様な考えでは十分説明し得ないように思われる。力学因子の他の破面残留応力の支配因子としては破面あらしの影響が考えられる。そこで、つぎに破面のあらし測定を行うとともに三次元表示を行い破面の全体的な様相からも $\sigma_r-K_{\max}$ 関係に対するあらしの影響の検討を行った。

3.4 破面上残留応力におよぼす破面あらしの影響

Fig. 8 は本実験で得た $\sigma_r-K_{\max}$ 関係で σ_r が減少あるいは一定値を示し始めるときの $K_{\max}$ 値 (Fig. 7 の $(\Delta K)_0$) の近傍の破面中央部のあらしの様相を三次

Fig. 8. Three dimensional picture of fatigue fracture surface.

元表示したものの一例である。

Fig. 8 (a), (b)は HT80 鋼の室温ならびに300℃の $R=0.5$ の破面あらさの様相であるが、いずれの破面とも山状の形態を示しており、全体的には両者に大差は認められない。Fig. 8 (c), (d)は S53C 鋼の室温ならびに300℃の $R=0.05$ の破面あらさの様相であるが、うねりを伴った大きな山より成っており、あらさ自身も HT80 鋼に比べて大きくなっている。しかし、室温、300℃の両者では差は認められない。

以上は Fig. 4, 5 の σ_r - K_{max} 関係で ΔK 値が比較的小さい $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 付近のあらさの三次元表示により鋼種、試験温度間の破面の形態やあらさを比較したが、つぎにいま少し、各測定点における破面あらさを定量的に評価する。得られた破面につき板厚中央部の板厚方向の中心線平均あらさ H_{CLA} (触針走査距離1 mm) を測定し、それらと ΔK との関係を調べた。

Fig. 9. The center line average roughness plotted against the stress intensity factor range.

Fig. 9 はその結果である。ここで、HT 80 鋼の結果は比較のために示した前報の SM 50 A, SNCM815 鋼の室温破面の結果と同様にデータ点を省略してデータバンドで示した。Fig. 9 よりわかるように HT 80 鋼の破面あらさは応力比、試験温度によらず低 ΔK 域でほぼ一定値を示した後、 ΔK とともに増大する傾向にある。S 53C 鋼の破面あらさも ΔK とともに増大する傾向にあるがその変化は HT80 鋼と異なり、応力比や試験温度依存性が認められる。また、特に300℃、 $R=0.5$ における破面あらさの増大が顕著に認められる。3.3節で、 σ_r - K_{max} の関係が $(K_{max})_0$ と $(\Delta K)_0$ との相対関係によって支配され、特に

$(\Delta K)_0$ 値にあらさの影響が現れることを指摘した。

しかし、本実験の HT 80 鋼の破面あらさやその様相には試験温度や応力比による差は認められなかった。それにもかかわらず、Fig. 4 に示すように σ_r - K_{max} 関係は試験温度による差異が認められたのは、その差異が破面あらさによるものではなく、前述したように高温下では降伏応力が低下するので繰返し塑性域寸法が増大し $(\Delta K)_0$ 値が室温のものに比べて減少した結果、高温下の σ_r - K_{max} 関係に領域 I, II, III が現れたものと思われる。一方、S 53C 鋼では、Table II に示したように高温下でも降伏応力は室温と同じであり、応力比が同じであれば室温、高温で σ_r - K_{max} 関係は変わらないはずであるが、Fig. 5 より明らかなように $R=0.5$ のものでは、室温下と高温下で σ_r の K_{max} に対する減少率に差が認められた。破面残留応力に対する破面あらさの影響はその値を減少させる効果として作用すると考えられるのでこの結果はそれに対応するものと思われる。その他の試験条件のものでも、破面あらさの影響が現れ、破面あらさが大きい ΔK 域でデータバンドからはずれ σ_r は小さくなっている。S 53C 鋼の破面上の残留応力は、HT80 鋼とは異なり、力学的因子に支配されているというよりはむしろ破面があらいために力学的因子に加えて、破面あらさの影響が、かなり強く現れていると考えるのが妥当なようである。なお、破面上の残留応力に破面あらさの影響が現れ始めるときの破面あらさは、 $H_{CLA} \times 2$ の値でおよそ $15 \mu\text{m}$ 程度と考えられる。

以上の結果から、HT80 鋼では高温疲労破面におい

ても室温下のものと同様, X線による破面解析が十分可能であるが, S53C鋼では破面あらさがあらいことによる残留応力の解放や測定精度の低下といった問題があり, X線による破面解析が十分可能であるとはいえない。

3・5 破面上の半価幅分布

Fig. 10 (a), (b)はそれぞれ HT80 鋼, S53C 鋼の高温疲労き裂進展破面の破面上の半価幅 B と K_{max} の関係を示したものである。図中には, 比較のために室温下における結果も同時に示したが, いずれも $\phi_0=0^\circ$ における半価幅である。Fig. 10 (a)に見られるように HT80 鋼の B は, 各試験温度とも K_{max} とともに増大して, ある K_{max} 値以上ではほぼ一定値を示す傾向にある。同一 K_{max} 値における B は応力比により差があり, その小さいものほど, すなわち ΔK の大きいものほど小さくなっている。これは ΔK の大きいものほど繰返し荷重による格子の整合性の回復が大きいと考えられる。また, 同一 K_{max} で応力比が同じであっても B には室温と 300℃で差があり, 高温下の方が B は大きくなっている。一般には破面形成後も破面は加熱保持されていることから室温に比較して半価幅は減少するものと思われる。しかし, 高温下では降伏応力が減少するために単調荷重荷重による B も増大するが, 繰返し荷重荷重による B の減少量も増大するので, HT80 鋼の場合には前者の増大量の方が後者のそれに

比べて大きかったためと考えられる。なお, 半価幅の変化に対しては破面あらさの影響も大きいと思われるが, HT80 鋼における破面あらさは Fig. 9 からわかるように試験温度, 応力比によらず, 同じであることから, その影響は Fig. 10 (a)には現れないものと思われる。

一方, S53C 鋼の B は, Fig. 10 (b)に見られるように室温, 300℃とも, HT80 鋼と同様に K_{max} とともに増大し, ある K_{max} 値以上ではほぼ一定値を示す傾向にある。しかしながら, HT80 鋼に現れるような応力比, 試験温度依存など系統的な挙動は認められない。これは, S53C 鋼では, 破面あらさの測定結果からもわかるように, 破面あらさがあらいのために, その影響が半価幅値に反映したためと考えられる。

4 結 言

HT80 鋼, S53C 鋼の高温疲労破面につき酸化被膜や破面あらさがその破面上の残留応力に及ぼす影響を調べるとともに室温下の結果との比較検討を行った。得られた結果を要約すると次のようである。

- (1) HT80 鋼, S53C 鋼とも高温下での破面に形成される酸化被膜は薄く, その存在が X 線情報を得るのにほとんど悪影響を及ぼさないことが明らかとなった。
- (2) HT80 鋼の高温下 (300℃) における破面上の残留応力 σ_r と K_{max} の関係と室温下のものとに差が認められた。その差異は降伏応力の低下による σ_r の減少および繰返し塑性域寸法の増大による $(\Delta K)_0$ 値の減少によるものと考えたとこれまでに提案したモデルにより挙動が説明できた。このことは高温下においても破面残留応力の第一支配因子が力学因子であることを示すものと思われると同時に X 線フラクトグラフィの適用の可能性を示すものと考えられる。

- (3) S53C 鋼の室温ならびに高温下 (300℃) の破面上の残留応力 σ_r は, HT80 鋼とは異なり, 破面あらさがあらいのため, 力学的なものに加えて破面あらさの影響がかなり大きいことが明らかとなった。

以上のことより高温疲労破面であっても, X 線フラクトグラフィの適用は十分可能であるが, 破面あらさが $H_{CLA} \times 2$ の値で $15\mu m$ を超えるようなあらい場合においては測定された残留応力値と力学量との対応関係についての検討が今後さらに必要と思われる。

本研究を遂行するにあたり, 加留義夫 [現住友電工 (株)], 山口智久 [大阪大学学生] の両君には卒業研究として助力を得た。

(昭和60年7月18日 第22回 X 線材料強度に関するシンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 例えば, 田中啓介, 畑中伸夫, 材料, **31**, 215 (1982).
- 2) 小倉敬二, 三好良夫, 鹿山昌宏, 昌子洋一, 材料, **33**, 398 (1984).
- 3) 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).

Fig. 10. Half-value breadth plotted against the maximum stress intensity factor.