セラミック複合材, 被覆材および異種接合材の X 線残留応力測定*

田 中 啓 介^{*1}

X-Ray Measurement of Residual Stress in Ceramic Composites, Coatings and Joints

Keisuke TANAKA

Key Words: Experimental Stress Analysis, Residual Stress, Composites, Ceramic Coating, X-Ray Diffraction Method

1. はじめに

セラミックスの高靱化および高機能化を目的として, セラミックスの複合化技術が注目され, 複合材料の開発あるいは異種材料への被覆・接合技術等の開発が行われている。一般に2種以上の材料を複合した場合, 熱膨張係数(CTE: Coefficient of thermal expansion)のミスマッチなどによる成形後の熱残留応力(Thermal residual stress)の発生は不可避であり, かつ, このうえに材料構造に起因する真性残留応力(Intrinsic residual stress)が重畳する。これらの残留応力は, 材料の強度特性ばかりでなく機能性にも大きな影響を与えるため, 新技術開発では残留応力の評価と制御が重要な課題となる。

X 線応力測定法は従来より金属材料の非破壊残留応力測定法として広く定着しているが, 近年単相セラミックス中の残留応力の唯一の非破壊測定法として活用されつつあるばかりでなく, セラミックスの複合材料や被覆材あるいは異種材料との接合などの残留応力測定にも適用が広められている。

本稿では, まず測定原理と機器の進歩を略述した後, 複合材料の各構成相の相応力の測定と複合則の検討, および各相中の3軸熱残留応力の評価について解説する。次いで, 各種セラミックコーティングの皮膜残留応力および異種材料間の接合残留応力について述べる。

2. X 線応力測定法

2.1 X 線応力測定の原理⁽¹⁾ 波長 λ の X 線を結

晶に入射するとき, 回折角 2θ と回折面間隔 d とはブラッグ式で関係する。

$$\lambda = 2d \sin \theta \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで, 図1に示すように試料表面の結晶面間隔が無ひずみ状態の d_0 から $d_0 + \Delta d$ に変化したとする。このとき波長一定のもとで上式を微分すると

$$\begin{aligned} \Delta\theta = \theta - \theta_0 &= -(\Delta d/d_0) \tan \theta_0 \\ &= -\epsilon \tan \theta_0 \quad \dots\dots\dots (2) \end{aligned}$$

となり, 回折角の変化 $\Delta\theta$ の測定より格子ひずみ $\epsilon = \Delta d/d_0$ が求まる。ここで θ_0 は無ひずみ状態での回折角である。図1の光学系では, 試料面法線から ψ 傾いた方向の垂直ひずみを得る。上式からわかるように, 同一ひずみに対し $\tan \theta_0$ が大きいほど, つまり θ_0 が 90° に近いほど大きな角度変化が得られ検出感度が高い。

材料が単相材で X 線照射域中に充分多くの結晶が存在するとき, 上述のように測定したひずみは巨視的

図1 結晶による X 線の回折

* 原稿受付 平成4年10月8日。

*¹ 正員, 名古屋大学工学部(〒464-01 名古屋市中種区不老町)。

な弾性ひずみに対応する。いま X 線が試料表面のみに侵入すると考え、応力状態は平面応力とする。図 2 において試料法線を z 軸($\sigma_z=0$)、測定する応力方向を x 軸方向とする。 zx 面内で z 軸より ψ 傾いた OP 方向の垂直ひずみ ε_ψ は次式で与えられる。

$$\varepsilon_\psi = [(1+\nu)/E]\sigma_x \sin^2 \psi - (\nu/E)(\sigma_x + \sigma_y) \quad \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 E はヤング率、 ν はポアソン比である。式(2)の ε と式(3)の ε_ψ を等値として次式を得る。

$$2\theta = -2[(1+\nu)/E]\tan \theta_0 \sigma_x \sin^2 \psi + (2\nu/E)\tan \theta_0 (\sigma_x + \sigma_y) + 2\theta_0 \quad \dots\dots\dots (4)$$

上の式(3)ないしは式(4)が X 線応力測定の基礎式となる。 $E/(1+\nu)$ を既知とすると、複数の ψ に対し測定される回折角 2θ を $2\theta - \sin^2 \psi$ 線図にプロットすれば、その回帰直線の傾き M より σ_x が求まる。この手法は $\sin^2 \psi$ 法と呼ばれ、通常傾斜角 ψ として四つ以上の角度がとられる。このとき σ_x は

$$\sigma_x = SM \quad \dots\dots\dots (5)$$

で求まる。ただし、 S (MPa/deg)は応力定数と称され

$$S = -\cot \theta_0 [E/2(1+\nu)] \quad \dots\dots\dots (6)$$

$$M = \partial(2\theta)/\partial(\sin^2 \psi) \quad \dots\dots\dots (7)$$

で与えられる。

X 線で計測するひずみは、回折条件を満たす特定方向の結晶群のひずみの平均値であり、機械的に測定されるひずみとは完全には一致しない。このため上式の弾性係数としては機械的な値を用いてもよいが、高精度測定のためには X 線的に実測することが推奨される。それには既知応力 σ_x を加え、そのときの $2\theta - \sin^2 \psi$ 線図の傾き M の σ_x に対する変化率を求めることにより、X 線的コンプライアンス $s_2 = 2(1+\nu)/E$

が定まる。

2・2 X 線応力測定の実際 応力測定に用いる特性 X 線と回折面の選択に際しては、次の条件を満たすことが望ましい。(1)高回折角であること、(2)ほかの回折と重ならない孤立ピークであること、(3)回折強度が強いこと、鉄鋼材料の「X 線応力測定法標準」⁽²⁾では、Cr-K α 線による Fe 211 回折(回折角 $2\theta_0 = 156.40^\circ$)が使用され、また応力定数の標準値として $S = -318$ (MPa/deg)が与えられている。一方、アルミナ⁽³⁾、ジルコニア⁽⁴⁾、窒化ケイ素⁽⁵⁾⁽⁶⁾、炭化ケイ素⁽⁷⁾、炭化チタン⁽⁸⁾、窒化チタン⁽⁹⁾などの各種セラミックスに関しても X 線的弾性定数が実験的に求められており、最適な特性 X 線と回折面の組合せが確立されつつある⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾。実際のセラミックスの測定では、鉄鋼材料と比べて低回折角であり、 S の絶対値も 2~5 倍と大きいため感度が低く、また回折強度も Fe 211 回折の大略 1/10 程度であることが測定を困難にしている。シンクロトロン放射光を用いれば、高輝度の任意波長の X 線が得られるため高精度測定が可能となる⁽¹²⁾。

X 線応力測定装置の X 線検出器としては通常シンチレーションカウンタが用いられるが、位置敏感比例検出器(PSPC)が迅速測定の必要な現場用測定機や回折強度の弱い微小領域測定機に使用されており、さらに時分割方式によるデータ収集により動的状態での測定も可能となっている⁽¹³⁾。

2・3 $\sin^2 \psi$ 線図の非直線性 セラミックスを含め、従来の報告の大多数では $2\theta - \sin^2 \psi$ 線図は直線で、系統的非直線性は認められていない。しかし、次の四つの特殊な場合に系統的非直線性が報告されている⁽¹⁾⁽¹⁴⁾。

- (1) 材料が強い集合組織を有する
- (2) 残留応力が表面の薄い層内で急こう配を有する。
- (3) 成分濃度が表面の薄い層内で急こう配を有する。
- (4) 表面の薄い層内で表面に平行方向のせん断応力が存在する。

(4)の場合は、 $\sin^2 \psi$ 線図が傾斜させる ψ の方向(図 1 の測定面内で ψ を逆に $-\psi$ の方向に傾斜させる)により異なるときで、 ψ -スプリットと称される。これは研削面や転動面の極めて浅い層内のせん断応力(図 2 の τ_{xz} 成分)に起因するものである。これらの非直線性の解析方法も提案されている。

2・4 多相材の相応力と巨視的応力 α 相がマトリックス β 相中に分散している 2 相材を考え、各相の結晶粒は照射域中に充分多く、複合材の平均的弾性変

図 2 応力とひずみの方向

表 1 ジルコニア/アルミナ複合材の引張下での相応力変化率

Material phase		Experiment				Theory			
		$\frac{\langle \sigma_1 - \sigma_3 \rangle}{\sigma_A}$	$\frac{\langle \sigma_1 \rangle}{\sigma_A}$	$\frac{\langle \sigma_2 \rangle}{\sigma_A}$	$\frac{\langle \sigma_3 \rangle}{\sigma_A}$	$\frac{\langle \sigma_1 - \sigma_3 \rangle}{\sigma_A}$	$\frac{\langle \sigma_1 \rangle}{\sigma_A}$	$\frac{\langle \sigma_2 \rangle}{\sigma_A}$	$\frac{\langle \sigma_3 \rangle}{\sigma_A}$
ZA20	Al ₂ O ₃ (146)	1.383	—	—	—	1.288	1.232	-0.056	
	ZrO ₂ (133)	0.845	—	—	—	0.892	0.913	0.021	
ZA40	Al ₂ O ₃ (146)	1.292	1.277	-0.015	-0.015	1.201	1.165	-0.035	
	ZrO ₂ (133)	0.812	0.843	0.036	0.031	0.799	0.834	0.035	

形は等方弾性論で取り扱えるものとする。図2の座標系で試料表面近くの α 相中の主応力を $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ とする。平均粒形状として球状結晶を考えると、この $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ の方向は複合材の巨視的主応力方向と一致する。複合材においては各相の σ_3 の存在は無視できない場合が多い。図2において、 $\phi=0^\circ$ および 90° 方向それぞれに対して得られる $2\theta-\sin^2\psi$ 線図の傾きより、次の主応力差が求まる⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾。

$$\sigma_1 - \sigma_3 = -\frac{\cot \theta_0}{s_2} \cdot \frac{\partial(2\theta_0\psi)}{\partial(\sin^2\psi)} \quad (8)$$

$$\sigma_2 - \sigma_3 = -\frac{\cot \theta_0}{s_2} \cdot \frac{\partial(2\theta_{\perp}\psi)}{\partial(\sin^2\psi)} \quad (9)$$

一方、 $\psi=0$ のときの回折角は次式となる。

$$\begin{aligned} 2\theta_{00} &= 2\theta_{\perp 0} \\ &= 2\theta_0 - s_2 \tan \theta_0 \sigma_3 \\ &\quad - 2s_1 \tan \theta_0 (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (10) \end{aligned}$$

$2\theta_0$ が既知すると、式(8)～式(10)より $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ が分離して求められる。ここで s_1, s_2 は単相多結晶体のX線のコンプライアンスである。 $s_1 = -\nu/E, s_2 = 2(1+\nu)/E$ 。

多相材のX線応力測定で求まる応力は各相の相応力であり巨視的応力とは異なる。測定した相応力の平均値を α 相に対して $\langle \sigma_i \rangle_\alpha$ 、 β 相のそれを $\langle \sigma_i \rangle_\beta$ とする(ただし $i=1, 2, 3$)。 α 相と β 相が均一に混合しており、複合則が成立するとすれば、巨視的応力 σ_i' は次式で求まる^{(15)~(17)}。

$$\langle \sigma_i \rangle_\alpha f + \langle \sigma_i \rangle_\beta (1-f) = \sigma_i' \quad (11)$$

ここで f は α 相の体積分率である。なお、 σ_3' は自由表面のため零である。相応力と巨視的応力の差が微視的応力である。

$$\langle \sigma_i \rangle_\alpha^\mu = \langle \sigma_i \rangle_\alpha - \sigma_i' \quad (12)$$

$$\langle \sigma_i \rangle_\beta^\mu = \langle \sigma_i \rangle_\beta - \sigma_i' \quad (13)$$

3. 複合材料の相応力

3.1 負荷応力下での相応力と複合則 X線応力測定精度を検討する意味でも、外荷重を加えた状態で相応力を測定し、式(11)で求まる巨視的応力 σ' と

図 3 ジルコニア/アルミナ複合材の相応力の負荷応力による変化

外力との一致を検討するのがよい。田中ら⁽¹⁵⁾は、イットリア(Y₂O₃)を3 mol %含むジルコニア(ZrO₂)に、アルミナ(Al₂O₃)を20 wt % (27.3 vol %)および40 wt % (50.1 vol %)混合した複合セラミックス(以下前者をZA 20、後者をZA 40と称する)について負荷応力下で相応力を実測した。図3には、ZA 40についてAl₂O₃(146)、ZrO₂(133)から求めた $\langle \sigma_1 - \sigma_3 \rangle$ の負荷応力に対する変化を示す。ここでは、測定値より初期残留応力をひいた変化分のみをプロットした。また白丸印は式(11)より求まる巨視的応力である。両相の応力は負荷応力に比例して増大し、弾性定数の大きいAl₂O₃の方が高応力となる。また、巨視的応力は負荷応力にほぼ等しく、複合則の成立が確認される。

$\psi=0$ における回折角として $\phi=0^\circ$ と 90° 方向の平均値を用い、式(8)～式(10)より $\langle \sigma_1 \rangle, \langle \sigma_2 \rangle, \langle \sigma_3 \rangle$ を分離して求めた。ZA 40に対する結果を表1にまとめる。また表1には、負荷応力下での相応力をEshelbyの介在物理論⁽¹⁸⁾を用いたセルフコンシステントモデルで予測した値も示す。ここではZrO₂マトリックス中の球形Al₂O₃粒子を考え、Al₂O₃相応力は理論より求め、

ZrO₂ 相応力は式(11)より得た。表1において ZrO₂ 相応力は実験値と理論値とが大略一致しているが、Al₂O₃ 相では実験値の方がやや高い。

WC-Co 合金⁽¹⁹⁾ や SiC 粒子強化アルミ合金⁽²⁰⁾ に関しても同様な結果が報告されている。Cheskis ら⁽²¹⁾ は、長繊維 W 線で強化したアルミ合金を塑性域まで変形した場合について、式(11)の複合則の成立を確認している。さらに池内⁽²²⁾ は、 γ -アルミナ繊維強化アルミ合金について、熱サイクルによるアルミ母材の相応力の変化の高温その場測定に成功している。

3.2 各相の3軸残留応力 ジルコニア/アルミナ複合材の焼成面について、式(8)、(9)より3軸熱残留応力を求めた田中⁽¹⁶⁾ の結果を図4に示す。残留応力は平面内等二軸($\sigma_1 = \sigma_2$)であり、 σ_3 もこれらと同オーダーの値を有する。線膨張係数の大きいジルコニア相では σ_1 , σ_3 とも引張りで、その値は体積分率に比例増大する。一方、アルミナ相では圧縮である。また、相応力と式(11)~式(13)より求めた各相の微視的応力は、両相の熱膨張係数から Eshelby のモデルを使って求めた理論値⁽²³⁾ と非常によく一致した。

残留応力測定は、WC-Co 合金⁽¹⁹⁾, SiC 粒子強化アルミニウム合金⁽²⁰⁾⁽²⁴⁾ あるいは SiC ウィスカ強化アルミナ⁽²⁵⁾, SiC 繊維強化チタン合金⁽²⁶⁾ についても報告されている。いずれにおいても、微視的熱残留応力に焼き入れないしは機械加工による残留応力が重畳する。また WC-Co 合金の3軸応力測定⁽¹⁹⁾ では、表面に垂直方向の応力 σ_3 はほぼ零に等しい。これは WC 粒

径(1~3 μm)に比して X 線侵入深さが 1 μm 以下と浅いためである。なお、複合材料内部での残留応力状態を測定する手法として、中性子回折法(Neutron diffraction method)が多く用いられるようになってきている⁽²⁷⁾。

4. セラミックコーティングの残留応力

4.1 CVD 法および PVD 法 金属にセラミックスやダイヤモンドなどの硬質材料を被覆し、セラミックスの耐摩耗性、耐食性および耐熱性を活用する技術は実用化されており、皮膜の残留応力測定には X 線応力測定法が最も多く用いられている。超硬合金(WC-Co)に炭化チタン(TiC)、窒化チタン(TiN)を被覆したときの皮膜の残留応力は、CVD 法による被覆では引張り、PVD 法では圧縮となる。図5は蒲地⁽²⁸⁾ による、WC-Co に膜厚 6 μm の TiN を被覆したときの皮膜の X 線応力測定結果である。CVD 法では熱残留応力が主体で、Co 量の増加に従い基材の熱膨張係数が大きくなり TiN のそれに近づくため、膜内の引張残留応力は小さくなる。

図6は田中⁽⁸⁾ による各種 CTE の異なる基材に TiC を被覆したときの、皮膜の内部応力と CTE ミスマッチ量との関係を示す。熱残留応力 σ_{therm} は、基材が充分厚く変形しないとすると、TiC のヤング率 E_c とポアソン比 ν_c を用いて次式で与えられる。

$$\sigma_{\text{therm}} = E_c(\alpha_c - \alpha_{\text{sub}})\Delta T / (1 - \nu_c) \quad \cdots \cdots (14)$$

ここで α_c および α_{sub} はそれぞれ皮膜と基材の CTE

図4 ジルコニア/アルミナ複合材の残留応力に及ぼすアルミナ含有率の影響

図5 CVD 法と PVD 法による超硬合金上の TiN 皮膜の残留応力

で、また ΔT は被覆温度と室温との差である。図 6 に見られるように、鉄やステンレス鋼の基材では σ_{therm} は圧縮となり、一方 Co 量の少ない WC-Co では引張りとなる。実測値は上式の予測よりも若干圧縮側となるが、熱応力が主であることは明らかである。図 7 は、遠藤ら⁽²⁹⁾ による CVD 法で鋼に被覆した TiC 皮膜中の残留応力分布であるが、表面より内部で減衰しており、また被覆後の熱処理によって分布を変化させることができる。一般に CVD 法による皮膜圧縮残留応力は膜厚とともに増加する傾向にあるのに対し、引張残留応力は膜厚が大きくなると割れのため解放され減少する傾向にある⁽³⁰⁾。

一方、PVD 被膜では熱残留応力のほかに真応力の寄与が大きく、イオンプレーティングの場合ピーニング効果や酸素原子の取込みなどにより圧縮応力が導入

図 6 CVD 法による TiC 皮膜の残留応力と CTE ミスマッチ量との関係

図 7 被覆後熱処理した TiC 皮膜の内部応力の分布

される^{(31)~(33)}。また WC-Co 基材の場合、PVD 法による TiC や TiN 皮膜の圧縮残留応力値は種々の製造条件に依存し、一般に基材の温度が低いほど、また膜厚が薄いほど圧縮が大きい⁽³⁰⁾。

皮膜の圧縮残留応力が高い場合ほど、被覆材の抵抗力も大きい。貞広ら⁽³⁴⁾ は WC-10%Co に CVD 法で TiC 被覆した材料に焼なまし、ガラスビーズピーニングあるいはサンドブラスト処理をほどこし、表面圧縮応力を変化させた。図 8 に見られるように、圧縮応力の増大とともに抗折力が上昇する。そのほか、コーティング条件と圧縮残留応力の関係、あるいは残留応力の疲労強度への影響などが検討されている⁽²⁹⁾⁽³⁵⁾。

上の例はいずれも $\sin^2\psi$ 線図が直線近似可能な場合である。しかし、皮膜によっては集合組織が著しく、 $\sin^2\psi$ 線図にうねりが生じたり、傾斜角 ψ によっては全く回折が得られない場合も報告されている⁽³⁶⁾。この傾向は PVD 皮膜においてより顕著である。また ψ -スプリットや応力こう配の効果が著しい場合⁽³¹⁾⁽³⁷⁾ もあり、これらの場合通常の $\sin^2\psi$ 法は適用できない。最近鈴木ら⁽³⁸⁾ は、CVD 法による TiC/SiC 複合皮膜の残留応力に関して、波形分離法を組合せた 3 軸残留応力解析に成功している。また英ら⁽³⁹⁾ はスパッタリングによる AlN 皮膜で c 軸配向している場合について、高精度の X 線応力測定法を提案している。現在、各種皮膜の配向性の特徴付けと、それを考慮した X 線応力測定法の開発が進められている。

4.2 溶射法 プラズマスプレーや爆発溶射によりアルミナやジルコニアを金属に被覆した場合、通常皮膜には基材によらず引張り応力が残留する⁽⁴⁰⁾⁽⁴¹⁾。これは溶射時においては皮膜が高温であるのに対し、基材

図 8 TiC 被覆材の曲げ強度と残留応力との関係

図9 窒化ケイ素/鉄鋼ろう接面近傍の残留応力分布

は低温のままであることによる。この引張応力が大きいときには被膜中に微細割れが生じ、内部応力そのものが解放されている場合も多い。例えば、Ni-Cr系合金を溶射した場合は引張残留応力が生じ、その大きさは基材の温度が高いほどまた膜厚が大きいほど小さい。一方、鉄鋼にジルコニアや Cr_2O_3 系酸化物をプラズマ溶射した場合、X線測定した皮膜応力は零である⁽⁴¹⁾。溶射皮膜は気孔などの欠陥を含んでおり、弾性定数もバルクのそれとは異なるため実測が必要である⁽⁴⁰⁾。極端な場合、溶射皮膜の著しいラメラ構造のため、曲げ変形を加えてもX線測定した応力は零からあまり変わらない。このとき、ラメラ間の物理的、化学的結合はほとんど無くアンカ効果のみで結合している⁽⁴²⁾。

5. 異種材料の接合残留応力

セラミックスは金属と接合して使用する場合も多く、セラミックターボチャージャーロータはこの代表例である。異種材料の接合ではCTEの差に起因し加熱冷却時に熱応力が生じ、冷却後応力が残留する。残留応力は接合材の強度に大きな影響を与えるため、これを低減するための種々の接合法が検討されている⁽⁴³⁾⁽⁴⁴⁾。

接合界面近傍の応力分布は急こう配を有しており、微細分布を求めるにはX線照射域を小さくする必要がある。田中(俊)⁽⁴⁵⁾は、Ti-Ag-Cu系の活性化金属ろう付け(真空中800~880°C)によりCuをインサート材として窒化ケイ素とS45Cを接合し、残留応力分布の詳細を0.1 mmφのX線束を用いて測定した。接合面に垂直方向(y方向)、平行方向(x方向)および45°方向の垂直応力を測定し、それより最大主応力 σ_1 の

分布を求めた結果が図9である。板の両端では界面から約0.5 mmの箇所に σ_1 の極大値があり、この結果は三次元有限要素法による計算ともよく一致している。セラミックス中の最大引張残留応力は、インサート材Cuの厚さを大きくすると減少する傾向にある⁽⁴⁶⁾。

接合体の破壊は、界面を起因としてセラミックス側に進む場合とセラミックス中を起点とする場合がある。いずれの場合も、残留応力と負荷応力の和が限界値に達すると破壊する。ここで負荷応力は、接合体両者の弾性定数の相違のためセラミックス側に引張応力集中するので、この集中応力について考える必要がある。なお、界面を起点とするとき破壊限界値はセラミックス単体の強度よりも低い値であり、界面状態やそこの欠陥の寸法・分布に依存する⁽⁴⁴⁾。

6. おわりに

X線応力測定法は、セラミックスおよびその複合材や被覆材、接合部の残留応力の測定法として、非破壊でありかつ他の測定法にない非常に優れた点を有している。将来この方法がさらに広範囲に利用されるために次の課題がある。配向した単結晶ウィスカや長繊維を強化材とする複合材では、集合組織を考慮した解析が必要である。セラミック被覆材でも同様に集合組織の問題が最重要であり、また薄膜自体の弾性係数の高精度評価も必要とされる。高温での熱応力のその場測定も興味深い。さらに極薄膜に対しては低入射角X線回折法(Glancing or grazing incidence X-ray diffraction method)の発展が期待できる。接合材あるいは電子部品等の微小材料では、微小領域の高精度測定が主題となる。残留応力と材料強度の定量関係の解析の発展も望まれる。

これらの課題があるにしても、X線応力測定法が複合材中の相応力、被覆材での膜応力、異種接合材での接合応力の測定法として最も有力な手段の一つであることに疑問の余地はなく、今後の発展が大いに期待される。さらに、X線パラメータに基づく新しい材料評価や加工プロセス技術の開発が可能となるであろう。

文 献

- (1) 日本材料学会編, X線応力測定法, (1981), 54, 養賢堂.
- (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, (1982).
- (3) 鈴木・田中, 材料, 37-417(1988), 586.
- (4) 田中・栗村・秋庭・鈴木・中川, 機論, 55-510, A(1989), 318.
- (5) 田中・栗村・松井・秋庭, 材料, 36-407(1987), 817.
- (6) 岸本・上野・河本・近藤, 材料, 36-407(1987), 810.

- (7) Tanaka, K. Yamamoto, Y. Mine, N. and Suzuki, K., *Proc. 32nd Japan Cong. Mater. Res.*, (1989), 199.
- (8) Tanaka, K. and Matsui, M., *Proc. Int. Symp. Non-destructive Test. Stress-Strain Measurement*, (1992), 404.
- (9) 遠藤・出光・河上, 第27回X線材料強度討論会講演論文集, (1990), 68.
- (10) 田中, 機械の研究, 40-2(1988), 265.
- (11) 西沢・田中, 材料, 37-418(1988), 265.
- (12) 田中・松井・秋庭・吉岡靖夫, 機論, 53-491, A(1987), 1267.
- (13) 大谷・太田・長谷川・御園, 材料, 40-454(1991), 825.
- (14) 英, 材料, 37-419(1988), 971.
- (15) 田中・峰・鈴木, 材料, 39-444(1990), 1235.
- (16) 田中・松井・四方・西川, 材料, 41-464(1992), 593.
- (17) Noyan, I. C., *Met. Trans.*, 14 A(1983), 1907.
- (18) Eshelby, J. D., *Proc. Roy. Soc.*, A 214(1957), 376.
- (19) 田中・松井, 日本材料学会第41期学術講演会前刷, (1992), 49.
- (20) 田中・田中・細野・松井, 第28回X線材料強度シンポジウム講演論文集, (1992), 182.
- (21) Cheskis, H. P. and Heckel, R. W., *Met. Trans.*, 1(1970), 1931.
- (22) 池内・英・藤原, 材料, 39-439(1990), 456.
- (23) Taya, M., Hayashi, S., Kobayashi, A. S. and Yoon, H. S., *J. Am. Ceramic Soc.*, 73-5(1990), 1382.
- (24) Ledbetter, H. M. and Austin, M. W., *Mater. Sci. Eng.*, 89(1987), 53.
- (25) Abuhasan, A. and Predecki, P., *Adv. X-Ray Analysis*, 32(1989), 471.
- (26) James, M. R., *Proc. 3rd Int. Conf. Residual Stresses*, 1(1992), 555, Elsevier Applied Science.
- (27) Majumdar, S., Singh, J. P., Kupperman, D. and Krawitz, A. D., *Trans. ASME, J. Eng. Mater. Tech.*, 113(1991), 51.
- (28) 山本・伊藤・蒲地, 日本金属学会誌, 49-2(1985), 320.
- (29) 遠藤・出光・吉田・河上, 第28回X線材料強度討論会講演論文集, (1991), 53.
- (30) 小幡, 表面技術, 43-7(1992), 641.
- (31) Rickerby, D. S., Jones, A. M. and Bellamy, B. A., *Surface Coating Tech.*, 36(1988), 661.
- (32) 金原・藤原, 薄膜, (1979), 127, 裳華房.
- (33) 西田・川崎・本田・細川, 金属表面技術, 37-7(1986), 346.
- (34) 貞広・村上・渋谷, 第24回X線材料強度討論会講演論文集, (1987), 80.
- (35) 橋本・長嶋・白鳥, 材料, 39-437(1990), 150.
- (36) 三好・小倉・中山・山野・平戸, 第27回X線材料強度討論会講演論文集, (1990), 78.
- (37) Chollet, L. and Perry, A. J., *Thin Solid Films*, 123(1985), 223.
- (38) 鈴木・田中・河合, 機論, 58-555(1992), 2172.
- (39) 英・富永・藤原, 材料, 42-472(1993), 90.
- (40) 田中・峰・鈴木・川瀬, 材料, 40-448(1991), 96.
- (41) 納富・児玉・小野・井上・川野・谷, 溶接学会論文集, 6(1988), 341.
- (42) 戸部, 表面技術, 43-7(1992), 650.
- (43) 小山田・松尾, 第24回X線材料強度討論会講演論文集, (1987), 62.
- (44) 小林・荒居・中村・中村, 機論, 55-512, A(1989), 756.
- (45) 田中, 日本金属学会報, 29-11(1990), 924.
- (46) 田中, 第25回X線材料強度討論会講演論文集, (1988), 70.