



T. Ishikawa

加工熱処理技術の進歩

石川 孝司*

1. はじめに

自動車をはじめとした移動体の車体・部材の軽量化は、燃費削減、CO₂ 排出量低減に対して重要であり、そのために高張力鋼に代表される高強度材料は必須である。塑性加工と熱処理を融合した加工熱処理法の一つである TMCP 技術 (Thermo-Mechanical Control Processing) は、現在、鉄鋼だけでなく非鉄金属分野でも組織および材質 (主に機械特性) をコントロールする手法として広く用いられている。組織の正確なコントロールは、合金元素および組成の適正な選択とともに非常に重要である。特に希少金属を添加せずに微細構造の最適化により同じ特性を達成することができれば環境保護、リサイクル性、コストなどの点から非常に有効である。従来は微細組織および機械的性質の予測およびコントロールは個々の技術者、熟練者の知識および経験に依存しており、製鋼プロセスのように処理が複雑で動的に微細組織が変化するような問題に対しては、膨大な時間と労力が必要で一貫したコントロールはほとんど不可能である。しかしながら、物理冶金学、圧延および塑性加工技術、加工熱処理およびコンピュータ工学の進歩は、微細組織と機械的性質の予測を生産の間に可能にした。コンピュータ支援生産により生産性の増加、コスト低減、材料節減および製品品質向上を可能にしている。微細組織と機械的性質の変化は物理冶金学に基づいた数学モデルを使用して予測できるようになってきた。

2. 塑性変形中の微細組織の変化

微細組織形成には各種のメカニズムが働いている。材料のマクロ的性質に影響する微細組織は、機械的および熱的負荷によって推進され、加工熱処理中に起こる様々な金属学的メカニズム、例えば、再結晶、回復、粒成長、変態および析出などに依存する。

2.1 回復

回復は、ひずんだ結晶粒がそれらの結晶中の転位の消滅によって蓄積エネルギーを削減するプロセスである。これらのひずみ、すなわち転位は、塑性変形により導入され降伏強度を高める。回復は、転位密度を減少させるので、材料の強度の低下と延性の増加を引き起こす。

2.2 再結晶

再結晶は、変形した結晶粒がひずみのない粒に完全に置き換わるまで、核生成、成長を繰り返すプロセスである。再結晶には、通常材料の強度、硬さの減少と延性の増加が伴う。熱間変形中に生じる再結晶を動的再結晶、成形後あるいは工程間に生ずるものを静的再結晶と呼ぶ。

2.3 粒成長

再結晶した細粒は熱間状態で成長し始め、温度が高いほど急速に成長する。粒成長は、結晶粒界移動をピン留めする効果のある第二相粒子の存在によって抑制される。

2.4 相変態

炭素鋼は高温からの冷却時に冷却速度に応じて結晶構造の異なる相に変態する。それぞれの相で特性が異なるので焼入れ等の熱処理として利用されている。図1は炭素鋼の CCT 線図 (連続冷却変態線図) である。これは添加元素、特に炭素量や加工度により影響を受ける。

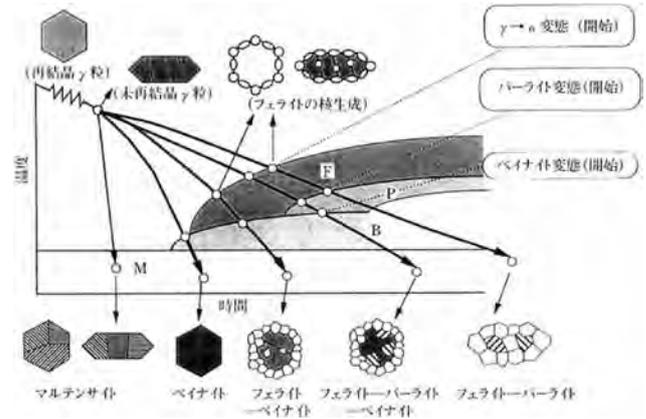


図1 CCT 曲線と冷却中の変態組織

2.5 析出

Nb, V や Ti など炭素鋼に微量に添加することで炭窒化物を形成する元素は、低炭素・低合金鋼の強度増加に重要である。各元素の固溶温度以上に加熱して加工し、冷却速度を制御してオーステナイト域とフェライト域で微細な炭窒化物を析出させることでオーステナイトの粒成長を抑制し、析出強化によりフェライトの強度を増加できる。これらの元素を添加した炭素鋼は非調質鋼と呼ばれ熱間鍛造用材料として多用されている。

2.6 選択方位 (集合組織)

強加工により結晶が選択的に揃い集合組織を形成する。発達した集合組織は機械的基特性、成形性、磁気特性などに影響し、その制御は重要である。

2.7 機械的繊維状組織

冷間で塑性変形を与えれば、結晶粒は加工方向に繊維状 (ファイバー状) に伸び、加工度が大きくなると結晶粒は繊維を束ねたような組織になる。このような加工方向に伸びた組織が繊維状組織で、ファイバー方向に沿った機械的性質を増加させる。

*名古屋大学大学院工学研究科 教授

3. 炭素鋼の熱間加工における組織・材質予測モデル

炭素鋼の組織予測するため多くの数学モデルが提案されている¹⁾。その中で2つのモデルが、組織・材質予測モデルの発展に貢献した。1つは、Irvine and Pickering²⁾の研究である。それは、引張強度が化学成分によらず50%変態温度と直線関係にあることを示した。もう一つは Sellars ら³⁾の研究で、彼らは多パス熱間圧延中の組織変化を予測する数学モデルを初めて提案した。図2は、組織予測のための統合モデルの概念図を示す。このモデルは熱間圧延プロセスに適用されることを意図しており、関連する3つのプロセス(1)スラブ再加熱過程、(2)熱間圧延過程、(3)冷却過程をモデル化して



図2 材質予測・制御技術の概念図

いる。最初のプロセス中にオーステナイト粒は成長し、熱間圧延過程でオーステナイトが再結晶により微細化され、冷却過程でオーステナイト-フェライト変態が生ずる。再結晶と粒成長の方程式が提示され(表1)、Mn系低炭素鋼に適用することができる⁴⁾。高炭素鋼、特殊鋼あるいは非調質鋼などの他の鉄鋼材料の組織予測のためには各パラメーターを決定するための基礎試験を実施しなければならない。核形成成長理論に基づいた Johnson-Mehl タイプ・モデル⁵⁾(表2)が変態をモデル化するために使用された。柳本ら⁶⁾の組織予測の研究も注目に値する。

4. 強化機構

金属の塑性変形は、特定の結晶面を境にして原子がすべることによって起こる。このすべりは、結晶面全体にわたって一度に起こるのではなく、転位という線状の格子欠陥が動くことによって生じる。この転位の動きを妨げることにより強化できる。金属の主な強化機構は次のようであり、いずれも転位の運動を抑制するものである。

4.1 結晶粒微細化

微細粒材料では多くの結晶粒界が転位運動を妨害するので、粗粒材料より硬くて強い。降伏応力 σ (抗張力)および粒度 d の一般的な関係は、Hall-Petch⁷⁾によって提案された。

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad [1]$$

「鉄系スーパーメタル・プロジェクト」というナショナルプロジェクトが、C-Si-Mn系炭素鋼⁸⁾に対して1 μ m以下の

表1 再結晶、粒成長のモデル式⁴⁾

Phenomena	Calculation model
Critical strain for dynamic recrystallization	$\epsilon_c = 4.76 \times 10^{-4} \exp(8000/T)$
Grain size of dynamically recrystallized grain	$d_{dyn} = 22600 [\dot{\epsilon} \exp(Q/RT)]^{-0.27} = Z^{-0.27}$, $Q = 63800 \text{ cal/mol}$
Fraction dynamically recrystallized	$X_{dyn} = 1 - \exp \left[-0.693 \left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_{0.5}} \right)^2 \right]$ $\epsilon_{0.5} = 1.144 \times 10^{-6} d_0^{0.28} \dot{\epsilon}^{0.05} \times \exp(6420/T)$
Dislocation density in dynamically recrystallized grain	$\rho_s = 87300 [\dot{\epsilon} \times \exp(Q/RT)]^{-0.248} = 87300 Z^{0.248}$ $\rho_s = \rho_{s0} \exp[-90 \exp(-8000/T) \times t^{0.7}]$
Dislocation density	$\rho_s = \frac{C}{b} (1 - e^{-bx}) + \rho_0 e^{-bx}$
Grain growth of dynamically recrystallized grain	$d_p = d_{dyn} + 1.1 \times (d_{pd} - d_{dyn}) \times \gamma$ $d_{pd} = 5380 \times \exp(-6840/T)$ $\gamma = 1 - \exp[-295 \epsilon^{0.1} \exp(-8000/T) \times t]$
Grain size of statically recrystallized grain	$d_{st} = 5 / (Sv \times \epsilon)^{0.8}$ $Sv = \frac{24}{\pi d_0} (0.491e^\epsilon + 0.155e^{-\epsilon} + 0.1433e^{-3\epsilon})$
Fraction statically recrystallized	$X_{st} = 1 - \exp \left[-0.693 \left(\frac{t - t_0}{t_{0.5}} \right)^2 \right]$ $t_{0.5} = 2.2 \times 10^{-12} Sv^{-0.5} \times \epsilon^{-0.2} \times e^{-2} \times \exp(30000/T)$
Change in dislocation density due to recovery	$\rho_r = \rho_s \exp[-90 \exp(-8000/T) \times t^{0.7}]$
Grain growth	$d^2 = d_{st}^2 + 1.44 \times 10^{12} \times \exp(-Q/RT) \times t$

表2 変態のモデル式⁵⁾

Transformation	Transformation speed	Nucleation and growth rate	Coefficient	
Ferrite	Nucleation-growth	$1 = T^{-1/2} D \cdot \exp\left(-\frac{k_3}{RT\Delta G_f^2}\right)$	$k_1 = 1.7476 \times 10^6$	
			$\frac{dx}{dt} = 4.046 \left(k_1 \frac{6}{d_f^4} r(G^3)\right)^{1/4}$	$k_2 = 8.933 \times 10^{-12} \exp\left(\frac{21100}{T}\right)$
			$\left(\ln \frac{1}{1-x}\right)^{3/4} (1-x)$	$k_3 = (\text{cal}^3 / \text{mol}^3) = 0.957 \times 10^9$
Pearlite	Saturation-growth	$G = \frac{1}{2r} D \frac{C_{\gamma\alpha} - C_\gamma}{C_\gamma - C_\alpha}$	$k_2 = 6.72 \times 10^6$	
Bainite		$G = \frac{1}{2r} D \cdot \left(\frac{C_{\gamma\alpha} - C_\gamma}{C_\gamma - C_\alpha}\right)$	$k_2 = 6.816 \times 10^{-4} \exp\left(\frac{34315}{T}\right)$	

Note: d_f , γ particle size; D , diffusion coefficient of C in γ (m^2/s); C_γ , C mole fraction concentration in γ ; $C_{\gamma\alpha}$, C mole fraction concentration in ferrite; $C_{\gamma\alpha}$, C molarity in γ of the γ/α interface; $C_{\gamma\beta}$, C molarity in γ of the $\gamma/\text{cementite}$ interface; ΔT , supercooling from Ae_1 (K); r , curvature radius of growth interface.

超微細粒を追求する目的で1997年に始められた。そこで提案された微細化のための3つの強加工処理を図3⁸⁾に示す。
 I. 500 ~ 700°Cの低温オーステナイト域で加工。
 II. 700°C近辺の2相域で加工し低温再結晶を生成。
 III. 550°C辺りのAci直下のフェライト域で加工して自発的逆変態を誘発。

4.2 析出強化

強度および硬さは、非常に小さな一様に母相中に分散した析出粒子によって増強される。析出強化または時効硬化は、第2相の存在が必要である。それは高温で可溶であるが、より低い温度で限界固溶度を持っており、析出物の粒子径、形

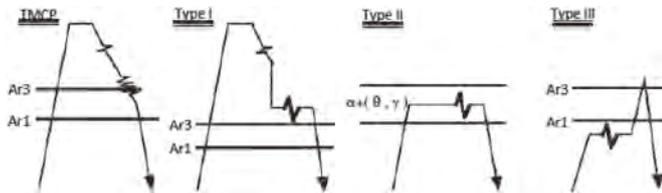


図3 TMCP および3種の微細化プロセス⁸⁾

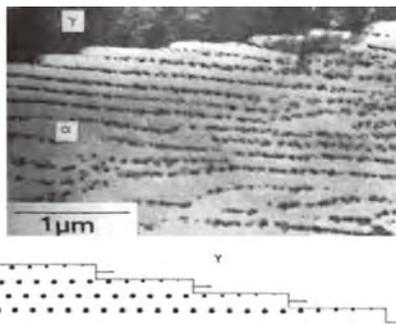


図4 VCの相界面析出⁹⁾

状、体積分率および分散状態は析出強化の程度を決める主要因となる。高強度材は、変形した母相中に微細な硬い粒子が一様に分散された組織になっている。図4⁹⁾は、炭素鋼のオーステナイトからフェライトへの変態時に生じる相界面VC析出の例を示す。

4.3 固溶強化

2つのタイプの固溶体がある。置換形固溶体では、溶質原子と母相原子はサイズが類似しているSi, P, Crなどで、その結果溶質原子が母相原子に置き換わって格子を占める。侵入型固溶体では、溶質原子は母相原子よりサイズは小さいCやNなどで、母相格子の間に侵入する。いずれも格子がゆがむことで転位運動の抵抗になる。

4.4 加工硬化

加工硬化は炭素鋼および合金鋼の棒とワイヤーの高強度化に重要なプロセスである。特別の添加元素なしで、普通炭素鋼を加工硬化によって1500MPa以上の強度レベルに向上させることができる。

5. 加工熱処理 (TMCP) 技術

組織制御は再結晶、相変態、析出を考えた熱処理によって行われるが、特に、これらの現象を加工プロセスと結びつけた処理は、鋼の強靱化、組織制御に有効な手段である。この熱処理と加工の融合処理の研究は欧米で始まり、1963年に加工熱処理と呼んで初めて日本に紹介された¹⁰⁾。その後、日本でも鉄鋼の研究の重要テーマとして発展してきた。鋼の加工熱処理にはいくつかの方法があるが、それらを利用する変態の種類及び加工する時期によって分類したのが表3¹¹⁾である。

表3 各種の加工熱処理法¹¹⁾

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	パーライト変態域中の加工	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, 焼きもどしマルテンサイトの加工

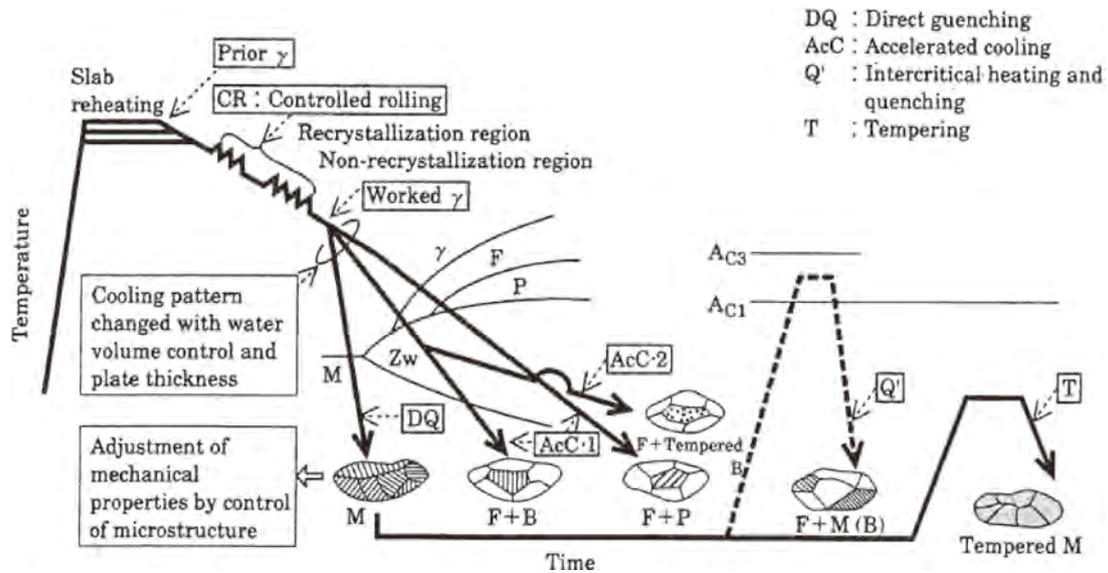


図5 熱加工履歴と組織¹²⁾

制御圧延は、より高度な合金鋼や熱処理鋼と同等な特性を造るためのプロセスで、3つの段階から成る。(a)高温の再結晶域の加工、(b)Ar₃上の低温範囲内の非再結晶域の加工、(c)オーステナイト-フェライト域の加工である。非再結晶域での加工の重要性は、その粒内への変形帯の導入にある。オーステナイト・フェライト域での加工では、変態後に等軸粒やサブグレインから成る混合組織をつくり、これが強度と靱性を高める。従来の熱間圧延ではフェライトの核形成がもたらすオーステナイト粒界で生じ、制御圧延では結晶粒界と同様に粒内部にも生じていることでさらに微細な組織になる。組織微細は、Nb、VあるいはTiの微量の添加によってさらに助長される。

非調質高張力鋼の製造技術として開発された、制御圧延と制御冷却を組み合わせたTMCPまたは加工熱処理は、1980年に我が国で実用化されて以来、国内外の鉄鋼メーカーに広く普及し、近年ますますその技術が洗練され幅広く活用されるようになった。TMCPにより優れた品質の構造用鋼材や高張力鋼材を製造するには、制御圧延、制御冷却条件の最適化とともに、Nb、V、Ti、Bなどの微量合金元素の成分設計上の工夫およびS、P、O、N、Hなどの有害不純物元素の低減との組み合わせが不可欠である。制御圧延はオーステナイト領域およびフェライトに一部変態した領域で行われるが、オーステナイト未再結晶域での累積圧下率を高めると、フェライト粒の顕著な微細化が図られ、母材の靱性向上に有効である。また、圧延後の加速冷却では、フェライトの変態点が低下し、微細粒が得られるとともに、空冷の場合に生成するパーライトがベイナイトを主体とした低温変態相に変化し、強靱化が達成される。図5¹²⁾にTMCPにおける熱加工履歴によるマイクロ組織変化の概念図を示す。

TMCPはオーステナイト系ステンレス鋼板の製造にも適用されている。制御圧延の適用によって細粒化および下部組織の強化を通して高強度化(特に高耐力化)を図ることができ、さらに、圧延後の加速冷却により炭化物の析出が抑制され、そのままでも溶体化処理材と同等以上の耐食性が確保される。また、TMCP技術の一つとして、熱間圧延後直ちに水焼入れし、その後焼戻し処理を行う直接焼入れ法(Direct

Quenching: DQ)により高張力鋼板が製造されるようになってきた。直接焼入れ法は従来の再加熱焼入れ法と比較して、再加熱の省略による省エネルギー効果のほかに、(1)溶体化状態から焼入れるため、焼入れ性の増大や焼戻し時の析出硬化を最大限に利用でき、その分成分を低減でき溶接性が向上する、(2)制御圧延を通し最終組織の細粒化が図られ、高強度で脆性亀裂停止性能の良好な高靱性鋼材が得られるなどの利点が期待できる。現在、この制御圧延後の直接焼入れ法(DQ-T)は、橋梁やペンストックなど各種構造物に用いられる590~980MPa級の高張力鋼板などに適用されている。

6. 次世代高張力鋼 (AHSS)

一般に、金属材料の延性は強度の増加とともに減少する(図6)。しかしながら、AHSS(Advanced High Strength Steel)は同じ強度でも従来鋼より高い延性を示す。従来のHSSは固溶強化、析出強化あるいは結晶粒微細粒強化によって強化されているが、高張力鋼(AHSS)は相変態によって強化されており、組織はマルテンサイト、ベイナイトおよび残留オーステナイトを含んでいる。二相鋼、TRIP鋼およびマルテンサイト鋼などのAHSSは、従来のHSSと比較し強さと延性の両方において優れている。それらは車両の衝突時のエネルギー吸収を促進し、軽量化と安全性に貢献している。

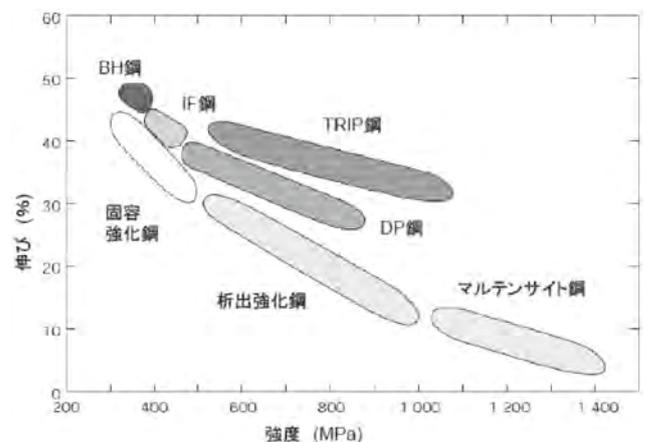


図6 高張力鋼の強度-延性バランス

6.1 二相鋼 (DP 鋼)

DP 鋼はフェライト中に 5% から 20% のマルテンサイトを
含む鋼で、強度は 500~1200MPa である。DP 鋼は、柔らかい
フェライト地に硬いマルテンサイトが分散した組織で、強度
はマルテンサイト体積率と関係する。低い降伏比で高い加工
硬化率をもつ DP 鋼は、強度、耐衝撃性および成形性が要求
される自動車部品に広く使用されている。

6.2 変態誘起塑性鋼 (TRIP 鋼)

TRIP 鋼は、フェライト、ベイナイトおよび 5%-15% 残
留オーステナイトを含む組織である。強度レベル 600 ~
800MPa の熱間圧延板や冷間圧延板、メッキ鋼板で高い延性
と加工硬化特性があり張出し性に優れる。

6.3 複合組織鋼 (CP 鋼)

CP 鋼は CP 鋼に残留オーステナイトがない以外は、TRIP
鋼に似た微細構造で、マルテンサイトとベイナイトによる強
化と析出強化により強度は 800 ~ 1000MPa に及ぶ。

6.4 マルテンサイト鋼

マルテンサイト鋼あるいはホットスタンピング、ダイクエ
ンチング鋼は主として Mn およびホウ素を含んでおり、優れ
た焼入れ性を有している。ホットスタンピング工程は、オ
ーステナイト域へブランクを加熱しブランクがまだ柔軟な間
にプレス成形し、金型内で急冷されてマルテンサイトのよう
な硬い相に変態させる。これらの鋼の引張強度は、900 ~
1,500MPa に達する。

7. 鉄鋼高強度化技術の実用化

優れた品質の製品の生産は技術開発の究極のゴールであ
る。これを達成するために、工業製品の特性を予測し、化学
組成と生産工程の両方を注意深く設計する必要がある。物理
冶金学の最近の進歩、圧延技術および計算機制御技術は、組
織・材質予測モデルを利用した材料開発へ大きな貢献をして
きた。部品製造における、資源保護、エネルギー削減、歩留
まり向上、再利用および軽量化は、ますます重要になって
いる。今後、これらの課題に対して、材質制御技術により新し
い加工技術の開発が進むものと予想される。

7.1 超微細粒鋼製造の実用化研究

スーパーメタルプロジェクトの成果を実用化するための
NEDO プロジェクト (環境調和型超微細粒鋼創製基盤技術開
発プロジェクト)¹³⁾ が平成 14 年度から 5 年間で実施された。
下記に示す 3 要素技術 (加工プロセス; 図 7) を用いた大ひ
ずみ付与加工により、単純組成鋼 (Fe-0.15C-0.01Si- 0.74Mn)
でフェライト結晶粒径 1 μ m の超微細化を可能にした。

1) 静水圧高速鍛造大ひずみ加工

静水圧高速鍛造大ひずみ加工にて 60%以上の圧下率を付
与することにより板厚方向に均一に 30 μ m 以下の微細オ
ーステナイト組織の創製し、さらにその後の逆変態処理によ
り 10 μ m までの微細化を可能にした。オーステナイト粒径を
10 μ m に微細化後、1 パス圧延を行うことで、鋼板の表層部
1 μ m、中心部 2.0 から 2.5 μ m の超微細化を達成した。

2) 超高速多段仕上圧延加工技術の開発

スタンド間を極力狭めることで圧延パス間時間の短縮化
をはかり、単純組成鋼で表層粒径 0.9 μ m、1/4 厚位置 1.1 μ m、
の超微細粒化を実現した。圧延時のロール荷重として 3tonf/
mm 以下で、超微細結晶粒化実現の可能性を確認し、そのた
めの潤滑条件等を明らかにした。

3) 複合ひずみ付与技術の開発

上記圧延に連続して、曲げ・曲げ戻しの複合ひずみ付与に
より仕上圧延後の結晶粒をさらに 1/2 以下に微細化できるこ
とを実証した。

本プロジェクトで開発したロールおよび潤滑剤を用い、
300mm の板幅で、超微細結晶粒熱延薄鋼板の試作を実現し、
2 次加工性評価試験、大型プレス試験に供し、加工性の確認
をした。エアーバンドマシンを用い、V 曲げおよび密着曲げ
試験を実施した。その結果を図 8¹⁴⁾ に示すが、密着曲げでも
超微細粒鋼板に割れは発生しなかった。また、密着曲げ一
曲げ戻しでも割れは発生しなかった。また、図 9¹⁴⁾ に、超微
細粒鋼板の深絞り性試験結果を示す。絞り比として 1.9 (径
97mm \rightarrow 径 50mm) 以上の加工が可能であることが確認され
た。さらに、本研究結果を基に、板幅 1000mm 以上の工業
的圧延設備の基本仕様を明らかにし、更に、シミュレーショ
ンにより、提案プロセスで 1 μ m の超微細結晶粒熱延薄鋼板

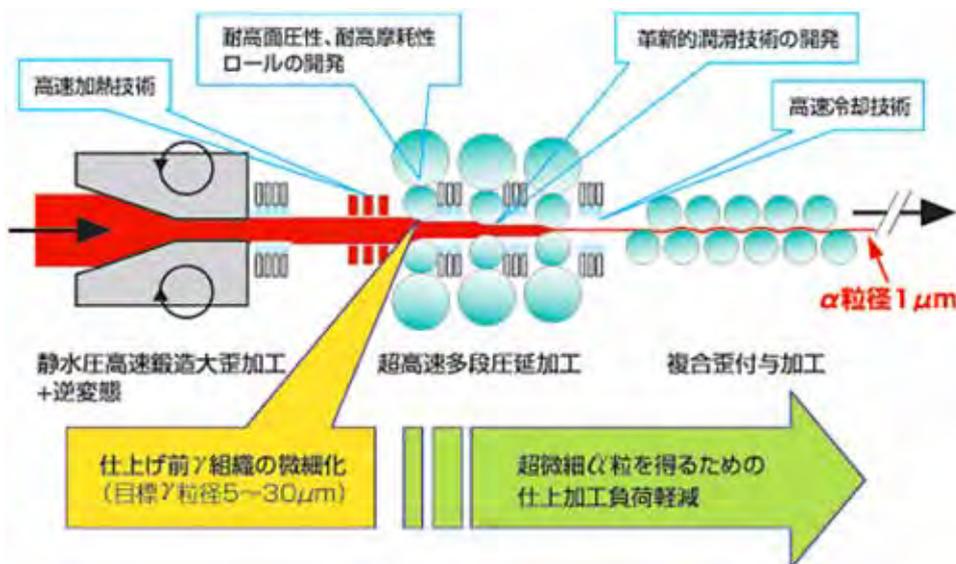


図 7 超微細粒鋼製造のためのプロセス¹⁴⁾

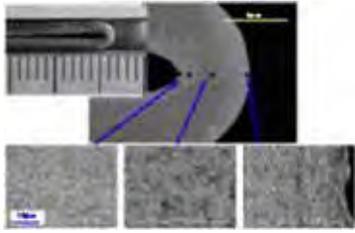


図 8 超微細結晶粒鋼板の曲げ試験¹⁴⁾



図 9 超微細粒鋼板の深絞り性試験¹⁴⁾

の製造が可能であるとの結論を得ている。

微細粒熱延鋼板の実用生産については、2001年に(株)中山製鋼所が世界で初めて工業的に製造可能にし、軽量・高強度鋼板の生産・販売を開始した。この微細粒熱延鋼板は、連続仕上圧延機6台のうち後段3台の圧延機で板厚を半分未満にする大圧下を行うと同時に、圧延機間に設置されたカーテンウォール冷却装置で強冷却を行うことを特徴としている。

また、NIMS（独立行政法人物質・材料研究機構）では、超鉄鋼プロジェクトの成果として1 μ mに超微細粒化した線材の製造技術を開発した。この線材は、引張強さが800～1000MPaと高強度であるため、成形後の焼入れ・焼戻し熱処理が不要になり、熱処理を施さないため、焼入れ時の熱変形がなく精密形状を保持でき、かつ水素脆性による遅れ破壊の問題がないなどの特徴を有している。この線材でタッピングねじを商品化した¹⁵⁾（図10）。



図 10 超鉄鋼で製造したタッピングねじ¹⁵⁾

7.2 熱間鍛造

熱間、温間鍛造の分野でも加工熱処理を適用して結晶粒の微細化、高強度化をねらったプロセス研究が進められている。(株)ゴーシューは、FIR（as Forged Isothermal Refining; 鍛造恒温微細析出処理）法を開発し実用化している¹⁶⁾。これは、非調質鋼を用い機械加工性と低ひずみ性のすぐれた細粒フェライト+パーライト組織で機械的性質向上のため、鍛造熱の利用と均熱処理を利用してフェライト中に炭窒化物を析出させる新熱処理法で、引張強さ850MPa以上、降伏比0.75～0.85と、焼入れ焼戻しに比して同等の特性を得ることが出来た。

7.3 制御鍛造による傾斜強度部品の製造

平成19年度～平成23年度のNEDOのプロジェクトとして「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」が採択さ

れ、この中で制御鍛造による傾斜機能付与技術の研究が実施された¹⁷⁾。析出強化、結晶粒微細強化を最大限に活用して、必要など所に必要な特性を鍛造時につくり込もうとするもので、製品の組織と材質を予測するための材質予測システム（バーチャルラボ）の構築もそのプロジェクトの柱とした。製品の形と同時に材質を自在に造り込む技術に期待がかかっており、世界での生き残りをかけた挑戦が続けられている。

鍛造部材に強度、加工性等の材質特性を傾斜的に付与することができれば、極めて有用な技術になると考えられる。必要な特性を必要な部分に鍛造により造り込む技術であり、著者らはこれをネットシェイプ+ネットプロパティ鍛造と呼んでいる。例えば、エンジン部品の一つであるコンロッドは、高強度化することで形状をスリム化でき軽量化できる。しかし、両端部は鍛造後の機械加工が必須であり被削性を保持する必要がある。このように場所によって強度に分布を持たせる部品例を図11に示す。それを実現するためには、実験による試行錯誤では不可能で、加工中の材料の再結晶挙動、析出挙動および相変態挙動を的確に求め、それにより最終的な製品の強度分布を予測する材質予測システム技術の開発が必要である。本研究では、プロジェクトにて開発されたメタラジーを基礎とした再結晶予測モジュールおよびVC析出挙動予測モジュールを、FEMをベースとしたシステムに統合し、鍛造部材の各場所における材質予測が可能なバーチャルラボシステム（VLS）の構築を行い、V添加中炭素鋼の熱間押し加工に適用した。

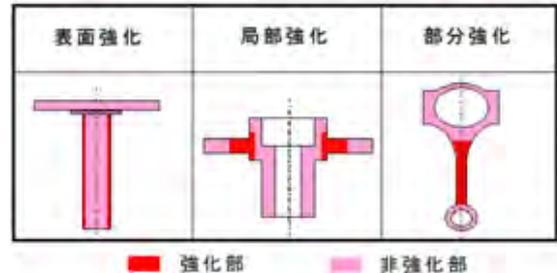


図 11 傾斜強度部品の例

7.3.1 バーチャルラボシステム（VLS）

非定常、かつ不均一な変形をする鍛造において、正確な組織予測をするためには、部材の各位置において刻々変化する温度、ひずみ、ひずみ速度ならびに成分や組織を追跡し、増分的に予測する必要がある。本システムにおいては、変形解析FEMソフトウェアにユーザー・チェーンとして各予測モジュールを組み込み、さらにユーザ変数を介して変形・温度解析および各モジュール間の入出力データのやり取りを各計算ステップ、各要素ごとに行った。

7.3.2 各種組織予測モジュール

Vを微量添加した中炭素鋼の組織・機械的特性予測をするため、以下の計算モジュールを統合し組み込んだ。

- (1) 熱間変形抵抗（熱間変形抵抗モジュール）
- (2) 鍛造における動的・静的再結晶ならびに結晶粒成長予測（再結晶・粒成長モジュール）
- (3) VCの γ 域析出、相界面析出の予測（VC析出予測モジュール）
- (4) フェライト、パーライトおよびベイナイト変態予測（相変態予測モジュール）

(5) 最終的な降伏点および引張強度分布予測（組織 - 特性予測モジュール）

これらの計算モジュールをその時刻におけるその要素の温度によって切り替え、実行するようにした（図12）。各モジュールは各種熱力学ならびに冶金学的支配方程式¹⁷⁾に基づき、プロジェクトの各研究グループが開発したものをもとに、変形解析ソフトウェアに適合するように修正しユーザーサブルーティンとして組み込んだ。また相変態に伴う発熱の影響を考慮することにより、冷却過程における温度変化予測の高精度化をはかった。図13に本プロセスにおける各計算モジュール群連携のイメージを示す。

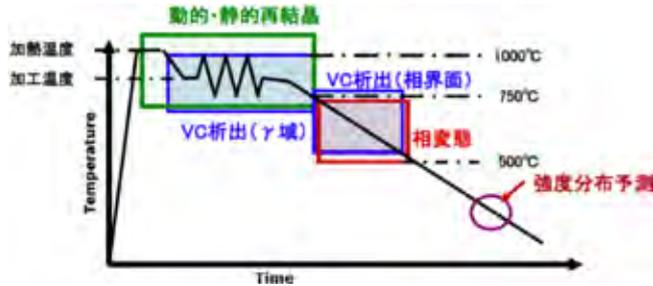


図12 計算のフロー

7.3.3 傾斜強度を付与するプロセス^{17),18)}

図14にVCの析出を制御することによる強度傾斜化の考え方を示す。高強度を付与したい場所は高温まで加熱してVを十分オーステナイト中に固溶させ、加工後の冷却過程において微細なVCとして析出させる。非強化部は低温加熱としてVのオーステナイト中への固溶量を減少させることにより、VCの析出量を抑える。ここでは傾斜加熱した材料の熱間押し出しを行い、強度の傾斜機能化を実現可能かを検証した。材料はS45C+0.5V、φ40mm × 60mmの円柱材を用い、図15¹⁸⁾に示すように高周波加熱コイルを使用して試験片上端が1250°C、下端が850°Cの線形温度場を与え、断面減少率50%、押し出し速度100mm/sで押し出した後、試験片中心部の平均冷却速度約1.9°C/sで冷却したとして、解析を行った。図16(a)に押し出し前のオーステナイト中のVの固溶量を示す。高温部ではVが完全固溶するのに対し低温部では未固溶のVがある。この状態で押し出し・冷却した後のフェライト中及びパーライト中のVC体積率を図16(b),(c)に示す。図17に押し出し後の降伏応力および引張り強度の分布を、図18に材料中心軸に沿った降伏応力および引張り強度の分布を、同条件で行った傾斜加熱押し出し実験の結果^{19),20)}と比較して示す。両者は良く一致しており、また強度の傾斜化が達成されている事が分かる。

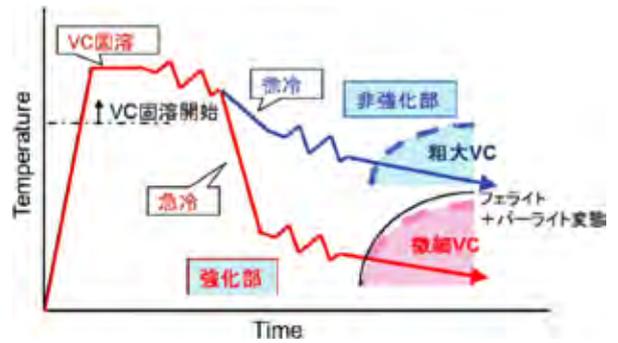


図14 強度傾斜化のプロセス例

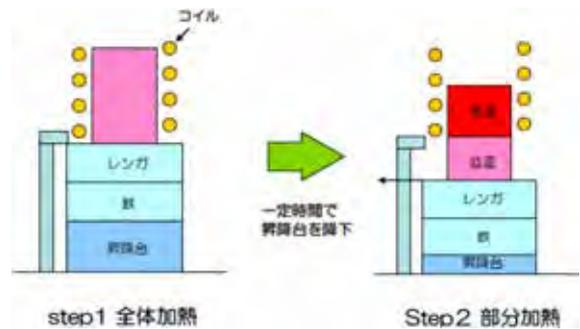


図15 傾斜加熱の方法¹⁹⁾

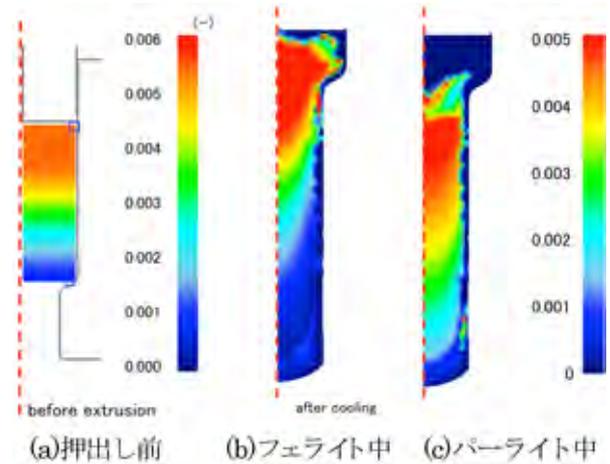


図16 Vの固溶量およびVC体積率

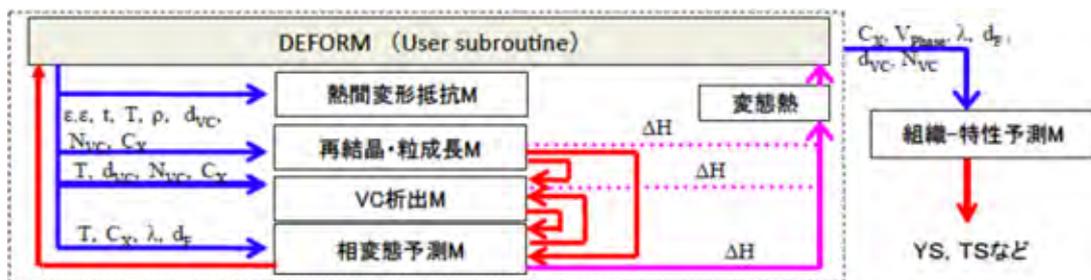


図13 鍛造解析ソフトへの各モジュールの組み込み

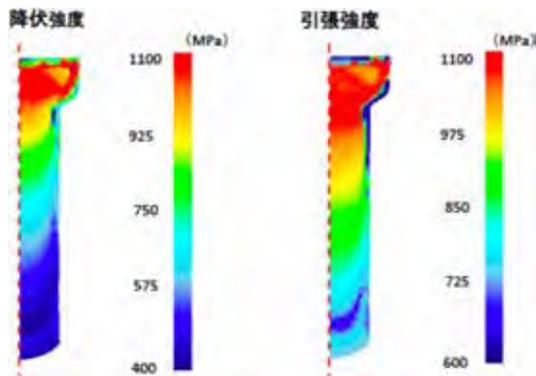


図 17 強度の解析結果

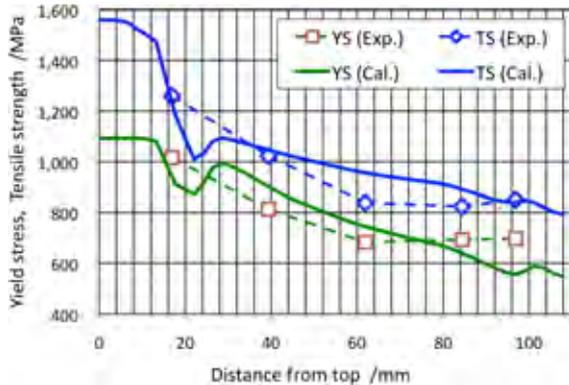


図 18 実験結果との比較

8. まとめ

熱間圧延においても熱間鍛造においても最近形を創り出す創形の部分だけでなく、材質を創り出す創質の部分に力が注がれ始めており、必要なところに必要な特性を造り込む技術（ネットシェイプ+ネットプロパティ）への期待がますます高まるだろう。今後は、地球環境保護のための輸送機器の軽量化、省資源化、省エネルギー化、リサイクル性の向上などの観点から、素材から製品まで（川上工程から川下工程）をスルーしてみた検討が不可欠であり、今まで以上に分野を横断したいわゆる一貫プロセス研究の産学官協力体制が必要である。

参考文献

- 1) Microstructure evolution in metal forming process, Edited by J. Lin, D. Balint, M. Pietrzyk, Woodhead Publishing,(2012).
- 2) Irvine K. J, Pickering F. B. :*Journal of the Iron & Steel Institute*, 187(1957) 292-309.
- 3) Sellars C. M, Whiteman J. A.; *Met. Sci*, 13(1979), 187-194.
- 4) Senuma T, Takemoto Y.; *ISIJ Int.*, 48(2008), 1635-1639.
- 5) Ogai H, Ito M, Hirayama R.; *NIPPON STEEL TECHNICAL REPORT*, 89(2004), 43-49.
- 6) 柳本潤：日本鉄鋼協会シンポジウム (2012), 11-22.
- 7) Petch N J, : *Iron and Steel Institute*, (1953),25-28
- 8) Niikura M, Fujioka M, Adachi Y.; Matsukura A, Yokota T, Shirota Y and Hagiwara Y.; *J Mat Proc Tech*, 117(2001), 341-364
- 9) Kamikawa N, Abe Y, Miyamoto G, Furuhashi T.; *Proceedings of the 2nd International Symposium on Steel Science (ISSS2009)*, 179-182.
- 10) 田村今男：日本金属学会会報, 2 (1963), 426.
- 11) 牧 正志：鉄と鋼, 81 (1995), N547.
- 12) 特集号：鉄と鋼, 81-4(1995),192-238.
- 13) NEDO: 環境調和型超微細粒鋼創製基盤技術の開発プロジェクト, 第1回～第4回シンポジウムテキスト.
- 14) NEDO: 環境調和型超微細粒鋼創製基盤技術の開発プロジェクト事後評価報告書, (2007).
- 15) 鳥塚史郎, 松村榮次郎, 日本ねじ研究協会会誌, 44-7 (2013),195-201
- 16) 西郡榮：プレス技術, 44-1(2006),122-126.
- 17) NEDO: 鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発制御鍛分科会シンポジウム講演予稿集 (2010) および (2012)
- 18) 石川孝司: 第213・214回西山記念技術講座(2103),113-134.
- 19) T. Murakami et al: Proc. ICTP 2011(2011), 870.
- 20) 湯川伸樹, 野崎康仁, 石川孝司 :CAMP-ISIL, 25(2012), 153.