



結晶粒超微細化研究の現状と展望

Present and Future Development in Research on Ultra Grain Refinement

新倉正和 岡山理科大学 学外連携推進室 教授
Masakazu Niikura

1 はじめに

1 μm 以下の超微細粒組織を目指し1997年より開始された国家プロジェクト「スーパーメタル・プロジェクト」と「STX21：超鉄鋼プロジェクト」をきっかけとして、国内外で結晶粒超微細化の研究が進展してきた。韓国や中国においても日本と同様の国家プロジェクトが推進され、この分野では豪州も含めて東アジア太平洋地域が欧米をリードする状況となっている。本展望では、結晶粒超微細化技術について、TMCP (Thermo-mechanical Controlled Process) 技術発展過程での位置付け、実機鉄鋼プロセスにおける開発の現状、国家プロジェクトを中心とした次世代型超微細化技術の成果について解説し、今後の課題・展望について述べる。尚、この分野の研究開発動向に関しては、多くの優れた解説¹⁻³⁾がなされているとともに、研究成果の詳細については第177・178回西山記念技術講座テキスト⁴⁾においてまとめられているので参考にされたい。

2 TMCP技術の展開

結晶粒超微細化技術は、熱間・温間・冷間領域の加工と熱処理を巧みに活用することを基本としている点で、いわゆるTMCP技術の発展の延長線上に捕らえることができる。1970年代から本格的に研究開発が開始されたTMCP技術は、1980年代に入り量産実用化技術として開花した。結晶粒径を微細化することにより、多量の合金元素を使用せずに高強度・高靱性が達成できることから、溶接性の優れた高性能高強度鋼材を輩出して、高強度鋼材の適用分野を飛躍的に拡大するのに貢献してきた⁵⁾。TMCP技術により、オーステナイト (γ) 粒径で20~40 μm 程度、変態後のフェライト (α) 粒径で5~10 μm 程度まで微細化が可能になっている。

1980年代半ば以降には、図1に示すようにTMCP技術の

発展型として、直接焼入れ技術が実用化した。この技術は従来の再加熱焼入れ処理の代替から始まったが、化学成分系や圧延条件、冷却条件によって広範なマイクロ組織を取り得る¹⁾ことから、多様な応用に繋がった。低焼入れ性の鋼では、未再結晶 γ 域の圧延と高冷却速度を組み合わせることにより、フェライト (α) 組織とベイナイト組織の複合組織を形成するとともに、 α 粒径の一層の微細化が可能になる。中焼入れ性の鋼について直接焼入れを適用すると、再加熱焼入れ条件と比較して同一成分であってもマルテンサイトやベイナイトが得やすくなり、実質的に焼入れ性の向上がはかれる。高焼入れ性の鋼では、 γ 相の加工組織がマルテンサイトに継承されるオースフォーム効果が得られ、強度・靱性が同時に向上する。このようなことから、厚鋼板を中心として、低C低Ceq (溶接部の硬化性や割れ感受性の指標として用いられる炭素当量) 型高張力鋼の設計・製造の自由度が大幅に拡大し、

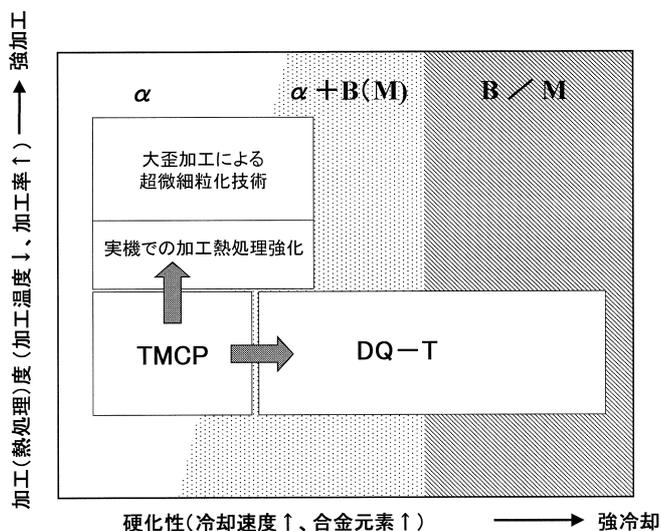


図1 TMCP技術の発展 (模式図)
DQ-T：直接焼入れ焼戻し
B：ベイナイト
M：マルテンサイト

予熱低減型や大入熱溶接用高張力鋼、低YR（引張強さに対する降伏強度の比を示す降伏比）型耐震用高張力鋼などが多く開発されている。最近では、板厚で100 mm近傍、強度レベルで980 MPa級まで拡大して実用化され始めている⁶⁾。この分野は、依然として技術的に発展する段階にあると思われ、今後ナノ析出制御も含めた多様なマイクロ組織の創出により、様々な高性能鋼開発の可能性を秘めている。

1990年代半ば以降には、図1に示すように、これまでのTMCP技術に対して、更に加工を強化または高度化して結晶粒を超微細化しようとする研究開発が行われるようになってきた。その中には、既存製造設備をベースとして、または既存製造設備周辺に新しい技術的工夫・改良を付加して、結晶粒微細化をはかろうとするものと、また既存ミルのハード的な能力制約にとらわれずに、その限界を超えて超微細粒径を得る加工熱処理技術を追求する研究の二種類がある。前者を3章で、また後者を4章で述べる。

3 実機鉄鋼プロセスにおける結晶粒超微細化技術

既存実機ミルを前提として、そのハード的な制約内または既存設備周辺に新しい技術的工夫・改良を付加した範囲で加工熱処理を駆使し、2~3 μm 程度の α 粒径を実現しようとする試みがなされている。最近の加熱冷却技術の進歩・改良と相俟って、今後とも活発に技術開発される分野と期待されるが、幾つかについては現実に商品化されている。これらの詳細については、前出の西山記念技術講座において系統的に解説されている⁷⁾ので、本展望では代表的な例について述べる。

厚板圧延途中において水冷を所定時間実施し、表層部と板厚中心部の間に温度差を与え、水冷停止後表層部が復熱する昇温過程で再び圧延加工を行うことにより、 α 変態した表層部において再結晶によって2 μm 程度の微細組織を得る手法が開発されている⁸⁾。表層部のみでの細粒化ではあるが、通常のTMCP鋼と比較して、脆性破壊伝播に対する高いアレスト特性を有する⁹⁾とともに、耐疲労特性にも優れていることが報告されている。従来のTMCPが鋼材の冷却過程で加工していたのに対し、復熱を利用した昇温過程で加工することによって、750 $^{\circ}\text{C}$ 前後の比較的高温において α 相の再結晶・微細化を促進していることに特徴がある。

厚板ミルや熱延ミルにおいては一般に歪速度が大きいので、1150 $^{\circ}\text{C}$ 以上の高温で大歪加工される場合を除き、動的再結晶は生じないと考えられてきた。しかしながら、Tiを0.15 wt%以上と多量に添加し、未溶解のTiCの分散によって初期 γ 粒径を50 μm 以下に抑えると、圧延温度850 $^{\circ}\text{C}$ に

おいても γ 相の動的再結晶・微細化が生じ、圧延後の急速冷却により2 μm 程度の α 粒径を得ることが報告されている¹⁰⁾。加工前の初期結晶粒の微細化により、通常の仕上げ圧延に対応する高Z（Zener-Hollomon）因子条件での動的再結晶を促進する点に特徴がある。このような微細 α 粒径を持つ590~780 MPa級鋼は、通常鋼に比べて優れた穴抜け性を有していることが報告されている¹¹⁾。

更に、結晶粒超微細化を狙った新しい設備技術も実用化されている。熱延コイルから鋼管に成形・電縫溶接したのち、溶接鋼管全体を温間領域に加熱して後続のストレッチレデュサーにて温間縮径することにより、2 μm 程度の α 粒径を得る手法が開発されている¹²⁾。この方法は、大型素材では従来あまり検討されてこなかった温間加工に着目したものであり、 α の回復とパーライトの分断が同時に進行して微細サブグレイン組織が得られている。また、鋼管成形後の加工による組織制御という観点でもユニークな試みであり、強度と延性バランスに優れている等、鋼管の高性能化手法として注目される。

熱延ミルにおいて、(1) 異径かつ片駆動ロールの採用により大圧下圧延を可能にする、(2) その際発生する鋼板とロールの摩擦・発熱を軽減するとともに、粒成長をも抑制するためにロール間冷却を強化する、(3) 圧延後の粒成長を抑制するためホットラン冷却を強化する、などの新しい技術的工夫・改良を付加し、結晶粒超微細化を達成する手法が開発・設備化されている¹³⁾。図2にミルレイアウトを示す。製品幅の制約はあるが、650~850 $^{\circ}\text{C}$ 程度の低温 γ 相領域において、最終3スタンドで1パス当たり圧下率40~50%の圧延が可能になっている。後述する大歪加工を基本とする次世代型の加工熱処理法を既に取り込んだ技術と言えるが、このミルにより実機ベースで3 μm 程度の粒径を有する熱延コイルを得ている。まさに、結晶粒超微細化を狙った新しい設備技術であると言える。

4 結晶粒超微細化の次世代型加工熱処理技術

最近では、このような既存製造設備をベースとして結晶粒超微細化をはかる技術開発と並行して、既存ミルのハード的な能力制約にとらわれずに、その限界を超えて超微細粒径を得る加工熱処理技術を追求する研究も活発に行われるようになってきている。1997年より開始された二つの国家プロジェクト「スーパーメタル・プロジェクト」と「STX21：超鉄鋼プロジェクト」によって加速されたと言えるが、鉄鋼材料の組織制御に関して将来的な方向性を与え、次世代型の加工熱処理技術を創出するものと期待されている。ここでのアプロ

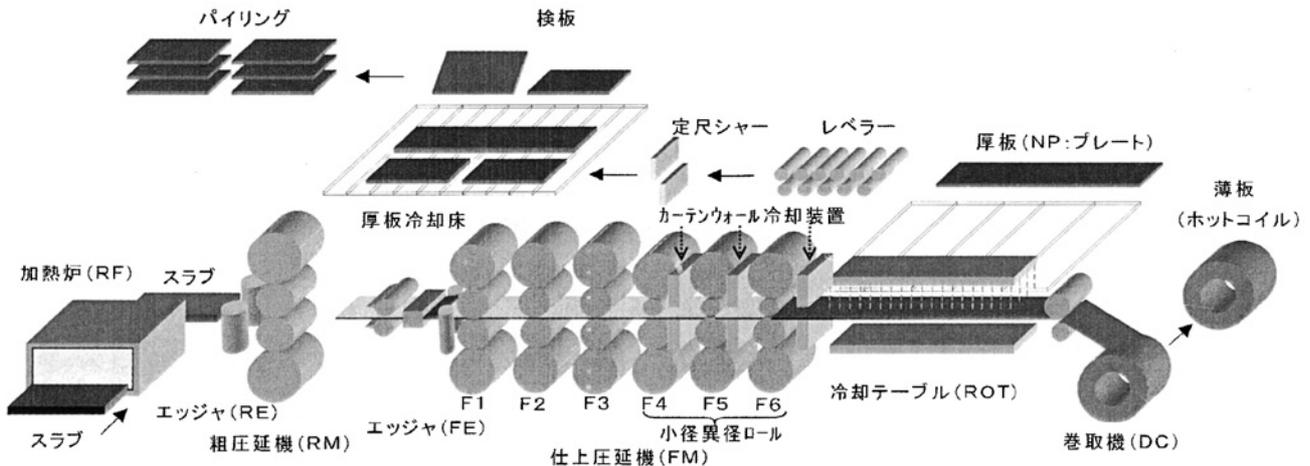


図2 結晶粒超微細化を狙った大圧下圧延型の新しい熱延技術の例¹³⁾

チとしては、従来のTMCP技術では未検討の分野である、1) 1パス大圧下を中心とした大歪加工、2) 750℃以下の温間領域での加工、に特徴がある。温間領域も含めた大歪加工は、パス間における回復等を回避して歪累積効果を徹底的に活用し、加工後の再結晶・変態による組織制御効果を極限的に追求するものである。このような大歪加工は、

- ・変態/再結晶の駆動力を効率的に高め、核の生成密度を飛躍的に増大させる
- ・動的再結晶や動的変態など、歪応力場での動的な効果が期待できる
- ・大きな加工発熱に伴う急速加熱効果が期待できる

などの特徴を有し、これまでに知り得なかった新しい冶金の現象が生じると期待される。また、STX21プロジェクト¹⁴⁾では、様々なすべり系を活性化して局所的な歪集中を高めることにより、変態や再結晶の核生成サイトの増大や、バリアント規制の打破を狙った多軸加工も追求されている。

4.1 α 粒径の超微細化

図3に、α 粒径を1 μm以下に超微細化することを狙って提案されている、下記の次世代型加工熱処理技術について、模式的に示す。

4.1.1 Ar₃変態点近傍での歪誘起変態

γ → α 変態は、γ 相中に導入される加工歪によって加速され、Ar₃変態点が歪量の増加とともに上昇する。従って、Ar₃点近傍で大きな圧下率で圧延すると、ロール・ギャップ中にγ → α 変態が加速的に始まり、動的な効果によりα 粒径の微細化が生じることが予想される¹⁵⁾。Yadaら¹⁶⁾は、低炭素Si-Mn鋼において熱間加工シミュレータにより、真歪(ε) > 2の大歪加工を1パスで与え直ちに急速冷却すると、1~3 μmの微細α 粒径を得ることを報告した。最近では、多くの研究

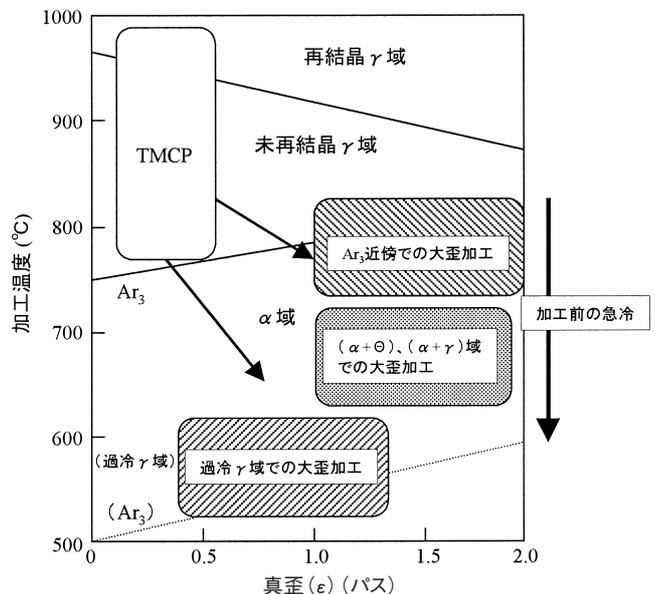


図3 α 粒径を超微細化する次世代型加工熱処理技術 (模式図) θ: セメンタイト

グループにより同様な結晶粒超微細化現象が報告されており¹⁷⁻¹⁹⁾、詳細な変態機構や結晶粒超微細化機構について不明な点も残されているものの、生成α組織の詳細観察および生成条件の把握、プロセス条件の影響などが明らかにされつつある。この現象については、動的変態または歪誘起変態など様々に呼ばれているが、大歪加工直後の急速冷却条件で生じ、歪応力場が存在する加工中もしくは加工後極めて短時間で生じる変態という認識では共通している。

4.1.2 過冷γ (極低温γまたは温間γ)での極低温歪誘起拡散変態

加工の前段階で急速冷却し500~600℃程度において過冷度の高い極低温γ領域を実現して、そこでの大歪加工により変態α組織を超微細化する手法が提案されている。足立ら²⁰⁾

は、低炭素低合金0.2C-0.8Mn鋼において、加工前に $50^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ で冷却し極低温過冷 γ 域の 530°C で加工率70% ($\epsilon = 1.2$)の1パス大歪加工を加えた後ただちに急冷すると、 $1.2\ \mu\text{m}$ の微細等軸 α 組織を得ることを見出した。通常ではベイナイト変態が生じる $500\sim 600^{\circ}\text{C}$ 程度の極低温においても、大歪加工によって拡散型の α 変態が短時間側に加速され、且つ α 粒径の超微細化がおこることを意味している。更にMnやCrなどの合金元素を利用して焼入性を高めた鋼を用い、準安定 γ 領域を冷却速度および保持時間に対して拡大して、より緩和された冷却条件および多パス条件でも、板厚方向に均一な結晶粒超微細化が得られる手法、緩冷却一大歪加工一再昇温法も提案されている。

4.1.3 温間 α 域における低温動的再結晶

温間 α 相の高温変形における動的復旧過程は、動的回復によるサブグレイン形成であることが知られている。しかしながら、セメントタイトのような第二相が存在する条件において、大歪加工を加えるとサブグレイン境界の成長が抑制され、歪の増加とともにサブグレイン境界が大角化する。その結果、低炭素鋼の Ac_1 変態温度直下の 700°C において、小歪加工領域では α 粒が偏平化するだけであるが、 $\epsilon > 2$ の大歪加工領域では大角粒界からなる $1\ \mu\text{m}$ 以下の超微細組織が得られる²¹⁾。IF (Interstitial Free) 鋼では 800°C における $\epsilon = 0.8$ の加工でも比較的小 Z 因子領域で、このような動的再結晶が生じることが示されていた²²⁾が、 $\epsilon > 2$ の大歪加工により 10^9s^{-1} 程度の高 Z 因子領域でも連続的な動的再結晶が生じ、高 Z 因子条件のため超微細結晶粒が生成する。

このような動的再結晶は($\alpha + \gamma$)二相領域においても観察され、小歪加工領域では α の再結晶が充分でなく展伸組織となるが、60% ($\epsilon = 0.9$)以上の大歪加工でほぼ再結晶が完了し等軸 α 組織が得られることが示されている²³⁾。その場合、得られる α 粒径は $2\ \mu\text{m}$ 以下の微細粒径である。

4.1.4 多軸加工による核生成増大

二方向からの加工を組み合わせる多軸加工は、異なったすべり系を活性化し転位の交差を増大させ、サブグレイン境界での転位の集積を増大するとともに、局所的な歪集中による再結晶や変態の核生成を促進すると期待される¹⁴⁾。実際、このような多軸加工により、温間 α 域における低温再結晶が促進されることが見出されている。即ち、低炭素鋼の α 域の 650°C においては、 $\epsilon = 2.3$ の大歪加工でも同一方向のみの加工では α 粒が偏平化するだけであるが、直角に交わる異なる二方向の加工を組み合わせることにより α 域の再結晶が促進され、その結果 $1\ \mu\text{m}$ 以下の等軸超微細組織が得られる²⁴⁾。山下らは、クロス・ローリング圧延によっても α 域の再結晶

が促進されることを示している²⁵⁾が、これも、せん断歪の導入による一種の多軸加工効果であると考えられる。

4.2 γ 粒径の超微細化

4.2.1 α 相の冷間・温間加工と逆変態処理の組み合わせ

大歪加工を受けた α 相から逆変態させるとき、サブグレインの成長や再結晶を徹底的に抑制して、微細サブグレイン境界から γ 核生成させることにより、超微細 γ 粒を得ることができる。特に、逆変態後の粒成長があまり起こらない($\alpha + \gamma$)二相ステンレス鋼や逆変態温度の低いCr-Ni系ステンレス鋼では効果的で、 $0.3\sim 1\ \mu\text{m}$ の γ 粒径が得られている^{26,27)}。逆変態温度の高い低合金鋼においても、逆変態熱処理条件をできるだけ低温短時間にとどめることにより、 $1\sim 3\ \mu\text{m}$ の超微細化を達成できる²⁸⁾。飴山ら²⁹⁾は、冷間加工の代わりに温間加工を用いた検討も行っている。即ち、マルテンサイトの焼戻し処理温度で、そのまま60%程度の加工を行い、その後の逆変態処理により、同様の γ 粒微細化を達成している。但し、この場合の微細化は、冷間加工の場合に比べるとやや小さいようである。

4.2.2 加工発熱誘起逆変態

大歪加工の大きな特徴として加工発熱があり、冷間または温間での大歪加工は、加工発熱を顕著にする加工であるともいえる。一般の圧延加工においては、加工発熱を少しでも抑制するような工夫が採られるのが通常であるが、逆にこの加工発熱を利用して自発的な急速加熱逆変態処理の手段として活用することが提案されている。0.3C-9Ni鋼のマルテンサイト組織に対して Ac_1 点直下の 550°C で大歪加工を加えると、加工発熱により材料温度が Ac_3 点近傍にまで達する。これに対応して、圧縮率70% ($\epsilon = 1.2$)の大歪加工では $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態が自発的に生じ、 $1\ \mu\text{m}$ 以下の超微細な等軸逆変態組織が得られる³⁰⁾。高Ni鋼以外の汎用鋼への展開の可能性は不明であるが、将来型の加工熱処理技術として注目される。

5 結晶粒超微細化鋼の特性と用途展開

前章で述べた次世代型結晶粒超微細化手法は、実機棒鋼ミルや大型実験室ミルにおいても検討され、18 mm角の棒材や5 mm厚100 mm幅の板材が試作されている。板厚中心部ではやや効果が減少するが、概ね $1\ \mu\text{m}$ レベルの超微細組織が得られており、可能性が確認されている。超微細粒鋼の材料特性についても、このような試作材について調べられている³¹⁾。引張強度については、 $1\ \mu\text{m}$ レベルの超微細粒径ま

でHall-Petch型の粒径依存性が成立し、低炭素Si-Mn系低合金鋼においても粒径が10 μmから1 μmに低下することにより、降伏強度が400 MPaから700 MPaに大幅に上昇する。一方、伸びについては、粒径微細化とともに減少するが、結晶粒超微細化と同時にマルテンサイトやベイナイト、セメントタイト等の硬質相の分散をはかることにより、加工硬化性を増大させて一様伸びを向上させることが可能である。延性に関しても、穴拡げ性については2 μmまでの微細化は有効のようであり、590 MPa～780 MPa級の微細粒型熱延鋼板が実機ベースで開発されている¹¹⁾。靱性については、シャルピー延性脆性遷移温度が粒径微細化とともに著しく向上し、低炭素Si-Mn系低合金鋼においても液体窒素温度近傍まで低下する。但し、セルフエネルギーは、セパレーションの発生により、1/4程度に低下する。更に、疲労特性についても調べられており、疲労限もHall-Petch型の粒径依存性を示し、低炭素Si-Mn系低合金鋼において250 MPaから350 MPaに大幅に向上する。疲労き裂発生に関しては、初期き裂の大きさが小さく、き裂が発生しても伝播の開始が遅れるなどの知見が得られている。この他、焼戻しマルテンサイト鋼の耐水素遅れ破壊特性についても、旧γ粒径の微細化によりK_{ISCC}が向上したり、破断時間が増大することが報告されている。いずれにしても、結晶粒超微細化は幅広い可能性を持っていると考えられ、今後、広汎な材料特性の評価が継続されるべきである。

次に、超微細結晶粒組織材の特性に適合した商品分野について述べる。超微細結晶粒組織の性能的な特長は、図4の左側に示すように、高強度（延性を劣化させずに高強度化が可能）、高溶接性（低Ceq低合金成分系で高強度化が可能）、高靱性、高疲労特性、高耐遅れ破壊特性・高耐環境脆化性、高成形加工性（穴拡げ性・冷間据えこみ性³²⁾）等である。これらの特長を積極的に生かすことにより、高強度軽量化鋼材、低合金成分系で高強度化が可能であることから省資源・省合金型鋼材、同様に大量の合金成分を含まないことからリサイクル重視型鋼材、溶接性が向上し成形加工が容易になる等フ

アプリケーション・イーゼル型鋼材、疲労や環境に強いことからメンテナンス・フリー型鋼材等の、開発の可能性を秘めている。これらの鋼材は、21世紀に益々求められる環境調和型の材料と言える。

6 結晶粒超微細化技術の実機化のための技術課題³³⁾

4章で述べた次世代型結晶粒超微細化技術は、これまでのTMCP技術の場合と比較して、共通してより低温大歪加工になっている。加工温度としては800℃以下であり、特に多くの場合は700～500℃までの範囲において超微細粒径が得られている。この結果、通常の熱間圧延に比べて、変形抵抗値が約2倍の400 MPa程度と非常に大きくなっている。更に、加工率としてはパス分割が可能な場合でも、1パス当り30～50%を必要とするので、圧延荷重や圧延トルクを一層高めることになる。従って、既存の厚板ミルに、そのまま適用するのは困難と思われる。一方、表1に、標準的な熱延ミル（7スタンド連続仕上圧延機）において、変形抵抗が400 MPaになる準安定γ域圧延を実施したときの圧延負荷やトルク、1

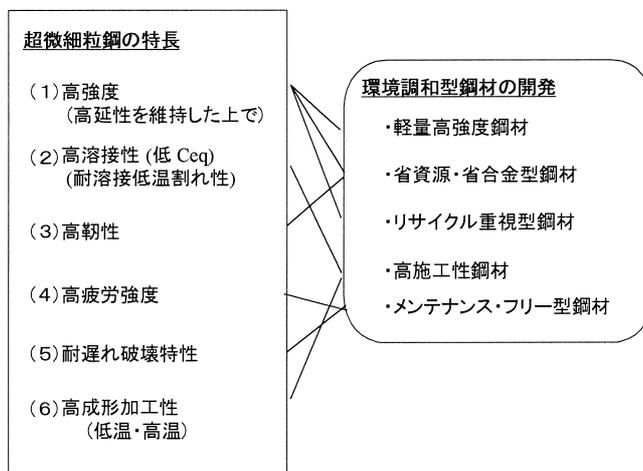


図4 超微細粒鋼の特長と、用途開発の視点

表1 極低温準安定γ域における圧延シミュレーション（熱延ミル）³³⁾

仕上げ板厚 (mm)	2.0	3.0	4.5
適用線圧 (kN/mm)	37	36	37
所要最大トルク (kN-m/mm)	1.91 (at F1)	2.21 (at F1)	2.70 (at F1)
所要最大電力 (kW/mm)	19.7 (at F6)	22.9 (at F6)	27.7 (at F6)
圧延可能最大板幅 (mm)	1000	860	700
Hertz 応力* (MPa)	2240	2070	1880
F1 から F7 までの圧延時間 (s)	9.9	10.5	11.2
最大パス圧下率 (%)	33 (at F3)	32 (at F4)	33 (at F5)
最終4パスの合計圧下率 (%)	68	71	73

* 有効接触長さを50%と仮定

パス当り圧下率などのシミュレーション結果を示す。ロール表面の健全性維持の観点から問題が残るものの、製品厚さが5 mm以下であれば、常用されている現状レベルに比較的近い条件で圧延が可能である。その場合、第1～第6の各スタンドの圧下率は30%前後となるが、最終4スタンドの合計圧下率は70%程度である。仕上げ圧延速度を11 ms⁻¹ (650 mpm) と仮定すれば、最終4スタンドでのパス間時間は各1.3～0.6 sとなり、歪蓄積効率は大きいことが予測される。圧延可能幅は、板厚に応じて700～1000 mmとなる。このようなことから、ロール表面の健全性維持や圧延製品板厚/幅に制約はあるものの、低温大歪加工型の結晶粒超微細化技術の適用は、原理的には不可能ではないと考えられる。加工温度が700℃近傍まで上昇し、変形抵抗が300 MPa程度に減少する場合には、更に可能圧延寸法は拡大する。また、図2で紹介したように、倉橋ら¹³⁾は、圧延技術の工夫で圧延荷重や圧延トルクを軽減し、650～850℃程度の仕上げ温度において最終3スタンドで1パス当たり圧下率40～50%の圧延を可能にする熱延ミルを開発している。

しかしながら、現時点で低温大歪加工を実機化しようとする、製品厚さや幅に大きな制約があるのは間違いない。今後、このような制約を取り除くには、二つの視点からの研究開発が必要と思われる。第一は、プロセス技術の開発であり、1) 新加工形式も含めた高圧下・高荷重・高トルクの圧延機/加工機/電動機の開発、2) 高耐圧圧延ロールや新潤滑法の開発、3) 新高速冷却・加熱方法の開発、などである。現在、このような研究開発を推進する、新しい国家プロジェクトが開始されている。第二は、低温大歪加工の実機化の大きな障害は、間違いなく高い変形抵抗と大きな1パス当たり圧下率である。変形抵抗が400 MPaレベルから300 MPa程度に低下したり、あるいは必要パス圧下率が50%から30%に低下するだけでも、圧延機に要求される能力はかなり軽減されるはずである。従って、材料研究分野に対しては、4章で述べたような次世代型結晶粒超微細化技術について、到達粒径水準を損なうことなく、過酷な加工条件を緩和する手法の開発が強く求められる。

7 今後の展望

1 μm以下の超微細粒組織を目指した国家プロジェクトも含め進歩の著しい結晶粒超微細化研究について、実機プロセスでの技術開発の現状と、現在のTMCP技術の限界を超える次世代型の加工熱処理技術の発展方向について展望した。後者については、既存の厚板ミルや熱延ミルにおける現状の圧延能力では、そのまま適用するのは困難と思われるが、このような次世代型の加工熱処理技術を実現するプロセス技術

に関する新しい国家プロジェクトが推進されようとしており、プロセス・ウインドウを広げる材料研究と相俟って、実機化に向けて着実に進化していくと考えられる。

しかしながら、TMCP技術の進化という観点でみると、結晶粒超微細化は選択肢の一つであり、2章で述べたような多様なマイクロ組織を活用するアプローチなどと併せて追求していくことが必要である。また、次世代型の結晶粒超微細化研究では、組織制御技術の将来方向を示唆する貴重な知見が多く得られており、現行のTMCP技術の改善に活用できる点も多いと考えられる。例えば、極低温大歪加工にこだわらず、その途中領域(中温域または中圧下率)での応用は、比較的容易で有効であると思われる。現状ミルで何ができるか、巨額の設備投資の不要なミル改造によって対応できないか、等の工夫が期待される。

参考文献

- 1) 牧正志：金属，71 (2001)，771.
- 2) 小指軍夫：第4回スーパーメタルシンポジウム講演集，RIMCOF & JRCM，(2001)，81.
- 3) 辻伸泰：鉄と鋼，88 (2002)，359.
- 4) 第177・178回西山記念技術講座，日本鉄鋼協会，(2002)
- 5) 小指軍夫：鉄鋼技術の流れ第一シリーズ，制御圧延・制御冷却，日本鉄鋼協会編，地人書館，東京，(1997)
- 6) 橋本正幸，高橋和秀：CAMP-ISIJ，9 (1996)，1144.
- 7) 瀬戸一洋：第177・178回西山記念技術講座，日本鉄鋼協会，(2002)，25.
- 8) 野見山祐治，石川忠，長谷川俊永，土師利昭：CAMP-ISIJ，7 (1994)，1834.
- 9) 野見山祐治，長谷川俊永，石川忠，吉川宏：CAMP-ISIJ，8 (1995)，691.
- 10) K.Seto, E.Yasuhara, K.Okuda and K.Sakata：ISIJ International Symposium “Ultrafine Grained Steels (ISUGS)”，(2001)，108.
- 11) 安原英子，坂田敬，古君修，古角文雄，菱沼至：まてりあ，40 (2001)，82.
- 12) 豊岡高明，板谷元晶，依藤章：川崎製鉄技報，33 (2001)，145.
- 13) 竹士伊知郎，倉橋隆郎，森本敬治：「超微細粒鋼の組織形成と変形メカニズム」自主フォーラムシンポジウム，日本鉄鋼協会，(2002)，20.
- 14) 津崎兼彰：CAMP-ISIJ，11 (1998)，1013.
- 15) R.Priestner：Proc. Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite，ed. by A.J.DeArdo, G.A.Ratz and P.J.Wray，(1981)，455.

- 16) Y.Matsumura and H.Yada : Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 27 (1987), 492.
- 17) P.D.Hodgson, M.R.Hickson and R.K.Gibbs : Mater. Sci. Forum, 284-286 (1998), 63.
- 18) 藤岡政昭, 阿部義男, 萩原行人 : CAMP- ISIJ, 12 (1999), 1131.
- 19) W.Y.Choo, K.K.Um, J.S.Lee, D.H.Seo and J.K.Choi : ISIJ International Symposium "Ultrafine Grained Steels (ISUGS)", (2001), 2.
- 20) 足立吉隆, 富田俊郎, 日野谷重晴 : 鉄と鋼, 85 (1999), 620.
- 21) 藤岡政昭 : スーパーメタルの技術開発 (鉄系メゾスコピック組織制御材料創製技術) 成果報告書 (平成12年度), 金属系材料研究開発センター, (2001), 21.
- 22) N.Tsuiji, Y.Matsubara, Y.Saito, and T.Maki : I. Jpn. Inst. Met., 10 (1998), 967.
- 23) 難波茂信, 野村正裕, 忝倉功和, 楨井浩一 : 第4回スーパーメタルシンポジウム講演集, RIMCOF & JRCM, (2001), 115.
- 24) 林透, 鳥塚史郎, 三井達郎, 津崎兼彰, 長井寿 : CAMP- ISIJ, 11 (1998), 1031.
- 25) 山下晃生, 鳥塚史郎, 花村年裕, 長井寿, 中嶋宏 : 第5回超鉄鋼ワークショップ, NRIM, (2001), 357.
- 26) 飴山恵, 村上晃一, 牧正志, 田村今男 : 日本金属学会誌, 49 (1985), 1045.
- 27) 高木節雄, 谷本征司, 富村宏紀, 徳永洋一 : 鉄と鋼, 74 (1988), 1052.
- 28) 飴山恵, 時実正治 : 鉄鋼の結晶粒超微細化, 鉄鋼基礎共同研究会, (1991), 64.
- 29) 松岡浩, 飴山恵, 時実正治 : 鉄と鋼, 73 (1987), S467.
- 30) 横田智之, 白神哲夫, 佐藤馨, 新倉正和 : 鉄と鋼, 86 (2000), 479.
- 31) 栗飯原周二 : 第177・178回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会, (2002), 153.
- 32) 小豆島明 : 第4回スーパーメタルシンポジウム講演集, RIMCOF & JRCM, (2001), 157.
- 33) 新倉正和 : 第177・178回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会, (2002), 81.

(2003年5月7日受付)