高温熱処理を施した窒素添加オーステナイト系ステンレス鋼中析出物のナノ構造解析

越智 実¹⁾・佐藤 弘成¹⁾・寺西 亮¹⁾・佐藤 幸生¹⁾・
濱田 純一²⁾・多久島 睦子²⁾・原 徹³⁾・金子 賢治^{1)*}

Nanostructural Analyses of Intra- and Intergranular Precipitates in High-temperature Heat-treated Nitrogen-added Austenitic Stainless Steel

Minoru OCHI, Kousei SATO, Ryo TERANISHI, Yukio SATO, Jun-ichi HAMADA, Chikako TAKUSHIMA, Toru HARA and Kenji KANEKO

Synopsis : More than one thousand intragranular and intergranular precipitates of nitrogen-added austenitic stainless steel, SUSXM15J1, were characterized by FIB-SEM serial-sectioning tomography, by conventional transmission electron microscopy (TEM) and by scanning transmission electron microscopy (STEM). All of intragranular precipitates were found nitrided to form dichromium nitride, Cr₂N. Two types of intergranular precipitates were found Cr₂N and Cr₃Ni₂Si(N), and some of them were grown and jointed due to the additional heat treatment during the tensile test at 1173 K. which probably contributed to its high-temperature strength.

Key words : nitrogen-added austenitic stainless steel; intragranular precipitates; intergranular precipitates; FIB-SEM serial-sectioning; TEM-SAED pattern; STEM-EDS.

1. 緒言

オーステナイト系ステンレス鋼は優れた耐食性^{1,2)}、溶接性³⁾、および機械的特性⁴⁻⁶⁾を有することから、家庭用品から工業用材料まで幅広い分野で使用されている。その耐食性や機械的性質は各種合金元素の影響を受けることが知られており、窒素は機械的特性や耐食性、およびオーステナイト組織の安定性の向上に寄与することが報告されている⁷⁾。特に、常温および高温の強度向上に大きく影響を及ぼすことが報告されており、そのメカニズムは固溶強化やI-S効果^{8,9)}、鈴木効果¹⁰⁾等が報告されている。さらに、窒素を添加することで粒内にCr₂N等の析出物が生じ、転位の運動を抑制するピン止め点として作用する粒子分散強化も報告されている¹¹⁾。しかし、現時点ではこれらの報告は推察の域を脱しておらず、決定的なメカニズムの解明には至っていない。オーステナイト系ステンレス鋼における窒素添加の効果を解明することは、さらなる高温強度の向上に必須である。さらに、粒子分散強化のメカニズムは析出物の大きさ、形態、分散状態および構造によってカッティング機構やオロワン機構に分けられることが知られている

が¹²⁻¹⁵⁾、高温下での析出物の分散状態やナノ構造、転位との相互作用等の知見が不足しており、析出物のさらなる定量的および定性的な解析が必須である。

本研究では、窒素を添加したSi添加オーステナイト系ステンレス鋼SUSXM15J1に高温熱処理を施し、FIB-SEMシリアルセクションング法と(S)TEMを用いて粒内および粒界析出物の分散状態とナノ構造を詳細に解析した。

2. 実験方法

2・1 サンプル

本研究で用いた鋼の化学成分をTable 1に示す。耐熱ステンレス鋼の一つであるSi添加オーステナイト系ステンレス鋼SUSXM15J1に窒素を0.19%添加した鋼を20 kg真

Table 1. Chemical composition of SUSXM15J1 (wt.%) with and without N addition.

C	Si	Mn	P	Ni	Cr	S	N
0.05	3.2	0.8	0.03	13.5	19.5	0.0007	0.01
0.05	3.1	0.8	0.03	13.6	19.8	0.0007	0.19

原著論文: ISIJ Int., Vol.58 (2018), No.8, pp.1459-1466

2018年6月26日受付 2018年10月9日受理 (Received on Jun. 26, 2018; Accepted on Oct. 9, 2018; originally published in ISIJ Int., Vol.58, 2018, No.8, pp.1459-1466)

1) 九州大学大学院工学研究院 (Department of Materials Science and Engineering, Graduate School of Engineering, Kyushu University, 744 Motooka Nishi-ku Fukuoka 819-0395)

2) 日鉄ステンレス(株)研究センター (Research & Development Center, Nippon Steel Stainless Steel Corporation)

3) 物質・材料研究機構構造材料研究拠点 (Research Center for Structural Materials, National Institute for Materials Science)

* Corresponding author: E-mail: kaneko@zaiko.kyushu-u.ac.jp

DOI: <https://doi.org/10.2355/tetsutohagane.TETSU-2018-067>

空溶解で溶製し、1523 Kで55 mm厚に鍛造した後、研削加工により40 mm厚にして熱延に供した。熱延ではサンプルを1423 Kで1時間加熱後、6 mm厚まで圧延して熱延板とした。次いで、熱延板を1423 Kに加熱し60秒間保持した後空冷した。このサンプルを2 mm厚まで冷延して冷延板を作製し、冷延板を1423 Kに加熱し60秒間保持した後空冷して冷延焼鈍板とした。この冷延焼鈍板から高温引張試験片を採取し、高温引張試験に供した。引張試験片は幅10 mmで評点間距離35 mmとし、引張方向が圧延方向と平行になる様に冷延焼鈍板から採取した。また、昇温速度を100 K/分として1173 Kに達してから10分間保持後、0.3%/分で引張を行い、0.2%耐力以降は3 mm/分の速度で破断まで試験を行った。破断後に常温まで冷却速度180 K/分で冷却した。尚、高温引張試験中にサンプルが1173 Kに曝されている時間は20分であった。

本実験では引張試験片のつかみ部分を切り出し、機械研磨した後、SEM観察およびFIB-SEMシリアルセクションング法による三次元観察を行った。

2・2 FIB-SEMシリアルセクションング法による三次元観察

FIB-SEMシリアルセクションング法による観察は、直交配置型FIB-SEM (SMF-1000, 日立ハイテクサイエンス株式会社) を用いて行った。この装置は、高コントラストかつ高分解能のFIB-SEMシリアルセクションング観察を実現する目的で、FIBとSEMが垂直に配置されていることが特徴である^{16,17)}。FIB-SEMシリアルセクションングではFIBによる加工とSEMによる観察を繰り返す。今回の観察では、FIBは加速電圧30 kV, Ga^+ イオン電流3.0 nAの条件で加工を行った。また、SEMは加速電圧1 kVで、像形成には光軸上に位置する円環状の2次電子検出器および後方散乱電子検出器の2つの検出器を合算して用いた。この観察条件は析出物の平均原子番号によるコントラスト (Zコントラスト) を強調するとともにマトリクスのコントラストがフラットになる条件を探して設定した。なお、本装置の場合、FIBとSEMの光軸の交点 (コインシデンスポイント) までのSEMのワーキングディスタンスは2 mmである。上記の条件を設定したうえで、FIBは10 nmステップで切削し、990枚の像セットを取得した。一枚の像を取得するのにFIBによる切削で約45秒、SEMによる観察が約20秒か

Fig. 1. A schematic diagram of FIB-SEM slice-sectioning method.

かるので、全体の測定時間は約18時間であった。切削—観察後に残った試料形状から、観察倍率に比してドリフトが問題にならないほど小さいこと、加工深さがほぼ1 μm であることを確認した。また、SEM像は連続的に変化していることから、平均10 nmステップの加工を990枚、安定して実施できたと判断した。三次元再構築の流れをFig.1に示す。画像のアライメント、析出物の抽出、視覚化および定量分析は市販のソフトウェアであるAmira 6.2 (Thermo Fisher Scientific, USA) を用いて行った。画像のドリフト補正はx方向およびy方向に最小二乗法を適用して行った。

2・3 TEMおよびSTEM観察

JEM-ARM-200F (日本電子) を加速電圧200 kVにて使用し、微構造解析を行った。観察サンプルは、FIB-SEMシリアルセクションングを行った直後の同一視野を、FIBを用いてピックアップし、薄膜化を行い作製した。制限視野電子線回折像 (SAEDP) を用いて粒内および粒界析出物の結晶構造解析を行った。SAEDP取得条件は、カメラ長を80 cmに設定し、電子線の入射方位を母相 ($\gamma\text{-Fe}$) の $[1\bar{1}0]$ に調整した。また、STEMおよびエネルギー分散型X線分光法 (EDS) を用いて、元素分布マップの取得を行った。EDS装置はJED-2300T (日本電子)、ドリフト補正および可視化ソフトウェアはAnalysis Station (日本電子) を用いて行った。

Fig. 2. S-S curves about 0.01%N and 0.19%N sample. (Online version in color.)

Fig. 3. (a) shows a part of the continuous cross section SEM image and (b) its schematic diagram of contrasts.

3. 結果

Fig.2に同条件下において計測した0.19%N材と窒素無添加のSUSXM15J1 (0.01%N) の応力-ひずみ曲線を示す。明らかに窒素を添加することにより、高温における引張強度が上昇したことが伺える。それぞれ、0.19%N材の0.2%耐力および引張強度はそれぞれ84 MPaおよび133 MPaであり、また、0.01%N材の0.2%耐力および引張強度はそれぞれ44 MPaおよび81 MPaであった。これより、0.19%N添加によって900℃における0.2%耐力が40 MPa、引張強度が52 MPa向上していることになり、N添加が900℃の高温強度を向上させることが確認できる。従来、オーステナイト系ステンレス鋼の900℃の0.2%耐力はNの増加に伴いほぼ直線的に上昇し、0.01%の添加で約3 MPa上昇することが報告されており、本研究におけるNによる強化量は従来知見とほぼ同様の傾向と思われる¹⁸⁾。また、0.19%N材の破断

伸びは60%以上を示すものの0.01%N材よりも低下している。従来、窒素を含む18Cr-12Niオーステナイト系ステンレス鋼において、planarな転位配列の形成により結晶粒相互間にマクロ的な組織の不均一性が生じ易くなることが脆性の発生に関与することが報告されており¹⁹⁾、本鋼の延性低下の要因と推察される。

FIB-SEMシリアルセクションング法によって得られた連続断面SEM像の一部、およびその模式図をFig.3 (a), (b)にそれぞれ示す。この視野には粒界や三重点、双晶が含まれており、粒内や粒界上には多数の析出物と考えられるコントラストが確認された。連続断面SEM像をもとに三次元再構築を行い、粒内に存在する析出物を可視化した像をFig.4に示す。それぞれの平均粒径は41.3 μm と56.4 μm であった。今回三次元再構築を行った20 μm $\times$ 20 μm $\times$ 9.9 μm の領域には1000個以上の粒内析出物が含まれており、2次元像からは取得する事が困難な、正確な形状や分

Fig. 4. A set of images of intragranular precipitates seeing from different orientations. (Online version in color.)

Fig. 5. The three-dimensional reconstructed image color-coded by the shape of the intragranular precipitates. (Online version in color.)

Fig. 6. The image of plate-type intragranular precipitates has specific growth direction. (Online version in color.)

Table 2. Quantified results of intragranular precipitates.

	Type-I (Yellow)	Type-II (Red)	Type-III (Green)
Number (ratio)	86 (7.3%)	787 (66.4%)	312 (26.3%)
Average volume (10^6 nm^3)	7.993	5.754	3.860
Average a (nm)	1050	565.6	349.0
Average b (nm)	198.9	319.6	202.4
Average c (nm)	134.2	110.9	127.3
Morphology	Rod-type	Plate-type	Granular-type

散状態を把握することが可能となった。

3・1 粒内析出物

粒内析出物はほぼ均一に分散していたが、形状の異なる析出物が存在していたため、板状の析出物を赤色、棒状を黄色、塊状を緑色に色分けした。その結果をFig.5に示す。また、それぞれの形状の析出物に関して、数(比率)、平均体積、平均粒径の計測結果をTable 2にまとめた。これらの結果から、板状析出物の数が最も多く、棒状析出物の体積が最も大きいことが明らかとなった。

さらにFig.6に示すように、ある特定の方向から見たときに板状の析出物が直線的に観察されたことから、析出物と母相との間には結晶方位関係が存在することが明らかであった。

板状析出物

代表的な板状の粒内析出物の明視野(BF)-TEM像とSAEDPをFig.7(a), (b)にそれぞれ示す。TEM像による板

状の粒内析出物の平均粒径は、460(長軸)×70(短軸)nmであった。また、Fig.7(c)に模式的に示すように、板状の析出物と母相との間には、部分的に庄司-西山の方位関係を有していることが確認された。

一般的に、庄司-西山の方位関係はhcp構造とfcc構造の間に存在し、

$$(111)_{\text{fcc}} \parallel (0001)_{\text{hcp}}, [\bar{1}\bar{1}0]_{\text{fcc}} \parallel [11\bar{2}0]_{\text{hcp}}$$

もしくは

$$(111)_{\text{fcc}} \parallel (0001)_{\text{hcp}}, [11\bar{2}]_{\text{fcc}} \parallel [\bar{1}\bar{1}00]_{\text{hcp}}$$

を示すことが知られている²⁰⁾。

今回、板状析出物と母相との間にはFig.7(c)からも分かるように

$$(111)_{\text{Matrix}} \parallel (0001)_{\text{Plate}}, [\bar{1}\bar{1}0]_{\text{Matrix}} \parallel [\bar{1}\bar{1}00]_{\text{Plate}}$$

の方位関係を有していた。

板状析出物のBF-STEM像と、Fe, Cr, NのEDSマッピング像をFig.8(a), (b), (c), (d)に示す。このマッピング像

Fig. 7. (a) BF-TEM image of plate-type intragranular precipitates and (b) SAEDP from the region shown in (a) and (c) schematic diagram of SAEDP.

Fig. 8. A set of (a) BF-STEM image and EDS elemental distribution map of (b) Fe, (c) Cr, and (d) N from the plate-type intragranular precipitate. (Online version in color.)

Fig. 9. (a) BF-TEM image of rod-type intragranular precipitates and (b) SAEDP from the region shown in (a) and (c) schematic diagram of SAEDP.

Fig. 10. A set of (a) BF-STEM image and EDS elemental distribution map of (b) Fe, (c) Cr, and (d) N from the rod-type intragranular precipitate. (Online version in color.)

Fig. 11. (a) BF-TEM image of granular-type intragranular precipitates and (b) SAEDP from the region shown in (a) and (c) schematic diagram of SAEDP.

Fig. 12. A set of (a) BF-STEM image and EDS elemental distribution map of (b) Fe, (c) Cr, and (d) N from the granular-type intragranular precipitate. (Online version in color.)

Fig. 13. (a) 3D reconstructed image of intergranular precipitates and 2D SEM image indexing grain boundaries from (b) A to E and (c) C to I. (Online version in color.)

からも、析出物にはCrとNが存在していることが分かった。これらのTEM-SAEDPおよびSTEM-EDSの結果から、板状析出物は Cr_2N であることが判明した。

棒状析出物

棒状の粒内析出物のBF-TEM像、およびSAEDPをFig.9 (a), (b) に示す。TEM像による棒状の粒内析出物の平均粒径は、550 (長軸) $\times$ 40 (短軸) nmであった。

またFig.9 (c) に模式的に示すように、棒状析出物と母相の間には特定の方位関係が観察され、それは板状析出物とは少し異なっていた。

$$(111)_{\text{Matrix}} \parallel (0001)_{\text{Rod}}, [\bar{1}\bar{1}0]_{\text{Matrix}} \parallel [2\bar{1}\bar{1}0]_{\text{Rod}}$$

また、Fig.10 (a), (b), (c), (d) に、棒状析出物のBF-STEM像、Fe, Cr, NのEDSマッピング像を示す。板状析出物と同様に、棒状析出物においてもCrおよびNの濃化が確

Fig. 14. A set of images of intergranular precipitates seeing from different orientations. (Online version in color.)

Fig. 15. A set of low magnified bright-field STEM images (a) to (c), where intergranular precipitate's differences in size and shape depending on grain boundaries are easily seen.

Table 3. Quantified results of intergranular precipitates at each grain boundaries.

Grain boundary		A	B	C	D (Twin)	E (Twin)	F	G	H	I (Twin)
Dark gray (Yellow)	Volume (10^6 nm^3)	23.20	8.64	8.78		9.32	6.23	23.88	23.68	15.25
	Length (10^4 nm)	3.98	1.13	16.53	None	12.11	0.87	2.77	2.71	22.72
	Morphology	Plate	Plate	Rod		Plate, Rod	Plate	Plate	Plate	Plate
Light gray (Green)	Volume (10^6 nm^3)	161.83	130.10	59.92		19.91	4132.57	73.83	83.55	
	Length (10^4 nm)	13.65	24.70	24.35	None	3.27	19.27	15.34	10.23	None
	Morphology	Granular	Granular	Rod		Plate	Granular	Granular	Granular	

認められた。以上の結果から、棒状析出物も六方晶の Cr_2N ($a = 0.48 \text{ nm}$, $c = 0.45 \text{ nm}$) であることが判明した。

塊状析出物

塊状の粒内析出物のBF-TEM像, SAEDP, SAEDPの模式図をFig.11 (a), (b), (c) に示す。TEM像による塊状の粒内析出物の平均粒径は、280 (長軸) × 90 (短軸) nmであった。SAEDPの解析の結果、塊状析出物と母相の間に庄司—西山の方位関係とは全く異なる結晶方位関係が存在していた。

$$(111)_{\text{Matrix}} \parallel (11\bar{2}1)_{\text{Granular}}, [\bar{1}\bar{1}0]_{\text{Matrix}} \parallel [\bar{1}\bar{1}00]_{\text{Granular}}$$

また、同様にFig.12 (a), (b), (c), (d) に、塊状析出物のBF-STEM像, Fe, Cr, NのEDSマッピング像を示す。塊状析出物においてもCrおよびNの濃化が確認された。以上の結果から、塊状析出物も Cr_2N であることが判明した。

3・2 粒界析出物

3・1節で粒内析出物を三次元再構築した視野と同様の

Fig. 16. A set of (a) HAADF-STEM image and almost the same region of (b) SEM image at grain boundary C.

視野において、粒界析出物の三次元再構築を行った。その三次元再構築像をFig.13 (a) に示す。この視野内には双晶境界を含めて9種類の粒界が存在しており、本論文ではFig.13 (b), (c) に示すように、各粒界をA~Iでナンバリン

Fig. 17. Two sets of BF-TEM image, SAEDP image, schematic diagram of SAEDP from intergranular precipitates at grain boundary C, (a), (b), and (c) as well as (d), (e), and (f).

Fig. 18. A set of (a) BF-STEM image and EDS elemental distribution map of (b) Fe, (c) Cr, (d) Ni, (e) Si, and (f) N at grain boundary C. (Online version in color.)

グした。シリアルセクションの前半と後半では深部に至るにつれ異なる粒界が出現するなどしていた。Fig.13 (b) は前半のSEM像, Fig.13 (c) は後半のSEM像を示している。

SEM像からは多数の析出物が粒界でみられ,それぞれの粒界上に暗いコントラストと薄暗いコントラストの2種類の析出物が存在している様子が窺える。粒界Aでは暗いコントラストの析出物が支配的であることが分かり,粒界Bでは2種類の析出物が存在するも,薄暗いコントラストの析出物の方が多数存在していることが分かる。また,粒界C上には暗いコントラストと薄暗いコントラストの析出物が同程度混在しており,なおかつ他の粒界上の析出物とは全く形態の異なる棒状析出物のみが存在していた。Fig.14

(a)～(c)に,暗いコントラストの析出物を黄色に,薄暗いコントラストの析出物を緑色に色分けし,様々な方向から観察した三次元再構築像を示す。

1173 Kでの引張試験による熱履歴の為,多数の粒界析出物が成長し,他の粒界析出物と接合している様子が確認された。これは暗いコントラストの析出物よりも薄暗いコントラストの析出物に多く確認され,薄暗い析出物の成長速度が暗い析出物の成長速度よりも速いことが示唆された。

各粒界におけるこれらの析出物の体積,長さ,形態をTable 3に示す。

Fig.15 (a)～(c)に,粒界近傍の低倍率のBF-STEM像を示す。これらの像からも,粒界析出物のサイズや形態は粒

界によって大きく異なることが確認できる。またFig.16 (a)に、粒界Cの高角環状暗視野 (HAADF) -STEM像, Fig.16 (b)にそれと近い視野のSEM像を示す。これらの画像を比較することにより、STEM観察においてもSEM像での暗い析出物と薄暗い析出物の区別が可能となった。

Fig.17 (a), (b), (c)に、Fig.16に示す粒界Cの暗いコントラストの析出物から得られたBF-TEM像, SAEDP, SAEDPの模式図を、Fig.17 (d) (e) (f)に、粒界Cの薄暗いコントラストの析出物から得られたBF-TEM像, SAEDP, SAEDPの模式図を示す。また、Fig.18の (a) ~ (f)に、BF-STEM像と、Fe, Cr, Ni, Si, NのEDSマッピング像を示す。

これらの結果から、SEM像で確認された暗いコントラストの析出物はCr₂N、薄暗いコントラストの析出物は窒素が固溶しているCr₃Ni₂Si (N) であることが判明した。さらに、それぞれの粒界析出物は片側の母相と特定の結晶方位関係を有しており、Cr₂Nと母相の間にはFig.17 (c) に示すように

$$(111)_{\text{Matrix}} \parallel (0001)_{\text{Cr}_2\text{N}}, [1\bar{1}0]_{\text{Matrix}} \parallel [1\bar{1}00]_{\text{Cr}_2\text{N}}$$

を満たしていた。これは、粒内の板状Cr₂N析出物と母相の間に成立するものと同一の方位関係である。また、Cr₃Ni₂Si (N) に関しては、Fig.17 (f) に示すように、cube-cubeの方位関係を満たしていた。

4. 結言

本研究では、FIB-SEM法およびTEM, STEM観察によって、窒素添加オーステナイト系ステンレス鋼中に存在する1000個以上の粒内・粒界析出物を詳細に観察・解析を行った。このことから、粒内には多数のCr₂N析出物が存在していたが、母相と満たす結晶方位関係の違いにより様々な形態を示すことが示された。板状Cr₂N析出物と棒状Cr₂N析出物に関しては、隣接する一方の粒子と部分的に庄司-西山の方位関係を満たし、

$$(111)_{\text{Matrix}} \parallel (0001)_{\text{Plate}}, [1\bar{1}0]_{\text{Matrix}} \parallel [1\bar{1}00]_{\text{Plate}}$$

$$(111)_{\text{Matrix}} \parallel (0001)_{\text{Rod}}, [1\bar{1}0]_{\text{Matrix}} \parallel [2\bar{1}\bar{1}0]_{\text{Rod}}$$

であった。これに対し塊状のCr₂N析出物は隣接する粒子と庄司-西山の方位関係を全く満たさず、

$$(111)_{\text{Matrix}} \parallel (11\bar{2}1)_{\text{Granular}}, [1\bar{1}0]_{\text{Matrix}} \parallel [1\bar{1}00]_{\text{Granular}}$$

の方位関係であった。

粒界析出物に関しては、SAEDPによる結晶構造解析およびSTEM-EDSによる組成分析の結果2種類確認され、それぞれCr₂NとCr₃Ni₂Si (N) であった。析出物のサイズや形態は粒界によって全く異なるものであったが、それぞれの析出物は片側の母相と結晶方位関係を有しており、Cr₂Nは

$$(111)_{\text{Matrix}} \parallel (0001)_{\text{Cr}_2\text{N}}, [1\bar{1}0]_{\text{Matrix}} \parallel [1\bar{1}00]_{\text{Cr}_2\text{N}}$$

を満たしており、これは粒内の板状Cr₂N析出物と同一の方位関係であった。また、Cr₃Ni₂Si (N) は母相とcube-cubeの方位関係を満たしていた。さらに、どの粒界においてもCr₂Nに比べてCr₃Ni₂Si (N) の方がサイズが大きかったことから、Cr₃Ni₂Si (N) の成長速度はCr₂Nに比べて速いということが考えられる。

本研究から、窒素を添加したオーステナイト系ステンレス鋼中には様々な形態を持った粒内・粒界析出物が多数存在していることが判明した。これらの析出物が窒素添加によるオーステナイト系ステンレス鋼の高温強度向上に重要な役割を果たしていることが推定されるが、析出物による強化機構に関しては今後の課題である。

文 献

- 1) Corrosion of Austenitic Stainless Steels, Mechanism, Mitigation and Monitoring, Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering, ed. by H.S.Khatak and B.Raj, Elsevier, Amsterdam, (2002).
- 2) A.Toro, W.Z.Misiolek and A.P.Tschiptschin: *Acta Mater.*, **51**(2003), 3363.
- 3) T.Ogawa, K.Suzuki and T.Zaizen: *Weld. Res. Suppl.*, **63**(1984), 213.
- 4) M.F.McGuire: *Stainless Steel for Design Engineers*, ASM International, Materials Park, OH, (2008).
- 5) H.Bhadeshia and R.Honeycombe: *Steels: Microstructure and Properties*, Butterworth-Heinemann/Elsevier, Amsterdam, (2006).
- 6) I.Woo, M.Aritoshi and Y.Kikuchi: *ISIJ Int.*, **42**(2002), 401.
- 7) A.F.Padilha and P.R.Rios: *ISIJ Int.*, **42**(2002), 325.
- 8) R.Murakami, Y.Aoyama, N.Tsuchida, Y.Harada and K.Fukaura: *Mater. Sci. Forum*, **561-565**(2007), 37.
- 9) K.Monma and H.Sudo: *J. Jpn. Inst. Met.*, **30**(1966), 558 (in Japanese).
- 10) H.Suzuki: *Sci. Rep. Res. Inst., Tohoku Univ.*, **4**(1952), 455.
- 11) I.A.Yakubtsov, A.Ariapour and D.D.Perovic: *Acta Mater.*, **47**(1999), 1271.
- 12) A.Lehtinen, F.Granberg, L.Laurson, K.Nordlund and M.J.Alava: *Phys. Rev. E*, **93**(2016), 013309.
- 13) J.Moon, S.Kim, J.Jang, J.Lee and C.Lee: *Mater. Sci. Eng. A*, **487**(2008), 552.
- 14) E.Orowan: *Dislocations in Metals*, ed. by M.Cohen, AIME, New York, (1954), 69.
- 15) M.F.Ashby: *Physics of Strength and Plasticity*, ed. by A.S.Argon, MIT Press, Massachusetts, (1969), 113.
- 16) T.Hara, K.Tsuchiya, K.Tsuzaki, X.Man, T.Asahata and T.Uemoto: *J. Alloy. Comp.*, **577**(2013), S717.
- 17) T.Hara: *Kenbikyō*, **49**(2014), 53 (in Japanese).
- 18) M.Oku, N.Hiramatsu, T.Nagoya and Y.Uematsu: *Nisshin Steel Tech. Rep.*, **77**(1998), 47 (in Japanese).
- 19) Y.Uematsu and K.Hoshino: *Tetsu-to-Hagané*, **69**(1983), 686 (in Japanese).
- 20) Z.Nishiyama: *Materials Science Series, Martensitic Transformation*, 1st ed., ed. by M.Fine *et al.*, Academic Press, New York, (1978), 11, 53, 263.