炭素鋼の高温疲労限度に及ぼす
微小人工欠陥の影響*高藤 新三郎^{*1}, 加藤 容三^{*2}, 戸梶 恵郎^{*3}Effect of Small Artificial Defects on Fatigue Limit
of Carbon Steel at Elevated Temperatures

Shinzaburo TAKAFUJI, Yozo KATO and Keiro TOKAJI

The effects of small artificial defects on the fatigue limit of an annealed carbon steel have been investigated in the temperature range of 20°C to 450°C. The experimental results have been compared with those predicted by Murakami's $\sqrt{\text{area}}$ model. Small drilling holes were used as artificial defects. The diameters of the holes were 0.1, 0.2 and 0.3 mm, respectively and their depths were almost the same as the diameter. The fatigue limits of the drilled specimens as well as the smooth specimens showed a sharp peak caused by dynamic strain aging near 350°C. Vickers hardness, HV_s , necessary for the application of the $\sqrt{\text{area}}$ model was measured in the same temperature range as the fatigue tests. The Vickers hardness, HV_s , did not show such a sharp peak as the fatigue limit near 350°C. The fatigue limits obtained from the fatigue tests agreed with those predicted by the model within a scatter band of $\pm 10\%$ at 20°C and 250°C. The experimental values, however, were larger than the predictions at 350°C and 450°C. At 350°C, the deviation was large and its degree became about 35%. The results were attributed to a much greater effect of dynamic strain aging for the fatigue limit than for the hardness. When the hardness, HV_c , measured after fatigue loading was applied to the model, the deviation was decreased to 18%. Thereafter modified hardness, HV_f , obtained by multiplying fatigue limit ratio, R_f , to the hardness, HV_s , was applied to the model, where R_f is the ratio of high temperature fatigue limit to room temperature fatigue limit. Most of the results were in the scatter band of $\pm 10\%$ from the predicted value.

Key Words: Fatigue Limit, S45C, Carbon Steel, $\sqrt{\text{area}}$ Model, Artificial Defect, Dynamic Strain Aging, Crack Closure, Elevated Temperature

1. ま え が き

微小欠陥を含む材料の疲労限度 σ_w を推定するために、村上ら⁽¹⁾は次式を提案している。

$$\sigma_w = 1.43(120 + HV) / (\sqrt{\text{area}})^{1/6} \quad (1)$$

ここで σ_w : 疲労限度(MPa), HV: ビッカース硬さ, $\sqrt{\text{area}}$: 主応力軸に直角な断面への欠陥の投影面積(μm)の平方根である。上式の適用範囲は、 $\sqrt{\text{area}} \leq 1000 \mu\text{m}$ とされている。

周知のように、このモデルは微小欠陥を起点とした微小き裂の発生限界に注目するものではなく、発生した微小き裂が停留するかどうか、すなわち微小き裂の

進展限界が疲労限度 σ_w であるとする取り扱いがなされている。したがって、微小き裂の先端領域における材料の機械的特性が、微小き裂の開閉挙動、その進展抵抗等を通じて、微小き裂の進展・停留挙動に影響を及ぼすことになる。その際、微小き裂の先端領域では、繰返し硬化・軟化挙動に関連した微視組織変化が起きている。

一方、炭素鋼について高温疲労試験を行うと、350°C~400°Cの温度付近では、疲労限度が大きく上昇すること、また、この上昇が動的ひずみ時効に起因することはよく知られている⁽²⁾。動的ひずみ時効が起これば、単に、疲労限度が上昇するだけでなく、試料の硬さHVも大きく上昇する⁽³⁾。

この場合、硬さ試験の過程で起る、硬さHVへの動的ひずみ時効の寄与と、疲労過程で起る、微小き裂の先端領域の硬さ上昇に対する動的ひずみ時効の寄与とが、

* 原稿受付 1998年7月21日。

^{*1} 正員, 大同工業大学工学部 (〒457-8531 名古屋市南区大同町2-21)。

^{*2} 正員, (自宅: 〒500-8003 岐阜市大宮町2-16)。

^{*3} 正員, 岐阜大学工学部 (〒501-1193 岐阜市柳戸1-1)。

E-mail: takafuji@daido-it.ac.jp

同じ程度であるとは限らない。このことは(1)式の σ_w への動的ひずみ時効の寄与と硬さHVへの動的ひずみ時効の寄与とが異なることになり、(1)式をそのまま適用することには、いくらか疑問が残る。

この点については、金沢ら⁽⁴⁾の研究が参考となる。この村上モデルは、疲労限度 σ_w と静的強度(ここではHV)との間の直線的な相関関係が前提となっている。金沢らは、S-N曲線において、応力振幅Sの代わりに、これを静的強度 σ_B で除した基準化応力振幅 S/σ_B を使用して、材料や温度の違いに無関係な統一S-N曲線を得ている。ただし動的ひずみ時効の顕著に起こる300~400℃付近は例外的に統一S-N曲線からの逸脱が起る。この場合には、静的応力ひずみ曲線の代わりに、繰返し応力ひずみ曲線から求めた動的降伏応力を使用すると統一性が保たれるようである。この結果を参照すると、動的ひずみ時効の顕著に起こる350℃付近では、静的硬さHVからの疲労限度 σ_w の予測が困難となることを示唆している。

この研究では、高温における微小欠陥材の疲労限度 σ_w を予測するために、動的ひずみ時効の顕著に起こる温度領域も含めて、(1)式の適用方法について検討する。このため、S45C焼なまし材の平滑試験片表面に直径および深さがともに0.1mm、0.2mmおよび0.3mmのドリル穴を付し、室温から450℃までの温度範囲で回転曲げ疲労試験を行なった。

2. 実験材料および実験方法

供試材は炭素鋼S45Cで、その化学組成を表1に示す。この素材は、直径15mmの引き抜き丸棒である。これを110mmに切断し、830℃・1hの保持後、炉冷した。その後、所定の寸法形状に機械加工した。

この熱処理後の機械的性質を表2に示す。

Table 1 Chemical composition (wt %)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
0.46	0.24	0.72	0.021	0.015	0.01	0.02	0.10

Table 2 Mechanical properties

σ_{ys} MPa	σ_B MPa	ϕ %	ϕ %	HV
381	655	24	45	197

試験片の形状寸法を図1に示す。表面をエメリー紙で研摩後、さらにバフ研摩を施した。この平滑試験片表面にドリル穴を付した。ドリル穴の直径は0.1mm、

0.2mmおよび0.3mmの3種類を使用し、円周上に等間隔で4箇所あけた。

疲労試験には、容量98Nm・繰返し速度約60Hzの高温用小野式回転曲げ疲労試験機を用いた。

Fig.1 Shape and dimensions of specimens

3. 実験結果および考察

3.1 高温硬さ試験 S45C焼なまし材の高温疲労回転曲げ試験に先立ち、室温から450℃の温度範囲にわたり、硬さ試験を行なった。図2は高温硬さと温度との関係である。硬さはビッカース用の高温顕微硬度計を使用している。測定荷重は4.9N、荷重保持時間は10secで、 10^{-5} torrの真空中で測定した。各温度とも、それぞれ3~5箇所ずつの箇所 で測定を行なっている。

Fig.2 Vickers hardness HVs measured as annealed and HVc measured after cyclic loading at elevated temperatures(S45C)

同図には焼なまし状態のままの高温硬さHVと、後述の理由で、室温の疲労限度(250MPa)よりも約36%高い応力振幅(340MPa)のもとで、各温度それぞれ破断ま

で繰返した後の高温硬さHVCが示されている。

340MPaにおける破断繰返し数 N_f を表3に示す。図3に、このときの破断繰返し数 N_f と温度 T との関係を示す。繰返し負荷後の硬さHVCに注目した理由は以下のようである。

Table 3 Number of cycles to failure at 340MPa

Temperature °C	20	250	350	450
Number of cycles to failure N_f	3.30 $\times 10^4$	1.74 $\times 10^4$	6.45 $\times 10^4$	2.75 $\times 10^4$

Fig.3 N_f - T curve (S45C, Unnotched specimens)

表3、図3から、350°C付近では、動的ひずみ時効のために破断繰返し数 N_f が顕著なピークを示している。

一方、図2に注目すると、繰返し負荷を与えない場合の硬さのHVsにも、高温硬さ試験中に起る動的ひずみ時効のためか、いくらか硬さの上昇する傾向が認められる。しかし、HVsへの動的ひずみ時効の寄与は小さく目立つほどのピークは現れていない。したがって、このような静的硬さHVsをそのまま(1)式に適用すると、疲労限度 σ_w の予測値には目立つほどのピークが期待できないことになる。

(1)式を適用して微小欠陥材の疲労限度を推定する際、微小欠陥から発生した微小き裂の停留の有無が問題となる。したがって、実際には、微小き裂の先端の局部領域の硬さが疲労限度を支配すると考えられる。疲労限度付近の応力を長期間繰返す際の、局部領域の硬さを推定するため、高い繰返し負荷を与え、試験片表面層の硬さHVCを求めたわけである。図2によると、繰返し負荷後のHVCのほうが、焼なましのままのHVsよりも顕著なピークが観察される。後に、この繰返し負荷後のHVCと焼なましのままのHVsとを(1)式に適用して疲労限度の推定を試みる。

3. 2 平滑およびドリル穴試験片の高温S-N曲線

図4から図7は、それぞれ平滑試験片および0.1mm、0.2mmおよび0.3mmのドリル穴試験片の高温におけるS-N曲線である。

Fig.4 S-N curves of unnotched specimens at 20°C, 250°C, 350°C and 450°C (S45C)

Fig.5 S-N curves of 0.1mm drilled specimens at 20°C, 250°C, 350°C and 450°C (S45C)

Fig.6 S-N curves of 0.2mm drilled specimens at 20°C, 250°C, 350°C and 450°C (S45C)

Fig.7 S-N curves of 0.3mm drilled specimens at 20°C, 250°C, 350°C and 450°C (S45C)

これらのS-N曲線から決定した疲労限度 σ_w と温度との関係を図8に示す。

Fig.8 Relationships between fatigue limit and temperature (Unnotched and drilled specimens of S45C)

図8によると、平滑試験片および3種類の切欠き試験片は、総て350°C付近で明瞭な疲労限度の極大を示しており、疲労限度への動的ひずみ時効の寄与を表わしている。例えば、平滑試験片の結果に注目すると、室温の疲労限度 σ_{w0} (250MPa)に比べ、350°Cの疲労限度 σ_{w0} (330MPa)は、約32%上昇しており、疲労限度への動的ひずみ時効の寄与の大きいことを示している。

3.3 実験結果への $\sqrt{\text{area}}$ モデルの適用 村上らによる(1)式を使用して、欠陥寸法 $\sqrt{\text{area}}$ とビッカース硬さHVsおよびHVcとから疲労限度を予測し、実験結果との比較を試みる。

図9には、焼なまし条件下で測定された高温硬さHVsに基づいて予測された疲労限度と実験結果との比較を示す。図中の一点鎖線が予測値で、これを中心に $\pm 10\%$ の誤差範囲が示されている。20°Cと250°Cは $\pm$

10%の誤差範囲に収まっているけれども、350°Cと450°Cでは予測値よりも高強度側に逸脱している。特に350°Cでは逸脱が著しく、約35%も高温側に位置している。

Fig.9 Comparison of fatigue limits obtained by experiment with those predicted from hardness measured under annealed condition

この傾向は図2に示した無負荷の場合の硬さHVsの温度依存性と図8に示したドリル材の疲労限度 σ_w の温度依存性との比較からも、ある程度予測できる結果である。図2によると、硬さHVsは350°Cでも動的ひずみ時効による寄与は小さく、HVsのピークが認めにくいほどである。一方、図8によると、疲労限度 σ_w には、350°C付近で顕著なピークが認められ、疲労限度 σ_w への動的ひずみ時効の寄与の大きいことを示している。動的ひずみ時効の寄与の相対的に小さい焼なまし条件下の硬さHVsを使用して、(1)式から疲労限度を予測したために、その予測値は、動的ひずみ時効の寄与の大きい疲労限度の実測値よりも低くなったわけである。そこで、次に繰返し負荷後の硬さHVcを(1)式に適用した結果を図10に示す。

Fig.10 Comparison of fatigue limits obtained by experiment with those predicted from hardness measured after cyclic loading

前述のように、このHVCは、微小き裂先端の繰返し塑性域の硬さを推定しようとして、疲労負荷後の高温硬さHVCを求めたものである。図2に示したように、350℃付近に注目すると、このHVCは焼なまし条件下のHVsよりも、動的ひずみ時効の寄与が大きく、顕著なピークが現れている。このHVCの温度依存性は、疲労限度 σ_w の実測値の温度依存性と類似しているから、このHVCを使用すれば、疲労限度の予測値からの実測値の逸脱は小さくなるものと予測される。

図10によると、図9の場合と同様に図中の一点鎖線が予測値で、これを中心に $\pm 10\%$ の誤差範囲が示されている。20℃と250℃は $\pm 10\%$ の誤差範囲に収まっている。また、350℃と450℃では予測値よりも高強度側に逸脱しているとはいうものの、図9の場合に比べれば、逸脱の程度は小さくなっている。例えば、350℃に注目すると、図9では約35%も高温側に逸脱していたものが、ここでは半減して18%程度の逸脱を示している。この点については後に検討を加える。

3. 4 疲労限度における微小き裂の観察

図11はドリル穴試験片の疲労限度で検出された微小き裂の一例である。試験温度は450℃で0.3mmのドリル穴から発生した微小き裂である。この微小き裂面には酸化物が形成されている。図示は省略するけれども、同様な酸化物は350℃でも観察される。ただし、室温ではもちろん観察されない。250℃でも酸化物はそれほど目立たない。

Fig.11 Oxidization of crack surface after 10^7 cycles

4. 検 討

4. 1 高温において、実験値が予測値よりも高強度側に現れる原因 上述のように、焼なまし後の硬さHVsの代わりに、繰返し負荷後の硬さHVCを使用しても、なお350℃および450℃では疲労限度の実測値が(1)式からの予測値よりも高強度側に逸脱している。ここで使用した繰返し負荷後の硬さHVCは、ドリル

ル穴から生じた微小き裂の先端領域の硬さを推定しようとしたものである。表3に示したように高応力短寿命の回転曲げ試験を行ない、得られた試験片表面層の硬さHVCが、疲労限度付近の応力を繰返す際の微小き裂先端領域の硬さであると見なしている。実際に疲労限度付近の応力を長期間繰返す際には、動的ひずみ時効の寄与がさらに大きく、その硬さは、高応力短寿命の疲労試験から求めた硬さHVCよりも、高くなるものと考えられる。すなわち、ここで求めたHVCは、き裂先端領域の硬さを過小評価しているために、350℃ではHVCを使用してもなお高強度側へ逸脱したのものと考えられる。このほか高強度側へ逸脱する原因としては、き裂面の酸化に基づく高温酸化物誘起き裂閉口効果の寄与が考えられる。また、き裂面と同様に、微小き裂の先端領域が酸化されると、硬い高温酸化物⁽⁵⁾が(1)式のHVを上昇させ、結果として σ_w を上昇させる可能性も考えられる。

4. 2 高温における疲労限度の予測法 村上

らによる(1)式は、疲労限度 σ_w の予測に際して、欠陥の形状パラメータとして $\sqrt{\text{area}}$ に注目し、材料パラメータとしては単に静的硬さHVに注目すれば済むという簡便さが大きな利点である。しかし、高温への適用となると、繰返し負荷中に起る時効現象や高温酸化が無視できなくなる。したがって、高温における疲労限度の予測に際しては、この簡便さを損なわないで時効や酸化の影響を考慮することが望ましい。

そのためには、(1)式の適用に際して、実験結果をうまく説明できるように硬さHVを評価しなければならない。ここでは、高温の静的硬さHVsと平滑試験片の高温疲労限度が既知であるという前提のもとに、微小欠陥材の疲労限度の推定を試みる。

前述のように静的硬さHVsには、繰返し負荷中の時効現象が十分に反映されていない。また、高応力短寿命領域の繰返し負荷を与えた後のHVCを使用しても、まだ十分な補正を行なうことができない。

そこで、平滑試験片の高温疲労限度に注目した。この高温疲労限度には、長期間繰返す間の時効現象や高温酸化現象が十分に反映されているはずである。また、平滑試験片であろうとドリル穴試験片であろうと、それらの疲労限度のもとでは、微小き裂の停留挙動が問題になるという意味では、これらの疲労機構に本質的な違いはないと考えられる。

平滑試験片の疲労限度には時効現象が十分に反映され、静的硬さHVsにはその寄与が小さいことから、(1)式で使用する適切な硬さHVFとして、次のような値を採用する。すなわち表4に示すように、室温疲労限度に

対する高温疲労限度の比 R_f を求め、静的硬さ HVs にこの比 R_f を乗じて HVf と見なす。

Table 4 Evaluation of modified hardness HVf

Temperature °C	Static hardness HVs	Fatigue limit σ_w MPa	Fatigue limit ratio R_f	Modified hardness HVf
20	188	250	1.00	188
250	173	270	1.08	187
350	163	330	1.32	215
450	133	300	1.20	160

図12は、この修正された硬さ HVf を(1)式に適用した場合の疲労限度 σ_w と欠陥寸法 $\sqrt{area}$ との関係を示したものである。

Fig.12 Prediction of fatigue limits based on hardness evaluated from fatigue limits of unnotched specimens at elevated temperatures

図12によると、ほとんど総ての実験点が、予測値の $\pm 10\%$ のばらつき帯内に収まっている。例外的に350°Cの0.2mmドリル穴試験片の実験点だけが、高強度側に逸脱しているけれども、もちろんこの実験点は安全側に位置している。

5. 結 言

微小欠陥を含む材料の高温疲労限度 σ_w を推定するために、村上ら⁽¹⁾による $\sqrt{area}$ モデルの高温への適用を試みた。炭素鋼S45C焼なまし材について、試験片表面に直径と深さがほぼ等しい3種類のドリル穴(0.1mm, 0.2mm, 0.3mm)を付し、室温から450°Cまでの回転曲げ疲労試験を行なった。これより、次の結果を得ている。

(1)焼なまし材について、高温硬さ試験から得たビッカース硬さ HVs と欠陥寸法 $\sqrt{area}$ の値をモデルに適用

すると、20°Cと250°Cの実験結果はモデルからの予測値の $\pm 10\%$ のばらつき範囲内にある。しかし、350°Cでは予測値から約35%も高強度側に逸脱する。450°Cでも350°Cほど大きくはないが、 $\pm 10\%$ のばらつき範囲を越えて高強度側に逸脱する。

350°Cは繰返し負荷中に起る動的ひずみ時効のために平滑試験片の疲労限度が極大を示す温度である。ビッカース硬さ HVs にも硬さ試験の過程で動的ひずみ時効の寄与が認められるけれども、その寄与の程度が繰返し負荷中に起る動的ひずみ時効の寄与よりも小さいために、実験結果は予測値から高強度側に大きく逸脱している。

450°Cは、350°Cに比べ、動的ひずみ時効の寄与の小さい温度であるが、やはり硬さへの動的ひずみ時効の寄与と疲労限度への動的ひずみ時効の寄与の違いによって逸脱を生じている。

(2)繰返し負荷中に人工欠陥から発生した微小き裂先端領域の硬さを推定するために、平滑試験片について、各試験温度でそれぞれ過大応力を数万回程度繰返した後に、試験片表面の硬さ HVc を測定した。この HVc をモデルに適用すると、350°Cの場合、予測値からの実験結果の逸脱の程度は減少するけれども、それでも、まだ18%ほど高強度側に位置している。試験片断面の観察によると、き裂面に生じた高温酸化物誘起き裂開口効果も高強度側への逸脱の一因である。

(3)平滑試験片の疲労限度には、動的ひずみ時効現象が十分に反映されているけれども、静的硬さ HVs にはその寄与が小さいことから、モデルに使用する適切な硬さ HVf として、次のような値を採用する。室温疲労限度に対する高温疲労限度の比 R_f を求め、静的硬さ HVs にこの比 R_f を乗じて HVf と見なす。この HVf を使用すると、ほとんど総ての実験点が、予測値の $\pm 10\%$ のばらつき範囲内に収まっている。

この手法は、単に硬さ HVs と欠陥寸法 $\sqrt{area}$ だけから疲労限度を推定するという簡便なモデルの長所が失われてしまうけれども、繰返し中に時効現象が顕著に現れるような温度範囲において、微小欠陥材の疲労限度を推定する一つに指針を与えるものである。

文 献

- (1) 村上敬宜, 微小欠陥と介在物の影響, 養賢堂(1993), 54~72.
- (2) 広瀬素尚・ほか3名, 機論, 45-400, A(1979), 1496~1504.
- (3) 加藤容三・広瀬素尚, 日本材料強度学会誌, 5-1 (1970), 11~22.
- (4) 金沢健二・ほか2名, 炭素鋼, 低合金鋼の中温疲労特性, 金属技研材料強度データシート資料14(1996).
- (5) 広瀬素尚・ほか3名, 機論, 48-426, A(1982), 132~140.