

鉄鋼の組織制御の現状と将来の展望

牧 正志*

Tadashi MAKI

Current State and Future Prospect of Microstructure Control in Steels

1 はじめに

金属材料の性質(特に力学的性質)は組織状態によって大きく変化する。それゆえ、用途に応じて望みの性質を得るには、さらに今までにない新しい特性を引き出すためには、適切な合金元素・組成の選択に加えて、組織を最適に制御することが重要である。強靱化という観点からは、結晶粒の微細化および第二相の均一微細分散化が最も重要であるが、それ以外にも組織制御には表1のような種々の制御が考えられる。

組織制御は相変態(凝固を含む)、析出、再結晶を基礎としているが、特に、これらを有機的に結合させた加工熱処理は組織制御の最も有効な手段である。近年、制御圧延・加速冷却(TMCP: Thermomechanical Control Process)や直接焼入れのような熱間加工プロセスを加工熱処理の手段とする技術が確立し、熱間加工のメタラジの重要性が認識され、多くの研究の結果鉄鋼材料の組織制御の原理に関する理解が深まってきた。さらに、二相域熱処理やSi鋼のオーステンパー処理などの新しいタイプの熱処理法が確立され、より複雑で精緻な組織制御が可能になってきた。

しかし、今後、新しい鉄鋼製造プロセスの出現(例えば、薄肉連鑄法など)や鋼の高純度化が進むと、現在採用されて

いる組織制御の原理・方法のいくつかは使えなくなり、新しい組織制御法の確立が必要になるであろう。ここでは鋼の強靱化のための組織制御という観点から、現状の組織制御の原理と方法についてまとめ、ついで将来の展望およびいくつかの問題点について考えてみる。

2 加工熱処理による組織制御

2・1 鋼の加工熱処理の最近の動向

加工熱処理にはいくつかの方法があるが、それらを加工する時期および利用する変態の種類によって分類したのが表2¹⁾である。この中で、制御圧延、オースフォームおよびTRIP(Transformation Induced Plasticity: マルテンサイト変態誘起塑性)が最も重要である。オースフォームは2GPa以上の強度をもつ超強力鋼を得ることが出来るため、約25年程前に非常に注目を浴びたが²⁾、大きな焼入性を必要とするため比較的高合金にならざるを得ないことや、オーステナイト(γ)の低温域で加工されるために変形抵抗が大きい、などの制約のために大きな発展は見られなかった。これに代わって、近年は、制御圧延(加速冷却を含む)が代表的な加工熱処理として登場し、工業的に大きな成功をおさめている。

また、熱間圧延工程と関連して直接焼入れが近年注目を浴びている³⁾。これは熱間圧延終了後圧延ライン上で直ちに焼入れを行うものであり、従来の調質鋼のように焼入れのために再加熱する必要がない。オースフォームは加工硬化 γ から焼入れる処理であり優れた強靱化の原理を有した加工熱処理であるが、上述のような種々の制限により工業的には成功しなかった。しかし現在では、制御圧延で知られているようにNbなどを微量添加した鋼を約950°C以下の温度で加工すると加工硬化状態の γ が得られるので、制御圧延と直接焼入れの組み合わせによって、オースフォーム処理が

表1 金属材料における組織制御

1 組織の大きさと形状	結晶粒の微細化と粗大化(単結晶化) 結晶粒の等軸化と一方向化 第2相(析出相)の微細析出
2 第2相の量と分布	均一微細分散化
3 結晶粒方位と粒界性格	結晶粒方位の単一化(集合組織)と ランダム化(バリエーション制御) 粒界性格・構造制御

平成7年8月14日受付 平成7年9月25日受理 (Received on Aug. 14, 1995; Accepted on Sep. 25, 1995) (依頼展望)

* 京都大学大学院工学研究科教授 (Dept. of Materials Science and Engineering, Kyoto University, Yoshida-honmachi Sakyo-ku Kyoto 606-01)

Key words: microstructure control; grain size; phase transformation; recrystallization; thermomechanical processing; ausforming; TRIP.

本稿は、平成6年12月2日に行われた Yukawa Memorial Lecture を基にしたものである。

表2 鋼の加工熱処理の分類

利用する変態 加工の時期	拡散変態 (フェライト, パーライト)		無拡散変態 (マルテンサイト)	
	分類	名称	分類	名称
変態前の加工	安定オーステナイト域での加工	制御圧延	安定オーステナイト域での加工	鍛造焼入れ 直接焼入れ
	準安定オーステナイト域での加工		準安定オーステナイト域での加工	オースフォーム
変態途中の加工	パーライト変態途中の加工	アイソフォーム	マルテンサイト変態途中の加工	サブゼロ加工 変態誘起塑性 (TRIP)
変態後の加工 (と時効)	パーライトの加工	パテンティング伸線	マルテンサイトの加工	温間加工, 冷間加工→ 焼もどし時効 焼もどしマルテンサイトの加工 (ストレインテンバ)

実用のプロセスの中で可能となり、再度オースフォームに関する関心が高まってきている。

準安定 γ において、変形中にマルテンサイト変態が適切に起こると均一伸びが大きくなったり、靱性が向上する。これがTRIP現象である⁴⁾。この現象を利用したTRIP鋼(引張強さ約2GPa, 伸び約25%)が約25年ほど前に開発されたが⁵⁾, この鋼も合金元素を多く含むことや、オースフォームを併用し熱処理プロセスが複雑であることなどのために発展しなかった。しかし近年、合金元素の少ない鋼(高Si鋼)で比較的多量の残留 γ を得る熱処理法(オーステンパー処理)が開発され、その残留 γ によるTRIP現象を利用して強度-延性・靱性バランスに優れた材料の開発が進められている¹⁾。

2.2 オーステナイト(γ) \rightarrow フェライト(α)変態を対象にした加工熱処理

2.2.1 フェライトの微細化法

相変態によって細粒を得るためには(再結晶の場合も同じであるが), 出来るだけ多くの核を発生させることが重要である。核生成速度を大きくするには、核生成サイトの密度を増大させるか、核生成の駆動力を大きくすればよい。

低炭素鋼において、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の際に α 粒を微細にするには図1⁹⁾に示したような方法がある。つまり、①出来るだけ冷却速度を大きくする、②出来るだけ母相 γ を微細にする、③加工硬化状態の γ から変態させる、④ γ 粒内に適当な析出物や非金属介在物を分散させる、という4つが基本的な方法である。②, ③, ④は α の核生成サイトを多くする方法であり、①の冷却速度を大きくする方法は、過冷度を大きくして変態時の核生成の駆動力を大きくする方法である。これらの中で、③の γ の加工硬化が α 粒微細化に最も効果がある。

代表的な加工熱処理(TMCP)である制御圧延・加速冷却の工程を金属学的観点から見ると、図2に示すような4つの段階(再結晶 γ 域圧延, 未再結晶 γ 域圧延, 二相域圧延および加速冷却)から成っている⁷⁾。上述の α 粒微細化法のうち、再結晶 γ 域圧延では②が³⁾, 未再結晶 γ 域圧延では③が³⁾, そして加速冷却段階では①が採用されており、熱間圧延工程の中に種々の微細化法が巧みに取り入れられている例である。

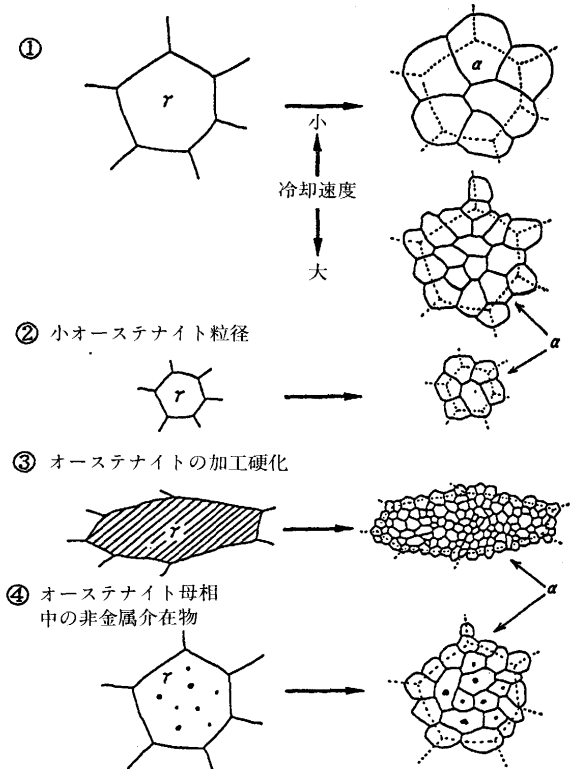


図1 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態による α 粒微細化法

この場合、熱間圧延後に γ を未再結晶(加工硬化)状態に維持するためにNbまたはTiの微量添加が必要である。

なお図1の④の方法は、大入熱溶接熱影響部の靱性の改善⁸⁾や機械構造用熱間鍛造非調質鋼の靱性向上⁹⁾のために利用されているが、今後さらに重要な微細化法になると思われる。つまり、現在の厚スラブ連铸-熱間圧延工程に代わる新しいプロセスとして溶鋼から直接薄板を作る方法が注目を浴びており、このような薄肉連铸プロセスになると、熱間圧延で大圧下を施すことが不可能になり、現在の加工熱処理で最も基本的で重要な微細化原理である②, ③の方法がほとんど使えなくなるからである¹⁰⁾。

2.2.2 母相オーステナイトの微細化法

上述のように、 α 粒を微細にするには変態前の母相 γ を細かくしておくことが大切である。また、焼入鋼のマルテン

サイト(M)組織の場合にも後述するように靱性向上のためには母相 γ 粒の微細化が重要である。 γ の微細化法には図3に示すような、① γ の加工(熱間加工) \rightarrow 再結晶、および② $\gamma \rightarrow \alpha$ (またはM) $\rightarrow \gamma$ 繰り返し変態、の2通りがある。さらに、 γ 化処理時の粒成長を抑制し微細粒を維持するためにTi, Nb, Alなどの炭化物や窒化物によりピン止め効果を利用していることが多い。①と②を比べれば、変態を利用する後者の方が微細化効果ははるかに大きい。

①のように再結晶によって結晶粒を微細にする場合にも、相変態の場合と同様に、再結晶の核生成サイトの密度および駆動力(ほぼ転位密度に比例)を大きくすることが大切である。再結晶の優先核生成サイトは不均一変形領域で、具体的には結晶粒界近傍、粒内の変形帯、大きな介在物などの第2相の近傍、などである。それゆえ、初期粒径が小さいほど、さらに加工度が大きくなるほど再結晶粒は小さくなる。特に加工度の増大は、優先核生成サイトの密度と駆

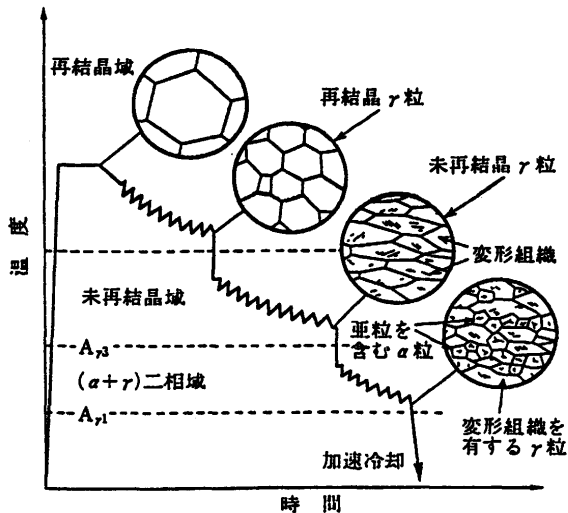


図2 制御圧延・加速冷却の4つの段階と各段階における結晶粒組織

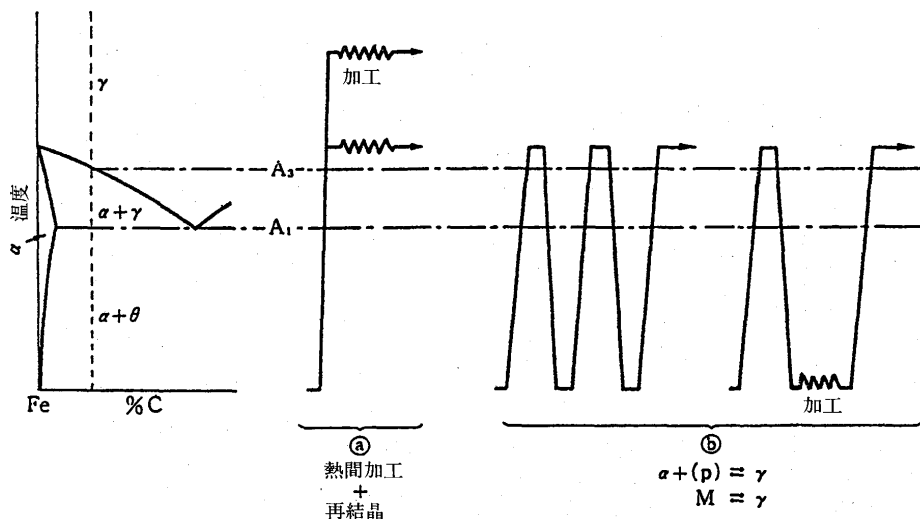


図3 γ 粒の微細化法

動力の両方を増加させるので微細化に最も重要な因子である。しかし、熱間加工後の再結晶による微細化の程度は冷間加工材の場合に比べて小さく、微細粒として約 $20\mu\text{m}$ の γ 粒が得られる程度である。

一方、②の α (M) $\rightarrow \gamma$ 変態を利用する方法は γ の微細化に有効であり、この場合も変態前の組織が細かいほど γ 粒は微細になる。 A_{C3} 点直上と室温の間の繰り返し急速加熱・冷却を施すと $2\sim 3\mu\text{m}$ の γ 粒が得られることは古くから知られているが¹¹⁾、急熱、急冷できない場合にはそれほど顕著な微細化は起こらず、高々 $10\mu\text{m}$ 程度である。 γ への変態前に加工を施しておく¹²⁾と γ 粒はより効果的に微細化する。低・中炭素鋼において(焼戻し)Mを80%冷間圧延した後 γ 化すると $0.9\mu\text{m}$ の γ 粒が得られる¹²⁾。また準安定 γ 系ステンレス鋼において γ を室温で強加工してほぼ100%の加工誘起M組織にした後加熱することにより、 $0.2\sim 0.5\mu\text{m}$ の超微細 γ 粒が得られている¹³⁾。

2.3 オーステナイト(γ) \rightarrow マルテンサイト(M)変態を対象にした加工熱処理

2.3.1 ラスマルテンサイト(ラスM)組織の微細化

大半の実用熱処理用鋼に現れるラスMは非常に細かい組織(幅が約 $0.2\mu\text{m}$ 程度)であるが、個々のラスM晶が α 粒のような一つの結晶粒としての作用を持たない。それは、ラスMは同じ結晶方位(バリエント)のものが多数隣接して生成する傾向があり、これらのラスが合体した境界は小傾角粒界になるからである。このような特定の配列をしたラスの集団からなる領域をブロックやパケットといい、これらが強靱性を支配する基本組織単位(α 組織での結晶粒に対応)となる¹⁴⁾¹⁵⁾。それゆえ、ラスM組織の微細化とはパケット(またはブロック)領域を微細化することである。

ラスMのパケットを微細にするには図4に示すように、①出来るだけ母相 γ を微細にする¹⁶⁾、②臨界冷却速度以上の速度で可能な限り速く冷却する¹⁷⁾、③M変態前にベイナイト

変態を一部起こさせて γ 粒を分割する¹⁵⁾、などの方法がある。この中で、①の γ 粒の微細化が最も効果的である。なお、Mラスそのものの大きさは①~③の方法によってもほとんど影響を受けない。

2.3.2 オースフォーム

Mを対象にした加工熱処理のうち最も代表的なものがオースフォームである。これは加工硬化状態の γ からM変態さ

せる処理で、Mの強度が大きく上昇するにもかかわらず延性・靱性がほとんど低下しないのが特徴である²⁾。強化の主因は母相 γ 中の転位がMへ受け継がれることによる。それゆえ、低温で γ を加工するほどMの強度上昇は大きくなる。オースフォーム処理によりMの強度が大きく上昇するにもかかわらず靱性、延性がほとんど低下しないという特徴を明瞭に表している例を図5¹⁸⁾に示す。これはMs点が室温以下にあるFe-Ni-C合金を200°Cで圧延(オースフォーム)し、そのままの試料(γ 試料)と、それを液体窒素に冷却した試料(M試料)を比較した結果である。 γ は加工度と共に大きく加工硬化するが伸びは急激に低下する。一方、加工硬化した γ から生成したMは、オースフォーム加工度の増大と共に引張強さは上昇するが、伸びはわずかにしか低下しない。それゆえ、60%オースフォーム材では、Mの方が γ よりも引張強度が大きくしかも延性も大きくなっている。つまり、 γ が大きく加工硬化して延性が著しく低下しても、その γ がM変態すればかえって延性が良くなる。これは、加工によって γ 中に発生した応力集中部にそれを緩和する方位(バリエント)のMが優先的に生成し、割れの発生や割れ核の進展を防止する作用をするためと考えられる。塑性変形により生じた γ 中の傷がM変態によって癒されるわけで、オースフォームの非常に面白い点である。

加工硬化 γ からラスMが生成すると、個々のラスの大きさはそれほど変化しないが、平行に並んだラスの集団の中に方位の異なる(バリエントの異なる)ラスが入り乱れて生成する傾向が強くなり、その結果ブロックが非常に微細化される¹⁹⁾。このようなブロック領域の微細化がオースフォームMにおいて強度が著しく上昇するにもかかわらず良好な靱性を維持している金属組織的な要因と思われる。

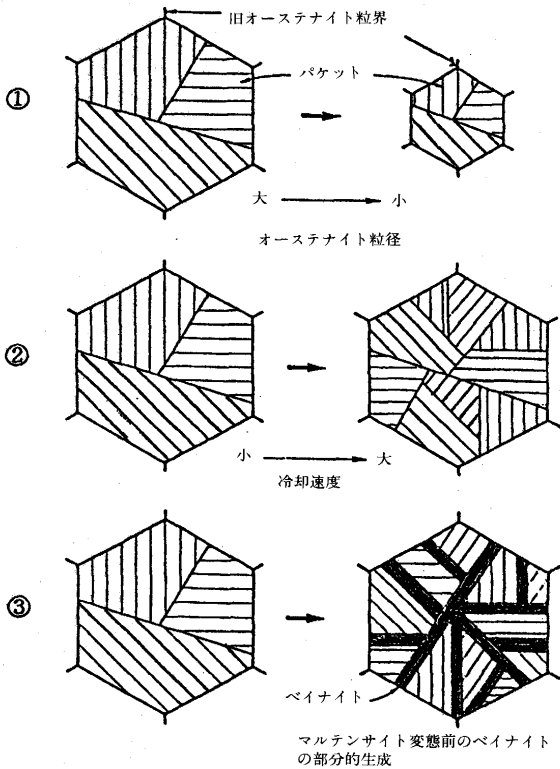


図4 ラスMのポケット組織の微細化法

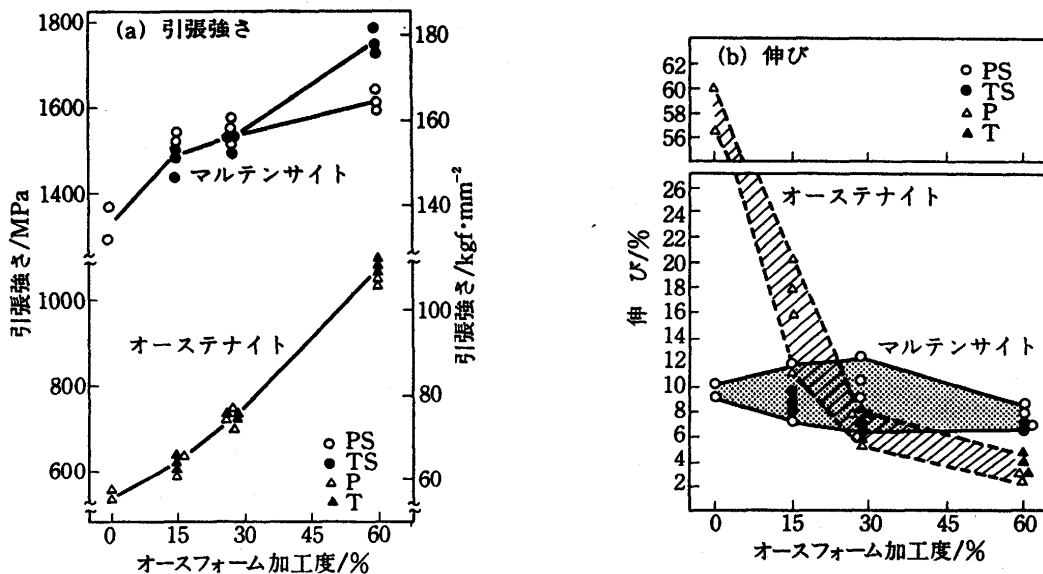


図5 Fe-25Ni-0.4C合金(Ms=-37°C)におけるオースフォームによる γ およびMの機械的性質の変化(1100°C溶体化後200°C圧延にてオースフォーム、引張試験温度80°C)図中の○、△は試験片の引張方向が圧延方向に平行(P)、●、▲は圧延方向に直角(T)の場合の結果

オースフォームは超強力鋼の開発にとって魅力ある方法である。しかし、従来は500°C前後の低温 γ 域で加工するものという意識が強すぎたように思われる。オースフォームの骨子は加工硬化状態の γ からM変態を起こさせることにある。加工硬化状態の γ はNbやTiを微量添加した鋼では約950°C以下で得られる。直接焼入法が普及してきた今日、高温でのオースフォーム(改良オースフォーム²⁰⁾についても検討してみる価値はありそうである。この場合、オースフォームドベイナイト²¹⁾の利用も対象になるであろう。

なお、オースフォームと同様なラスMのブロックの微細化が、18%Niマルエージ鋼の未再結晶溶体化処理という新しい熱処理でも見出されている²²⁾。マルエージ鋼を溶体化(γ 化)すると、 γ への逆変態がM変態的に起こり逆変態 γ は高密度の転位を含んでおり、さらに高温になると γ は再結晶を起こす。この未再結晶状態の γ から生成したラスMはオースフォームの場合と同じようにブロックが微細化し、通常の再結晶溶体化材に比べて強度と靱性が改善される²³⁾。これは、単なる熱処理だけで加工を施したと同じ効果が現れる面白い熱処理である。

2.3.3 TRIP(マルテンサイト変態誘起塑性)

準安定 γ に応力を加えるとM変態が起こる。このような加工誘起M変態が変形中にうまく起こると変態誘起塑性(TRIP)という現象が起こり、延性、靱性が著しく向上する。TRIPによる延性、靱性向上の理由を模式的に図6に示す。安定な γ を引張試験すると、ある程度の均一変形をした後くびれが発生し、そこに変形が集中して破断に至る。ところが準安定 γ の場合には、くびれが生じるとその部分の応力が高くなるので加工誘起Mが生成する。鋼のMは強いので、くびれの部分が強化されその部分の変形が起こらなくなり、他の部分で変形が進行する。このように、加工誘起M変態によってくびれの発生、進展が抑制される結果、大きな均一伸びが得られるようになる。さらに、変形中にMが生成すると靱性も向上する。これは、クラック先端の応力集中部に適当なバリエーションのMが生成することにより応力集中が緩和されるからである。このように、TRIP現象をともなう材料は、材料にかかる応力を感知して γ がM変態を起こし、

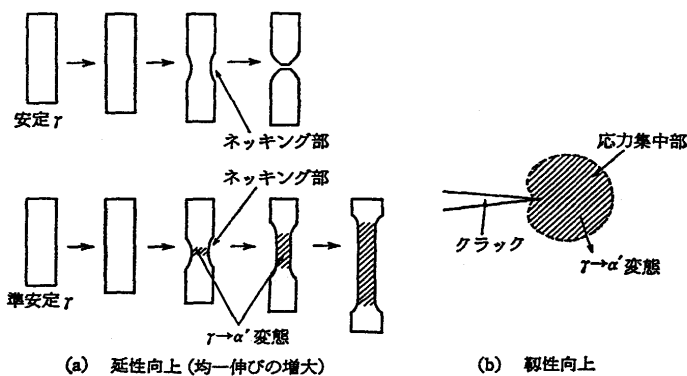


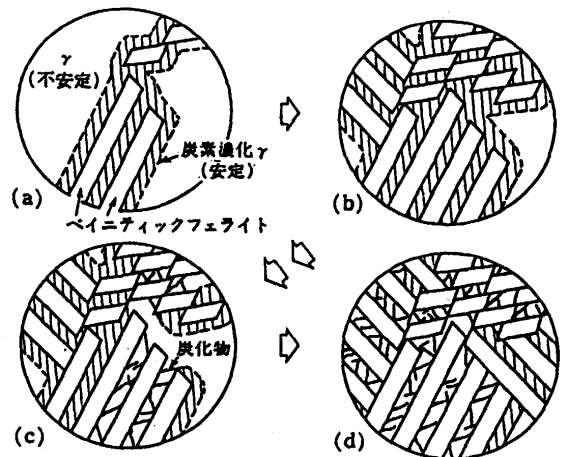
図6 TRIP現象による延性および靱性の向上

変形中に発生する割れの原因を自ら取り除いているわけで、まさしく知能材料の典型的な例といえよう。

このようなTRIP現象をうまく利用したTRIP鋼(代表的組成: 9Cr-8Ni-4Mo-2Si-2Mn-0.3C)が開発されている⁵⁾。これはオースフォームドMを基地組織として適当な量の残留 γ を残すことによって、従来に無い優れた強度-延性バランスを有する超強力鋼である。しかしこの鋼も前述したような理由によって実用化には至らなかった。

室温でTRIP現象を起こさせるには、かなりの量の残留 γ が室温で存在しなければならない。炭素鋼で残留 γ を多くするには、合金元素を多量に添加しMs点を室温近傍まで下げねばならず、必然的に前述のTRIP鋼のような高合金鋼になる。比較的少量の残留 γ を得る方法のひとつに例えば9%Ni鋼で適用されている二相域熱処理があるが、この方法は低合金炭素鋼には通常適用できない。しかし、近年、低合金鋼において残留 γ を多量に得る方法としてSi添加鋼の恒温変態処理(オーステンパー)が見直され、これを利用して強度-延性(靱性)バランスに優れた加工用薄鋼板や機械構造用鋼が開発されている²⁴⁾²⁵⁾。通常の鋼の場合、オーステンパー処理時にベイナイト(B)変態途中で焼入されると、未変態 γ はM変態して残留 γ は生成しない。しかし、Siを1~3%程度含む鋼では、B変態途中で焼入されると未変態 γ の一部が室温まで残留するようになる²⁶⁾。図7²⁷⁾にSi含有鋼と普通炭素鋼の上部B変態挙動の違いを模式的に示す。炭素鋼においてべ

(1) Si含有鋼の上部ベイナイト変態過程



(2) 炭素鋼の上部ベイナイト変態過程

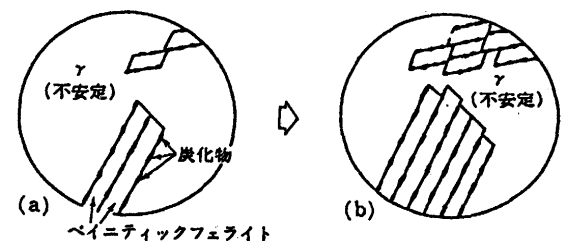


図7 Si鋼および炭素鋼の上部ベイナイト変態途中の組織変化

イニテックフェライト (BF) が生成すると、BFの炭素固溶量が非常に小さいので炭素は周囲の未変態 γ へと吐き出される。しかし、炭素鋼ではセメンタイト (θ) がBF/ γ 界面で容易に析出するため γ 中の炭素の濃縮はほとんど起こらない(図7(2))。このためB変態途中から焼入れても未変態 γ はすべてM変態を起こし、残留 γ は得られない。一方、Siを含む鋼では、B変態時に θ の析出が抑制されるため、未変態 γ への炭素の濃縮が顕著に起こる。このためBFの増加にともない残留 γ 量も増加する(図7(1)-(a), (b))。しかし、恒温変態がさらに進行して未変態 γ 中で炭化物の析出が起こるようになると、未変態 γ 中の炭素濃度の減少および新たなBFの生成が起こり²⁸⁾、残留 γ 量は減少する(図7(1)-(c), (d))。すなわち、Si含有鋼において多量の残留 γ が得られる原因は、B変態時における炭化物生成が遅延され、未変態 γ の炭素濃度が増加することにある。AlもSiと同様の作用がある。

3 結晶粒微細化の極限追求と問題点

メカニカルアロイング、超微粒子の焼結、アモルファスの結晶化などの新しい方法によってナノメートルサイズの超微細粒が得られている。一方、相変態や再結晶を基礎にした熱処理(または加工熱処理)で得られるもっとも細かい粒は、現状では $1\mu\text{m}$ 程度である。結晶粒径が $0.1\mu\text{m}$ 程度になると応力集中がなくなり変形が均一に起こるようになり、理想強度に近い材料が得られるという予測がある²⁹⁾。それゆえ、結晶粒径 $0.1\mu\text{m}$ を得ることは構造材料の組織制御における一つの大きな目標である。

核生成・成長によって起こる現象を用いて結晶粒の微細化を図る場合、臨界核の大きさが微細化の極限の一つの目安になる。臨界核の大きさは核生成の駆動力の関数であり、駆動力が大きいほど臨界核サイズは小さくなる。通常、相変態の方が再結晶の場合より大きい駆動力を有しており、臨界核の大きさは相変態では $0.1\mu\text{m}$ 以下になり得るが、再結晶では通常 $1\mu\text{m}$ 程度と大きい。つまり、相変態の方が再結晶よりも本質的に結晶粒微細化能力が大きい。それゆえ、 $0.1\mu\text{m}$ 程度の超微細粒を得るには相変態に頼らざるを得ないであろう。そのためには、出来るだけ過冷させて大きな核生成の駆動力を発生させ、さらに優先核生成サイトを出来るだけ多くするように加工によって母相中に多くの転位を導入することが必要である。さらに、たとえ超微細粒が得られてもその後急速に粒成長してしまうと超微細粒は実際には得られないので、粒成長を抑制せねばならない。しかし、結晶粒径が小さければ小さい粒成長速度(粒成長の駆動力)が大きくなる点に超微細粒の粒成長抑制の難しさがある。その為には、微細な析出物によるピン止め効果³⁰⁾を最大限利用する必要がある。粒界移動に対するピン止めに有効な析出物は、微細でしかもそれ自身が粗大化(オストワルド成長)しにくいものでなければならない。母相中への固

溶度が小さいNbC, AlN, TiNは粗大化しにくいので³¹⁾、ピン止め効果に適している。ただし、 $0.1\mu\text{m}$ の結晶粒の成長を阻止するためには、例えば 5nm の大きさの析出物の場合には体積率として2%程度は必要になる。析出量がより少ない場合にはさらに微細な析出物にしなければならない。

なお、組織制御の基礎になる相変態、析出、再結晶、粒成長の駆動力はそれぞれ大きさが異なる⁶⁾。図8は鉄鋼に現れる各種固相反応のおおよその駆動力の大きさを示す。結晶粒成長は最も駆動力が小さく、次いで再結晶が小さい。析出粒子によるピン止め力の大きさは析出物の量と大きさによって決まるが、大雑把に言って結晶粒成長の駆動力と同じ程度である。それゆえ、析出物のピン止め力によって粒成長を止めることが可能になり、再結晶に対しては進行を遅らせることが出来る。しかし、初析 α 変態のような拡散変態に対してはほとんど析出物のピン止め力は影響を及ぼさない。なお最近、梅本³²⁾は変態の駆動力の大きさが変態後の組織の大きさと密接に関連していることに着目し、変態の駆動力を利用した新しい組織・材質予測法を提唱している。

相変態により超微細粒を得ようとする場合に生じるもう一つの問題点がある。それは、変態相と母相の間の結晶方位関係のバリエーションの問題である。従来、変態核はそれぞれ異なった結晶方位(バリエーション)を持つという暗黙の仮定のもとに、一つの核が成長して一つの結晶粒になると考えられている。しかし、もし変態核が同じバリエーション(つまり同じ結晶方位)であれば、たとえ多くの微細な核が生成してもそれらが成長・合体した後は亜粒界を形成するだけでそれらの集団が一つの大きな結晶粒になってしまい、微細粒は得られない。実は、結晶粒界や転位などの格子欠陥上に核生成する場合、それらのバリエーション(結晶方位)は非常に制限され、単一あるいは非常に限られた数のバリエーションの

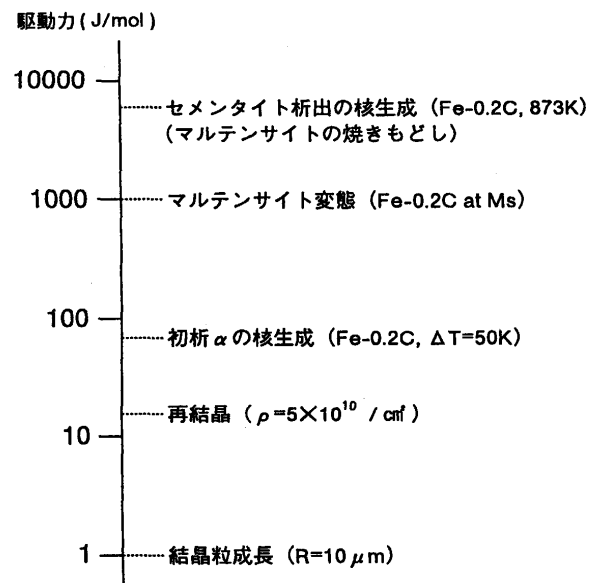


図8 鉄鋼の各種固相反応の駆動力

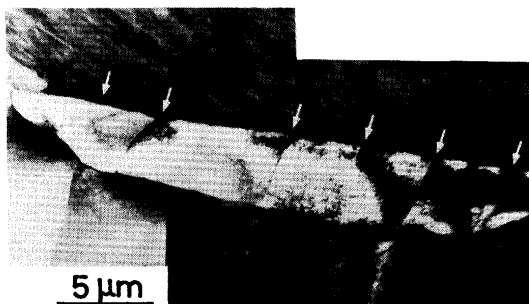


図9 γ 粒界上に生成した α 相(Fe-0.2%C: 1300°C, 30min→760°C, 5min→W.Q.)

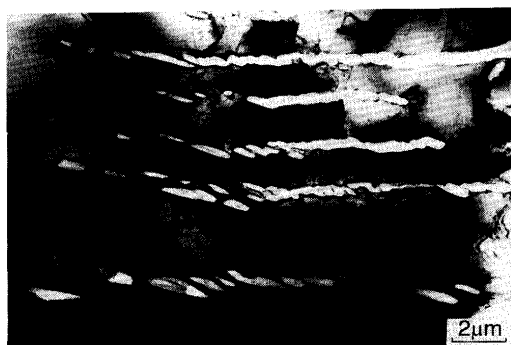


図10 β 母相の転位上に生成した α 相(Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al: 1000°C, 30min→W.Q.→5.2%冷間圧延→650°C, 8h)

ものしか生成しないのである。その例として、図9³³⁾に平滑な γ 粒界上に核生成した初析 α 粒、図10³⁴⁾に β 型チタン合金の転位上に核生成した α 粒を示す。いずれの場合もほとんど同じバリエントのものが生成するため、合体して粗大なフィルム状を呈している。超微細粒を得るためには、母相の粒界や転位などの格子欠陥を核生成サイトとして最大限に利用せねばならないが、生成相のバリエントが非常に制限される点に注意をせねばならない。超微細組織になればサブグレインの出現頻度が増す傾向があるが、これらは高木¹³⁾も指摘している様にバリエントの問題と関連している。従来、バリエントは主として集合組織の観点から重視されてきたが、超微細粒を得ようとする場合には、格子欠陥上に核生成する変態相のバリエントの選択性とその制御も組織制御上の重要な問題になると考えられる。

4 薄肉連铸プロセスにともなう組織制御の問題点

新しいプロセスとして関心を集めている薄スラブ連铸あるいはストリップ連铸では、(1)凝固組織であり粗大な結晶粒(ときには柱状晶粒)を組織制御の初期組織とせねばならない、(2)凝固後の冷却速度が比較的大きいので合金元素の固溶・析出挙動が従来法と大きく異なる場合がある、(3)熱間圧延を施す場合には従来の厚スラブのような大きな全圧下率がかけられない、ことが組織制御、材質制御の

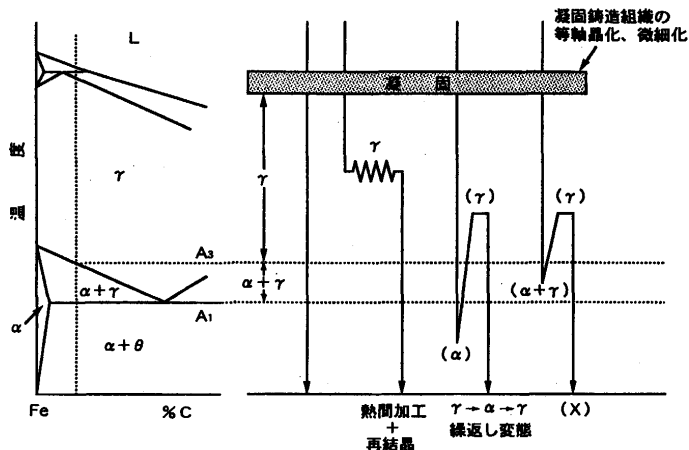


図11 薄肉連铸法における α 粒微細化法

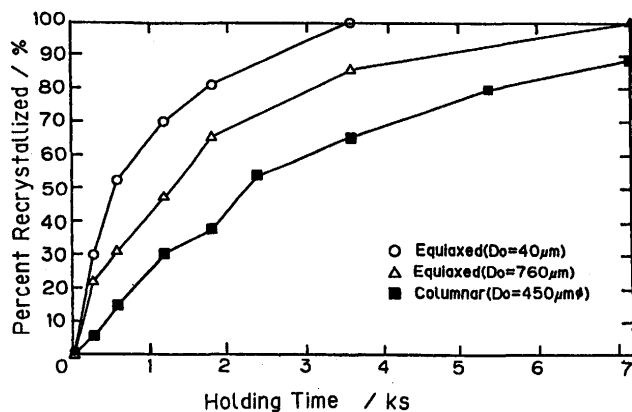


図12 19Crフェライト系ステンレス鋼の柱状晶および等軸晶の再結晶挙動の比較(70%冷間圧延→700°C等温保持)



図13 19Crフェライト系ステンレス鋼の柱状晶材の再結晶組織(70%冷間圧延→700°C, 12h)

観点からの大きな問題点である¹⁰⁾。

図11に薄肉連铸プロセスにおいて低炭素鋼の α 粒を微細にする場合の考えられるいくつかの方法を示す。凝固組織である粗大な γ 粒を細かくする方法として熱間加工・再結晶は常套手段である。しかし、一般に、結晶粒が大きいほど再結晶を起こさせるのに必要な臨界の圧下率が大きくなり、しかも再結晶速度も遅くなる。さらに、柱状晶組織((001)

凝固集合組織を有する)になると再結晶は等軸晶材に比べて一般に起こりにくくなる。その一例として、図12³⁵⁾にフェライト系ステンレス鋼の70%冷間圧延材の静的再結晶挙動を柱状晶材と等軸晶材で比較した結果を示す。また、柱状晶材の場合それぞれの粒の方向によって再結晶の起こりやすさが大きく異なり、再結晶後の組織は図13³⁶⁾のように元の粒によって著しく異なるという問題がある。ただし、オーステナイト鋼の場合には柱状晶材と等軸晶材の再結晶挙動にそれほど大きな相違は見られない³⁷⁾。薄スラブ連続後再加熱なしに直接熱延される場合、 γ 組織はもともと再結晶しにくい粗大組織であるのに加えて、熱延時の全圧下率が小さいという制限のため、現在の厚スラブ法で行われているような γ の再結晶による微細化はあまり期待できない。さらに、全圧下率が小さいので α 粒の微細化に最も有効な加工硬化 γ を利用することにも制限があろう。つまり、図1に示した方法のうち、 γ の熱間加工による②および③の α 粒微細化法はほとんど期待できない。それゆえ、 γ 粒の微細化には $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ 繰り返し変態によって行う必要が出てくるであろう。しかし、この場合 A_{r1} 点以下に冷却することが必要であり、 $(\alpha + \gamma)$ 二相域の途中から再加熱すれば γ 粒はほとんど微細化しない³⁸⁾。

このように、凝固プロセスがニアネットシェープ化し、しかも加熱・冷却の熱サイクルのない省プロセス化が進んでいくと、今迄の組織制御の手段であった加工と熱処理(繰り返し変態)がほとんど使えなくなり、図1④の介在物(析出物)を利用する方法および凝固鑄造組織そのものの微細化・等軸晶化が結晶粒微細化にとって重要な手段になる。特に、凝固組織の制御は今後非常に重要になり、これからの材料組織に携わる研究者には凝固に関する知識が不可欠になるであろう。

5 高純度化にともなう組織制御の問題点

不純物元素は種々の割れや脆性の原因になるので、鋼の高純度化・高浄化は加工性や材質の向上に極めて有効である。しかし不純物元素の存在は、組織制御、特に結晶粒の微細化に対してはむしろ有効な働きをしている場合が多い。つまり、不純物元素は固溶状態では粒界移動に対する引きずり効果(drag effect)を、また微細析出物(炭窒化物や硫化物など)として粒界移動に対するピン止め効果(pinning effect)を示し、再結晶や粒成長を抑制する。それゆえ鋼が高純度になる程、再結晶がより低温で起こりしかも粒成長が速くなり、粗大粒になりやすい。さらに、PやSは $\gamma \rightarrow \alpha$ または $\gamma \rightarrow$ パーライト変態を遅くする作用があり、鋼の焼入性という点でも好ましい働きをしている⁶⁾。それゆえ、高純度化と共に鋼の焼入性が低下することになる。このように、不純物元素は組織制御の点から見ればむしろ好ましい働きをしていることが多く、実際我々は現在析出物(介在物)を

組織制御の手段として積極的に利用しているのである。粒界偏析も介在物(析出物)もない鋼になれば、組織が超粗大化しかえって強度や靱性が低下し、高純度化のメリットが無くなるおそれもある。

組織制御という観点からみれば、単に超高純度化のみを考えるのではなく、粒界偏析および大きな介在物は出来るだけ除去し、一方で組織微細化のために出来るだけ少量の非常に細かい介在物(析出物)を巧みに利用する工夫が必要である。そのためには、炭窒化物を形成する微量合金元素の利用技術(マイクロアロイング技術)が益々重要になるであろう。

6 おわりに

鉄鋼材料は成熟した材料であり、過去に莫大な研究の蓄積がある。その中には、優れた原理を有していながら実際に利用されず埋もれている現象が多くある。それゆえ、新しい原理の探究や新しいプロセスの開発の重要なことは当然であるが、一方では過去に知られている重要な原理、現象を新しい観点から常に見直し、積極的に適用を試みる事も必要であろう。

強靱化を例にとると、代表的な加工熱処理であるオースフォームやTRIPは25年程前に非常に注目を浴び多くの研究が成されたが、結果的には大きな発展は見られず、一時期ほとんど忘れ去られた感があった。これは、当時の状況下における種々の制約のために工業化に成功しなかったためであるが、鋼の強靱化法としてはいずれも原理的に極めて優れたものである。優れた原理を有する現象は、種々の制約のために日の目を見ずたとえ一度は忘れ去られても、必ずある時期が来れば再登場するものである。実際、TRIP現象は最近、各種鉄鋼材料のみならず鑄鉄やセラミックスなどでも利用されるようになってきた。鉄鋼でTRIPが復活したきっかけの要因は、前述したようにSi添加鋼を適当にオーステンパー処理すると、低合金でも多量の残留オーステナイトが得られることが分かったためである。他にも、優れた原理を有しながら種々の制限のために埋もれてしまっている現象は数多くある筈である。このような過去の重要な研究・技術の蓄積、いわば知的財産を新しいプロセスや材料開発の中に積極的に導入していく工夫が必要であろう。これからの材料を支える若い研究者が過去の多くの知的財産をどれだけ吸収しているであろうか。個人または組織としての研究の継続性、知的財産の伝承も必要なことであろう。

なお、本稿では結晶粒の微細化のみに焦点をあてて述べてきた。しかし、組織制御には、表1に示したように多くの重要なものがある。特に結晶粒界や異相界面の性格や構造は、変態組織に影響を与えるのみならず、変形や破壊とも密接に関係し、材料機能の向上にとって極めて重要であ

る。渡辺³⁹⁾によって強調されているように、粒界性格・構造制御は今後ますます重要な分野になってくるであろう。

文 献

- 1) 牧 正志：日本金属学会会報, **27** (1988), p.623
- 2) 例えば, 田村今男：鉄と鋼, **52** (1966), p.140
- 3) 例えば, Physical Metallurgy of Direct-Quenched Steels, ed. by K.A.Taylor et al., TMS, (1992)
- 4) I.Tamura：Met. Sci., **16** (1982), p.245
- 5) V.F.Zackay, E.R.Parker, D.Farh and R.Bush：ASM Trans. Quart., **60** (1967), p.252
- 6) 牧 正志：第143・144回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, (1992), p.53
- 7) 田村今男：鉄と鋼, **74** (1988), p.18
- 8) 例えば, 山本広一, 松田昭一, 千々岩力雄, 吉田 讓, 堀井行彦：日本金属学会会報, **28** (1989), p.514
- 9) F.Ishikawa, T.Takahashi and T. Ochi：Metall. Trans. A, **25** (1994), p.929
- 10) 武智 弘, 川崎 薫, 鈴木 享：日本金属学会会報, **29** (1990), p.413
- 11) R.A.Grange：ASM Trans. Quart., **59** (1966), p.26
- 12) 飴山 恵, 松村直巳, 時実正治：熱処理, **28** (1988), p.233
- 13) 高木節雄：鉄と鋼, **80** (1994), p.N530
- 14) S.Matsuda, T.Inoue, H.Mimura and Y.Okamoto：Proc. of Int. Sympto. on Toward Improved Ductility and Toughness, Climax Molybdenum Co., Kyoto (1971), p.47
- 15) Y.Ohmori, H.Ohtani and T.Kunitake：Met. Sci., **8** (1974), p.357
- 16) 牧 正志, 田村今男：鉄と鋼, **67** (1981), p.852
- 17) 津崎兼彰, 牧 正志：日本金属学会誌, **45** (1981), p.126
- 18) 友田 陽, 田名部菊次郎, 黒木剛司郎, 田村今男：日本金属学会誌, **41** (1977), p.314
- 19) T.Maki and I.Tamura：Proc. of Int. Conf. on Physical Metallurgy of Thermo-mechanical Processing of Steels and Other Metals, ISIJ, (1988), p.458
- 20) 大森宮次郎：日本熱処理技術協会第39回講演大会概要集, (1994年12月), p.78
- 21) 藤原知哉, 岡口秀治：鉄と鋼, **80** (1994), p.771
- 22) 栗林一彦, 堀内 良：鉄と鋼, **72** (1986), p.2109
- 23) 栗林一彦, 堀内 良：鉄と鋼, **73** (1987), p.2251
- 24) 篠田研一, 山田利郎：熱処理, **29** (1980), p.326
- 25) O.Matsumura, Y.Sakuma and H.Takechi：Trans. ISIJ, **27** (1987), p.570
- 26) S.Matas and R.F. Heheman：Trans. AIME, **221** (1961), p.179
- 27) 津崎兼彰, 牧 正志：熱処理, **32** (1992), p.69
- 28) K.Tsuzaki, A.Kodai and T.Maki：Metall. Mater. Trans. A, **25** (1994), p.2009
- 29) 藤田広志：金属, **57** (1987), No.4, p.5 [アグネ出版社]
- 30) 西沢泰二：鉄と鋼, **70** (1984), p.1984
- 31) 佐久間健人：日本金属学会会報, **20** (1981), p.247
- 32) 梅本 実：鉄と鋼, **81** (1995), p.157
- 33) 飴山 恵, 皆川昌紀, 牧 正志, 田村今男：鉄と鋼, **74** (1988), p.1839
- 34) T.Furuhara, H.Nakamori and T.Maki：Mater. Trans. JIM, **33** (1992), p.585
- 35) K.Tsuzaki, N.Tsuji and T.Maki：Proc. of Int. Conf. on Recrystallization in Metallic Materials. ed. by T.Chandra (1990), p.151 [TMS Publication]
- 36) N.Tsuji, K.Tsuzaki and T.Maki：ISIJ International, **33** (1993), p.783
- 37) N.Tsuji, H.Takebayashi, T.Takiguchi, K.Tsuzaki and T.Maki：Acta Metall. Mater., **43** (1995), p.755
- 38) 津崎兼彰, 山口健児, 牧 正志, 田村今男：鉄と鋼, **74** (1988), p.1430
- 39) T.Watanabe：Mater. Forum, **11** (1988), p.284