

中性子線による金属材料の組織と 弾塑性変形挙動の解析 (I)

—測定対象と方法—

友 田 陽*

1.1 はじめに

金属材料の応力状態とマイクロ組織の評価・解析に電子線、X線、中性子線等の量子線散乱回折が利用されている。ビーム径を0.1 nm程度まで絞れる電子線は空間分解能に優れるが透過力が弱く薄膜あるいは試料表面層の情報のみが得られる。一方、中性子線はサブmm程度の空間分解能であるが、原子核および不対電子のみで散乱するため透過力は強く物体内部あるいは全体の情報を得るのに適している。X線は両者の中間の特徴を有する。中性子線はJIS規格の材料試験片全断面を対象にしても多重回折の影響は小さく、通常、運動学(kinetic)回折理論のみで扱われ、動力学(dynamic)回折理論による解析を必要としない。薄膜作製や鏡面研磨等の面倒な試験片加工を必要とせず機械部品等はそのまま測定できる利点がある。マイクロ組織と弾塑性変形挙動の定量的関係を解析するにはnm~cmのサイズ範囲をカバーする微視的~巨視的観察・測定が望まれる。しかし、空間分解能と透過能が両立する探索子は存在しないことから「樹をみて森もみる」研究を進めるためには、複数の測定法を併用する必要がある。

本講座では、中性子散乱回折法による応力・組織の測定法とその特徴を概説し(第1回)、続いて材料製造プロセス中のマイクロ組織形成(第2回)、弾塑性変形(第3回)における時分割その場測定の現状を解説する。

1.2 中性子線利用の特徴

実験に用いられる中性子線は原子炉あるいは加速器により発生される。定常波の前者では単色化して角度分散(Angular Dispersion: AD)法が、パルス中性子線の後者では飛行時間(Time of Flight: TOF)法が使われることが多い。2つの方法の違いについて回折を例にブラッグの式を用いて説明する。

$$2d_{hkl} \sin \theta = \lambda \quad (1.1)$$

ここで d_{hkl} は hkl 格子面間隔、 θ は入射角(散乱角の1/2)、 λ は波長である。波長一定の中性子線を用いて θ を変化させながら回折強度を計測する方法がAD法であり、パルス中性子線を用いて異なる波長 λ の中性子が検出器へ到達するまでの時間を計測して回折プロファイルを得る方法がTOF法(θ 固定)である。いずれの方法も横軸を式(1.1)により d_{hkl} に変換して、得られた回折強度をプロットできるので、測定対象が λ か θ かの違いである。

中性子線による測定法には、回折、小角散乱、透過イメージング(ブラッグエッジほか)を始め反射率、非弾性散乱、即発 γ 線分析等の多様な方法があり、応力・組織評価に汎用される最初の3つの概要を図1.1に示した。ここで、(a)は光学系、(b)は小角散乱と回折で得られるスペクトルの模式図で、ブラッグエッジスペクトルは回折等の残渣に相当する。図の横軸は散乱(あるいは波数)ベクトルの大きさ $q (=4\pi \sin \theta/\lambda)$ である。実際の測定例を後の図1.4, 1.7, 1.8で示す。そ

* 物質・材料研究機構・NIMS 特別研究員(〒305-0047 つくば市千現 1-2-1)

Characterization of Microstructures and Elasto-plastic Deformation Behavior of Metals and Alloys Using Neutron Beam (1) —Targets and Methods of Measurements—; Yo Tomota (Research Center for Structural Materials, National Institute for Materials Science, Tsukuba)

Keywords: *neutron beam, diffraction, small angle scattering, Bragg edge, profile analysis, transmission*

2016年2月1日受理[doi:10.2320/materia.56.14]

それぞれ得られる知見が異なるので、単独測定のみでなくハイブリッド測定も行われる。

試料に入射された量子線入射強度 (I_0) の試料内飛行距離 (x) の増加に伴う減衰は次式で表される。

$$I(x) = I_0 \exp(-\mu x) \quad (1.2)$$

ここで、 $I(x)$ はビーム強度、 μ は吸収係数を表し、熱中性子線 (波長 0.2 nm) および高エネルギー X 線 (波長 0.03 nm) における $I(x)$ と x の関係は図 1.2 のようになる。Fe に対する中性子線と高エネルギー X 線の透過を比べると大きな差がある。透過法により鉄鋼材料の観察を行うには、電子線の場合は数 10 nm 厚さ、実験室 X 線では数 10 μm 、高エネルギー X 線ではサブ mm の薄膜にする必要があるが、中性子線では数 cm の厚さでも測定が可能である。空間分解能は電子線が最も優れており、次に X 線、中性子線の順になる。したがって、表面あるいは薄膜を対象にした結晶粒内のナノ・マイクロ組織分布や応力分布は電子線や X 線を用いて測定し、試料深部もしくは試料全体の平均情報を中性子線で測定するのが好ましい。巨視的の平均を求めるには数千個の結晶粒が測

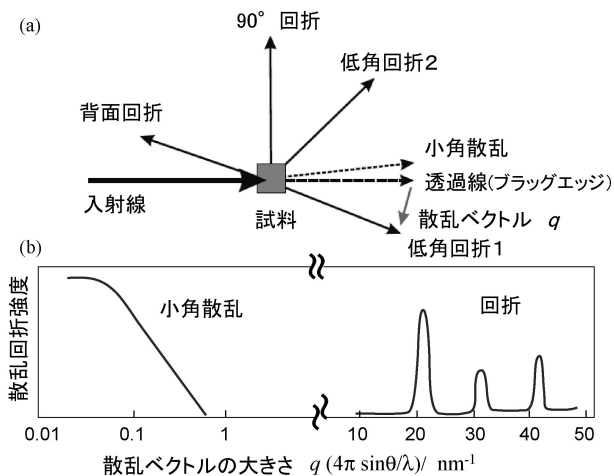


図 1.1 中性子線の試料による散乱回折と散乱ベクトル q (a) およびスペクトル (b) の模式的説明 (低角回折 1 → 低角回折 2 → $2\theta = 90^\circ$ 回折 → 背面回折と分解能が高くなる。透過線ベクトルと散乱回折ベクトルのベクトル差が散乱ベクトル q と呼ばれる)。

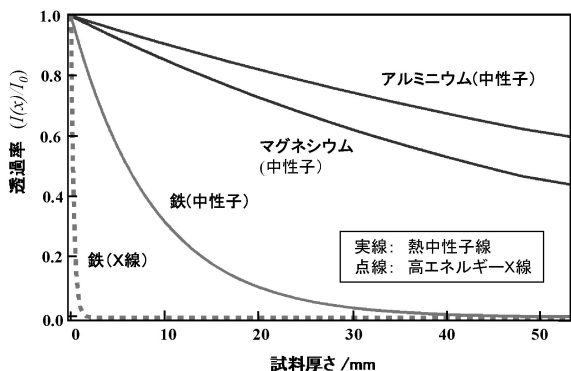


図 1.2 中性子線および X 線の減衰曲線。

定 (照射) 領域 (gauge volume) 内に含まれることが望ましい。そのため、X 線の透過し易い合金でも結晶粒径が数 10 μm の試料では、巨視的の平均情報を得るためには 5 mm × 5 mm 程度の中性子線を使うのが好ましい。

1.3 残留応力 (弾性ひずみ) の評価

電子線、X 線、中性子線を問わず回折法では、金属材料中の構成相の格子面間隔 d_{hkl} の変化から弾性ひずみを測定して線形弾性構成式 (Hooke の式) により応力を算出する⁽¹⁾。

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \epsilon_{kl} \quad (1.3)$$

ここで、 σ_{ij} と ϵ_{kl} は応力とひずみのテンソル、 C_{ijkl} は弾性係数を表す。応力を求めるには、主軸が既知の場合でも直交 3 方向の線ひずみが必要であるため、ある方向の弾性ひずみ測定のみで終わり応力が求められない場合がある。

実用金属材料の多くは複数以上の構成相からなる多結晶体である。熱処理や塑性加工を受けた材料のマイクロ組織状態に対応して生じる残留応力は、第一種応力 (試料平均: 巨視的の応力)、第二種応力 (構成相内の平均値: 相応力および $\langle hkl \rangle$ 結晶粒群の平均値: 粒応力)、および第三種応力 (結晶粒内の変化量: 粒内応力) に分けられる⁽¹⁾⁽²⁾。外力負荷なしの場合、たとえば相応力は残留相応力と呼ぶべきであるが、外力下でも同様な分類になるので簡単のため本稿では「残留」を省略し、巨視的の応力、相応力、粒応力、粒内応力と呼ぶ。図 1.3 は引張塑性変形を受けた二相合金試料の断面における残留応力分布の模式図である。平面応力状態の試料表面は拘束が少なく内部に比べて塑性変形し易いので、引張塑性ひずみが大きく除荷すると圧縮応力が残留する。マイクロ組織との関係に注目すると、塑性変形の大きい軟質相と小さい硬質相の残留応力は異なり、巨視的の応力との差を相応力 (圧縮および引張) と定義する。また、同じ構成相内でも個々の結晶粒によって塑性ひずみが異なり、「巨視的の応力と相応力の和 (図参照)」に対する「引張方向 $\langle hkl \rangle$ の結晶粒群における平均値」の差が粒応力である。さらに、個々の結晶粒内において転位

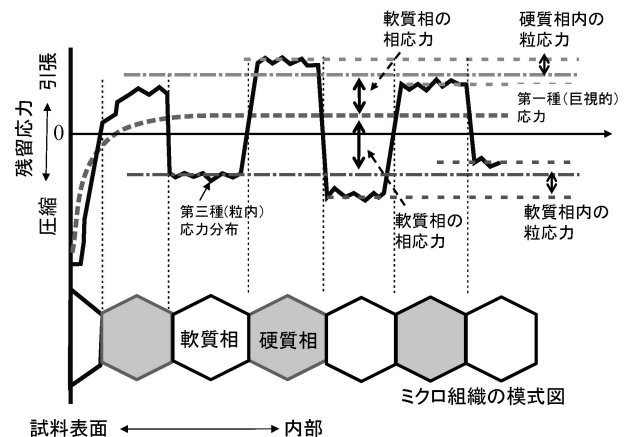


図 1.3 引張変形後の 2 相合金の残留応力分布の模式図: 第一種 (巨視的)、第二種 (相および粒) と第三種 (粒内) 残留応力の説明。

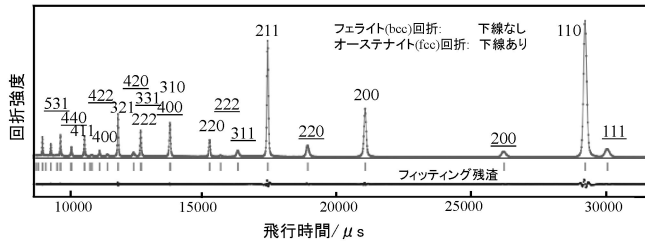


図1.4 TOF法によるフェライト-オーステナイト2相鋼の中性子回折プロファイル(S. Harjo: 匠/J-PARCによる測定例).

組織等の格子欠陥に起因する残留応力の変化が第三種応力(粒内応力)である. したがって, 物体内の任意の点における応力は, 巨視的応力, 相応力, 粒応力および粒内応力の総和で表される⁽³⁾. ここでは, 二相合金における応力測定と解析法について説明するが, 単相合金の場合は相応力をゼロと置けばよい.

中性子 TOF 法で得られたフェライト (α : bcc)-オーステナイト (γ : fcc) 二相鋼の回折プロファイル例を図1.4に示す. 個々の hkl 回折ピークは多くの結晶粒の中で散乱ベクトルと $\langle hkl \rangle$ が同じ方向を向いた結晶粒群からの中性子回折の総和で, ピーク中心位置から平均 $\{hkl\}$ 面間隔 d_{hkl} が求められる. λ 一定のとき, 式(1.1)より

$$\frac{\Delta d}{d} = -\cot \theta \cdot \Delta \theta \quad (1.4)$$

なので, 回折分解能は図1.1(a)において背面($\theta \rightarrow 90^\circ$)を使うと高くなり, 低角($\theta \rightarrow 0^\circ$)になるほど低下する.

応力が存在しない状態の面間隔 d_{hkl}^0 が既知であると $\langle hkl \rangle$ 粒群の散乱ベクトル方向の粒ひずみが

$$\varepsilon_{hkl} = \frac{d_{hkl} - d_{hkl}^0}{d_{hkl}^0} \quad (1.5)$$

で与えられる. ここで回折対象となる $\langle hkl \rangle$ 粒群はその直角方向には種々な $\langle hkl \rangle$ を有するので, 直交3方向のひずみを同じ結晶粒群に対して測定することはできない.

図1.4に示すようにリートベルト解析によって精緻化した各構成相の格子定数 (a_{phase}) を求めれば, 次式により3方向の相ひずみが得られる.

$$\varepsilon_{\text{phase}} = \frac{a_{\text{phase}} - a_{\text{phase}}^0}{a_{\text{phase}}^0} \quad (1.6)$$

ここで, a_{phase}^0 は無応力状態の格子定数である. 各構成相の単相多結晶におけるバルク弾性係数を用いて式(1.3)により各構成相が負担している応力 ($\sigma_{ij}^\alpha, \sigma_{ij}^\gamma$) を計算すれば, 力のつり合い条件により巨視的応力 (σ_{ij}^A) が算出される.

$$\sigma_{ij}^A = \sigma_{ij}^\alpha f^\alpha + \sigma_{ij}^\gamma f^\gamma \quad (1.7)$$

ここで, f^α と f^γ は構成相の体積率であり, 巨視的応力との差, $(\sigma_{ij}^\alpha - \sigma_{ij}^A)$ と $(\sigma_{ij}^\gamma - \sigma_{ij}^A)$ が相応力である. 二相合金では, これらの巨視的応力と相応力に加えて図1.3で示したように粒応力と粒内応力が重畳する. ここで, 式(1.7)において $f^\gamma = 0$ とおけば $\sigma_{ij}^A = \sigma_{ij}^\alpha$ となり α 単相鋼の場合になる. すなわち, TOF 法では多くの hkl 回折ピークが同時に得られるの

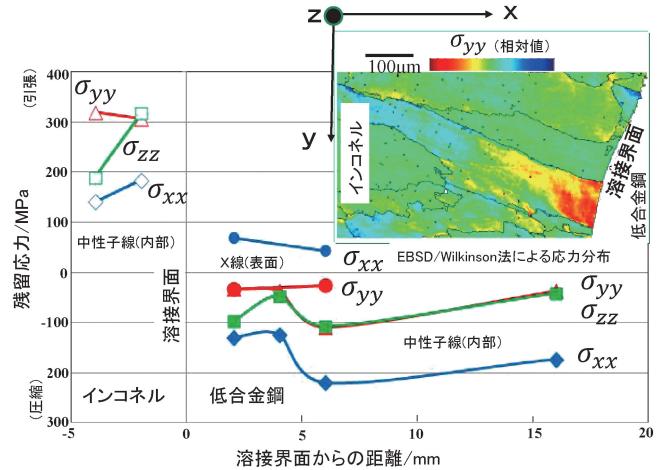


図1.5 中性子線およびX線回折により求めたインコネル・低合金異材溶接部の残留応力分布とEBSD/Wilkinson法による残留応力分布(挿入図).

で, 単相合金でも二相合金でも式(1.3)と式(1.6)を用いて巨視的応力を算出することができる.

一方, AD法においては回折弾性係数(回折ヤング率 E_{hkl}^D および回折ポアソン比 ν_{hkl}^D) と呼ばれる値を用いて式(1.5)の ε_{hkl} から巨視的応力が同定されている. E_{hkl}^D と ν_{hkl}^D はあらかじめ引張外力(巨視的応力)を負荷しながら軸方向とその垂直方向の ε_{hkl} を実験で求めて決定するか, Krönerモデル⁽⁴⁾等の理論計算によって与えられる. hkl 回折面がひとつの場合に使われる便宜的な方法である. 詳細は割愛するが, 一般のX線応力測定でもひとつの hkl 回折を選択し回折弾性係数を用いた効率的な測定法が用いられている.

インコネル・低合金鋼溶接部材(板厚 25 mm)の残留応力測定例⁽⁵⁾を図1.5に示す. 試料表面の残留応力分布はX線回折で測定される. 中心部(表面から 12.5 mm)の応力は中性子回折でのみ測定でき, 他の手法では得られない貴重な結果が得られる. ただし, 測定ゲージ体積 $2 \text{ mm} \times 2 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$ 内の平均値である. 応力腐食割れを検討するためには粒界近傍や個々の結晶粒内部の応力分布の知見が重要なので, 切断・研磨後にSEM/EBSD法で測定を試みたが, 挿入図のように切断による応力緩和後の定性的な傾向しか得られなかった. 物体深部の結晶粒内の応力分布を測定する非破壊検査法は存在しないので, 各種測定法による結果と計算シミュレーションを組み合わせることで総合的に検討することが望まれる.

1.4 集合組織および構成相体積率の測定

中性子回折を用いると光学系を固定した状態で測定試料を回転するのみで完全極点図を得ることができ, 試料全体を代表する方位分布関数(ODF)を得ることができる. 入射線内に試料を完浴させた測定の様子を図1.6(a)に示す. 球状試料を作製すれば吸収補正の必要もなく最も正確な測定法となる(立方体でもほとんど問題ない). (b)はAD法により求めたIF鋼の完全極点図である⁽⁶⁾⁽⁷⁾. これらは試料表面層のみの

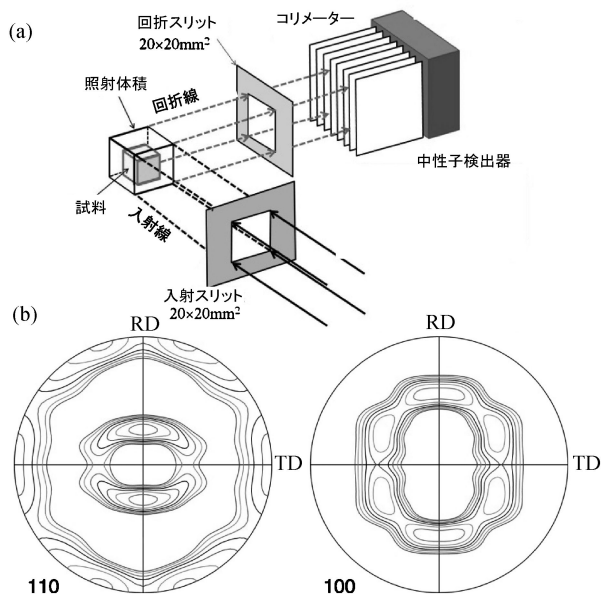


図1.6 中性子回折 AD法による集合組織測定法の概略 (a)とIF鋼の110と100完全極点図測定例(b).

部分的情報を測定するX線や電子線とは異なる中性子回折法ならではの長所である。中性子回折TOF法では多くの方向に検出器を置いて図1.4のような中性子回折プロファイルと同時に測定できる。そのため、数回の試料回転で短時間にODF作成用データを取得でき、次回述べるように集合組織形成過程を時分割その場測定するのに適している⁽⁸⁾。

多相材料では回折強度から構成相の体積率が同定できる。先進鉄鋼材料では準安定 γ を利用することが多いが、表面層はマルテンサイト変態し易いので内部に比べて体積率が低いことが多い。安定度の低い残留 γ を含む鉄鋼材料では、TEM観察、SEM/EBSD測定、X線回折、中性子回折の順に γ 量の測定値が大きくなる⁽⁹⁾。力学特性を議論するには試料全体の平均値が得られる中性子回折が適当であるが、集合組織が強い鋼では補正が難しく、集合組織と構成相体積率を合わせて測定するのがよい。

集合組織や残留 γ は透過ブラッグエッジ法でも測定できる。図1.7に α - γ 二相ステンレス鋼のブラッグエッジスペクトル⁽¹⁰⁾を示す。リートベルト法に類似した解析プログラム(RITS)⁽¹¹⁾を使うと γ 相体積率が40%と求まり、EBSDの結果(43%)に近い値が得られている。ブラッグエッジ法は中性子回折に比べて分解能が低いので精度は劣るが、走査することなく透過スペクトルの2次元分布が得られる。2次元イメージング測定の利点から、日本刀や火縄銃等の文化財研究にも用いられている。

1.5 ミクロ組織の測定

力学特性に影響を及ぼすミクロ組織のサイズと形態は各種顕微鏡観察により調べられているが、それらの定量化は容易でない。組織サイズには母相結晶粒径、介在物、析出物や転

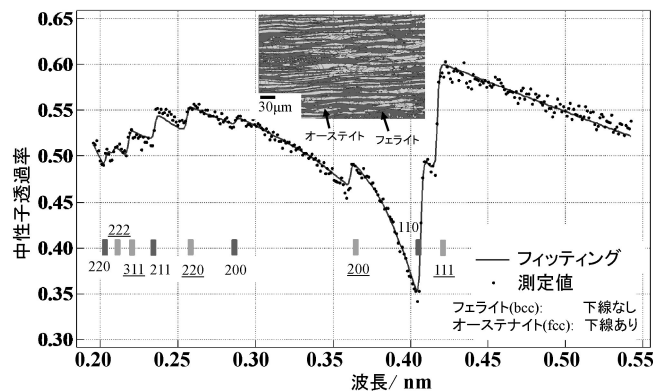


図1.7 市販2相ステンレス鋼のブラッグエッジスペクトルの例(EBSD/相マップを挿入)。

位セルの大きさ等がある。これらは中性子線による回折、小角散乱、ブラッグエッジから同定される。回折ピークの幅が因子のひとつが回折モザイク (coherently diffracting domain) サイズである。粒径が数10 nm以下の試料では他の手法による結果と良い一致が得られている⁽¹²⁾が、工業用金属材料の結晶粒径の測定には不十分な場合が多い。その理由は粒径が1 μm 以上になると回折ラインブロードニングへ及ぼす影響がきわめて小さくなり転位等による影響から分離して評価することが難しいこと、さらに転位組織が存在すると局所的に結晶方位が変化し前述したモザイクがセル等の転位組織に対応する領域になるためである。

数 μm 以上の母相結晶粒径の評価にはブラッグエッジ測定が有望である。結晶の完全度に依存する中性子線強度変化 (Primary extinction) や多重回折は透過線の強さに大きく影響を及ぼす(個々の hkl 回折線強さにも影響する)ので、これを利用すると結晶粒径が推定される。実際に、前述した解析ソフトRITS⁽¹¹⁾を用いて、厚さ5~20 mmの曲げ加工した試料等の2次元粒径分布が測定されている⁽¹⁰⁾。

金属材料における析出物や介在物は体積率が小さく中性子回折ピークが弱いのでプロファイル解析から粒径を同定することは難しい。小角散乱はいわば透過線の幅がりに相当し、不均質体(粒子)と母相の中性子散乱コントラスト差に起因する散乱強度の変化が図1.1の散乱プロファイルに現れる。中性子小角散乱を用いると第二相粒子のサイズ分布、形状、体積率(数密度)等に関する定量的知見が得られる⁽¹³⁾。パーライト鋼(Fe-0.8 mass% C合金)のセメント球状化処理に伴う小角散乱プロファイルの変化⁽¹⁴⁾を図1.8に示す。測定は1 Tの磁場印加下で行い、図は磁気散乱を分離した核散乱強度の値である。小角散乱では図1.1(b)で示したように q の増加に伴って曲線が傾いてゆく領域A(ギニエ領域)に続いて線形領域B(ポロド領域)が現れるのが典型的である。図1.8では、最初の平坦な領域を確認するには測定 q 範囲が不足しているが、ギニエ領域の理論的勾配は平板で-2、球で-4なので、焼鈍によって球状化が進行する様子が推察される。また、焼鈍時間が長い試料ほどポロド領域の散乱強度が

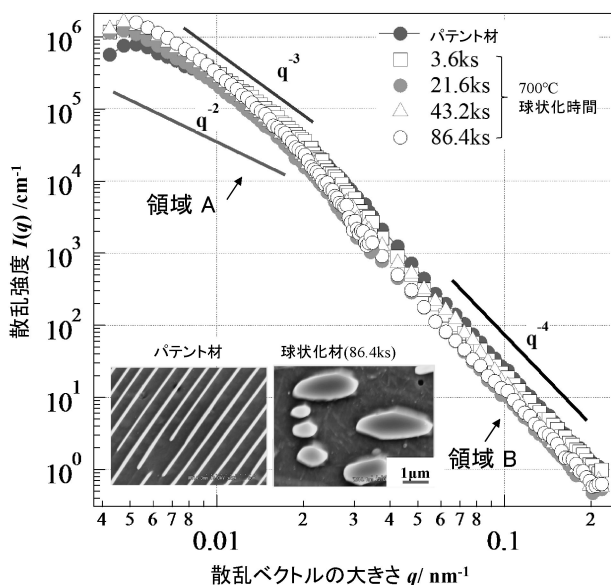


図1.8 パーライト鋼のセメンタイト球状化による小角散乱プロファイルの変化(SEM組織を挿入).

減少するのはセメンタイト相が球状化・粗大化するため二相界面の総面積が減少したことに起因する．このように小角散乱は鉄鋼中のセメンタイトや非金属介在物のような粗大第二相に対しても利用できる(特にポロド領域)が、高分解能TEM観察でも捉えがたいナノ析出物の量や形状を定量的に測定できることが注目すべき特長である．大沼らはX線と中性子小角散乱強度を絶対値化して、両者の元素に対する散乱コントラストの差異を利用してナノ析出物の化学組成を同定する方法を提案している⁽¹⁵⁾．

1.6 格子欠陥の評価

従来からX線回折を用いて半値幅によるWilliamson-Hall法⁽¹⁶⁾を使って転位密度が同定されているが問題点も多い．TEMによる転位線の観察法と同様に、転位線のひずみ場に起因する回折プロファイルの幅広がり、入射ビームの方向、パーガースペクトル、転位線方向と弾性係数(鉄や銅は弾性異方性が大きいので特に重要)の影響を受けるので、近年、これらを理論的に考慮した転位コントラスト因子がUngárらによって導入され、修正Williamson-Hall法と修正Warren-Averbach法を組み合わせた解析⁽¹⁷⁾が使われるようになった．X線や中性子線回折プロファイルの幅広がり、の要因には図1.9(a)に示すように、弾性ひずみ分布(転位線や整合析出物に起因)、回折モザイクサイズ、面欠陥(積層欠陥や双晶)等があり、半値幅のみを取り上げて評価するのは不十分であった．最近、開発されたConvolutional Multiple Whole Profile(CMWP)法⁽¹⁸⁾では多数のX線回折ピークを対象にプロファイル全体を合成理論関数でフィットすることにより、転位に関しては密度だけでなく性格(刃状とらせんの割合)と配列が求められるようになった．転位配列因子

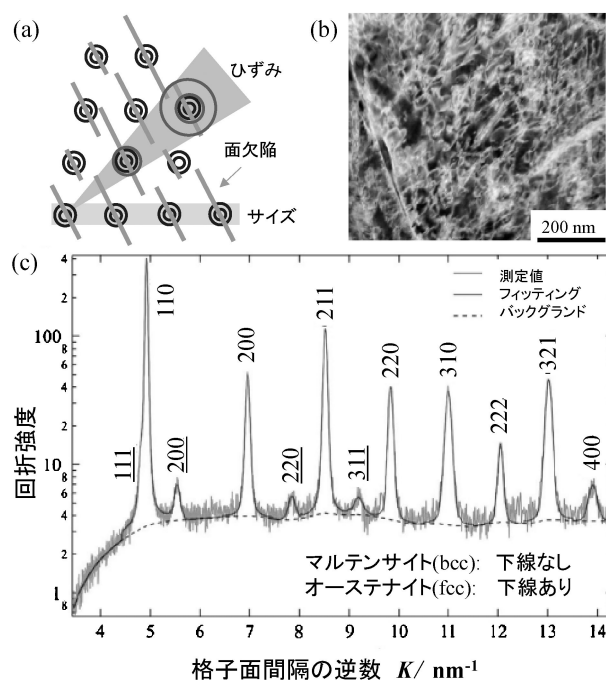


図1.9 焼入れマルテンサイト鋼のマイクロ組織解析例；(a) 3つの原因によるラインブロードニングの模式的説明，(b) STEM-環状暗視野(ADF)像(ビーム// $\langle 111 \rangle$)，(c) CMWP解析例(片対数プロット)：横軸は q でも構わないが、通常は $K(=1/d_{hkl}=2 \sin \theta/\lambda=q/2\pi)$ が用いられる．

M^* は $Rep^{0.5}$ で定義され、転位線周りに生まれる応力場の臨界半径 Re と転位密度 ρ で表される．ランダム分布では $M^* \gg 1$ 、ダイポールやポリゴニゼーションが進むと $M^* < 1$ になる．この方法は加速器中性子源TOF法にも適用が可能であり今後の発展が期待される．例として焼入れマルテンサイト鋼(0.22C-0.87Si-1.64Mn-0.0015B mass%)のCMWP法による解析例を図1.9(c)に示す．求められた転位密度は $3.0 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ で、図1.9(b)のようなTEM観察により求めた値の約2倍であった⁽¹⁹⁾．この方法により焼戻しや引張変形に伴う転位密度・配列・性格の変化が追跡できることを次回以降で述べる．中性子・X線回折ラインプロファイル解析の最近の進歩に関しては文献⁽²⁰⁾を参照されたい．

金属材料の応力とマイクロ組織評価において中性子回折、小角散乱およびブラッグエッジが魅力のある発展途上の測定法であることを紹介した．その魅力は材料製造中(第二回)や力学特性発現中(第三回)のその場測定において倍増する．なお、本稿は著者の以前の研究室(茨城大学)に在籍された方々のご支援により作成できたことを付記する．(つづく)

文 献

- (1) M. E. Fitzpatrick and A. Lodini: Analysis of Residual Stress by Diffraction using Neutron and Synchrotron Radiation, Taylor & Francis, (2003).
- (2) M. T. Huchings, P. J. Withers, T. M. Holden and T. Lorentzen: Introduction to the Characterization of Residual Stress by

- Neutron Diffraction, CRC Press, Taylor & Francis, (2005).
- (3) たとえば, 友田 陽 : 第219・220回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会, (2014), 87-110.
- (4) E. Kröner: Acta Metall., **9**(1961), 155-161.
- (5) Y. Tomota, S. Daikuhara, S. Nagayama, M. Sugawara, N. Ozawa, Y. Adachi, S. Harjo and S. Hattori: Metall. Mater. Trans. A, **45**(2014), 6103-6117.
- (6) P. G. Xu, Y. Tomota, H. Suzuki, T. Suzuki, S. Machiya and F. X. Yin: Mater. Trans., **49**(2008), 2033-2039.
- (7) P. G. Xu, K. Akita, H. Suzuki, N. Metoki and A. Moriai: Mater. Trans., **53**(2012), 1831-1837.
- (8) T. Tomida, M. Wakita, M. Yasuyama, S. Sugaya, Y. Tomota and S. C. Vogel: Acta Mater., **61**(2013), 2828-2839.
- (9) S. He, Y. Tomota, Y. H. Su, W. Gong, S. Harjo and Z. Zhao: ISIJ Int., **55**(2015), 686-690.
- (10) Y. H. Su, K. Oikawa, S. Harjo, T. Shinohara, T. Kai, M. Harada, K. Hiroi, S. Zhang, J.D. Parker, H. Sato, Y. Shiota, Y. Kiyonagi and Y. Tomota: Mater. Sci. Eng. A, **675**(2016), 19-31.
- (11) H. Sato, T. Sato, Y. Shiota, T. Kamiyama, A. S. Tremsin, M. Ohnuma and Y. Kiyonagi: Mater. Trans., **56**(2015), 1147-1152.
- (12) たとえば, T. Ungár, G. Tichy, J. Gubicza and R. J. Hellmig: Powder Diffraction, **20**(2005), 366-375.
- (13) たとえば, 大沼正人: 非破壊検査, **60**(2011), 86-92.
- (14) Y. H. Su, S. Morooka, M. Ohnuma, J. Suzuki and Y. Tomota: Metall. Mater. Trans. A, **46**(2015), 1731-1740.
- (15) M. Ohnuma, J. Suzuki, S. Ohtsuka, S. W. Kim, T. Kaito and M. Inoue: Acta Mater., **57**(2009), 5571-5581.
- (16) G. K. Williamson and W. H. Hall: Acta Mater., **1**(1953), 22-31.
- (17) T. Ungár, J. Cubicza, P. Hanák and I. Alexandrov: Mater. Sci. Eng. A, **319-321**(2001), 274-278.
- (18) T. Ungár, J. Cubicza, G. Ribárik and A. Borbely: Appl. Cryst., **34**(2001), 298-310.
- (19) S. Harjo, T. Kawasaki, W. Gong, I. Aizawa, Y. Tomota and Z. Shi: CAMP-ISIJ, **28**(2015), 264.
- (20) 友田 陽, 佐藤成男, ステファヌスハルヨ: 鉄と鋼, 2017年1月号掲載予定.



友田 陽

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★

1972年 京都大学大学院工学研究科修士課程修了
 1972年 茨城大学工学部助手
 1991年 茨城大学工学部教授
 2015年 物質・材料研究機構 NIMS 特別研究員
 (～現在)

専門分野: 鉄鋼材料

◎中性子散乱回折による金属材料のマイクロ組織と力学特性の研究の急速な発展に感動しながら微力を注いでいる。

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★