X線応力測定法の基礎と最近の発展

3. 表面応力・集合組織材[†]

英 崇 夫*

The Fundamental Principles and Techniques of X-Ray Stress Measurement and Current Developments in the Field

III : Surface Stress and Textured Materials

by

Takao HANABUSA *

Key words : X-ray stress measurement, Tri-axial analysis, Texture, ϕ -split, Residual shear stress, Microstress, Steep stress gradient

1 はじめに

本講座の第1講¹⁾に、また『X線応力測定標準』²⁾に述べられているように、 $\sin^2\psi$ 法では対象材料の巨視的等方性、平面応力状態、およびX線照射領域内での応力の一様性が基本的な仮定になっている。これらの仮定の下に $\varepsilon_{\psi}\sin^2\psi$ の関係は線形になり、その直線のこう配からX線の弾性定数を介して2次元応力の解析ができる。ところが、近年の装置の改良や測定精度の向上にともなって非線形な $\sin^2\psi$ 線図の例が出現するようになり、その原因が追求されてきた。

ショットピーニングを施した加工表面に見られる湾曲した $\sin^2\psi$ 線図、切削や研削加工表面で ψ 角を正と負にとったときに見られるX線的格子ひずみ分布の相違現象、そして圧延材など強加工した表面で見られる特有なうねりの現象などがその代表的なものである。

1970年代後半から、X線材料強度部門委員会ではこれらの現象を解明するための研究が行われ、これまでにほぼその全容が明らかになっている。ここにそれらの結果をまとめ、X線応力測定に関わる研究者の理解を仰ぐことにしたい。

2 応力・ひずみの一般式

まず、応力測定の出発点に立ちかえて、材料内部の一点における応力・ひずみの関係を調べてみることにする。一般的な3軸応力状態

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{31} \\ \sigma_{12} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{23} & \sigma_{33} \end{pmatrix}$$

を考え、図1に基づいて等方性弾性論により、P方向の垂直ひずみ $\varepsilon_{\phi\psi}$ を応力成分で表すと

$$\begin{aligned} \varepsilon_{\phi\psi} = & \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\phi} \sin^2\psi \\ & + \frac{1+\nu}{E} \sigma_{33} - \frac{\nu}{E} (\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}) \\ & + \frac{1+\nu}{E} (\sigma_{31} \cos\phi + \sigma_{23} \sin\phi) \sin 2\psi \end{aligned} \quad (1)$$

図1 X線応力測定に用いる座標系

の関係が得られる。³⁾ ここで

$$\sigma_{\phi} = \sigma_{11} \cos^2\phi + \sigma_{12} \sin 2\phi + \sigma_{22} \sin^2\phi - \sigma_{33}$$

である。

さて、第1講で述べられたように、X線応力測定では結晶の格子面間隔をゲージ（標点距離）としてひずみを測定する。入射X線ビームに対して hkl 反射を与える方向をもつ結晶粒群の一組の格子面間隔あるいは格子ひずみを測定することに基礎を置いている。言い換えれば、波長 λ の特性X線に対してBraggの条件 $n\lambda = 2d \sin\theta$ を満足する結晶粒のみが回折に寄与するので、X線によって測定されるひずみは微視的な意味をもっている。すなわち、ひずみゲージなどを用いて測定される巨視的なひずみとは性質を異にしている。

材料が2相あるいはそれ以上の相から構成されている場合には、それぞれの相からの回折線は異なるBragg角の位置に分離独立して現れてくる。十分な回折強度さえ得られれば各相の応力が測定でき、多相材の変形挙動の基本的な研究に有用な手段になる。このときマクロ応力とミクロ応力の区別をはっきりさせておくことが必要であり、このことに関しては第2講³⁾で詳しく述べられている。さらに、金属材料などへのX線の侵入深さは非常に浅いので、X線法では表面近傍付近の残留応力を測定することになる。

このようなX線の性質をふまえて、X線応力測定法の

[†] 原稿受理 平成10年5月12日 Received May 12, 1998

* 正会員 徳島大学工学部機械工学科 〒770-8506 徳島市南常三島町, Dept. of Mechanical Eng., Tokushima Univ., Minamijosanjima, Tokushima, 770-8506

分野では従来から次の仮定が設けられている。

仮定1 対象とする材料は多結晶体であり巨視的に等方均質な材料である。すなわち、X線照射領域内には十分な数の結晶粒が存在し、個々の結晶粒の方位が無秩序である。通常の条件では結晶粒径が数 $10\mu\text{m}$ 以下の微結晶である（等方均質性）。

仮定2 X線照射領域内で応力は一様である。すなわち、表面から内部方向への応力こう配をもたない（応力の一様性）。

仮定3 X線侵入深さが非常に浅いのでその範囲内での応力状態は平面応力であるとする。試料表面法線方向の応力成分が零、すなわち、第3の応力主軸が表面法線方向と一致する（平面応力状態）。

この3つの仮定に基づき、測定された格子ひずみを用いて等方性弾性論の下に応力解析がなされる。

式(1)は一般の3軸応力状態における関係であるが、仮定3を使って平面応力状態とすると次式のように簡略化される。^{1),2)}

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\phi} \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad (2)$$

これより ε_{ψ} と $\sin^2 \psi$ の関係は線形になるので、直線のこう配を実験的に求め、弾性定数 $(1+\nu)/E$ の助けをかりて応力 σ_{ϕ} が計算できる。これが一般的に採用されている $\sin^2 \psi$ 法による応力解析法である。

3 2軸応力状態と3軸応力状態の基準

3・1 自由表面の効果⁴⁾

上述のように、式(2)では対象となる応力状態が平面応力であるという仮定をおいている。X線の侵入する深さはただか数 $10\mu\text{m}$ であるので、その程度の浅い表面層では表面法線方向の応力成分が測定精度に比べて無視できると考えるのである。式(2)によると、測定される格子ひずみ ε_{ϕ} は $\sin^2 \psi$ に対して線形であると同時に ψ の正負に対して同一の値になる。

確かに物体の自由表面では境界条件のため法線方向の応力成分は零、すなわち、正確に平面応力状態が成り立つ。従来、X線応力解析の立場では単にX線の侵入深さが浅いという理由だけで、X線回折から得られる情報が平面応力であると考えてきた。しかし、表面法線方向の応力成分が無視できるか否かは材料側の問題であって、単にX線侵入深さが浅いからという理由で、2軸応力解析をしても良いというものではない。表面近傍での表面法線方向の応力成分の緩和の様子を調べることによって、物体表面下の応力状態が明らかになり、そのような応力状態とX線侵入深さの関わりで解析の方法を考えなければならない。

物体中に周期的に分布している微視的応力場を考え、自由表面の存在がこの応力分布をどのように変更させるかを弾性論的に解くことにより、自由表面の微視的応力状態への影響を調べることができる。⁴⁾ その結果、自由表面の影響が及ぶ範囲は、実質的に周期的応力の波長の程度であることが明らかになっている。すなわち、微視的応力が周期的分布をしており、その波長が短ければ表面

近傍の応力緩和領域は浅く、平面応力に近似される領域が表面の浅い部分に限定されるが、波長が長ければその領域が深くなる。

したがって、微視的残留応力周期が短く、自由表面の効果の及ぶ深さがX線侵入深さに比べて非常に小さい場合は、3軸成分がX線回折の情報の中に含まれることになる。それに対して、微視的残留応力の周期がX線侵入深さに比べて大きい場合は、自由表面の効果によって、X線回折に含まれる情報は平面応力に近い状態になる。すなわち、X線的な2軸あるいは3軸応力解析の判断基準は、微視的残留応力の周期とX線侵入深さの兼ね合いによることが理論的に明らかになった。

上で述べている微視的応力の変動は結晶粒と結晶粒、母相と第2相、あるいは結晶粒の粒内部分と粒界部分の間での物理的な性質の差や機械的な変形の差のために生じている応力変動に相当する。たとえば、フェライト・セメンタイト2相系ではフェライト母相に塑性変形が生じ、硬質のセメンタイトは弾性変形が主体であるので、フェライト・セメンタイト間には正負の応力が交互に変動する形になる。^{5)~7)} この場合、微視的残留応力の変動周期はセメンタイト（粒子）間距離に相当し、セメンタイトの総量が多くなれば粒子間隔はX線侵入深さに比べて十分小さくなる。さらに、塑性変形を受けた場合、セメンタイト粒子に捕捉される転位数も多くなる結果、変動応力の振幅が大きくなると理解できる。このように、多相材料では各相の分散の周期が微視的応力変動の周期に相当する。

3・2 3軸応力状態の検証

唯一理論的に計算可能な応力は第2相を含む材料を高温から冷却したときに生じる熱残留応力であり、第2相が球形である場合、母相と熱膨張係数が異なるため室温まで冷却されると第2相には静水圧的な応力が発生する。 M_6C 炭化物を含む高速度鋼（SKH2）を高温から冷却したときに炭化物中に生じる熱残留応力状態が解析され、実験結果と比較された。⁴⁾

図2は計算の結果であり、微視的応力の周期 a が小さくなれば $\sin^2 \psi$ 線図のこう配が小さくなって静水圧ひず

図2 高速度鋼（SKH2）の炭化物（ M_6C ）相の熱残留応力に対する格子ひずみの $\sin^2 \psi$ 依存性

図3 高速度鋼 (SKH2) の炭化物 (M₆C) 相の熱残留応力の測定結果

みに近づく。バルク材のままで測った M₆C 炭化物の格子面間隔と電解抽出した M₆C 炭化物粉末のそれを比較したのが図3であり、バルク材中の炭化物の値は粉末の値を下方にほぼ平行移動した形になっている。破線は炭化物の熱残留応力を理論計算し、平均粒子間隔約 2μm を考慮にいれて表面下の応力分布 (応力緩和) と X 線回折強度の荷重平均より求めた格子面間隔である。ちなみに、この炭化物粒子の熱残留応力の理論解は約 -450MPa であるが、従来の平面応力状態を仮定した $\sin^2\psi$ 法を用いて応力計算すると応力はほぼ零になってしまう。微視的残留応力の変動周期が X 線侵入深さより小さいとき、3 軸応力解析をしなければならないことが明確に裏付けられた。

主応力系を考え

$$\begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{pmatrix} \quad (3)$$

の 3 軸状態を仮定すると、

$$\varepsilon_\varphi = \frac{1+\nu}{E} (\sigma_1 - \sigma_3) \sin^2\psi - \frac{\nu}{E} \sigma_3 + s_1 (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (4)$$

となる。自由表面の効果が X 線侵入深さに比べて十分浅い場合は σ_3 が無視できないので、 $\sin^2\psi$ 線図のこう配から得られるのは $(\sigma_1 - \sigma_3)$ の成分である。上述の例では静水圧応力であるから σ_1 と σ_3 は等しく、こう配は零になり、絶対値が式(4)の第2および第3項で表される量になる。

σ_1 と σ_3 を分離するには、正確な無応力状態の格子面間隔の値を必要とする。⁸⁾

4 有向性加工層の残留応力解析

機械加工された表面の残留応力は機械部品の強度評価に対して従来から大きな問題であり、表面近傍層の応力測定が非破壊的にできる X 線法を確立することは重要な課題である。

切削や研削などのように特定方向に力を加えて表面を加工する方法を有向性加工と呼んでいる。⁹⁾ こうした加工表面層の測定において $\sin^2\psi$ 線図が湾曲し、しかも ψ の

図4 炭素鋼 (S55C) の研削加工面から得られた $\sin^2\psi$ 線図；左は研削方向、中央は 45° 方向、右は研削直角方向であり、○と●はそれぞれ $\psi > 0$ と $\psi < 0$ に対応する

図5 高速度鋼 (SKH2) フライス加工層を逐次電解研磨して母相 (上図) および炭化物 (M₆C) 相 (下図) から得られた $\sin^2\psi$ 線図；いずれも加工方向に測定した結果であり、○と●はそれぞれ $\psi > 0$ と $\psi < 0$ に対応する

正負によりその分布が異なることが明らかになっている。試料の座標系を正確に決め、正負の ψ について測定すると図4のようにだ円状のひずみ分布が得られる。^{10)~12)}

第3の仮定(平面応力状態)をはずし、第3の主軸が試料表面法線方向に対して傾斜していると考えてみる。せん断応力成分 σ_{23} や σ_{31} が零でないことと同じ意味である。そこで、簡単な場合として

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} & 0 & \sigma_{31} \\ 0 & \sigma_{22} & 0 \\ \sigma_{31} & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (5)$$

の応力状態を考えてみる。基本式(1)は

$$\varepsilon_{\psi} = \frac{1+\nu}{E} \sigma_{11} \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_{11} + \sigma_{22}) - \frac{1+\nu}{E} \sigma_{31} \sin 2\psi \quad (6)$$

となり、右辺第3項の存在により ε_{ψ} はもはや $\sin^2 \psi$ に対して線形にはならない。しかも、 ψ の正負に対して異なる値をとり、格子ひずみはだ円状分布をとることがわかる。 ψ スプリット現象^{13), 14)}と呼ばれ、表面に垂直方向のせん断成分をX線的にとらえていることが原因である。

このような $\sin^2 \psi$ 線図上の特異性は、多結晶金属材料の研削、切削、転動、その他の加工層の残留応力をX線的に測定する際、加工方向に測定した残留ひずみを整理すると一般的に現れることが明らかになっている。2次元切削表面、フライス加工面、研削表面について、材料も純鉄から高炭素鋼までセメント量異なる種々の材料について、系統的な実験が行われた。セメント量すなわち第2相の量が増えるにしたがって、また、加工の程度が大きくなるにつれ、母相から得られる $\sin^2 \psi$ 線図上の ψ スプリット幅の増大することが明らかになっている。^{15)~17)}

単純な試料形状を考えると σ_{23} とか σ_{31} などの応力成分は存在し得ないことが簡単な巨視的弾性論の考察からわかる。したがって、この ψ スプリット挙動は微視的残留応力が原因である。高速度鋼 SKH2 の研削加工層およびフライス加工層について、表面から電解研磨により徐々に層除去し、母相と M_6C 相の ψ スプリットの挙動が逐一測定された。¹⁷⁾ 図5に示すように母相と M_6C 相を比較すると ψ の正負の格子ひずみの関係が逆、すなわち残留せん断応力の符号が逆になっていることがわかる。しかも ψ スプリットは同一の深さで消失する。残留せん断応力は巨視的には零であるが、微視的には存在すると考えるのである。微視的残留応力にしても表面では正確に零であるべきである。しかし、前節で考察したように微視的応力の変動周期が短ければX線侵入深さの範囲内で無視し得ない値になり得る。表面から任意の深さにおける微視的応力を $\sigma_{3i}(z)$ とし、各相の体積比を f で表し、また m, i をそれぞれ母相と第2相を表す添字とすれば、各深さで

$$\sigma_{3i}^m(z) f^m + \sigma_{3i}^c(z) f^c = 0 \quad (i=1,2,3) \quad (7)$$

の微視的残留応力の平衡条件の関係が成り立てばよい。

図6 表面から深さ方向へのマイクロ残留応力の分布

すなわち、表面では σ_{3i} 成分は零であるが、式(7)を満足するように図6に示すような微視的残留応力状態が加工表面下に存在すると考えればよいのである。

$\sin^2 \psi$ 線図に ψ スプリットが現れるような格子ひずみ分布に対して3軸応力解析する方法の最も一般的な形として Dölle and Hauk の方法¹⁸⁾がある。残留せん断応力を一定とした方法である。これに対して佐々木らは全ての応力成分に線形な分布を与えて解析する手法を述べている。^{19)~21)}

5 急こう配の残留応力分布

ばね鋼の黒皮面ピーニング材の測定で $\sin^2 \psi$ に対する測定回折角が直線から系統的にずれ、湾曲を示すことが確認された。²²⁾ この場合、もし最小二乗法を用いて直線こう配を求めるとすれば $\sin^2 \psi$ の採用範囲により残留応力値が異なる結果になる。また、軸受鋼ラップ面の測定の結果、試料面方位に依存しない放物線状の格子ひずみ分布が確認された。²³⁾

X線照射領域内で一様な応力であるという仮定が成立しない場合の例であり、表面から深さ方向に急激な応力変化があるときに $\sin^2 \psi$ 線図は非線形になる。この場合には $\sin^2 \psi$ 法の基本式(2)の第1項の σ の値が深さの関数になる。すなわち、 z を表面からの深さとするとき、 $\sigma = \sigma(z)$ と表される。X線応力測定では、X線入射角を種々に変化させ、表面法線方向に対して ψ だけ傾いた回折面法線を持つ hkl 面のひずみの測定を基本としている。X線入射角を増大させることによって、X線の有効侵入深さが浅くなるので、 ψ の小さい場合は表面下の深い部分までの応力を、また ψ 角の大きいときは表面下の浅い部分の応力を荷重平均値としてとらえることになる。したがって、 $\sin^2 \psi$ 法において ψ 角を 0° から必要な範囲まで測定する間に、荷重平均値としての応力 $\langle \sigma \rangle$ は ψ すなわち $\sin^2 \psi$ の関数になる。このことは $\sigma \cdot (1+\nu)/E$ の項が定数でないことに相当するから、もはや ε_{ψ} が $\sin^2 \psi$ に対して直線にはならない。

表面から直線的に変化する残留応力こう配を仮定することによって、回折理論の立場から重み付き平均解析法が提案され、試料最表面の応力値と表面化の残留応力こう配が解析された。²⁴⁾ 等2軸応力で表面から深さ方向に直線的に変化する応力分布

図7 重み付き平均ひずみのシミュレーション結果

$$\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_0 + \alpha_z, \quad \sigma_3 = 0 \quad (8)$$

を仮定すると、側傾法に対して、重み付き平均ひずみ $\langle \varepsilon_\psi \rangle$ は

$$\begin{aligned} \langle \varepsilon_\psi \rangle = & \frac{2\nu}{E} \sigma_0 + \frac{1+\nu}{E} \sigma_0 \sin^2 \psi \\ & - \frac{1}{E} \{ 2\nu - (1+\nu) \sin^2 \psi \} \frac{\sin \theta}{2\mu} \\ & \times \alpha \sqrt{1 - \sin^2 \psi} \end{aligned} \quad (9)$$

で表される。 $\sigma_0 = 0$ と仮定して α を種々変化させた場合、 $\sin^2 \psi$ 線図は図7のようになり、 $\sin^2 \psi = 0.5$ 以上の領域で非線形性が著しくなる。

また、急こう配を持つ場合、厳密には回折線がそのピーク位置に対して非対象な広がりを持つことになるので、重心法による回折線位置の決定がなされるべきことも説かれている。²⁴⁾

急こう配を有する場合の $\sin^2 \psi$ 線図の非線形性については、以後佐々木、吉岡、倉元ら^{25)~27)}によって詳しく解析が進められている。さらに、セラミックスの研削加工面の残留応力測定が行われるようになり大きな問題になってくる。セラミックスは鉄鋼材料などに比べて非常に硬く、研削加工層の厚さは通常の場合X線の侵入深さのオーダーあるいはそれ以下になる。このきわめて浅い加工層の中に急激な応力こう配を持っており、残留応力の評価を難しくしている。²⁸⁾ これに関してはX線材料強度部門委員会で鋭意研究が進められており、本講座の第5講で詳しく述べられる予定である。

6 優先方位をもつ材料の応力測定

6・1 集合組織材の応力測定

非線形 $\sin^2 \psi$ 線図のもう一つの典型的な例は集合組織材料の場合である。白岩、阪本²⁹⁾は鉄鋼冷間圧延集合組織材についてX線ひずみ測定を行い、 $\sin^2 \psi$ 線図上に弾性負荷荷重と共に系統的なうねりの発達を観測した。圧延のような強加工が施された場合はある特定の結晶方位が圧延方向にそろってくる。このような場合、 $\sin^2 \psi$ 法の仮定の一つである等方性が満たされなくなる。すなわち、基本式(1)の右辺第1項が $\sin^2 \psi$ に対して定数でなく方位に依存する項となり、構成相である結晶に大きい

図8 圧延試料の引張り負荷応力状態でうねりをする $\sin^2 \psi$ 線図

弾性異方性があれば、 $\sin^2 \psi$ 線図は非線形になる。

本田、細川、皿井³⁰⁾は集合組織を有する材料の方位に依存する弾性定数に関して詳しい研究を行い、鉄鋼材料圧延集合組織材に特有な $\sin^2 \psi$ 線図のうねり挙動を解析した。また、シンクロトロン放射光を使った低炭素鋼冷間圧延板に対する克明な実験では、211 および 321 回折線による測定値がそれぞれ特異なうねりを生じることが報告されている(図8)。³¹⁾ 結晶異方性の大きい $\alpha + \beta$ 黄銅の圧延集合組織材では、鉄鋼とは異なる形状の非常に大きいうねりが観測される。³²⁾

これらのうねりを有する $\sin^2 \psi$ 線図に対する応力解析の方法として、異方性の影響のない方位の結晶の回折線を用いる方法³³⁾と同一晶帯に属する集合組織の回折面を用いる方法が提案されている。³⁴⁾ 集合組織材の応力測定の一解決法として、MoK α 線を用いる方法がある。^{35), 36)} 波長の短いMoK α 線を使って高次の732/651回折を用いると、種々の方位の結晶からの回折を受けて異方性の影響が平均化される効果により、図9に示すように、見かけ上 $\sin^2 \psi$ 線図が直線になる。うねりを持った $\sin^2 \psi$

図9 圧延鋼についてMoK α 線による732+651回折の測定で得られた直線状の $\sin^2 \psi$ 線図

線図から応力を求めることは非常に困難であるが、このように実質上 $\sin^2\psi$ 線図が直線になることは、優先方位材の X 線応力測定に対して実用上有効な方法になるであろう。

6・2 配向性薄膜の応力測定

優先方位をさらに極端にしたものが配向性薄膜である。材料表面の改質のため、鉄鋼部材等の表面にセラミックスなどの硬質膜を被覆し、耐熱性、耐摩耗性あるいは耐食性を表出させる技術が一般的になった。また、電子部品の超微細配線技術も表面被覆および皮膜の加工技術が基本となっている。このような皮膜は、化学的蒸着 (CVD) あるいは物理的蒸着 (PVD) によって基板材料に堆積させられるが、薄い皮膜の中に形成される残留応力が皮膜の特性に大きな影響を及ぼすことになる。

一般に PVD あるいは CVD 皮膜は極端な結晶格子の方位配列を有している。立方晶構造を持つ材料では基板表面法線方向に $\langle 111 \rangle$ あるいは $\langle 100 \rangle$ 方位の結晶が柱状晶をなして整列する。また、稠密立方晶構造の材料はその c 軸が基板面法線方向に配向する。等分均質であるという仮定が成り立たないので、任意の ψ 角で回折線を得ることができず、 $\sin^2\psi$ 法の適用は不可能である。

これらの膜に対する応力測定に関しては本講座の第 5 講³⁷⁾で詳しく述べられることになっている。

7 お わ り に

X 線応力測定法の基本である $\sin^2\psi$ 法は、格子ひずみ ϵ_ψ が $\sin^2\psi$ に対して線形になることから、その直線のこの配を求めて試料面内の応力を求めることができる。しかし、場合によっては $\sin^2\psi$ 線図が線形にならないことがあり、その非線形挙動もいろいろなタイプに分類される。

本講では $\sin^2\psi$ 法の基本仮定である巨視的等方性、平面応力、および応力の一様性のひとつずつを取り外すことによって非線形挙動の原因を明らかにした。

X 線が侵入する深さ (数 μm から数十 μm) で応力が一様でないことが第 1 の原因である。そのなかのひとつは面内応力がこの配をもつことであり、もうひとつは試料面法線方向の応力 (とくに、せん断応力) 成分が表面での零からある有限の値に変化することである。そして、ミクロ応力の空間的な周期変動が表面近傍の応力状態を支配しており、この周期が X 線侵入深さに比べて十分小さいと、回折する X 線には 3 軸応力状態の情報が含まれることになる。

第 2 の原因は弾性定数の異方性である。そもそも結晶性の材料は多かれ少なかれ弾性異方性をもっている。粒子径が細かく、方位がランダムな結晶粒子からなる多結晶体が X 線応力測定にとって理想的な試料である。最近のセラミックス材料は粉末を混合して焼結したものであ

るから、そうした側面から言えば理想材料であろう。ランダムな場合には個々の結晶の異方性が隠されてしまい、集合体としては準等方的なふるまいをするので $\sin^2\psi$ 線図が線形になる。一般に金属材料では圧延、引き抜き、切削、研削などの強制加工がなされており、各種の優先方位をもつ集合組織材である。この場合は結晶本来の異方性が顔を出し、格子ひずみの分布は等方性では説明できない様相を帯びてくる。とくに、PVD や CVD 法で作成した皮膜は特有なせんい配向をもつ。このような場合には $\sin^2\psi$ に代わって、特定の ψ 角に出現する回折線を使った応力測定法を適用しなければならない。

また、材料の状態がどのようなものであるかを把握した上で格子ひずみの様子を観察することが大切である。それには回折線の移動のみならず、回折線強度の方位による変化、第 2 相の存在とその形態、また可能なら対象材料がどのような履歴で現在の状態にあるかなど、あらゆる観点から検討しておくことが正しい評価を得る助力となる。

参 考 文 献

- 1) 後藤 徹, 大谷真一, 材料, **47**, 1188 (1998).
- 2) 日本材料学会 X 線材料強度部門委員会, “X 線応力測定法標準 (1997 年度版)” (1997) 日本材料学会.
- 3) 田中啓介, 秋庭義明, 材料, **47**, 1301 (1998).
- 4) T. Hanabusa, K. Nishioka and H. Fujiwara, Z. für Metallkde., Bd.74, H.5, 307 (1983).
- 5) 英 崇夫, 福良二郎, 藤原晴夫, 日本機械学会論文集, **35**, 237 (1969).
- 6) 西田真之, 英 崇夫, 藤原晴夫, 材料, **38**, 2 (1989).
- 7) V. Hauk, A. Rinken und H. Sesemann, Z. Metallkde., **67**, 92 (1976).
- 8) 英 崇夫, 藤原晴夫, 材料, **31**, 227 (1982).
- 9) 若林三記夫, 中山 守, 永田彰信, 精密機械, **43**, 661 (1977).
- 10) G. Faninger und H. Walburger, Härterei- Tech. Mitt., **31**, 79 (1976).
- 11) U. Wolfstieg und E. Macherauch, Härterei- Tech. Mitt., **31**, 83 (1976).
- 12) 英 崇夫, 藤原晴夫, 材料, **32**, 245 (1983).
- 13) H. Dölle, V. Hauk und A. Neubauer, Härterei- Tech. Mitt., **33**, 318 (1978).
- 14) H. Dölle and J. B. Cohen, Met. Trans. A, **11A**, 159 (1980).
- 15) 若林三記夫, 中山 守, 精密機械, **44**, 710 (1978).
- 16) 英 崇夫, 藤原晴夫, 材料, **30**, 1095 (1981).
- 17) 英 崇夫, 藤原晴夫, 材料, **31**, 227 (1982).
- 18) H. Dölle, V. Hauk und A. Neubauer, Härterei- Tech. Mitt., **31**, 165 (1976).

- 19) 佐々木敏彦, 吉岡靖夫, 倉元真実, 被破壊検査, **32**, 614 (1983).
- 20) 吉岡靖夫, 佐々木敏彦, 倉元真実, 被破壊検査, **32**, 623 (1983).
- 21) 倉元真実, 佐々木敏彦, 梅津二郎, 西本圭吾, 吉岡靖夫, 材料, **34**, 499 (1985).
- 22) 岩永省吾, 並川宏彦, 青山咸恒, 材料, **21**, 1106 (1972).
- 23) 英 崇夫, 藤原晴夫, 西岡一水, 材料, **30**, 254 (1981).
- 24) 英 崇夫, 藤原晴夫, 西岡一水, 材料, **30**, 247 (1981).
- 25) 佐々木敏彦, 倉元真実, 吉岡靖夫, 非破壊検査, **39**, 660 (1990).
- 26) 佐々木敏彦, 倉元真実, 吉岡靖夫, 非破壊検査, **42**, 37 (1993).
- 27) 佐々木敏彦, 倉元真実, 吉岡靖夫, 非破壊検査, **42**, 237 (1993).
- 28) 鈴木賢治, 田中啓介, 坂井田喜久, 町屋修太郎, 日本材料学会第 32 回 X 線材料強度に関するシンポジウム講演論文集, p.119 (1996).
- 29) T. Shiraiwa and Y. Sakamoto, The 13th Japan Congress on Materials Research, p.25 (1970).
- 30) 本田一男, 細川智生, 皿井孝明, 材料, **27**, 278 (1978); **29**, 357 (1980); **30**, 145 (1981).
- 31) 松井久明, 吉岡靖夫, 師岡利政, 長谷川賢一, 中島哲夫, 材料, **36**, 823 (1987).
- 32) T. Hanabusa, B. Scholtes and E. Macherauch, Proc. of 29th Japan Congress on Materials Research, p.123 (1986).
- 33) V. Hauk, D. Herlach und H. Sesemann, Z. Metallkde., **66**, 734 (1975).
- 34) V. Hauk and G. Vaessen, Met. Trans. A, **15A**, 1407 (1984).
- 35) V. Hauk and G. Vaessen, Z. Metallkde., **76**, 102 (1985).
- 36) 英 崇夫, 谷 通弘, 藤原晴夫, 材料, **40**, 790 (1991).
- 37) 鈴木賢治, 日下一也, 材料, **48**, No.3 (1999) 掲載予定.