回折X線プロファイル解析を用いた引張負荷による鋼の微視構造変化と力学特性の評価

熊谷 正芳^{1)*}・菊地 拓哉²⁾・今福 宗行¹⁾・大谷 眞一¹⁾

Evaluation of Microstructures and Mechanical Properties of Steel with Tensile Loading Process Using X-Ray Line Profile Analysis
Masayoshi KUMAGAI, Takuya KIKUCHI, Muneyuki IMAFUKU and Shin-Ichi OHYA

Synopsis : X-ray line profile analysis, modified Williamson-Hall method/modified Warren-Averbach method, was carried out to measure microscopic parameters such as dislocation density and crystallite size of S45C steel with tensile loading after released. As the result, X-ray line profiles were broadened after yield process due to convolution of increase of dislocation density and refinement of crystallite size. Correlations between microscopic parameters and macroscopic parameters such as flow stress, plastic strain, and Vickers hardness were also discussed. Then followings were clarified, relationship between flow stress and dislocation density that measured by X-ray diffraction agrees with conventional relationship, $\tau = \tau_0 + k\mu b\rho^{1/2}$, which had been obtained by TEM observation and etch-pit technique; plastic strain after plateau region has relationship to dislocation density, $\rho = \rho_0 + D\varepsilon_p^m$, which means it is able to measure plastic strain by X-ray diffraction; Vickers hardness relates to square root of dislocation density as linear function.

Key words : X-ray diffraction; dislocation; plasticity; work hardening; hardness.

1. 緒言

金属の機械的負荷による変形過程での加工硬化や塑性変形に関する研究は古くからおこなわれており、現在では多くの知見が得られている。特に転位論の発達とその適用によって、それまでマクロ的な現象としてしか把握されていなかった加工硬化や塑性変形のメカニズムが明らかとなってきた¹⁾。近年ではショットピーニングなどによる表面硬化処理²⁾、材料全体に強加工を加えることにより従来とは異なる優れた機械的性質を有する鋼材³⁾、ひずみ誘起塑性を利用した鉄鋼材⁴⁾など、加工硬化現象を利用した材料・表面処理の開発や利用が広く行われている。このように加工硬化は鉄鋼材料の最も重要な強化因子の一つであることや、材料の加工性にも大きな影響を与えるため加工硬化メカニズムや塑性変形の理解、その程度の測定技術の向上は材料強度や材料加工の観点から極めて重要である。また、省資源やコストの面などから合金元素の使用量を減らす取組としても期待が寄せられている。

従来、加工硬化や塑性を理解するための微視的な研究の多くはTEMなどを用いた観察により行われてきた¹⁾。それらの観察手法は微視構造の詳細な解析には適しており、現象の理解に重要な役割を果たしている。しかしTEMによ

る観察は材料のごく一部分の観察であることや、観察試料の作製や観察に熟練を要するため簡易的でないこと、破壊観察であることなどの難点がある。

ところで回折X線プロファイル（以下、ラインプロファイルと呼ぶ）は材料の微視構造の情報を含んでいるため、これを解析することで結晶子サイズや不均一ひずみなどの微視的な情報を推定できることが古くから知られており、Williamson-Hall法⁵⁾やWarren-Averbach法⁶⁾などの解析方法が1950年代に考案された。しかし、これら古典的解析方法では結晶方位による弾性異方性の影響を考慮していないという問題がある。そのため弾性異方性を有する鉄鋼材料などにおける定量的評価は困難であり、定性的な評価にとどまっていた。ところが近年、弾性異方性を考慮した解析方法であるmodified Williamson-Hall/Warren-Averbach法⁷⁾がT.Ungárらにより提案され、弾性異方性を有する材料に対しても定量的評価が可能となってきた。例えばT.Ungárらは炭化タンゲステンやMANET鋼、銅などの結晶サイズおよび転位密度をラインプロファイル解析により求め、TEMなどによる観察結果と一致することを示した⁸⁻¹⁰⁾。

そこで本研究では機械的特性に影響をおよぼすと考えられる微視的パラメータのX線回折を用いた評価を試みた。具体的には最も基本的な機械的負荷方法である単軸の引張

平成24年9月21日受付 平成25年1月21日受理 (Received on Sep. 21, 2012; Accepted on Jan. 21, 2013)

1) 東京都市大学機械システム工学科 (Tokyo city university, Department of Mechanical Systems Engineering, Tamazutsumi 1-28-1 Setagaya-ku Tokyo 158-8557)

2) 東京都市大学大学院工学研究科 (Tokyo city university, Graduate school of engineering)

* Corresponding author : E-mail : mkumagai@tcu.ac.jp

DOI : http://dx.doi.org/10.2355/tetsutohagane.99.366

負荷を鋼材に与えた際の転位密度および結晶サイズをラインプロファイル解析により求めた。またX線回折により得られた微視的なパラメータと巨視的なパラメータである負荷応力や塑性ひずみ、硬さとの関係について検討した。

2. ラインプロファイル解析による転位密度算出の方法

試料に照射されたX線は格子面間隔がX線の波長に近いことからBraggの回折条件を満足する回折角 2θ の角度に回折X線を生じる。照射領域内に残留応力が存在する場合、応力による格子面間隔の変化量に応じ回折角 2θ が変化する。この 2θ の変化を測定することで材料中の残留応力測定が可能であり広く用いられている¹¹⁾。ところでX線照射領域内のひずみは厳密には均一ではなく、結晶粒間や結晶粒内において異なる不均一なひずみや結晶方位のずれなどが存在する。不均一なひずみなどが存在しない場合、ラインプロファイルはシャープなプロファイルとなるが、X線照射領域内に不均一なひずみなどを有する場合はブロードなプロファイルとなる。このラインプロファイルの広がりや評価することで不均一なひずみや結晶子サイズなどが評価できる。

測定によって得られるラインプロファイルは試料の不均一ひずみなどの物理量に起因する真の広がりや装置起因の広がりや結晶子サイズを求めるためには測定されたラインプロファイルから装置起因の成分を除去する必要がある。各成分の分離方法としてはStokes法¹²⁾があるが、Stokes法は測定されたラインプロファイルと装置に起因するラインプロファイルの広がりやの差が小さい場合は安定した結果が得られないという問題がある。本研究においては受入れ材を焼なました材料を初期状態として用いたため初期状態などにおいては十分な広がりやの差が得られない。そのため本研究ではVoigt関数による分離方法を用いた。この方法は得られたラインプロファイルおよび装置起因のラインプロファイルをVoigt関数によりフィッティングし、その半価幅を差し引く方法である。Voigt関数はローレンツ関数とガウス関数の畳み込み関数であり、次式の通りローレンツ関数成分は半価幅 B^L の引き算、ガウス関数成分は半価幅 B^G の平方の引き算となる。なお、添え字のf, h, gはそれぞれ真の物理に関する値、測定結果より直接得られる値、装置に起因する値を示している。

$$B_f^L = B_h^L - B_g^L \quad (1)$$

$$(B_f^G)^2 = (B_h^G)^2 - (B_g^G)^2 \quad (2)$$

式(1)および(2)により得られる半価幅がそれぞれ B^L および B^G であるローレンツ関数およびガウス関数の畳み込み積分を行うことで真のラインプロファイルを得ることが

できる。

Williamson-Hall法では各回折におけるラインプロファイルの半価幅 ΔK 、散乱ベクトル K を用い、次式の傾きから不均一な格子ひずみ $\langle \epsilon \rangle$ 、切片より結晶子サイズ D が求められる。

$$\Delta K = \frac{0.9}{D} + \langle \epsilon \rangle K \quad (3)$$

しかし多くの材料では弾性異方性の影響により、式(1)のプロットは必ずしも直線とはならず、その傾きから正確に不均一ひずみを算出することはできない。そこでT.Ungarらによって提案された弾性異方性を考慮することでより正確な不均一ひずみを求めることのできるModified Williamson-Hall/Warren-Averbach法を用いた。Modified Williamson-Hall法の式は次式となる。

$$\Delta K \cong \frac{0.9}{D} + \left(\frac{\pi M b^2}{2} \right)^{1/2} \rho^{1/2} (K C^{1/2}) + O(K^2 C) \quad (4)$$

ここで b はバーガースベクトル、 M は係数、 ρ は転位密度、 $O(K^2 C)$ は $K^2 C$ の高次項、 C はコントラストファクターの平均値であり次式で表される。

$$C = C_{h00} (1 - q H^2) \quad (5)$$

H^2 はミラー指数 hkl により次式で与えられる。

$$H^2 = \frac{h^2 k^2 + k^2 l^2 + l^2 h^2}{(h^2 + k^2 + l^2)^2} \quad (6)$$

本研究ではらせん転位と刃状転位におけるそれぞれの C_{h00} および q はA.Borbelyらにより開発された計算コードANIZC¹³⁾を用い、すべり系が $\langle 111 \rangle \{110\}$ 、弾性スティフネス C_{11} , C_{12} , C_{44} がそれぞれ228.0, 132.0, 116.5 GPa¹⁴⁾として求めた。実際の C_{h00} および q はらせん転位成分と刃状転位成分の構成比によって決まるため、式(4)および式(5)から

$$\frac{(\Delta K^2 + \alpha^2)}{K^2} = \beta C_{h00} (1 - q H^2) \quad (7)$$

と表されることを利用し、 H^2 (横軸) に対する左辺の値 (縦軸) を直線回帰することで C_{h00} , q の値を決定した。ただし α , β は係数である。

また転位と不均一ひずみの間にはコントラストファクター C を用いて次式の関係が成り立つ。

$$\langle \epsilon(L)^2 \rangle \cong \left(\frac{\rho C b^2}{4\pi} \right) \ln \left(\frac{R_e}{L} \right) \quad (8)$$

ただし、 R_e は転位の有効半径である。この関係とWarren-Averbachの式⁶⁾より次式の様に表すことができ、Modified Warren-Averbach法として、転位密度および結晶子サイズ

を求めることができる。ただし、 $A(L)$ はフーリエ級数、 $A^S(L)$ は結晶子サイズに関するフーリエ級数、 L はフーリエ長さである。

$$\ln A(L) = \ln A^S(L) - \left(\frac{\pi L^2 \rho b^2}{2} \right) \ln \left(\frac{R_e}{L} \right) (K^2 C) + O(K^2 C)^2 \quad (9)$$

具体的には $K^2 C$ に対する $\ln A(L)$ のグラフをプロットすれば各 L における $K^2 C$ に対する $\ln A(L)$ の関係式における 1 次の傾きより

$$\frac{X(L)}{L^2} = \left(\frac{\pi b^2}{2} \right) \rho \ln(R_e) - \left(\frac{\pi b^2}{2} \right) \rho \ln(L) \quad (10)$$

が得られる。このときの $\ln(L)$ に対する傾き $(\pi b^2/2)\rho$ より転位密度 ρ が求められる。また結晶サイズは式 (9) の切片 $\ln A^S(L)$ から

$$A^S(L) = 1 - \frac{L}{D} \quad (11)$$

の関係を用いて求められる。

3. 実験方法

供試材は広く機械材料として用いられている S45C の圧延材を用いた。材料受入れ時の残留応力を除去する目的で 600℃ で 1h 保持後、炉冷の焼きなましを施した。試料表面は機械加工の影響層を除去するため、エメリー研磨、パフ研磨、電解研磨を順に行った。試験片形状は Fig.1 に示す平板の引張試験片とした。

Fig.2 に事前に同ロットの試験片を用いて行った引張試験の結果を示す。なお横軸はひずみゲージを用いて測定した公称ひずみであり、測定の範囲内について示した。引張試験結果よりヤング率 196GPa、上降伏点 434MPa、下降伏応力 416MPa、引張強さ 673MPa であった。なお、以降の評価には真応力を用いた。ラインプロファイルの測定は試験片を各設定応力まで引張負荷して行った。設定応力は Fig.2 に示した引張試験結果より 150～600 MPa の 7 点を選択した。

ラインプロファイルの測定は Bruker AXS 社の X 線回折装置 D8 ADVANCE を用いて Fig.3 に示す集中光学系により行った。X 線源は Cu 管球であり K β 線を Ni フィルタにより除去した。解析には α Fe 相の各回折 110, 200, 211, 220, 311, 222 を用いた。また装置など測定系起因の回折線拡がり B_g^L および B_g^G を除去するための標準サンプルとして、LaB6 パウダー (SRM 660a, NIST) を用いた。

また負荷応力ごとにビッカース硬さの測定を行った。硬さ試験条件は島津製作所 HMV-1 を用い、負荷荷重 9.8N、押し込み時間 10s とした。

4. 結果および考察

4.1 ラインプロファイルの拡がり

得られたラインプロファイルを上述の方法に従い Voigt 関数でフィッティングし、装置など測定系起因の幅拡がり B_g^L および B_g^G を除去した。なお、バックグラウンドおよび K α_2 線は Voigt 関数フィッティングと同時に除去し、解析には K α_1 線のラインプロファイルのみを用いた。各負荷応力の 110 回折におけるラインプロファイルを Fig.4 に示す。負荷応力が 0～300MPa ではプロファイル形状はほぼ一致しており、450MPa 以上と比べ幅拡がりの変化はわずかである。負荷応力 450MPa 以上では負荷応力が 0～300MPa と比べ顕著にプロファイルがブロードになっている。ここでは 110 回折の結果のみ示したが他の回折におけるプロファイルの幅拡がりを確認するため。各回折の負荷応力による幅拡がりの結果を Fig.5 に示す。幅拡がりの指標としては積分強度をピーク強度で除した積分幅を用いた。いずれの回折においても負荷応力が 300MPa 程度まで積分幅は一定であり、その後負荷応力の増加に伴い積分幅が増加している。一般的に材料が塑性変形することで不均一なひずみが生じたり、結晶子サイズが微細化すると、ラインプロファ

Fig. 1. Shape and dimension of specimen.

Fig. 2. Stress-strain curve of annealed specimen.

イルがブロードになることが知られており、今回の測定結果もそれに従う結果となった。この様にラインプロファイルの積分幅や半価幅を用いて幅拡がり进行评估することで、材料が塑性変形していることを簡便に推測することが可能である。しかし幅拡がりの変化から定性的な傾向は分かるが定量的な評価はできない。

4・2 ラインプロファイル解析

定量的に転位密度および結晶サイズを求めるため、測定したラインプロファイルを Modified Williamson-Hall/Warren-Averbach 法により解析した。初期状態におけるコントラストファクターによって補正した散乱ベクトルとラインプロファイルのフーリエ級数との関係を Fig.6 に示す。この結果を用いて式 (10) より転位密度、式 (11) より結晶子サイズを算出した。他の負荷応力についても同様のプロットより転位密度および結晶子サイズを得た。Fig.7 に負荷応力に対する算出した転位密度を示す。負荷応力 400MPa までは転位密度は平均 $3.5 \times 10^{14} \text{m}^{-2}$ で一定となり、負荷応力が 500MPa になると転位密度が増加し、その後負荷応力の増加に伴って転位密度が増加した。一方、結晶子サイズは 0~300MPa では緩やかに 10% 程度減少し、450MPa 以上の負荷応力においては急激に減少した。このことから降伏応力以下である 0~300MPa の負荷応力においては転位密度の

Fig. 3. Schematic diagram of the X-ray diffraction system.

Fig. 4. Diffractions of 110 from a specimen at applied several stress.

増加は起きていないが、結晶子サイズがわずかに変化していることが分かる。また、測定結果から負荷応力 300MPa と 450MPa の間で見られたプロファイルの幅拡がり転位密度の増加ではなく、すべりに伴う結晶子サイズの変化によるものであると判断できる。一般に、下降伏点のプラトー領域は部分的な加工硬化の拡大であるリュース帯の伝播¹⁵⁾によって説明されるが、測定結果ではプラトー領域前後で転位密度は増加しておらず、この点については従来の理解とは異なる結果となった。この原因として転位密度の増加量が測定精度よりも小さかったことなどが考えられるが、結論を得るには更なる研究が必要であり、今後の課題である。また 450MPa 以上の負荷応力では結晶子サイズの減少および転位密度の増加の重畳により幅拡がりが増加したものと推察できる。

4・3 転位密度と塑性ひずみの関係

ここで微視的なパラメータである転位密度と巨視的なパラメータである塑性ひずみの関係について検討した。各負荷応力と塑性ひずみの関係を Fig.8 に示す。塑性ひずみの

Fig. 5. Relative integral width of each diffraction at applied several stress.

Fig. 6. Modified Warren-Averbach plot of initial state specimen.

Fig. 7. Variation of dislocation density and crystallite size due to tensile loading.

Fig. 8. Relationship between plastic strain and dislocation density.

測定はひずみゲージにより行い、各負荷応力を除荷した際のひずみを塑性ひずみとした。転位密度上昇前の塑性ひずみは0.013であり、その後塑性ひずみと転位密度は単調増加の関係となった。ここで、転位密度上昇前の塑性ひずみとはリュダスひずみのことであり、リュダス帯伝播後の一様な加工硬化過程を評価するため、リュダスひずみ分を応力ひずみ線図より0.011と見積もり、塑性ひずみの実測値 (Fig.8: ○印) よりその分の塑性ひずみを差し引き、同図中に示した (●印)。これにより測定結果では0.013であった塑性ひずみはほぼ零となる。ここで、補正した塑性ひずみとX線的手法により得られた転位密度の関係について、次式の関係があるとして回帰曲線を求めた。

$$\rho = \rho_0 + D \epsilon_p^m \quad (12)$$

ただし ϵ_p は塑性ひずみ、 D 、 m は材料定数、 ρ_0 は無塑性ひずみ時の転位密度であり、 D 、 m 、および ρ_0 の値はそれぞれ $5.94 \times 10^{16} \text{ m}^{-2}$ 、1.00、 $2.75 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ の直線となった。Fig.8 に示した回帰曲線より明らかなように塑性ひずみと転位密度との間には良好な関係があることが分かる。一方、Hahn によってまとめられた結果¹⁶⁾ では低炭素鋼 (decarburized Iron) の D および m の値は $2.0 \sim 2.4 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ および 0.9、

1020steel の D および m の値は $1.6 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ および 0.8 である。なお、前者の結果はTEM観察によるもので、後者の結果はエッチピット法による測定結果である。これらの結果と今回の結果を比べると、今回の結果は塑性変形が生じた際に過去の報告と比べ急速に転位密度が増加したことが分かる。これは今回用いた供試材がそれらの供試材と比べ加工硬化しやすいことを意味している。過去の報告は低炭素鋼を用いた実験結果であり、いずれの材料も S45C と比べカーボン濃度が非常に低い材料であるため加工硬化しにくく、 D 値が今回の値と比べ小さいと考えられる。

また、塑性ひずみとラインプロファイル解析により求めた転位密度の間に式 (14) の関係が得られたことから、これまで困難であったX線回折による塑性ひずみの定量的評価の可能性が示された。

4・4 転位密度と加工硬化の関係

過去の研究において様々な加工硬化に関する様々な報告があるが、転位密度と流動応力の関係は次式で表せられることが知られている¹⁷⁾。

$$\tau = \tau_0 + \kappa \mu b \rho^{1/2} \quad (13)$$

ただし、 τ 流動応力、 τ_0 定数、 κ 係数、 μ 剛性率である。しかし、過去の研究の多くはTEM観察やエッチピット法などによる実験結果によるものであり、X線的に求めた転位密度を用いた研究結果はほとんど見られない。そこで、Fig.7 に示した負荷応力と転位密度の結果から転位密度と負荷せん断応力の関係をFig.9に示す。ただし、縦軸の負荷せん断応力は等方均質材とみなし、負荷応力に0.5を掛け求めた値を用いた。また横軸は転位密度の平方根である。負荷せん断応力が0~200MPaの範囲では転位密度は $1.9 \times 10^7 \text{ m}^{-2}$ で一定のまま負荷せん断応力が上昇した。これは負荷せん断応力が200MPa以下は臨界せん断応力に達していない、つまり弾性域であり、転位密度の増加が起きていないためである。その後、負荷せん断応力は転位密度の増加に伴い大きくなった。これは塑性変形に伴う転位密度の増加により加工硬化が生じ、流動応力が増加したためと説明できる。

塑性変形領域における転位密度と流動応力の関係を式 (13) により求める。 μ は物性値 76.6GPa、 b は α -Fe のパーガスベクトルで $2.48 \times 10^{-10} \text{ nm}$ とした。最小二乗法により求めた τ_0 および κ の値は 193MPa および 0.123 となり、流動応力は転位密度の平方根に対して直線関係となった。このことからX線的に求めた転位密度に対してもTEM観察やエッチピット法などの実験結果による従来の関係式 (13) を適用して関係づけられると判断できる。

ここで、Fig.10に負荷応力とビッカース硬さの関係を示す。負荷応力0~450MPaの範囲においてビッカース硬さは平均194Hvでほぼ一定となった。450MPa以上の負荷応力では、負荷応力の増加と共に硬さが増大した。300~

Fig. 9. Relationship between dislocation density and applied share stress.

Fig. 11. Correlations between yield stress and Vickers hardness.

Fig. 10. Vickers hardness after loaded tensile stress.

Fig. 12. Relationship between square root of dislocation density and Vickers hardness.

450MPaの負荷応力においては硬さが増大しておらず、降伏点の前後では硬さの変化は無いと言える。これは降伏点の前後において転位密度が上昇しなかった結果と整合する。また、硬さは結晶粒径に依存するが、300～450MPaの負荷応力において結晶子サイズの変化に伴い硬さは変化しておらず、結晶子サイズはマクロ的な機械的性質であるビッカース硬さには影響を与えないと言える。このことから、450MPa以上の負荷応力による硬さの増大は、転位密度の増加により加工硬化したためと分かる。

ところで一般に降伏応力はビッカース硬さのおよそ3倍となるとされている¹⁸⁾。そこでビッカース硬さに対する降伏応力の比を求めFig.11に示す。なお降伏点以下の負荷条件では供試材の降伏応力を、降伏点以上の負荷条件では負荷応力を降伏応力と見なした。降伏応力 σ_y とビッカース硬さ H_V の比 σ_y/H_V は2.15から2.83の値となり、いずれの降伏応力においても3に近い値となったが、その比は一定ではなく降伏応力が大きくなるに従い大きくなる傾向となった。これは降伏応力がビッカース硬さのおよそ3倍となるのは既に強く加工硬化している場合など、これ以上加工硬化が生じない場合において有効である¹⁹⁾ためであり、本研究での条件の様な加工硬化の程度（以下、加工度）が変化

する場合では、加工度に応じてその比が変化し、加工度が最も大きい600MPaにおいて最も3に近くなったと考えられる。

ここで加工度により変化する降伏応力とビッカースの関係を表すため、次式を用いて450MPa以降の近似直線を求めた。

$$H_V = Q\sigma_y + R \quad (14)$$

比例係数 Q は0.124、定数項 R は137となり、Fig.10に示す通り近似直線は実験結果と概ね一致した。機械・構造材料として用いられる材料の加工度は様々であることを鑑みると、降伏応力とビッカース硬さの関係を一定値として求めるのではなく、式(13)を用いて変数として扱う方がより精度の高い推定が可能である。

ところで、式(13)および式(14)よりビッカース硬さは転位密度の平方根の一次式として表すことができる。

$$H_V = S\rho^{1/2} + T \quad (15)$$

Fig.12に転位密度の平方根とビッカース硬さの関係を記し、式(15)を用いて求めた転位密度の平方根とビッカース硬さの近似直線を示す。比例定数 S は 6.53×10^{-7} 、定数

項 T は 182 となった。近似直線の相関係数は 0.953 であり実験値と一致しており、ピッカース硬さと転位密度は式 (15) の関係があると言える。

5. 結言

従来の転位密度や結晶サイズといった微視的パラメータに着目した研究の多くは TEM などの微視的観察方法に基づくものがほとんどであった。そこで、本研究では X 線回折を用いた微視的なパラメータである転位密度や結晶サイズの評価を試みた。また微視的パラメータと巨視的パラメータとの関係について検討し、以下の結論を得た。

(1) ラインプロファイル解析により求めた流動応力と転位密度の関係は TEM 観察やエッチピット法によって示された関係 $\tau = \tau_0 + \kappa \mu b \rho^{1/2}$ と同様の関係となり、X 線回折を用いた方法においても TEM などにより得られている関係と同形の式で整理できる。

(2) 塑性ひずみと転位密度の関係は $\rho = \rho_0 + D \epsilon_p^m$ の関係で表すことができ、X 線を用いた解析手法により塑性ひずみの測定が可能性である。

(3) 加工硬化過程における降伏応力とピッカース硬さは降伏応力に依存する一次関数として表すことができる。

(4) 転位密度の平方根と硬さの関係は一次関数で表すことができ、本研究の供試材においては $H_v = 6.53 \times 10^{-7} \times \rho^{1/2} + 182$ となる。

文 献

- 1) D.Hull and D.J.Bacon: *Introduction to Dislocations* Fifth Edition, Elsevier, (2011).
- 2) K.Tosha: *Materia Jpn.*, **47** (2008), 34.
- 3) M.Umemoto: *Bull. Iron Steel Inst. Jpn.*, **12** (2007), 781.
- 4) B.C.De Cooman: *Solid State and Materials Science*, **8** (2004), 285.
- 5) G.K.Williamson and W.H.Hall: *Acta Metall.*, **1** (1953), 22.
- 6) B.E.Warren and B.L.Averbach: *J. Appl. Phys.*, **21** (1950), 595.
- 7) T.Ungár and A.Borbély: *Applied Physics Letters*, **69** (1996), 3173.
- 8) T.Ungár, A.Borbély, G.R.Goren-Muginstein, S.Berger and A.R.Rosen: *NanoStructured Materials*, **1** (1999), 103.
- 9) T.Ungár, M.Victorial, P.Marmy, P.Hanák and G.Szenes: *J. Nucl. Mater.*, **276** (2000), 278.
- 10) T.Ungár, J.Gubicza, G.Ribárik and A.Borbély: *Journal of Applied Crystallography*, **34** (2001), 298.
- 11) 田中啓介, 鈴木賢治, 秋庭義明: 残留応力 X 線評価—基礎と応用—, 養賢堂, 東京, (2006), 99.
- 12) A.R.Stokes: *Proceedings of the Physical Society*, **61** (1948), 382.
- 13) A.Borbély, J.D.-Cernatescu, C.Ribarik and T.Ungar: *Journal of Applied Crystallography*, **36** (2003), 160.
- 14) A.E.Lord, Jr. and D.N.Beshers: *Journal of Applied Physics*, **36** (1965), 1620.
- 15) 木村宏: 改訂材料強度の考え方, アグネ技術センター, 東京, (2002), 20.
- 16) G.T.Hahn: *Acta Metall.*, **10** (1962), 727.
- 17) 幸田成康: 改訂金属物理学序論, コロナ社, 東京, (1973), 343.
- 18) D.Tabor: *Proc. R. Soc. London A*, **192** (1948), 247.
- 19) M.M.Chaudhri: *Acta Mater.*, **46** (1998), 3047.