

中央大学 正 金澤 健二

1 はじめに

低・中強度レベルの鋼の常温における高サイクル疲労では、一般に疲労限が存在するといわれており¹⁾、 10^7 サイクルまでの疲労試験で得られる S-N 曲線においても、 10^5 から 10^6 オーダの前半のサイクル数において折れ曲がり点が認められている²⁾。また、その疲労破壊は表面で発生したき裂が伝ばして起こるが、疲労限はき裂発生の限界ではなく、発生した表面微小き裂の伝ば限界を意味しているといわれている³⁾。

しかし、浸炭焼入れや窒化などの処理により表面強度が高く、表面に高い圧縮残留応力が存在する鋼の疲労では、ステップを有する S-N 曲線となることが知られている⁴⁾⁵⁾。この場合、高応力低寿命域では表面からき裂が発生して破壊にいたる表面破壊を示すが、低応力高寿命域では非金属介在物など内部の欠陥を起点としてき裂が発生して、フィッシュアイ破壊を起こすことが多い。また、欠陥に敏感な強度の高い鋼、例えばばね鋼や工具鋼においては、特に表面処理が施されてなくても、同様な破壊形態をなすことが報告されている⁶⁾。

さらに、強度のさほど高くない炭素鋼や低合金鋼などの高温高サイクル疲労においても、ステップを有する S-N 曲線となることがある⁷⁾。このような現象は 10^7 サイクルまでの試験では少なく、 10^8 サイクルまで行った試験において頻繁に認められている。この場合も、高寿命域での破壊の特徴は、その起点は試験片内部にあり、フィッシュアイ破壊の形態となることである。

なお、炭素鋼や低合金鋼の高温高サイクル疲労強度の温度依存性は、温度に対して単調に変化するのではなく、 300°C 前後のいわゆる青熱脆性温度域でピークの値を取ることが古くから知られている⁸⁾。

本報では、低合金鋼 (SCMV2) の高温高サイクル疲労特性⁹⁾を中心にして、酸化の効果と動的ひずみ時効の効果の観点から、未解決の問題は多々あるが

最近得られた結果を含めて¹⁰⁾、高温における金属材料の長寿命領域の疲労特性について話題を提供させて頂く。

2 S-N 曲線と破壊の特徴

Fig.1 は 100Hz、回転曲げ疲労による S-N 曲線である。 10^8 サイクルで打切られた金材技研疲労データシート¹¹⁾のデータに、追加試験として行った、 10^8 サイクルに耐えた試験片に対して再度試験を継続して行った結果と、新たな試験片に対してより低い応力条件下で行った試験結果を合わせて示してある。

10^8 サイクルまでの試験では、室温と 200°C において明瞭な疲労限が認められるが、 300°C では 10^6 サイクルのオーダ、 400°C では $10^5 \sim 10^6$ サイクルのオーダの繰返し数で破断した試験片は少なく、ステップを有する S-N 曲線になっている。 300°C 、 400°C における継続、追加試験によると、 10^8 サイクル以上の繰返し応力においても疲労破壊は起こり、例えば 400°C では 1.11×10^9 サイクルで破断する試験片もある。結局、 10^9 サイクルまでの試験でも疲労限を確認するには至っていない。

室温、 200°C 及び 300°C 、 400°C におけるステップよりも低寿命域での疲労破壊は、き裂はいずれも試験片表面で発生、伝ばし、最終的破壊に至っていた。

一方、 300°C 、 400°C におけるステップより高寿命域

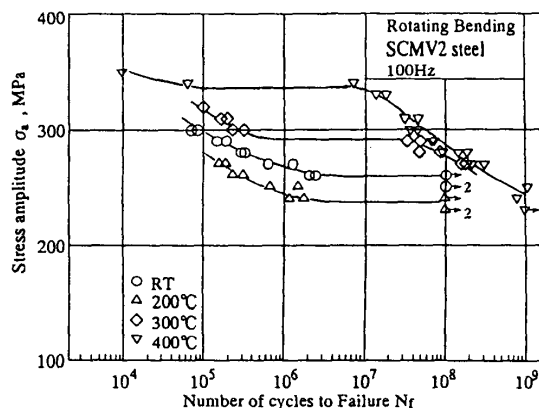
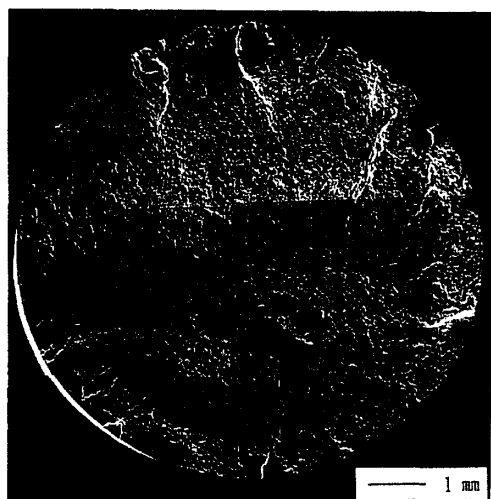


Fig. 1 SCM2 鋼の高温回転曲げ S-N 曲線

では、疲労き裂の起点は試験片内部にありフィッシュアイ破壊を起こしていた。フィッシュアイ破壊の起点は、多くの場合アルミナなどの非金属介在物であったが、一部粒界の場合もあった。

フィッシュアイは多くの場合同一破面上に1ヶ所観察されるが、 10^9 サイクル前後の寿命で破壊した破面には、複数のフィッシュアイが観察されることがあった。Fig. 2 はその例で、 400°C 、 7.8×10^8 サイクルで破壊した試験片の破面には数多くのフィッシュアイが認められる。このような現象はこれまで報告されておらず、破壊機構として極めて興味ある結果である。

この結果より、最終破壊に導く内部き裂が表面に突き出る前に、多くの内部き裂が、表面に突き出ることができず表面直下で止まっている可能性が示唆された。そうであれば同様の試料の縦断面表面近傍を詳細に観察すれば、表面直下で止まっているフィッシュアイの断面がき裂として認められることが期待され、また、輪切りにした試料をわずかずつ研磨して行けば何らかのフィッシュアイの痕跡が認められることが期待されることになる。しかし、詳細な観察を繰返しても、現在のところそのような観察結果を得るには至っていない¹²⁾。



SCMV 2, 400°C , 100Hz, $\sigma_a: 240\text{MPa}$, $N_f: 7.8 \times 10^8$

Fig. 2 複数のフィッシュアイを伴う破壊の例

3 酸化の効果

試験片表面で発生したき裂の伝ば過程に対する酸化の効果としては、き裂面に形成される酸化物によりき裂の開閉レベルが高くなり、き裂伝ば速度が低下することが挙げられている¹³⁾。

また、表面破壊で規制される疲労限は表面微小き裂の伝ば限界を意味するといわれており³⁾、その現象もき裂面に形成される酸化物の影響を強く受けるものと考えられる。

さて、高温高サイクル疲労において S-N 曲線がステップを有する曲線となり、高寿命域でフィッシュアイ破壊となる理由として、酸化により表面からのき裂発生、伝ばが抑えられ、その間に内部の欠陥を起点としたき裂の発生成長が独立に起こることが考えられる。

まず、表面で発生したき裂がき裂面に形成される酸化物の影響で伝ばしなくなり、表面破壊が抑えられている間に内部破壊が起こる可能性が挙げられる。このような可能性を検討するため、フィッシュアイ破壊を起こした試料のうち、比較的高い応力で試験した試料について、その縦断面を詳細に調べた。しかし、表面から発生しているき裂を観察することはできなかった。

そこで、表面からのき裂発生そのものが抑えられる可能性が考えられる。Fig. 3 はすでに提案されている酸化皮膜により、表面における疲労き裂発生に必要なすべり変形が阻止されて、き裂発生が抑えられるモデルである⁷⁾。

Fig. 4 はフィッシュアイ破壊を起こした試料の断面の走査型電子顕微鏡写真である。表面に酸化皮膜

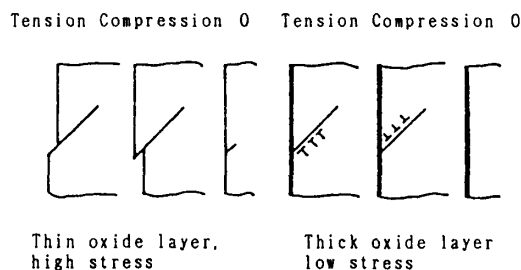


Fig. 3 疲労き裂発生に及ぼす酸化皮膜の効果

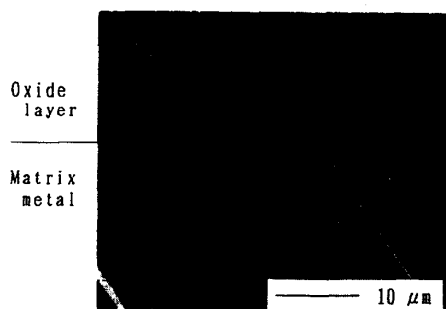
が形成されており、酸化皮膜自体の硬さは室温で HV550~850 とばらついているが、マトリックスに比べ非常に高くなっていた。

Fig. 5 は 300 及び 400℃でフィッシュアイ破壊を起こした試料について、試験時間 t (s) と表面酸化層の厚さ h (μm) との関係をプロットしたものである。酸化層の厚さは、試料断面の走査型電子顕微鏡観察により測定した。酸化層は試験時間とともに厚くなる。両者の関係は放物線則にしたがうものとして直線に当てはめた。

フィッシュアイ破壊が起こったときの酸化皮膜の厚さは、いずれもおおよそ $1\mu\text{m}$ 以上となっている。

このような厚さの酸化皮膜に疲労き裂の発生を押さえる効果があるのであろうか。

炭素鋼では予め酸化皮膜を付けた試験片の室温における疲労寿命は酸化皮膜の付けてない試験片に比べ多少伸びるとの報告もある¹⁴⁾。SCMV2 鋼について



SCMV 2, 400℃, 100Hz, σ_a : 250MPa, N_f : 1.11×10^9

Fig. 4 高温疲労試験後の試験片断面

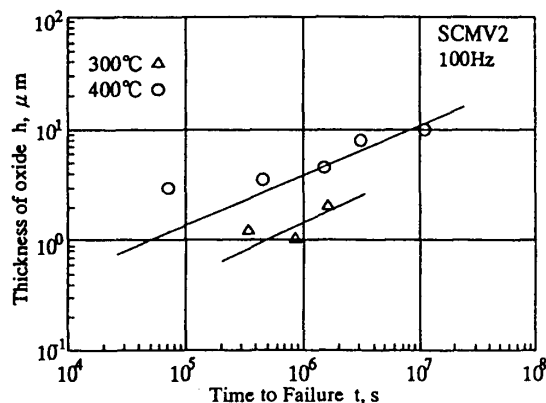


Fig. 5 試験時間と酸化皮膜の厚さの関係

も、予め 300℃、400℃の無負荷状態において $1\mu\text{m}$ 以上の厚さの酸化皮膜を付けた試験片を用意し、室温、400℃で疲労試験を行った。しかし、酸化皮膜の付いていない試験片に比べ疲労寿命、疲労強度が改善されるといった明瞭な結果は得られなかった¹⁰⁾。

無負荷状態で形成される酸化皮膜と、繰返し応力状態で形成される酸化皮膜の疲労き裂発生に及ぼす効果に付いて別途検討する必要がある。

これに対して、フィッシュアイ破壊を起こす高寿命域においては、フィッシュアイ形成過程の破面は酸化されないものと考えられるので、酸化物閉口による強度上昇機構は作用しない。したがって、疲労強度はマトリックスの強度そのものに支配されるものと考えられる。

4 動的ひずみ時効の効果

疲労強度とマトリックスの強度との関係としては、機械構造用鋼の常温における疲労強度は引張強度とよく対応する²⁾。しかし、この関係を高温疲労強度にまで拡張して適用すると、炭素鋼や低合金鋼では動的ひずみ時効の起こる温度域で、疲労強度は引張強度から推定される値より大きくなることが多い¹⁵⁾。

これは動的ひずみ時効による硬化が、引張試験における一方引張ひずみ下より、繰返し応力下の方がより顕著であることによるものと考えられる。

Fig. 6 は SCMV2 鋼の引張試験における 0.2%耐力 σ_y と引張強度 σ_B 、繰返し耐力 σ_{yc} 及び 10^8 サイクル疲労強度 σ_w について、それぞれの室温における値で無次元化した値 κ の温度依存性を示す。ここで繰返し耐力は、インクレメンタルステップ法により求められた繰返し応力ひずみ曲線の、塑性ひずみ振幅 0.2% に対する応力振幅である。なお、 κ の下付の記号は各強度特性を表す記号と対応するものである。

κ_B 、 κ_{yc} 曲線は κ_y 曲線に比べ、300~400℃前後では高めになる傾向がある。引張強度や繰返し耐力などが 300~400℃で顕著な硬化挙動を示すのは、加工硬化に加え、より顕著な硬化機構が働くことを意味し、これは動的なひずみ時効によるものと考え

られる。そして、温度が高くなることに伴う強度変化の指標を 0.2%耐力の κ_y と考えれば、引張試験における動的ひずみ時効による硬化に対し、繰返し応力下の動的ひずみ時効による硬化は顕著であることが示されている。

図において κ_{wb} の温度依存性は κ_B ではなく、 κ_{yc} の温度依存性に近いものになっている。中温度域において疲労強度が上昇するのは、動的ひずみ時効によりマトリックスが強化されることによるものと考えられる。その評価は、一方向引張ひずみのもとでの動的ひずみ時効の効果が入った引張強度を用いたのでは不十分で、繰返し応力下での動的ひずみ時効の効果が含まれる繰返し耐力によってできるものといえる。

Fig. 7 は応力振幅 σ_a を各試験温度における繰返し耐力 σ_{yc} で無次元化して表した $\sigma_a/\sigma_{yc}-N_f$ 曲線である。 $\sigma_a/\sigma_{yc}-N_f$ 曲線は、試験片表面から破壊が起こる低寿命域と、内部起点の破壊となる高寿命域とで明瞭に分かれ、それぞれ温度によらずデータはまとまっている。

高寿命域での内部破壊は、室温、200℃の疲労限に相当する σ_a/σ_{yc} の値よりかなり低い値でも生じている。このようなことは、表面破壊と内部破壊の本質的な違いを反映したものと考えられる。

このように考えると、室温、200℃においても、 10^8 サイクル疲労強度以下の応力でも、 10^8 サイクル以上の繰返し応力のもとで内部破壊を起こす可能性も

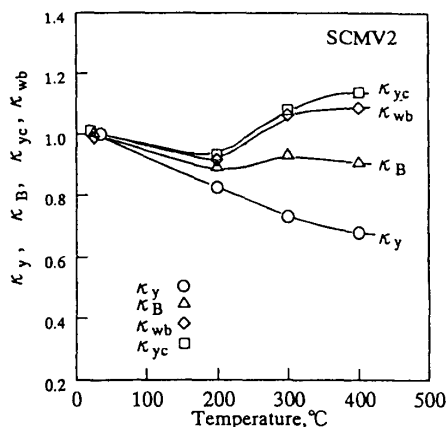


Fig. 6 強度、変形特性の温度依存性

示唆された。そこで、1 試験片ではあるが、室温における 10^8 サイクル疲労強度近傍の応力でフィッシュアイ破壊が起きるのかどうかを調べた。しかし、 10^9 サイクルまでの試験でも、疲労破壊を起こすことはなかった¹²⁾。

Fig. 7 の結果は、動的ひずみ時効の起こる温度域では、動的ひずみ時効により材料は強化され、表面破壊、内部破壊にかかわらず、疲労強度は高くなることを示している。しかし、動的ひずみ時効が内部を起点とするフィッシュアイ破壊を起こすことに関連するのかもしれないのかこれまで検討されてこなかった。

Fig. 8 は 400℃における回転曲げ疲労試験中の試験片表面における塑性ひずみ振幅の変化を荷重点のたわみから求めた結果である¹⁰⁾。塑性ひずみ振幅は

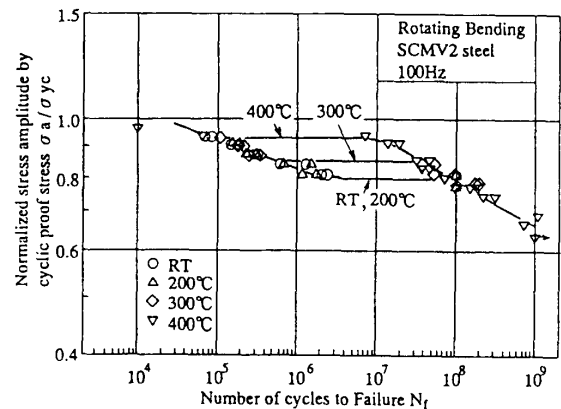


Fig. 7 SCM2 鋼の $\sigma_a/\sigma_{yc}-N_f$

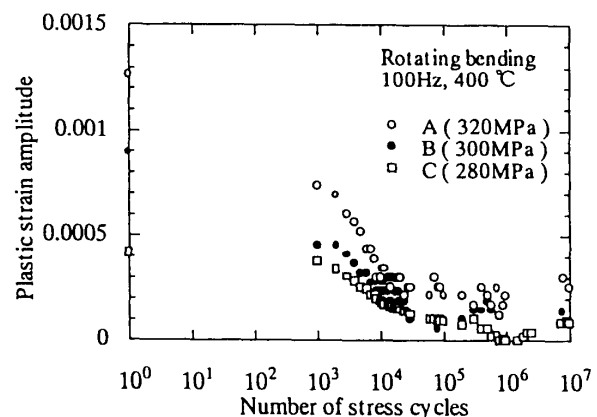


Fig. 8 繰返し応力に伴う試験片表面における塑性ひずみ振幅の変化(400℃)

繰返し数とともに急速に減少し、動的ひずみ時効により硬化していることがわかる。400℃における試験は 10^7 サイクルで中断し、その後室温において疲労試験が行われている。その結果を Fig. 9 に示す。予め 400℃で試験していない試験片の結果に比べ、著しい寿命の伸びが認められる。

Fig. 10 に試験後の試験片断面の硬さを示すが、中心部の硬さは両者ほとんど変わらないが、表面に近づくほど、予め 400℃で試験した試験片の硬さの方が高くなっている。応力が高く、塑性ひずみの起こりやすい表面近傍で動的ひずみ時効により硬化が起こっていることがわかる。

浸炭や窒化などの表面強化処理をしていなくても、炭素鋼や低合金鋼では、動的ひずみ時効の温度域では疲労試験中に表面が内部より強化される。したが

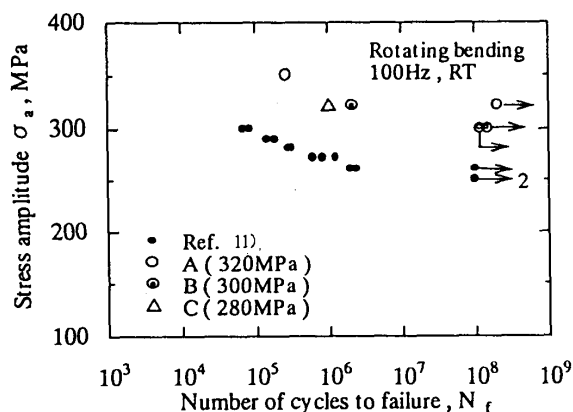


Fig. 9 予め 400℃で試験した試験片の室温における疲労寿命

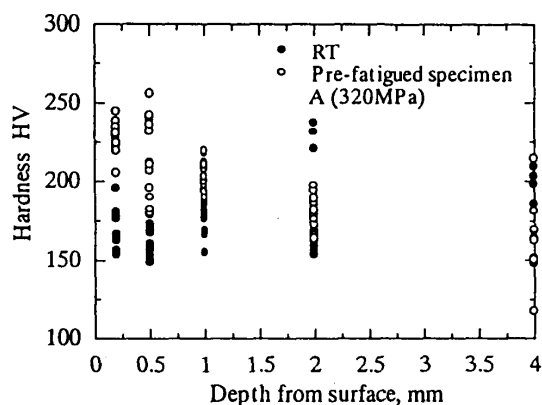


Fig. 10 予め 400℃で試験した試験片の断面の硬さ分布

って、強化された表面より内部の方からき裂が発生し、フィッシュアイ破壊が起こる可能性も考えられることになる。

このような考え方に対しては、軸荷重疲労でも同様なフィッシュアイ破壊が起こること¹¹⁾について矛盾のない説明が必要となる。また、Fig. 9 において予め 400℃で試験した試料の室温における未破断の試料がさらに高サイクル域においてフィッシュアイ破壊を起こすかどうか確認が必要である。

参考文献

- 1) 日本材料学会, "材料強度学", P. 93(1996), 日本材料学会.
- 2) 西島 敏, 石井 明, 金澤健二, 増田千利, 松岡三郎, 金材技研疲労データシート資料 5, (1989), 金属材料技術研究所.
- 3) 西谷弘信, 千代一郎, 日本機械学会論文集, 40, 41(1974).
- 4) 増田千利, 西島 敏, 田中義久, 日本機械学会論文集A編, 52, 847(1986).
- 5) 浅見克敏, 熱処理, 22, 147(1982).
- 6) 阿部孝行, 金澤健二, 材料, 45, 9(1996).
- 7) 金澤健二, 佐藤守夫, 木村 恵, 西島 敏, 材料, 37, 61(1988).
- 8) 日本材料学会, "材料強度学", P. 157(1996), 日本材料学会.
- 9) 金澤健二, 西島 敏, 材料, 46, 1396(1997).
- 10) 影山和弘, 金澤健二, 日本機械学会関西支部講演論文集 No. 994-1, 9-35(1999).
- 11) NRI Fatigue Data Sheet, No. 72, (1992), 金属材料技術研究所.
- 12) 金澤健二 未発表
- 13) J.R. Haigh, Eng. Fract. Mech., 7, 271(1975).
- 14) 木村 恵, 佐藤守夫, 金澤健二, 日本材料学会第 19 回疲労シンポジウム前刷集, 11(1988).
- 15) 金澤健二, 山口弘二, 佐藤守夫, 金材技研材料強度データシート資料 6, (1990), 金属材料技術研究所.