焼入による炭素鋼の X 線的弾性定数の変化と X 線応力測定に及ぼす影響[†]

坂井田 喜 久^{*} 田 中 恒 輔^{**}

Change of X-Ray Elastic Constants of Carbon Steel Caused by Quenching and Effect of Its Change on X-Ray Stress Measurement

by

Yoshihisa SAKAIDA^{*} and Kosuke TANAKA^{**}

X-ray elastic constants, E_X and ν_X , were measured before and after quenching using three kinds of carbon steel, S45C, S48C and S55C, defined by the Japanese industrial standard. The microstructures, mechanical elastic constants and hardness of these materials were also measured. Change of X-ray elastic constants caused by quenching corresponded to the microstructure change due to martensitic transformation, and depended on the mechanical elastic constant change. Amount of change in X-ray Young's modulus after quenching was different by the used material. The ratio of X-ray to mechanical Young's modulus, E_X/E_M , after quenching lowered in comparison with that before quenching, regardless of carbon content. Finally, using the measured X-ray elastic constants before and after quenching, compressive residual stresses on the hardened layer of S48C gear induced by induction hardening were measured by X-ray stress measurement. As a result, X-ray Young's modulus, E_X , and stress constant, K , of S48C after quenching showed about 22% and 18% lowering to that before quenching, respectively. And then, the maximum deviation of compressive residual stress was about 86MPa in comparison with the result ignored considerations of microstructure change. It is concluded that estimation of stress constant considering microstructure change by quenching are necessary when the residual stresses of quenched carbon steel are measured by X-ray stress measurement.

Key words : X-ray stress measurement, Carbon steel, Quenching, X-ray elastic constant, Stress constant, Residual stress

1 緒 言

バイクや自動車に用いられる歯車部品は、高周波焼入などの表面硬化処理により、歯先の機械的性質を改善し、耐摩耗性や疲労寿命、硬度等を向上させている。その一方で、歯先には焼入処理による残留応力^{1)~4)}が発生する。焼入処理による残留応力は、熱処理条件によっては歯車部品の強度に悪影響を及ぼす可能性があるため、残留応力を正しく評価することは、部品の長期信頼性を確保する上で非常に重要である。

炭素鋼の残留応力評価には X 線応力測定法^{5)~7)}が広く用いられているが、焼入処理によって材料組織や結晶構造は変化するため、残留応力も鋼材に含まれる合金成分や炭素含有量によって変化すると考えられる。そこで本研究では、S45C, S48C, S55C の炭素含有量の異なる三種類の炭素鋼を用い、焼入前後の X 線の弾性定数を実測するとともに、高周波焼入した歯車部品の硬化層の組織変化を考慮した残留応力評価を行った。

2 実 験 方 法

2・1 供試材及び試験片

供試材は、S45C, S48C, S55C の炭素量の異なる 3 種類の炭素鋼である。Table 1 に供試材の化学成分を示す。

Table 1 Chemical composition of virgin samples.

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Pb
S45C	0.46	0.20	0.65	0.009	0.009	0.07	0.04	0.15	—
S48C	0.47	0.29	1.02	0.025	0.058	0.01	0.02	0.09	0.13
S55C	0.52	0.21	0.75	0.015	0.016	0.02	0.02	0.17	—

unit: mass%

実験には、焼入前後の X 線の弾性定数を測定するための短冊試験片と、焼入処理による残留応力を測定するための直方体試験片を用いた。

短冊試験片は、3 種類の炭素鋼を焼鈍、焼準処理して微細粒化した焼入前試験片と、さらに焼入処理した焼入試験片を作製し、幅 10mm × 厚さ 4mm × 長さ 80mm の寸法に仕上げた。なお、焼入処理は、850℃からの油焼入、200℃焼戻しを行った。

一方、直方体試験片は、S48C のみとし、歯先部を高周波焼入した歯車から Fig. 1 に示すような歯底近傍を表面とする試験片を切出した。高周波焼入処理は、900℃からの水焼入、300℃焼戻しを行った。なお、試験片表面には、ピッチ円周方向を x 軸、歯幅方向を y 軸、半径方向を z 軸とする観察座標系 xyz を定義した。

† 原稿受理 平成 18 年 10 月 10 日 Received Oct. 10, 2006 ©2007 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 静岡大学工学部機械工学科 〒432-8561 浜松市城北, Dept. of Mech. Eng., Shizuoka Univ., Johoku, Hamamatsu, 432-8561

** 学生会員 静岡大学大学院 〒432-8561 浜松市城北, Graduate Student, Shizuoka Univ., Johoku, Hamamatsu, 432-8561

Fig. 1 Induction hardened gear specimen used in this study.

2・2 機械的およびX線の弾性定数の測定

短冊試験片表面にひずみゲージを貼付け、焼入前後の機械的弾性定数 E_M , ν_M , およびX線の弾性定数 E_X , ν_X (E : ヤング率, ν : ポアソン比) を測定した。

機械的弾性定数は、万能試験機（島津製作所製, AGS-5kNG）を用い、外スパン 30mm, 内スパン 8mm の四点曲げ試験により測定した。なお、最大荷重は 800N とし、3 回測定した結果を平均した。

一方、X線の弾性定数は、X線応力測定装置（理学電機製, MSF-2M）を用い、外スパン 44mm, 内スパン 20mm の四点曲げ治具により、一定の曲げモーメントを負荷した状態で $2\theta - \sin^2\psi$ 線図を 3 回測定し、負荷応力に対するその傾きと $\psi = 0$ における回折角の変化から E_X と ν_X を求めた。Table 2 に主なX線応力測定条件を示す。なお、回折角 2θ は、回折強度分布をスムージング処理とバックグラウンド除去、吸収係数補正した後、半値幅法^{5), 6)}により決定した。

2・3 X線残留応力測定

高周波焼入した歯車の焼入処理による残留応力は、直方体試験片の表面をエメリー紙とラップによる機械研磨により逐次除去しながら、除去深さ z におけるピッチ円周方向と歯幅方向の残留応力値 σ_{Rx} , σ_{Ry} を測定した。なお、残留応力測定面は、機械研磨による残留応力を除去するために、ラップ面から約 100 μ m 電解研磨した。また、残留応力測定は、並傾法による $\sin^2\psi$ 法^{5), 6)}で行い、Table 2 と同じ回折条件で 2 回測定した。

3 実験結果及び考察

3・1 焼入前後の炭素鋼の組織変化

Fig. 2 ~ Fig. 4 は、炭素量の異なる 3 種類の短冊試験片 (S45C, S48C, S55C) の焼入前後の組織写真を示す。

Table 2 X-ray measurement conditions.

Characteristic X-ray		Cr-K α
Tube voltage (kV)		30
Tube current (mA)		8
Diffraction	Normalized carbon steel	211
	Quenched carbon steel	211
Diffraction angle (deg.)		156.4
Scanning range (deg.)	Normalized carbon	153.0 ~ 161.0
	Quenched carbon steel	142.5 ~ 171.0
Irradiation area W $\times$ H (mm ²)		2 $\times$ 2 rectangular
ψ -angle (deg.)		0, 14, 19, 24, 28, 32, 35, 39, 42, 45
Fixed time (sec.)		60

Fig. 2 Microstructures of S45C before and after quenching.

Fig. 3 Microstructures of S48C before and after quenching.

Fig. 4 Microstructures of S55C before and after quenching.

各図 (a) より、焼入前組織は、いずれも初析フェライトとパーライトが混合した亜共析組織を示した。また、組織写真より求めた初析フェライトとパーライト領域の平均径と標準偏差、ならびに、炭素含有量から単純計算した各相の相量比を Table 3 にまとめて示す。組織写真と表より、X線照射面積 (2 $\times$ 2mm²) に比べて十分に微細な組織であることがわかる。また、炭素含有量が高いほど、パーライトに対する初析フェライトの相量比は低下することが組織写真からもわかる。

一方、各図 (b) より、焼入後の組織写真には針状組織が観察され、焼入前組織がマルテンサイト変態していることが確認できた。ただし、焼入前組織に見られたような炭素含有量による組織の差はほとんどない。

Table 3 Grain sizes of annealed and normalized carbon steels before quenching.

	Phase	Mean grain size (μ m)	Composition(mass%)
S45C	Ferrite	6.2 $\pm$ 3.8	41.3
	Pearlite	10.2 $\pm$ 7.1	58.7
S48C	Ferrite	8.4 $\pm$ 6.5	40.0
	Pearlite	12.7 $\pm$ 7.3	60.0
S55C	Ferrite	5.5 $\pm$ 2.5	33.3
	Pearlite	13.6 $\pm$ 7.4	66.7

3・2 焼入前後の機械的及びX線の弾性定数

Table 4 は, 焼入前後の機械的弾性定数 E_M と ν_M , 及びビッカース硬度 HV を測定した結果を示す. 表より, 供試材の硬度は炭素含有量が高いほど硬く, 焼入後の硬度はマルテンサイト変態により大きく増加した. それに対して, 焼入前の機械的ヤング率は, 供試材により異なり, 必ずしも炭素含有量の関数とはなっていない. また, 焼入後の機械的ヤング率は, S45C と S48C では焼入前に比べて 8 ~ 10% 程度低下したのに対して, S55C では 2% 増加し, 焼入前と同様に, 炭素含有量の関数とはなっていないことがわかった.

一方, Fig. 5 は, 微細粒化した焼入前の S48C を用いて X 線の弾性定数を測定した結果を示す. Fig. 5 (a) は, 負荷応力 σ_{app} に対する 211 回折の 2θ - $\sin^2\psi$ 線図であり, 無負荷から降伏応力の約 60% の応力まで 40MPa 間隔で負荷した. また, Fig. 5 (b) は, 負荷応力 σ_{app} に対する回帰直線の傾き M と $\sin^2\psi = 0$ における切片 $2\theta_{\psi=0}$ の変化を示す. 図中の直線は最小二乗法による回帰直線である. また, Fig. 6 は, 焼入後の S48C を用いた測定結果を示す. なお, 負荷応力 σ_{app} は, 50MPa 間隔に負荷した. 焼入前と焼入後の 2θ - $\sin^2\psi$ 線図は, いずれも回帰直線によく乗り, $\sin^2\psi = 0.22$ でほぼ一点に交わった. さらに, 負荷応力 σ_{app} に対する 2θ - $\sin^2\psi$ 線図の回帰直線の傾き M と切片 $2\theta_{\psi=0}$ の変化は, 高い線形性を示した.

同様に, Fig. 7 と Fig. 8 は, S45C と S55C の焼入前後の負荷応力 σ_{app} に対する 2θ - $\sin^2\psi$ 線図の傾き M と $\sin^2\psi = 0$ における切片 $2\theta_{\psi=0}$ の変化を示す. S45C と S55C についても, 負荷応力 σ_{app} に対する 2θ - $\sin^2\psi$ 線図の傾き M と切片 $2\theta_{\psi=0}$ の変化は高い線形性を示した. 一般に, 焼入後の試験片表面には熱処理による残留応力が発生する.¹⁾ また, マルテンサイト相の回折線幅はフェライト相に比べて広がり^{3), 4)}, Cr-K α 線による 211 回折では高角側の回折強度分布のすそ野が装置の構成上測定できない場合がある.⁴⁾ これらの要因は焼入後の X 線の弾性定数の測定結果に悪影響を及ぼす^{4), 7)} ため, 本研究では, 焼入後の試験片表面を研磨除去し, かつ, PSPC (Position-Sensitive Proportional Counter) を用いて 211 回折のすそ野まで測角範囲を広げる (Table 2 参照) ことにより, 焼入前後ともに精度良い測定を行うことができた.

Table 5 は, 3 種類の炭素鋼に対して焼入前後の X 線の弾性定数 $E_X/(1 + \nu_X)$, E_X と ν_X , ならびに, 応力定数

Table 4 Mechanical elastic constants, E_M , ν_M and Vickers hardness, HV, of carbon steel before and after quenching.

	Heat treatment	Mechanical Elastic constants		Vickers Hardness HV
		Young's modulus E_M (GPa)	Poisson's ratio ν_M	
S45C	Normalizing	199	0.28	213
	Quenching	184	0.29	678
S48C	Normalizing	204	0.29	220
	Quenching	183	0.28	697
S55C	Normalizing	190	0.30	225
	Quenching	194	0.28	721

(a) 2θ - $\sin^2\psi$ diagrams under several applied stresses.

(b) Changes in slope M and intercept $2\theta_{\psi=0}$ on applied stress.

Fig. 5 Results for normalized S48C before quenching.

(a) 2θ - $\sin^2\psi$ diagrams under several applied stresses.

(b) Changes in slope M and intercept $2\theta_{\psi=0}$ on applied stress.

Fig. 6 Results for quenched S48C.

(a) Changes in M and $2\theta_{\psi=0}$ for normalized S45C. (b) Changes in M and $2\theta_{\psi=0}$ for quenched S45C.

Fig. 7 Results for S45C before and after quenching.

(a) Changes in M and $2\theta_{\psi=0}$ for normalized S55C. (b) Changes in M and $2\theta_{\psi=0}$ for quenched S55C.

Fig. 8 Results for S55C before and after quenching.

K を実験的に求めた結果をまとめて示す. なお, X線の弾性定数と応力定数は, M - σ_{app} 線図の傾き $dM/d\sigma_{app}$ と, $2\theta_{\psi=0}$ - σ_{app} 線図の傾き $d(2\theta_{\psi=0})/d\sigma_{app}$ から計算により求めた.⁶⁾

Fig. 9 は, 炭素含有量に対する機械的ヤング率 E_M と X 線のヤング率 E_X の変化を示す. 図より, E_X は, E_M より高い値を示し, 炭素含有量に対する E_X の変化は, 焼入前後とも E_M の変化とほぼ傾向が一致している. すなわち, 焼入前後の炭素鋼の X 線の弾性定数は, 材料の機械的弾性定数の変化に依存することがわかる. また, S45C, S48C の機械的および X 線のヤング率は, 焼入前後で大きく変化し, 焼入前の弾性定数が高い傾向を示したのに対し, S55C では絶対値の変化は比較的小さく, 焼入による弾性定数の変化量は材料により異なることがわかる.

一般に, 垂共析鋼の機械的性質は, 初析フェライトとパーライトの相量比による複合則で表す¹²⁾ことができ, ヤング率については, 炭素含有量の増加とともに減少するフェライト相量に比例して低下する傾向⁸⁾にある. また, 焼入などの熱処理を施すと材料組織や結晶構造が変化し, 変態転位が導入されることでヤング率は完全焼鈍時よりも低下する^{5), 8), 11)}といわれている. しかし, 炭素含有量や熱処理による弾性定数の変化は, 硬度や強度の変化¹²⁾に比べて小さく⁸⁾, 常温での炭素鋼のヤング率は 210GPa, ポアソン比は 0.3 のように一括に扱われること

Table 5 X-ray elastic constants, E_X , ν_X and stress constant, K , of carbon steel before and after quenching.

	Heat treatment	X-ray Elastic constants			Stress constant, K (MPa/deg)
		$E_X/(1+\nu_X)$ (GPa)	E_X (GPa)	ν_X	
S45C	Normalizing	178	232	0.30	-318
	Quenching	144	186	0.30	-262
S48C	Normalizing	183	235	0.28	-328
	Quenching	146	183	0.26	-268
S55C	Normalizing	159	204	0.28	-289
	Quenching	158	203	0.29	-290

Fig. 9 Changes in mechanical and X-ray Young's modulus on carbon % of carbon steel before and after quenching.

も多い.¹⁰⁾炭素鋼のX線応力測定においても, 従来, 焼入前後の弾性定数は一定と仮定して, 焼入前のフェライト相に対して実測したX線の弾性定数や応力定数を用いてきた.^{6), 7), 13)}

その一方で, 炭素鋼は化学成分がJISで規定されているが, その成分範囲は広く, 供試材に含まれる化学成分量や規定されていない合金成分量, 製造履歴, 入手先などの違いにより, 同じJISで規定された材質でもヤング率が異なる^{8)~10)}こともよく経験する. 焼入前の弾性定数が炭素含有量の関数とならない場合がある一因としては, フェライト相の弾性定数のばらつきが挙げられる. 単結晶フェライトの弾性定数 c_{ij} は, 結晶の不均質性や不純物量, 磁性によって異なる.¹⁴⁾そこで, 単結晶の c_{ij} から多結晶フェライトの機械的弾性定数 E_M と ν_M , ならびに, X線の弾性定数 E_X と ν_X をKrönerモデル^{5), 11)}により計算した結果をTable 6にまとめ, ヤング率の平均値と最大, 最小値をFig. 9に示した. 単結晶の c_{ij} の違いだけで, 多結晶フェライトの E_M や E_X の値に, 最大でそれぞれ12GPa, 13GPaの差が生ずることや, 同一の c_{ij} に対しては, E_X の値は E_M より高い値を示すことがわかる.

そこで, X線のヤング率 E_X をその材料の機械的ヤング率 E_M で規格化し, 焼入前後のX線の弾性定数の変化を検討した. Fig. 10は, 横軸を炭素鋼に含まれるマルテンサイト相の体積分率 f_M とし, 縦軸を E_X/E_M としたときの焼入前後のX線の弾性定数の変化を示す. 図より, 焼入後のX線の弾性定数の比 E_X/E_M は, 焼入前よりいずれも低下することが明らかとなった.

なお, 3種類の炭素鋼とも焼入後のマルテンサイト組織に顕著な差は認められないが, S55Cでは, マルテンサイト変態による E_X/E_M の低下が小さかった. ここで, 炭素含有量に対するマルテンサイト相の格子定数や軸比 c/a の違いによる211回折面の弾性定数変化について考えてみると, ヤング率 E と格子面間隔 d の関係は,

$$E = \beta(1 - 2\nu)/d^4 \quad (1)$$

と表すことができる.⁸⁾なお, β は材料定数である. 炭素含有量に対する軸比 c/a がKurdjumovとKaminskyの関係式¹⁵⁾で与えられるとし, 上式より, 炭素量0%に外挿した211回折面の格子面間隔 d_0 が存在すると仮定して, $1/d_0^4$ に対する格子面間隔の低下率 $\{1/\Delta d\}^4$ と焼入による E_X/E_M の低下率をプロットすると, Fig. 11に示

Table 6 Calculated mechanical and X-ray elastic constants of polycrystalline ferrite (α -Fe) by Kröner model.^{5), 11)}

	stiffness of single crystal ¹⁴⁾			Elastic constant of polycrystal			
	c_{11} (GPa)	c_{12} (GPa)	c_{44} (GPa)	E_M (GPa)	ν_M	E_X (GPa)	ν_X
1	228	132	117	211	0.29	223	0.29
2	237	141	116	213	0.30	225	0.30
3	241	146	112	209	0.30	220	0.30
4	210	113	111	203	0.27	214	0.27
5	228	133	111	206	0.29	217	0.29
6	223	127	115	209	0.28	221	0.28
7	233	135	118	215	0.29	227	0.29

Fig. 10 Changes in mechanical and X-ray Young's modulus on volume fraction of martensite before and after quenching.

すようにほぼ直線関係となる. すなわち, 炭素含有量の増加に伴う焼入後のX線のヤング率の低下率の減少は, マルテンサイトの軸比に依存した弾性定数変化に起因するとみなすことができる. なお, 炭素含有量0.18から0.55%の領域では, 体心立方晶から体心正方晶へと遷移する構造を有し, 0.55%以下ではKurdjumovとKaminskyの関係式とは異なる軸比を示すとの報告¹⁵⁾もあり, この件は今後十分に検討する必要がある.

3・3 高周波焼入鋼の残留応力測定とその変化

前節より, 焼入前後のX線の弾性定数は, 材質によっては大きく低下することが明らかとなった. そこで, 本節では, 焼入前後で弾性定数が大きく変化するS48Cに注目し, 歯先部を高周波焼入した歯車を用いて, 硬化層の組織変化を観察するとともに, 組織変化を考慮した残留応力評価を行った. 前節より, S48では焼入処理により, X線のヤング率は22%, 応力定数は18%低下する.

3・3・1 高周波焼入鋼の組織変化 Fig. 12は, 高周波焼入した歯車から切出した直方体試験片の表面(歯底近傍)から深さ方向 z における代表的な組織写真を示す. Fig. 12(a)は, $z = 0$ mmにおける組織写真で, $0 \leq z \leq 0.5$ mmの領域ではほぼ100%マルテンサイト相であった.

Fig. 11 Changes in X-ray Young's modulus of 211 lattice spacing, Δd , in martensite of carbon steel.

Fig. 12 Microstructures of induction hardened gear of S48C.

一方, Fig. 12 (b)と Fig. 12 (c)は, $0.5\text{mm} < z < 5.0\text{mm}$ の領域で観察される代表的な組織写真で, いずれもマルテンサイト相組織と垂共析組織が混在した中間組織が形成されている。また, Fig. 12 (d)は, $z \geq 5.0\text{mm}$ の領域で観察される垂共析組織で, この領域では S48C の焼入前組織となっている。

Fig. 13 は, 深さ z の組織に含まれるマルテンサイト相の体積分率 f_M とビッカース硬度を測定した結果を示す。なお, マルテンサイト相の体積分率は, $65 \times 60\mu\text{m}^2$ の領域の組織写真を 18 枚撮影し, それぞれの写真に含まれるマルテンサイト相の面積率をマイクロSCOPE で求め, その平均値とした。図より, 高周波焼入により変態したマルテンサイト相は, 表面からの深さ z の増加とともに次第に減少し, マルテンサイト相の体積分率に比例して硬度も低下することがわかる。

よって, 高周波焼入鋼の X 線残留応力測定では, 測定面の組織に含まれるマルテンサイト相の体積分率 f_M を求め, 次式の応力定数 $K(z)$ を用いて残留応力を評価した。

$$K(z) = \frac{K_V(z) + K_R(z)}{2} \quad (2)$$

Fig. 13 Vickers hardness and volume fraction distributions of induction hardened gear of S48C.

ここで,

$$K_V(z) = K_M f_M + K_\alpha (1 - f_M) \quad (3)$$

$$K_R(z) = \frac{K_M K_\alpha}{K_M (1 - f_M) + K_\alpha K_M} \quad (4)$$

であり, $K_V(z)$ と $K_R(z)$ は, ひずみ一定の Voigt モデルと応力一定の Reuss モデルの応力定数である。また, K_M は, 100% マルテンサイト相組織の材料から測定される応力定数で, Table 4 に示した S48C 焼入材の応力定数 ($K_M = -268\text{MPa/deg}$) を用いた。一方, K_α は, 焼入前の材料から測定される応力定数で, S48C 焼入前材の応力定数 ($K_\alpha = -328\text{MPa/deg}$) を用いた。

3・3・2 高周波焼入した歯車の残留応力測定結果 Fig. 14 は, 高周波焼入した歯車から切出した直方体試験片の残留応力測定結果とマルテンサイト相の体積分率の関係を示す。図より, 高周波焼入により発生する残留応力は, $\sigma_{Rx}(z)$, $\sigma_{Ry}(z)$ とともに圧縮値を示した。また, ピッチ円周方向の残留応力 $\sigma_{Rx}(z)$ は, 歯幅方向の残留応力 $\sigma_{Ry}(z)$ よりも高い。

また, 深さ z に対する残留応力変化に注目すると, ほぼ 100% マルテンサイト相である歯底近傍 ($0 \leq z \leq 0.5\text{mm}$) では, ほとんど変化しないが, マルテンサイト相の体積分率の低下とともに急激に上昇し, $f_M = 42\%$ 近傍で最大値を示した。さらに, f_M が低下すると, 焼入による圧縮残留応力は急激に減少し, $z \geq 5.0\text{mm}$ ではほぼゼロに漸近することがわかった。

本研究による焼入鋼の残留応力測定では, 焼入処理により相転移したマルテンサイト相の体積分率に応じた応力定数を式 (2) により計算し, 焼入による組織と X 線の弾性定数の変化を考慮した評価を行った。一方, 前述のように, 従来の X 線残留応力測定では, 焼入前のフェライト相の応力定数 K_α を用いた評価⁷⁾を行ってきた。以下, その差について検討する。

Fig. 15 は, 式 (2) を用いて焼入による組織変化を考慮した結果と, 従来の焼入前後の応力定数に K_α を用いて評価した結果を示す。歯車の切出し試験片の例では, 式 (2) による評価と従来評価の残留応力差は, ピッチ円周方向

Fig. 14 Residual stress distributions, σ_{Rx} and σ_{Ry} , of induction hardened gear of S48C.

Fig. 15 Comparison between residual stress distributions calculated using $K(z)$ and K_α .

で最大 86MPa, 歯幅方向で最大 71MPa となった。高周波焼入による残留応力では硬化層面内に圧縮残留応力が発生し, 疲労強度などの向上が期待されるが, 従来の K_α を用いた評価では, 残留応力値を最大で 18% 過大評価する危険性がある。

したがって, 焼入処理などで, 部品表面に絶対値の高い残留応力^{1), 13)}が発生する部品では, 焼入前後で機械的およびX線の弾性定数が大きく変化する材料かどうかを十分注意する必要がある。

4 結 言

炭素量含有の異なる代表的な3種類の炭素鋼を用い, 焼入前後の組織変化と機械的およびX線の弾性定数を実験的に求めるとともに, 高周波焼入した歯車の残留応力を測定した結果, 次のことが明らかとなった。

(1) 炭素鋼の焼入前後のX線の弾性定数 E_X は, 焼入による組織変化に応じて変化し, 焼入前後の機械的弾性定数 E_M の変化に依存した値を示す。

(2) 焼入によるX線の弾性定数の変化量は, 材料に含まれる化学成分などにより異なるが, 焼入後の機械的弾性定数に対するX線の弾性定数の比 E_X/E_M は, 焼入前より低下することが明らかとなった。

(3) 焼入鋼の残留応力測定では, 焼入前後でX線の弾性定数が大きく変化する材料に対しては, 焼入による組織変化に応じた応力定数を用いた残留応力評価が必要であることがわかった。

参 考 文 献

- 1) R. Isomura, "Hagane-no-netsu-syori-to-zanryu-oryoku", pp.91-100 (1996) Agune Gijutsu Center.
- 2) N. Limodin, Y. Verreman and T. N. Tarfa, "Axial fatigue of a

gas-nitrided quenched and tempered AISI 4140 steel : effect of nitriding depth", Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., Vol.26, pp.811-820 (2003).

- 3) Y. Sakaida, K. Tanaka, Y. Sawaki and H. Yoshida, "X-ray measurement of residual stress distribution in induction hardened carbon steel", Proceedings of the 54th JSMS Annual Meeting, pp.151-152 (2005).
- 4) K. Tanaka, Y. Sakaida, Y. Katagiri, Y. Sawaki and H. Yoshida, "Residual stress of induction hardened carbon steel estimated from X-ray elastic constants", Proceedings of the 40th Symposium on X-ray Studies on Mechanical Behavior of Materials, pp.25-30 (2005).
- 5) I. C. Noyan and J. B. Cohen, "Residual stress", pp.47-210 (1987) Springer-Verlag.
- 6) Edited by JSMS, "Kaicho-X-sen-oryoku-sokuteihou", pp.54-88 (1990) Yokendo.
- 7) Edited by JSMS Committee on X-ray Study on Mechanical Behavior of Materials, "Standard method for X-ray stress measurement on steel", pp.5-81(2002) The Society of Materials Science, Japan.
- 8) Edited by JSME, "The modulus of elasticity of materials and alloys", pp.40-136 (1980) The Japan Society of Mechanical Engineers, Japan.
- 9) Edited by NRIM, "Data sheets on elastic moduli of steels", pp.2-28 (1994) National Research Institute for Metals, Japan.
- 10) T. Abe, S. Nishijima and K. Kanazawa, "Elastic moduli of steels", Technical Documents of Data Sheets No.15, pp.1-46 (1997) National Research Institute for Metals, Japan.
- 11) K. Tanaka, K. Suzuki and Y. Akiniwa, "Evaluation of residual stresses by x-ray diffraction, fundamentals and applications", pp.275-295 (2006) Yokendo.
- 12) T. Uchikoshi, "Kikai-zairyo", pp.78-80 (2002) Tokyo Denki University Press.
- 13) H. Bomas and M. Schleicher, "Application of the weakest-link concept to the endurance limit of notched and multi-axially loaded specimens of carburized steel 16MnCrS5", Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., Vol.28, No.11, pp.983-995 (2005).
- 14) A. E. Load and D. N. Beshers, "Elastic stiffness coefficients of iron from 77° to 673°K", J. A, pp.Phys., Vol.36, No.5, pp.1620-1623 (1965).
- 15) L. Xiao, Z. Fan, Z. Jinxiu, Z. Mingxing, K. Mokuang and G. Zhenqi, "Lattice parameter variation with carbon content of martensite. I. X-ray diffraction experimental study", Phys. Review B, Vol.52, No.14, pp.9970-9978 (1995).