クロムモリブデン鋼の浸炭硬化層の機械的および X線の弾性定数に及ぼす炭素濃度の影響[†]

坂井田 喜久^{*} 矢代 茂樹^{*} 吉田 始^{**}

Influence of Carbon Content on Mechanical and X-Ray Elastic Constants of Carburized Case Layer in Chrome Molybdenum Steel

by

Yoshihisa SAKAIDA^{*}, Shigeki YASHIRO^{*} and Hajime YOSHIDA^{**}

In order to determine the mechanical and x-ray elastic constants of carburized case layer in chrome molybdenum steel, three thin bend bar specimens with a thickness of about 0.3mm were cut from the carburized block after quenching by wire-electrical discharge machining. Carbon content and hardness gradients of block were measured before cutting. Thin bend bar specimens were subjected to four-point bending loads. The elastic strains were monitored using a strain gauge cemented on the tensile surface. Under each bending loads, the $2\theta\text{-}\sin^2\psi$ diagram from 211 plane of ferrite or martensite was also measured by x-ray. In the case of thin bend bar specimen, apparent Young's modulus determined from the slope in the applied stress versus monitored strain curve was relatively smaller than that of the ordinary bend bar specimen. In this study the monitored strain was corrected by the thickness of gauge base including glue. As a result, Young's modulus of case layer was larger than that of the interior, because of increased carbon content and resulting martensite transformation of carburized layer. Young's modulus of the interior at the total case depth was smaller than that of starting material. X-ray elastic constants, $E_X/(1+\nu_X)$ and E_X/ν_X , of thin specimens were determined from the changes of the slope and intercept in $\sin^2\psi$ diagram with the applied stress. X-ray elastic constants of case layer were larger than that of starting material. The absolute value of stress constant, K , of case layer was also larger than that of starting material. It was found that up to 25 percent of the residual stress might be underestimated in our case if the stress constant, K , of starting material was used in x-ray stress measurement.

Key words : Chrome molybdenum steel, Case layer, Carburizing, Elastic constant, X-ray elastic constant, Carbon content

1 緒 言

低炭素の合金鋼部品は、浸炭焼入により表面硬度と疲労強度を向上^{1), 2)}させている。そのため、部品表面には浸炭硬化層が形成され、浸炭層のマルテンサイト変態に起因する焼入変形^{3)~5)}や残留応力^{1), 6)~12)}が部品に生ずる。一方、浸炭焼入による変形や表面残留応力の把握には、熱処理シミュレーション^{3)~5)}やX線応力測定法^{1), 6), 10), 11)}が有効であるが、浸炭硬化層は出発材料の炭素濃度や結晶相とは異なり、浸炭焼入時の熱履歴を受けているため、焼入変形や残留応力の評価には浸炭硬化層のヤング率やポアソン比などの機械的、およびX線の弾性定数¹³⁾を把握する必要がある。

浸炭硬化層の機械的およびX線の弾性定数は、定性的には出発材料の機械的弾性定数や浸炭前の α (ferrite)相のX線の弾性定数^{13), 14)}を用いれば良いが、材質の炭素濃度によっては焼入前後で異なる^{5), 15)}ことがあり、実測が望ましい^{3), 5)}特に、自動車やバイク部品に用いるクロムモリブデン鋼において、浸炭前の α 相のX線の弾性定数を用いて浸炭表面の残留応力を測定した結果¹¹⁾熱処理シミュレーションによる予測とは一致せず、小さい値を

示した¹⁶⁾そこで、本研究では、クロムモリブデン鋼の浸炭硬化層の機械的およびX線の弾性定数を実測する方法と浸炭硬化層の機械的およびX線の弾性定数に及ぼす炭素濃度の影響について検討した。

2 実 験 方 法

2・1 供試材および試験片

供試材は、炭素濃度 0.20mass% のクロムモリブデン鋼 (SCM420H) である。Table 1 と Table 2 は供試材の浸炭前 (以下 S.M.と称す) の主な組成と機械的性質を示す。

Table 1 Chemical compositions of starting material.

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
0.20	0.19	0.79	0.02	0.02	0.01	0.02	1.02	1.07

Unit: mass%

Table 2 Mechanical properties of SCM420H.

Young's modulus E (GPa)	Poisson's ratio ν	Vickers hardness HV
206	0.27	202

[†] 原稿受理 平成 24 年 6 月 25 日 Received June 25, 2012 ©2013 The Society of Materials Science, Japan

^{*} 正 会 員 静岡大学工学部機械工学科 〒432-8561 浜松市中区城北, Dept. Mech. Eng., Shizuoka Univ., Naka-ku, Hamamatsu, 432-8561

^{**} 静岡大学工学部機械工学科 〒432-8561 浜松市中区城北, Dept. Mech. Eng., Shizuoka Univ., Naka-ku, Hamamatsu, 432-8561

まず, Fig. 1 (a)に示すようなブロック試験片を作製し, 浸炭焼入前に焼なましと焼ならしにより前加工の影響を取除いた後, ガス浸炭後油焼入した。

次に, ブロック試験片から Fig. 1 (b)に示す厚さ 0.3mm 程度の薄片 TP1 ~ TP3 をワイヤー放電加工により切出し, 硬化層の機械的および X 線の弾性定数の測定に用いた。なお, 薄片側面には, 浸炭表面からの距離 z を定義し, 浸炭表面側を Surface 1, その裏面を Surface 2 として, 放電加工による加工変質層を除去する目的で, 粒径 $3\mu\text{m}$ のダイヤモンド遊離と粒を用いて両面を $50\mu\text{m}$ 以上研磨除去^{9), 10), 12), 15), 17)}した。また, Table 3 は, 研磨後の薄片厚さ t と各試験片の Surface 1 と Surface 2 の浸炭表面からの距離を示した。なお, 本研究では Fig. 1 (c)に示す TP1 とは異なる形状 (幅 $30 \times 24\text{mm}$ 角 $\times$ 厚さ 0.305mm) の薄板 TP1 (D) を作製し, 超音波パルス法による動弾性率測定¹⁸⁾を行うとともに, S45C 炭素鋼の薄片 R1 と厚さ 3.0mm の短冊試験片 R2 を作製し, 本実験の妥当性を検討した。

2・2 硬さおよび炭素濃度の測定

浸炭焼入後の硬化層深さは, JIS G0557¹⁹⁾に準拠してブロック試験片の断面硬さ分布から, 内部組織の硬さより 50HV 高い位置を全硬化層深さと定義した。断面硬さは, 電解研磨後, ピッカース微小硬さ試験機 (HM-122, ミットヨ製) により, 試験力 4.9N , 保持時間 15 秒の一定条件で測定した。また, 断面の炭素濃度は, 微量炭素濃度測定用の標準試料とともにバフ研磨した後, 十分に超音波洗浄した断面に対して, 電子線マイクロアナライザ (JXA-8530F, 日本電子製) により, 測定間隔 0.02mm でマッピング測定した。

2・3 機械的および X 線の弾性定数の測定

浸炭硬化層の機械的および X 線の弾性定数は, Fig. 2 に示す 4 点曲げ治具 (外スパン 24mm , 内スパン 12mm) を作製し, 短冊試験片に曲げ応力を負荷することにより

Fig. 1 Specimens cut from carburized block after quenching.

Table 3 Dimensions of the thin bend bar specimens.

	Thickness t (mm)	Width w (mm)	Distance from surface z (mm)	
			Surface 1	Surface 2
TP1	0.250	3.81	0.039	0.289
TP2	0.278	3.81	0.285	0.563
TP3	0.285	3.81	2.394	2.679
R1	0.391	3.93	—	—
R2	3.01	4.01	—	—

Fig. 2 Four-point bending device used in this study.

測定した。なお, 治具には勾配圧板と球面座を用いて細目ねじによる左右運動を微小上下運動に変換することにより, 微小な曲げ荷重が試験片に均等, かつ, 負荷/除荷できるように工夫した。

実験は, 浸炭表面側の Surface 1 に抵抗線ひずみゲージを貼付け, Surface 1 側を引張面として 4 点曲げ荷重 P に対する縦ひずみの変化から, 機械的ヤング率 E_M を求めた。なお, 曲げ荷重 P は, 薄い短冊試験片が塑性変形しないように, 負荷応力が 300MPa 以下となる最大荷重を計算し, 無負荷から最大荷重までの間を 5 分割して逐次負荷し, ロードセルの出力から負荷応力 σ_{app} を計算した。

次に, Surface 1 側を圧縮面として一定の曲げ応力を負荷した状態で並傾法による X 線応力測定を行い, 負荷応力 σ_{app} に対する $2\theta\text{-}\sin^2\psi$ 線図の変化から薄片の α (ferrite) 相またはマルテンサイト相の X 線の弾性定数と応力定数 K を求めた。^{13), 14)} Table 4 に主な X 線条件を示す。既報¹⁷⁾より, 浸炭表面に平行な面内に ψ スプリット¹³⁾は観察されず, 集合組織もないことを確認¹¹⁾しているのので, 一軸の曲げ応力を精度良く測定するために, X 線侵入深さ^{11), 17)}を考慮して, 2θ が $0 \leq \sin^2\psi \leq 0.5$ の範囲で均等配分されるような ψ 角を 10 点設定した。なお, 実験は, 1 次元検出器 PSPC を取付けた X 線応力測定装置 (MSF-2M, リガク製) を用い, 一応力レベルで $2\theta\text{-}\sin^2\psi$ 線図を 3 回測定し, 回折角は半値幅中点法により求めた。

3 実験結果および考察

3・1 硬化層の硬さと炭素濃度分布

Fig. 3 は, ブロック試験片の断面硬さ分布と炭素濃度変化を示す。浸炭表面からの距離 $z = 2.6\text{mm}$ 程度の深さではほぼ一定の硬さと炭素濃度となることがわかる。そこで, 内部組織の硬さ 300HV に対して全硬化層深さを求めると 1.9mm であった。また, 浸炭前の炭素濃度 $0.20\text{mass}\%$ に対し, 浸炭表面の炭素濃度は約 $0.60\text{mass}\%$

Table 4 X-ray stress measurement conditions.

Characteristic X-ray	Cr-K α
Tube voltage (kV)	30
Tube current (mA)	8
Measurement principle	Iso-inclination method
Diffraction	ferrite, martensite-211
Irradiated area (mm^2)	$2 \times 2 \text{ mm}^2$
Fixed time (sec.)	60
Detector	PSPC
Range of $\sin^2\psi$	from 0 to 0.5
Step in $\sin^2\psi$	0.056

Fig. 3 Vickers hardness and carbon content gradients near carburized surface of block specimen.

で、浸炭表面からの距離の増加とともに炭素濃度はほぼ線形で減少することがわかった。

そこで本研究では、浸炭表面から3.0mmまでの領域を10等分し、浸炭表面近傍からTP1とTP2、内部領域からTP3の短冊試験片を切出した。Fig. 3より、短冊試験片の厚さ内の炭素濃度差はTP1とTP2で約0.04mass%、TP3は浸炭前とほぼ一定の0.20mass%であることから、厳密には断面内にわずかな濃度勾配があるが、本実験に供した薄片断面内の機械的ヤング率は一定と仮定した。

3・2 薄片の曲げによる機械的ヤング率測定

クロムモリブデン鋼の場合、浸炭焼入により形成される全硬化層深さは、一般に最大2.0mm程度と非常に浅い。そのため、Fig. 3のような炭素濃度勾配を有する浸炭硬化層の機械的およびX線の弾性定数を実測する方法として硬化層から切出した薄片の曲げ試験を採用した。

まず、浸炭硬化層の機械的ヤング率は明らかになっていないので、S45C炭素鋼の薄片と短冊試験片を用いて薄片の曲げ試験による機械的ヤング率測定の妥当性について検討した。

Fig. 4は、S45Cの薄片R1に4点曲げ荷重を負荷したときのロードセルから計算した負荷応力 σ_{app} と抵抗線ひずみゲージの出力 ϵ_{gauge} の関係を示す。なお、図には短

Fig. 4 Relationship between σ_{app} and ϵ_{gauge} of thin bend bar specimen, R1, and bend bar specimen, R2.

冊試験片R2の結果もあわせて示した。図より、厚さの異なる2種類の試験片の応力-ひずみ関係は良い線形性を示すが、両者の傾きは一致しないことがわかる。

ここで、薄片に一定の曲げモーメント M が負荷されるとき、薄片の表面に貼付けた抵抗線ひずみゲージによる縦ひずみ計測について考えてみる。抵抗線ひずみゲージは、Fig. 5に示すように、抵抗体とゲージベースで構成される。ここで、試験片の厚さを t 、ゲージベースと接着剤の合計厚さを h とし、 h が t に比べて無視できない場合、抵抗線ひずみゲージの出力 ϵ_{gauge} は、薄片表面の真の弾性ひずみを ϵ_{true} とすると、次式の関係で表される。

$$\epsilon_{true} = \frac{t}{t+2h} \epsilon_{gauge} \quad (1)$$

本研究では、薄片表面に貼付けた抵抗線ひずみゲージのゲージベースと接着剤の合計厚さ h を計測し、ひずみゲージの出力 ϵ_{gauge} を上式に代入して薄片表面の真の弾性ひずみ ϵ_{true} を求めた。

Fig. 6は、S45C炭素鋼の薄片と短冊試験片の負荷応力 σ_{app} に対し、抵抗線ひずみゲージの出力 ϵ_{gauge} から計算した薄片表面の真の弾性ひずみ ϵ_{true} をプロットした結果を示す。試験片R1とR2の応力-ひずみ関係は、式(1)で補正することによりほぼ一致し、薄片の曲げ試験から得られる応力-ひずみ関係から、試験片厚さに依存しない機械的ヤング率を測定できることを確かめた。

Fig. 7は、浸炭硬化層から切出した薄片TP1の曲げ試験による代表的な負荷応力 σ_{app} と補正した弾性ひずみ ϵ_{true} の関係を示す。なお、図には抵抗線ひずみゲージの出力 ϵ_{gauge} との関係もあわせて示した。薄片TP1の応力-ひずみ関係は線形で、図の傾きとその誤差(信頼限

Fig. 5 Apparent elastic strain, ϵ_{gauge} , measured by resistance-wire strain gauge of thin bend bar specimen.

Fig. 6 Relationship between σ_{app} and ϵ_{true} of bend bar specimens, R1 and R2.

Fig. 7 Relationship between σ_{app} and ε_{true} of thin bend bar specimen, TP1 after carburizing and quenching.

界 68.3%) から求めた機械的ヤング率は $221.0 \pm 0.3\text{GPa}$ であった。同様に、薄片 TP2 と TP3 の曲げ試験を行い、次節で機械的ヤング率と炭素濃度の関係について検討した。

3・3 浸炭層の機械的ヤング率と炭素濃度の関係

Fig. 8 は、浸炭硬化層から切出した薄片の機械的ヤング率と平均炭素濃度の関係を折れ線で示す。なお、図には浸炭前の出発材料 S.M. のヤング率、ならびに TP1 (D) の動弾性率の他、3 種類の機械構造用炭素鋼 S45C, S48C, S55C の焼入前後の機械的ヤング率の実測値¹⁵⁾を比較として示した。なお、薄片のヤング率測定値誤差は 0.3GPa 以下で、図中の印よりはるかに小さい。

図より、浸炭焼入した硬化層から切出した薄片の機械的ヤング率は平均炭素濃度の増加とともに上昇し、炭素濃度に対する傾きは異なるが焼入した機械構造用炭素鋼のヤング率変化と同じ傾向を示した。また、薄片 TP1(D) を用いて超音波パルス法により動ヤング率 E_d と動ポアソン比 ν_d を測定した結果、 $E_d = 221.7\text{GPa}$ 、 $\nu_d = 0.305$ となり、薄片 TP1 の結果とほぼ一致した。なお、動ヤング率 E_d と動ポアソン比 ν_d は、

$$E_d = \frac{(1+\nu_d)(1-2\nu_d)}{(1-\nu_d)} \rho V_p^2 \quad (2)$$

Fig. 8 Relationship between Young's modulus, E_M , and carbon content, C%, of case layer.

$$\nu_d = \frac{V_p^2 - 2V_s^2}{2(V_p^2 - V_s^2)} \quad (3)$$

より求めた¹⁸⁾ここで、 ρ は真密度、 V_p は縦波速度、 V_s は横波速度で、アルキメデス法により求めた TP1 (D) の真密度は 7726kg/m^3 であった。

炭素鋼をオーステナイト域から焼入すると、ヤング率は一般に低下する^{5), 20)}傾向があるが、Fig. 8 の結果が示すように、結晶構造変化を伴う熱処理前後の変化量は、機械構造用炭素鋼や合金鋼に含まれる炭素量や合金成分量により異なり、単純ではない^{15), 20)}また、クロムモリブデン鋼に関する知見はない。3 つの薄片に生じた変化は、浸炭表面からの距離により異なる。TP1 と TP2 は、浸炭工程でオーステナイト中の固溶炭素が 0.2 から 0.59 や 0.56mass% に増加した後、焼入工程で強制固溶されてマルテンサイトに変態し、結晶構造は面心立方晶から体心正方晶に変化するだけでなく、その軸比 c/a は固溶炭素量の増加とともに上昇^{17), 21)}する。それに対し、TP3 は熱履歴によって出発材料とは異なるベイナイト組織となる^{5), 9)}が、Fe の結晶構造は熱処理前後で変化しない。このため、TP1 と TP2 のヤング率は TP3 より上昇し、薄片のヤング率は炭素濃度と結晶構造変化の有無に応じて出発材料とは異なる値を示したといえる。

3・4 浸炭硬化層の X 線の弾性定数と炭素濃度の関係

Fig. 9 は、薄片 TP1 に一定の曲げモーメントを荷したときの引張面の荷重応力 σ_{app} に対する $2\theta\text{-}\sin^2\psi$ 線図の変化を示す。また、Fig. 10 は、薄片に荷した曲げ応力 σ_{app} に対する $2\theta\text{-}\sin^2\psi$ 線図の傾き M と $\psi = 0$ における回折角 $2\theta_{\psi=0}$ の変化を示す。なお、両図には最小二乗法による回帰直線、Fig. 10 には誤差 (信頼限界 68.3%) をエラーバーでそれぞれ示した。Fig. 9 より、荷重応力の変化に対し、薄片の $2\theta\text{-}\sin^2\psi$ 線図の傾き M は変化し、 $\sin^2\psi = \nu_X / (1 + \nu_X) = 0.22$ となる点で交わり、曲げ試験片を用いた X 線の弾性定数測定と同様の傾向¹¹⁾を示した。よって、Fig. 10 の回帰直線の傾き $[\partial M / \partial \sigma_{app}]$ と $[\partial (2\theta_{\psi=0}) / \partial \sigma_{app}]$ から硬化層の X 線の弾性定数 $E_X / (1 + \nu_X)$ と E_X / ν_X を求め、その値から X 線のヤング率 E_X とポアソン比 ν_X を算出した。

Fig. 9 The $2\theta\text{-}\sin^2\psi$ diagrams of TP1 under several four-point bending loads.

Fig. 10 Changes in slope, M , and intercept, $2\theta_{\psi=0}$, of $2\theta\text{-sin}^2\psi$ diagram on applied stress, σ_{app} .

Table 5 は、薄片 TP1, TP2, TP3 の負荷応力に対する $2\theta\text{-sin}^2\psi$ 線図の変化から X 線の弾性定数 $E_X/(1 + \nu_X)$, E_X/ν_X を求めた結果を示す。なお、表には、機械的ヤング率 E_M と算出した X 線のヤング率とポアソン比 E_X , ν_X , X 線応力測定における無ひずみ時の回折角 $2\theta_0$ と応力定数 K ^{(13), (14)} ならびに、浸炭前 S.M. の値⁽¹¹⁾ をあわせて示した。また、Fig. 11 は TP1, TP2, TP3 ならびに S.M. の $\psi = 0$ における代表的な回折強度曲線を示す。浸炭前の出発材料の α 相の 211 回折線に対し、ほぼ同じ炭素濃度の TP3 の回折線幅が広がり、熱履歴の影響を受けていることがわかる。一方、平均炭素濃度が 0.59mass% の TP1 と 0.56mass% の TP2 は、浸炭焼入によるマルテンサイト変態により回折線幅は出発材料に比べてさらに大きく広がるが、回折角度は TP1 と TP2 でほぼ等しく、薄片に切出したことによって焼入残留応力⁽¹¹⁾ が解放されている

Fig. 11 Diffraction patterns of Fe-211 for TP1, TP2 and TP3.

Table 5 Mechanical Young's modulus and x-ray elastic constants, strain-free diffraction angle and stress constant for 211 plane of ferrite or martensite of thin specimens cut from carburized case layer and starting SCM420H.

	Mechanical Young's modulus	X-ray elastic constants				Stress-free diffraction angle	Stress constant
	E_M (GPa)	$E_X/(1+\nu_X)$ (GPa)	E_X/ν_X (GPa)	E_X (GPa)	ν_X	$2\theta_0$ (deg)	K (MPa/deg)
TP1	221.0 ± 0.3	194.6 ± 3.8	897.0 ± 41.9	248.6	0.277	155.60 ± 0.003	-367 ± 7
TP2	201.4 ± 0.2	205.8 ± 6.2	1001.2 ± 36.0	259.1	0.259	155.88 ± 0.002	-384 ± 12
TP3	189.1 ± 0.2	176.6 ± 4.5	866.4 ± 15.3	221.8	0.256	156.22 ± 0.001	-325 ± 8
S.M.	205.8 ± 0.04	167.5 ± 2.0	790.5 ± 58.4	212.5	0.269	156.23 ± 0.007	-308 ± 4

S.M.: Starting material

ことがわかる。さらに、既報⁽¹⁷⁾より、クロムモリブデン鋼の浸炭硬化層の無ひずみ時の回折面間隔 d_0 は炭素濃度の増加とともに上昇し、無ひずみ時の回折角 $2\theta_0$ は低角度側にシフトすることがわかっているが、表の結果はこれと矛盾しない。なお、薄片の X 線の弾性定数のばらつきは出発材料と同程度で十分小さい。

Fig. 12 は、浸炭硬化層から切出した薄片の平均炭素濃度に対する X 線の弾性定数 $E_X/(1 + \nu_X)$ と X 線のヤング率、ポアソン比の変化を折れ線で示す。出発材料 S.M. に対する浸炭硬化層の X 線の弾性定数 $E_X/(1 + \nu_X)$ と測定値誤差に注目すると、浸炭による平均炭素濃度の増加によって TP1 と TP2 の $E_X/(1 + \nu_X)$ は S.M. に比べて大きく上昇したのに対し、TP3 の上昇は非常に小さいことがわかる。また、算出した X 線のヤング率 E_X は $E_X/(1 + \nu_X)$ と同じ傾向を示し、X 線のポアソン比 ν_X については、Fig. 8 の平均炭素濃度に対する機械的ヤング率 E_M の変化と傾向が一致した。

浸炭硬化層は、前節で述べたように、浸炭表面近傍ではマルテンサイト組織が、全硬化層深さではベイナイト組織が支配的^{(5), (9)}である。一方、浸炭硬化層には残留オーステナイト相も存在する。本研究では、浸炭表面から深さ方向に逐次研磨除去しながら、研磨面に X 線を照射し、単位時間当たりのマルテンサイトもしくはフェライト相の 211 回折の積分強度 I_{211} と残留オーステナイト相の 200 回折の積分強度 I_{200} を測定し、浸炭表面からの深さ

Fig. 12 Relationship between x-ray elastic constants and carbon content, C%, of case layer.

に対する残留オーステナイト相の体積分率 V_γ を次式より求めた²¹⁾なお、 V_M はマルテンサイト相の体積分率、 R_{211} と R_{200} は各相の回折線 hkl に依存した定数で、ここでは、 $V_\gamma + V_M = 1$ 、 $R_{211}/R_{200} = 0.367$ として計算した。

$$V_\gamma = \frac{R_{211} I_{200}}{R_{200} I_{211}} V_M \quad (4)$$

Fig. 13 は、浸炭表面からの深さに対する V_γ の変化と 211 回折の回折線幅をプロットした結果を示す。図より、薄片 TP1 と TP2 には残留オーステナイトとマルテンサイトが存在し、各相の体積分率は TP1 の厚さ平均で $V_\gamma = 0.138$ 、 $V_M = 0.862$ であるのに対し、薄片 TP2 では $V_\gamma = 0.071$ 、 $V_M = 0.929$ と、浸炭表面より少し内部の方が V_M 値が高く、弾塑性有限要素法による熱処理シミュレーション結果の傾向¹⁶⁾とも一致した。Fig. 12 の TP1 と TP2 の $E_X/(1 + \nu_X)$ や E_X の上昇は、浸炭焼入による炭素濃度の増加とそれに伴い変態したマルテンサイト相の機械的ヤング率上昇と V_M の増加により生じたと考えられる。一方、薄片 TP3 の領域からはオーステナイトの回折線は検出されなかった。すなわち、TP3 薄片内の α 相の固溶炭素量は S.M. と同程度であるが、熱履歴の影響を受けているので、 $E_X/(1 + \nu_X)$ や E_X は浸炭前の S.M. よりわずかに上昇したと考えられるが、Fig. 13 よりマルテンサイト相は存在しないので、TP1 や TP2 の上昇とは異なる挙動を示したといえる。

以上、浸炭焼入では、浸炭による高炭素濃度勾配層がマルテンサイト変態することによって、浸炭表面近傍の機械的ヤング率は相変化を伴わない内部のヤング率に比べ相対的に大きくなる。浸炭焼入部品の表層と内部のヤング率差は、均一濃度の高炭素鋼を高周波焼入した場合の差より大きく、X 線の弾性定数や応力定数 K に及ぼす影響も大きくなると予想される。

Fig. 14 は、Table 5 に示した応力定数 K と、次式で示す浸炭前の S.M. の応力定数 $K_{S.M.}$ からの変化率 ΔK を計算し、炭素濃度に対しプロットした結果を示す。

$$\Delta K = \frac{K - K_{S.M.}}{K_{S.M.}} \times 100 \quad (5)$$

Fig. 13 Volume fraction of retained austenite and peak width of 211 plane near the carburized surface.

Fig. 14 Changes in x-ray stress constant, K , and ΔK , on carbon content, C%, of case layer.

図より、クロムモリブデン鋼の浸炭表面近傍の薄片 TP1、TP2 の応力定数 K は、浸炭焼入による炭素濃度の増加とそれに伴うマルテンサイト変態によって絶対値は上昇し、浸炭前の S.M. に対する変化率 ΔK は、TP1 で 19.4%、TP2 で 24.8% となった。一方、全硬化層深さ領域から切出した TP3 の α 相の応力定数 K は、浸炭前後で相変化しないため、浸炭前の S.M. に対する変化率 ΔK は 5.5% で、その変化は非常に小さい。すなわち、X 線応力測定法で浸炭硬化層の残留応力を非破壊測定するとき、出発材料の α 相の応力定数 (図の●印) を用いると、マルテンサイト相が支配的な表面近傍で最大 25% 小さい値として残留応力を過小評価する可能性がある。このことは浸炭表面の残留応力測定結果が熱処理シミュレーションによる予測より小さい¹⁶⁾原因のひとつと考えられる。

以上、浸炭焼入部品の残留応力を弾塑性有限要素法解析により予測、または、X 線応力測定法により非破壊測定する場合は、対象材料によっては焼入後の機械的および X 線の弾性定数が変化することがあるので、応力の絶対値が必要な場合はこれらを実測する必要があることがわかった。

4 結 言

本研究では、浸炭焼入したクロムモリブデン鋼の硬化層から切出した薄片を用い、硬化層のヤング率と X 線の弾性定数を測定し、測定結果に及ぼす炭素濃度の影響について検討した結果、次のことが明らかとなった。

(1) 浸炭表面近傍のヤング率は、浸炭焼入による炭素濃度の増加とそれに伴うマルテンサイト変態によって相変化を伴わない全硬化層深さ領域より上昇した。一方、全硬化層深さ領域のヤング率は、熱履歴の影響を受けて出発材料より低い値を示した。

(2) 浸炭表面近傍の X 線の弾性定数 $E_X/(1 + \nu_X)$ と X 線のヤング率 E_X は、上記 (1) と同じ理由で、全硬化層深さ領域より上昇した。一方、全硬化層深さ領域では、熱履歴の影響で出発材料より上昇したが、その差は小さい。

(3) 浸炭表面近傍のマルテンサイト相の 211 回折に対する応力定数は、出発材料や全硬化層深さ領域に比べて、その絶対値は上昇した。

(4) X線応力測定において、出発材料の α 相の弾性定数を用いると、本実験例ではマルテンサイト相が支配的な浸炭表面近傍で最大25%残留応力を過小評価する可能性がある。よって、焼入後の機械的およびX線の弾性定数はできる限り実測する必要がある。

本研究は科研費（課題番号24560095）の助成を受けて行ったものである。また、静岡大学卒業生の米山高志君、鈴木悠介君、吉本壮志君、修了生の山下翔平君から多大な協力を得た。あわせて謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) M. Hashimoto, M. Shiratori and S. Nagashima, "Residual stress distribution and fatigue strength of carburized gear steel", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers-C, Vol.55, No.520, pp.3034-3038 (1989).
- 2) K. Ogawa and T. Asano, "Improvement in fatigue strength of carburized steel gears with shot peening and chemical polishing", R&D Review of Toyota CRDL, Vol.30, No.1, pp.37-44 (1995).
- 3) H. Shichino, "Actuality and scope on simulation of heat treatment, IV : accuracy of quenching process simulation and benchmark analysis", Journal of the Society of Material Science, Japan, Vol.55, No.8, pp.790-795 (2006).
- 4) D.-Y. Ju, "Actuality and scope on simulation of heat treatment, III : simulation of carburized and nitrided quenching process", Journal of the Society of Material Science, Japan, Vol.55, No.7, pp.712-717 (2006).
- 5) K. Okamura, "Actuality and scope on simulation of heat treatment, I : material properties and database", Journal of the Society of Material Science, Japan, Vol.55, No.5, pp.529-535 (2006).
- 6) M. A. M. Bourke, P. Rangaswamy, T. M. Holden and R. Leachman, "Complementary x-ray and neutron strain measurements of a carburized surface", Materials Science and Engineering, Vol.A257, pp.333-340 (1998).
- 7) P. Rangaswamy, C. P. Scherer and M. A. M. Bourke, "Experimental measurements and numerical simulation of stress and microstructure in carburized 5120 steel disks", Materials Science and Engineering, Vol.A298, pp.158-165 (2001).
- 8) Y. Sakaida, M. Kawauchi, M. Manzanka, H. Akiyoshi, H. Suzuki and T. Saito, "Internal strain measurement of carburized gear by neutron diffraction", Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers-A, Vol.74, No.740, pp.598-604 (2008).
- 9) Y. Sakaida, M. Kawauchi and M. Manzanka, "Residual stress distribution under hardening layer of carburized transmission gear by neutron diffraction", Advanced in X-ray Analysis, Vol.52, pp.561-568 (2009).
- 10) Y. Sakaida, T. Serizawa, M. Kawauchi and M. Manzanka, "Residual stress evaluation of carburized transmission steel gear using neutron and synchrotron x-ray diffraction and finite element methods", Materials Science Forum, Vol.652, pp.31-36 (2010).
- 11) Y. Sakaida, S. Yamashita and M. Manzanka, "Residual stress distribution in hardened case layer of Cr-Mo steel after carburizing and quenching", Materials Science Forum Vol.681, pp.346-351 (2011).
- 12) Y. Sakaida, T. Serizawa and M. Manzanka, "Internal residual strain mapping in carburized chrome molybdenum steel after quenching by neutron strain scanning", Journal of the Society of Material Science, Japan, Vol.60, No.7, pp.649-654 (2011).
- 13) I. C. Noyan and J. B. Cohen, "Residual stress", pp.115-153 (1987) Springer-Verlag.
- 14) Edited by JSMS Committee on X-ray Study on Mechanical Behavior of Materials, "Standard method for x-ray stress measurement, JSMS-SD-10-05", p.13 (2005) The Society of Material Science, Japan.
- 15) Y. Sakaida and K. Tanaka, "Change of x-ray elastic constants of carbon steel caused by quenching and effect of its change on x-ray stress measurement", Journal of the Society of Material Science, Japan, Vol.56, No.7, pp.602-608 (2007).
- 16) Y. Sakaida, S. Yamashita, S. Yashiro and T. Shobu, "Evaluation of residual stress field and hardened case layer of chrome-molybdenum steel after carburizing and quenching", Proceedings of The 46th Symposium on X-ray Studies on Mechanical Behavior of Materials, pp.106-111 (2012).
- 17) Y. Sakaida, M. Kawauchi and T. Shobu, "Lattice plane spacing change in hardened layer of chrome molybdenum steel after carburizing and quenching", Journal of the Society of Material Science, Japan, Vol.60, No.7, pp.649-654 (2007).
- 18) Japanese Industrial Standard, JIS R 1602, "Testing methods for elastic modulus of fine ceramics" (1995) Japanese Standards Association.
- 19) Japanese Industrial Standard, JIS G 0557, "Methods of measuring case depth hardened by carburizing treatment for steel" (2006) Japanese Standards Association.
- 20) A. Muramatsu et al., "The modulus of elasticity of metals and alloys", pp.13-16 (1980) The Japan Society of Mechanical Engineers.
- 21) B. D. Cullity, "Elements of x-ray diffraction", pp.388-401 (1956) Addison-Wesley.