X線回折による方向性電磁鋼板のレーザー照射誘起残留応力測定[†]

末 吉 一 行^{*} 秋 田 貢 一^{**} 大 谷 眞 一^{**}
鈴 木 裕 士^{***} 今 福 宗 行^{****} 岩 田 圭 司^{*****}

Measurement of Residual Stress Induced by Laser Irradiation on Grain Oriented Silicon Steel Using X-Ray Diffraction

by

Kazuyuki SUEYOSHI^{*}, Koichi AKITA^{**}, Shin-ichi OHYA^{**},
Hiroshi SUZUKI^{***}, Muneyuki IMAFUKU^{****} and Keiji IWATA^{*****}

Grain-oriented 3%Si steel has been widely used for transformer cores. The reduction of iron loss is the most important factor for the development of the material and can be achieved by segmentation of magnetic domain of the material. The segmentation of magnetic domain is occurred by introduction of the residual stress induced by a laser pulse irradiation on the material. In this study, the residual stress distributions near laser pulse spots on a grain-oriented 3%Si steel were measured using an X-ray stress measurement method for single crystal and the generation mechanism of the residual stress was discussed. Laser pulses with 100 μ m in diameter were irradiated on the surface of the material. Tensile residual stress was generated near the center of laser spot and it rapidly decreased with increasing distance from the center of spot. The in-plane residual stresses showed anisotropy, however the in-plane strains calculated from the residual stresses and anisotropic elastic properties were isotropic. The X-ray diffraction profiles near the laser spots were broadened and it showed that the plastic strain was induced by local thermal expansion due to laser irradiation.

Key words : Grain-oriented 3%-Si steel, Laser pulse irradiation, X-ray stress measurement, Single crystal, Residual stress

1 緒 言

方向性電磁鋼板は、圧延方向に優れた磁気特性を持ち、主に変圧器の鉄芯に用いられている。近年、省エネルギー化の要求がますます厳しくなっており、鉄芯にも鉄損低減などの磁気特性の更なる向上が求められている。電磁鋼板の磁気特性は磁区構造に依存し、その構造は、結晶方位や板厚、応力状態といった様々な要因により変化する。現在、これらの因子から磁区構造を計算する技術の開発が進められている。¹⁾

これまでに、電磁鋼板にレーザーパルス照射して残留応力を導入することで、磁気特性を向上できることが明らかになっている。^{2), 3)} 今後、磁区構造計算技術の確立などにより、最適な応力状態の推定が可能になると考えられる。そしてその応力状態を発生させるためのレーザー照射条件を決定するためには、レーザー照射による残留応力導入のメカニズムを明らかにする必要がある。

本研究では、方向性電磁鋼板のレーザーパルス照射痕近傍における詳細な残留応力分布を測定し、レーザー照射による残留応力導入メカニズムを検討した。初めに、

単結晶の微小部残留応力を測定するための単結晶 X 線応力測定装置を新たに試作した。そしてそれを用いて一結晶粒内のレーザーパルス照射痕近傍における残留応力分布を測定し、結果を検討した。

2 単結晶 X 線応力測定理論

本研究で用いる方向性電磁鋼板は結晶粒径が数十 mm の粗大結晶粒からなる鋼板であり、そこに直径約 100 μ m のレーザーパルスを照射しており、この照射痕近傍の残留応力分布を測定するためには一結晶粒内における測定が必要である。微小部の残留応力測定には X 線応力測定法が適しているが、X 線照射域内が単結晶状態の場合には一般的な $\sin^2\psi$ 法ではなく、単結晶における X 線応力測定法を用いる必要がある。

X 線応力測定では、回折角変化から求めた結晶格子面ひずみと弾性係数とから応力を決定する。単結晶ではひずみ決定のために無応力状態における回折角 $2\theta_0$ が必要であり、これが応力測定精度に大きく影響する。この問題に対し Suzuki ら⁴⁾は、残留応力を測定しようとする試料において測定した回折角から、無応力状態における回

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

^{*} 学生会員 武蔵工業大学大学院 〒158-8557 東京都世田谷区玉堤, Graduate Student, Musashi Inst. of Tech., Setagaya-ku, Tokyo, 158-8557

^{**} 正 会 員 武蔵工業大学工学部機械システム工学科 〒158-8557 東京都世田谷区玉堤, Dept. of Mech., Systems Eng., Musashi Inst. of Tech., Setagaya-ku, Tokyo, 158-8557

^{***} 正 会 員 日本原子力研究開発機構量子ビーム応用研究部門 〒319-1195 茨城県那珂郡東海村白方白根, Quantum Beam Sci. Directorate, Naka-gun, Ibaraki, 319-1195

^{****} ㈱日鐵テクノリサーチ 〒293-8511 富津市新富, Nippon Steel Technoresearch Co., Shintomi, Futtsu, 293-8511

^{*****} 新日本製鉄㈱先端技術研究所 〒293-8511 富津市新富, Advanced Tech. Res. Lab., Nippon Steel Co., Shintomi, Futtsu, 293-8511

折角 $2\theta_0$ を精度良く推定し, その値を用いて残留応力を求める理論を示した. 本研究ではこの理論を用いて一結晶粒内の残留応力測定を行った. 以下にその理論を概説する.

試験片座標系 P_i , 結晶座標系 X_i , 実験室座標系 L_i , および, それぞれの座標系間の変換マトリクスを Fig. 1 に示す.

実験室座標系, すなわち測定する回折面法線方向 (L_3 方向) のひずみ ε_{33}^L は, 平面応力状態を仮定すると, 試験片座標系の 3 つの応力成分 σ_{mn}^P により次式のように表される.

$$\begin{aligned} \varepsilon_{33}^L = S_0 & \{ (\gamma_{31}^2 \pi_{11}^2 + \gamma_{32}^2 \pi_{12}^2 + \gamma_{33}^2 \pi_{13}^2) \sigma_{11}^P \\ & + 2(\gamma_{31}^2 \pi_{11} \pi_{21} + \gamma_{32}^2 \pi_{12} \pi_{22} + \gamma_{33}^2 \pi_{13} \pi_{23}) \sigma_{12}^P \\ & + (\gamma_{31}^2 \pi_{21}^2 + \gamma_{32}^2 \pi_{22}^2 + \gamma_{33}^2 \pi_{23}^2) \sigma_{22}^P \} + S_{12} (\sigma_{11}^P + \sigma_{22}^P) \\ & + \frac{1}{2} S_{44} (\sigma_{11}^P \sin^2 \phi - \sigma_{12}^P \sin^2 2\phi + \sigma_{22}^P \cos^2 \phi) \sin^2 \psi \end{aligned} \quad (1)$$

ここで, S_{ij} は結晶の弾性コンプライアンスであり, かつ

$$S_0 = S_{11} - S_{12} - \frac{1}{2} S_{44} \quad (2)$$

である. 各応力成分の係数を A, B, C とし, 複数の方向のそれぞれのひずみを $\varepsilon_{33(t)}^L$ ($t = 1, 2, 3$) とすると, 式 (1) は次のように表される.

$$\varepsilon_{33(t)}^L = A_t \sigma_{11}^P + B_t \sigma_{12}^P + C_t \sigma_{22}^P \quad (3)$$

X 線応力測定では, ひずみは次式のように回折角の変化から測定される.

$$\varepsilon_{33(t)}^L = -\frac{1}{2} \cot \theta_0 (2\theta_t - 2\theta_0) \quad (4)$$

上式において, $2\theta_t$ は各回折面での回折角, $2\theta_0$ は無応力状態の回折角を示す. 式 (3), 式 (4) より, $2\theta_t$ について整理し直すと次式を得る.

$$\begin{aligned} 2\theta_t = -\frac{2\sigma_{11}^P}{\cot \theta_0} A_t - \frac{2\sigma_{12}^P}{\cot \theta_0} B_t - \frac{2\sigma_{22}^P}{\cot \theta_0} C_t + 2\theta_0 \\ = \alpha_{11} A_t + \alpha_{12} B_t + \alpha_{22} C_t + 2\theta_0 \end{aligned} \quad (5)$$

ここで, 測定する回折面を全て同型面から選択すると, $\alpha_{11}, \alpha_{12}, \alpha_{22}, 2\theta_0$ は定数であると見なせるので, 少なくとも 4 つ以上の回折面のひずみを測定し, 式 (5) について回帰分析を行うことで, $\alpha_{11}, \alpha_{12}, \alpha_{22}$, そして $2\theta_0$ を求めることが可能である. さらに式 (5) より,

$$\begin{aligned} \sigma_{11}^P &= -\frac{1}{2} \alpha_{11} \cot \theta_0, \quad \sigma_{12}^P = -\frac{1}{2} \alpha_{12} \cot \theta_0, \\ \sigma_{22}^P &= -\frac{1}{2} \alpha_{22} \cot \theta_0 \end{aligned} \quad (6)$$

と表されるので, 回帰分析により得られた, $\alpha_{11}, \alpha_{12}, \alpha_{22}, 2\theta_0$ を用いて, 各応力成分 σ_{mn}^P を求めることができる. すなわち, 残留応力を有する試験片における回折角測定データから $2\theta_0$ を求め, その値を用いて残留応力を決定できる. したがって, $2\theta_0$ が未知の材料, あるいは無応力状態の試料作製が困難な場合であっても, 平面応力状態にある単結晶の応力状態を決定できる.

なお, 応力を高精度測定するために, 測定する回折面は可能な限り多く, かつ, それらの方位はステレオ投影上に分散していることが望ましい.

3 実験方法

3.1 単結晶応力測定装置

微小部における迅速な応力測定を行うため, X 線検出器として位置検出型比例計数管 (以下 PSPC) を用いた. 単結晶においては, 回折条件を満たす方向から X 線を入射した場合にのみ, 仮想のデバイ環上に 1 つの回折斑点を得ることができる. 回折条件を満たす X 線入射角は, 試料の結晶方位と測定する回折面法線方向との角度関係から計算できる. しかし, 格子ひずみが未知であることはもちろん, 計算した試験片方位と実際の方位のわずかなずれが原因となり, 予測した方向から X 線を入射したとしても十分な回折が生じない場合がある. そのため, PSPC を用いて正確な回折線像を検出するためには, 試料において少なくとも 2 軸による回転揺動が必要である. 試作した装置では, ϕ 軸 (試料面法線を中心軸とする回転軸) および ψ 軸 (入射 X 線と回折 X 線を含む平面の法線を中心軸とする回転軸) を揺動軸とした. Fig. 2 に試作装置の座標系を, また, Fig. 3 に概観を示す.

単結晶の X 線応力測定精度には, 各回転ステージの回転軸同士および X 線ビームとの交差精度が大きく影響する.^{5), 6)} 従来の装置⁶⁾では, 独立した 4 つの回転軸を一点で交差させるための調整に長時間を要したが, 本研究で開発した装置では, 2 つの軸を一致させるだけで良く, 高精度な軸あわせが可能である. 試作装置の交差精度は, $5\mu\text{m}$ 以内である.

Fig. 1 Three coordinate systems and their transformation matrices and definition of ψ and ϕ .

Fig. 2 Oscillation system.

Fig. 3 An overview of the new stress analyzer for single crystal.

3・2 供試材

試験片は、板厚 0.23mm、圧延方向 (RD) が磁化容易方向である [001]、試験片法線方向が [110] である方向性電磁鋼板 (3%Si 鉄鋼圧延板) から、一例を Fig. 4 に示すように一結晶粒のみを含むよう切り出した。試験片の圧延方向長さを 25mm、それと直交方向 (TD) を 20mm とした。切り出しの際に導入された残留応力を除去するために、水素雰囲気中で 1073K、2 時間の応力除去焼きなましを行った。その後、室温大気中において直径 100 μ m のパルス YAG レーザーを照射した。

試験片は、レーザーを RD 直交方向に 0.3mm 間隔で照射した Sample 1 (Fig. 5) と、5mm 間隔で照射した Sample 2 (Fig. 6) を用意した。なお、Sample 1 におけるレーザー間隔 0.3mm とは実機における標準条件であり、一方、Sample 2 でのレーザー間隔 5mm は、各レーザー照射痕近傍の残留応力状態が相互に影響しない十分広い間隔である。

試験片の方位を Fig. 5 (a) および Fig. 6 (a) に示す。両試験片ともレーザーは 4 列照射しており、列の間隔は 5mm とした (Fig. 5 (b), Fig. 6 (b))。残留応力測定点は Fig. 5 (c) および Fig. 6 (c) に示すようにレーザー直上を含む 5 点 ($X = -0.25, 0, 0.25, 0.5, 1$ mm) とし、X 軸上の残留応力分布を測定した。

3・3 X線応力測定条件

X線応力測定では、Cr-K α 特性 X 線を用い、 α Fe {211} の Table 1 に示す 6 つの面における回折線を測定した。

Fig. 4 Process of fabrication of the specimen.

(b) Laser irradiation pattern.

(c) Stress measurement positions near the laser spot.

Fig. 5 Schematic illustrations of Sample 1.

Table 1 X-ray stress measurement condition.

Characteristic X-ray	Cr-K α
Diffraction planes	(12 $\bar{1}$)(11 $\bar{2}$)(21 $\bar{1}$)(211)(112)(121)
Tube current, mA	10
Tube voltage, kV	30
Detector	Position sensitive proportional counter
ϕ -oscillation range, deg	± 7 (Continuously)
ψ -oscillation range, deg	2.3 (0.1 deg step)
Collimator diameter, mm	0.3

X線照射領域は直径 300 μ m のピンホールで制限した。実際の回折線測定では、Table 1 に示す ϕ , ψ の揺動角度範囲で ϕ 回転、 ψ 回転を交互に繰り返す。その間の回折線強度を積分して回折強度曲線を検出する。PSPC を用いることで回折 X 線のその場観察が可能であり、 ϕ 回転の開始と終了時、および ψ 回転中はピークを検出していないことにより、揺動範囲が十分であることを測定中に判断できる。1 つの回折面に対しそれぞれ 3 回測定し平均値を回折角とし、得られた 6 つの回折面の回折角と式 (5) を用いて重回帰分析することにより応力を算出した。弾性コンプライアンス定数は純鉄の値を使用し、 $S_{11} = 0.00759 \text{ GPa}^{-1}$, $S_{12} = -0.00278 \text{ GPa}^{-1}$, $S_{44} = 0.00859 \text{ GPa}^{-1}$ とした。⁷⁾ Table 1 に実験条件を示す。

Fig. 6 Schematic illustrations of Sample 2.

4 実験結果および考察

4・1 回折線形状

Sample 2 における $X = 0\text{mm}$ (レーザー照射痕中心) および $X = 1\text{mm}$ の位置における 211 回折の回折強度曲線の例を Fig. 7 に示す. $K\alpha_1$, $K\alpha_2$ のピークは約 1° の差で完全に分離しており, 強度比はほぼ 2:1 である. これは, $\text{Cr-}K\alpha_1$ と $\text{Cr-}K\alpha_2$ による回折角の差および強度比に

Fig. 7 Examples of 211 diffraction profile at $X = 0\text{mm}$ and $X = 1\text{mm}$ of Sample 2.

等しい. したがって, $\phi\psi$ 揺動法により, 正確な回折線の検出が出来ていることが確認できる. また, 回折角は, 多重ピークにおけるローレンツ関数フィッティングを行い決定した.

4・2 レーザー照射痕形状観察

オリンパス社製走査型共焦点レーザー顕微鏡 OLS1100 を用いて, レーザー照射痕の表面形状観察を行った. Fig. 8 (a), (b) にそれぞれ Sample 1 および Sample 2 のレーザー照射痕近傍の観察結果を示す. 照射痕内部では溶融したと思われる痕跡が観察された. したがって, 照射痕内部では急冷凝固による結晶の微細化が生じている可能性がある. しかし, 応力測定において, ある限られた揺動範囲でのみ回折線が観察されたことから, 極表面層を除いて単結晶状態を保っていると考えて差し支えないと考えられる. また, Fig. 8 から分かるように, レーザー照射痕の直径は X 方向が約 $115\mu\text{m}$, Y 方向が約 $170\mu\text{m}$ であり, Y 方向に長軸を持つ楕円形となっていた.

4・3 レーザー照射痕近傍の残留応力分布

Sample 1 における残留応力測定結果を Fig. 9 に示す. σ_X , σ_Y はレーザー照射痕中心 $X = 0\text{mm}$ の位置で最も高い値を示し, レーザー照射痕中心から 0.25mm 離れたところで急激に低下し, 0.5mm 以上離れた位置ではほぼ 0MPa となる. すなわちレーザー照射により局所的に残留応力が導入されている. また, σ_Y の値は σ_X に比べて高く, $X = 0\text{mm}$ の位置では 2 倍強の差がある. この残留応力の異方性には, Fig. 8 に示したようにレーザー照射痕が楕円形であることが影響している可能性がある. しかし, 従来の研究²⁾でレーザー照射痕がほぼ真円であった場合にも, 本結果と同様の残留応力の異方性が観察されていることから, レーザー照射痕が楕円であることが残留応力の異方性の主原因では無いことになる. Fig. 9 に示した Sample 1 では, レーザー照射痕同士の間隔が 0.3mm と狭いため, 隣接する照射痕の残留応力場が影響して残留応力の異方性が発生している可能性がある. そこで, レーザー照射痕の間隔が残留応力場に対して十分広く, レーザー照射痕同士の相互作用を無視できる Sample 2 (レーザー照射痕間隔 5mm) における残留応力を検討した.

Fig. 10 に Sample 2 のレーザー照射痕近傍の残留応力

Fig. 8 Microscopic photographs near the laser irradiation spot.

Fig. 9 Result of residual stress distribution near the laser-irradiated line on sample 1.

Fig. 10 Result of residual stress distribution near the laser-irradiated spot on sample 2.

分布を示す。Sample 2においても Sample 1と同様に σ_x と σ_y はレーザー照射痕中心で最も高い値を示し、 $X = 0.25\text{mm}$ でその残留応力値は急激に低下し、 $X = 0.5\text{mm}$ 以降ではほぼ 0MPa となっている。残留応力の異方性についても Sample 1と同様に発生しており、 σ_y の方が σ_x より約 2 倍高い値となっている。Sample 2 では、レーザー照射痕同士の間隔は、残留応力場に対して十分広いので、レーザー照射痕同士の相互作用は無視できる。したがって、残留応力の異方性は、レーザー照射痕同士の相互作用が主要因で発生したものではないことになる。

レーザー照射痕近傍の残留応力は、レーザー照射による入熱とその後の冷却により生じていると考えられる。すなわち、レーザー照射の際の入熱により、レーザースポット内の試験片表層部が膨張し塑性変形する。次いで生じる冷却過程において塑性変形部が周囲からの弾性拘束を受けて引張残留応力が発生する。ここで、測定された表面の残留応力から、残留している弾性ひずみを計算してみる。鉄単結晶の弾性コンプライアンスから $\langle 001 \rangle$ およびそれに直交する $\langle 110 \rangle$ のヤング率とポアソン比を計算すると Table 2 のようになる。

Table 2 から分かるように本研究における X 方向 ($[001]$) と Y 方向 ($[110]$) のヤング率は大きく異なり 2 倍

Table 2 Young's modulus and Poisson's ratio.

	$\langle 001 \rangle$	$\langle 110 \rangle$
E , GPa	132	220
ν	0.37	0.28

近い差がある。Fig. 10 より $\sigma_x = 66\text{MPa}$ 、 $\sigma_y = 127\text{MPa}$ であり、これらの残留応力および Table 2 に示すヤング率、ポアソン比を式 (7) に代入して X および Y 方向のひずみを求めた。

$$\varepsilon_x = \frac{\sigma_x}{E_x} - \nu_y \frac{\sigma_y}{E_y}, \quad \varepsilon_y = \frac{\sigma_y}{E_y} - \nu_x \frac{\sigma_x}{E_x} \quad (7)$$

式 (7) より求めた各方向のひずみは、 $\varepsilon_x = 340 \times 10^{-6}$ 、 $\varepsilon_y = 390 \times 10^{-6}$ と、ほぼ等しいことが明らかとなった。したがって、残留弾性ひずみは面内等方であるが、弾性係数が異方性なため残留応力が異方性を示していることになる。残留弾性ひずみが等方である一因として立方晶の熱膨張係数が等方であることが挙げられるが、塑性ひずみについても考慮する必要がある。しかし、各方向の塑性ひずみ量の評価は容易ではなく、これについては今後の課題としたい。

なお、Sample 1 (Fig. 9) と Sample 2 (Fig. 10) の $X = 0\text{mm}$ における残留応力の絶対値を比較すると、 σ_x はほぼ同じであるのに対し、 σ_y は、Sample 1 のほうが明らかに高い引張残留応力となっている。Sample 1 では、レーザー照射痕の間隔 (Y 方向の距離) が狭いことから、隣接する照射痕の引張残留応力場同士が影響して、Sample 2 の場合よりも高くなったと考えられる。

4・4 レーザー照射痕近傍の半価幅分布

回折線の半価幅は結晶内の塑性ひずみの評価指標であり、塑性ひずみが生じると半価幅が増大することが多い。レーザー照射痕近傍における半価幅分布を Fig. 11 に示す。Fig. 11 の横軸はレーザー照射痕からの距離、縦軸は半価幅であり、プロットは各測定箇所における全回折面 6 面の 3 回測定の平均値である。

半価幅はレーザー照射痕中心で最も大きく、そこから離れるにしたがって減少し、 $X = 0.5\text{mm}$ 以降ではほぼ一定

Fig. 11 Full width at half maximum distributions near the laser irradiation.

値となる。これは、レーザー照射の入熱に伴う溶融、急冷収縮により、レーザー照射痕近傍に局所的塑性ひずみが発生したことを示している。半価幅が増大している領域（レーザー照射痕中心から約 0.5mm まで）は、残留応力が発生している領域とほぼ同じであり、残留応力がこの塑性ひずみによって発生したことを示している。また、Sample 1 と Sample 2 で半価幅はほぼ同じ値となっており、両サンプルで同様の塑性ひずみ状態となることが分かる。

Fig. 11 のように両サンプルにおける半価幅分布はほぼ一致しているのに対し、残留応力は Sample 2 よりも Sample 1 のほうが高い引張となっている (Fig. 9, Fig. 10)。これは、レーザーパルス照射による残留応力は、Sample 2 のようにレーザー照射痕同士が十分離れている場合には、レーザー照射時の熱ひずみのみによって発生し、一方、Sample 1 のように隣り合うレーザー照射痕同士が近い場合には、それにさらに、隣接するレーザー照射痕の弾性引張応力場が重畳するため高い引張残留応力となることを示している。

5 結 言

単結晶 X 線応力測定装置を新たに試作し、それを用いて方向性電磁鋼板のレーザーパルス照射痕近傍における残留応力測定を行った。得られた結果を以下にまとめる。

(1) 方向性電磁鋼板のレーザーパルス照射痕近傍の残留応力には異方性があり、[110] 方向の残留応力は [001] 方向の残留応力の約 2 倍の引張りとなっていた。

(2) 残留応力と異方性を有する弾性係数から求められるレーザー照射痕近傍の面内方向残留弾性ひずみは等方であった。

(3) レーザーパルス照射痕の間隔が近い場合、隣接する照射痕近傍の引張残留応力が重畳してさらに高い引張残留応力が発生する。

回折線検出システム開発にご協力頂いた長谷川賢一元

法政大学教授、および、試作装置についてご助言頂いた神津精機株式会社の関係各位に謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) K. Iwata, M. Fujikura, Y. Fukuda and M. Imafuku, "Calculation of Magnetic Domain Structure in Fe-3%Si Grain-Oriented Steel Sheets", The Papers of Technical Meeting on Magnetics, IEE Japan, MAG-05-181, pp.39-43 (2005).
- 2) H. Suzuki, K. Akita, H. Misawa and M. Imafuku, "Mechanism of Magnetic Domain Refinement on Grain-Oriented Silicon Steel by Laser Irradiation", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.51, No.7, pp.730-735 (2002).
- 3) M. Imafuku, H. Suzuki, K. Akita, K. Iwata and M. Fujikura, "Effects of laser irradiation on iron loss reduction for Fe-3%Si grain-oriented silicon steel", Acta Materialia, Vol.53, Issue4, pp.939-945 (2005).
- 4) H. Suzuki, K. Akita and H. Misawa, "X-Ray stress measurement method for single crystal with unknown stress-free lattice parameter", Japanese Journal of Applied Physics, Vol.42, Part 1, No.5A, pp.2876-2880 (2003).
- 5) H. Suzuki, K. Akita, Y. Yoshioka and H. Misawa, "X-Ray stress measurements of single crystal in local area using synchrotron radiation", Proceedings of 36th Symposium on X-Ray Studies on Mechanical Behaviour of Materials, pp.97-102 (2000) The Society of Materials Science, Japan.
- 6) H. Suzuki, K. Akita, Y. Yoshioka, H. Misawa and A. Nakamura, "X-Ray stress measurement using synchrotron radiation source in a very small region of single crystal", Proceedings of 35th Symposium on X-Ray Studies on Mechanical Behaviour of Materials, pp.18-23 (1999) The Society of Materials Science, Japan.
- 7) W. F. Hosford, "The Mechanics of Crystals and Textured Polycrystals", p.16 (1993) Oxford Science Publication.