焼入れ焼もどした高硬度鋼の疲労特性と硬さの関係†

小 沼 静 代* 古 川 徹*

Relationship between Fatigue Properties and Hardness for High Hardness Steels Tempered at Several Temperatures

by

Shizuyo KONUMA* and Toru FURUKAWA*

A study was made on the effect of hardness on fatigue properties of high strength steels. Rotating bending fatigue tests were carried out on four different carbon steels tempered at four temperatures.

The results are summarized as follows ;

(1) Origin and location of fatigue fracture could be classified by hardness. (2) Even for high hardness steel showing fish eye fracture, fatigue limit was proportional to hardness under the same tempering condition. (3) Fatigue limit could be estimated as a function of hardness and tempering temperature.

Key words : Fatigue, Fatigue strength, Fatigue fracture, High strength steel, Fish eye, Defect, inclusion

1 緒 言

表面硬化処理は耐摩耗性及耐疲労性を向上させる有効な方法として広く機械部品に適用され、実用的見地からも多くの研究¹⁾が行われている。

筆者らは浸炭および高周波表面硬化した鋼の疲労特性について研究を行い、その最適疲労強度は硬化層深さを増し、全硬化層深さを起点とする内部起点疲労破壊（フィッシュアイ）から硬化層へ破壊の起点が移る条件であり、良好な疲労強度を得るには高硬度の硬化層の性質が重要である事を報告した。^{2), 3)}

一般に、硬さと疲労限度は比例関係を示すが、高硬度域では熱処理によって硬さや引張強さなどの静的強度を高めてもある硬さ以上では疲労強度の改善が小さいばかりか逆に低下する。^{4)~6)} また疲労強度のパラッキが大きいこと等から高硬度鋼への信頼性は低い。それらに影響を与える因子として欠陥に対する感受性、残留応力、残留ひずみや金属組織などがあげられているが、疲労破壊が介在物などを起点とする内部起点破壊となる場合が多いので介在物の影響について種々の角度からの検討^{7)~12)}がなされている。

しかし、500°C 以下で焼もどしをした高硬度鋼の疲労特性に関する系統的な報告は少ない。またこの種の研究では試料の硬さを焼もどし温度を変えて変化させているが、そのような方法では硬さと共に組織や残留応力・残留ひずみなども変化してしまい、硬さの影響を評価するのに適切でないと考える。

筆者らは先に組織を 150°C 焼もどしマルテンサイ

トにそろえ、硬さを Hv 600 ~ 800 にした 5 種類の炭素鋼について実験し、疲労強度および破面様相を硬さについて検討した。疲労限度を規定する破壊様式は全て内部起点であったが、疲労限度と硬さは比例関係を示し、硬さを焼もどし温度で変化させた場合とは異なる結果が得られた事を報告した。¹³⁾

今回は硬さを焼もどし温度と炭素量により変化させた試料について実験を行い、高硬度鋼の疲労強度と破壊様式に及ぼす硬さの影響について検討した。

2 実 験 方 式

本実験に用いた材料は市販の機械構造用炭素鋼 S25C, S35C, S45C と S55C の 4 種類の圧延丸棒で、試験片形状は平行部直径 9mm の回転曲げ疲労試験片である。

焼入れは脱炭や熱処理変形の少ない高周波焼入れ法を採用し、周波数 20 kHz と出力 33.6 kW を一定にして、同一形状で送り速度を変化させて試験を行い、中心部まで一様なマルテンサイト組織となる条件を選んだ。S25C は 1 回の焼入れではフェライトが残留したので同じ条件で 2 回焼入れを行った。その後の熱処理は焼入のまま、焼もどし温度 220°C, 350°C と 450°C の 4 種類である。S45C の焼もどしによる組織変化を Fig. 1 に示す。針状組織を示し、350°C 以上では針状組織に沿った炭化物の析出が認められる。なお、写真中の記号は Table I のようである。

Table I に各鋼の炭素量、硬さと旧オーステナイト粒径を示す。硬さは疲労試験後、測定荷重 300 g で測

† 原稿受理 昭和63年12月24日 Received Dec. 24, 1988

* 正 会 員 新潟大学工学部 新潟市五十嵐二の町, Faculty of Engineering, Niigata University, Nino-cho, Igarashi, Niigata

Fig. 1. Microstructure of S45C steel.

Table I. C %, hardness and prior austenite grain size of specimens used.

		S25C		S35C		S45C		S55C	
		Code	Hv	Code	Hv	Code	Hv	Code	Hv
Heat treatment	as quenched	2	535	3	625	4	741	5	798
	220°C 1 hr Temp.	21	525	31	602	41	645	51	702
	350°C 1 hr Temp.	22	413	32	437	42	488	52	533
	450°C 1 hr Temp.	23	335	33	334	43	377	53	400
Carbon (wt %)		0.24		0.33		0.43		0.56	
Grain size (μm)		17		14		13		14	

定した。各試料の値は測定した11～6ヶの試験片の平均値であり、個体差は最も硬いS55Cの焼入材で最も大きくてHv 750～820であり、軟かいS25Cの450°C焼もどし材ではHv 330～340程度であった。

表面近傍の残留応力はいずれも圧縮で0～-100 MPaの範囲にあり、焼もどし温度があがるにつれ減少傾向がある。

試験片は熱処理後、試験部を直径で約20 μm エメリー紙で研磨し、# 1500 で仕上げてから小野式回転曲げ疲労試験（試験機容量 98 Nm, 回転数 3000 rpm）に供した。高硬度材や表面硬化材では 10^7 の繰返し数では水平部が現われない場合が多く 10^7 回以上の試験の必要性があると言われているが、今回は 10^7 における強さをもって疲労限度を決めた。

3 実験結果

3・1 疲労強度について

特徴的なS-N線図をFig. 2(a)～(c)に示す。S25Cは(a)に示すように寿命 $N_f \geq 10^6$ で水平となり疲労限度が現われる。S45CとS55Cは(b)のように焼もどし温度により変化し、焼入れ材と220°C材では $N_f \approx 10^6$ を境として傾きの異なる2本の曲線からなる。S-N線図が折れ曲るのは疲労破壊の起点の相違による。図中の/印は内部起点を示す。高応力では表面からき裂が発生し短寿命となるが、応力が低くなると内部が起点となり長寿命となり 10^7 の繰返し数でも水平部は短いかほとんど現われない。350°C材と450°C材は明確な水平部を持つ。S35Cの焼入れ材と220°C材は(c)に示す様な特異なS-N線図となった。データは著しく分散しているが起点位置で区分すると表面起点と内部起点のそれぞれで別々の曲線が得られた。同じ応力域において、き裂発生の原因となるもの（いずれも介在物）が内部にあれば破壊までの寿命が長く、表面にあれば短寿命となった。しかし疲労限度は両者で同じ値となり、起点位置の相違が影響を与えていない。

10^7 回の繰返し数で破断しなかった試験片を約5 μm 電解研磨し、き裂を調べたが確認されなかった。

3・2 疲労破壊の起点について

疲労破壊の起点となった原因は内部起点の場合と表面の介在物よりき裂が発生した場合において特定することができた。き裂の発生原因は介在物、粒界とその他の3つに区分される。Fig. 3は起点部の破面様相を

Fig. 2. S-N curves.

起点部は平坦であり、XMA 分析では偏析は認められなかった。

起点原因が特定された試料の起点深さと硬さの関係をみると、Fig. 4 に示すように高硬度材ほど深い範囲に及び、硬さの低下とともに浅い領域に限られ、Hv 600 付近が表面と内部起点の遷移硬さとなる。

内部起点の場合、破断寿命と起点深さの相関関係は認められなかった。

4 実験結果の検討

4・1 疲労限度と硬さの関係……鋼種による影響

Fig. 5 に各鋼の疲労限度と硬さの関係を示す。この種の研究の原点となる Garwood らの結果⁴⁾を併せて示す。本実験においても、いずれの鋼にも最適硬さが存在したが、詳細にみると比例域で硬さが同じであっても鋼種により約 150 MPa の幅がある。最適硬さ以上の高硬度域における疲労限度の低下は高炭素鋼ほど大

示す。(a)~(c) は介在物の例であり、大部分が(a)(b)に示す直径約 30 μm のボール状をした Al 系介在物である。(c) に示す数 μm のサイコロ状の Ti 系介在物も数例あった。介在物は母相とくさび状のすき間を持つ。(d) は数 μm の粒界面が起点となった例である。(e) の

(a) (c); inclusion at center of fracture
(d); intergranular facet at center of fracture
(e); flat plane at center of fracture

Fig. 3. SEM micrograph of fracture origin.

Fig. 4. Location of fracture versus hardness.

Fig. 5. Relationship between fatigue limit and hardness for several steels.

きく、鋼種による影響が認められる。

このような疲労限度の変化を破面様相の面から検討する。Fig. 6 は起点位置区分と起点となった原因を硬さで整理してある。図中上部の数字は試料の記号である。起点位置は Hv 600 付近を境界として表面と内部に分けられる。起点原因は起点位置を区分する硬さより高い Hv 700 が境界となり、高硬度側は粒界型と平坦型であり、それ以下の硬さ域では介在物が起点となっている。高硬度域において疲労限度の低下が大きい S45C と S55C の破面様相と疲労限度の関係をみると最適硬さとなった 220°C 材 (41, 51) は介在物が起点となり、Hv 700 以上の硬さをもち疲労限度が低下した焼入れ材 (4, 5) は粒界が起点となり介在物の例はなく、両者で起点原因が異なった。これは焼入れによる硬度上昇が大きい中・高炭素鋼では介在物の大きさと共に焼入れにより生じた介在物や粒界近傍での微視的応力やひずみの大きさと焼もどしによる解放とのバランスで起点原因が決まり、微視的応力やひずみの解放が不十分な焼もどし段階では介在物よりも粒界がより危険となる。介在物寸法が 30 μm 程度であっ

Fig. 6. Arrangement by hardness about origin and location of fatigue fracture.

た本実験の場合、高硬度域の焼入れ材では粒界を起点とした疲労破壊が破壊限度を規定し、その結果、220°C 材よりも疲労限度が低下したと考えられる。

4・2 疲労限度と硬さの関係……熱処理条件の影響

焼もどし温度をパラメータに疲労限度と硬さの関係を求めると Fig. 7 のようになる。150°C 焼もどし材の結果を破線で併せて示す。いずれの焼もどし条件においても硬さと疲労限度は比例し、焼もどし温度が低下するに伴い直線は全体に高硬度側へ移動する。

各熱処理条件での破面様相は 350°C 材と 450°C 材はすべて表面が起点となり介在物が原因となっていない。しかし、220°C 材は介在物が起点となっているが起点位置が S25C は表面、S45C と S55C は内部、S35C は両方が存在する。焼入れ材は S45C と S55C が内部の粒界、S25C は表面の介在物、S35C は内部と表面の介在物から裂が発生している。この様に

Fig. 7. Relationship between fatigue limit and hardness for several tempering temperatures.

Fig. 8. Fatigue limit as function of hardness and tempering temperature.

220°C 材と焼入れ材は鋼種により破面様相に相違があるが、熱処理条件が同じであれば表面のすべり面からき裂が発生する低・中硬度材と同様に内部を起点とする高硬度材においても硬さの増加は疲労限度を上昇させる。

4・3 焼入れ・焼もどし材の疲労限度の推定

疲労限度と硬さの関係を焼もどし温度をパラメータに整理すると直線関係が成立する。その勾配 ($\Delta\sigma_{w0}/\Delta Hv$) は焼入れ材が 0.833, 150°C 材が 1.098 と焼もどし温度が高くなると共に大きくなるが、焼もどし温度 220°C ~ 450°C での変化は小さく 1.960 ~ 2.332 と近似した値となった。勾配が近い値となった 220°C ~ 450°C 焼もどし材について硬さと焼もどし温度を因子として疲労限度の整理を試みた。焼もどし温度低下に伴う高硬度側への移動量は焼もどし温度に反比例し、硬さと焼もどし温度を加味した $Hv + 0.7T$ (T : 焼もどし温度, °C) で疲労限度を整理すると Fig. 8 のようになり、焼もどし温度 220°C ~ 450°C の範囲では 1 本の直線で整理できた。

本研究では疲労限度を 10^7 回の繰返し数における強さとし、硬さとの関係を検討したが、低・中硬度材は疲労限度を規定する破壊様式が表面を起点とするものであり、S-N 線図は水平部を持ち、疲労限度が現われるのに対し、内部起点の高硬度材は 10^7 回の繰返し応力でも水平部が現われなかった。このような相違は両者で同質の疲労特性を論じていないおそれがある。

今後、内部起点の疲労破壊機構の解明が必要とされ

る。

5 結 論

高硬度鋼の疲労特性に及ぼす硬さの影響を明らかにする目的で、焼もどし温度を変化させた 4 種類の炭素鋼について回転曲げ疲労試験を行い、次の結論を得た。

- (1) 疲労破壊の起点位置と起点となった原因が硬さで区分できた。Hv 600 が起点位置が表面と内部の、Hv 700 が粒界と介在物の遷移硬さとなった。
- (2) 焼もどし条件が同じであれば、内部起点破壊となる高硬度域においても硬さと疲労限度は比例した。
- (3) 焼もどし温度 220°C ~ 450°C の範囲において硬さに焼もどし温度を加味した因子を用いる事により疲労限度は鋼種の影響を受けないで 1 本の直線で整理できた。

(昭和63年12月8日 第19回疲労シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 日本機械学会編, 金属材料疲れ強さの設計資料 II (1984).
- 2) 古川 徹, 小沼静代, 酒庭秀康, 春谷 忠, 鉄と鋼, **66**, 410 (1980).
- 3) 古川 徹, 小沼静代, 鈴木賢治, 若林 豊, 材料, **37**, 178 (1980).
- 4) M. F. Garwood, M. Gensamer, H. H. Zurburg, J. T. Burwell, M. A. Erickson and F. L. Laque, "Interpretation of Test and Correlation with Service", 1 (1951) ASM.
- 5) J. Morrow, G. R. Halford, J. E. Millan, Pro, 1st. Int. Cont, Fract, **2**, 1611 (1966).
- 6) 西谷弘信, 緒方隆志, 遠藤正浩, 日本機械学会論文集, A-50, 1104 (1984).
- 7) 木村和夫, 山田邦博, 清水真佐男, 国尾 武, 日本機械学会論文集, **37**, 1475 (1973).
- 8) 川田雄一, 児玉昭太郎, 日本材料強度学会誌, **6**, 1 (1970).
- 9) 増田干利, 西島 敏, 田中義久, 日本機械学会論文集, A-52, 847 (1986).
- 10) 毎熊宏則, 清水真佐男, 川寄一博, 日本機械学会論文集, A-53, 11 (1987).
- 11) 村上敬宣, 児玉昭太郎, 小沼静代, 日本機械学会論文集, A-54, 688 (1988).
- 12) 村上敬宣, 清水真佐男, 日本機械学会論文集, A-54, 413 (1988).
- 13) 小沼静代, 古川 徹, 第18回疲労シンポジウム講演論文集, 5 (1986).