

入門講座

―弾塑性変形その場測定―

# 友田 陽\*

## 3.1 ミクロ組織に起因する階層的不均質弾塑性変形 挙動

金属材料の弾塑性変形は階層的不均質性を示す. FCC 単 結晶では、負荷応力の増加に伴い、弾性変形(第0段階: 0s), 容易すべり変形(第1段階:1s), 多重すべり変形(第 Ⅱ段階:Ⅱ<sub>s</sub>),動的回復を伴う変形(第Ⅲ段階:Ⅲ<sub>s</sub>)が現れ る. それらの特徴には結晶の弾性異方性とすべり系に対する Schmid 因子の大きさに起因した引張方位依存性が現れる. 「転位論に基づく変形応力の解明」は進んだが「変形に伴う 転位密度・組織の変化」の本質は未解決のまま残されている と指摘されてきた<sup>(1)(2)</sup>.透過電子顕微鏡(TEM)による転位 の直接観察法が発達しその実態が明らかにされ始めた頃、高 村先生は「あまりにも微視構造のみに気をとられて、変形の 本質である不均質性、特に巨視的な変形帯の形成とその役割 が全く看過されている」と指摘され、エッチピット法を用い た試料全体の観察によりⅠ。からⅡ。への遷移機構を明らか にされた<sup>(1)</sup>.「樹をみて森をみない」という先生の警告は筆 者が中性子回折の活用に力を注ぐ原動力のひとつである.

多結晶合金においては個々の結晶粒内の容易すべり変形が 結晶粒界の拘束により抑制され、すぐに第II、第II段階にな る.降伏強度はその定義によって異なるが、大まかに単相多 結晶合金の変形段階を分類すると、弾性変形( $0_p$ )、弾性変形 のみの結晶粒とすべりが開始した結晶粒が混在する段階 ( $I_p$ : Grain to grain yielding stage)、すべての結晶粒ですべ りが進行する段階(II<sub>p</sub>)に分けられる. すべり変形が Schmid 因子のみでなく弾性異方性および結晶粒間の塑性ひずみ差に 起因する応力分配に支配される様相は, EPSC(Elasto-plastic self consistent)モデル<sup>(3)</sup>や3次元結晶塑性有限要素法 (FEM)解析によって示されている<sup>(4)</sup>. ここでは,結晶粒間 の塑性ひずみ差に起因する粒応力(Intergranular stress)の役 割が大きい.多結晶内の注目する結晶粒の平均塑性ひずみが  $\varepsilon_{ij}^{\ell_{ij}}$ であり,試料全体の平均塑性ひずみが $E_{ij}^{\ell_{ij}}$ の場合に塑性ミ スフィットひずみ( $\varepsilon_{ij}^{\ell_{ij}} - E_{ij}^{\ell_{ij}}$ )が生み出す内部応力 $\sigma_{ij}^{\ell_{ij}}$ は次式 で表され<sup>(5)</sup>, EPSC モデルで使われている.

$$\sigma_{ij}^{hkl} = \frac{2\mu(7-5\nu)}{15(1-\nu)} \left( \varepsilon_{ij}^{p} - E_{ij}^{p} \right)$$
(3.1)

ここで,μは剛性率,νはポアソン比である.個々の結晶粒 内の塑性ひずみの不均一性を考慮するには FEM 解析に頼ら ざるを得ず,統計精度を上げるために数千個の結晶粒を対象 にした計算が行われている<sup>(4)</sup>.

硬質粒子を含む二相合金の加工硬化は Eshelby の楕円体 介在物理論を用いた Tanaka-Mori の直線硬化<sup>(6)(7)</sup>が筆者の 理解の基本である.母相と第二相間の塑性ひずみ差によって 生じる各構成相の平均内部応力が相応力である.すべり系に おける加工硬化量(*Δ*τ)は次式で与えられる.

ここでf, A,  $\gamma_p$ はそれぞれ第二相体積率,係数,母相のせん 断塑性ひずみである.実際の二相合金では界面近傍の塑性緩 和によって直線硬化から下方偏倚し,さらに多結晶体では前 述の粒応力が相応力に重なるので理論的取扱いは複雑になる

 $\Delta \tau = f \mu A \gamma_p$ 

<sup>\*</sup> 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 (3) —*In-situ* Measurements during Elasto-plastic Deformation—; Yo Tomota (Research Center for Structural Materials, National Institute for Materials Science, Tsukuba)

Keywords: neutron beam, diffraction, in-situ measurement, elasto-plastic deformation, poly-crystal, multi-phase alloy 2016年3月30日受理[doi:10.2320/materia.56.296]

が、中性子回折を用いると変形中の相応力と粒応力を逐次測 定できる.ここで、両構成相が共に弾性変形のみの領域を段 階A、母相が塑性変形し第二相が弾性変形のみの領域を段 階Bと呼ぶことにする.段階Bには前述のIp, Ipが重畳 する.変態ひずみ、熱膨張率差等に起因する相応力と粒応力 を定量測定できることが中性子回折法の魅力である.

第二相も塑性変形しやすい延性二相合金では,前述の段階 Bに続いて第二相も塑性変形を起こす段階Cが現れる.筆 者は学生時代に田村先生のご指導で延性二相合金の強度・変 形・破壊の研究を始めた<sup>(8)(9)</sup>. DP鋼,低合金TRIP鋼, Q&P鋼,ナノベイナイト鋼等々,強度・延性バランスの 向上を目指した新構造材料研究のミクロ組織は微細多相組織 である.森先生が考案された延性二相合金の変形理論を直伝 してもらいながら筆者が関連実験と計算を行った方法の基本 は,構成相間の塑性ひずみ差に基づく相応力の変化を追うこ とである.ここで引張軸を $x_3$ とすれば,延性二相合金の変 形応力( $\sigma_3$ )は段階Bでは式(3.2)同様に次式で与えられ る<sup>(8)(9)</sup>.

$$\sigma_{33}^{A} = \sigma_{p}^{I}(\varepsilon_{p}^{I}) + \frac{(7-5\nu)E}{10(1-\nu^{2})}f\varepsilon_{p}^{I}$$
(3.3)

ここで、 $\sigma_p^I(\varepsilon_p^I) \ge \varepsilon_p^I$ は軟質相の変形応力と塑性ひずみであり、変形の軸対称を仮定して $\varepsilon_{33}^I = -2\varepsilon_{11}^I = -2\varepsilon_2^I = \varepsilon_p^I$ とした. このときの2つの構成相の相応力は以下のようになる.

軟質相:
$$\sigma_{33}^{I} = -2\sigma_{11}^{I} = -2\sigma_{22}^{I} = -f\frac{(7-5\nu)E}{15(1-\nu^{2})}\varepsilon_{p}^{I}$$
 (3.4)

硬質相:
$$\sigma_{33}^{II} = -2\sigma_{11}^{II} = -2\sigma_{22}^{II} = (1-f)\frac{(7-5\nu)E}{15(1-\nu^2)}\varepsilon_p^{I}$$
(3.5)

段階Cに入ると両構成相の塑性ひずみ差に注目し,各々の 変形構成式を満足しながらひずみ増分計算を続ければよ い<sup>(8)(9)</sup>.最近,小山先生は,塑性緩和をセカント法で取り込 んだマイクロメカニックス法<sup>(10)(11)</sup>とフェイスフィールド法 を融合させ複雑な任意の二相組織形態から応力—ひずみ曲線 を計算されている<sup>(12)</sup>.中性子回折を用いると各構成相が負 担する相応力のモデル計算を検証できるのが強みである.

中性子回折によって塑性ひずみは求められないが,塑性変 形によって導入された転位に関する知見は得ることができ る.従来は半値幅のみを使う初歩的な方法が使われ曖昧であ った.転位線の応力場がもたらす回折ピーク幅広がりへの影 響は,TEMによる転位観察と同じく入射ビーム方向と転位 のバーガースベクトル,転位線接線ベクトルと弾性係数に依 存する.近年,これらの計測条件を取り込み,多くの回折ピ ークを一括フィッティングして,転位の密度,配列,性格 (刃状とらせん成分の割合)を導出する CMWP(Convolutional Multi Whole Profile fitting)法が開発された<sup>(13)</sup>. Ungár 先 生のご指導を受けながら試みたところ,従来法に比べて説得 力のある結果が得られることがわかった<sup>(14)</sup>.この方法の利 用によって,変形機構の理解のみでなく,加工熱処理におけ る変態直前の母相転位組織の同定に基づく変態機構の理解等 において中性子回折の魅力がさらに増すと期待される.

以下では、単相多結晶鋼、硬質第二相を含む多結晶鋼、延 性二相鋼の引張と引張圧縮変形その場中性子回折実験につい て紹介する.なお、頁数制限と最近執筆した解説<sup>(14)-(17)</sup>と の重複を減らすため図は最小限に留めた.



図3.1 オーステナイト鋼の引張試験中その場中性子回折:(a) 匠/J-PARC における実験外観;(b) 引張試験部の詳細;(c) 変形後の軸方向回折プロファイル(図中の数字はミラー指数);(d) 同垂直方向.



図3.2 単相多結晶体における中性子回折に関与する結 晶粒群の特徴.

#### 3.2 単相多結晶合金における引張変形挙動

中性子回折による時分割測定には、パルス中性子ビームを 使って多数の回折ピークを多方向から同時に取得できる TOF 法が有利である.単軸変形中その場中性子回折実験に は、図3.1<sup>(18)</sup>(前頁)に示すように入射ビームに対して±90° に検出器を設置し、荷重軸が水平で45°になるように試験機 を設置すれば、試験片の軸方向および垂直方向の回折パター ンを同時に測定できる. 前々回の図1.3<sup>(19)</sup>に示したように粒 ひずみ,相応力,巨視的応力を変形中にその場測定できる. 塑性変形途中のオーステナイト(y)鋼の例を図3.1(c),(d)に 示す. 引張前は軸とその垂直方向の回折パターンがほぼ同じ で集合組織の弱い試料であったが、図の変形後の結果では両 者のスペクトルが大きく異なっている.応力主軸2方向を 同時に測定できるため軸対称変形の場合は前々回の式(1.3), (1.6)から相応力の同定が可能である. 図3.2において, 2つ の検出器で計測される中性子は,たとえば A 粒と B 粒で散 乱ベクトルが軸あるいは垂直方向に垂直な{hkl}で回折され たビームである.言い替えると,引張方向が(200)の結晶粒 C1 と C2 の回折ビームは軸方向検出器に入り200回折ピーク を構成する.結晶粒 C1 と C2 の軸方向の結晶方位は同じで あるが、その垂直方向には360度の自由度がある.したがっ て C1, C2 のような〈200〉 粒群(family grains) の垂直方向の格 子ひずみを測定することは不可能であるため、前々回<sup>(19)</sup>の Hooke の式が使えない. 軸方向〈200〉粒群に属する個々の結 晶粒は周囲の結晶粒の方位は異なるがほぼ同じ変形条件下に ある. ところが垂直方向〈200〉粒群では、個々の結晶粒の引 張方向の方位が異なるので、様々な変形条件でそれらに作用 する粒ひずみは異なる.したがって、軸方向と垂直方向の 200回折プロファイルを比べると粒ひずみ(すなわち面間隔) がほぼ等しい軸方向ではピークシフトが大きいが、垂直方向 ではラインブロードニングが大きくなると考えられる.後出 の CMWP 法による転位密度の同定では軸方向よりも垂直方 向の解析結果が大きく出る傾向がある.

引張変形に伴う y 鋼の111回折ピークの変化を図3.3<sup>(20)</sup>に 示す.軸方向と垂直方向の縦軸のスケールが異なることに留 意すると変形前のプロファイルはほぼ同じで集合組織の弱い 試料である.変形の進行に伴って①ピークシフト,②ライン ブロードニングと③回折積分強度の変化がみられる.①は粒



図3.3 オーステナイト単相鋼の引張変形に伴う111回折 ピークの変化(図中の R0MPa は変形後除荷時を 表す).

ひずみで軸方向と垂直方向の動きが逆である(ポアソン効果). 代表的な3つのhkl回折プロファイルから算出した粒 ひずみの傾向を図3.4<sup>(18)</sup>に示す.前章で説明したように0<sub>p</sub>, I<sub>p</sub>, I<sub>p</sub>の変形段階が見られる. y 鉄は弾性異方性が強いの で弾性変形域0<sub>p</sub>において結晶方位に依存する弾性ひずみ(応 力)の差異が顕著である. I<sub>p</sub>, I<sub>p</sub>の途中から除荷すると早く 降伏した粒には式(3.1)から軸方向に圧縮,遅い降伏の粒に は引張の弾性ひずみ(応力)が残留する. 挿入図のように EBSD/Wilkinson法を用いると変形に伴って結晶粒内の応 力分布のみでなく結晶方位による粒間の相違も観察さ れ<sup>(21)</sup>,両者の傾向は同じである.

変形材の転位密度を図1.9<sup>(19)</sup>で説明した CMWP 法を用い て解析した例を図3.5に示す.塑性変形およびその後の焼鈍 に伴う平均転位密度の変化を図2.9<sup>(22)</sup>のように転位の配列と 性格を含めて追跡することができる.ここでは,最近の Ungár らの方法<sup>(14)(23)</sup>を使って,転位コントラスト因子の理 論値とプロファイルフィッティングにより求めた実測値(individual contrast factor)から〈hkl〉結晶粒群ごとの転位密度 を算出した.KAM(kernel average misorientation)値の逆極 点図に似て,〈110〉と〈211〉では転位密度にかなり差がある. TEM 観察で経験するように転位配列(組織)が結晶方位によ って異なると予想されるが,個々の〈hkl〉結晶粒群の転位配 列(M)や性格(q)を導出する解析手法はまだ開発されていな い.Ungár ら<sup>(23)</sup>は,図3.4のような粒ひずみから{111} 〈110〉すべり系に作用するせん断応力( $\tau$ )を見積り,図3.5の ような転位密度( $\rho$ )を使って Taylor の式:  $\tau = \tau_0 + \alpha \mu b \sqrt{\rho}$ に



図3.4 オーステナイト単相鋼の引張変形中その場中性子回折結果: (a) 格子ひずみの変化(中実マークは軸方向,中 空マークは垂直方向), (b) 応力-ひずみ曲線(挿入図は EBSD/Wilkinson 法による軸方向線ひずみ分布).



図3.5 引張変形(40%)を受けたオーステナイト鋼の転 位密度:(a) CMWP 解析例,(b) <hkl>結晶粒群 の転位密度(挿入図は15%引張変形試料表面の KAM 値分布とその逆極点図).

よるデータ整理を行い,係数 $\alpha$ が引張方位に依存すること を示している(ここで, $\tau_0$ は摩擦応力).彼らの結果による と,係数 $\alpha$ は<531>と<210>では0.47であるが,<100>,  $\langle 110 \rangle$ ,  $\langle 111 \rangle$ は0.27, 0.21, 0.24と小さい値を示し,多結晶体 中でも単結晶の特徴を色濃く残している.なお,係数  $\alpha$ は 転位組織に依存し, Mughrabiは転位セル構造との関係を考 察して composite model を提案している<sup>(24)</sup>.

焼入れマルテンサイト鋼には変態で転位が多量に導入され ている.従来の半値幅法を用いると、変形に伴って転位密度 が減少するのに変形応力は増大するという不可解なデータ整 理になっていたが、最近、CMWP法解析を用いることによ って半値幅の減少は転位密度の変化ではなく転位組織(配列) の変化によることが明らかにされた<sup>(25)</sup>.さらにプロファイ ルの非対称性から、ラスマルテンサイトは塑性変形し易い領 域と困難な領域から構成され、前者では変形に伴って転位密 度が若干減少するが後者では増加することが示されてい る<sup>(26)</sup>.

### 3.3 硬質第二相を含む合金の変形挙動

フェライト( $\alpha$ )とセメンタイト( $\theta$ )から構成されるパーラ イト鋼は強伸線加工によって引張強さ 6.2 GPa(鉄鋼材料に おける最高強度)まで硬化し、 $\theta$ 球状化によって 0.6 GPa 程 度まで軟らかくすることができる重要な工業材料である. 図 3.6に示す<sup>(27)-(29)</sup>ように、弾性変形の段階 A の後、 $\alpha$ 相が降 伏して段階 B に入ると $\alpha$ 相の格子ひずみの増加が止まり $\theta$ 相の格子ひずみが急に増加する、すなわち応力分配が生じ る. ラメラ間隔が小さいほど強度が高いが、格子ひずみから 見ると $\alpha$ 相(層)のすべり距離が小さくなって強化されるた めであることがわかる.  $\alpha$ 相の〈hkl〉粒群の粒ひずみを調べ ると、相応力に粒応力(ひずみ)が重なっている様子を解析で きる. 伸線加工度が増し強度が 2.5 GPa を超えると、 $\theta$ ピー クが消失し、 $\alpha$ 相の非線形弾性変形挙動が明瞭に観察される ようになる(一般に強度が著しく高くなると線形 Hooke の式 から偏倚し非線形弾性変形が見られる).

#### 3.4 延性二相から構成される合金の変形挙動

 $\alpha-y$ 二相ステンレス鋼では,前章の段階A,Bに続いて両 構成相が共に弾塑性変形を続ける段階Cが現れる.図3.7に 引張圧縮変形の真応力—ひずみ曲線と格子ひずみの変化を示 す.これは,かなり以前に角度分散(AD)法を用いた実験で,  $\alpha$ 110と y111を同時に一次元位置敏感型検出器で同時測定し た結果<sup>(30)(31)</sup>である.段階Bにおいて引張応力の増加に伴い yの格子ひずみの増加が停滞し, $\alpha$ の格子ひずみが大きく増 加しているので,yが降伏して塑性変形を開始し $\alpha$ は弾性変 形を続けていると判断される.この段階Bに続いて,応力 対格子ひずみプロットの勾配が変化することから段階Cに 入ったと推定される.この状態から外力を反転させると,除 荷中にすでに圧縮塑性変形が開始することが応力–ひずみ曲



図3.6 パーライト鋼の引張変形に伴う格子ひずみの変 化(a)と応力-ひずみ曲線(b).

線上に見られる.格子ひずみの変化をみると,除荷状態(図 の矢印)においてγには圧縮,αには引張のひずみが残留し ている. 圧縮負荷が始まると硬質相であるαはしばらく弾 性変形のみであるが, 軟質相である γ は初期から塑性変形を している. 引張変形で y に発生した圧縮相応力が引張のとき は抵抗(逆応力)となるが圧縮負荷に転ずると塑性変形を促進 するためである.したがって, 圧縮負荷では, 最初から γ が 塑性変形を始めているので段階 A は存在せず, すぐに段階 Bが始まっている(B'とする).やがてαも圧縮塑性変形を 始めるので C(C')段階に入る. その後,図の点 NP で  $\alpha$  と  $\gamma$ の格子ひずみが等しくなる.これは優先的に引張塑性変形を 受けたyが圧縮塑性変形によってαと同じ塑性ひずみ状態 になった(粒応力ゼロ)ことを示している. その後,再び y が 優先的に圧縮塑性変形を受け応力分配が生じる. このように 相応力には方向性があるので,大きな移動硬化(バウシンガ ー効果)をもたらすことが、その場中性子実験結果から理解 される. さらに,変形中にマルテンサイト変態が生じる TRIP 鋼等では階層的不均一変形に加えて変態挙動をその場 中性子回折で計測することができる(32).

#### 3.5 おわりに

本稿では鉄鋼材料の例を取り上げて中性子回折による変形 機構の研究例を説明したが,アルミニウム合金やチタン合金 等にも適用できる.動的再結晶や動的変態,低サイクル疲労 等,現象が複雑になるほど TEM 観察等のみでは巨視的力学 応答を定量的に明らかにするのは難しく,ナノ・ミクロ因子 のグローバル平均値が計測できる中性子回折の有用性が高く なる.

本稿が研究開発最前線で活躍されている若手・中堅研究者 の皆様に中性子回折を試みていただけるきっかけになれば幸 いである. (完)



図3.7 二相ステンレス鋼の引張圧縮変形における格子ひずみの変化(a)と応力-ひずみ曲線(b). 挿入写真は試料の ミクロ組織観察結果.

### 文 献

- (1) 高村仁一:日本金属学会会報,12(1973),505-521;25(1986), 379-391.
- (2) 丸川健三郎, 大村孝仁:鉄と鋼, 100(2014), 1076-1088.
- (3) B. Clausen, T. Lorentzen and T. Leffers; Acta Mater., 46 (1998), 3087–3098.
- (4) C. J. Neil, J. A. Wollmershauser, B. Clausen, C. N. Tome and S. R. Agnew: Int. J. Plast., 26 (2010), 1772–1791.
- (5) B. Budiansky and T. T. Wu: Proc. 4th Congress on Applied Mechanics, (1962), 1175–1181.
- (6) K. Tanaka and T. Mori: Acta Metall., 18(1970), 931-941; 田
   中紘一,森勉,中村正久:鉄と鋼, 59(1973), 152-170.
- (7) 村外志夫,森 勉:マイクロメカニックス,培風館, (1976).
- (8) Y. Tomota, K. Kuroki, T. Mori and I. Tamura: Mater. Sci. Eng., 24(1976), 85–94; 友田 陽, 田村今男:日本金属学会 会報, 14(1975), 657–664.
- (9) 友田 陽,田村今男:鉄と鋼,67(1981),439-466;68(1982), 1147-1158.
- (10) G. J. Weng: J. Mech. Phys. Solids, 38(1990), 419-441.
- (11) Rudiono and Y. Tomota: Acta Mater., 45(1997), 1923–1929.
- (12) T. Koyama: ISIJ Int., **52**(2012), 723–728.
- (13) T. Ungár, J. Gubicza, G. Ribárik and A. Borbely: J. Appl. Cryst., 32(1999), 992-1002; 34(2001), 298-310; G. Ribárik and T. Ungár: Mater. Sci. Eng., 528(2010), 112-121. (eCMWP プログラムは http://www.renyi.hu/cmwp から入手 可).
- (14) 友田 陽, 佐藤成男, ステファヌスハルヨ:鉄と鋼, 103 (2017), 73-85.
- (15) 友田 陽, ステファヌスハルヨ:塑性と加工, 54(2013), 891-895.
- (16) 土田紀之,ステファヌスハルヨ,大貫貴久,友田 陽:鉄と 鋼,100(2014),1191-1206.
- (17) 友田 陽;しなやかで強い鉄鋼材料の開発最前線,鳥塚史郎,高木節雄,瀬沼武秀(監修),エヌ・ティー・エス, (2016),115-139.
- (18) S. Harjo, J. Abe, K. Aizawa, W. Gong and T. Iwahashi: JPS

Conf. Proc., 1(2014), 014017.

- (19) 友田 陽:まてりあ, 56(2016), 14-19.
- (20)池田圭太,友田 陽,鈴木淳市,盛合 敦,神山 崇:鉄と 鋼,91(2005),822-827.
- (21) M. Ojima, Y. Adachi, S. Suzuki and Y. Tomota: Acta Mater., 59(2011), 4177–4185.
- (22) 友田 陽:まてりあ, 56(2016), 70-75.
- (23) T. Ungár, A. D. Stoica, G. Tichy and X–L. Wang: Acta Mater., **66**(2014), 251–261.
- (24) H. Mughrabi: Mater. Sci. Eng., 5(1987), 15-31.
- (25) T. Kawasaki, S. Harjo, W. Gong, K. Aizawa, T. Iwahashi, Y. Tomota and T. Ungar: JPS Conf. Proc., 8(2015), 031009.
- (26) T. Ungár, S. Harjo, T. Kawasaki, Y. Tomota, G. Ribárik and Z. Shi: Metall. Mater. Trans. A, 48 (2017), 159–167.
- (27) Y. Tomota, P. Lukas, D. Neov, S. Harjo and Y. R. Abe: Acta Mater., 51 (2003), 805–817.
- (28) Y. Tomota, T. Suzuki, A. Kanie, Y. Shiota, M. Uno, A. Moriai, N. Minakawa and Y. Morii: Acta Mater., 53(2005), 463–467.
- (29) T. Shinozaki, S. Morooka, T. Suzuki, Y. Tomota and T. Kamiyama: Proc. of ICASS 2006, Gyeonju, Korea, (2006), 349–352.
- (30) S. Harjo, Y. Tomota, P. Lukas, M. Vrana, D. Neov, P. Mikula and M. Ono: Acta Mater., 49(2001), 2471–2479.
- (31) S. Harjo, Y. Tomota, D. Neov, P. Lukas, M. Vrana and P. Mikula: ISIJ Int., 42(2002), 551–559.
- (32) Y. Tomota, H. Tokuda, Y. Adachi, M. Wakita, N. Minakawa, A. Moriai and Y. Morii: Acta Mater., 52(2004), 5737–5745.



友田 陽

- 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ミクロ組織と力学 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。

\*\*\*\*