



特集記事・3

地球環境に貢献する鉄鋼製品

熱延プロセスメタラジーへの期待

Sustainable Progress in Hot-Strip Rolling Process-Metallurgy

香川大学 工学部
教授

国重和俊

Kazutoshi Kunishige

同上 助手

上路林太郎

Rintaro Ueji

住友金属工業(株)
総合技術研究所 薄板研究開発部
部長研究員

富田俊郎

Toshiro Tomida

1 はじめに

鉄鋼材料の開発は、製造法(化学組成とプロセス)、金属組織、機械的性質と用途の4つの要素の関係を解明し、道筋を構築することにある。つまり、用途に向けた合理的な製造方法を追求することにある。Morris Cohenは材料科学工学の実りある発展はStructure、Properties、Processing、Performanceの4要素と基礎科学および社会的要請とのリンクにあると訴えたといわれている¹⁾。熱延プロセスメタラジーにおいても、これらのことを熟慮して研究開発を進めるべきであろう。

熱延ミルにおける圧延速度の高速化を目的とした、初期の先進的な連続式鋼板圧延機の開発は、主に米国で行われた。その大きな原動力は、鋼板を多量に使用する自動車産業の誕生とその隆盛にあった²⁾。熱延ミルは周知のとおり、高生産性と高精度を備えた圧延ミルで、粗鋼の約半分以上の量を圧延する鉄鋼業における基幹設備である。現在も、自動車用の熱延鋼板や冷延用母材を大量に製造している。熱延ミルのプロセスは環境負荷の低減、連続化・直結化の観点からこの約十年間で大きな変化や発展があった³⁾。材料の視点からも、スクラップ鉄を鉄源とした薄スラブ連続鑄造・ミニミルの出現⁴⁾、薄物化や品質の安定化を狙いとした熱延エンドレスミル⁵⁾や約3 μm の極細粒鋼の製造が可能な小径異径片駆動熱延^{6,7)}などが特筆される。

金属学から見た、基本的な熱延プロセスの特徴に大きな変更はない。高速連続圧延とホットランテーブル上での急冷、巻取り後の徐冷に特徴がある。各種熱延高張力鋼板⁸⁻¹⁰⁾は、この熱延ミル固有の加工熱処理の効果¹¹⁾を有効に活用して開発されてきた。化学熱力学を基礎に、相変態などを利用して、金属組織制御を行う熱延ミルは、ある意味で巨大な化学反応装置であるともいえる。自動車用熱延鋼板は車体総重量の約25%を占めるシャシー系や衝突特性を要求される構造

部品などの重要保安部品に用いられている⁹⁾。熱延ミルで製造される、あるいは近い将来製造されると期待される加工用熱延高張力鋼板に関して、著者の知見や考え方を述べたい。なお、巻取温度、特に極低温巻取りを中心としたプロセスメタラジーに関しては文献11)をお読みいただければ幸いである。

2 加工用熱延高張力鋼板の金属組織

2.1 不均一硬化組織鋼板と均一硬化組織鋼板

引張試験における応力-ひずみ曲線からみた、自動車用高張力鋼板にとって理想的な金属組織に関して述べる。自動車用鋼板は一般にプレスにより加工される。その加工様式は深絞り、張出し、伸びフランジ(穴拡張)、曲げの4種類に大別される⁸⁾。熱延鋼板の場合、張出し性は一様伸び(またはn値)、伸びフランジ(穴拡張)や曲げは局部伸び(または切欠伸び)と関連付けされる¹²⁾。一方、高強度を得る方法は、DP(Dual Phase、フェライト+マルテンサイト)鋼板¹³⁾などに代表される不均一に硬化する方法と、ベイナイト単相組織鋼板¹⁴⁾などに代表される均一に硬化する方法に大別される^{11,15)}。図1に示すように、前者では加工硬化が大きく、従って一様伸びが大きい。しかし、局部伸びが小さい。他方、後者は逆に局部伸びは大きいが一様伸びは小さい¹¹⁾。前者は軟質な基地と硬質な相の界面に蓄積される転位強化を利用する、一様伸びの改善であるが、他方混在する硬質相のために、界面剥離あるいは硬質相それ自体が破壊して、局部伸びの低下を生じている。理想的な硬質相は最大荷重を超えた時点、つまり一様伸びの向上に貢献した後は軟化する硬質相があればよいがそのような硬質相を現時点では望めない。

前述のように一様伸びと局部伸びに好適な金属組織は相反するために、両者に優れた理想的な加工用熱延高張力鋼板はありえないように思われる。本当にか？という

疑問を生じる。

2.2 DP鋼板の強度と一様伸びバランス、強度と局部伸びバランスに及ぼすマルテンサイトのサイズの影響

高合金鋼型DP鋼の強度特性に及ぼす硬質第2相の硬さ、サイズと体積率の影響に関する著者らの文献¹⁶⁾に基づいて知見を述べる。Si、Mn、Cr、Moを含有する熱延DP鋼について、炭素量と熱延条件を変化させて、強度特性に及ぼす金属組織の影響を追及する実験を行った。熱延条件として、高圧下率(88%)かつ低温仕上げ(920℃)圧延による細粒プロセスと、低圧下率(53%)かつ高温仕上げ(1150℃)圧延による粗粒プロセスを用いた。粗粒プロセス鋼に比較して細粒プロセス鋼では、マルテンサイト(M)のサイズは代表的に1/5~1/6と小さく、Mの体積率は少なく、Mの硬さは硬質になっていた。

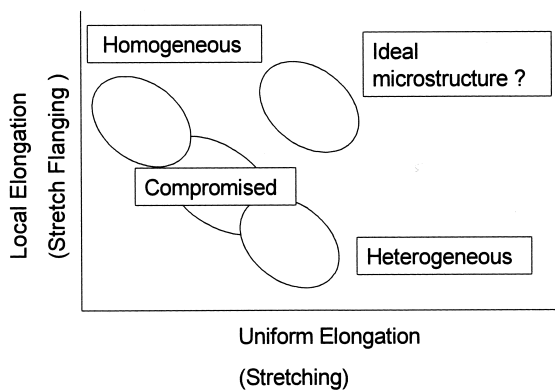


図1 局部伸びと一様伸びのバランスと金属組織の関係

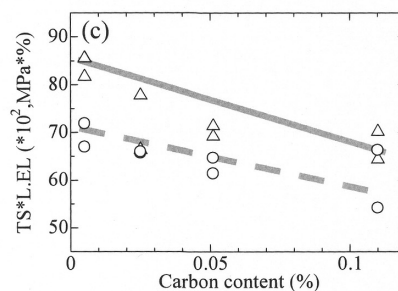
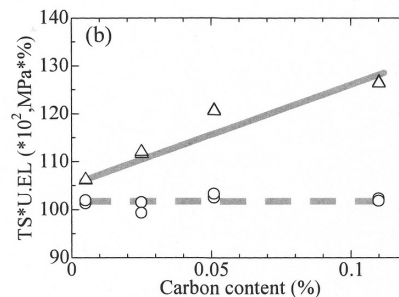
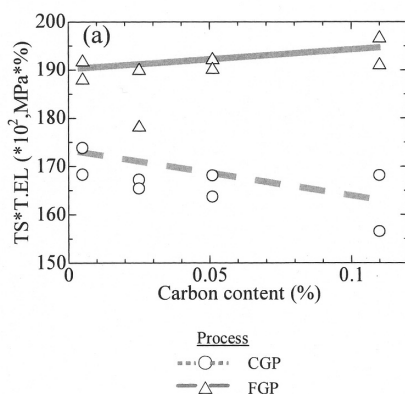


図2 DP鋼における強度×全伸び (T.EL)、強度×一様伸び (U.EL) と強度×局部伸び (L.EL) に及ぼす炭素量と圧延プロセスの影響 (CGPは粗粒圧延プロセス、FGPは細粒圧延プロセス)

図2に引張試験の結果を示す。①炭素量の増加により、Mの体積率が増加し、粗粒プロセスの鋼では強度と全伸びバランスは劣化した。しかし、細粒プロセスではやや向上した(図2(a))。②全伸びを一様伸びと局部伸びに分けて検討した結果、細粒プロセスでは炭素量の増加により強度と一様伸びバランスが大幅に向上することがわかった(図2(b),(c))。③強度と全伸びバランス、強度と一様伸びバランス、強度と局部伸びバランスは、炭素量にかかわらず、細粒プロセスの方が粗粒プロセスよりも高いという結果を得た。

2.3 ミクロ不均一硬化組織・マクロ均一硬化組織鋼板

細粒プロセスで強度と一様伸びバランスが向上する理由を、Ashbyの分散強化理論を用いて、硬質なMが軟質な α の基地中に微細分散するためであると考察した。また、細粒プロセスで強度と局部伸びバランスが高い理由は、小さなMと α の界面から発生する割れが微細に分散するために、それらの割れが連結しがたく、容易に破断に至らないためと推察した。以上の結果より、強度と一様伸びバランス、強度と局部伸びバランスが共に優れる理想的な組織は、できるだけミクロ的に不均一で、できるだけマクロ的に均一な組織である。つまり、理想的な加工用熱延高張力鋼板は「ミクロ不均一硬化組織・マクロ均一硬化組織鋼板」とであると結言した。

更に、強度と一様伸びに及ぼすMのサイズと体積率の影響をAshbyの分散強化理論とBailey-Hirschの加工硬化理論と塑性不安定発現条件を組み合わせ、予測した結果を図3に示す¹⁶⁾。

この理論曲線から、Mの大きさを $0.1\text{ }\mu\text{m}$ 以下にできれば、一様伸びを大幅に向上させることができる。予測される一様伸びの最大値は真ひずみで0.5（公称ひずみで65%）となる。この0.5はBailey-Hirschの加工硬化理論式で応力の上昇は転位密度の平方根で効くということに由来する。無論、理論には理想的な仮定があるので、実材料には当てはまらない部分も多々ある¹⁶⁾。しかし、金属組織制御に関して多くのことを示唆している。

理想的とまではいえないが、「ミクロ不均一硬化組織・マクロ均一硬化組織鋼板」の例として、大半が微細なポリゴナル α である基地にベイナイトを微細分散させた、複雑な組織を有する鋼で全伸びと穴抜け性が共に非常に改善されたとの報告^{9, 17)}が挙げられる。文献17)は 450°C 巻取の0.05%Nb鋼の結果である。この0.05%Nb鋼が α +微細パーライト組織である0.08%V鋼と比較して、一様伸びも穴抜け性も優れた結果を得ている。この理由はNb鋼の強化には析出硬化より、細粒硬化と微細なベイナイト粒による寄与が大きく、かつ硬質第2相であるベイナイトの中のセメンタイトも微細分散しているためと考えている^{17, 18)}。

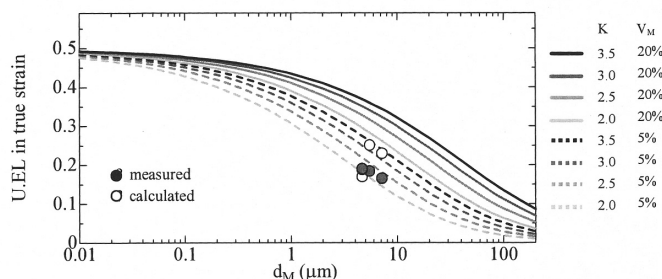


図3 一様伸びに及ぼすマルテンサイトのサイズと体積率の影響（Kは1析の補正係数）

2.4 極細粒鋼の特性改善

近年、盛んに極細粒鋼の研究が行われている^{19, 20)}。本件に関しては第3章で述べる。極細粒鋼の局部伸びは優れているが、降伏強度が高いため、塑性不安定性条件が満たされ易く、一様伸びが $1\text{ }\mu\text{m}$ 程度で急激に低下する²⁰⁾。この対策として、Mやセメンタイトを分散させて、加工硬化を大きくすることが提案されている^{21, 22)}。いずれにせよ、熱延鋼板における、極細粒鋼の製造は、硬質第2相を微細分散させるので、前述の「ミクロ不均一硬化組織・マクロ均一硬化組織鋼板」の製造に適している。この視点での研究が促進されることを期待する。

2.5 熱延高張力鋼板における析出硬化の利用

従来、析出硬化を利用した高張力鋼板は、高い降伏比（引張強さに対する降伏応力の比）を有して、加工硬化が少なく、一様伸びは良くないとされていた¹³⁾。しかし、最近、ナノメートルサイズの(Ti, Mo)Cの析出物で強化した α 単相の組織を有する熱延高張力鋼板はDP鋼並みの全伸びとベイナイト単相組織並みの穴抜け性を有していると報告されている²³⁾。 α 単相組織なので穴抜け性に優れていることは容易に理解できるが、析出硬化型鋼における共通の特徴である高い降伏比、ここでは90%程度の降伏比を有する¹⁰⁾にもかかわらず、全伸びにも優れている点は注目すべきである。

熱延過程での析出物を分類すると表1のようになる²⁴⁾。圧延条件により、析出状況が大きく変わり、析出強化の靱性への影響が大きく変わる知見を得ている。すなわち、析出硬化は一般に低温靱性の大幅な劣化を伴うとされているが、表1に示すⅢ型、Ⅳ型の析出物は靱性の劣化を伴わない析出硬化を示す。今回報告された非常に微細な列状の析出物は、巻取り後の徐冷中に、つまりオーステナイト(γ)/ α 変態の比較的ゆっくりした界面の進行と共に生じるとされている²⁵⁾。

表1 熱延プロセスで生じる析出物の種類と強度特性

Type	Behaviour and morphology of precipitates				Effect on mechanical properties		Notes
	Temperature	Sites	Coherency with α	Size	Strengthening	Embrittling	
I	Undissolve at slab soaking	Matrix(γ)	No	Large ($\geq 1000\text{ }\text{\AA}$)	No	No	
II	High temp. (γ region)	Grain boundaries Dislocations	No	Large ($\sim 1000\text{ }\text{\AA}$?)	No	No	
III	Low temp. (γ region)	Dislocations	No	Small ($100\text{ }\text{\AA}$?)	Weak	No	Dispersion hardening
IV	High temp. (α region)	Dislocations $\gamma \rightarrow \alpha$ Interphase	No	Small ($100\text{ }\text{\AA}$?)	Weak	No	
V	Low temp. (α region)	Matrix(α) $\gamma \rightarrow \alpha$ Interphase	Strong	Small ($\leq 100\text{ }\text{\AA}$)	Strong	Strong	Secondary hardening

* γ : Austenite α : Ferrite

この微細析出物は、巻取り後生じる2次硬化型の析出物（表1のV型）とは、延性に及ぼす影響が大きく異なるのかも知れない。今後、強度と延性との視点から詳細な析出状況の解明を行うことが望まれる。

この鋼板は α 単相であるため、穴抜け試験における割れの起点は、展伸した α 粒の粒界剥離である報告されている²⁶⁾。この熱延鋼板の巻取温度は、約650℃と比較的高温であるが、析出物制御の観点からMoがかなり含まれている²⁵⁾。従って、巻取り後の徐冷中に生じるPの粒界脆化はMoの添加によりかなり抑制されていると思われる²⁷⁾。一般に、400℃～500℃以上の巻取り材ではPの粒界脆化に起因する穴抜け性劣化に注意を要する¹¹⁾。

3 極細粒鋼

近年、熱延ミルの基本的特徴である圧延とそれに続く冷却を活用した新しい方法で平均粒径1 μm までの極細粒化をはかろうとする研究が多く行われるようになった²⁸⁻³¹⁾。

その一つにひずみ誘起変態（SI変態, strain-induced transformation）もしくは動的変態（dynamic transformation）と呼ばれる現象に関する研究がある³²⁻³⁸⁾。これは、 γ 相を Ae_3 点近傍以下の過冷 γ 温度域で大加工すると加工に誘起されてほぼ等軸の微細な α 粒が現れる現象のことである。加工によって γ に導入される転位セル境界³⁷⁾やマイクロバンド境界³⁸⁾を核生成サイトとして、 γ 粒内に多数のポリゴナル α が発生するため生じるといわれている。この変態は加工中もしくはその直後に発生するので、前述のように“動的”という言葉が付加される場合がある。これによって、真ひずみで0.8以上の圧縮実験^{32, 36)}や圧延実験でも1パス圧延の板表層部³⁵⁾の場合は1 μm 程度の等軸超微細 α 組織が得られると報告されている。つまり、圧延によって導入されるひずみ量でもその回復を十分に抑制できれば、その後の変態によって超微細 α 組織が得られるということである。

しかし、過冷 γ のSI変態はほぼ動的な現象であるので、多パスの圧延で制御することは容易ではない。Hodgsonら³⁵⁾は1パスの圧延でのみ制御できたことを報告し、矢田ら³³⁾は多パスの圧延で得られた粒径は2～4 μm で1パスの圧縮実験に比較して大きかったと述べている。

一方、“動的”ではなく圧延後に生じる“静的”変態で同様な現象が生じれば多パスの圧延で制御するには都合が良いことは容易に想像できる。最近、これについての検討も行われた³⁹⁾。0.1% C-1% Mn鋼を用いて、圧延中に変態が生じないように Ae_3 点近傍以上の安定 γ 温度域で3パスの大圧下圧延（約50%/パス）を加えた後、 α 変態が生じ易い700℃近傍の温度まで1000℃/s以上の速度で急速冷却して、その

変態組織が調べられた。図4は得られた組織の α 粒径と圧延終了から冷却開始までの時間 Δt の関係を示している。 Δt が0.5 sの場合に得られる α 粒径は約3 μm であり、従来の知見と変わらない。しかし、 Δt を従来にない0.05 sまで短縮すると α 粒径は板厚中心で2.2 μm 、表層部で1.3 μm まで細粒化することがわかる。その組織は図5に示すように大角粒界で囲まれた等軸に近い α 粒からなる。特に表層部で得られている組織は、過冷 γ のSI変態によって得られる超細粒組織と非常によく似た組織となっている（表層部はロール表面と材料間の摩擦によって導入される付加的剪断ひずみが原因となってより細粒化する）。種々の検討から変態が冷却中もしくは冷却後に生じたことが確認されており、従って、静的変態で過冷 γ のSI変態と同様な現象が生じたことになる。

SI変態とは、蓄積ひずみ量と過冷度が大きい場合に生じる現象である³⁵⁾。つまり、過冷 γ の加工の場合は予め過冷度が与えられているために、蓄積ひずみ量がある敷居値を越えた時点で動的に（圧延中あるいは圧延直後に）生じ、一方、安定 γ の加工の場合は圧延後の冷却によってひずみの復旧抑制と同時に十分な過冷度を与えてやることで今度は静的（圧延後）に生じると考えることができる。

静的変態であれば圧延による制御は比較的容易である。こ

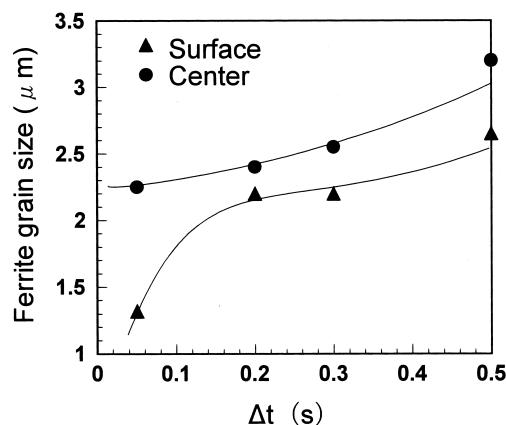


図4 安定 γ 域多パス圧延と超急速冷却による極細粒化における平均 α 粒径と Δt の関係

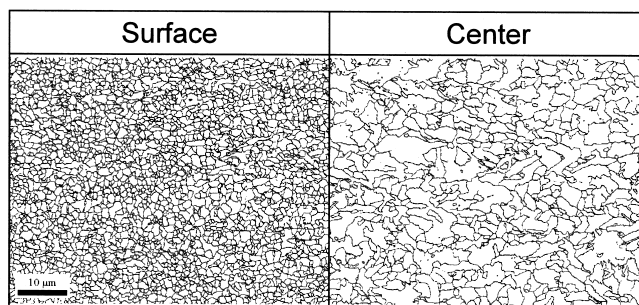


図5 極細粒鋼のEBSDによる組織（ $\Delta t=0.05\text{s}$ 、15°以上の大角粒界のみ）

れを利用して、圧延を極短パス間時間多パス圧延としてひずみの蓄積を促進し、より細粒化する検討も行われている(図6)⁴⁰⁾。このように、SI変態は熱延ミルのような高速多パス圧延に向けた極細粒化法の一つということができる。

現在、上記の極短パス間時間多パス圧延に加えて静水圧鍛造や繰返し曲げ加工などを用いた極細粒化プロセスや極細粒化の設備技術、さらに極細粒鋼の溶接技術を含めた国家プロジェクト³¹⁾が進められている。

4 TWIP鋼

前章までは、 α やパーライトあるいはMなどから構成される熱延材料について述べた。一方で、近年、これらとは異なる鋼として、 γ 系鉄鋼材料を用いる試みが行われている。本節では、その一例として、高Mn鋼の一種であるTWIP (Twinning induced plasticity) 鋼⁴¹⁻⁴³⁾について述べたい。

高Mn鋼として有名なものにハッドフィールド鋼(約15% Mn)があるが、TWIP鋼は、更に多量である25~30%程度のMnを含有する γ 鋼である。加えて、軽量元素であるAlを3%程度含有させることにより、低密度化がはかられている。場合によってはSiを3%程度添加することもある。TWIP鋼はドイツのマックスプランク鉄鋼研究所により提案され、欧州アルセロール・ミッタルなどにより、高い耐久性と加工性を備えた自動車用途の汎用鋼板としての実用を目標に研究が行われている。

TWIP鋼の室温における積層欠陥エネルギー(SFE)は40 mJ/m²程度と低く⁴¹⁾、代表的なステンレス鋼であるSUS304(約30 mJ/m²)⁴⁴⁾とSUS316L(約80 mJ/m²)⁴⁵⁾の中間の値を持つ。低SFEを有する鋼であるため、回復が起こりにくく、加えて塑性変形時には図7に示すように変形双晶が生じる。その結果、大きな加工硬化率を示し、低い降伏応力(200 MPa~300 MPa)、高い引張強さ(約600 MPa以

上)、大きな一様伸び(80%~100%程度)という非常に優れた特性を有する⁴²⁾。更に、ひずみ速度 10^3 s^{-1} 程度の高速引張試験でも十分な延性を示すなど、優れた衝撃特性を有することも報告されている^{41, 42)}。しかし、これまでのTWIP鋼に関する研究報告は、組成の適正化の検討が多く、冷延組織に関する一部の研究を除くと⁴⁵⁾、プロセスメタラジの研究は見られない。

TWIP鋼に対して熱延による組織制御を考える場合、融点から室温まで γ が安定であるため、これまでの熱延材料で見られる様に、相変態を利用し、パーライトやMを適切に分散させる方法が利用できない。そこで、再結晶過程を利用した結晶粒微細化による強化が、組織制御の指針としてまず挙げられる。図8は、TWIP鋼の一種である30%Mn-3%Al-3%Si鋼に対して、冷延と焼鈍により結晶粒径を約1 μm から約50 μm 程度まで種々変化させて得られる材料の応力-ひずみ曲線を示している⁴⁶⁾。この実験結果から、粒径を微細化することにより、Hall-Petchの関係に従って、0.2%耐力と引張強さが向上することがわかる。0.2%耐力に関するHall-Petch係数の傾きはSUS316Lと同程度であった。興味

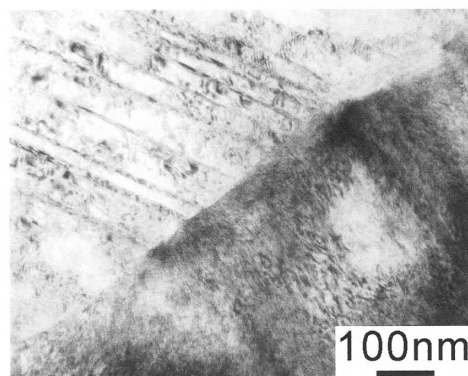


図7 室温準静的引張試験後のTWIP鋼のTEM組織

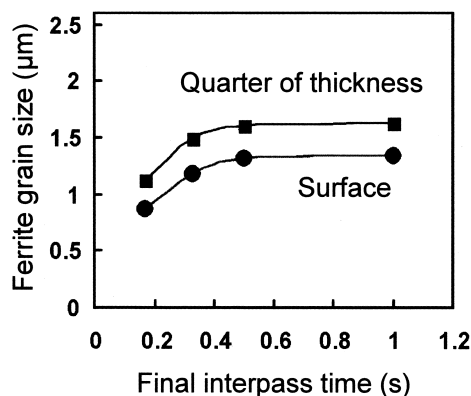


図6 極短パス間時間多パス圧延による細粒化に及ぼすパス間時間の影響 (0.15%C-0.74%Mn-0.01%Si鋼)

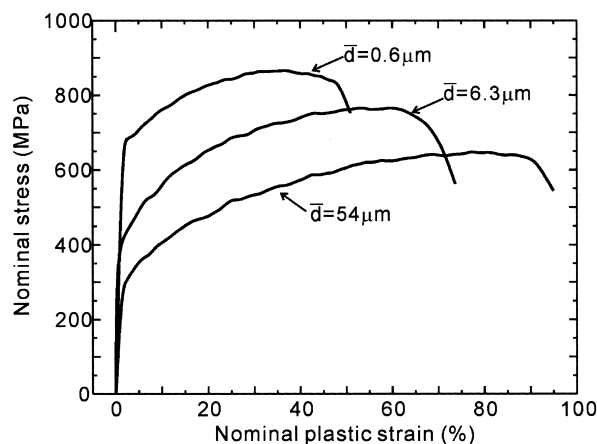


図8 種々の平均粒径を有する30%Mn-3%Al-3%Si (TWIP) 鋼の応力-ひずみ曲線

深いことに、結晶粒径を1 μm 程度にまで微細化しても、大きな均一伸びを有している。こうした結果は、たとえば熱延時に動的再結晶を利用して結晶粒微細化することか可能であれば、TWIP鋼の機械的性質を向上できることを示唆している。

一方で、TWIP鋼のように多量のMnを含有する場合、熱延時の加工性が問題となることが予想される。図9は上述の鋼に対して、実験室レベルの圧延機を用い、1200℃で熱延を施した試料の外観を示す。図に見られるように、深さ10 mm程度の大きな耳割れが発生し、歩留まりが悪い。すなわち、安定した圧延が可能な熱延条件の開発が必要である。また、溶接時の強度低下などの問題点も考えられる。

以上の様に、TWIP鋼は、結晶粒微細化などの組織制御により非常に優れた機械的性質を与えることができるなど、次世代の鉄鋼材料として期待される。

5 結言

本報にて、加工用熱延高張力鋼板の金属組織制御、熱延ミルの特徴である高速連続圧延とそれに続く急冷法による極細粒鋼の研究やTWIP鋼の研究に関して著者らの考え方を述べた。紙面の制約上、スクラップ鉄利用のためのCu脆性抑制プロセスや衝突安全車用高張力鋼板の金属組織と高速変形時の強度特性の関係などに関しては、説明を割愛した。

熱延プロセスメタラジーを長年研究している者として、巻取り後の冷却速度が均一でないために、長手方向や幅方向における特性変動に悩むことが多く、開発を断念した経験があ

る。プロセスメタラジストとして、冷却速度に敏感でない製造方法を研究することは大きな課題ではあるが、夢のエンドレス圧延の実現に引き続き、是非かかる技術を開発していただければと願う。ユーザの自動化に適した新しい材料として、熱延製品は大いに発展すると思う。

元鉄鋼協会会長 牧正志先生がよくいわれるように、鉄は生き物で大きな可能性を有している。しかし、現在鉄の潜在能力(理想的強度)の数十分の一しかその能力を開発していない。今後も熱延固有の加工熱処理効果を最大限に発揮するために、プロセスや設備仕様への提案を行うことも含めて、社会ニーズにあった新しいプロセスメタラジーを関係者と共に追及して行きたい。

参考文献

- 1) 奥村直樹：ふえらむ，10 (2005)，765.
- 2) 加藤健三：ふえらむ，10 (2005)，679.
- 3) 益居 健：ふえらむ，10 (2005)，822.
- 4) 梅澤 修：ふえらむ，7 (2002)，545.
- 5) 二階堂英幸：ふえらむ，11 (2006)，23.
- 6) 倉橋隆郎，竹士伊知郎，森本敬治，柳本潤：CAMP-ISIJ，14 (2001)，1157.
- 7) 森本敬治，倉橋隆郎，竹士伊知郎，柳本潤：鉄と鋼，88 (2002)，747.
- 8) 高橋学：ふえらむ，7 (2002)，870.
- 9) 高橋学，河野治，林田輝樹，岡本力，谷口裕一：新日鉄技法，378 (2003)，7.
- 10) 吉武明英，小野守章，占部俊明：自動車技術，59 (2005)，4.
- 11) 国重和俊：まてりあ，35 (1996)，32.
- 12) 大沢紘一：第16回鉄鋼工学セミナー テキスト，日本鉄鋼協会編，(1990)，173.
- 13) 高橋政司，国重和俊，岡本篤樹：日本金属学会会報，19 (1980)，10.
- 14) 鹿島高弘，橋本俊一：鉄と鋼，87 (2001)，34.
- 15) 瀬沼武秀：ふえらむ，8 (2003)，289.
- 16) 金堂大介，国重和俊，上路林太郎：鉄と鋼，92 (2006)，457.
- 17) K. Kunishige, D. Kondo, R. Ueji and S. Hashimoto : Int. Conf. on Thermo-mechanical Simulation and Processing of Steels, SimPro'04, Conf. Proc. (2004), Viva Books Private Limited, India. 465.
- 18) 国重和俊，金堂大介，上路林太郎，橋本俊一：CAMP-ISIJ，17 (2004)，1265.
- 19) 鳥塚史郎：ふえらむ，10 (2005)，188.
- 20) 辻伸泰：鉄と鋼，88 (2002)，359.

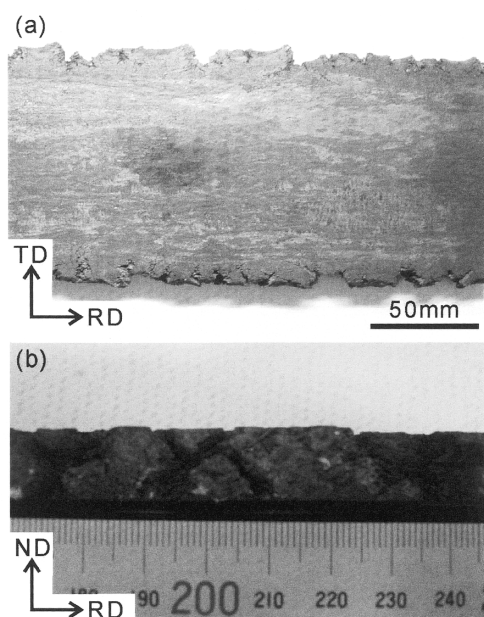


図9 1200℃で熱延したTWIP鋼の外観写真
(a) 表面、(b) 側面

- 21) R. Ueji, N. Tsuji, Y. Minamino, Y. Koizumi and Y. Saito : Ultrafine Grained Materials II, ed. by Y.T. Zhu et al., TMS, Washington, (2002), 399.
- 22) A. Ohmori, S. Torizuka and K. Nagai : ISIJ Int., 44 (2004), 1063.
- 23) 富田邦和, 船川義正, 塩崎毅, 前田英司, 山本徹夫 : まてりあ, 42 (2003), 70.
- 24) 国重和俊, 橋本保, 行俊照夫 : 鉄と鋼, 66 (1980), 63.
- 25) Y. Funakawa, T. Shinozaki, K. Tomita, T. Yamamoto and E. Maeda : ISIJ Int., 44 (2004), 1945.
- 26) 小林聡雄, 船川義正, 横田毅, 瀬戸一洋 : CAMP-ISIJ, 18 (2005), 1473.
- 27) K. Kunishige, M. Fukuda and S. Sugisawa : Trans. ISIJ, 19 (1979), 324.
- 28) M. Niikura, M. Fujioka, Y. Adachi, A. Matsukura, T. Yokota, Y. Shiota and Y. Hagiwara : J. Mater. Process. Tech., 117 (2001), 341.
- 29) W.Y. Choo : Proc. ISIJ Int. Symposium, Fukuoka, Japan, (2001), 9.
- 30) T. Maki : Advanced Tech. Plasticity, 1 (2002), 1.
- 31) M. Kiuchi : Proc. the 8th ICTP, Verona, Italy, (2005), 55.
- 32) H. Yada, Y. Matsuura and T. Senuma : Proc. Int. Conf. Martensitic Transformation, Nara, Japan, (1986), 515.
- 33) Y. Matsuura and H. Yada : Trans. ISIJ, 27 (1987), 492.
- 34) J.H. Beynon, R. Gloss and P.D. Hodgson : Materials Forum, 16 (1992), 37.
- 35) P.D. Hodgson, M.R. Hickson and R.K. Gibbs : Mat. Sci. Forum, 284-286 (1998), 63.
- 36) 足立吉隆, 富田俊郎, 日野谷重晴 : 鉄と鋼, 85 (1999), 50.
- 37) P.J. Hurley, B.C. Muddle and P.D. Hodgson : Proc. Thermomechanical Processing of Steels, IOM Communications, London, UK, (2000), 476.
- 38) Y. Adachi, T. Tomida and S. Hinotani : ISIJ Int., 40 (2000), 194.
- 39) T. Tomida, N. Imai, M. Yoshida and S. Fukushima : To be published in the Proc. THERMEC '2006, Vancouver, Canada.
- 40) 河野佳織, 脇田昌幸, 福島傑浩, 江藤学, 佐々木保, 富田俊郎 : CAMP-ISIJ, 19 (2006), 622.
- 41) O. Grässel, G. Frommeyer, C. Derder and H. Hofmann : J. Phys. IV France, 7 (1997), C5-383.
- 42) O. Grässel, L. Krüger, G. Frommeyer and L.W. Meyer : Int. J. Plasticity, 16 (2000), 1391.
- 43) G. Frommeyer, U. Brück and P. Neumann : ISIJ Int., 43 (2003), 438.
- 44) R.E. Schramm and R.P. Reed : Metall. Trans., 6A (1975), 1345.
- 45) S. Vercammen, B. Blanpain, B.C. De Cooman and P. Wollants : Acta Mater., 52 (2004), 2005.
- 46) 上路林太郎, 藤井英俊, 福島耕平, 国重和俊, 野城清 : CAMP-ISIJ, 19 (2006), 623.

(2006年9月7日受付)