# 熱力学計算に基づいた厚鋼板開発の現状

Current Progress in Development of Heavy Plate Steel Based on Thermodynamic Calculation

### 水谷 泰 新 Fasushi Mizutani

新日本製鐵 (株) 君津製鐵所 厚板工場 厚板技術グループリーダー

## し はじめに

厚鋼板の材料開発では、歴史的に、成分調整を含めたプロ セス条件を変化させて材料の特性の変化を調べるという帰納 的な手法が主流であった。しかし、近年の鉄鋼材料の性能に 対する要求の多様化に伴い、材料開発の更なる効率化に対す る要求が高まってきているのも事実である。本報では、演繹 的な鉄鋼材料開発の試みとして、熱力学計算及び金属組織学 的な物理モデルを厚鋼板の開発に適用した事例について紹介 する。

門講座

-自信を持って使うための熱力学的基礎-12

## 熱力学計算の材料設計への活用の 考え方

Olsonは、材料設計において考慮すべきプロセス-組織-材質の相互依存関係を階層システムにて記述する手法を提案 している<sup>1,2)</sup>。耐火鋼の設計に適用した例をFig.1<sup>3)</sup>に示す。 Olsonのアプローチは、現状の帰納的な性格が強い材料設計 に対して、演繹的な問題解決を採用しようとするものである が、その実現のためには、演繹的なアプローチの常として、 プロセスと組織、組織と材質、それぞれの関係について定量 的に記述する物理モデルを構築する必要がある。しかしなが ら、現状の厚鋼板の実製造においては、プロセス及び材質に 関しては定量的なデータが豊富にあるものの、組織に関する データは必ずしも十分とは言えない。そのため、熱間圧延プ ロセスにおいて、プロセスと組織、組織と材質の関係を包括 的に記述する試みは帰納的な手法では過去に多く行われたも のの4-8)、演繹的な手法で物理モデルとして構築されたもの はない<sup>9,10)</sup>。その原因としては、特に構造材として使用され る厚鋼板においては、ナノレベルの組織制御によりトン単位 の材料を造り込んでいること、すなわち、材料の特性を決定 する組織と製品のスケールのギャップが大きいことが挙げら

れる。より具体的には、組織の定量的な評価に対しては、 SEM、Serial-Sectioning、TEM、EPMA、AP-FIM、3D-XRD等の高度な解析手法により、ナノメートルオーダーの3 次元分析が可能とはなっているものの、高度解析機器を用い て材料全体をナノメートルオーダーで分析することは実質的 に不可能であるのに対して、材質及び材料全体の性能は鋳造 中のミクロ/マクロ偏析のようなミリメートルからメートル オーダーでの不均一性により決定されることにある。このこ とが鉄鋼材料の開発に演繹的な手法が広く導入されるに至っ ていない本質的な要因と考えられる。

厚鋼板は大部分が構造材として使用される性格上、その材 料開発においては、半導体に見られるような革新的な性能の 進歩が期待されているわけではない。一方で、現状の製造ラ インにおいても材料性能に重大な影響を与える制御因子が多 数あり、さらに、近年の鉄鋼材料の性能に対する要求の多様 化とも相まって、材料の成分及びプロセス設計は、より複雑 な問題となってきている。かような状況において材料の開 発/設計に求められるのは、「いかに効率的に最適解に近づ くか」であるが、そのためには演繹的なアプローチが必須と なる。さらに、上述のように、演繹的な鉄鋼材料開発を実現 するためには、微視的な組織分析と巨視的な材質を連関させ る道具が必要とされているが、その一つとして熱力学計算の 活用が考えられる。

熱力学計算に関する研究は、計算状態図の作成、すなわち、 平衡状態についての解析を中心に発展してきた<sup>11-14)</sup>。とこ ろで、鉄鋼材料が多様な組織、特性を示すのは、鉄鋼製造プ ロセス中に起こる反応の大部分が非平衡状態にあるためと考 えられる。特に、固相中で溶質原子、空孔・転位等の格子欠 陥の移動が制約される熱間圧延工程で発生する変態、析出、 再結晶等の現象は、基本的に非平衡反応と考えられる<sup>4,15)</sup>。 そのため、熱力学平衡計算により得られる結果と、厚鋼板の 実製造プロセスにおいて観察される現象には、不可避的にあ



Fig.1 Flow block diagram for system design of fire resistant steel<sup>3)</sup>

る程度の乖離が見られる。しかしながら、変態に代表される 高温での反応は基本的には熱活性化過程であること、さらに、 熱力学計算のために構築された熱力学データベースは、平衡 状態に限定されず、熱活性化過程全般の駆動力データベース であることから、熱力学計算と金属物理的なモデルとを組み 合せることにより、材料開発/設計に関する有益な指針を得 ることは十分に可能である。

以下では、熱力学計算に基づいて行った計算例、すなわち TMCP鋼のプロセス条件探索におけるγ/α変態温度、耐火 鋼中の添加元素の固溶濃度及び析出相分率、さらには溶接部 高疲労強度鋼のγ相分率と炭素濃度の関係を示し、実用厚鋼 板の開発例について紹介する。



現在、厚鋼板の工業生産にはFig.2に示される加工熱処理 技術(TMCP: Thermo-Mechanical Control Process)が 広く適用されている。TMCPとは、制御圧延により格子欠 陥を多量に導入したオーステナイトに冷却速度を制御した加 速冷却を適用することにより所望の金属組織を造り込む技術 である。実用的には、圧延温度を適正に制御することにより  $\gamma/\alpha$ の結晶粒を微細化する加工強化とともに、圧延後に加 速冷却することにより変態組織を制御し、微細なフェライト あるいは微細なベイナイト/マルテンサイトを生成させるこ



Fig.2 Microstructure control in Thermo-Mechanical Control Process in heavy plate production

とで実用的に重要な強度と靭性のバランスを飛躍的に向上させるものである。TMCPにおいて最も重要な情報の一つは、  $\gamma$ 相から  $\alpha$  相への変態温度、さらには低温変態相の変態開始 温度である。以下に、実用鋼におけるAe<sub>3</sub>、Ms、Bs各温度 の予測に、熱力学モデルを適用した結果を紹介する。

#### **3.1** 炭素鋼におけるγ/α変態の様式

炭素鋼における $\gamma$ 相から $\alpha$ 相への変態の様式は、原子の拡 散を伴う拡散型 (reconstructive / diffusional) と原子の顕 著な拡散を伴わない剪断型 (displacive / diffusion - less) に 大別される<sup>4,15)</sup>。拡散型 $\gamma / \alpha$ 変態は、変態の駆動力が小さ く、原子の易動度が大きい比較的高温域で、原子の移動に十 分な時間がある場合に起こる。ただし、SiやMn等の置換型 元素は、侵入型元素であるCやNと比較して拡散速度が著し く小さく、γ/α変態温度域で厚板圧延を含む鉄鋼製造プロ セス程度の時間範囲において置換型元素が拡散可能な距離は 1 µm 未満であり、その移動は異相界面近傍に限定されるも のと推定される<sup>16-19)</sup>。したがって、拡散型 γ / α 変態は、侵 入型元素、特にA1やTiの添加により固溶Nが枯渇する実用 鋼成分の場合、Cの拡散律速、すなわちパラ平衡状態で進行 するものと考えられる20)。一方、剪断型変態は、変態駆動 力が十分に大きくなる低温域まで、拡散速度の大きな侵入型 元素であるCでさえ分配する時間的余裕を与えない程度に大 きな冷却速度にて過冷した場合に起こり、プレートあるいは ラス形状、過飽和C、剪断歪、IPS (Invariant Plane Strain)、 高転位密度を特徴とするベイナイト/マルテンサイトが生成 される<sup>4)</sup>。TMCPにおいては、拡散型、剪断型、それぞれの 変態開始温度が精度良く予測可能となれば、実製造において 所望の組織の造り込みを達成する上で有益な情報となる。

#### 3.2 拡散型 γ / α 変態温度の予測

実用鋼成分において、SGTE Solution database (以下 SSOLと略す)を使用してThermo-Calc<sup>12,13)</sup>により、パラ、 オルソ平衡<sup>21)</sup>を仮定してAe<sub>3</sub>温度を予測した結果をFig.3に 示す。多様な成分に対して良く一致している。



Fig.3 Comparison between measured and calculated Ae<sub>3</sub> Temperature under para and ortho equilibrium condition in various engineering steels

#### 3.3 剪断型γ/α変態温度の予測

Ms点は剪断型マルテンサイト変態が始まる温度として定 義される。すなわち、連続冷却中にMs点に達すると潜伏期 間 (incubation time) なしに即座にマルテンサイトが生成す る。この現象は、古典的核生成理論に基づくと、変態核の生 成に必要とされる活性化エネルギーがkTの10<sup>5</sup>倍にもなり、 核生成は事実上起こり得ないことになる。そこで、マルテン サイト核の生成を容易にするエンブリオ (embryo) が母相  $\gamma$ 中にあらかじめ存在すると考えられた<sup>22-24)</sup>。OlsonとCohen は、マルテンサイト核のエンブリオ (embryo)の発生におけ る転位の役割について詳細に考察し、マルテンサイト変態に 必要とされるエネルギーを定量的に評価している<sup>25,26)</sup>。

マルテンサイト変態は無拡散にて起こることから、実効的 な化学的自由エネルギー(変態の駆動力)は、γ相と同組成 である α 相の自由エネルギーの差に等しい。Ghoshと Olsonは、界面運動に作用する摩擦力への温度及び各固溶強 化元素による影響を考慮し、マルテンサイトの臨界核生成駆 動力を定式化した<sup>27,28)</sup>。それによると、Ms点は、実効的な 化学的自由エネルギーが臨界核生成駆動力と等しくなる温度 であるから、温度に関して次の(1)式<sup>27)</sup>を解くことにより 求められる。

$$\Delta G_{ch}^{\gamma \to \alpha}(\mathbf{x}_0, \mathbf{T} = \mathbf{M}_{S}) = \Delta G_{crit}$$
$$= G^{el} + \frac{2\sigma}{nd} + W_{\mu}(\mathbf{x}_0) \quad \dots \dots \dots \dots (1)$$

ここで、

 $\Delta G_{ch}^{\gamma \to \alpha}$ :温度TKにおいてC濃度 $x_0 \sigma_{\gamma}$ と同組成 $\sigma_{\alpha}$ の自由 エネルギー差

ΔG<sub>crit</sub>:温度TKにおいてC濃度x<sub>0</sub>のマルテンサイトを生成 するのに必要とされる臨界核生成駆動力

- W":界面運動に働く摩擦力非温度依存項
- G<sup>el</sup>:モル体積当り歪エネルギー
- σ:半整合界面エネルギー
- n:マルテンサイト核の最密格子面数
- d:最密原子面間隔

実用亜共析鋼(炭素量<0.77 wt%)について、熱力学モデ ルによるMs点の予測精度を検証した結果をFig.4に示す。 また、熱力学データベースとしてSSOLを使用した。Ms点 の予測に関して提案されている様々な実験式<sup>29-32)</sup>と比較し ても、全温度域において良く一致している。

Bhadeshiaらは、Bs点は拡散/剪断メカニズムが重畳す るベイナイト変態が始まる温度して定義されるとしてい る<sup>4,33-36)</sup>。Ms点と同様に、剪断型変態を発生させるのに必 要な熱力学的な変態駆動力を用いて記述が可能と考えられる が、無拡散変態であるマルテンサイトと異なり、ベイナイト 変態では、ある程度のCの拡散を伴う。すなわち、Bs点で は、実効的な化学的自由エネルギーは、 $\gamma$ 相とCの濃度が  $\mathbf{x}_a$ である  $\alpha$ 相の自由エネルギーの差であり、臨界駆動力と 釣り合うと考えられる。したがって、Bs点は温度及び $\mathbf{x}_a$ に ついて、2つの非線形方程式を連立させて解くことにより求 められる。ところでベイナイト変態が起こる温度域では、 glissileな界面運動に作用する摩擦抵抗力は温度上昇に伴い 顕著に低下することが知られている<sup>4,33-36)</sup>。摩擦抵抗力の温 度依存性を考慮して(2)式<sup>36)</sup>にて表されるモデルを用いて 予測したBs温度と実測値とを比較した結果をFig.5に示す。 両者は良く一致しており、当モデルの妥当性を確認できる。

 $\Delta G_{ch}^{\gamma \rightarrow \alpha}(\mathbf{x}_{\alpha}, \mathbf{T} = \mathbf{B}_{S}) = \Delta G_{crit}$ 

$$= \mathbf{G}^{\mathrm{el}} + \frac{2\sigma}{\mathrm{nd}} + \mathbf{W}_{\mu}(\mathbf{x}_{\alpha}) \quad \dots \dots (2)$$

ここで、 $\mathbf{x}_{\alpha}$ :ベイナイト中のC濃度、 $\Delta \mathbf{G}_{ch}^{\gamma \to \alpha}$ :変態駆動力



Fig.4 Comparison between measured and calculated Ms temperature



Fig.5 Comparison between the measured and calculated Bs temperature

## 建築構造用耐火鋼の開発への 適用例

建築構造用耐火鋼材は、高温強度等の耐火性能を飛躍的に 高めた鋼材であり、現在では、自走式立体駐車場、アトリウ ムの屋根架構、さらには体育館のようなスポーツ施設などに 広く利用されている。建築構造用耐火鋼の開発においては、 高温強度の発現機構を明らかにするとともに、熱力学平衡計 算に基づいて添加合金元素の影響を定量的に評価することに より、成分の最適化を図ることができる<sup>3)</sup>。

### 4.1 Mo-Nb 複合添加耐火鋼における高温強度の発現機構 と降伏強度の温度依存性

一般に、塑性変形は、外部応力あるいは熱エネルギーにより活性化された転位が、粒界、転位、固溶元素、析出物等の抵抗力を克服して、連続的に結晶中を運動することにより生じるものと理解されている<sup>37)</sup>。流動応力は温度依存成分と非温度依存成分に分けられるが、前者は転位のすべり運動に対する固溶元素に代表される短範囲抵抗に依存するのに対して、後者は粒界や転位林等の長範囲抵抗によって決定される。したがって、高温強度の発現機構及び影響因子については、高温における流動応力の温度依存性を定量的に評価することにより確度の高い推定が可能となる。高温での降伏剪断応力の温度依存性については、(3)式に示す定式化がなされている<sup>3,38)</sup>。すなわち、(3)式<sup>3)</sup>によれば、パラメータf(T) =  $[1 - (T/T_c)^{2/3}]^2$ に対する依存性を求めることにより、降伏応力の温度依存成分( $\tau_{th}$ )と非温度依存成分( $\tau_{ath}$ )の評価が可能となる。

ここで、

- τ:外部剪断応力 (External stress)
- τ<sub>ath</sub>:非熱的(温度依存)応力(Athermal stress)または内 部応力(Internal stress)
- τ<sub>th</sub>:熱的(温度依存)応力(Thermal stress)または有効応力(Effective stress)
- τ<sub>0</sub>:温度0Kにおける熱的応力(最大内部応力)~活性化エネ ルギーQ(τ<sub>th</sub>, 0)が0となる応力
- T:絶対温度 (Temperature in Kelvin)
- $T_{c}$ :熱的応力 $\tau_{th}$ が0となる絶対温度(K)

490 MPa級耐火鋼 (Mo-Nb 複合添加鋼) 及び普通鋼について、(3) 式を用いて、温度依存成分 (τ<sub>th</sub>) と非温度依存成

温域と高温域でYSの温度に対する依存性が大きく変化する。 この低温域と高温域の遷移温度は、普通鋼と比較して耐火鋼 でより高温側に移動しており、さらに、耐火鋼では低温域に おける降伏強度比の温度依存性が小さく、非温度依存成分の 影響が支配的である。高温で非温度依存成分が低下するのは、 転位回復・再結晶が進行し、転位密度の減少が著しくなるた めと考えられる。低温域と高温域の降伏強度に関する温度依 存性の変化が、転位密度の変化に起因するものとすると、耐 火鋼において、低温域/高温域の遷移温度が高温側にシフト するのは、遷移温度近傍で転位回復が抑制されているためと 言い換えることができる。固溶Mo及びNbが、粒界移動と ともに、転位の上昇運動、回復を抑制する効果を有すること は広く知られている。したがって、耐火鋼における低温域の 高温側への拡大は、これら固溶原子による転位の回復抑制効 果に起因するものと推定される。また、耐火鋼において、低 温域での温度依存性が低下するのは、粒界や転位林に加えて 更なる長範囲抵抗源が作用していることを示唆しており、そ の長範囲抵抗源として、分散析出物の整合/半整合歪による 応力場が考えられる。整合/半整合析出物の分散強化の機構 は、基本的に固溶体強化と同様であるが、整合/半整合析出 物により生じる応力場は、固溶体により生じる応力場と比較 すると遥かに強力であり、転位運動に作用を及ぼす範囲も大 きくなる<sup>37)</sup>。耐火鋼では、Mo、Nb、V複合炭窒化物 (Nb、 Mo、V) (CN) が整合/半整合析出していることが透過電子 顕微鏡(TEM)やアトムプローブ電界イオン顕微鏡(AP-FIM) により確認されている<sup>39)</sup>。したがって、耐火鋼におい て低温領域にて非温度依存成分が増大するのは、整合/半整 合歪に起因するミスフィット応力が転位運動に対して長範囲 抵抗として作用するためと考えられる。

#### 4.2 熱力学計算を活用した添加Mo量の最適化検討

Mo-Nb複合添加型耐火鋼の高温強度の発現は、固溶Mo、 Nbによる回復・転位密度低下の抑制及びMo、Nbの複合炭 化物の析出に伴う整合/半整合歪の導入に起因し、転位運動 に対する長範囲抵抗が高温域で著しく増大するためと結論さ れる。したがって、鋼中のMo及びNbの存在状態、すなわ ち、固溶あるいは析出のどちらの状態にあるかについて予測 可能となれば、高温強度を最大化するための最適なMo、 Nb添加量を決定する上で有益な指針となる。

よく知られているように、粒界や転位林は転位運動に対す る最も強力な長範囲抵抗源であるから、母材組織が高温強度 に及ぼす影響は大きい。そこで、母材組織毎の高温YS比に ついて、Thermo-Calcにて算出された (Nb、Mo) (CN) 炭 窒化物 (MC相と略す) 平衡生成量にて整理した結果をFig.7<sup>3)</sup> に示す。同程度のMo添加量にて比較した場合、高温YS比 は、ベイナイトあるいはベイナイト+微量フェライト組織が 最も高く、次いで、フェライト+微量ベイナイト組織、フェ ライト+パーライト組織の順になっている。すなわち、高温 強度を大きくするためには、ベイナイト組織の導入が最も有 効であることが分かる。高転位密度を有する組織であるベイ ナイトが高温強度の増大及び安定化に対して有効であるとの 結果は、前述の推定に合致するものである。以上より、建築 用鋼としての性能を考慮し、ベイナイト+微量フェライト組 織あるいはフェライト+微量ベイナイト組織を用いるものと した場合、必要な600℃におけるYS比に応じて確保すべき MC析出物量の推定が可能となる。さらに、0.09 wt %C鋼 において、添加Mo量を0.5~1.0 wt.%と変化させた場合の 600℃でのMC相準安定生成量及びBCC相中の固溶Mo量を Thermo-Calcにより算出した結果をFig.8<sup>3)</sup>に示す。本図よ り、添加Mo量の増加に伴い、MC相準安定生成量とBCC



Fig.6 Temperature dependence of yield strength ratio in 490MPa class of conventional and fire-resistant steel



Fig.7 Yield strength ratio at 600  $^\circ\!C$  with various microstructure and volume fraction of MC  $^{\scriptscriptstyle (3)}$ 

相中の固溶Mo量は単調に増加し、所用のMC相の準安定平 衡生成量を確保するために必要な添加Mo量が推定可能であ る。



Fig.8 Mole fraction of MC and Solute Mo as a function of weight percent of Mo <sup>3)</sup>



鉄鋼構造物の溶接部疲労特性の改善に対する市場ニーズは 高く、厚鋼板における極めて重要な課題のひとつである。疲 労寿命延長の問題は、発生抑制と伝播抑制に大別できるが、 厚鋼板に対しては、特に疲労き裂伝播抑制特性の改善が求め られている。これまでに、集合組織及び硬化第二相(マルテ ンサイト)を圧延方向に層状に分布させることにより、板厚 方向の疲労き裂伝播特性を改善できるとの報告がなされてい る<sup>40)</sup>。一般的に、このような組織を厚板実機プロセスにて 実現する方法として、γ相を含有する温度域からの加速冷却 の適用が有効である。ここでは、実機における製造条件最適



Fig.9 Hardness of martensite with various C and Mn<sup>41)</sup>

化の立場から、成分及びプロセス条件を熱力学計算により算 出した例を示す。

硬化第二相 (マルテンサイト) 硬さ及び分率とそれを実現 するのに適正な添加C量を特定するためには、まず、固溶C 量とマルテンサイト硬さの関係を求めておく必要がある。C 鋼及びC-Mn鋼におけるC、Mn量とマルテンサイト硬さに 関しては、実験的にFig.9に示す関係が求められている<sup>41)</sup>。 これらのデータを用いて、C、Mn量とビッカース硬さの関 係を求めた結果を(4)式に示す。本式を用いると、マルテ ンサイト硬さを所望の値以上とするために必要となるマルテ ンサイト(残留γ)中の固溶C量が簡易に推定可能となる。

 $HV = 171 + 1154 \times [C \text{ wt.}\%] + 33 \times [Mn \text{ wt.}\%] \cdots (4)$ 

セメンタイト ( $\theta$ ) 相を系から除外した場合の、500~ 1000℃における準安定平衡相分率を、Thermo-Calcを用い て計算し、次いで、加速冷却開始温度におけるγが全てマル テンサイトに変態するものとして、加速冷却開始温度の関数 としてマルテンサイトの体積分率及びγ中固溶C量を算出す る。通常、添加C量の増加に伴い、一定量以上のマルテンサ イト分率が得られる加速冷却開始下限温度が上昇する。さら に、<br />
θ<br />
生成開始温度以下では、<br />
微量かつ微細な<br />
θ<br />
が生成する (Fig.10) 影響により、残留 γ 中の固溶 C 量の60%がマルテ ンサイト中に凍結されると仮定して、(4) 式を用いてマルテ ンサイト硬さを求めることができる。以上を総括すると、マ ルテンサイト分率と硬さの関係がFig.11のように求められ、 所望のマルテンサイト分率と硬さを両立するために必要とさ れる添加C量が決定される。さらに、0.12 wt.%C鋼におけ る、加速冷却開始温度とマルテンサイト分率と硬さの関係は Fig.12に示すようにまとめられる。これより、添加C量 0.12 wt.%の場合、要求されるマルテンサイト分率と硬さが、



Fig.10 Stable equilibrium phase diagrams as a function of temperature in 0.12C-steel



Fig.11 Relationship between volume fraction of  $\gamma$  and HV in various carbon steels

例えば、それぞれ、20%と500HVであるとすると、加速冷 却開始温度範囲は730~750℃と推定される。

## 5 おわりに

熱力学計算を厚鋼板の開発に活用した事例について紹介した。熱力学計算、特にThermo-Calcに代表される状態図計 算ソフトで予測可能なのは平衡状態であるのに対して、熱間 の実製造プロセスはほぼ非平衡状態であることから、熱力学 平衡計算単独では、実用鋼の開発への適用は限界がある。し かしながら、本稿で示したように、金属組織学的な理論と組 み合せることにより、有益な指標を得ることが可能である。 さらに、組織の微視的な定量評価と組み合せることにより実 用的な価値はさらに高まるものと考えられ、今後の発展が大 いに期待される。なお、材料設計の理論の詳細については、 Pickering<sup>42)</sup>、Gladman<sup>43)</sup>、榎本<sup>44)</sup>、木村<sup>45)</sup>の著作などを 参照されたい。

#### 参考文献

- 1) G.B. Olson : Science, 277 (1997) 29, 1237.
- G.B. Olson : J. Computer-Aided Mat. Design, 4 (1997), 143.
- 水谷泰,石橋清司,吉井健一,渡部義之,千々岩力男, 吉田譲:新日鉄技報,380 (2004),38.
- 4) 瀬沼武秀, 矢田浩, 松村義一, 浜渦修一, 中島浩衛:
   鉄と鋼, 70 (1984) 10, 1392.
- 5)日本鉄鋼協会熱延プロセス冶金委員会:材質の予測と 制御,日本鉄鋼協会,(1988)
- 6)西山記念技術講座131・132回鉄鋼材料の材質予測・制 御技術の現状と将来,日本鉄鋼協会編,(1989)
- 7) 吉江淳彦, 藤田崇史, 藤岡政昭, 岡本健太郎, 森川博



Fig.12 Volume fraction of retained  $\gamma$  and hardness of martensite as a function of temperature in 0.12wt.%C-steel

文:鉄と鋼,80(1994)12,908.

- 8)西山記念技術講座180・181回鉄鋼材料の組織と材質予 測技術,日本鉄鋼協会編,(2004)
- 9) H.K.D.H. Bhadeshia : Bainite in Steels 2nd Ed., IOM Communications Ltd, (2001)
- 10) M. Militzer : Proc. Int. Conf. on Austenite Formation and Decomposition, ISS and TMS, (2003), 195.
- 11) L. Kaufman and H. Bernstain : Computer Calculation of Phase Diagram, Applied Science Publisheds, (1970)
- 12) B. Sundman, B. Jansson and J.-O. Andersson : Calphad, 9 (1985) 2, 153.
- J.-O. Andersson, T. Helander, L. Höglund, P. Shi and B. Sundman : Calphad, 26 (2002) 2, 273.
- 14) 例えば、山下孝子:ふぇらむ、8 (2003) 5, 316.
- 15) J.W. Christian : The Theory of Transformations in Metals and Alloys, 3 rd Ed., Oxford : Pergamon Press, (2002)
- 16) H.A. Fletcher, A.J. Garratt-Reed, H.I. Aaronson, G.R. Purdy, W.T. Reynolds Jr. and G.D.W. Smith : Scripta Materialia, 45 (2001), 561.
- 17) I. Stark and G.D.W. Smith : Phase Transformations '87, The Inst. of Metals, London, (1988), 475.
- H.I. Aaronson, W.T. Reynolds and W.T. Shiflet : Metall. Trans. A, 21 (1990) 6, 1343.
- W.T. Reynolds Jr., S.S. Brenner and H.I. Aaronson : Scripta Metall., 22 (1988), 1343.
- 20) H.I. Aaronson, H.A. Domian and G.M. Pound : Trans. Metall. Soc. AIME, 236 (1966) 5, 753.
- 21) B. Sundman, Proc. Int. Conf. on Austenite Formation and Decomposition, ISS and TMS, (2003), 113.

- 22) R.E. Cech and D. Turnbull : Trans. AIME, 206 (1956), 124.
- 23) C.L. Magee and R.G. Davis : Acta Metall. 19 (1971) 4, 345.
- 24) V. Raghavan and M. Cohen : Acta Metall. 20 (1972) 3, 333.
- 25) G.B. Olson and M. Cohen : Metall. Trans. A, 7(1976), 1897.
- 26) G.B. Olson and M. Cohen : in Dislocations in Solids, ed. by F.R.N. Nabarro, 7 (1986), Chapter 37, 295.
- 27) G. Ghosh and G.B. Olson : Acta Metall. Mater., 42 (1994), 3361.
- 28) G. Ghosh and G.B. Olson : J. Phase Equilibria., 22 (2001), 199.
- 29) W. Steven and A.G. Haynes : J. Iron Steel Inst., 183 (1956), 349.
- 30) K.W. Andrews : J. ISIJ, 7 (1965), 721.
- 31)例えば、金属データブック改訂3版、日本金属学会編、(2004)、162.
- 32)中川英樹,宮崎亨:計算機支援による組織制御,日本 鉄鋼協会,(2000),210.
- 33) G.B. Olson, H.K.D.H. Bhadeshia and M. Cohen : Metall. Trans. A, 21 (1990), 805.
- 34) S.A. Mujahid and H.K.D.H. Bhadeshia : Acta Metall. Mater., 41 (1993) 3, 967.

- 35) S.A. Mujahid and H.K.D.H. Bhadeshia : J. Phys. D : Appl. Phys., 34 (2001), 2573.
- 36) G.B. Olson, K.C. Hsieh and H.K.D.H. Bhadeshia : Microstructures LCS '94, Iron and Steel Inst. Of Japan Tokyo, (1994)
- 37) 例えば, T.H. Courtney, Mechanical Behavior of Materials 2 nd Ed., McGraw-Hill, (2000)
- 38) J.W. Christian and T.B. Massalski, Progress in Materials Science, 19 (1975)
- 39)千々岩力雄,為広博,吉田譲,船戸和夫,植森龍治, 堀井行彦:新日鉄技報,348 (1993),55.
- 40) 中島清孝,野瀬哲郎,石川忠:溶接構造シンポジウム2004講演論文集,(2004),335.
- 41) K.J. Irvine, F.B. Pickering and J Garstone : J. Iron Steel Inst., 196 (1960), 66.
- 42) F.B. Pickering : Physical Metallurgy and the Design of Steels, Applied Science Publishers, (1978)
- 43) T. Gladman : The Physical Metallurgy of Micro-Alloyed Steels 1 st. Ed., London : Institute of Materials, (1997)
- 44) 榎本正人:金属の相変態,内田老鶴圃,(2000)
- 45) 木村宏: 材料強度の考え方, アグネ技術センター, (2002)

(2007年1月12日受付)