ダイヤモンド工具の摩耗に及ぼす鋼材組織の影響

寺内 俊太郎*・松田 茂敬*・古城 直道*²・杉本 隆史*²

Influence of Microstructure of Steel on Diamond Tool Wear

Shuntaro TERAUCHI, Shigehiro MATSUDA, Naomichi FURUSHIRO and Takashi SUGIMOTO

Synopsis : Excessive tool wear occurs when commercial steels are single-point diamond turned. Therefore, the development of diamond turnable steel is expected in the manufacture of molds for complex and precise optical components. As an initiate approach to this subject, various kinds of quenched and tempered steels were turned using single-crystal diamond tools, and tool wear measurement was made with a scanning electron microscopy. As a result, the various amounts of coner wear was observed by the diamond tool, and the width of wear was found to be different in a kind of steels. In order to clear up this cause, constituent phase analysis of the steels used in the turning experiments was carried out by X-ray diffraction. It gave that their microstructures differed considerably from steel to steel and were classified into four group, those are α -ferrite, α -ferrite + γ -austenite, γ -austenite, and α -ferrite + such carbides as Fe_3C , Cr_{23}C_6 and WC. On the basis of these results, the inductive inference methodology was applied to the tool wear measurement and phase analysis. From the results, the steel whose microstructure consists of particle carbide precipitation on α -ferrite matrix, e.g. JIS SK85, SUS420J2, SKS3 etc., suppresses diamond tool wear because the carbides prevent carbon diffusion into iron in turning of steel.

Key words: commercial steels; diamond tools; tool wear; diamond turnability; inductive inference methodology; carbide.

1. 緒言

非球面・自由曲面上に多様な回折格子をもつ光学素子の金型、球面・非球面形状のレンズ型が多数並ぶレンズアレイの金型のような複雑な微細構造をナノメートルレベルの精度で創成する手段は、鋭利で輪郭精度の高い切れ刃をもつダイヤモンド工具による超精密切削加工においてほかにない。しかし、ダイヤモンド工具で加工できる金型材料は無電解Ni-Pめっきのような非晶質合金や、耐熱性に優れる超硬合金やSiCなどの脆性材料に限定され、鋼はほとんど利用されない。これは鋼がダイヤモンド工具を著しく摩耗させるからである。しかし、成分と組成、また熱処理によって性質を自在に変化させる金型材料としての鋼への期待は依然として大きい。そのため、工具の摩耗を抑制し、寿命を長くするさまざまな工夫がなされてきた。

たとえば、 CO_2 や CH_4 ガス雰囲気における鋼の切削¹⁾、超音波楕円振動するダイヤモンド工具による鋼の切削²⁾などである。しかし、これらの取り組みは被削性の良い鋼を積極的に設計し、開発しようとするものでない。鋼の被削性については、鋼は純鉄ほどダイヤモンド工具を摩耗させない³⁾、炭素が飽和する鋼はダイヤモンド工具をあまり摩耗させない^{1),4)}などの報告がある。しかし、いずれの報告にもデータや根拠が示されていないため、その真偽は定か

でない。また、鋼表面の酸化膜はダイヤモンド砥石の摩耗機構を炭素の拡散から酸化鉄の還元へ転換させ、砥石摩耗を減少させるという報告もある⁵⁾。さらに、窒化により形成される γ' - Fe_4N 相を切削すると、ダイヤモンド工具の摩耗は減少する⁶⁾という報告もある。このように鋼の被削性に言及する報告は見られるが、ダイヤモンド工具を摩耗させてにくい鋼を開発する研究はほとんど進んでいない状況にある。

本研究は曖昧なまま、漠然と認識されてきた従来の知見を明確にして、ダイヤモンド工具による鋼の被削性を向上させるための指針を得ようとするものである。その方法として、多数の実用鋼材に対するダイヤモンド工具の摩耗を調べ、鋼のミクロ組織との関係を検討した。

2. 実験方法

2.1 鋼の被削性

ダイヤモンド工具を摩耗させにくくする要因を明らかにするために、種々の実用鋼材の超精密切削を行って、ダイヤモンド工具の摩耗量を比較した。Fig. 1は超精密旋盤（豊田工機製、AHP-20-25N）を用い、長さ10 mmの5 mm角柱状試験片の鋼を乾式正面切削している様子を示す。ダイヤモンド工具は、天然単結晶ダイヤモンドIa型をTable 1

平成23年4月25日受付 平成23年7月26日受理 (Received on Apr. 25, 2011; Accepted on July 26, 2011)

* 大阪冶金興業(株) (Osaka Yakin Kogyo Co., Ltd., 4-4-28 Zuiko Higashiyodogawa-ku Osaka 533-0005)

* 2 関西大学 (Kansai University)

Fig. 1. Machining set-up for diamond tool wear experiments.

Table 1. Machining parameters used to assess the flank wear on diamond tools.

Cutting parameters	
Cutting tool	
Material	Monocrystalline diamond Ia
Crystallographic orientation	(100)/rake plane (110) front plane
Included angle	130°
Rake angle	0°
Clearance angle	7°
Cutting conditions	
Cutting speed	3.35 m / s
Feed rate	3 μm / rev
Depth of cut	3.5 μm
Cutting length	20 m
Coolant / Pressure	Air / 0.3 MPa

Fig. 2. SEM micrograph of diamond tool after turning SK105 steel.

に示す工具諸元に精密研磨して用いた。切削後のダイヤモンド工具は、Fig. 2に示すように刃先が大きく摩耗しており、コーナー摩耗幅 VB_c を評価した。コーナー摩耗幅 VB_c は切削した鋼の種類により大きく異なり、Fig. 2は比較的小さいSK105の例を示す。この原因を明らかにするために、鋼の組織を光学顕微鏡で観察し、その構成相をX線回折装置（リガク製、Rotaflex 200）で同定した。また硬さは、微小硬度計（島津製作所製、MCT-W）で調べた。切削した鋼種は、Table 2に記載する機械構造用炭素鋼、構造用合金鋼、炭素工具鋼およびステンレス鋼を用いた。熱処理は表記の条件で焼入れ後、550~650°Cの調質をして用いた。ステンレス鋼は溶体化処理後、通常の処理とは異なる応力除去を行った。焼入れはすべて油冷とした。

Table 2. Steels used in tool wear measurements and their heat treatment conditions.

Steel	Quenching	Tempering	HV
Pure Fe	-	-	186
S15C	900°C×1 h	-	149
SNC415	870°C×1 h	550°C×4 h	257
SNC631	850°C×1 h	550°C×4 h	332
SNC815	870°C×1 h	550°C×4 h	273
SCM415	870°C×1 h	550°C×4 h	300
SCM420	870°C×1 h	550°C×4 h	316
SCM435	850°C×1 h	550°C×4 h	353
SCM440	850°C×1 h	550°C×4 h	361
SACM645	905°C×1 h	680°C×3 h	297
SK105	780°C×1 h	550°C×4 h	360
SK85	780°C×1 h	550°C×4 h	308
SKS3	830°C×1 h	550°C×4 h	422
SKD61	1035°C×0.6 h	550°C×4 h	550
SUS304	S. T. 1080°C	650°C×5 h	273
SUS630	S. T. 1050°C	650°C×5 h	342
SUS310S	S. T. 1080°C	650°C×5 h	287
SUS316L	S. T. 1080°C	650°C×5 h	187
SUS420J2	950°C×1 h	650°C×4 h	342

* S. T.: Solution Treatment

Fig. 3. Schematic diagram of diffusion test.

2・2 純鉄とダイヤモンドの接触加熱実験

ダイヤモンド炭素の鋼中への拡散性を評価するため、純鉄との接触加熱実験を行った。Fig. 3に示すように、直径1 mmの純Fe線を工具すくい面と同程度に研磨したダイヤモンド試料に押し付けて、真空中で加熱した。このときの条件は、真空度 4.2×10^{-3} Pa、温度範囲673~973K、加熱時間3 hで行った。加熱後、ダイヤモンド試料と純Fe線の接触界面を卓上小型プローブ顕微鏡（Seiko Instruments製、Nanopics NPX100）とエネルギー分散型X線分析装置付き走査電子顕微鏡（島津製作所製、SSX-550）で観察した。

3. 実験結果および考察

3・1 鋼の被削性

Fig. 4にそれぞれの鋼を切削したときのダイヤモンド工具の摩耗量を比較する。切削距離がわずか20 mでも、ダイヤモンド工具のコーナー摩耗幅 VB_c は少ないもので約5 μm 、多いものでは純鉄と変わらない約40 μm にも達し、鋼がダイヤモンド工具にとり難削材であることが改めて認識できる。そのなかで、マルテンサイト系ステンレス鋼、窒化鋼、炭素工具鋼などはそのほかの鋼に比べてダイヤモンド工具を摩耗させず、被削性の良いことがわかる。

Fig. 4. Corner wear of diamond tool when turning different types of steel.

Fig. 5. Corner wear of diamond tool versus hardness of steel. There is no correlation between them because the correlation coefficient is estimated to be 0.16.

Fig. 6. X-Ray diffraction patterns for quenched and tempered steels: Acceleration voltage; 50 kV, Filament current; 130 mA.

このような工具摩耗量の違いが鋼の硬さに起因するものかどうかを知るために、コーナー摩耗幅 VB_c と鋼のビッカース硬さの相関を調べた。Fig. 5に両者の相関図を示すが、相関係数が $R=0.16$ となり、ダイヤモンド工具の摩耗は鋼の硬さに影響されないと考えられる。

つぎに、鋼の組織と工具摩耗量の関係について検討した。Fig. 6は代表的な鋼のX線回折パターンを示す。これを見ると、ダイヤモンド工具を大きく摩耗させた熱間ダイス鋼

Table 3. Constituent main phase of steel and corner wear width of diamond tool.

Steel	Detected Phase	Corner wear VB_c μm	Hardness HV
Pure Fe	α	44.3	186
S15C	α	23.1	149
SNC415	α	24.2	257
SNC631	α	25.4	332
SNC815	α	31.9	273
SCM415	α	17.2	300
SCM420	α	21.8	316
SCM435	α	26.3	353
SCM440	α	20.9	361
SACM645	α	6.1	297
SK105	$\alpha+Fe_3C$	6.8	360
SK85	$\alpha+Fe_3C$	7.6	308
SKS3	$\alpha+Fe_3C+WC$	13.0	422
SKD61	α	40.0	550
SUS304	$\alpha+\gamma$	15.0	273
SUS630	$\alpha+\gamma$	14.0	342
SUS310S	γ	23.1	287
SUS316L	γ	14.1	187
SUS420J2	$\alpha+Cr_{23}C_6$	5.5	342

SKD61の構成相は α 相、中程度に摩耗させたオーステナイト系ステンレス鋼SUS316Lは γ 相、そして工具の摩耗量が比較的少ない炭素工具鋼SK85は α 相と Fe_3C の反射が検出され、組織がそれぞれに違っている。したがって、鋼の組織構成相はダイヤモンド炭素の拡散のしやすさに影響を及ぼし、工具の摩耗量を変化させると考えられる。

Table 3は実験に用いたすべての鋼のX線回折で検出できた構成相とそれらを切削したときに生じた工具のコーナー摩耗幅 VB_c および硬さ HV を対比させて示す。これを見ても、両者の間にどのような因果律が成立しているのか理解できない。そこで、これらの事例に帰納推論アルゴリズムを適用して、鋼の組織構成相と工具摩耗量の関係を解析した。

3・2 鋼の組織構成相と工具摩耗の関係

ダイヤモンド工具の摩耗と鋼の組織の因果律を導出するために、帰納推論アルゴリズムC4.5⁷⁾を適用した。C4.5は事例の属するクラスと属性が明示された事例集合をもとに、事例を属性によりクラス分類する規則を導くことができる。そこで、この推論アルゴリズムを適用するために、Table 3に示した鋼種とX線回折で検出できた組織構成相および工具摩耗をつぎのように学習事例集合に変換した。

まず、コーナー摩耗幅 VB_c を

$$VB_c < 10 \mu m, 10 \leq VB_c < 20 \mu m, VB_c \geq 20 \mu m$$

のように3クラスに分類した。また、鋼の組織を

基地相 (属性値; α 相, $\alpha+\gamma$ 相, γ 相)

炭化物 Fe_3C , $Cr_{23}C_6$, WC (属性値; yes, no)

のように、基地相と炭化物の属性によって表現し、Table 4に示すような学習事例集合を作成した。構造用炭素鋼および合金鋼は共析セメンタイトが存在するが、ここではX線回折で Fe_3C が検出されない場合、炭化物の属性値をnoとした。

Fig. 7はC4.5が導出した因果律である。決定木の形でグラフ表現された規則を要約すると、以下のようになる。

Table 4. Collection of examples used for discovering classification rules.

Steel	Attributes				Class
	Matrix phase	Fe ₃ C	Cr ₂₃ C ₆	WC	VB _C μm
S15C	α	no	no	no	>20
SNC415	α	no	no	no	>20
SNC631	α	no	no	no	>20
SNC815	α	no	no	no	>20
SCM415	α	no	no	no	10-20
SCM420	α	no	no	no	>20
SCM435	α	no	no	no	>20
SCM440	α	no	no	no	>20
SACM645	α	no	no	no	<10
SK105	α	yes	no	no	<10
SK85	α	yes	no	no	<10
SKS3	α	yes	no	yes	10-20
SKD61	α	no	no	no	>20
SUS304	α+γ	no	no	no	10-20
SUS630	α+γ	no	no	no	10-20
SUS310S	γ	no	no	no	>20
SUS316L	γ	no	no	no	10-20
SUS420J2	α	no	yes	no	<10

Fig. 7. Decision tree classifying the tool wear into three categories by the matrix phase and carbide.

- (1) 炭化物 Fe₃C または Cr₂₃C₆ が α 相に析出する鋼は、10 μm 未満のコーナー摩耗を生じさせる。
- (2) 炭化物 WC が α 相に析出する鋼、または α+γ 相の鋼は、10~20 μm のコーナー摩耗を生じさせる。
- (3) 炭化物が析出しない α 相または γ 相の鋼は、20 μm 以上のコーナー摩耗を生じさせる。

ただし、N を固定するための成分 Al を唯一含むアルミニウム・クロム・モリブデン窒化鋼 SACM645 はこれらの規則に従わない。これは基底相と炭化物以外の属性があると考えられ、言い換えると、顕在化されていない工具摩耗に対する影響因子があることを示している。このような例外の事例も存在するが、X線回折で炭化物の析出が認められた鋼は、ダイヤモンド工具の摩耗が少なくなることが明らかになった。

3.3 ダイヤモンド工具の摩耗機構の推定

ダイヤモンドは金属との接触において、(1)金属酸化物の還元、(2)金属炭化物の生成、(3)金属中への拡散、(4)グラファイト化の機構によって熱化学的に摩耗する⁸⁾とされている。鉄系材料を切削するダイヤモンド工具の摩耗機構を熱力学的に検討する場合、化学反応が起こるかどうかを判断する切削温度を知る必要がある。Sato⁹⁾は工具と被削材の接触界面から放射される赤外線を検出することにより、ダイヤモンド切削工具のすくい面温度を測定し

ている。それによると、炭素鋼を切込み 10 μm 以下で切削すると約 623K、ステンレス鋼を切削すると約 873K の温度になると報告している。そこで、これらの温度を参考に、ダイヤモンド工具の摩耗機構を、以下に推定する。

まず、切りくず表面の酸化膜をダイヤモンドが還元することによって摩耗する可能性を検討する。いま、 $1/2\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{C}_\text{D} = 3/2\text{Fe} + \text{CO}_2$ の還元反応を仮定する。この反応式の標準自由エネルギー変化 ΔG_T° (kJ/mol) は温度 T (K) の関数として、次式¹⁰⁾のように求められる。

$$\Delta G_T^\circ = 157.7 - 18.66 \times 10^{-3} T \ln T - 70.97 \times 10^{-3} T \dots\dots (1)$$

式(1)より、自由エネルギー変化 ΔG_T° は 773K 以上で負になる。これは温度が 773K 以上になると、ダイヤモンドによる酸化鉄の還元が起こることを意味する。したがって、切削温度が 623K 程度であれば、炭素鋼の切りくずと工具すくい面の接触界面で、還元反応は起こらず、ダイヤモンド工具はこの機構で摩耗しないと推定できる。

つぎに、工具逃げ面と被削材の接触界面で炭化物が生成されて摩耗する可能性を検討する。いま、 $3\text{Fe} + \text{C}_\text{D} = \text{Fe}_3\text{C}$ の炭化物生成反応を仮定し、自由エネルギー変化 ΔG_T° は、次式¹⁰⁾のようになる。

$$\Delta G_T^\circ = 33.43 - 18.89 \times 10^{-3} T \ln T + 61.45 \times 10^{-3} T \dots\dots (2)$$

式(2)より自由エネルギー変化 ΔG_T° は 873K 以上の温度で負になる。それゆえ、前述の切削温度では炭素鋼やステンレス鋼との間で炭化物が生成される可能性は低く、この機構に基づいてダイヤモンド工具は摩耗しないと推定できる。

さらに、鉄と接触するダイヤモンドのグラファイト化は、1100K 以上の温度で生じる¹¹⁾とされている。前述の炭素鋼やステンレス鋼の切削温度はこの温度よりも低く、この機構でもダイヤモンド工具は摩耗しないと推定できる。

以上の検討より、鋼切削時の激しい工具摩耗はダイヤモンド炭素の鋼への拡散が原因と考えられる。

3.4 ダイヤモンド炭素の鋼中への拡散

真空雰囲気における純鉄とダイヤモンドの接触加熱実験を行った結果を Fig. 8 に示す。(a) はダイヤモンド試料表面に生じた損耗痕を示し、(b) は視野全体をマッピング後、炭素量の積算カウント数を平均化した濃度プロファイルを示す。ダイヤモンドの損耗と純 Fe 線表面の炭素濃度の上昇は、両者の接触界面で同時並行的に生じたものである。したがって、ダイヤモンドから脱離した炭素が純 Fe 線に侵入拡散したものと考えられる。そこで、加熱温度 T を変えて炭素濃度曲線より拡散距離 x を求め、拡散係数 D をアレニウス・プロットした。Fig. 9 に示すように、拡散係数 $\log D$ は温度の逆数 $1/T$ に反比例し、勾配から活性化エネルギー Q を求めると 44 kJ/mol となる。

放射性同位元素を使って測定された α-Fe 中の炭素の拡散係数 D は、本実験温度域では $10^{-10} \sim 10^{-13} \text{ m}^2/\text{s}$ 、また活

Fig. 8. Erosion pattern on diamond surface and carbon diffusion into pure Fe wire: $T=973\text{K}$, $t=3\text{ h}$.

Fig. 9. Arrhenius plot of diffusion coefficient *versus* reciprocal temperature for diffusion of carbon in Fe wire.

性化エネルギー Q は 80, 83.9, 122 kJ/mol と測定されている¹²⁻¹⁴⁾。接触加熱実験で得られた純 Fe 中のダイヤモンド炭素の拡散係数 D 、活性化エネルギー Q はともにこれらの値よりも小さい。これはダイヤモンド炭素の拡散の速度は遅いが、拡散が起こるエネルギー障壁が低いことを示している。このように測定試料や測定方法が異なるにもかかわらず、アレニウスの関係に従う拡散係数の温度依存性が得られたことを考慮すると、純鉄とダイヤモンドの接触界面においてダイヤモンド炭素の脱離と鉄中への拡散が容易に起こることが実証できた。

以上の知見から、成分や組成に伴って組織構成相が異なるさまざまな鋼を切削すると、炭素の拡散性が異なりダイヤモンドの摩耗量を変化させたと考えられる。

3・5 析出炭化物の工具摩耗抑制効果の検証

前節 3・2 で炭化物の析出が工具摩耗を抑制するという結果を得た。このことは、炭素量の多い鋼はダイヤモンド工具を摩耗させにくいことと同義であるのかという疑問が残

Fig. 10. X-Ray diffraction patterns for (a) quenched and tempered SK85 steel and (b) quenched one.

Fig. 11. SEM micrographs showing microstructures of (a) quenched and tempered SK85 steel and (b) quenched one.

Fig. 12. X-Ray diffraction patterns for (a) quenched and tempered SUS420J2 steel and (b) quenched one.

る。この点を確認するため、 Fe_3C が基相に析出した炭素工具鋼 SK85、および Cr_{23}C_6 が析出するマルテンサイト系ステンレス鋼 SUS420J2 を 780°C から油冷、また Fe_3C と WC が析出した合金工具鋼 SKS3 を 830°C から油冷して、マルテンサイト変態により炭素が過飽和に固溶した鋼を切削し、ダイヤモンド工具の摩耗を調べた。

Fig.10 に共析組成 (0.82% C) の SK85 の調質材 (a) と焼入れ材 (b) の X 線回折パターンを示す。焼入れ材には Fe_3C の回折線が認められず、またフェライトの回折線とほぼ同じ 2θ の位置に幅の広い回折線が見られ、 Fe_3C は γ 相中に固溶し、焼入れでマルテンサイト晶が生成されていると判断される。また Fig.11 に示す SEM 組織を見ると、焼入れ材 (b) には調質材 (a) に観察されるソルバイト組織に点在する粒状の析出物 Fe_3C が観察されない。したがって、炭素はマルテンサイト基体中に強制的に固溶されていると考えられる。

Fig.12 に SUS420J2 (0.37% C, 12.17% Cr) の X 線回折パター

Fig. 13. X-Ray diffraction patterns for (a) quenched and tempered SKS3 steel and (b) quenched one.

Fig. 14. Corner wear of diamond tool when turning quenched and tempered steels (checked bars) and quenched steels (gray bars).

ンを示す。調質材(a)にはフェライトと Cr_{23}C_6 の回折線が認められ、焼入れ材(b)にはマルテンサイトの回折線しか認められず、炭化物は焼入れによって溶解したと判断できる。

同様にFig.13はSKS3 (0.94%C, 0.53%W, 0.6%Cr)のX線回折パターンを示す。やはり調質材(a)でフェライトの回折線のほかに認められるWCと Fe_3C の回折線が、焼入れ材(b)にはなく、マルテンサイト品の回折線だけが認められる。

以上のように炭素が基地相に過飽和に固溶した鋼を、Table 1の条件で切削したところ、Fig.14に示すコーナー摩耗が測定された。同図に併記する炭化物が析出した調質鋼を切削したときのコーナー摩耗幅VBCと比較すると、炭素が強制固溶した鋼はダイヤモンド工具を大きく摩耗させているのは明らかである。したがって、炭化物相はダイヤモンド炭素の拡散を阻止していると考えられ、そのためにダイヤモンド工具の摩耗が抑制されたと推量できる。

4. 結言

本研究はダイヤモンド工具を摩耗させにくい鋼を開発することを目標に、各種の実用鋼材の組織構成相を解析したうえで、切削を行ってダイヤモンド工具の摩耗を調べた。

得られたデータに帰納推論アルゴリズムを適用して、鋼の組織がダイヤモンド工具の摩耗に及ぼす影響を推論した。ダイヤモンドの摩耗機構は、鉄へのダイヤモンド炭素の拡散が摩耗の主因であることを明らかにした。

炭素の拡散性は鋼の組織に影響されると予想されたので、さらに推論結果の妥当性を検証するために焼入れ材の工具摩耗実験を行った。

得られた結果を要約すると、つぎのようになる。

(1) α 相に Fe_3C 、 Cr_{23}C_6 、WCなどの炭化物が析出した鋼は、ダイヤモンド工具の摩耗を抑制することがわかった。

(2) 炭素を基地相に過飽和に固溶させた鋼は、ダイヤモンド工具の摩耗の減少が認められなかった。

最後に、本研究の遂行ならびに帰納推論アルゴリズム解析は、樋口誠宏 関西大学名誉教授の指導により実施したことを記し、感謝の意を表す。

文 献

- 1) J.M.Casstevens: *Prec. Eng.*, **5** (1983), 9.
- 2) E.Shamoto and T.Moriwaki: *Ann. CIRP*, **48** (1999), 441.
- 3) E.Paul, C.J.Evans, A.Mangamelli, M.L.McGlauffin and R.S.Polvani: *Prec. Eng.*, **18** (1996), 4.
- 4) S.Shimada, H.Tanaka, M.Higuchi, T.Yamaguchi, S.Honda and K.Obata: *Ann. CIRP*, **53** (2004), 57.
- 5) N.Furushiro, M.Higuchi, T.Yamaguchi, T.Sugimoto, S.Shimada, S.Terauchi, S.Matsuda, N.Matsumori and H.Ogura: *Trans. JSME, Series C*, **76** (2010), 777.
- 6) E.Brinksmeier, R.Glabbe and J.Osmer: *Ann. CIRP*, **55** (2006), 551.
- 7) 古川康一・尾崎知伸・植野 研: 帰納論理プログラミング, 共立出版, 東京, (2001), 115.
- 8) H.Tanaka, S.Shimada, N.Ikawa, M.Higuchi and K.Obata: *Proc. of 10th ICPE*, (2001), 179.
- 9) M.Sato, K.Yamazoe, H.Tanaka and S.Shimada: *Proc. of Autumn Conf. of JSPE*, (2009), 633.
- 10) O.Kubaschewski and C.B.Alcock: *Metallurgical Thermo Chemistry*, Pergamon Press, New York, (1979), 307.
- 11) A.G.Thornton and J.Wilks: *Nature*, **274** (1978), 791.
- 12) W.D.Callister, Jr.: *Materials Science and Engineering*, John Wiley & Sons, New York, (2007), 109.
- 13) J.F.Shackelford: *Introduction to Materials Science for Engineers*, Pearson Education, New Jersey, (2009), 138.
- 14) 日本金属学会編: 金属データブック, 丸善, 東京, (2004), 20.