論説

Paper

溶製法で製造した VC 分散型高剛性鋼の諸特性

井上幸一郎^{*}, 紅林 豊^{*}

Properties of VC Dispersed High Modulus Steels Prepared through Ingot Metallurgy

Koichiro Inoue, and Yutaka Kurebayashi

Synopsis

The higher elastic modulus is so beneficial to slim automotive components that a large amount of rigid carbide has been dispersed in some steels through the powder metallurgy. Authors applied the ingot metallurgy less expensive to prepare VC dispersed steels, 2%C-8%V and 3% C -12%V. The hot workability of the billets is comparable to ones in a high speed steel, SKH51. Their Young's modulus as normalized is 233 to 243GPa which is significantly higher than 208GPa for conventional steels. The modulus doesn't vary when they are quenched and tempered to 255 to 461HV. Their 0.2% PS is essentially equal, while the elongation and the reduction in area are smaller compared with carbon or high strength steels heat-treated to the equivalent hardness.

1. 緒 言

従来、自動車部品等に用いられる機械構造用の鉄鋼材料は小型・軽量化による燃費向上を目的として高強度化を目指した研究開発が進められてきた。しかしながら今日では強度ではなく部品の剛性によって小型・軽量化が制限されることが多くなってきている。特にエンジン内で高速回転するコネクティングロッドやクランクシャフトなどでは高剛性化のニーズが高い。

部品の剛性は形状の影響を非常に大きく受けるため、形状の変更により向上させることが可能である。しかしながら製造性を維持しながら軽量化と高剛性化を両立することは難しく、部品を構成する材料自身の剛性向上すなわちヤング率向上が求められている。

一般にヤング率は材料固有の値として用いられることが多く、鉄鋼材料では 208GPa 前後の定数¹⁾として用いられているが、実際には熱処理状態や添加元素により変化する。ヤング率を向上させる合金元素としてクロム、コバルトなどが知られている²⁾。これらの元素をフェライト中へ

固溶させることによりヤング率向上を図れるが、単位含有量当たりのヤング率変化はクロムで 0.5GPa / mol%、コバルトで 0.8GPa / mol% 程度であり、大きなヤング率向上は望めない。また、前述した 208GPa は焼ならしまたは焼なまし状態のヤング率であり、焼入れ状態では 208GPa より低くなることが知られている³⁾。焼入れ後、焼戻しによりヤング率は回復するが焼ならしまたは焼なまし材以上すなわち 208GPa 以上のヤング率を得ることはできない。

鋼のヤング率を 208GPa 以上に向上させる手法は、すでにいくつか提案されている。一つは結晶のヤング率異方性を利用する方法で Fe-13mass%Cr-3mass%Al に Y₂O₃ を微量分散させた材料を粉末焼結法で製造し、熱間押し出し後に再結晶集合組織を付与することにより特定方向に 282GPa のヤング率が得られると報告されている⁴⁾。もう一つは粉末焼結法でヤング率の高い粒子を鋼中に分散させるもので Fe-17%Cr-6%Ti の基地組織に TiB₂ を 40vol% 分散させることにより 300GPa が得られる高剛性鋼が報告されている⁵⁾。

しかしながらこれらの鋼は基地組織に炭素を含有しな

いことから熱処理性に乏しく、鋼の最大の特徴である熱処理によって容易に強度を変化させることができない。また、製造性やコストを考慮すると粉末法ではなく溶製法による高剛性鋼の検討も必要と考えられる。

本研究では従来の鋼と同様に熱処理により調質可能で、さらにヤング率の高い材料を粉末法に比べて安価な溶製法で製造した材料の特性を調査することを目的とした。

2. 合金設計の考え方

調質熱処理を可能にするためには基体組織に固溶炭素が必要になる。このため、高ヤング率の分散粒子としては炭化物を選択するべきであると考えられる。また、炭化物はヤング率が高いことと同時に密度が低く、ヤング率を密度で除した比ヤング率が高い炭化物が好ましい。さらに溶製法で製造する場合には初晶として炭化物が晶出する組成では鑄造性の低下や、巨大な初晶炭化物により機械的性質が劣化することも予想される。このため、鑄造性や機械的性質を劣化させることなく多量の炭化物を分散させるためには、炭化物-鉄の擬二元系状態図で共晶点ができるだけ炭化物側にあるものを選択する必要がある。

Table 1 に鋼中に存在可能な代表的な炭化物である TiC、NbC、VC、WC のヤング率と密度⁶⁾ および各炭化物と鉄との擬二元系状態図⁷⁾での共晶組成を示す。TiC および NbC はヤング率も高く密度も鉄に比べて低い。しかしながら共晶組成がそれぞれ 92mol% Fe-8mol% TiC、89mol% Fe-11mol% NbC に存在するため、鑄造性を考慮すると多量の炭化物を分散させることは困難である。一方、WC は密度が高く、比ヤング率の観点から好ましい炭化物とは言えない。以上のことから共晶組成とヤング率、密度のバランスを考慮して本研究では高剛性化を図るための分散粒子として VC を分散させた高剛性鋼の特性を調査した。

Table 2 に本実験で用いた供試鋼の化学組成、炭素とバ

ナジウム含有量から計算される VC の体積率および VC の体積率から複合則によって計算されるヤング率を示した。ヤング率の計算には各構成相に一定の歪みが加わるとした定歪みモデルと一定の応力が付与されるとした定応力モデルを用いて計算し⁸⁾、その範囲を示してある。

Fe-2C-8V は 15.4vol% の VC を含有して 224 ~ 236GPa のヤング率、Fe-3C-12V では 25.7vol% の VC を含有して 233 ~ 252GPa のヤング率が得られると推定される。それぞれ 208GPa のヤング率を有する通常の鋼に対して 8 ~ 13% および 12 ~ 21% のヤング率向上が期待できる。

本実験で用いた供試材の炭素断面状態図を Thermo-Calc⁹⁾ で計算したものを Fig.1 に示す。いずれの供試鋼も 2.5 ~ 2.8vol% C-1600K 付近に共晶点があり、Fe-2C-8V は亜共晶組成で Fe-3C-12V はわずかに過共晶組成であることがわかる。また、いずれの供試鋼もオーステナイト (+VC) の二相領域が存在し、この領域から焼入れることにより熱処理が可能である。Fe-2C-8V と Fe-3C-12V はそれぞれ 1057K と 1064K 以上で +VC の二相領域に入るため通常の炭素鋼と同様な温度で熱処理可能であると推定される。

3. 実験方法

Table 2 に示した組成の供試鋼を真空高周波誘導炉で溶解し、50kg の鋼塊に鑄造した。Fig.2 に鋼塊の寸法および鋼塊部位と評価項目の対応を示す。

鑄造した鋼塊の上部 (Top)、中央部 (Mid)、下部 (Bot) の各部位で直径方向に中心と表面の中間位置で鑄造組織を光学顕微鏡で観察した。また Mid 部では X 線マイクロアナライザー (EPMA) による特性 X 線像観察、ディフラクトメータ法による X 線回折により晶出物を同定した。さらに 6 × 110 の試験片を鋼塊の縦方向より切り出し、

Table 1. Specific gravity, Young's modulus and eutectic composition of various carbide.

Carbide	TiC	VC	NbC	WC
Specific gravity ($\times 10^3 \text{ kg/m}^3$)	4.25	5.36 ~ 5.77	7.82	15.5
Young's modulus (GPa)	491.1	421.7	455	677.0
Eutectic composition (mol%)	92Fe-8TiC	82Fe-18VC	89Fe-11NbC	-

Table 2. Alloy marks, chemical compositions, estimated volume fraction of VC (V_{VC}), and Young's modulus (E) calculated by mixing rule.

Alloy marks	Chemical composition (mass%)				V_{VC} (vol%)	E (GPa)
	C	Si	Mn	V		
Fe-2C-8V	1.9	0.25	0.79	8.4	15.4	224 ~ 236
Fe-3C-12V	2.9	0.25	0.80	12.4	25.7	233 ~ 252

Fig. 1. Cross section of calculated phase diagram with Fe-0.25mass%Si-0.8mass%Mn-8mass%V and Fe-0.25mass%Si-0.8mass%Mn-12mass%V.

Fig. 2. Ingot size and sample sites.

1223 ~ 1523K で引張速度 50mm/s の高速引張試験で変形応力と絞り測定し熱間加工性を評価した。また、同様に切り出した $2^t \times 8^w \times 60^l$ の試験片で JIS Z 2280 に準拠した横共振法による室温のヤング率測定、および電解抽出法による炭化物の体積率測定を実施した。 $60^t \times 80^w \times 100^l$ の素材を Mid 部より切り出し、1423K で 22 に鍛造し、この丸棒を 1123K で 3.6ks の焼ならし後空冷した。この焼

ならし材でも鍛造材と同様に熱間加工性を評価した。焼ならし後、調質熱処理として 1123K で 1.8ks 保持した後に水焼入れし、723 ~ 973K で 1.8ks 保持して焼戻した。このようにして得られた焼ならし材および焼入れ焼戻し材の中心部より平行部径 8mm の JIS4 号引張試験片を加工し、室温での引張試験に供した。また鍛造材と同様に光学顕微鏡または走査型電子顕微鏡 (SEM) による組織観察、横共振法によるヤング率測定、電解抽出による炭化物体積率測定も実施した。また、測定荷重 9.8N で熱処理によるマイクロビッカース硬さ変化を測定した。

4. 結果および考察

4.1 鍛造状態および鍛造後の諸特性

Fig.3 に供試鋼の鍛造までの組織を示す。いずれの供試鋼も鍛造性に問題はなく、通常の鋼と同様に鍛込むことができた。また、得られた鋼塊に鍛造欠陥等も認められなかった。

Fe-2C-8V は $5\mu\text{m}$ 以下の微細な共晶晶出物と初晶フェライトの混合組織である。一方、Fe-3C-12V は $40 \sim 70\mu\text{m}$ の粗大な初晶晶出物と微細な共晶晶出物が混在した組織を呈しており、前述した Thermo-Calc の計算結果と一致している。Fe-2C-8V では鋼塊部位による顕著な差異は見られなかったが、Fe-3C-12V では Bot 側が Top 側に比べて初晶晶出物が多い傾向が認められた。

Fig.4, 5 に Fe-3C-12V の鍛造までの Mid 部の X 線回折図形と EPMA で観察した炭素、マンガン、バナジウムの特性 X 線像を示す。Fig.4 に示すように X 線回折の結果ではフェライトと $V(C, N)$ の回折線が認められた。また、Fe-2C-8V でも同様の X 線回折図形が得られた。これらの結果から Fig.3 で見られた共晶晶出物および粗大な初晶晶出物は VC であると判断できる。また、EPMA による観察結果でも晶出物に炭素とバナジウムが集中して存在することから晶出物は VC であると判断できる。Fe-2C-8V でも同様の結果が得られ、Fig.3 に観察された晶出物はいずれも VC であることを確認した。

Fig.6 は鍛造材および鍛造後焼ならし材の熱間加工性を高温での高速引張試験で評価した結果である。鍛造材と鍛造後焼ならし材で変形抵抗に大きな違いは認められないが、熱間加工時の割れ発生の指標である絞りは大きく異なる。鍛造材と鍛造後焼ならし材のいずれも温度の上昇とともに絞りは増加する。鍛造材で 1423K、鍛造後焼ならし材では 1473K で絞りは極大を示した後に低下する。この

Fig. 3. Optical microstructures of specimens as cast.

Fig. 4. X-ray diffraction profile of Fe-3C-12V as cast.

時, 鑄造材は鍛造後焼ならし材に比べて全体的に絞り値が 30 ~ 40% 低くなっている。また, 鑄造材でも鍛造後焼ならし材でも VC 体積率が多い Fe-3C-12V の方が Fe-2C-8V に比べて絞り値が低い。

本供試鋼鑄造材の絞り値は通常の構造用鋼に比べるとかなり低い値であるが, SKH51 に代表される工具鋼のように多量の炭化物を含む鋼では同様の試験による絞り値は 40 ~ 60% 程度であり本供試鋼と大きな差異はなく, 工業的な設備での圧延も可能な範囲であると思われる。また, 鍛造によって絞り値が大幅に向上することから, 分塊後は比較的容易に熱間鍛造による塑性加工が可能であることを示唆している。

熱間加工性を調査した Fe-2C-8V 鑄造材試験片の破断部近傍の断面組織と 1423K で鍛造した Fe-2C-8V の SEM 組織を Fig.7 に示す。試験片の破断部周辺にはボイドが確認される。破断部位ではこれらのボイドが結合して破断に至ったと考えられる。また, ボイドは共晶炭化物のコロニー境界で発生していることがわかる。一方, 1423K 鍛造材では鑄造材で見られた微細な共晶 VC は鍛造により破碎されて長さ 10 ~ 20 μm で幅 1 ~ 2 μm の棒状に変化して

いる。また, これらの棒状 VC は鍛伸方向に整列し, 鑄造材で見られた共晶炭化物のコロニーは消失している。以上のことから鍛造によりボイドの発生源である共晶炭化物のコロニー境界が消失したため鍛造材では熱間加工性が大きく改善されたのであろう。

Fig.8 に鑄造材および 1423K 鍛造後に 1123K で焼ならした供試鋼のヤング率測定結果を示す。VC の体積率は電解抽出法によって測定した。また, 図中の破線は複合則から計算される VC 体積率によるヤング率および比ヤング率変化で E_U , $(E / \sigma)_U$ は定歪みモデルを用いた場合, E_L , $(E / \sigma)_L$ は定応力モデルを用いた場合のヤング率である。

Fe-2C-8V および Fe-3C-12V の VC 体積率はそれぞれ 15.6% と 23.2% であり Table 2 で示したバナジウムと炭素の配合組成から計算される体積率とほぼ一致している。鑄造材のヤング率は Fe-2C-8V で 230GPa, Fe-3C-12V で 239GPa である。焼ならし材のヤング率も鑄造材と大きな差異はなく Fe-2C-8V で 233GPa, Fe-3C-12V で 243GPa であり, 通常の構造用鋼と比べて Fe-2C-8V で 12%, Fe-3C-12V で 17% のヤング率向上が認められる。

すでに述べたように VC は鋼に比べて比重が小さいため、ヤング率に比べて比ヤング率の向上は大きく、通常の構造用鋼に対して Fe-2C-8V で 16% , Fe-3C-12V で 23% 向上する。

Fig. 5. Characteristic X-ray images of vanadium and carbon in Fe-3C-12V as cast.

Fig. 6. Change in reduction of area and flow stress with temperature in high temperature tensile test.

Fig. 7. SEM microstructures of Fe-2C-8V
a) cross section of ruptured tensile specimen.
b) after forged at 1423K.

Fig. 8. Influence of volume fraction of VC(V_{VC}) on Young's modulus and specific young's modulus.

$$E_U = V_{VC} \times E_{VC} + (1 - V_{VC}) \times E_{Fe}$$

$$E_L = 1 / (V_{VC} / E_{VC} + (1 - V_{VC}) / E_{Fe})$$

$$(E/\rho)_U = V_{VC} \times (E/\rho)_{VC} + (1 - V_{VC}) \times (E/\rho)_{Fe}$$

$$(E/\rho)_L = 1 / (V_{VC} / (E/\rho)_{VC} + (1 - V_{VC}) / (E/\rho)_{Fe})$$

Young's modulus of VC, E_{VC} : 422GPa

Young's modulus of iron, E_{Fe} : 208GPa

Specific Young's modulus of VC, $(E/\rho)_{VC}$: $77.0 \times 10^3 \text{ GPa} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{m}^3$

Specific Young's modulus of iron, $(E/\rho)_{Fe}$: $26.7 \times 10^3 \text{ GPa} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{m}^3$

4.2 熱処理による機械的性質の変化

2 章でも述べたように本供試鋼の計算状態図には +VC の二相領域が存在し、この温度域から焼入れ、焼戻すことによって通常の構造用鋼と同様に調質処理が可能である。Fig.9 は温度と VC 含有量およびオーステナイト中の炭素固溶量を Thermo-Calc で計算したものである。VC 量は温度が上昇するとわずかに減少する。一方、オーステナイト中の固溶炭素量は温度上昇とともに増加する。高ヤング率を得るためには焼入れ後の VC 量が多い方が好ましいのでできるだけ低温から焼入れるべきである。前述したように両供試鋼は計算状態図より約 1060K 以上で

+VC の領域に入ることから、通常の中炭素鋼と同様の 1123K から焼入れることとした。この時の Thermo-Calc によって計算される VC 体積率は Fe-2C-8V で 13.3vol% , Fe-3C-12V で 19.7vol% である。また、オーステナイト中に固溶している炭素濃度は Fe-2C-8V で 0.34wt% , Fe-3C-12V で 0.49wt% である。言い換えれば Fe-2C-8V は JIS-S35C の基地組織に 13.3vol% の VC が分散した、また、Fe-3C-12V は JIS-S50C の基地組織に 19.7vol% の VC が分散した複合材料になっていると言える。これらの供試鋼を 1123K から焼入れた後、723 ~ 973K で焼戻した場合の機械的性質を

調査した。

Fig. 9. Change of mass fraction of VC and carbon concentration in austenite with heating temperature in specimens.

Fig.10に焼ならし材および1123Kから焼入れた後に773, 973Kで焼戻した供試鋼のSEM組織を示す。焼ならし状態ではフェライト・パーライトの基体組織の中にVCが分散している。一方、焼入れ焼戻し後の基体組織はフェライト・パーライトからソルバイトに変化しており、焼戻し温度が高い方がセメントライトと考えられる球状炭化物が粗大化していることがわかる。また、焼ならし材、焼入れ焼戻し材でVCには顕著な形態変化は認められない。以上のことから本供試鋼の基体組織は調質処理により炭素鋼と同様な組織変化が見られ、また、その熱処理中にVCにはほとんど変化は認められず、高ヤング率を維持しながら炭

Fig. 10. Change in SEM microstructures with heat treatment.

素鋼と同様な熱処理性が得られることを示唆している。

Fig.11に焼ならし状態、焼入れ状態および焼戻しによるヤング率と硬さの変化を示す。図中の破線はそれぞれ1143Kと1103Kから水焼入れしたJIS-S35CおよびJIS-S50Cの焼戻し温度と硬さの関係を示している¹⁰⁾。焼ならし状態の供試鋼の硬さはFe-2C-8Vで240HV、Fe-3C-12Vで280HVであり、焼入れによりそれぞれ595と703HVまで硬化させることができる。また、焼戻し温度の上昇にともない軟化し、723～973Kの焼戻しでFe-2C-8Vは410～255HV、Fe-3C-12Vで461～273HVの間で硬さを調整することができる。両供試鋼の焼戻し軟化挙動は通常の炭素鋼であるJIS-S35CおよびJIS-S50Cのそれとよく似ており、焼戻し温度の上昇により単調に軟化する。しかしながら硬さの絶対値は通常の炭素鋼に比べて50～70HV高い。前述したようにFe-2C-8VとFe-3C-12Vでは焼入れ時のオーステナイト中炭素濃度はそれぞれ0.34wt%と0.49wt%と計算されているが、VCの分散強化によりいずれの供試鋼も同一焼戻し温度では炭素鋼より硬さが高くなっていると考えられる。しかしながら、基体組織はあくまでJIS-S35CまたはJIS-S50Cと同様の組成であるため、絶対値は異なるものの軟化の挙動は良く似たものになっていると考えられる。

両供試鋼ともヤング率は焼入れによって5GPa程度低下する。その後の焼戻しでは焼戻し温度の上昇にともないヤング率は向上し、923～973Kの焼戻しによりほぼ焼ならしの値を回復する。773, 873, 973K焼戻しによるVC体積率変化を電解抽出法により測定したところFe-2C-8Vでは16～17vol%、Fe-3C-12Vでは21～23vol%で大きな変化は認められない。通常の炭素鋼でも焼入れによりヤング率は低下し、その後の焼戻しでヤング率が回復することが報告されており³⁾、本供試材の焼入れ焼戻しによるヤング率変化は基体組織のヤング率が変化しているためと考えられ

Fig. 11. Influence of heat treatment on Young's modulus and hardness (HV) of specimens and carbon steels.

る。すなわち、焼入れ状態および比較的低温の焼戻し処理時にはヤング率の絶対値は低下するが、従来鋼対比ヤング率の増加量が大きく低下している訳ではない。

Fig.12 は供試鋼の硬さと引張強さおよび 0.2% 耐力の関係を示したものである。図中のバンドは炭素鋼または強靱鋼調質材の硬さと引張強さおよび 0.2% 耐力の関係¹¹⁾を示すものである。熱処理条件によらず引張強さは硬さと良い相関をもち、硬さの増加にともない引張強さは増加する。同じ硬さの調質鋼に比べて供試鋼は引張強さが高くなるが、この原因は明らかでない。一方、硬さと 0.2% 耐力の関係には熱処理による差異が明確に認められる。焼入れ焼

Fig. 12. Change in hardness-tensile strength and hardness-0.2% proof stress balance with tempering temperature.

Fig. 13. Change in hardness-elongation and hardness-reduction of area balance with tempering temperature.

Fig. 14. Fractured surfaces of tensile specimens tempered at 973K.

戻し材では同じ硬さの調質鋼と同程度の 0.2% 耐力が得られるが、焼ならし材では調質鋼と比べて 0.2% 耐力が大きく低下する。これはソルバイト組織はフェライト・パーライト組織に比べて同じ硬さでの 0.2% 耐力が高く¹²⁾、本供試鋼でも焼入れ焼戻しによりフェライト・パーライトであった基体組織がソルバイトに変化したため基体組織の耐力が向上したためと考えられる。すでに述べたように機械構造用部品では剛性のみではなく強度、特に高耐力が要求される。これらのことから同じ硬さであっても高耐力が得られるように本供試鋼も焼入れ焼戻しを施して使用すべきであろう。

Fig.13 に引張試験時の伸び、絞り、と硬さの関係を示す。図中のバンドはFig.12と同様に炭素鋼または強靱鋼調質材の硬さと伸び、絞りの関係¹¹⁾である。供試鋼の伸びは硬さ増加、すなわち焼戻し温度の低下によって減少する。Fe-2C-8V に比べて Fe-3C-12V は同じ硬さの伸びがわずかに小さい傾向にある。また、同じ硬さの炭素鋼および強靱鋼の調質材に比べて伸びの値は約半分程度である。絞りも硬さの増加によって減少する。また、伸びと異なり、同じ硬さの絞りは Fe-3C-12V の方が、Fe-2C-8V に比べて明らかに低い。各供試鋼の絞りは同じ硬さの炭素鋼および強靱鋼の調質材に比べて Fe-2C-8V で 1 / 3 程度、Fe-3C-12V で 1 / 7 程度である。

Fig.14 は焼入れ焼戻し材の引張試験後の破面の SEM 写真である。基体組織はほぼ全面に延性破面に特徴的に観察されるディンプルが認められる。またいずれの供試鋼も VC は脆性的な破面を呈して破壊しており、VC の脆性的な破壊によって発生するき裂がディンプルの連結を加速し、調質鋼に比べて絞りが低下したのであろう。また、Fe-3C-12V では初晶として晶出した粗大な VC が多数脆性的

に破壊している様子が観察される。このため VC に起因して発生するき裂も Fe-2C-8V に比べて大きく、Fe-3C-12V は Fe-2C-8V に比べて絞りが大きく低下したと考えられる。

以上のことから溶製法で製造する場合、延性確保の観点から VC が初晶として晶出する過共晶側の組成は好ましくなく、最大でも共晶組成までで製造するべきであろう。本研究で用いた VC を分散させた高剛性鋼の場合には Fe-2.5%C-0.25%Si-0.8%Mn-10%V 程度が初晶炭化物を晶出させることなく高ヤング率が得られる限界組成と考えられる。

5. 結 論

VC 分散型高剛性鋼を溶製法により製造してその特性を調査した結果、以下の結論を得た。

- (1) 分塊後は比較的容易に熱間加工が可能である。
- (2) 通常の炭素鋼のヤング率 (208GPa) に対して焼ならし状態で 12 ~ 17% ヤング率が向上する。
- (3) 1123K からの焼入れ後 673 ~ 973K で焼戻すことによりヤング率を大きく低下させることなく、461 ~ 255HV に調質できる。
- (4) 焼入れ焼戻し材の引張強さと 0.2% 耐力は同じ硬さの炭素鋼または強靱鋼と同等である。また、伸びと絞りは炭素鋼または強靱鋼に比べて低い。

(文 献)

- 1) 飯田修一、大野和郎、神前 熙、熊谷寛夫、沢田正三共著: "新版物理定数表", 朝倉書店 (1990) 26.
- 2) W. C. Leslie: Met. trans., **3** (1972) 5.
- 3) 技術資料「金属材料の弾性係数」出版分科会編, "技術資料-金属材料の弾性係数-" (1980) 10.
- 4) 山本祐義、阿佐部和孝、西口 勝、前原泰裕: 鉄と鋼, **82** (1996) 771.
- 5) 田中浩司、大島 正、斉藤 卓: 鉄と鋼, **84** (1998) 586.
- 6) 社) 日本鉄鋼協会基礎研究会鋼中介在物利用による組織と材質の制御部会編, "鋼中介在物による組織と材質制御の現状と制御メカニズムの検討" (1995) 165.
- 7) P. Villars, A. Prince, and H. Okamoto ed.: "Handbook of Ternary Alloy Phase Diagrams", ASM International, (1995).
- 8) W. D. Kingery, H. K. Bowen and D. R. Uhlmann: "Introduction to Ceramics Second Edition", A Wiley-Interscience Publication, John Wiley & Sons, Inc., New York, (1976) 773.
- 9) 大谷博司: 金属学会編, "Thermo-Calc, 金属学会セミナー・材料開発・設計における状態図の基礎と応用" (1995) 115.
- 10) "鋼の熱処理基礎と作業標準" 日本鉄鋼協会編, 丸善, (1957) 290.
- 11) 科学技術庁金属材料技術研究所編, "金材技研疲労データシート資料 5 J I S 機械構造用鋼の基準疲労特性" (1989) 40.
- 12) 井上幸一郎、中村貞行: 電気製鋼, **67** (1996) 19.