論文 ORIGINAL PAPERS

高張力鋼 HT80 の内部摩擦およびヤング率に 及ぼす微細組織の影響†

田 中 学* 富 田 信**
飯 塚 博*** 葦 原 文 夫***

Effects of Microstructure on Internal Friction and Young's Modulus of High-Tensile Strength Steel HT 80

by

Manabu TANAKA*, Shin TOMITA**, Hiroshi IIZUKA***
and Fumio ASHIHARA***

The effects of microstructure on internal friction (strain amplitude for measurement $\approx 1 \times 10^{-4}$) and Young's modulus have been investigated for the heat-treated specimens of commercial 80 kgf/mm² grade high-tensile strength steel (HT 80).

It was found that the internal friction was strongly affected by the distribution of carbide particles in the interior of the grain. The internal friction abruptly decreased with a decrease of particle spacing below about 1×10^{-6} m. This can be correlated with a decrease of magneto-mechanical hysteresis loss. Young's modulus increased with an increase in the amount of carbides in the steel which resulted in a decrease in dissolved carbon content in the matrix.

It was revealed that the as-received steel (sorbite structure) had the largest Young's modulus and the smallest internal friction, while the annealed specimen (coarse sorbite) showed an excellent combination of large internal friction and large Young's modulus. The surface finishing also influenced the internal friction of specimens.

キー・ワード：内部摩擦，ヤング率，微細組織，炭化物粒子，高張力鋼

1 緒 言

自動車，工作機械など，振動をとまなう機械装置や構造物では，これらを構成する材料の内部摩擦（減衰能）の大きさが，性能，疲労寿命あるいは騒音の大きさに著しい影響を及ぼすことが多い^{1)~3)}。したがって，これらの材料は高い強度とじん性をもつことに加えて，内部摩擦（減衰能）が大きいことも要求される¹⁾。

現在，設計上の工夫によって振動や共振を防止したり³⁾⁴⁾，減衰能の大きな金属材料と鋼とを積層状に重ね合せた積層複合板や，金属材料と高分子材料との積層複合体を振動部分に使用することなどの方法が考えられている。しかし，これらによる防振が経済的，あるいは強度設計上の理由などから容易に行えない場合には，構造材料自体の内部摩擦（減衰能）を高めることが必要である。このため，材料の材質面での改良を行って内部摩擦を大きくすることは，実用上意義がある。これまでに，炭素鋼や数種のステンレス鋼において，冷

間加工，合金成分および熱処理などの内部摩擦への影響が調べられ，それらの機構が考察され分類されているが¹⁴⁾¹⁵⁾，実的な面から材質と内部摩擦との関連を調べた研究は比較的少ない²⁾⁷⁾。

本研究では市販の80キロ級調質型高張力鋼を供試材として，熱処理によって微細組織を変え，内部摩擦とヤング率に及ぼす炭化物の析出の影響を調べた。その結果，二，三の興味深い知見が得られたので報告する。

2 供試材および実験方法

本研究では熱間圧延後，調質を行った市販の高張力鋼 HT80 を供試材として用いた。Table I にその化学成分を示した。この納入材から，圧延方向が長手方向とつねに平行になるように 20 mm × 15 mm × 140 mm の素材を切り出し，これを 1 123 K (850℃) で 3.6 ks (1 hr) 加熱後，それぞれ，水冷，空冷あるいは炉冷した。また，水冷材につき，973 K (700℃) あるいは 773 K (500℃) において焼もどしを行った。Table II

† 原稿受理 昭和60年2月16日 Received Feb. 16, 1985

* 正 会 員 秋田大学鉱山学部 秋田市手形学園町，Mining College, Akita University, Tegatagakuen-cho, Akita

** ダイキン工業(株)特品冷熱本部 東京都新宿区西新宿，Transport Equipment Sales Dept., Daikin Industries, Ltd., Nishi-shinjuku, Sinjuku, Tokyo

*** 秋田大学鉱山学部 秋田市手形学園町，Mining College, Akita University, Tegatagakuen-cho, Akita

Table I. Chemical composition of the steel used (wt%).

Steel	C	Ni	Cr	Mo	Mn	V	B	Si	Cu	P	S	Fe
HT 80	0.11	0.82	0.49	0.30	0.97	0.04	0.001	0.25	0.16	0.016	0.006	bal.

Table II. Microstructure, heat treatment and hardness of specimens.

Symbols	Microstructure	Heat treatment	Vickers hardness number (VHN, Load 500 g)	Volume fraction of carbides	Interparticle spacing of matrix carbides (m)
S	Sorbite	as received (1 173~1 223) K × (1.8~3.6) ks → W.Q. + (873~953) K × (1.8~3.6) ks → A.C.	284	0.0081	4.1×10^{-7}
M	Martensite	1 123 K × 1.8 ks → W.Q.	404	—	—
CS	Coarse sorbite	1 123 K × 1.8 ks → A.C.	244	0.0016	7.0×10^{-7}
F+P	Ferrite+Pearlite	1 123 K × 1.8 ks → F.C.	226	0.0064	1.02×10^{-6}
F+C	Ferrite+Cementite	1 123 K × 1.8 ks → W.Q. + 973 K × 180 ks → A.C.	154	0.0035	1.94×10^{-6}

W.Q.: water-quenched, A.C.: air-cooled, F.C.: furnace-cooled.

Fig. 1. Optical micrographs of specimens.

に各試料の熱処理、組織および硬さなどを、また、Fig. 1 に代表的な光顕組織を示した。写真の各試料は機械的研磨ののち、5%硝酸-エチルアルコール溶液で腐食してある。水冷材ではほぼマルテンサイト組織(M)、炉冷材ではフェライト-パーライト組織(F+P)、水冷材の973 K焼もどし材ではフェライト-セメンタイトの球状化組織(F+C)、納入材では焼もどしソルバイト組織(S)であり、空冷材では納入材より少し粗いソルバイト組織(CS)であった。パーライトの体積比は光顕写真を用いて統計的手法により求めたが、微細な粒内および粒界の炭化物の粒子径、粒子間隔および体積比は走査電顕によって調べた。各試料の熱処理後の平均結晶粒径をSmithとGuttmanの方法で求めた結果、納入材と同じく約39 μmであった。

納入材および各熱処理材を所定の寸法まで切削後、表面層を約0.3 mm研削したのち、さらに、加工硬化層を除去するため、1000番のエメリー紙で約0.05 mm研磨して、1.5 mm × 10 mm × 100 mmの内部摩擦およびヤング率測定用試料を得た。試料は多くの場合、同一熱処理につき3本ずつ作製した。

内部摩擦およびヤング率の測定には、松井らと同様の電磁式の横振動型内部摩擦測定装置 (Internal Friction 社製) を用いた。内部摩擦の測定は表面の最大ひずみ振幅を、一応、防振、消音の実用的評価の尺度となる約 1×10^{-4} 一定とし、測定振動数を約 130 Hz として行った。なお、内部摩擦は次式によって計算できる。

$$Q^{-1} = \frac{1}{\pi N_m} \ln \frac{A_1}{A_m} \quad (1)$$

ここで、 A_1 は1番目の波の振幅、 A_m は m 番目の波の振幅、そして、 N_m は $A_1 \sim A_m$ の間にある波数である。また、ヤング率は次式から求めた。

$$E = 0.96535 \times 10^{-8} \left(\frac{l}{a} \right)^3 \left(\frac{g}{b} \right) f_r^2 \quad (2)$$

ここで、 l 、 a および b は、それぞれ、試験片の長さ、厚さ、および幅 (cm) であり、 g は試料の重量 (gf)、そして、 f_r は共振周波数 (Hz) である。

3 実験結果および考察

3・1 内部摩擦と微細組織の関係

Fig. 2 に各試料の内部摩擦 (Q^{-1}) と全炭化物の体

Fig. 2. Relation between internal friction and volume fraction of carbides.

積比との関係を示した。内部摩擦は炭化物の体積比が小さいところでは体積比の増加とともに少し増加するが、体積比が約 0.003 以上では逆に減少する。微細組織についてみると、内部摩擦は球状化組織 (F+C) と空冷組織 (CS) において最も大きく約 1.3×10^{-4} を示すが、納入材の焼もどしソルバイト組織 (S) で約 9.9×10^{-5} と最も小さい。図には示さなかったが、水冷材を 773 K で 3.6 ks (1 hr) 加熱後空冷して焼もどしソルバイト組織にした場合にも、やはり、内部摩擦は納入材とほぼ同じ低い値 (約 9.4×10^{-5}) を示した。0 ~ 約 0.003 までの炭化物の体積比の増加にともなう内部摩擦の増加にはいくつかの原因が考えられるが、本研究の鋼の場合、炭化物の析出によって母相中の炭素量が減少すること、および、焼なましにより内部応力が減少することによって、強磁性に原因する内部摩擦が増すためと思われる。一方、炭化物の体積比が約 0.003 以上で内部摩擦が減少するのは、おもに、炭化物の析出量のほとんどを占める粒内炭化物の分布に関係がある。

Fig. 3 に一例として納入材 (S) と球状化組織 (F+C) の材料の粒内炭化物の析出状況を、また、Fig. 4 に内部摩擦と粒内炭化物の粒子間隔との関係を示した。Fig. 4 からわかるように、粒子間隔が約 1×10^{-6} m 以上では内部摩擦の値はほぼ一定であるが、この粒子間隔以下では内部摩擦は急激に減少する。これは、

Fig. 3. Scanning electron micrographs of specimens.

Fig. 4. Effect of interparticle spacing of matrix carbides on internal friction.

粒内炭化物の分布がある程度密であると、炭化物粒子によって磁壁の移動が妨げられ、磁気-機械的な損失が小さくなることによると考えられる。すなわち、炭化物の析出による内部摩擦の減少が、析出にともなう母相中の炭素量の減少と焼なましによる内部摩擦の増加をうわまわるため、上述のような結果となる。また、フェライト-パーライト組織 (F+P) では図中の曲線よりも少し下に実験点が位置するが、これは粒内析出のほかに、磁壁移動が起りにくいパーライトが約 6% 生じていることによるものであろう。

このように、本研究の高張力鋼においては、とくに粒内炭化物の分布状態が内部摩擦に大きな影響を及ぼすことがわかった。

3・2 ヤング率と微細組織の関係

Fig. 5 に各試料のヤング率と全炭化物の体積比との関係を示した。多少のばらつきはあるが、ほぼ炭化物の全析出量の増加とともにヤング率は増加する。英らによると、セメンタイトのヤング率は約 212 GPa (約 2.16×10^4 kgf/mm²) で、一般の鉄鋼材料の値とほとんど同じである。したがって、上述の実験結果を炭化物と母相のヤング率の差から説明することはできない。

Fig. 5. Relation between Young's modulus and volume fraction of carbides.

一般に、結晶格子の原子面間隔が増すとヤング率は減少する²⁰⁾。また、マルテンサイト母相中の固溶炭素量が増加すると、原子面間隔は増してヤング率が小さくなることが知られている¹⁰⁾。これとは逆に、炭化物の析出によってマルテンサイト母相中の固溶炭素量が減少すると、面間隔は小さくなる。すなわち、本研究の場合、マルテンサイト母相中に固溶する炭素原子が析出によって減少し、原子面間隔が小さくなるのが、炭化物の体積比の増加とともに鋼のヤング率が増すおもな原因と考えられる。

微細組織についてみると、ヤング率は焼もどしソルバイト組織で最も高く約 210 GPa であり、マルテンサイト組織では約 206 GPa で最も低い。また、空冷組織は比較的高いヤング率を示す。

このように、本研究においては高張力鋼の内部摩擦

とヤング率への熱処理による微細組織の影響はあまり大きくないが、とくに、炭化物の分布状態や析出量に関係してこれらが変化することがわかった。すなわち、調質した納入材（焼もどしソルバイト組織）ではヤング率は最も大きいものの、内部摩擦は最も小さく、空冷組織（粗いソルバイト組織）のものでは内部摩擦、ヤング率とも大きな値になることなど、興味深い結果が得られた。また、これらの結果から、この種の鋼の内部摩擦とヤング率を同時に高めるためには、炭素含有量を減少させる必要のあることがわかる。

3・3 内部摩擦に及ぼす表面状態の影響

Fig. 6 に表面を研削したままの試料とエメリー紙仕上げしたものとの内部摩擦の比と、各試料の（エメリー紙仕上げのときの）硬さの関係を示した。試料の硬さが約 240 Hv 以上では研削のままの方が少し内部摩擦は大きい、それ以下の硬さでは逆にエメリー紙仕上げの方が内部摩擦は大きい。これは、表面研削によって生成する加工硬化層や表面の傷の状態が各試料の内部摩擦に影響を及ぼすためと考えられるが、この点について詳細な検討を行っていないので明らかではない。

Fig. 6. Effect of surface finish on internal friction of specimens.

上述のように、材料の板厚が薄いと表面加工の状態も材料の内部摩擦に影響を及ぼすので、注意が必要である。

4 結 言

本研究では市販の80キロ級高張力鋼を供試材として用い、熱処理によって微細組織を変えたときの内部摩擦（測定ひずみ振幅は約 1×10^{-4} ）とヤング率への影響を調べた。以下に得られた結果を要約する。

(1) 内部摩擦は粒内炭化物の分布によってとくに著しく影響され、炭化物粒子の間隔が約 1×10^{-6} m 以上では内部摩擦の値はほぼ一定であるが、それ以下の粒子間隔になると急激に減少する。この原因は、粒内炭化物の分布が密であると、炭化物粒子によって磁壁の移動が妨げられ、磁気-機械的損失が小さくなるためと考えられる。

(2) ヤング率は炭化物の全析出量の増加とともに増

すが、これは母相中に固溶する炭素量が析出によって減少し、母相格子が完全な体心立方格子に近くなることが原因と考えられる。

(3) 本研究の高張力鋼においては、おもに炭化物の分布などに関連して、納入材（焼もどしソルバイト組織）ではヤング率は最も大きい内部摩擦は最も小さく、空冷組織（粗いソルバイト組織）のものでは内部摩擦、ヤング率とも大きな値になる、などの結果が得られた。

(4) 表面仕上げをした試料と表面研削のままのものの内部摩擦を比べると、硬さが約 240 Hv より高い試料では後者の方が、硬さがこれより低いものでは前者の方が内部摩擦は大きかった。

終りに、本研究の供試材をご提供下さいました、新日本製鉄(株)に心から感謝致します。

参 考 文 献

- 1) 杉本孝一, 日本金属学会会報, **14**, 491 (1975).
- 2) 松井 啓, 松野 亮, 高橋 睦, 菅野秀雄, 畠山一美, 日本金属学会誌, **39**, 1018 (1975).
- 3) 佐々木雄貞, 遠藤 紘, 鉄と鋼, **70**, 166 (1984).
- 4) 杉本孝一, 鉄と鋼, **60**, 2203 (1974).
- 5) 小豆島明, 三浦恒正, 宮川松男, 鉄と鋼, **70**, 2269 (1984).
- 6) 小豆島明, 宮川松男, 鉄と鋼, **70**, 2276 (1984).
- 7) M. Takahashi, A. Okamoto and H. Iida, Trans. ISIJ, **20**, 279 (1980).
- 8) 美馬源次郎, 水田三千雄, 日本金属学会誌, **23**, 469 (1959).
- 9) 作井誠太, 武井英雄, 日本金属学会誌, **24**, 810 (1960).
- 10) E. Schmidtman, E. Hougardy and H. Schenck, Arch. Eisenhüttenwes., **36**, 191 (1965).
- 11) 武井英雄, 日本金属学会誌, **19**, 448 (1955).
- 12) 作井誠太, 武井英雄, 日本金属学会誌, **25**, 30(1961).
- 13) 作井誠太, 武井英雄, 日本金属学会誌, **25**, 34(1961).
- 14) 橋口隆吉, 近角聡信, 結晶の強度, p.188 (1963) 朝倉書店.
- 15) 日本金属学会編, 転位論, p.411 (1971) 丸善.
- 16) J.L. Chermant and M. Coster, J. Mater. Sci., **14**, 509 (1979).
- 17) G.E. Dieter, Mechanical Metallurgy, p.198 (1976) McGraw-Hill.
- 18) 英 崇夫, 福良二郎, 藤原晴夫, 日本機械学会論文集, **35**, 237 (1969).
- 19) 技術資料「金属材料の弾性係数」出版分科会編, “技術資料・金属材料の弾性係数”, p.64(1980) 日本機械学会.
- 20) 例えば, 技術資料「金属材料の弾性係数」出版分科会編, “技術資料・金属材料の弾性係数”, p.26 (1980) 日本機械学会.