

炭素鋼 S38C の疲労挙動に及ぼす 高周波焼き入れの影響に関する研究

東北大学 ○瀬戸協創太[院] 東北大学 市川裕士, 野中勇

Effect of Induction Hardening on Fatigue Properties of S38C Carbon Steel

Sota SETOWAKI, Yuji ICHIKAWA and Isamu NONAKA

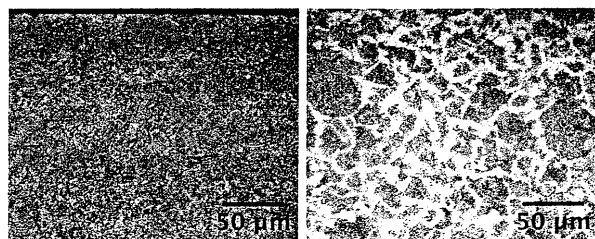
1 緒 言

一般に炭素鋼等の機械構造用材料の疲労破壊起点は表面にある。このような表面起点の疲労破壊を抑制するには表面層の硬化が有効であり、例えば鉄道用車軸では表面に高周波焼き入れを施している。これにより、表面層が硬化するとともに圧縮残留応力が負荷され疲労強度が向上する。しかしながら材料内部を起点とする疲労破壊が発生することが報告されている。そこで本研究では、硬化層深さ約 1.0 mm 程度の高周波焼き入れ材および未処理材について疲労試験を行い、疲労強度、組織および破面を比較検討した。また高周波焼き入れ材は表層と内層において材料物性が異なることから、応力状態が複雑になることが予測される。そこで有限要素法(FEM)を用いた応力解析を併用し、破壊のメカニズムを検討したのでこれを報告する。

2 実験及び解析方法

2.1 供試材 供試材は機械構造用炭素鋼 S38C を使用した。機械的性質は引張強さ 603 MPa, 降伏応力 374 MPa, 伸び 31.0 %であった。本実験ではこれを未処理材とし、高周波焼き入れを施した物を高周波焼き入れ材と呼ぶ。

2.2 試験片 未処理材には最小断面部直径 8 mm の砂時計型試験片を、高周波焼き入れ材は焼き入れ工程の制限から最小断面部直径 10 mm の砂時計型試験片を作製した。高周波焼き入れ材の高周波焼き入れ組織と未変態組織をそれぞれ Fig. 1(a) および (b) に示す。表層(高周波焼き入れ部)はマルテンサイト組織、内層(未変態部)はベイナイト組織とフェライト組織であることを確認した。次に深さ方向のビッカース硬さ分布を Fig. 2 に示す。この結果から試験片の焼き入れ有効硬化層深さが約 1.0 mm であることを確認した。



(a)surface (b)interior

Fig.1. Metallographic structure of induction hardened specimen.

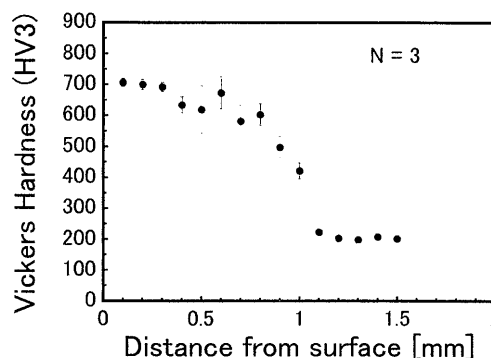
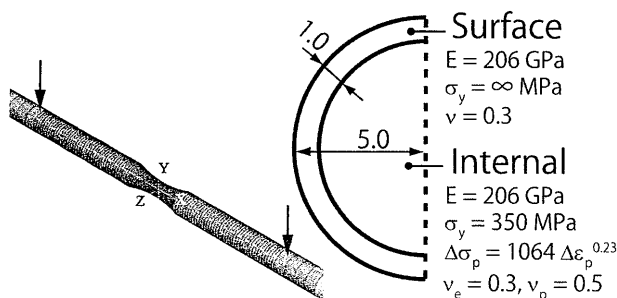


Fig.2. Vickers hardness distribution of induction hardened specimen.

2.3 疲労試験方法 疲労試験は小野式回転曲げ疲労試験機を用い、繰り返し周波数 50 Hz の正弦波形、応力比 $R = -1.0$ の条件で行った。

2.4 破面観察方法 破面観察には走査型電子顕微鏡を用いた。破面上の面積測定には画像処理ソフトウェア (ImageJ, National Institutes of Health ver.1.410)を用いた。

2.5 FEM 解析方法 試験片の応力解析は、汎用有限要素コード ABAQUS ver. 6.7 により行った。Fig.3(a)に示すように、実際の試験と同様の方法で曲げ応力を負荷した。試験片中央の最小断面部では、メッシュを細かくしてある。また実際の試験片を模擬するため Fig.3(b)に示すよう表層と内層における機械的特性を定めて解析を行った。



(a)analysis model (b)analysis condition

Fig.3. FEM analysis methodology.

3 実験結果及び考察

3.1 S38C の高サイクル疲労特性 Fig. 4 に S38C 未処理材の回転曲げ疲労試験結果を示す。未処理材は明確な疲労限度を有し、その値は約 320 MPa であった。破面を Fig. 5 に示す。疲労破壊起点はいずれも表面であった。

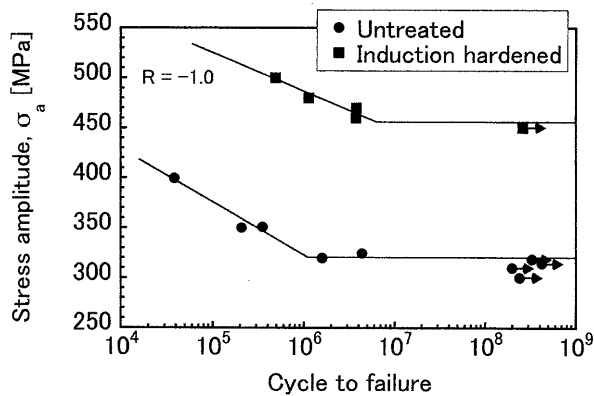


Fig. 4. S-N curves for untreated and induction hardened material.

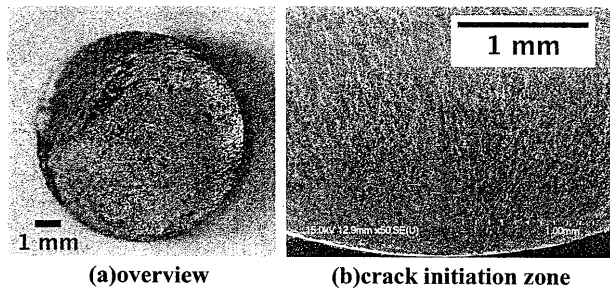


Fig. 5. Fracture surface of untreated material. ($\sigma_a = 351$ MPa)

3.2 S38C 高周波焼入れ材の高サイクル疲労特性

Fig. 4 上部の S-N 曲線は S38C 高周波焼入れ材の回転曲げ疲労試験結果である。高周波焼入れ材も明確な疲労限度を有し、その値は約 455 MPa であった。つまり有効硬化層深さ約 1.0 mm の高周波焼入れを施したことにより、疲労限度が約 135 MPa 向上することが明らかとなった。破壊は材料内部からき裂が進展する内部起点型破壊で、起点部はいずれも表面から約 1 mm の高周波焼入れ部と未変態部の境界であった。内部き裂進展領域とその中心部拡大の SEM 観察結果を Fig. 6 に示す。内部き裂進展領域の表面は滑らかで、破壊起点部から放射状模様を呈していた。またいずれの試験片についても破壊起点中心部に介在物は観察されず、その形状は楕円形であった。この部分の面積を画像解析処理ソフトウェアから求めた結果、Fig. 7 に示すように低応力であるほど面積が大きい傾向が確認された。これは低応力振幅であるほど、き裂の表層への進展速度に対する、中心または円周方向への進展速度が大きかったためと考えられる。

次に内部き裂進展領域の生成が疲労寿命に占める割合を明らかにするため以下の実験を行った。

1) 応力振幅 500 MPa で破断寿命の 75 % である 3.7×10^5 回の回転曲げ疲労試験を行う

2) その後、応力振幅を 600 MPa にし、破断に至るまで回転曲げ疲労試験を行い、その破面を観察する

仮に 1) の段階で材料内部に内部き裂進展領域が形成されていれば、引き続き 2) の段階でこれが拡大し破壊につながるはずである。1, 2) の各段階で進展領域に粗さ等の違いが生じれば、1) の段階でどの程度内部き裂が進展したかが分かる。結果として試験片は 4.3×10^5 回で破断した。き裂は表面から生じており、ストライエーションが観察された。この結果より疲労寿命の 75 % では十分

な内部き裂が生成されることが考えられる。

有限要素法解析(FEM)では、試験片最小径部横断面における応力分布を求めた(Fig. 8)。この結果から破壊起点部周辺では局所的に降伏応力以上の荷重が作用し、塑性変形をしていることが分かった。さらに高周波焼入れ材には熱処理を施した際、表層には圧縮残留応力が負荷されるが、破壊起点部周辺では引張りの残留応力が生じると考えられる。これにより、破壊起点部周辺ではさらに広い範囲で塑性変形を起こしていると予想される。

また応力振幅が 500 MPa の時、破壊起点部(高周波焼入れ部と未変態部の境界)における応力振幅は 360 MPa 程度であった。これと未処理材で応力振幅が 360 MPa の際の疲労寿命がほぼ一致した(Fig. 4)。つまり今回のように内部起点の高周波焼入れ材の疲労寿命は、未変態部に負荷される応力によって決まり、またこれは未処理材の疲労曲線から予測ができると考えられる。

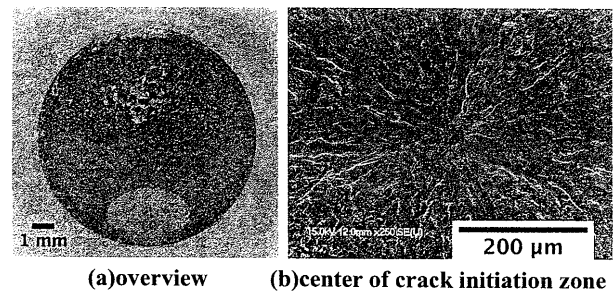


Fig. 6. Fracture surface of induction hardened material. ($\sigma_a = 480$ MPa)

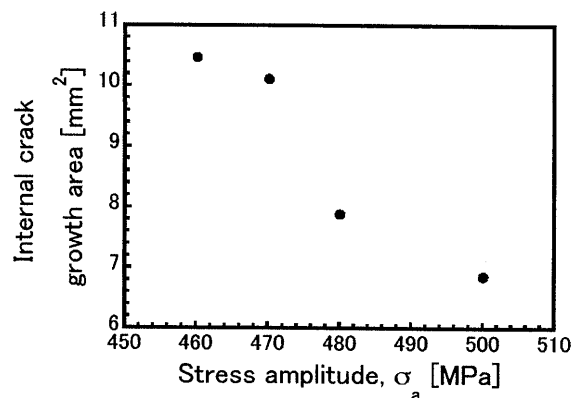


Fig. 7. Internal crack growth area versus stress amplitude.

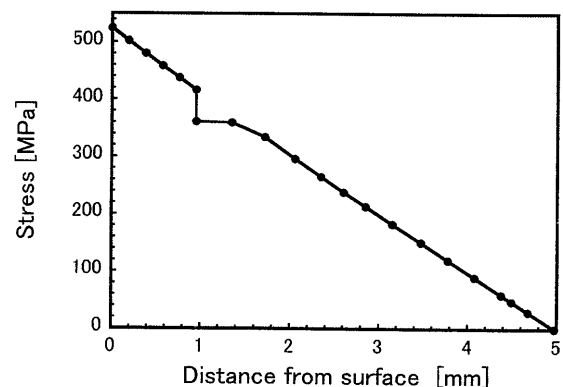


Fig. 8. Analysis of stress distribution at the center of a specimen. ($\sigma_a = 500$ MPa)

結言・参考文献省略