中性子回折測定による Rietveld 解析を用いた 低合金 TRIP 鋼の相変態観察

梅村和希^a,小貫祐介^b,星川晃範^b,富田俊郎^b,田中泰明^c, 藤原知哉^d,諏訪嘉宏^c,河野佳織^c,佐藤成男^{a*}

Observation of Phase Transformation of Low-Alloyed TRIP Steel by Using Rietveld Analysis with Neutron Diffraction

Kazuki UMEMURA^a, Yusuke ONUKI^b, Akinori HOSHIKAWA^b, Toshiro TOMIDA^b, Yasuaki TANAKA^c, Kazuki FUJIWARA^d, Yoshihiro SUWA^c, Kaori KAWANO^c and Shigeo SATO^{a*}

 ^a Graduate School of Science and Engineering, Ibaraki University 4-12-1 Nakanarusawa, Hitachi, Ibaraki 316-8511, Japan
 ^b Frontier Research Center for Advanced Atomic Sciences, Ibaraki University 162-1 Shirakata, Tokai, Ibaraki 319-1106, Japan
 ^c Advanced Technology Research Labs., Technical Research & Development Bureau, Nippon Steel Corporation 20-1 Shintomi, Futtsu-shi, Chiba 293-8511, Japan
 ^d Nippon Steel Research Institute Corporation 1-8 Fuso-Cho Amagasaki, Hyogo 660-0891, Japan

(Received 4 January 2022, Revised 25 January 2022, Accepted 27 January 2022)

Time-of-Flight neutron diffraction measurements were performed to investigate microstructural evolution during bainitic transformation of a low-alloyed transformation induced plasticity steel. Phase fractions of austenite and ferrite phases during the transformation are determined by analyzing diffraction intensities by the Rietveld method. March-Dollase (MD) and Extended Williams-Imhof-Matthies-Vihel (E-WIMV) methods were also employed in the Rietveld analysis to correct effects of crystallographic textures on the diffraction intensities. It was confirmed that the E-WIMV method could correct the influence of textures on the diffraction intensities using electron microscopy and X-ray diffraction. Ex-situ measurements on quenched samples using electron microscopy and X-ray diffraction confirmed that the low-carbon and high-carbon austenite phases observed by neutron diffraction were those transformed to a martensite phase and retained as an austenite phase at room temperature, respectively.

a 茨城大学大学院理工学研究科 茨城県日立市中成沢町 4-12-1 〒 316-8511 *連絡著者: shigeo.sato.ar@vc.ibaraki.ac.jp

b 茨城大学フロンティア応用原子科学研究センター 茨城県那珂郡東海村大字白方 162-1 〒 319-1106

c日本製鉄株式会社技術開発本部先端技術研究所 千葉県富津市新富 20-1 〒 293-8511

d 日鉄総研株式会社 兵庫県尼崎市扶桑町 1-8 〒 660-0891

[Key words] Neutron diffraction, Rietveld analysis, Bainite transformation, Texture, Transformation-induced-plasticity steel

低合金 Transformation Induced Plasticity (TRIP) 鋼のベイナイト変態中の組織変化を調査するため Time-of-Flight (TOF)型中性子回折測定を行った.変態中のオーステナイト,フェライト相の相分率は回折強度により 求められ,Rietveld 解析により評価できるが,集合組織により影響される.そこで,Extended Williams-Imhof-Matthies-Vihel (E-WIMV) 法および March-Dollase (MD) 法を用いた Rietveld 解析を行い,優先配向補正法の違 いが相分率の解析結果に与える影響を調査した.MD 法と比較して E-WIMV 法は集合組織による回折強度へ の影響を高い精度で補正可能であることが確認された.中性子回折パターンより低合金 TRIP 鋼のベイナイト 変態域では低炭素オーステナイト相と高炭素オーステナイト相が存在することが確認された.また,電子顕 微鏡とX線回折を利用し、変態途中を急冷した試料について ex-situ 測定を実施した.Ex-situ 測定ではフェラ イト相,マルテンサイト,オーステナイト相が観察された.中性子回折で観察された低炭素オーステナイト 相と高炭素オーステナイト相は、ex-situ 測定の場合,それぞれマルテンサイト,残留オーステナイト相とし て観察されたことが確認された.

[キーワード] 中性子回折, リートベルト解析, ベイナイト変態, 集合組織, 変態誘起塑性鋼

1. はじめに

鉄鋼材料の強度, 延性などの機械的性質はミ クロ組織に依存する.熱処理に伴う相変態,析 出や再結晶などの諸現象によりミクロ組織は制 御され, 種々の機械的性質への要求を満たして いる.特に自動車用の鋼鈑には強度とともに延 性が要求される、通常、強度と延性はトレー ドオフの関係にあるが, Transformation Induced Plasticity (TRIP) 鋼^{1,2)} は優れた強度-延性バラ ンスを持つ高強度鉄鋼材料である. TRIP 鋼は, 熱処理と組成の制御により体心立方 (BCC) 構 造のフェライト(α)相中に面心立方(FCC)構造 のオーステナイト (y) 相を残留させる. 残留 y 相は変形時にマルテンサイト変態が生じること で延性と強度上昇が図られる.したがって、室 温で安定な残留 y 相を形成させることが特性の 優劣を決定する. γ相を室温で得るには, γ温 度域まで加熱後、ベイナイト変態が生じる温度 域(おおよそ 573 ~ 773 K 程度)に急冷し、この 温度域にて等温保持^{3.4)}を行う.この熱処理は オーステンパーと呼称される.ベイナイト変態 域ではα相中より残留したγ相に炭素が拡散し, γ相の炭素濃度を上昇させる.γ相の炭素濃度 が高くなることで室温でも安定なγ相が形成さ れる.

TRIP 鋼の機械的性質はベイナイト変態域で 安定化されるγの相分率,およびその炭素濃度 に支配される^{5.6)}.そのため,ベイナイト変態 域で生じるγ相形成の観察やその炭素濃度の評 価が求められる.一般にベイナイト変態域で生 じるミクロ組織現象は,電子顕微鏡を利用した 室温冷却後の試料の組織情報を基に予測されて いる.しかし,室温冷却に伴う組織変化が生じ るため,ベイナイト変態域で生じる諸現象を正 確に把握することは困難であった.このため, 電子顕微鏡から得られる組織情報を正しく理解 するには冷却前のベイナイト変態温度域の組織 情報が不可欠となる.

近年,ベイナイト変態域の組織変化に着目し

た in-situ X線 / 中性子回折実験が実施され、短 い時間分解能で組織変化を正確に評価すること が可能となった⁷⁻⁹⁾.ベイナイト変態域での insitu 回折実験より得られた y ピークに非対称性 が確認され,γ相中の炭素が不均一に存在して いることが明らかとなった⁸⁾. 例えば Guo らと Onuki らは、ベイナイト変態域の昇温状態では、 炭素濃度の高いγ相と低いγ相で構成されるこ とを示している^{10,11)}. このような高 / 低炭素 y 相が混在する状態を予測するため変態途中で急 冷し、室温で観察する ex-situ 測定が行われてい る.一方,炭素濃度の低いγ相の安定性は乏し いため、ベイナイト変態域から室温へ冷却する 過程で消滅する.しかし、室温 ex-situ 測定と高 温 in-situ 測定の組織情報の関係は十分に議論さ れていない.

前述の通り、高温下の動的組織変化に対す る in-situ 測定には X 線や中性子が有効であり、 特に、短時間でバルク平均情報を取得可能な TOF 型中性子回折法が有効である.中性子回 折データから相分率を求めるには Rietveld 解析 が有効であるが、金属材料は集合組織を有する ため、集合組織による回折強度の変化が問題と なる.このため、優先配向を仮定する March-Dollase (MD)法¹²⁾や三次元結晶方位分布を解 析する Extended Williams-Imhof-Matthies-Vihel (E-WIMV)法¹³⁾が Rietveld 解析の集合組織の影 響補正に利用される.ただし、いくつかの集合 組織の影響補正方法がある一方、Rietveld 解析 の優先配向補正法の違いが相分率の解析結果に 与える影響について十分に議論されていない.

本研究では、ベイナイト変態域の中性子回折 組織解析の課題に取り組むため、Rietveld 解析 における集合組織の影響の補正法、および exsitu 観察結果との関係を議論する.集合組織の 影響の補正法については、単純な単軸優先配 向を仮定した MD 法と三次元結晶方位分布を 計算する E-WIMV 法それぞれの補正を与えた Rietveld 解析について検証する.また、電子顕 微鏡観察や X 線回折測定を用いた ex-situ 測定 と中性子回折を用いた高温 in-situ 測定の組織 情報の関係を考察した.中性子回折から得られ るベイナイト変態中の組織情報に対し、変態途 中の状態から急冷した試料について、電子顕微 鏡の電子線後方散乱回折 (Electron Back Scatter Diffraction: EBSD) および X 線回折法により観 察された多相組織の相分布、相分率との関係つ いて議論する.

2. 実験・解析

試料には Fe-0.61C-1.49Si-1.50Mn (mass%)の 板材を用いた. 鋳造後,熱間鍛造により作製さ れた板材を厚さ7 mm に熱間圧延した後に徐冷 し,5 mm 厚さまで研削加工を施し,仕上げと して厚さ2 mm に冷間圧延を行った.板材は放 電加工機より Fig.1¹¹⁾の形状に加工した.

中性子回折測定は J-PARC の物質・生命科学 実験施設, BL20 に設置された iMATERIA を用 いた. iMATERIA に急速加熱冷却試験装置を 設置し,加熱・冷却中のその場中性子回折測



Fig.1 Shape of sample and position of the indident beam sopt ¹¹).



Fig.2 Schematic diagram of the rapid heating and cooling equipment installed in iMATERIA.



Fig.3 The distribution of scattering vectors corresponding to the 132 observation points $^{14)}$.

定を行った. Fig.2 に急速加熱冷却試験機を含 めた環境のレイアウトを示す. 中性子回折測 定のビームサイズは 20×20 mm² とし,入射方 向は圧延材の板面垂直 (ND) 方向に入射した. iMATERIA では試料を取り囲むように Back Scatter (BS), Special Environment (SE), Low Angle (LA) バンクに検出器が配置されている. 検出器は Fig.3¹⁴⁾ に示す 132 の極点図方位と対 応している. 温度条件を Fig.4 に示す. 試料を 1173 K の γ 単相域まで加熱後に急冷し, 673 K のベイナイト変態域で 1800 s 間等温保持後,室 温に冷却した. ベイナイト変態による組織形態 の変化を EBSD より観察するため, 673 K に冷



Fig.4 Temperature history used in the present study.

却後,200,600 s で室温に急冷し,ベイナイト 変態中の組織を凍結した試料も作製した.

中性子回折パターンに対する相分率解析は Rietveld 解析を用いて実施した. Rietveld 解析 の優先配向補正法が解析結果に与える影響を 調査するため, E-WIMV 法と MD 法を用いた. E-WIMV 法は BS, SE, LA バンクより観測され た 132 本の回折パターンを用い, MD 法は BS バンクより観測された回折パターンを用いた. MD 法の選択配向方位 <*hkl*> は最小の *R*_{wp} が得 られた FCC 相: <311>, BCC 相: <211> とした. Rietveld 解析は MAUD プログラム¹⁵⁾ を用いた.

γ相の炭素濃度は、以下に示す Lee らの式¹⁶⁾

から算出した.

$$a_{\rm A} = (0.35279 + 7.83 \times 10^{-4} X_{\rm C} + 1.144 \times 10^{-4} X_{\rm Mn}) \\ \times [1 + (23.875 - 0.5X_{\rm C} - 0.1784X_{\rm Mn}) \\ \times 10^{-6} T - 298)]$$
(1)

ここで, *a*_A は γ 相の格子定数 [nm], *X*_C は炭素 濃度 [at%], *X*_{Mn} は Mn 濃度 [at%], *T* は温度 [K] である. γ 相の格子定数は, BS バンク全体の検 出器で得られた γ-111 反射のピーク位置から格 子定数を算出した. (1) 式に温度, 組成の Mn 濃度, γ 相の格子定数を代入し, γ 相の炭素濃 度を算出した.

EBSD 測定はショットキー型走査型電子顕微 鏡(SU5000,日立ハイテクノロジー製)と、それ に搭載した結晶方位解析装置(DVCS,TSL製) を用いた.オーステンパー後の試料表面はSi や Mn の酸化,脱離によりバルクとは異なるミ クロ組織となるため、TD 面が断面となるよう 試料中心を切断し,観察面とした.断面を20 nm のコロイダルシリカを用いて研磨した後, 酢酸-10% 過塩素酸で電解研磨し,EBSD 測定 を実施した.EBSD 測定結果の解析にはEDAX TSL OIM Analysis を用い, 観測点ごとの結晶方 位差を表す Kernel Average Misorientation (KAM) マップを求めた.また,同試料を用い, Cu Kα1 線を入射 X 線とした X 線回折測定を実施した.

3. 結果と考察

3.1 ベイナイト変態中の不安定/安定γ相の 形成と炭素濃度の変化

ベイナイト変態域である 673 Kにて、γ相に 炭素濃化が生じる、γ相への炭素濃化を確認す るため、673 Kに急冷後のγ相の回折ピークの 経時変化を観察した。673 Kに冷却直後を0 s とし、200、600、1750 s 経過時のγ-111 反射を Fig.5 に示す、フィッティング関数にはピーク 形状の再現性が最も高いガウス関数を用い、最 小二乗法によりフィッティング関数の位置と面 積を最適化した、γ-111 反射は非対称であり、2 つのピークによりフィッティングされる。つ まり、炭素濃度が異なる2種類のγ相の存在を 確認できる。これらのγ相をそれぞれ、低炭素 濃度γをγLC (Low carbon)、高炭素濃度γをγHC (High carbon)とする。

γLC, γHC 各相のピーク位置に着目する.変態



Fig.5 γ -111 reflections fitted with γ_{LC} and γ_{HC} peaks at 673 K. Holding times are (a) 200, (b) 600, and (c) 1750 s. (Color in digital version.)

の進行に伴い γ_{LC} 相のピーク位置は一定だが, γ_{HC} 相のピーク位置は波数 $K(=d^{-1}, d:$ 面間 隔)に対して減少する.格子定数の増加に対応 し、ベイナイト変態の進行とともに γ_{HC} 相の炭



Fig.6 Changes in carbon content in the austenite phases at 1173 K, 673 K and RT. (RT is after annealing treatment.)

素濃化が増加したことを示唆している. γ_{HC}, γ_{LC} 相の炭素濃度を Fig.6 に示す. ベイナイト変 態域では炭素濃化が γ_{HC} 相に進行し,安定 γ 相 が形成される.一方, γ_{LC} 相に炭素濃化は生じず, 不安定 γ 相となることが確認された.

3.2 優先配向補正法よる Rietveld 解析結果への 影響

Rietveld 解析の優先配向補正法として E-WIMV 法と MD 法それぞれを利用し,フィッ ティング精度と求められる相分率の解析値へ の影響を確認した.673 K に冷却直後から600 s 経過時において BS バンクより検出された回 折パターンについて,E-WIMV 法と MD 法そ れぞれによるフィッティング結果を Fig.7 に示 す.E-WIMV 法はほぼ全ての回折に対し,良 好なフィッティングがなされているが,MD 法 では矢印に示した回折に対するフィッティン グが完全ではない.つまり,MD 法では集合組



Fig.7 Measured diffraction at BS bank (dotted plots) and simulation by (a) E-WIMV and (b) MD methods (red lines) at the isothermal treatment of 600 s. (Color in digital version.)

	RT 11	1172 V	673 K	673 K	673 K	RT
	(Before annealing)	11/3 K	200 s	600 s	1750 s	(After annealing treatment)
MD	16.14	12.12	16.90	15.55	15.53	12.99
E-WIMV	7.83	9.59	15.11	14.53	14.98	6.83

Table 1 R_{wp} values for Rietveld analysis based on MD and E-WIMV methods.



Fig.8 Pole figures of (a) the ferrite {110} at room temperature and (b) austenite {111} at 1173 K. (Color in digital version.)

織の影響による回折強度の変化を十分に再現 できない.定量的にフィッティング精度を示 すため,Table 1 に E-WIMV 法,MD 法それぞ れの Rietveld 解析より得られた Rwp 値を示す. E-WIMV 法の Rwp 値は MD 法のそれと比べ小さ い.つまり,E-WIMV 法のフィッティング精度 がより高い.MD 法は一方向に配向した繊維状 集合組織を仮定するが、実際には複数の集合組 織成分にて三次元方位分布である.E-WIMV 法 は三次元結晶方位分布として解析するため、集 合組織による影響をより高い精度で補正したと 考えられる.

Fig.8 に E-WIMV 法の集合組織解析より得ら れた加熱前のα相の {110} 極点図と 1173 K に てγ相に変態時のγ相 {111} 極点図を示す.α 相の {110} 極点図には冷間圧延に典型的な上下 左右鏡面対象の集合組織を確認でき,結晶分布 状態を E-WIMV 法は正しく再現したことを示 唆する.また,γ相 {111} 極点図と比較すると, 同様な方位分布を示している.α相とγ相間の 相変態に伴う結晶方位関係は Kurdjumov-Sachs (K-S)関係¹⁷⁾: {011}_α// {111}_γであり,この関 係を再現したことからも E-WIMV 法を用いた Rietveld 解析が適切に回折ピークの強度を再現 したことを確認できる.

ベイナイト変態域では、母相である γLC 相 が消費され、α相と γHC 相が形成される. E-WIMV 法および MD 法を用いた Rietveld 解析 より導出した 673 K の 200, 600, 1750 s におけ る相分率を Fig.9 に示す. E-WIMV 法と MD 法 のベイナイト変態域での相分率変化の傾向はお およそ類似している.一方、フィッティング精 度が高い E-WIMV 法の相分率を基準とすると、 MD 法より導出した α、γLC、γHC 相の E-WIMV 法に対する相対誤差の最大はそれぞれ 14%、 30%、46% である. E-WIMV 法と MD 法では特



Fig.9 Changes in phase fraction of austenite and ferrite phases at 673 K obtained from the Rietveld analysis based on E-WIMV and MD methods.

にγLC,γHC相の相分率に大きな差が生じた.集 合組織を有する試料に対し,MD法からも相分 率変化の傾向を再現することは可能である.た だし,ベイナイト変態に伴う相分率を精度良く 評価するには,E-WIMV法を用いたRietveld解 析が望ましいことが理解される.

3.3 ベイナイト変態における in-situ 観察組織 と ex-situ 観察組織との関係

EBSD を用いた ex-situ 測定による組織情報と 中性子回折を用いた高温 in-situ 測定から得られ た組織情報との関係について考察する. Fig.10 にベイナイト変態域で 200,600,1800 s 間保持 した後,急冷した試料の KAM マップを示す. KAM マップは測定点と隣接した部分との方位 差を示し,KAM 値が大きいほど周囲との結晶 方位差が大きいことを意味する.このような結 晶方位差は主に転位により生じる結晶方位変化 に起因する.Fig.10 の有色部が BCC 相,黒色 部が FCC 相を示す.KAM マップの有色部であ る BCC 相は, KAM 値の高い領域と低い領域に 大別できる.時間経過に伴い KAM 値の高い領 域は減少し,一方,低い領域が増加する. Fig.9 に示す相分率変化では時間経過に対し,不安定 γ相である γLc 相のみが減少した.

Fig. 6の炭素濃度を基に Andrews の式¹⁸⁾より γ_{LC}相のマルテンサイト変態開始(*Ms*)温度を見 積もると,673 Kにおけるγ_{LC}相の*Ms*温度は 527 K以上である.つまり,室温への冷却過程 でγ_{LC}相はマルテンサイト変態する.マルテン サイト変態に伴い結晶にひずみが生じ,多量の 転位が導入されると,結晶方位差が乱れた組織 が形成する.したがって,KAM値の高い領域 はγ_{LC}相が急冷に伴いマルテンサイト変態した 領域となる.一方,KAM値の低い領域はベイ ナイト変態により形成したα相となる.

安定 γ 相である γ_{HC} 相の *Ms* 温度は, 200, 600, 1800 s 間保持した際, それぞれ 351, 293, 194 K となる. 炭素濃度が最も低い 200 s 間保 持後の試料の *Ms* 温度は室温より高く, γ_{HC} 相



Fig.10 KAM maps of the BCC phase obtained from quenched samples after holding times of (a) 200, (b) 600, and (c) 1800 s at 673 K. (Color in digital version.)



Fig.11 Diffraction peaks of the martensite and ferrite phase of the quenched samples after holding times of (a) 200, (b) 600, and (c) 1800 s at 673 K. (Color in digital version.)

はマルテンサイトに変態すると考えられる.ただし,この温度領域では冷却速度が低下するため,*Ms*温度に到達してもγ_{HC}相すべてがマルテンサイト変態するわけではない.このため黒 色で示すγ相が確認されたと考えられる.ただし,一部はマルテンサイト変態したと推定され るため, EBSD からベイナイト変態中の安定 γ 相の相分率を予測する際は注意を要することが 理解される.

Fig.10 の EBSD 観察試料を用い, X 線回折か ら観察した α 相 / マルテンサイトの 110 反射を Fig.11 に示す. 200, 600 s における回折ピーク

の形状は非対称であり、大小2つの半価幅(full width at half maximum: FWHM)を持つ回折が重 なっていることが確認された.この2つの回折 ピークは次の理由によりベイナイト変態により 形成したα相とマルテンサイトに帰属される. 回折ピークの半価幅は転位の弾性ひずみ場の影 響より,転位密度の増加に伴い大きくなる¹⁹⁾. マルテンサイトはγ相からの変態時にひずみが 生じ、高密度の転位が導入される、つまり、ベ イナイト変態中に形成される α相に比べ、マル テンサイト内には多量の転位が存在する. この ため低転位密度のα相と高転位密度のマルテ ンサイトによる回折ピークの半価幅に違いが生 じる.小さい半価幅の110 反射はα相、大きい 半価幅の110反射はマルテンサイトに帰属でき る. ベイナイト変態時間とともにマルテンサイ トの回折強度が低下し, α相の回折強度が増加 する様子を確認できる. マルテンサイトのピー ク強度から不安定 y 相の相分率変化の関係を定 性的に推定できることが示唆される.

4. まとめ

低合金 TRIP 鋼のベイナイト変態域における 組織変化を解析するため,中性子回折法による in-situ 測定を実施した.Rietveld 解析における 集合組織の影響の補正法,および電子顕微鏡や X線回折法による ex-situ 測定結果との関係につ いて検討し,以下の知見が得られた.

 Rietveld 解析における集合組織の影響を補 正するため、単軸繊維状組織を仮定する March-Dollase (MD) 法と三次元結晶方位分 布を仮定する E-WIMV 法を利用し、中性子 回折パターンの解析を実施した。E-WIMV 法はより低い Rwp 値が得られ、回折強度に 与える集合組織の影響をより正確に補正で きる. Rietveld 解析で求められる相分率に 対し, MD 法からも E-WIMV 法と同様な傾 向を再現することは可能である. ただし, 相分率を精度良く評価するには, E-WIMV 法を用いることが望ましいことが確認され た.

- (2) ベイナイト変態中は低炭素濃度と高炭素濃度のγ相が存在する.低炭素γ相では炭素 濃化が生じない.一方,高炭素γ相はα相 中より炭素が拡散し炭素濃化する.
- (3) ベイナイト変態途中の状態から急冷した試料には、転位密度の低いα相と転位密度の高いマルテンサイトからなる.α相はベイナイト変態により形成し、マルテンサイトはベイナイト変態中の低炭素γ相が室温冷却時に形成した.また、高炭素γ相においても炭素濃化が低い段階では一部がマルテンサイト変態する可能性があることが示唆された.

謝 辞

本研究の一部は科学研究費補助金(20H02474) の助成を受けたものである.

参考文献

- 1)田村今男:鉄と鋼, 56, 429-445 (1970).
- Y. Tomita, K. Morioka: *Mater Charact.*, 38, 243-250 (1997).
- 3) 伊丹 淳, 高橋 学, 潮田浩作: 鉄と鋼, **81**, 673-678 (1995).
- L. Zhuang, W. Di, H. Rong: J. IRON STEEL RES. INT., 13, 41-46 (2006).
- 5) 牧 正志, 小野寺秀博, 田村今男: 材料, 24, 150-155 (1974).
- (6) 棗田浩和,北原周,橋本俊一:鉄と鋼,102, 525-533 (2016).

- K. Rakha, H. Beladi, I. Timokhina, X. Xiong, S. Kabra,
 K.-D. Liss, P. Hodgson: *Mater. Sci. Eng. A*, 589, 303-309 (2014).
- H. Stone, M. Peet, H. Bhadeshia, P. Withers, S. S. Babu, E. D. Specht: *Proc. R. Soc. Lond. A*, 464, 1009-1027 (2008).
- H. Nishijima, Y. Tomota, Y. Su, W. Gong, J.-I. Suzuki: *Metals.*, 6, 16 (2016).
- L. Guo, H. K. D. H. Bhadeshia, H. Roelofs, M. I. Lembke: *Mater. Sci. Technol.*, 33, 2147-2156 (2017).
- Y. Onuki, T. Hirano, A. Hoshikawa, S. Sato, T. Tomida: *Metall. Mater. Trans.A*, 50, 4977-4986 (2019).
- 12) W. A. Dollase: J. Appl. Cryst., 19, 267-272 (1986).
- 13) L. Lutterotti, D. Chateigner, S. Ferrari, J. Ricote: Thin

Solid Films, 450, 34-41 (2004).

- 14) 佐藤成男,小貫祐介,星川晃範,中川真惟子, 山中謙太,富田俊郎:金属, 87, 965 (2017).
- 15) H. Wenk, L. Lutterotti, S. C. Vogel: *Powder Diffr.*, 25, 283-296 (2010).
- S.-J. Lee, S. Lee, B. C. De Cooman: Scr. Mater., 64, 649-652 (2011).
- 17) 牧正志著:"鉄鋼の組織制御", p.221 (2017), (内 田老鶴圃).
- K. W. Andrews: J. Iron Steel Inst., 203, 721-727 (1965).
- 19) 赤間大地, 土山聡宏, 高木節雄: 材料, 66, 522-527 (2017).