

## 連携記事

# その場中性子回折による 鉄鋼材料の弾塑性変形挙動の解析

Study on Elasto-plastic Deformation Behavior of Steels Using *In Situ* Neutron Diffraction

友田 陽

Yo Tomota

茨城大学 理工学研究科  
応用粒子線科学専攻  
教授

## 1 はじめに

中性子は高い透過能などの特長を持つ特異な探索子として材料のナノ解析に有用で、他の実験手法では不可能な測定が開拓されてきたが、ビーム強度が弱く実験対象が限られていた<sup>1)</sup>。最近、日本 (J-PARC) および米国 (SNS) において大強度陽子加速器が稼動を始め、核破砕型大強度パルス中性子源を用いた新しい展開が始まろうとしている。特に、鉄鋼材料の製造や使用において問題となる凝固、加工熱処理、変形・破壊に関して、時分割測定によりナノ・ミクロスケールの現象をセンチメートルオーダーのバルク平均として追跡する研究が注目される<sup>2)</sup>。レーザー顕微鏡や電子顕微鏡その場観察では表面の特殊現象を捉えている懸念があり、X線では表面層もしくは薄い試料の測定に限られるという難点がある。中性子散乱回折を使うと材料試験片に相当するサイズを代表するバルク平均情報が得られる。したがって、材料試験結果と中性子実験結果の対応がきわめて良い。ただし、得られる散乱回折プロファイルは、顕微鏡観察などのミクロな実験結果と組み合わせることによって解析し解釈することが可能になり、有用な結果が得られる点に留意すべきである。ここでは、高温と常温における弾塑性変形中の実験例を紹介する。

## 2 高温における塑性変形と ミクロ組織変化の その場中性子回折による検討

耐熱材料のクリープ変形挙動や鉄鋼材料製造プロセスにおける熱間加工・温間加工においては、不均一塑性変形と内部応力分布、転位組織の形成 (転位増殖と回復)、集合組織形成、析出・変態・再結晶などが起こる。試料を急冷して高温状態を凍結し常温で解析する従来の方法に、高温その場測定

を加えることで、理解が深まり真相究明の助けになることが期待される。Fig.1 は英国ラザフォード・アップルトン研究所 ISIS における Fe-2Mn-0.2C 合金を用いた実験の概要<sup>3)</sup>である。(a) は加工熱処理スケジュール、(b) は ENGIN-X を用いた実験風景を示す。直径 12mm の円柱あるいは最小直径 8mm の秒時計型試料を用いて、高温圧縮変形後の等温保持あるいは高温低速度圧縮変形中に圧縮軸方向とその垂直方向から得られる中性子回折プロファイルを飛行時間 (TOF) 法によって測定した。入射ビームと回折ビームをスリットとコリメータで調整し、試料の全断面からの回折を検出している。ビーム強度が約10倍になるJ-PARCの工学材料解析装置「匠」

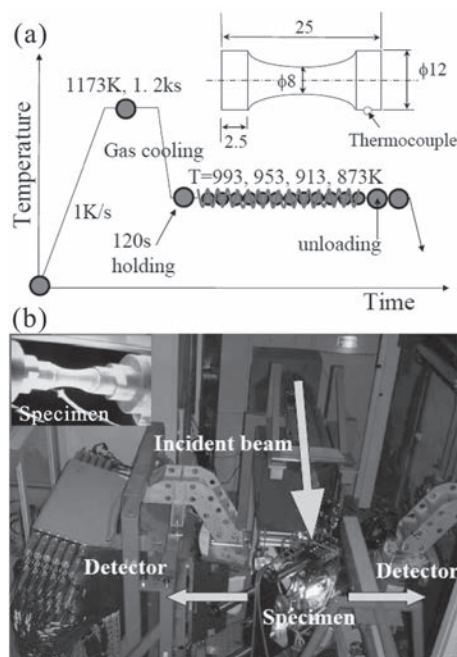


Fig.1 Schematic illustration of thermo-mechanical heat treatment schedule (a) and experimental view at ENGIN-X in 2008 (b)

やSANSの装置「VULCAN」でも間もなく同様な実験が可能になる見込みで、測定時間間隔の大幅な短縮が期待される。さらに、これら新しい装置のデータ採取システムにはイベント方式が採用され、1パルスごと(J-PARCでは25Hz)に各検出器の結果が記録され、実験後に分割時間や検出器の数(測定角度範囲)を回折プロファイルの統計精度を考慮して種々に変えながら解析することができるようになる。この方式は時分割測定にとってきわめて便利である。Fig.2に、1173K(オーステナイト( $\gamma$ )化処理)から993Kに冷却し25%の圧縮変形(ひずみ速度: $2.5 \times 10^{-2}/s$ )を与えた前後の回折プロファイルを示す。加工前は集合組織が弱く軸方向(a)と垂直方向(b)のプロファイルはほぼ同じであったが、加工後は $\gamma$ の(hkl)回折強度の傾向に変化が現れ、圧縮変形によって加工集合組織が形成されたことがわかる。さらに、回折ピークの中心位置およびプロファイル形状から、応力(弾性ひずみ)や転位密度を同定できる。フェライト( $\alpha$ )変態が始まると $\alpha$ 相の回折ピークが現れるようになる。このとき、集合組織の影響を考慮して多くの回折ピークに対して一括カーブフィティングを行うリートベルト解析法を用いると、軸方向のデータからも垂直方向のデータからもほぼ同じ $\alpha$ 体積率が得られた。個々の相の平均情報(たとえば相応力)に加えて、単一ピークフィティングにより個々の[hkl]配向結晶粒の平均情報(たとえば粒応力)を同定することができる。Fig.3に圧縮変形中における $\alpha$ 変態の進行状況を表す。993Kでは、加工なしの場合に比べて加工中に $\alpha$ 変態が促進されている(動的 $\alpha$ 変態)。試験温度とひずみ速度を変化させて実験した結果、 $\alpha$ 変態は加工温度が低いほど、ひずみ速度が大き

いほど、促進されることが定量的に示された。図中の913K保持の例では、913Kに到達する冷却中にすでに変態が生じ、2相状態の組織を加工することによって $\alpha$ 変態が大きく加速されている。このときの $\alpha$ 相の(hkl)回折積分強度の変化をFig.4に示す。変形(あるいは保持時間)の進行に伴い(hkl)回折積分強度に変化がみられ、 $\alpha$ 相の圧縮変形集合組織の形成がみられる。2相組織状態の圧縮では、両構成相がともに塑性変形するが、高温では $\gamma$ 相、低温になると $\alpha$ 相が硬質相になるようである。また、回折プロファイルから格子面間隔が得られ、 $\gamma$ 中の炭素濃度や変態ひずみに起因する相応力( $\gamma$ 相に引張、 $\alpha$ 相に圧縮静水圧応力場が発生)が同定され、 $\alpha$ および $\gamma$ 相における集合組織形成や転位密度などが推定される<sup>4)</sup>。

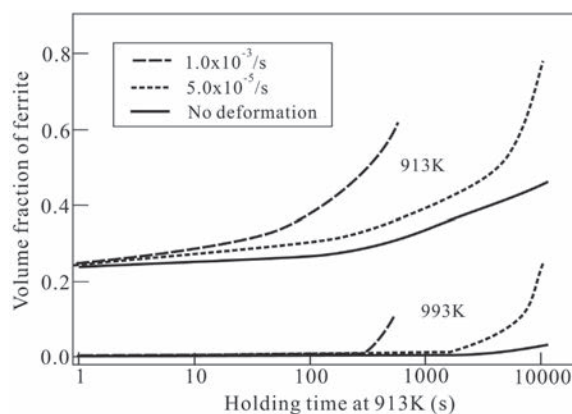


Fig.3 Dynamic ferrite transformation during hot-compression at elevated temperatures

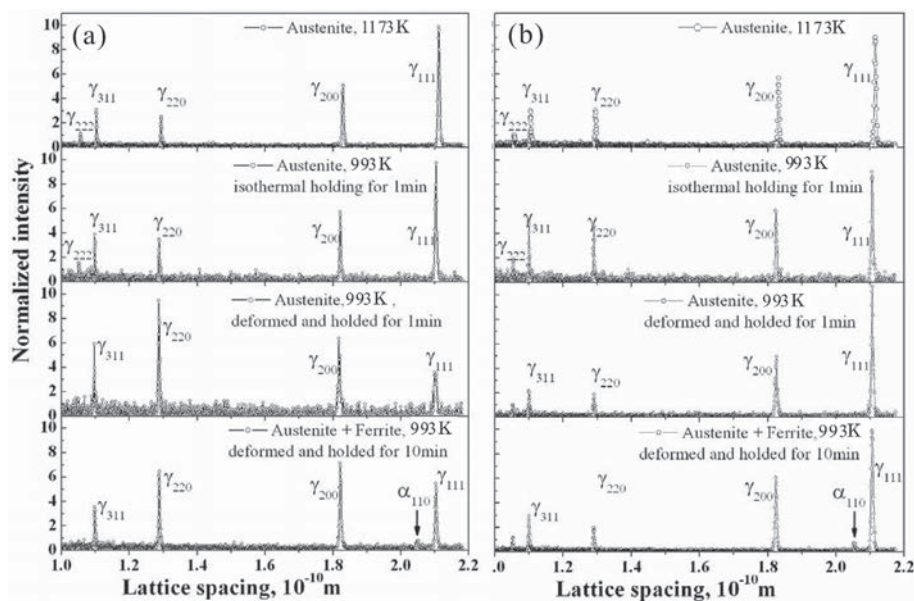


Fig.2 Changes in neutron diffraction profiles obtained before and after hot-compression at 993K: (a) the axial direction and (b) the transverse direction

これまでに、著者らは単純加熱冷却に伴うマルテンサイト ( $\alpha'$ ) の焼戻し挙動<sup>5)</sup>や  $\alpha' \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$  変態<sup>6)</sup>、加工  $\gamma$  からの  $\alpha$  変態<sup>4)</sup>、 $\alpha'$  鋼の温間変形に伴う  $\gamma$  析出と動的  $\alpha$  再結晶の競合<sup>7)</sup> など、結晶構造・組織変化のその場中性子回折実験を行ってきた。現実の製造プロセス条件と比べると、加熱冷却速度やひずみ速度の調整範囲が限定され基礎研究の域を出ない面があったが、大強度中性子ビームが利用できるようになると実用的条件にかなり近づけられると期待される。また、熱膨張測定と小角散乱の同時測定では、析出物などのサイズ分布、形状などをその場測定することができる<sup>8)</sup>。J-PARC では、広角と小角散乱の同時測定によって、結晶構造変化と析出物の形状・サイズ分布の連続測定、さらに熱膨張測定やレーザー顕微鏡観察などを組み合わせた多眼的な測定技術の発展が期待される。

### 3 常温単軸変形における不均一変形挙動のその場中性子回折による検討

鉄鋼の塑性変形はほとんどの場合に転位運動によるので本質的に不均一に生じる。単相単結晶において塑性変形が進むと転位組織が形成され内部応力が発生する<sup>9)</sup> (第三種 (残留) 応力)。たとえば、転位セル内とセル壁の間に発生する応力分配が X 線回折によって測定されている<sup>9)</sup>。単相多結晶では、外力方向に対する結晶粒の方位 (Schmid 因子) や大きさに依存して変形の初期に塑性ミスフィットひずみに起因する粒応力 (第二種応力) が発生する。変形初期の結晶粒間の不均一塑性変形 (Grain-to-grain yielding) により発生する粒応力は塑性変形が進んでも消滅しない。多相材料では、硬質相と軟質相の間の塑性ミスフィットひずみに起因して相応力 (第二種応力) が発生する。個々の転位線は、これらの内部応力が重畳した長範囲応力場 (非熱的応力成分) 下で、林転位群と短範囲相互作用を起こしながら (熱的応力成分) 運

動する。したがって、複雑なマイクロ組織を有する鉄鋼材料の加工硬化は、種々な内部応力と林転位相互作用の2種類の抵抗から構成される。中性子回折では、長範囲内部応力は回折ピークの移動、林転位密度は回折プロファイルの形状変化に現れるので、変形中の試験片平行部全体を代表する平均情報を逐次測定することが可能である。著者らは  $\alpha$ <sup>10,11)</sup>、 $\alpha'$ <sup>12,13)</sup>、 $\gamma$ <sup>14,15)</sup> の単相鋼、焼戻し  $\alpha'$ <sup>12)</sup>、パーライト<sup>16-18)</sup>、 $\alpha$ — $\gamma$  2 相ステンレス鋼<sup>19,20)</sup> や TRIP-DP 鋼<sup>21,22)</sup> の変形挙動をその場中性子回折を用いて検討してきた。ここでは、パーライト鋼、TRIP-DP 鋼および 2 相ステンレス鋼に関する結果を紹介する。

パーライトは、板状セメンタイト ( $\theta$ ) と  $\alpha$  が層状になったラメラコロニーが集まってブロックを形成する組織構成である。最近の研究によって、従来は同一結晶方向を示すと考えられていたブロック内やコロニー内で結晶方位が変化し、 $\theta$  板は曲がり内部に穴が存在するなど詳細な 3 次元組織状態が明らかになりつつある<sup>23)</sup> が、降伏強さは転位の移動距離を支配するラメラ間隔、加工硬化量は応力分配を担う  $\theta$  体積率が主要因子であることには変わりない。単軸変形中その場中性子回折では、Fig.1 と同様に Fig.5 のような光学系で試験片の軸方向とその垂直方向の回折プロファイルを測定する。Fig.6 (a) にラメラ間隔を変化させた試料の応力-ひずみ曲線を示す。ラメラ間隔が狭くなるにつれて、降伏強さが増加し加工硬化も若干増加気味である。多数の  $\alpha$  と  $\theta$  の回折プロ

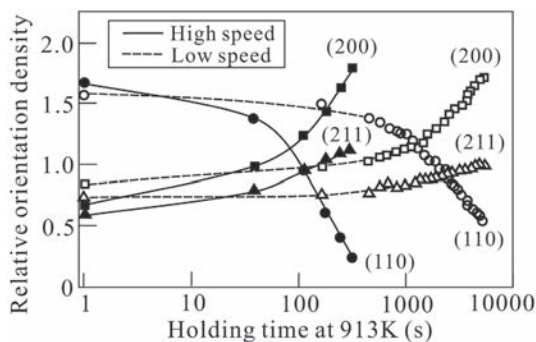


Fig.4 Changes in ferrite diffraction intensity during hot-compression at 913 K

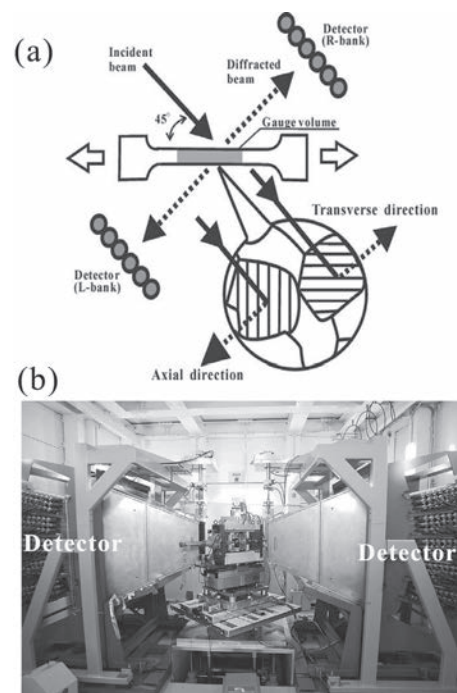


Fig.5 View of an engineering diffractometer, Takumi at J-PARC and schematic illustration of in situ neutron diffraction during tension-compression deformation



ファイルを対象に一括してリートベルト解析することにより、両構成相の変形状態を知ることができる。格子ひずみを求めた結果が Fig.6 (b) である。試料が降伏すると、 $\alpha$  相の格子ひずみ (すなわち負担している応力) の増加が止まり、同時に  $\theta$  相の格子ひずみが大きく増加する。挿入図のように、 $\alpha$  相ですべりが発生すると転位は界面に集積し後続の運動転位に逆応力を与える。引張方向からみると  $\alpha$  相には圧縮、 $\theta$  相には引張の相応力が発生したことになる。すなわち、 $\alpha$  相と  $\theta$  相の間で応力分配が起こり加工硬化をもたらす。Fig.6 からわかるように、ラメラ間隔が小さくなるほど、降伏強さが大きくなり、 $\alpha$  相の負担する応力 (格子ひずみ) が大きくなっている。降伏強度にラメラ間隔の強い影響がみられるのは、単相  $\alpha$  鋼の結晶粒微細化強化に似ている。その後の変形に伴う加工硬化は  $\theta$  相が応力を負担する (応力分配) からであり、長範囲内部応力が加工硬化の主因である。変形が進み外力が増しても  $\alpha$  相の格子ひずみはほとんど変化しないので、林転位による短範囲相互作用による硬化はきわめて小さいと思われる。Fig.6 の横軸を試料の巨視的塑性ひずみに変換すると、 $\theta$  の格子ひずみの増加はラメラ間隔が小さい方が若干大きくなり、効果的に応力伝達 (分配) が起こると推定された (図は割愛)。 $\theta$  板が球状化すると、塑性緩和が著しくなり、 $\theta$  の格子ひずみ増加が鈍り、その反面、 $\alpha$  の格子ひずみが増加する ( $\alpha$  相内の加工硬化)<sup>16)</sup>。個々の  $\{hkl\}$  回折プロファイルを解析すると、 $\langle hkl \rangle$  ブロック (粒) 群ごとの平均状態を知ることができる。単一ピークフィッティングにより同定された格子ひずみを外力に対してプロットした結果を Fig.7 に示す。降伏以前にみられる相違は、単結晶の弾性異方性に起因して多結晶体内であっても  $\{hkl\}$  ブロック (粒) 群ごとに弾性ひずみが異なり (回折) 弾性係数が結晶の方向によって異なるからである。降伏後も各々のブロックひずみの挙動が異なる。すなわち、相応力に加えてブロック間

の塑性ひずみ差に起因する粒応力が発生していることがわかる。さらに、ラメラコロニー間でも塑性ミスフィットひずみが発生することが EBSD 実験などで示唆されているので、高分解能装置を用いて回折プロファイルの形状を解析すれば第三种応力 (コロニー応力) が検出されるに違いない。このように、複雑な組織を反映しスケールの異なる不均一塑性変形が内部応力を生み出し、鉄鋼材料の加工硬化の主因のひとつになっていることが理解される。

強度と延性 (均一伸び) の優れた組み合わせを得るには、変形後期の加工硬化を増大させる必要がある。塑性変形に伴って、 $\alpha'$  変態が生じたり、変形双晶が導入されたり、ひずみ時効やローマーコットレル不動転位反応により転位密度の増加が変形後期まで継続されると、加工硬化が大きくなりネッキングの発生が抑制される。一般に変形中の  $\alpha'$  変態による TRIP 現象を利用するには高合金化が必要であるが、Si を添加して  $\theta$  の形成を抑制し高炭素濃度の  $\gamma$  を残留させた

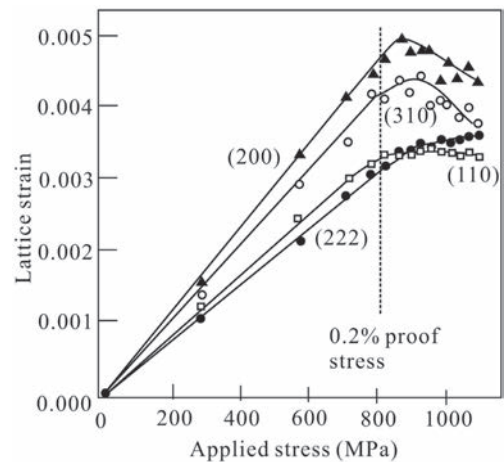


Fig.7 Lattice strains corresponding to block (grain) stress as a function of the applied stress in pearlitic steels

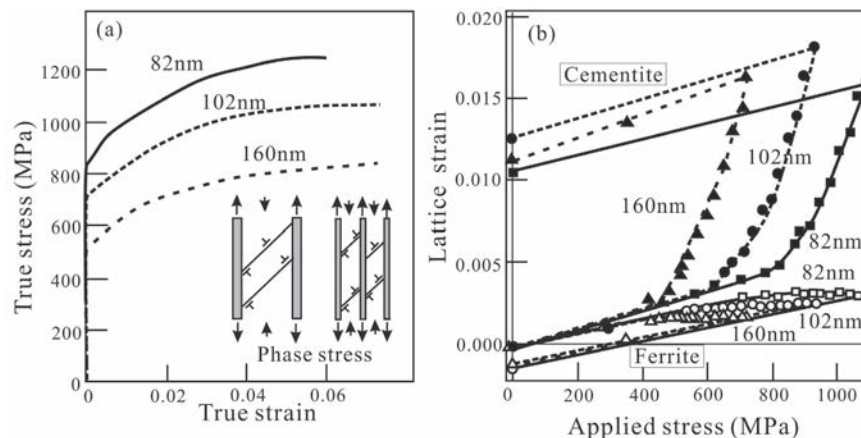


Fig.6 Effect of lamellar spacing on flow stress and lattice strains of ferrite and cementite in pearlitic steels

TRIP-DP 鋼では低合金化が可能であり活発な研究開発が進められている。市販 TRIP-DP 鋼 490T、結晶粒径を  $1\mu\text{m}$  以下に微細化した低合金鋼 (SCM490:FC) およびナノ TRIP-DP 鋼の応力-ひずみ曲線<sup>24,25)</sup>を Fig.8 に示す。一般に結晶粒を微細化してゆくと、降伏強度が増加するが、加工硬化能を失い均一伸びが消滅する。しかし、前述のパールライトでは層間隔は  $1\mu\text{m}$  以下であるが、高い加工硬化と良好な均一伸びを示した。したがって、超微細粒鋼に硬質相を導入すると塑性ひずみ差による相応力が発生し加工硬化を発現できる<sup>25)</sup>。図中のナノ TRIP-DP 鋼の初期組織は  $\alpha-\gamma$  2 相組織であり、変形に伴い  $\gamma \rightarrow \alpha'$  変態が誘起される。現在、炭素添加量を低下させ製造プロセスを工夫して同様な特性を示す鋼の研究を進めている。微細粒鋼では、リュウダース変形が生じる傾向があるが、通常のスキンパス圧延や焼入れ状態の  $\alpha'$  を混在させると連続降伏を示すようになる<sup>26)</sup>。このような組織制御と変形機構の解明にその場中性子回折がきわめて有効である。市販 TRIP-DP 鋼 490T の引張変形中その場中性子回折によって得られた軸方向の  $\alpha$  相と  $\gamma$  相の格子ひずみ変化 (リートベルト解析結果) を Fig.9 (a) に示す。弾性変形域では、外力の増加に伴って両構成相ともに格子ひずみが線形に増加するが、巨視的降伏強さの直前 (P1) から  $\alpha$  相の増加が鈍り、 $\gamma$  相における増加割合が大きくなる。これは、 $\alpha$  相内ですべり変形が開始し応力分配 (相応力の発生) が始まったことを意味する。外力に加えて相応力の加勢で硬質  $\gamma$  相でも塑性変形が始まり、格子ひずみの増加割合が鈍ってくる。一方、回折プロファイルから  $\gamma$  体積率の変化がわかる。 $\alpha'$  の生成 (P2 以降) がさらなる応力分配 ( $\alpha'$  が高い応力を負担する) をもたらし高い加工硬化を生み出している。1mass% 前後の炭素が濃縮した  $\gamma$  相は  $\alpha$  相より変形抵抗が大きいこと

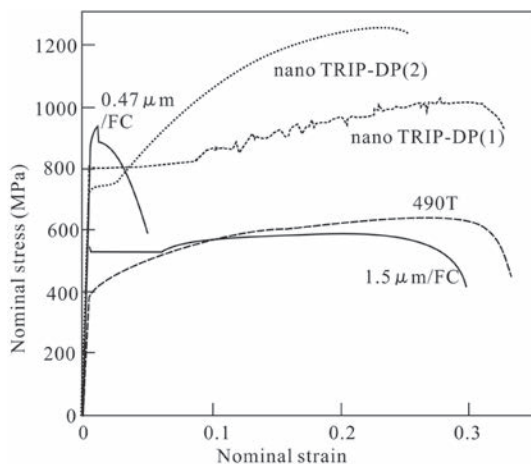


Fig.8 Stress-strain curves obtained in commercially available TRIP-DP steel (490T), ultrafine grained SM490 steel (FC) and nanoTRIP-DP steels ((1) 18Ni-0.2C and (2) 1.5Mn-1.4Si-0.39C)

(P3が $\gamma$ 相の塑性変形開始を表す) は、このような実験によって明らかになった。変形中に生成する  $\alpha'$  相は最も変形抵抗が高いと予想されるが、その変形挙動を追うには  $\alpha$  相と  $\alpha'$  相の回折ピークを分離して評価する必要がある。また、変態は低炭素領域から優先的に発生すると予想されるので、 $\gamma$  相の回折プロファイル変化を詳細に解析すると知見が得られると思われる。このような精緻な解析を行うには高分解能実験が必要で J-PARC 装置 HRPD (世界最高の分解能 0.03%が見込まれる) ではそれらの実現が期待される。

ナノ TRIP-DP 鋼における同様な実験結果をシングルピークフィッティングで求めた結果を Fig.10 に示す。(a) の  $[hkl]$  格子ひずみ変化から明かなように、 $\alpha$  相と  $\gamma$  相間の相応力分配よりも粒応力分配が顕著である。すなわち、結晶粒微細化により  $\alpha$  相の強度が炭素の濃縮した  $\gamma$  相と同程度になって、相応力はほとんどなくなり、粒応力が目立つ結果になっている。さらに、(b) において  $\gamma$  相の  $[200]$  粒群で優先的に  $\alpha'$  変態が生じているが、これは (a) において大きな引張粒応力が発生しているのが  $[200]$  粒群であることと関係していると思われる。この鋼ではリュウダース変形中に誘起される  $\alpha'$  相が大きな応力を負担して微細粒鋼の加工硬化を増大させネッキングを抑制していると推定される。

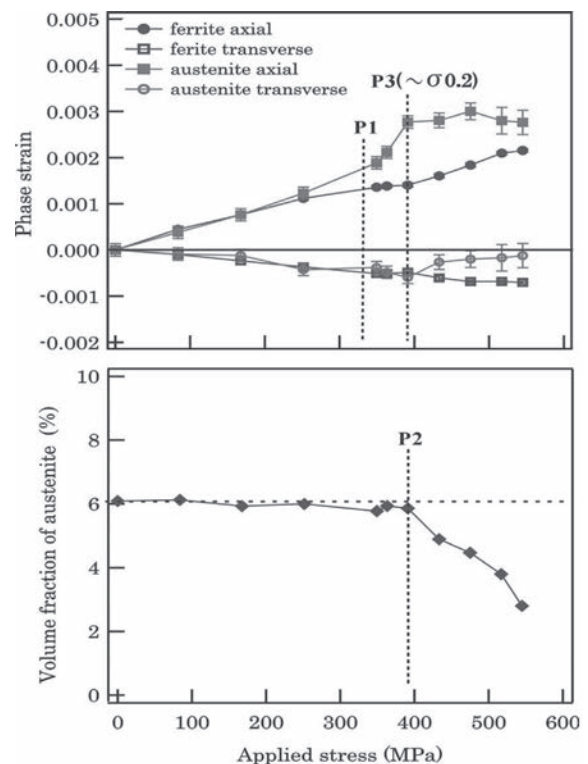


Fig.9 Lattice strains (a) and diffraction intensities (b) as a function of the applied stress in 490T TRIP-DP steel, where P1: onset of plastic flow in  $\alpha$ , P3: that in  $\gamma$  and P2: start of stress-induced martensitic transformation

最後に、 $\alpha$ — $\gamma$  2相 Fe-Cr-Ni 合金における引張圧縮変形中のその場中性子回折結果を Fig.11 に示す。この実験は原子炉中性子源による角度分散法で行ったので、 $\alpha$  (110) と  $\gamma$  (111) の回折のみを追っている。図から弾性変形領域 (Stage 1 (引張), 1' (圧縮))、オーステナイト相のみが塑性変形する領域 (Stage 2, 2')、そして両構成相がともに塑性変形する領域 (Stage 3, 3') の存在が推定できる。引張外力を除荷すると、軟質相である  $\gamma$  には圧縮、硬質相である  $\alpha$  には引張応力 (ひずみ) が残る。さらに圧縮変形に転ずると、 $\gamma$  相は外力と引張変形で生成した圧縮粒応力の重ね合わせによって、早い時期に塑性変形が開始している。相応力がバウシinger 効果を大きくさせていることがわかる。J-PARC の装置を用いれば、25Hz の中性子パルスに同期させて繰り返し変形中の挙動を TOF 法で追跡することが可能になると思われる。

## 4 おわりに

中性子散乱回折を利用する時分割測定は、大強度中性子ビームの登場によって大きく発展しようとしていることを紹介した。中性子実験は、試料全体のバルク平均情報を得るに

は適しているが、他の実験方法を相補的に組み合わせてデータ解析を行うことが肝要である。平成 21 年度から日本鉄鋼協会「新世代中性子源を利用した鉄鋼元素機能の研究会 (主査: 大沼正人博士 (物材機構))」がスタートし、幅広く中性子利用の可能性が議論されている。その中で、時分割測定は主要な話題のひとつである。

## 謝辞

ここで紹介した一連の研究を進めるにあたっては、参考論文でリストアップした著者らの文献の共著者の力によるところが大きい。また、日本鉄鋼協会産発プロジェクト、科研費補助金 (#19360325, #21246106)、文部科学省連携融合事業、茨城県受託研究等による資金支援を受けた。関係各位に感謝する。

## 参考文献

- 1) たとえば、産発プロジェクト展開鉄鋼研究成果報告概要集「中性子利用鉄鋼評価技術の基礎検討に係わる研究」, 2009 年 3 月, 日本鉄鋼協会
- 2) 友田陽: 金属, 17 (2008) 1041; 17 (2008) 1128.

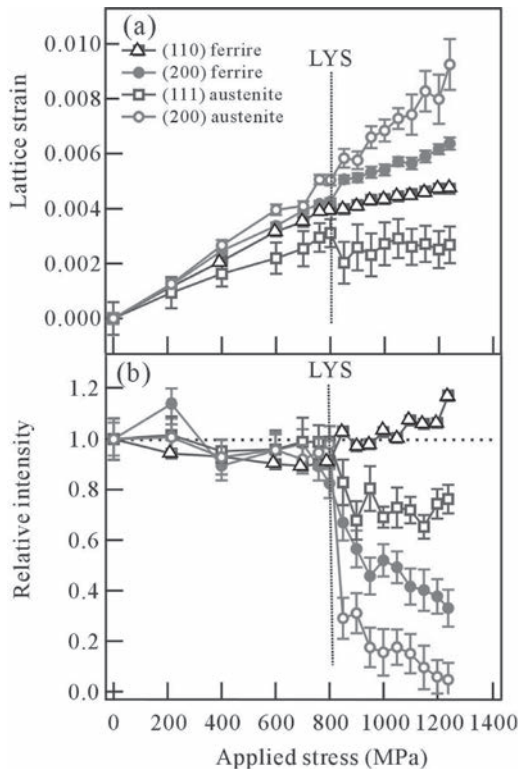


Fig.10 Lattice strains (a) and diffraction intensities (b) as a function of the applied stress in nano TRIP-DP steel, where LYS means the lower yield stress

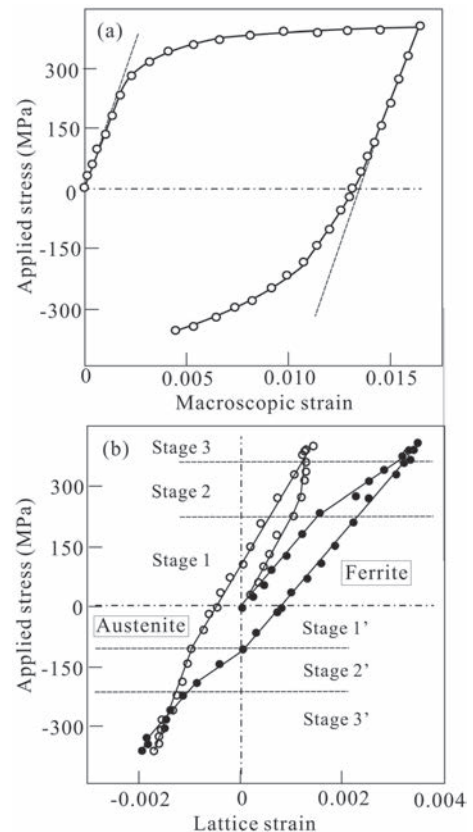


Fig.11 Changes in lattice strains determined from (111) austenite and (110) ferrite with tension-compression loading in a dual phase steel



- 3) S.Y.Zhang, E.Godfrey, W.Kockelmann, A.Paradowska, M.J.Bull, A.M.Korsunsky, B.Abbey, P.Xu, Y.Tomota, D. Liljedahl, O.Zanellato, M.Fitzpatrick, M.R.Daymond, R.M.Toda, R.A.Holt, J.Kelleher, S.Siano and J.Santisteban : Materials Today, Special issue on Neutron Scattering, (2009) , 78, (ISSN : 13697021)
- 4) P.G.Xu, Y.Tomota, P.Lukas, O.Muransky and Y.Adachi : Mater.Sci.Eng.A, 434-435 (2006) , 46.
- 5) Y.Tomota, H.Tokuda, S.Torii and T.Kamiyama : Mater. Sci. Engng. A, 434 (2006) , 83.
- 6) Y.Tomota, P.G.Xu, T.Kamiyama and E.C.Oliver : Nuclear Instruments and Methods in Physics Research A, 600 (2009) , 313.
- 7) P.G.Xu, Y.Tomota, and E.C.Oliver : ISIJ Int., 48 (2008) , 1618.
- 8) J.Suzuki, Y.Kinjo, H.Nishijima, Y.Oba, M.Ohnuma, H.Kira, T.Shinohara, T.Oku and Y.Tomota, XVI International Conference on Small-Angle Scattering, (2009) , Oxford.
- 9) H.Mughrabi : Phil. Mag., 86 (2006) , 4037 ; Acta mater., 54 (2006) , 3417.
- 10) 鳥居周輝, 友田陽, 鈴木徹也, 朴鍾皓, 及川健一, 神山崇 : 日本機械学会論文集 A, 68-675 (2002) , 1540.
- 11) Y.Tomota, P.Lukas, S.Harjo, J.H.Park, N.Tsuchida and D.Neov : Acta mater., 51 (2003) , 819.
- 12) S.Morooka, Y.Tomota and T.Kamiyama : ISIJ Int., 48 (2008) , 525.
- 13) 諸岡聡, 友田陽, 足立吉隆, 森戸茂一, 神山崇 : 鉄と鋼, 94 (2008) , 313.
- 14) 池田圭太, 友田陽, 鈴木淳市, 盛合敦, 神山崇 : 鉄と鋼, 91 (2005) , 822.
- 15) M.Ojima, Y.Adachi, Y.Tomota, K.Ikeda, T.Kamiyama and Y.Katada : Mater. Sci. Engng., (2009) in print.
- 16) Y.Tomota, P.Lukas, D.Neov, S.Harjo and Y.R.Abe : Acta mater., 51 (2003) , 805.
- 17) A.Kanie, Y.Tomota, S.Torii and T.Kamiyama : ISIJ Int. 44 (2004) 1952.
- 18) 諸岡聡, 鈴木徹也, 友田陽, 塩田佳徳, 神山崇 : 鉄と鋼, 91 (2005) , 816.
- 19) S.Harjo, Y.Tomota, P.Lukas, M.Vrana, D.Neov, P.Mikula and M.Ono : Acta mater., 49 (2001) , 2471.
- 20) S.Harjo, Y.Tomota, D.Neov, P.Lukas, M.Vrana and P.Mikula : ISIJ Int., 42 (2002) , 551.
- 21) Y.Tomota, H.Tokuda, Y.Adachi, M.Wakita, N.Minakawa, A.Moriai and Y.Morii : Acta mater., 52 (2004) , 5737.
- 22) 成井章記, 陳世昌, 友田陽, 神山崇 : 日本機械学会論文集 A, 75-752 (2009) , 501.
- 23) たとえば, Y.Adachi, S.Morooka, K.Nakajima and Y.Sugimoto : Acta mater., 56 (2008) , 5995.
- 24) 成井章記, 友田陽, 興津貴隆 : CAMP ISIJ, 21 (2008) , 707.
- 25) Y.Tomota, A.Narui and N.Tsuchida : ISIJ Int. 48 (2008) , 1107.
- 26) 李建宏, 友田陽 : 日本機械学会論文集 A, 75-754 (2009) , 761.

(2009年10月5日受付)