ミニ特集 • 4 マルテンサイトとベイナイトの基礎: 高強度化と高延性・高靭性への挑戦

# マルテンサイト・ベイナイト組織の形成メカニズムに関する現状の理解

Current Understanding of Microstructure Formation of Martensite and Bainite in Steels

古原 忠 <sup>東北大学 金属</sup> 金属組織制御学 Tadashi Furuhara

東北大学 金属材料研究所 金属組織制御学研究部門 教授

## し はじめに

近年の高強度化のニーズより、相変態を利用した鉄鋼の組 織制御においてマルテンサイトおよびベイナイト組織への傾 倒がますます強まっている。通常マルテンサイトは焼入れ焼 もどし後、ベイナイトは変態後そのままで用いるが、その場 合ラス状の微細フェライト組織中にセメンタイト等の炭化物 が微細分散した状態を呈する。高強度一高靭性の観点から は、フェライトラス晶およびそれらが結晶学的拘束を受けた 特定方位で形成される集団 (ブロック、パケット)としての結 晶粒径の微細化、分散する第二相粒子の微細化が必要であ り、実際にはオーステナイト粒径微細化やオースフォーム等 の手法がマルテンサイト鋼、ベイナイト鋼の組織微細化に用 いられる。

昨年開催された第1回国際鉄鋼科学シンポジウム (IS<sup>3</sup>-2007)においては、鉄鋼のマルテンサイトとベイナイト の組織と特性について現状と課題の整理が行われた<sup>1)</sup>。組織 形成メカニズムの観点では、フェライト基地組織について変 態温度、結晶の方位と粒径、元素分布、外場効果など、第二 相では炭化物やCuの析出、Martensite/Austenite constituent (M/A)や残留アの分散に関する議論が活発に行 われたが、そのほとんどがマルテンサイト・ベイナイト変態 における核生成・成長挙動に強く依存すると言っても過言で はない。核生成・成長挙動には、変態温度や変態に伴い発生 する歪、各相の強度、元素分配などが複雑に影響する。本稿 では、マルテンサイトの核生成・成長およびベイナイト変態 機構に関する現状の理解を簡単に整理する。

マルテンサイトの核生成・成長

マルテンサイト変態では結晶構造の変化がせん断変形に よって起こる。Fig.1 (a) に、マルテンサイト変態における母 相(γ)と生成相(α)の間の界面での原子の移動を示す。界 面でのステップ(「変態転位」と言い通常1原子層高さを考え る)前方で、矢印で示すように母相の原子位置から生成相の 原子位置への一対一対応を保った変位によって結晶構造が変 化し、この結果変態に伴う歪(変態歪:transformation strain)が発生し表面起伏の生成が発現する。置換型原子の 拡散を伴う析出でも、(b)、(c)に示すように母相もしくは生 成相の空孔に隣接する母相原子のジャンプが起こることで、



Fig.1 Displacement of atom at the interphase boundary in (a) martensitic transformation and (b), (c) diffusional transformation with atomic site correspondence

結晶格子間での原子位置の一対一対応が満足され、表面起 伏の発現が起こる<sup>2)</sup>。マルテンサイトでは発生する変態歪を マルテンサイトのすべり変形や双晶変形によって塑性的に緩 和する格子不変変形が起こる。しかしながら、塑性緩和後も 形状変形 (shape deformation) と呼ばれる歪 (Fig.2 (a) の 模式図中の灰色の矢印)が残留する<sup>3)</sup>。この形状変形は周囲 のオーステナイト中での新たなマルテンサイト晶の生成に影 響を及ぼす。Ling and Owen<sup>4)</sup>はマルテンサイトプレートの 周囲の弾性応力場を解析し、プレートエッジ部分の応力場は 同一方位 (同一バリアント)のプレートの核生成を誘起しやす く、プレート面に沿った弾性応力場は元のプレートに平行な 別バリアントのプレートの生成によって減少することを示し ている。

形状変形によって周囲のオーステナイト母相でも塑性変形 が起こる場合には、特定の格子欠陥が入ることでマルテンサ イト晶の生成が誘起される。例えば、清水とWayman<sup>5)</sup>は Fe-Cr-C 合金のマルテンサイトプレートの先端でオーステナ イト母相の塑性変形により生成した積層欠陥が、同じバリア ントのプレート生成を誘起することを報告している。この現 象は、Fig.2 (b)のような同一バリアントの集団であるブロッ クの形成に関係する。一方、異なるバリアントが組み合わさ ると、Fig.2 (c) のように形状変形による発生する応力/歪が 部分的に相殺される自己緩和機構 (self accommodation) が 働く。これは、一つのパケット内で方位の異なるブロックが 形成されたり、異なるパケットに属するマルテンサイトが隣 接して生成したりする要因となる。

マルテンサイトは基本的に格子欠陥等からの不均一核生成 で起こると考えられている。Fig.3に、代表的なマルテンサイ トの核生成モデルを示す。(a)に示すようにマルテンサイトの 核は構造変化を起こした領域を格子不変変形によって生じた 界面転位がループ状に取り囲んだ形になっている<sup>6)</sup>。この転 位ループはマルテンサイトが無拡散で成長するためにすべり 面上にのったglissile な性格を持つ必要がある。(b)は粒界を 優先核生成サイトとするモデルで、特殊な配列を持つ粒界転 位が部分転位として拡張することでマルテンサイトが核生成 する様子を示している<sup>7)</sup>。マルテンサイトの核を直接観察し た研究はないが、超高圧電顕内でのその場観察では、等温マ ルテンサイトについて粒界から優先核生成し、オーステナイ ト中で塑性変形を伴って成長する観察結果が報告されてい る<sup>8)</sup>。



Fig.2 Accommodation of shape deformation in displacive transformation; (a) plastic accommodation in the matrix, (b) nucleation of the same variant, (c) selfaccommodation by combination of multiple variants. Solid and dashed allows represent shape deformation of each martensite and each block, respectively. Note that strain component along the horizontal axis is cancelled in (c)



Fig.3 Nucleation model of martensite: (a) critical nucleus of a lenticular shape<sup>6)</sup>, (b) nucleus formed from an array of grain boundary dislocations<sup>7)</sup>

個々のマルテンサイト晶は核生成後音速のオーダーで最終 形状・サイズまで成長する。塑性緩和が起こらず変態ヒステ レシスの小さい熱弾性型マルテンサイトにおいては、マルテ ンサイトの成長の停止は変態の駆動力と弾性歪エネルギーの 釣り合いで起こると考えられ<sup>9)</sup>、温度変化や応力付加などで 駆動力が変化すると、生成したマルテンサイトは成長したり 収縮したりする。しかし、変態ヒステレシスの大きい非熱弾 性型のラスマルテンサイトやレンズマルテンサイトはその後 の温度低下や応力付加をしても成長しない。よって、鉄鋼の マルテンサイト晶のサイズは、核生成後の急速な成長の停止 によって決まると言える。Grujicicら<sup>10</sup>は、塑性変形による 応力緩和が起こると、弾性歪エネルギーが減少して成長を促 進する効果と、塑性変形のための仕事および母相中の転位と の相互作用による界面移動時の摩擦力により駆動力が減少し て、成長を抑制する効果があることを示している。Fig.4に 彼らが計算した2つのFe-Ni2元合金のMs点直下における マルテンサイト成長に伴う界面移動速度の変化を示す。核生 成後1マイクロ秒以下でオーステナイトの塑性緩和が起こる と成長速度が大きく低下して成長が停止する。ラスマルテン サイトが生成する Fe-24Ni 合金の方が、レンズマルテンサイ トが生成するFe-31Ni合金よりも塑性緩和が早く起こるので 最終的なサイズは小さくなっている。

マルテンサイトの界面が無拡散で保存運動を行うために Fig.3のようなglissileな界面転位構造を持つと通常は仮定 するが、実際にオーステナイト中に塑性変形で導入された転 位は多くの場合界面移動に対して sessile になる可能性が高 い。ラスマルテンサイトの結晶学的特徴は2種類の格子不変 変形モードを考えることで現象論<sup>3)</sup>により良く説明できる<sup>11)</sup>



Fig.4 Calculated velocity of the martensite/austenite interphase boundary in Fe-Ni binary alloys<sup>10)</sup>. Longer arrows indicate plastic accommodation occurred in austenite and a shorter arrow indicates where lattice invariant shear occurs

が、この場合マルテンサイトの界面には2種類の界面転位が 形成され、実験結果もその妥当性を示唆している<sup>12)</sup>。このよ うな2種類の界面転位の交差部も sessile な構造になる。し かしながら、異なる性格の転位が交切し jog を形成する場合 でも点欠陥を連続的に生成しながらすべり運動をすることは 大きな駆動力下では可能なので<sup>13)</sup>、たとえ界面構造が sessile になっても界面が非保存運動する可能性はある。 Fig.4 もオーステナイトの塑性変形後もある程度マルテンサイ トの成長が可能であることを示している。

マルテンサイト変態の開始温度である Ms 点は、組成変化 なしの結晶構造が変化するための駆動力が生じる温度である To温度よりも低温にある。これは核生成時に余分は界面およ び歪エネルギーが発生するためにある程度の過冷度を必要と するためである。これは高温で起こる拡散変態でも同様に言 えることであるが、より低温で起こる相変態ほど歪エネル ギーの拡散や塑性変形による緩和が困難になるため、マルテ ンサイトでは大きな過冷度を必要とする。Fe-C 合金の Ms 点 での変態駆動力は、炭素量に依存せずほぼ 300J/mol で一定 である<sup>14)</sup>。置換型元素 M を含む Fe-M2 元合金について系統 的な整理も最近行われている<sup>15)</sup>。せん断型変態の核生成と比 べると成長に必要な過冷度が小さいという考え方が暗黙に存 在する。これに対して Borgenstam ら<sup>16)</sup> は浸炭処理によっ て表面から炭素濃度を変化させた試料を種々の温度に焼き入 れた後、マルテンサイトが生成した先端の領域の炭素濃度を 測定し、マルテンサイトの成長限界の温度-組成を実験的に 求めている。その結果、マルテンサイトの成長限界温度は Ms点に比べて数℃程度しか違わず、核生成と成長での過冷 度の差は小さいことが明らかになりつつある。

マルテンサイトラスの厚みは歪エネルギーによって大きく 影響される。炭素量が増加すると、ラスのサイズは小さくな る<sup>17,18)</sup>が、これは固溶強化および Ms 点の低下により塑性緩 和が起こりにくくなるためと考えられる。しかしながら系統 的な研究は少なく、今後種々の合金系でのさらなる検証が望 まれる。ラスマルテンサイトにおける有効結晶粒径 (ブロッ ク、パケット)の支配因子については、以前の記事<sup>19)</sup>を参照 いただきたい。

#### 3、ベイナイト変態の機構

ベイナイト変態の機構については、以前よりフェライトの 生成が拡散型であるという立場<sup>20)</sup>とせん断型で起こるという 立場<sup>21)</sup>がある。最近もベイナイト変態機構が注目され<sup>22)</sup>、い くつかの新しい知見が得られているが、未だに決定的な実験 的証拠はないのが現状と言える。機構に関する主な論点は、 (1)変態の熱力学および速度論(溶質元素の分配挙動を含 む)、(2)結晶学および界面構造、の2点である。Table1は Fe-C 合金の fcc オーステナイトから各種変態で生成する bcc 相 (フェライト、ベイナイトあるいはマルテンサイト)の結晶 学的特徴、生成に伴う炭素の分配挙動および Fe 原子の界面 での移動の素過程をまとめたものである。特にK-S関係のよ うな特定の結晶方位関係を持つ界面での Fe 原子の付着が、 界面での拡散によって起こるか微小なせん断的変位によって 起こるかが変態機構が拡散型(diffusional)かせん断型 (displacive) かの論点の1つである。置換型元素の分配を伴 う場合には、Fig.1 (b)、(c) のように界面前方での空孔を介 しての拡散ジャンプによる付着は十分考えられる。しかし、 炭素のような侵入型元素のみが拡散できるような温度域で は、(a)に示すわずかな変位が界面拡散かせん断的変位(変 態転位のすべり運動)かを議論することになり、その区別は 困難である。塑性変形時の転位のすべり運動も熱活性化過程 で支配されるので、部分転位である変態転位の動きも熱活性 化過程で起こって良く、その典型例としてFe-NiやFe-Ni-Mn合金等で報告されている等温マルテンサイト変態があ る<sup>23)</sup>。マルテンサイト変態が等温 (isothermal) か非等温 (athermal) かは駆動力の大きさに依存する。Kakeshita ら<sup>24)</sup>はマルテンサイト変態の駆動力が小さい時に等温変態挙 動が顕著に表れることを示している。

変態歪を緩和するために導入される界面転位は、生成相の 成長挙動に大きな影響をおよぼす。Rigsbee and Aaronson<sup>25)</sup>は、ウィドマンステッテンフェライトあるいはベ イニティックフェライトのプレートの界面にsessileな転位 ループを観察した。これは、マルテンサイト界面で考えられ ていたFig.3 (a) のような構造とは異なることからベイナイト 変態が界面移動に拡散が必要である拡散型であることを示唆 する重要な実験的証拠であると考えられてきた<sup>26)</sup>。しかし、 その後ラスマルテンサイトおよびベイニティックフェライトと も界面の個々の転位ループはglissileという観察結果が得られ<sup>12)</sup>、先に述べたようにsessileな転位構造でも無拡散で成長できる可能性もあるので、界面転位の性格に基づく変態機構の判定は現時点では困難である。

合金鋼では恒温変態線図 (TTT 線図) が2重C曲線を呈し て、ベイナイト変態の開始温度 (Bs 点) が明瞭になることが 多い<sup>27)</sup>。無拡散変態であるマルテンサイト変態の開始温度 (Ms 点) よりもBs 点が高いことから、Table1 でもベイナイ ト変態の核生成段階で炭素の拡散による分配が関与すること は意見が一致している。一方成長については、拡散型の立場 では局所平衡を満たして二相間で分配すると考えるが、せん 断型変態の立場ではベイニティックフェライトの成長は炭素 の拡散を伴わず二相間で分配しないと考えられている。この 考えに基づくと、ベイナイトの成長に駆動力が発生する臨界 の上限温度は、拡散型の立場ではAe3 温度、せん断型の立場 ではTo 温度になる。実際にはHillertら<sup>28)</sup>がFig.5でまとめ



Fig.5 Various critical temperatures for acicular growth of ferrite in Fe-C alloys<sup>28)</sup>

Morphology	Crystallography	Partitioning of carbon	Motion of Fe atoms at interface	
Allotriomorphic /idiomorphic ferrite	Near rational orientation relationship with at least one of neighboring austenite grains.	Nucleation & growth	Atomic attachment by diffusion	
Widmanstätten ferrite	Rational orientation relationship against the austenite into which ferrite grows	Nucleation & growth	Diffusional: Atomic attachment by diffusion Displacive Small displacement by shear	
Bainitic ferrite	Rational orientation relationship	Diffusional: Nucleation& growth Displacive: Nucleation	<u>Diffusional:</u> Atomic attachment by diffusion <u>Displacive:</u> Small displacement by shear	
Martensite	Rational orientation relationship	None	Small displacement by shear	

Table1	Various aspects of transformation mechanisms in	n Fe-C alloys
--------	---	---------------

たように、それぞれの臨界温度からの過冷が必要である。 WBs温度は実験的に板状や針状のアシキュラーな形態をし たフェライト成長が見られた上限温度を再現するように数値 解析で求めた経験的な温度一組成曲線で、To'温度は、ベイ ナイト変態が起こる上限温度を整理し、経験的にTo温度か らの一定の過冷度を示す温度として定義される<sup>29,30)</sup>。WBsが Toよりも高温にあるが粒界フェライトから発達するウィドマ ンステッテンフェライトとベイニティックフェライトを区別せ ずに解析を行っているためである。WBs、To'ともに物理的 意味はない温度なので、今後それぞれの過冷度に関する詳細 な検討が必要である。特にTo'に関する評価はベイナイトの 不完全変態と関係するが、せん断型の立場からの詳細な議論 はBhadeshiaのテキスト<sup>30)</sup>を参照されたい。

ウィドマンステッテンフェライトやベイニティックフェライ トの成長速度の実験的解析はいくつか行われている。ベイニ ティックフェライトラスあるいはプレートの形状はより小さな 結晶単位 (サブユニット) の合体により形成されることが多い ので、厚さ方向の成長速度を測定しても変態機構と関連づけ るのは困難である。よってプレートの長手方向の成長速度の 測定が多くなされている<sup>31-35)</sup>。実測の成長速度は、炭素の体 拡散律速で説明できるかそれよりも遅い。これに対して、Ali and Bhadeshia<sup>36)</sup>は炭素の局所平衡に歪エネルギーの影響を 考慮した検討を行い、実測の成長速度は炭素の拡散律速より も早いこと、サブユニットの核生成が繰り返すことでマクロ な成長が起こると考えると真のサブユニットの成長速度はさ らに大きくなると結論づけている。サブユニット(もしくは degenerate ferrite)の生成はCr、Mo等の炭化物生成元素 やSiを含む合金鋼でよく観察される。しかし、成長速度の測 定に良く用いられる Fe-Ni-C 合金ではスムースなフェライト 成長が顕著である。Nemotoによる超高圧電顕内でのその場 観察結果37)でもベイニティックフェライトのプレートは連続 的に成長することが示されている。

合金鋼における2重C曲線および明瞭なBs点の存在は Solute Drag効果による合金元素の界面偏析と界面移動時の 拡散の重畳により中間温度域でフェライト成長が著しく抑制 されるという考え方が拡散型変態の立場から提唱されてい る<sup>38)</sup>。実際ベイニティックフェライト/オーステナイト界面で 代表的な炭化物生成元素であるMoの偏析が報告されてい る<sup>39)</sup>。Degenerate ferriteの形成もSolute Drag効果による 成長抑制の影響が大きいと考えられている。しかしながら、 核生成が起こってベイニティックフェライトの典型的な厚さ (~1ミクロン)までどれだけの時間をかけて成長したフェライト はその後の恒温保持によっても厚さが変化しない<sup>40)</sup>ことか ら、元素偏析の観察結果もモビリティーを失った界面への静 的な偏析の影響を含む。したがってベイナイトの成長挙動に 関してのさらなる研究が機構解明のために必要である。

ベイニティックフェライトラスのサイズは変態温度に依存 し、共に低温で生成したベイナイトほど結晶サイズが小さく なることが報告されている<sup>41,42)</sup>。その理由としては、変態温 度が低温ほど、オーステナイト母相が強くなるので塑性緩和 が困難になり弾性歪エネルギーが増加するとともに、変態駆 動力が大きく核生成後の合体が早く起こるためと考えられて いる<sup>42)</sup>。このようなサイズの減少はベイナイト鋼の強度上昇 につながる。この知見とベイナイトの不完全変態の原理を活 用することで、変態温度 200℃近傍にまで下げて数十 nm 厚 さのベイニティックフェライトと残留オーステナイトの層状二 相組織を得て超高強度と高延性を兼ね備えたベイナイト鋼が 開発されている<sup>43)</sup>。

### **4** おわりに

以上、マルテンサイトおよびベイナイトの核生成/成長挙 動に関する現状の理解と課題について紙面と著者の能力の許 す範囲で述べてきたが、相変態挙動に関して不明な点が如何 に多いかを認識していただけたのではないかと思う。マルテ ンサイト/ベイナイト鋼は実用的に広く使われているが、基 礎的研究をさらに積み重ねることで新しい可能性が開けるも のと期待している。

#### 参考文献

- Proc.1st Int.Symp.on Steel Science (IS<sup>3</sup>-2007), "Fundamentals of Martensite and Bainite toward Future Steels with High Performance ~ Challenges for Strength, Toughness, and Ductility ~ ", ed.by T.Furuhara and K.Tsuzaki, (2007), ISIJ.
- 2) 古原忠, 牧正志:まてりあ, 36 (1997), 483.
- C.M.Wayman, 清水謙一訳:マルテンサイト変態の結晶 学, 丸善, (1969)
- 4) H.C.Ling and W.S.Owen : Acta Metall., 29 (1981), 1721.
- K.Shimizu, M.Oka and C.M.Wayman : Acta Metall., 18 (1970), 1005.
- 6) H.Knapp and U.Dehlinger : Acta Met., 4 (1956), 289.
- 7) G.B.Olson and M.Cohen : Metall.Trans., 7A (1976), 1905, 1915.
- 8) T.Kikuchi and S.Kajiwara : Proc.ICOMAT, (1986), 192.
- 9) G.B.Olson and M.Cohen : Scripta Metall., 9 (1975), 1247.

- 10) M.Grujicic, H.C.Ling, D.M.Haezebrouck and W.S.Owen: Martensite - A Tribute to Morris Cohen -, ed.by G.B.Olson and W.S.Owen, ASM International, (1992), 175.
- 11) P.M.Kelly: Mater.Trans., JIM, 33 (1992) 235.
- 12) T.Moritani, N.Miyajima, T.Furuhara and T.Maki : Scripta Mater., 47 (2002), 193.
- 13) J.P.Hirth and J.Lothe : Theory of Dislocations, 2nd edition, John Wiley and Sons, (1982), 596.
- 14) L.Kaufman and M.Cohen : Progress in Metal Physics, 7 (1958), 165.
- 15) A.Borgenstam and M.Hillert : Acta Mater., 45 (1997), 2079.
- 16) A.Borgenstam, M.Hillert and J.Agren : Acta Metall. Mater., 43 (1995), 945.
- G.R.Speich and H.Warlimont, J.Iron Steel Inst., 206 (1968), 385.
- 18) T.Furuhara, S.Morito and T.Maki : Proc.1st Int. Symp.Steel Science, (2007), 49.
- 19) 古原忠:ふぇらむ,12 (2007),748.
- 20) 榎本正人, 椿野春繁:日本金属学会会報, 28 (1989), 732.
- 21) 大森靖也:日本金属学会会報, 29 (1990), 542.
- 22) The Viewpoint Set on Bainite : Scripta Mater., 47 (2002), March issue.
- 23) A.Borgenstam and M.Hillert : Acta Mater., 45 (1997), 651.
- 24) T.Kakeshita, K.Kuroiwa, K.Shimizu, T.Ikeda, A.Yamagishi and M.Date : Mater.Trans., JIM, 34 (1993), 423.
- 25) J.M.Rigsbee and H.I.Aaronson : Acta Metall., 27 (1979), 365.
- 26) H.I.Aaronson, T.Furuhara, J.M.Rigsbee, W.T.Reynolds and J.M.Howe : Metall.Trans.A, 21A (1990), 2369.
- 27) H.K.D.H.Bhadeshia and R.W.K.Honeycombe : Steels
  Microstructure and Properties, 3rd ed., (2006), Butterworth - Heinemann, Oxford, 148.
- 28) M.Hillert, L.Hoglund and J.Agren: Metall.Mater. Trans.A, 35A (2004), 3693.

- 29) H.K.D.H.Bhadeshia and D.V.Edmonds : Acta Metall., 28 (1980), 1265.
- 30) H.K.D.H.Bhadeshia : Bainite in Steels, 2nd eds, IOM Communications, (2001), 19.
- 31) M.Hillert: Internal Report Swedish Institute for Metals Research, 1960, in Thermodynamics and Phase Transformations - The Selected Works of Mats Hillert, ed.by J.Agren, Y.Brechet, C.Hutchinson, J.Philibert and G.Purdy, EDP Science, (2006), 111.
- 32) G.R.Speich and M.Cohen : Trans.AIME, 218 (1960), 1050.
- 33) R.H.Goodenow, S.J.Matas and R.F.Hehemann: Trans.AIME, 227 (1963), 651.
- 34) M.M.Rao and P.G..Winchell: Trans.AIME, 239 (1967), 956.
- 35) H.Yada, M.Enomoto and T.Sonoyama : ISIJ Int., 35 (1995), 976.
- 36) A.Ali and H.K.D.H.Bhadeshia : Mater.Sci.Technol., 5 (1989), 398.
- 37) M.Nemoto : High Voltage Electron Microscopy, ed.by P.R.Swann, C.J.Humphrey and M.J.Goringe : Academic Press, London, (1974), 230.
- 38) H.I.Aaronson, W.T.Reynolds and G.R.Purdy : Metall. Mater.Trans.A, 35A (2004), 1187.
- 39) E.S.Humphrey, H.A.Fletcher, J.D.Hutchins, A.J.Garrat-Reed, W.T.Reynolds, Jr., H.I.Aaronson, G.R.Purdy and G.D.W.Smith : Metall.Mater.Trans.A, 35A (2004), 1223.
- 40) K.Tsuzaki, A.Kodai and T.Maki: Metall.Mater. Trans.A, 25A (1994), 2009.
- 41) R.W.K.Honeycombe and F.B.Pickering : Metall. Trans., 3 (1972), 1099.
- 42) S.B.Singh and H.K.D.H.Bhadeshia : Mater.Sci.Engng. A, A245 (1998), 72.
- 43) F.G.Caballero, H.K.D.H.Bhadeshia, K.J.A.Mawella, D.G.Jones and P.Brown : Mater.Sci.Technol., 18 (2002), 279.

(2008年12月4日受付)