

連携記事

マルテンサイトの高強度とTRIP 鋼の高延性を 実現する中 Mn 超微細粒組織鋼 第2世代、第3世代の超鉄鋼の実現を目指して

Middle Mn Ultrafine Grained Steels for Realizing both High Strength of
Martensitic Steels and High Ductility of TRIP Steels
-A Way for Realizing Second and Third Generation Ultra Steels-

鳥塚史郎
Shiro Torizuka

兵庫県立大学
大学院工学研究科
材料・放射光工学専攻 教授

1 緒言

構造用金属材料の国際競争力は、その国の産業全体の競争力を左右する。強い素材産業があるからこそ、強い自動車産業があり、航空機産業、機械産業がある。自動車用ハイテンは、自動車産業の競争力の根幹をなす。Ni合金やTi合金は今後の日本の航空機産業を支える材料となる。しかし、高強度・高延性であり、靱性も高いという優れたトータルバランスを持った金属材料は存在しない。それは、これらの性質がトレードオフの関係にあるからである。図1に示すように、引張強さ(TS)を上げれば、伸び(全伸びTEL)や靱性は低下してしまう。第3世代の高強度自動車用鋼板AHSS (Advanced High Strength Steel) は、要求される引張強さが1GPa以上で、TS×

TEL>30000MPa%であり、多くの研究者が、トレードオフの関係を打破し、この目標の突破を目指して、研究を行っている¹⁻⁴⁾。

高強度・高延性鋼研究に関する国内の大きなプロジェクトとしては、このトレードオフの関係を打破し、革新的構造材料を実現することを目標とした国家プロジェクト、産学共創基礎基盤研究プログラム ヘテロ構造制御 (<https://www.jst.go.jp/kyousou/theme/ka.html>) が行われた^{5,6)}。また、現在ではSIPプロジェクト第一期、第二期(戦略的イノベーション創造プログラム, https://www.jst.go.jp/sip/p05_result.html) が進行中である。また、新構造材料技術研究組合 (Innovative Structural Materials Association : ISMA) も、世界最高性能の自動車用超高強度鋼板を目指し、従来の590MPa級鋼板の

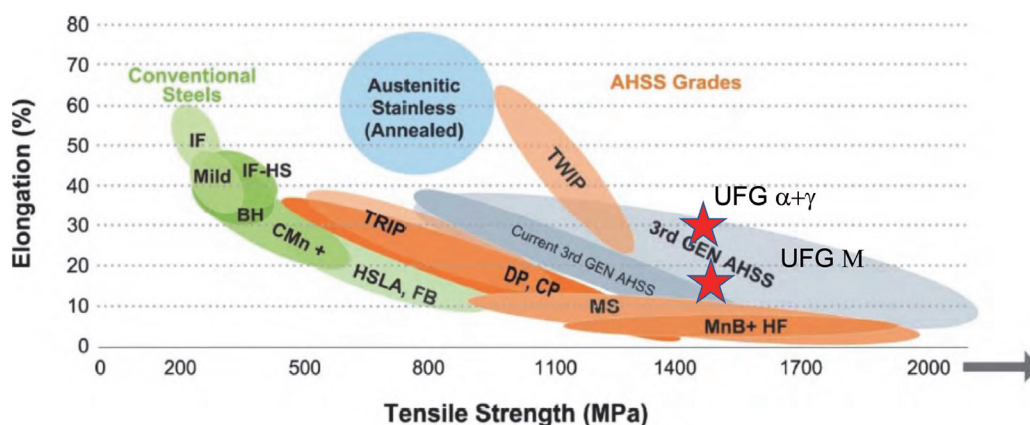


図1 鋼の強度・延性バランスと第3世代AHSS^{1,13)}

2.5倍の引張強度1.5 GPaかつ伸び20%を有する、レアメタルを極力使用しない安価な炭素を活用した薄鋼板を開発することを目標としている (<https://isma.jp/steelsheet/>)。以下、鋼の高強度化・高延性化の研究を論じる。

2 超鉄鋼プロジェクトと超微細粒組織鋼

超鉄鋼プロジェクト(1997-2005)で鉄鋼材料の結晶粒の超微細化と強度2倍化を目標に多くの研究が行われた⁷⁻¹⁰⁾。温間圧延によって、結晶粒径 $1\mu\text{m}$ 以下の炭素鋼組織を得ることができた。その組織と応力-ひずみ曲線を図2、図3に示す^{7-10,13)}。炭素量0.02%から0.45%まで変化させたすべての鋼種で平均粒径 $1\mu\text{m}$ 以下の超微細組織を得ることができた。炭素量が0.05%以上では、組織はフェライトと球状のセメンタイトからなっていた(第一世代超鉄鋼)。0.02% Cであっても降伏点が700MPaあり、結晶粒径 $20\mu\text{m}$ クラスの0.02% C フェライト組織の場合の2倍以上となった。一様伸びはほぼ0であったが、全伸びは5%あった。炭素量の増加にしたがって、強度と延性は同時に向上し、0.45% Cの超微細粒鋼では、降伏点・引張強さが1GPaとなり、一様伸びが10%全伸び19%となった、これは球状セメンタイトによって加工硬化能が大きくなったためである¹¹⁾。

結晶粒微細化に関して多くの基礎研究がなされ、実用化例もでた^{12,13)}。しかし、TS×TELは20000MPa%以下であり、結晶粒微細化とセメンタイトの分散だけでは、TS×TELは30000MPa%をこえるような高強度・高延性鋼を作製することはできなかった。自動車用の高強度・高延性鋼板、第3世

代のAHSSに対応できるものではない。一方、フェライト+セメンタイト組織微細粒鋼の特長は、強度-絞りバランスに優れていることである。圧縮加工で成形される部品の製造には適しており、高強度ねじとしてスマートフォンに採用された^{12,13)}。

3 TRIP 鋼

自動車用高強度・高延性鋼の代表は、フェライト+ベイナイト+オーステナイト組織からなるTRIP 鋼(成分例: 0.14% C-2% Si-1.7% Mn)であり、広く実用化されている^{1,14)}。オーステンパーという複雑な熱処理を行う必要があるが、短時間で残留オーステナイトを含んだ組織を形成できる。オーステナイトの体積率は10%程度であるが、Cが濃縮してオーステ

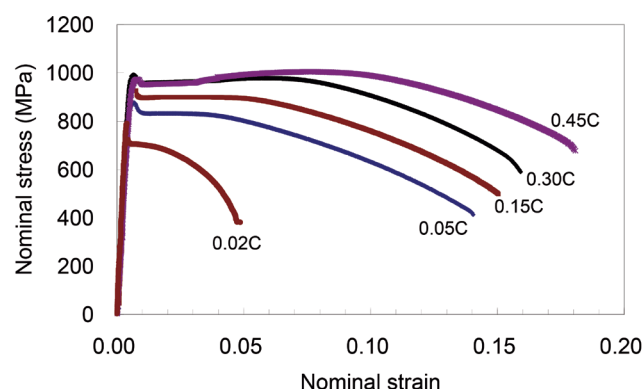


図3 超微細粒炭素鋼の応力-ひずみ曲線⁷⁻¹⁰⁾

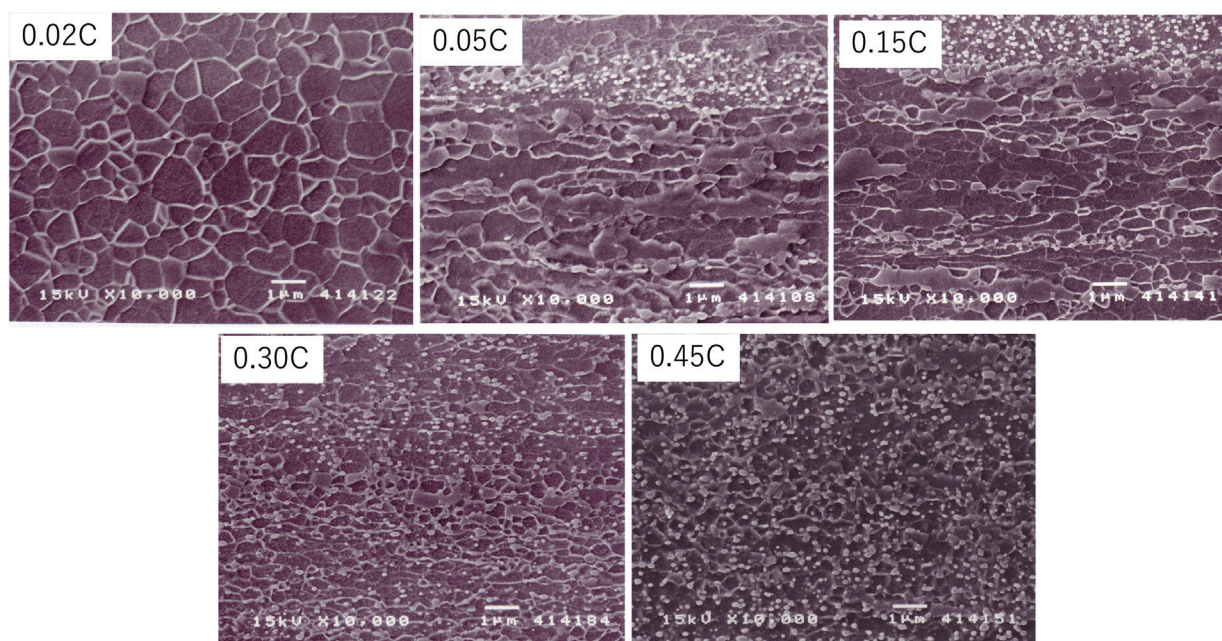


図2 超微細粒炭素鋼の組織⁷⁻¹⁰⁾

ナイトが安定になり、750MPa-35%という優れた強度・延性バランスが得られる。高延性を実現するためには、加工誘起変態のような加工硬化機構を持つ必要があることを端的に示している。しかし、第3世代のAHSSに要求される引張強さが1GPa以上で、TS×TEL>30000MPa%を超えることはできない。他にDP鋼^{15,16)}や、高Mn鋼特有の双晶型マルテンサイト変態を利用したTWIP (Twinning Induced Plasticity) 鋼¹⁷⁾や析出強化型鋼板¹⁸⁾などに関する研究開発が精力的に行われている。最近では、低温オーステンパー¹⁹⁾や Quench and Partitioning²⁰⁾によって、強度・延性バランスを更に向上させる試みやホットスタンピング²¹⁾も報告されている。

4 中Mn鋼

そこで注目されてきたのがMnが3-10%添加された低炭素中Mn鋼である。この中Mn鋼の研究は意外と古く、1972年のMillarの報告から始まっている²²⁾。0.1% C-6% Mn組成の鋼を熱間圧延+冷間圧延+2相域熱処理(640℃×1h)のプロセスで、フェライト粒径0.5μm、オーステナイト体積率30%の組織を得ている。引張強さは1150MPaで全伸び30%を得たと報告されている。ただ、本研究は、Mnの効果というよりは、微細化とホール・ペッチの関係の検証に主眼を置いたものであった。

日本では、古川らが、1977年に、0.1% C-2% Si-5% Mn 組成で単純な熱処理を施した低炭素鋼において残留オーステナイトの形成で、優れた強度・延性が得られることを報告している²³⁾。その後、この中Mn鋼の研究は、筆者も含めて、第3世代のAHSSの候補として世界的に精力的に研究がなされてきた。図4に筆者らの結果を示すが、熱処理温度を変えるだけでTRIP鋼にもなり、フレッシュマルテンサイトとして

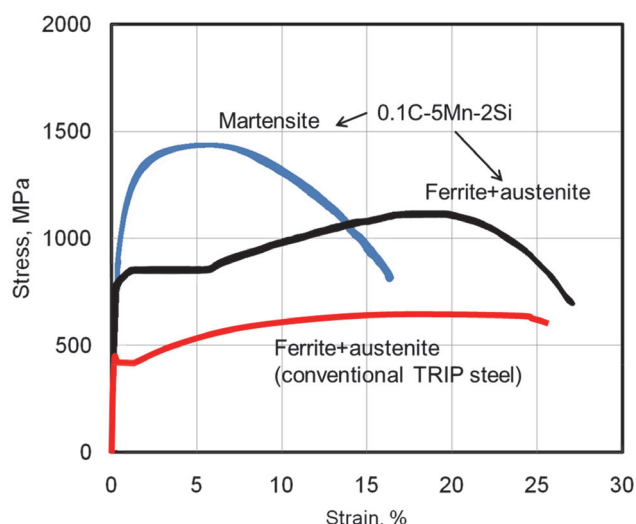


図4 0.1C-2Si-5% Mn鋼と従来TRIP鋼の応力-ひずみ曲線の比較²⁴⁾

も面白い²⁴⁾。Suhらは代表的な研究をまとめている²⁵⁾。TS=1000MPa - TEL=30%クラスを中心に、TS=800-1300MPa, TEL=20-40%が報告されている。

しかしながら、0.1% C-2% Si-5% Mn鋼に代表される中Mn鋼では、最適なオーステナイト分率(20%~40%)を得るのに長時間(3600s以上)の熱処理を要する²²⁾。現在の冷延TRIP鋼生産プロセスは、冷間圧延後の焼鈍方法に箱型炉を用いるバッチ焼鈍ではなく、連続焼鈍である。連続焼鈍プロセスは、二相域加熱とオーステンパー処理の組み合わせといった複雑なプロセスではあるが、600s以内にプロセスを完了させることができる。中Mn鋼の実用化の上でここが最大の問題である。

5 セメントタイトメタラジーにもとづく高強度・高延性中Mn超微細粒組織鋼の作製 第2世代超鉄鋼の創製

5.1 2相域熱処理前の初期組織

我々は、中Mn鋼における強度・延性の向上を追求するとともに、このオーステナイト生成時間の10minレベルまでの短時間化を試み研究を行ってきた。6.1で述べるが、Mn添加量が5%あると組織は空冷でもマルテンサイトになる。したがって、熱間圧延後の組織もマルテンサイトになる。したがって、中Mn鋼研究の多くの研究において、マルテンサイト組織が初期組織として用いられている²⁶⁾。一方、熱間圧延材料を冷間圧延した材料も初期組織として、よく用いられている²⁷⁾。初期組織を冷間圧延されたものの方が、組織が微細化し強度・延性バランスも向上することが報告されている。しかし、そもそも冷間圧延前のマルテンサイトがTS1300MPa以上あり、冷間圧延時に割れも生じやすいので、ラボレベルの研究は可能であるが、実用化は難しいと考えている。また、初期組織がマルテンサイトおよび加工されたマルテンサイト両組織とも、2相域熱処理時間が30分以上必要である。連続焼鈍に適用できない。

5.2 セメントタイトメタラジー

我々は、初期組織の作製方法として、図5に示す超鉄鋼研究で培った温間圧延を用いた^{24,28)}。0.1C-2Si-5% Mn鋼の温間圧延後の組織は、図5に示すように、微細フェライトとセメントタイト粒からなる第一世代の超鉄鋼と同じ組織である。しかし、図6のTEM写真に示すように、セメントタイト中にはMnが濃縮していて、 $(\text{Fe}_5, \text{Mn}_5)_3\text{C}$ の化学式で表される組成となっていた²⁸⁾。この微細分散したセメントタイトが核となって、図7に示すように、2相域熱処理時に急速に



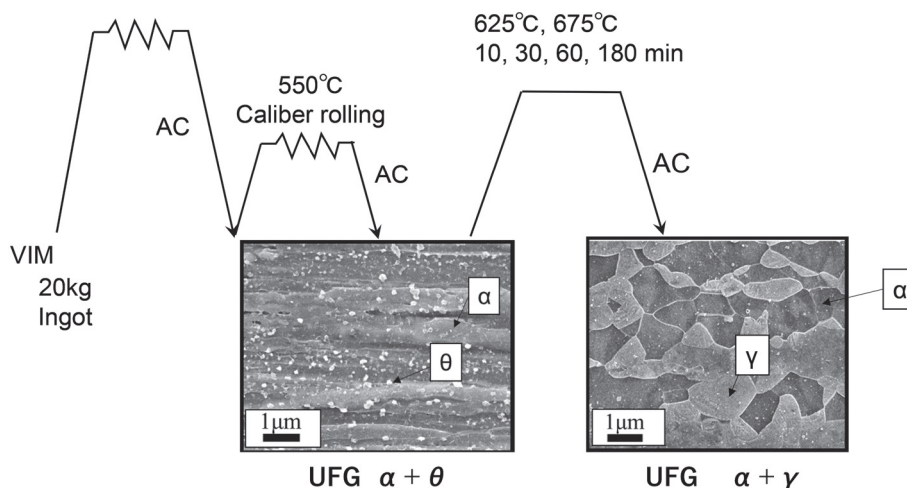


図5 温間圧延と2相域焼鈍²⁸⁾

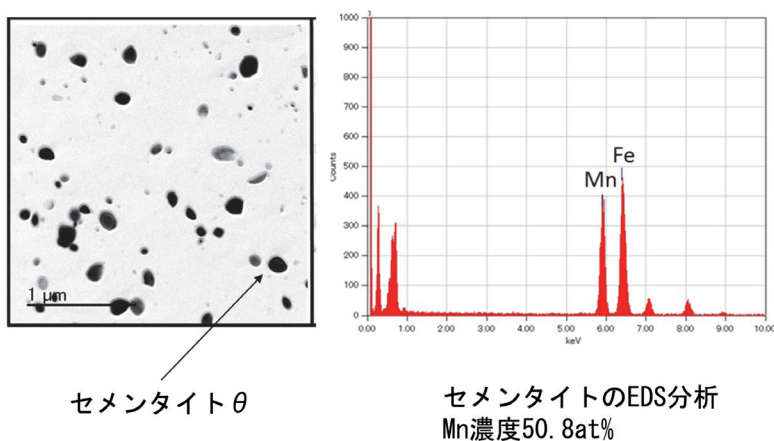


図6 フェライト+セメンタイト組織のTEM観察およびセメンタイトのEDS分析結果²⁸⁾

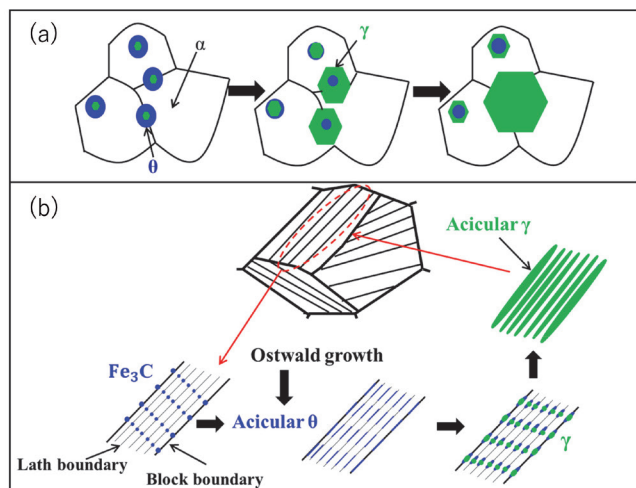


図7 フェライト+Mnリッチセメンタイトからのオーステナイトの生成(セメンタイトメタラジー)とマルテンサイトからのオーステナイトの生成の比較²⁸⁾

の変態が生じる。その結果、図8 (a) に示すように10minで20%のオーステナイト体積を得ることができ、おおよそTS＝

1000MPa, TEL＝30%を得た。したがって、初期組織を微細フェライト+Mnリッチセメンタイトとすることによって、連続焼鈍にのせることのできる短時間化に成功した。

図8 (b) に示すように強度・延性バランスでTS＝1000～1200MPa×TEL＝34%を得た²⁸⁻³²⁾。われわれは、あらかじめセメンタイト中にMnを濃縮させて、初期組織として利用する方法をセメンタイトメタラジーと呼ぶことにしている。短時間のMnリッチオーステナイトの生成が可能である。

5.3 さらに高強度・高延性化と放射光解析によるそのメカニズム解析

セメンタイトメタラジーにもとづけば、CやMnを増量しても急速組織形成は可能と考え、0.1C-2Si-5%Mnの基本組成からC濃度を0.3%まで、Mn濃度を7%まで増加させた。また、熱処理条件も変化させた³⁴⁻³⁷⁾。

放射光を利用した引張試験その場透過X線回折は、図9に示すように、引張変形中の加工誘起変態挙動を直接測定できるので、強度・延性発現機構の解析に強力なツールとなる³³⁾。

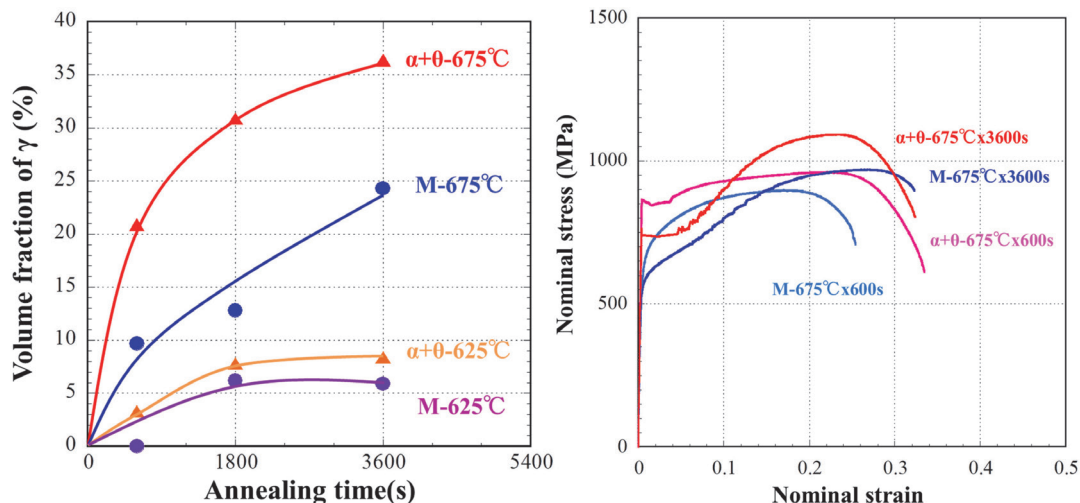


図8 (a) 0.1C-2Si-5%Mn鋼の2相域熱処理によるオーステナイトの生成、初期組織 フェライト + Mn リッチセメンタイト ($\alpha + \theta$) とマルテンサイト M、(b) 応力-ひずみ曲線²⁸⁾

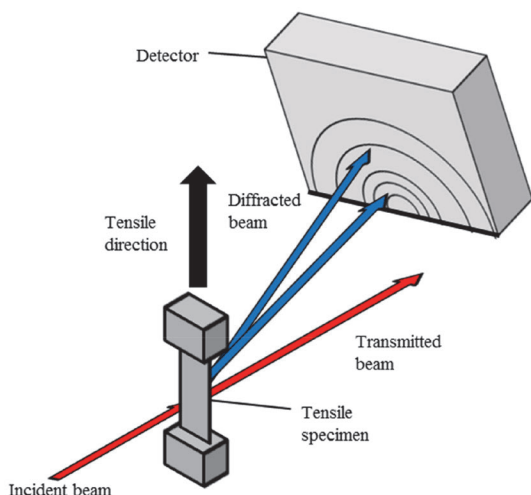


図9 Spring-8を利用した引張試験その場X線回折³³⁾

図10に基本組成である0.1C-2Si-5Mn鋼フェライト + Mn リッチセメンタイト組織およびマルテンサイト組織を、675°Cで焼鈍しフェライト + オーステナイト組織とした材料の公称応力-公称ひずみ曲線 (実線) と引張試験中のオーステナイト体積率 (破線) を示す^{28,32)}。比較として、従来TRIP鋼のデータもプロットした¹⁴⁾。図10に示すように、初期組織 $\alpha + \theta$ 675°C焼鈍材はオーステナイト体積率は35%、TS = 1200MPa、TEL = 30%であった。一方、初期組織M675°C焼鈍材はオーステナイト体積率は26%、TS = 1050MPa、TEL = 28%であった。図10に示すように、加工誘起変態によるオーステナイトの体積率の減少と加工硬化挙動はよく一致していた。また、オーステナイト体積率が0になった時と全伸びもよく一致していた。初期組織 $\alpha + \theta$ が、初期組織Mに比べて優れていたのは、焼鈍後のオーステナイト組織が多いこと、また、オーステナイトの安定性が高いためと考えられる。

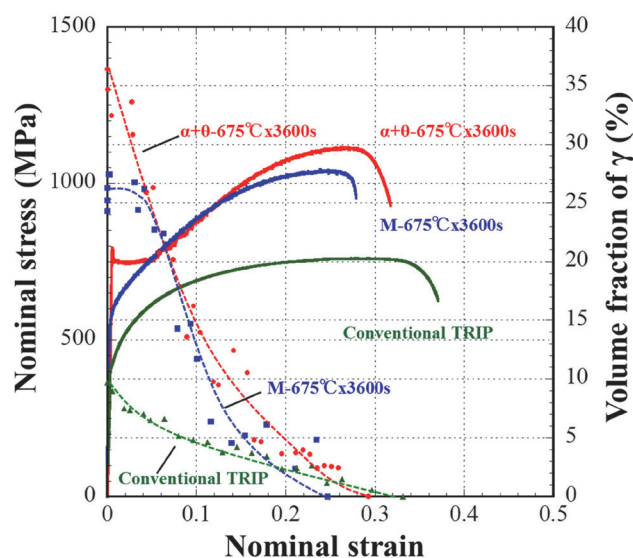


図10 Spring-8を利用した引張試験その場透過X線回折による0.1C-2Si-5% Mn鋼および従来TRIP鋼の引張変形中の加工誘起変態挙動の解析、実線：公称応力-公称ひずみ曲線、点線：オーステナイト体積率²⁸⁾

オーステナイトの安定性が高いと加工誘起変態が徐々に進み、それが高延性化をもたらすと考えられる。オーステナイト中の固溶炭素濃度と固溶Mn濃度を考慮した安定性の評価については、別報で論じる。

図11に0.15C-2Si-5% Mn鋼を温間圧延して、組織をフェライト + Mn リッチセメンタイトとし、その後2相域である675°C、700°Cで焼鈍した材料の公称応力-公称ひずみ曲線 (実線) と引張試験中のオーステナイト体積率 (破線) を示す^{34,36)}。675°C焼鈍材は初期オーステナイト体積率が26%、TS = 1050MPa、TEL = 40%を示した。この高延性はオーステナイトの安定性が高いためと考えられる。一方、700°C焼

鈍材では、 γ 体積率が45%と高く、延性をあまり低下させずに強度が大きく向上した。TS=1500MPaでTEL=約27%という強度・延性バランスを実現できた^{34,37)}。安定性の高い大きな γ 体積率を得ることができたためだと考えられる。1500MPaはマルテンサイト級の強度であり、全伸び27%は、従来TRIP鋼の40%には及ばないものの、高い伸びである。TS×TEL=45000MPa%と極めて高かった。第2世代の超鉄鋼と考えている。今後、さらなる高強度・高延性を目指してゆく。

6 優れた力学的性質を有する空冷超微細マルテンサイト、第3世代超鉄鋼を目指して

6.1 Mn添加による焼入性の向上

マルテンサイト組織を空冷でつくり込むことができれば、冷却条件によらず安定したマルテンサイト組織を得ることができる。そのため、組織の変動が少なく残留応力も小さいなどのメリットが期待できる。低炭素鋼にMnのみ添加した成分系で、空冷によってマルテンサイト相が得られ、十分な強度・延性・靱性が実現できれば、元素戦略上も有意義である。

C添加量を0.1%と固定し、Mn添加量を0, 1.5, 3.0, 4.0, 5.0, 6.0%と変化させたCCT曲線を図12に示す。変態開始温度とMn濃度の関係を示すが、1.5% Mnでは、ポリゴナルフェライトの生成が認められた。3.0% Mnでは、変態開始点が著しく低下し、フェライトは生成せず、ベイナイトとマルテンサイトが生成するようになった。さらに、5.0% Mnでは、冷却速度によらずマルテンサイトのみが生成するようになった。したがって、空冷でマルテンサイトが得られるMn

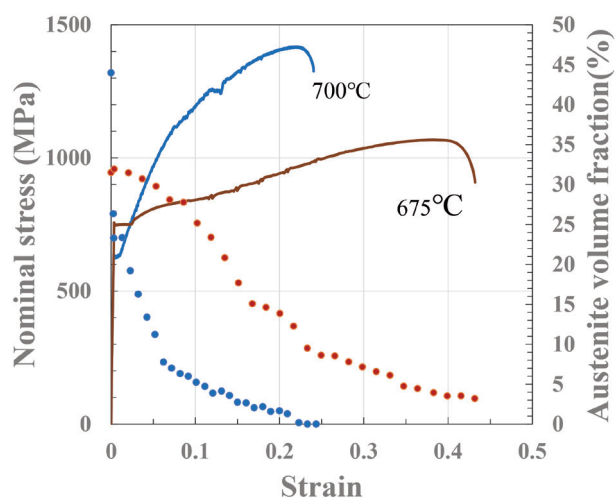


図11 Spring-8を利用した引張試験その場透過X線回折による0.15C-2Si-5% Mn鋼の引張変形中の加工誘起変態挙動の解析、実線：公称応力-公称ひずみ曲線、点線：オーステナイト体積率³⁴⁻³⁶⁾

添加量は5%以上であることがわかった⁶⁾。

6.2 Mn添加量によるマルテンサイト組織の変化

Mn添加量を1.5, 3.0, 5.0, 7.0%と変化させた0.1C-2Si-Mn鋼を1200°C×1時間加熱後空冷で得られた組織のEBSD-IPF(逆極点図)マップと粒界マップを図13に示す³⁸⁾。粒界マップの赤線は方位差角15°以上の大角粒界、青線は5-15°の中角粒界、淡青線は5°以下の小角粒界を表す。ラスマルテンサイトの特有の構造であるパケット、ブロックが存在し、様々な方位のブロックがすべてのMn添加量で確認できた。粒界マップをみると、明らかに、Mn添加量の増加にともない赤色の大角粒界が増大している。そのため、EBSD解析で得られた粒界マップでの大角粒界の全長から、測定面積で割り、大角粒界密度の算出した。Mn添加量7%の大角粒界密度(606 mm/mm²)は、Mn添加量1.5% (354 mm/mm²)に比べて約1.8倍に増大した。また、大角粒界には旧オーステナイト粒界、パケット境界およびブロック境界が含まれるが、その大部分がブロック境界であることから、大角粒界はブロック境界とみなすことができることから、ブロック形成に影響していると言える。そこで、ブロック幅の算出を行った。その結果を図14に示す³⁸⁾。Mn添加量7%のブロック幅(2.0 μm)は、Mn添加量1.5% (3.9 μm)に比べて約1/2に減少した。

6.3 力学的特性

図15に、上記の1200°C加熱・空冷で得られたフレッシュマルテンサイトの公称応力-公称ひずみ曲線を示す³⁸⁾。降伏強度(0.2%耐力)は約950 MPa程度と、Mn添加量によってほとんど変化しない。一方、引張強さTSはMn添加量が1.5%のときTS=1250 MPa、一様伸びUEL=4.0%であったが、Mn添加量が7%のときには、TS=1500 MPa, UEL=6.5%と、引張強さと一様延性が同時に向上した。全伸びは

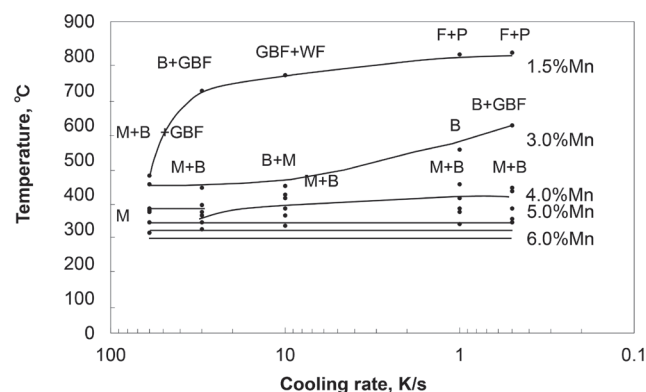


図12 0.1C-2Si-5% Mn鋼のCCT曲線⁶⁾

12%となった。フレッシュマルテンサイトとして、この強度でこの延性は、通常の炭素鋼ではありえない。

6.4 引張変形中の転位密度変化の放射光解析

図16に放射光を用いた透過X線回折実験で得られた0.1C-2Si-1.5, 5% Mnフレッシュマルテンサイト組織の引張変形中の転位密度の変化と真応力-真ひずみ曲線 (0.2%耐力以降)、加工硬化率を示す³⁸⁾。真応力-真ひずみ曲線 (実線) からわかるように、Mn添加量1.5%では、真ひずみ (塑性ひずみのみ) 4.2%まで加工硬化し真応力が増大する。そこで加工硬化率 (実線) と真応力が一致し、くびれが開始する。一方、Mn添加量5%の場合、0.2%耐力はやや高いが、加工硬化挙動はMn添加量1.5%の場合と同様である。しかし、真ひずみが4%を超えても加工硬化が続き、真ひずみ6.5%まで加工硬化し続け、加工硬化率と一致する。

転位密度 (点線) の観点からは、0.2%耐力時の転位密度は、Mn添加量が5%の場合のほうがやや高いが、初期転位密度は $2.5 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ 程度であった。Mn添加量1.5%の場合、転位密度は真ひずみ0.03 (3.0%) まで上昇しつづけて、0.04 (4.0%) まではおおよそ一定 $3.0 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ であった。一方、Mn添加量5%の場合、転位密度は真ひずみ0.065 (6.5%) まで単調に増大し続けた。転位密度は $4.4 \times 10^{15} \text{ m}^{-2}$ となった。5% Mnマルテンサイトの転位密度はMn添加量1.5%の場合の1.5倍となった。

なぜMn添加量5%では、転位密度が真ひずみ6.5%まで増大し続けるのか、その違いを調査するために、式 (1) の転位配列パラメータMを用いて考察した。

$$M = R_e \sqrt{\rho} \quad (1)$$

ここで、 R_e はひずみ場の半径、 ρ は転位密度を示す。Mの値が1より大きい場合はランダムな転位分布、1より小さい場合は転位セル構造を示す。図16に引張変形中の転位配列パラメータMの変化を併記する。Mn添加量1.5%では、真ひずみ2%付近までは、 $M > 1$ とランダムな転位分布を示していたが、ひずみ2%を超えると $M < 1$ となり、転位セル構造の形成を示唆した。一方、Mn添加量5%では、真ひずみ6.5%まで $M > 1$ であって、最高荷重点までランダムな転位分布を示した。TEM観察でも裏付ける結果が出た³⁸⁾。

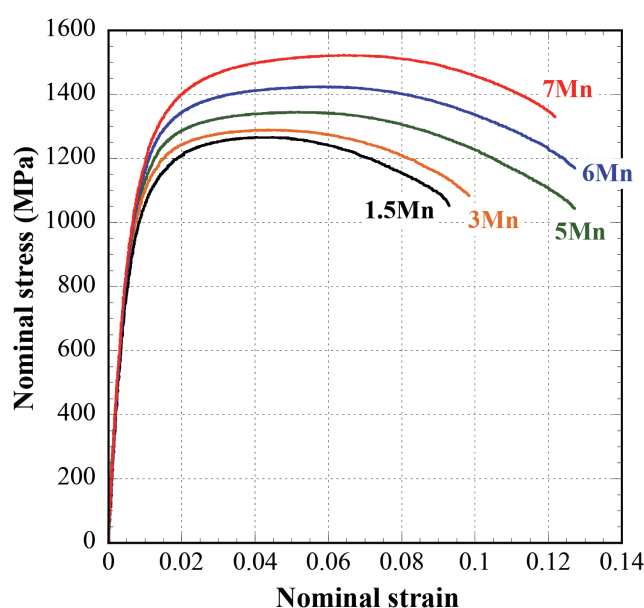


図15 0.1C-2Si-1.5, 3, 5, 7% Mn鋼の応力-ひずみ曲線³⁸⁾

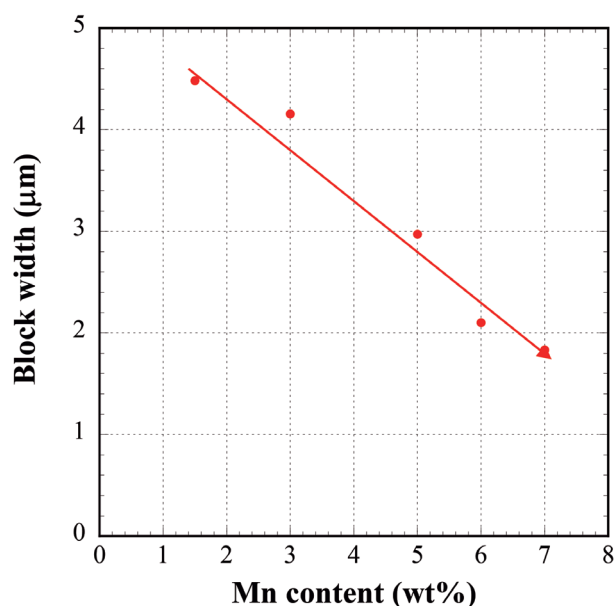


図14 0.1C-2Si-5% Mn鋼のブロック幅におよぼすMn濃度の影響³⁸⁾

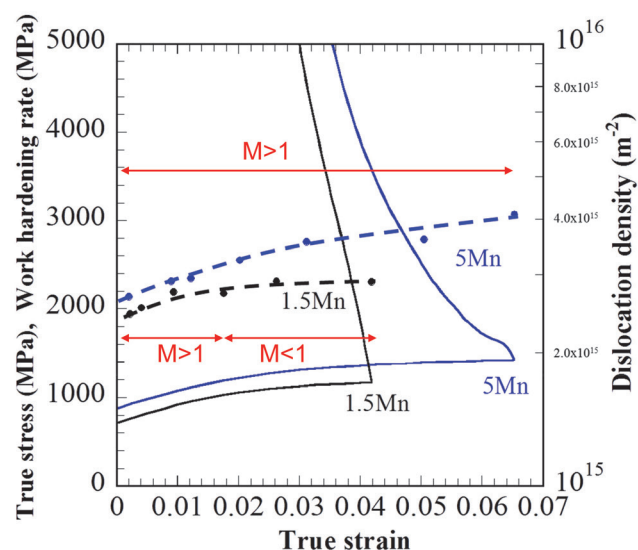


図16 0.1C-2Si-1.5, 5% Mn鋼の真応力-真ひずみ曲線、加工硬化率と転位密度変化、転位配列パラメータM³⁸⁾

これらの結果から、Mnの添加量の増加は転位セル構造の形成を抑制し、転位密度の増加させることができたと考えられる。つまり、Mn添加量の増加は転位セルの形成を抑制し、転位密度を増加させ、加工硬化能の向上をもたらす、強度と延性を同時に向上させたと考えられる^{39,40)}。

TS=1500MPa, TEL=12%はフレッシュマルテンサイトとして、炭素鋼ではあり得ないすぐれた強度・延性バランスである。マルテンサイト単相鋼であり、孔抜け性に優れるなどの期待もできる。今後もC量の影響も含めて検討してゆく^{39,41)}。

6.5 超微細マルテンサイト 第3世代超鉄鋼への挑戦

通常マルテンサイトは、旧オーステナイト粒界・パケット・ブロック・ラスの構造をもち、ひとつの旧オーステナイト(γ)粒から様々な方位(バリエーション)をもつブロックが変態生成する。ところが、オーステナイト粒を微細化してゆくと、シングルパケットマルチブロック、さらに微細化するとシングルブロック(シングルバリエーション)マルテンサイトが生成する可能性がある⁶⁾。

しかし、一般的にオーステナイト粒径を、たとえば再加熱温度の低下によって微細化できても、焼入性が低下してしまい、マルテンサイト単相組織を得ることができない。そのため、旧 γ 粒径の変化によってマルテンサイトの構造が大きく変化することが予想されるが、必ずしも明らかではない。特に、旧オーステナイト粒径が $30\mu\text{m}$ 以下となると、マルテンサイト組織や力学的性質がどのように変化するか明らかではない。

一方、0.1C-2Si-5%Mnの組成では、オーステナイトは極めて安定であるため、変態前オーステナイト組織が微細になってもフェライトが生成せず、変態後のマルテンサイト組織との関係を把握できる^{6,38)}。

図17に700-1200℃で熱処理された試料の組織のEBSD-IPF像と結晶相像を示す⁴²⁾。1200℃の場合、パケット・ブロックからなる典型的なマルテンサイト組織である。パケットサイズが $30\mu\text{m}$ 以上ある。旧オーステナイト粒径も $100\mu\text{m}$ 以上あることが予想できる。熱処理温度が900℃の場合、1200℃の場合にくらべ、明らかに組織が小さくなっているが、パケット・ブロック構造に変わりはない。パケットサイズも $30\mu\text{m}$ 以下、旧オーステナイト粒径も $60\mu\text{m}$ 以下と思われる。さらに熱処理温度を800℃まで低下した場合、図18の拡大図からみても、組織はさらに微細化し、一部に伸長した組織であるブロックもみられるが、等軸粒が主体となる。熱処理温度が750℃の場合、さらに組織は微細化する。伸長組織であるブロックは見られず、フェライト組織のような微細等軸粒のみからなる。等軸粒の大きさは約 $2\mu\text{m}$ であり、その内部にブロックは見られない。熱処理温度が700℃の場合も

同様である。

残留オーステナイトも図17に示す。赤がフェライト相を示し、緑がオーステナイト相を示す。熱処理温度が800℃以上の場合、オーステナイトはほぼ存在しないが、熱処理温度が750℃の場合、少量ながらオーステナイトは存在する。一方、熱処理温度が700℃の場合、10%程度のオーステナイトが存在している。750℃以上の場合、オーステナイトに逆変態し、そこからマルテンサイト変態したものと思われる。700℃の場合は、2相域温度であり、フェライト+オーステナイト組織となり、オーステナイトはそのまま、残留したと考えられる。

図18にはビッカース硬さも併記しているが、熱処理温度750℃以上では、HV>400以上であり、マルテンサイト組織でなければ説明のつかない硬さである。750℃の熱処理で得られた組織は、一見フェライト単相のような組織であるが、等軸状の形態をした超微細マルテンサイトである。

図18のEBSD-IPF mapで示したマルテンサイト組織のバリエーション解析を行い、旧オーステナイト粒界を明らかにした。平均旧オーステナイト粒径を線分法により求めた。熱処理温度1200℃では平均旧オーステナイト粒径約 $150\mu\text{m}$ であった。さらに、900℃、800℃、750℃と熱処理温度が低下するにつれ、 $26\mu\text{m}$ 、 $7.4\mu\text{m}$ 、 $1.8\mu\text{m}$ と、旧オーステナイト粒径が小さくなることがわかった。熱処理温度750℃の場合、シングルバリエーション構造の等軸マルテンサイトが生成した。

図19に示すように、旧オーステナイト粒径 $150\mu\text{m}$ では、複数のパケットを持ち、パケット中に多数ブロックを持つマルテンサイト(multi-pakets+multi-blocks)組織であり、旧オーステナイト粒径 $26\mu\text{m}$ でも、組織は小さくなるが、同じパケット・ブロック構造(multi-pakets+multi-blocks)をもつ組織となった。一方、旧オーステナイト粒径 $7\mu\text{m}$ の時、パケットが一つしかないシングルパケットで、その中にいくつかのブロックをもつ構造(single pakets+multi-blocks)から成り立つマルテンサイトがみられた。旧オーステナイト粒径 $1.8\mu\text{m}$ の場合、一つの旧オーステナイト粒から一つのブロックが生成するシングルバリエーション(single packet+single block, variant)構造の等軸マルテンサイト組織となった。この結果から、旧オーステナイト粒径が $2\mu\text{m}$ 以下になるとシングルバリエーション変態すると考えられる。

6.6 マルテンサイト組織の強度と延性

図20に各熱処理温度で得られたマルテンサイト組織の公称応力-ひずみ曲線を示す。熱処理温度が750℃(旧オーステナイト粒径 $1.8\mu\text{m}$)、800℃(旧オーステナイト粒径 $7.4\mu\text{m}$)、900℃(旧オーステナイト粒径 $26\mu\text{m}$)、1200℃(旧オーステナイト粒径 $150\mu\text{m}$)は、いずれもフレッシュマルテン

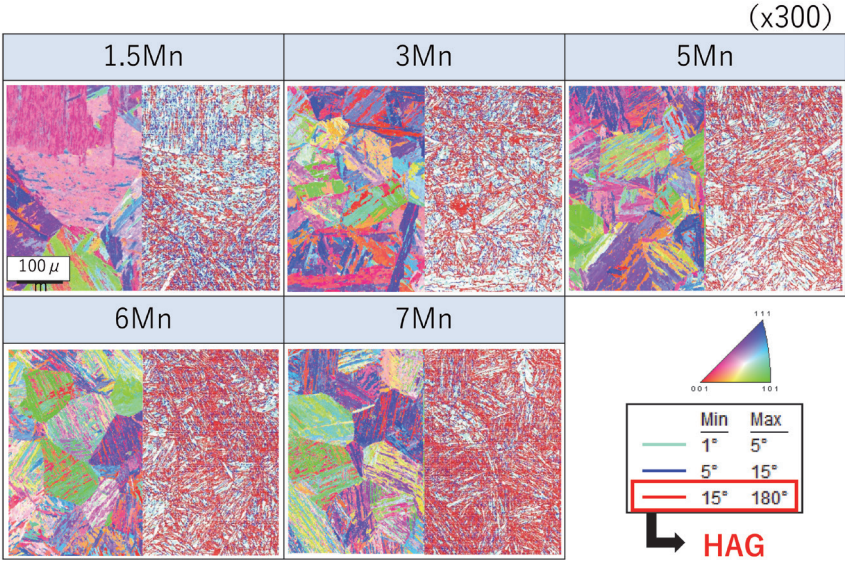


図13 0.1C-2Si-Mn鋼 (mass%) のEBSD-IPF像、粒界像³⁸⁾

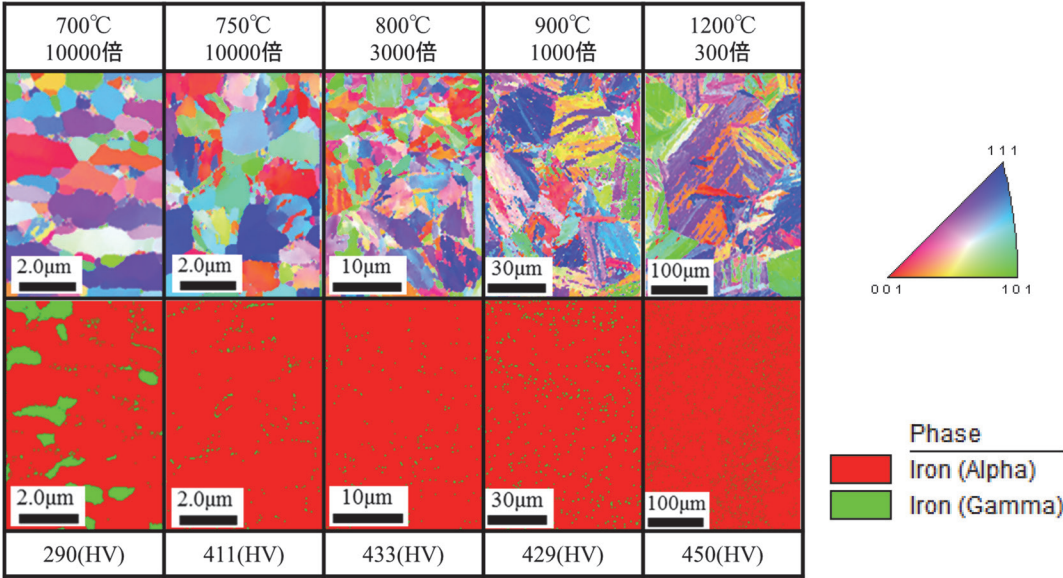


図17 マルテンサイト組織のEBSD-IPF 像と結晶相像，熱処理温度700℃，750℃，800℃，900℃，1200℃⁴²⁾

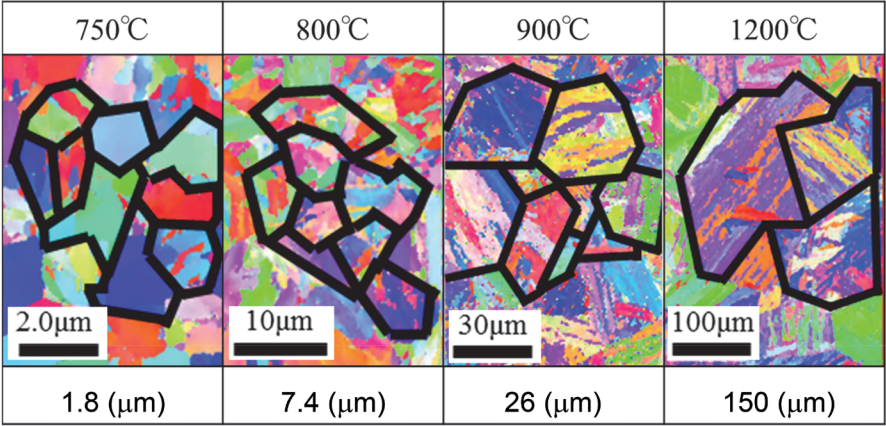


図18 マルテンサイト組織のバリエーション解析法で得られた旧オーステナイト粒界と平均粒径，熱処理温度750℃，800℃，900℃，1200℃⁴²⁾

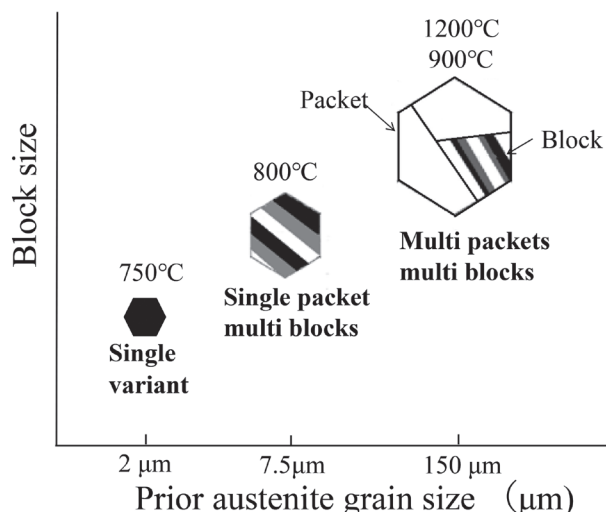


図19 オーステナイト粒径の微細化にともなうマルテンサイト構造の変化⁴²⁾

サイト特有のラウンドカーブ型の応力-ひずみ曲線であった。旧オーステナイト粒径 $150\mu\text{m}$ のときの引張強さ $TS=1350\text{MPa}$ 、一様伸び $UEL=6\%$ 、全伸び $TEL=13\%$ で、強度・延性バランスは $TS\times TEL=17550\text{MPa}\%$ であったが、旧オーステナイト粒径 $1.8\mu\text{m}$ のときには、 $TS=1500\text{MPa}$ 、 $UEL=8\%$ 、 $TEL=14\%$ で、強度・延性バランスは $TS\times TEL=21000\text{MPa}\%$ となり、強度・延性ともに向上した。すなわち、旧オーステナイト粒径が微細化するにつれて引張強さ・一様伸び・全伸びが向上した。したがって、熱処理温度を下げるほど、強度・延性が上昇したわけである。熱処理温度 700°C のときは、組織がフェライト+オーステナイトで、加工硬化型の応力-ひずみ曲線であった。パケット・ブロック構造の微細化、さらに、等軸微細シングルバリエーションマルテンサイトと変化するにしたがって、加工硬化率が上昇するため、マルテンサイト組織がパケット・ブロック構造から等軸微細構造に変化すると、強度と延性が同時に向上した。

従来、微細マルテンサイトを作製できなかったため、旧オーステナイト粒径と力学的性質の関係は明らかではなかったが、Mn添加はそれを明らかにできた。Mn添加を5%、旧オーステナイト粒径を $2\mu\text{m}$ まで微細化すると、引張強さで 1500MPa 、全伸びで14%が得られる。Mn添加量の増加も、マルテンサイト組織の微細化も、ともに、加工硬化能向上に寄与するものである。Mnの添加は、マルテンサイトの微細化、シングルバリエーションマルテンサイトの生成を可能にし、マルテンサイトの新しい可能性を示すことができたと考えている。0.1% Cという低炭素であっても、5% Mn添加と微細化の組み合わせによって、 1500MPa を得ることができる。 1.8GPa 級も得られる⁴¹⁾。セメンタイトメタラジーの効果である⁴²⁾。オーステナイトとの複相化も魅力的である。また、

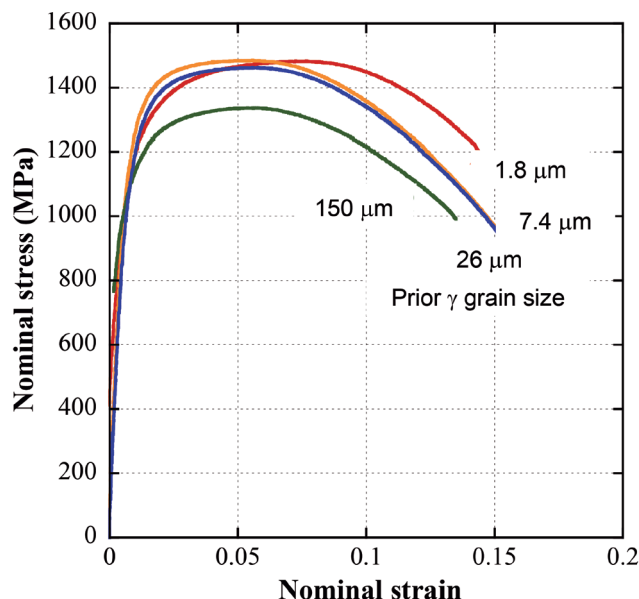


図20 0.1C-2Si-5%Mn鋼の旧オーステナイト粒径の微細化にともなうマルテンサイト組織の強度・延性の向上⁴²⁾

ホットスタンピングなどには有利な技術と考える。セメンタイトメタラジーにもとづく超微細マルテンサイトは第3世代の超鉄鋼を実現できると考えている。

7 まとめ

結晶粒超微細化研究を1996年以来続けてきている。結晶粒超微細化とセメンタイトメタラジーを利用すれば、中Mn鋼は、マルテンサイトの高強度とTRIP鋼の高延性を両立する超微細フェライト+オーステナイト組織および超微細マルテンサイト組織を創製できる。第2世代、第3世代の超鉄鋼といえるものであり、その実現を目指してゆきたい。

謝辞

本研究の遂行にあたり、産学共創基礎基盤研究プログラム(ヘテロ構造制御)、SIPプロジェクト第一期、第二期のご支援を受けた。また、物質・材料研究機構材料創製・加工ステーションの皆様、JASRI佐藤真直様、関係の皆様、兵庫県立大学大学院材料・放射光工学専攻、足立大樹教授、材料強度学研究グループ伊東篤志助教、Kartik Prasad博士、学生の皆様に感謝いたします。

参考文献

- 1) 潮田浩作, 高橋学: ふえらむ, 11 (2006), 779.
- 2) High Strength Steel Sheet for Automobiles—Material Development and Formation Technique, Special Issue: J. Jpn. Soc. Technol. Plast., 46 (2005), 534.

- 3) K.Sugimoto, A.Kanda, R.Kikuchi, S.Hashimoto, T.Kashima and S.Ikeda : ISIJ Int., 42 (2002), 910.
- 4) H.Takechi : JOM, 60 (2008), 22.
- 5) 加藤雅治 : 鉄と鋼, 105 (2019), 123.
- 6) 鳥塚史郎 : ふえらむ, 17 (2012), 852.
- 7) 鳥塚史郎 : ふえらむ, 10 (2005), 188.
- 8) 大森章夫, 鳥塚史郎, 長井寿 : 鉄と鋼, 89 (2003), 781.
- 9) S.V.S.N.Murty and S.Torizuka : ISIJ Int., 48 (2008), 1088.
- 10) S.Torizuka, E.Muramatsu, S.V.S.N.Murty and K.Nagai : Scr. Mater., 55 (2006), 751.
- 11) A.Ohmori, S.Torizuka and K.Nagai : ISIJ Int., 44 (2004), 1063.
- 12) 鳥塚史郎 : ふえらむ, 20 (2015), 408.
- 13) 鳥塚史郎 : ふえらむ, 24 (2019), 518.
- 14) 伊丹淳, 高橋学, 潮田浩作 : 鉄と鋼, 81 (1995), 673.
- 15) T.Senuma : ISIJ Int., 41 (2001), 520.
- 16) 占部俊明, 細谷 佳弘 : 塑性と加工, 46, 534 (2005), 560.
- 17) G.Frommeyer, U.Bruce and P.Neumann : ISIJ Int., 43 (2003), 438.
- 18) 船川義正, 瀬戸一洋 : 鉄と鋼, 93 (2007), 49.
- 19) F.G.Caballero, H.K.D.H.Bhadeshia, K.J.A.Mawella, D.G.Jones and P.Brown : Mater. Sci. Technol., 17 (2001) 9, 512.
- 20) E.Moor, J.Speer, D.Matrock, J.Kwak and S.Lee : ISIJ Int., 51 (2011), 137.
- 21) 小嶋啓達 : 塑性と加工, 54 (2013), 586.
- 22) R.L.Millar : Metall. Trans., 3 (1972), 905.
- 23) 古川敬, 松村理 : 熱処理, 37 (1997), 204.
- 24) T.Hanamura, S.Torizuka, A.Sunahara, M.Imagumbai and H.Takechi : ISIJ Int., 51 (2011), 685.
- 25) D.-W.Suh and S.-J.Kim : Scr. Mater., 126 (2017), 63.
- 26) Y.Bai, Y.Matsui, A.Shibata and N.Tsuji : Mater. Sci. Eng. A, 743 (2019), 57.
- 27) 棗田浩和, 北原周, 橋本俊一 : 鉄と鋼, 104 (2018), 274.
- 28) 安達節展, 鳥塚史郎, 足立大樹, 伊東篤志 : 鉄と鋼, 105 (2019), 197.
- 29) 熊倉美亜, 鳥塚史郎, 足立大樹, 花村年裕 : CAMP-ISIJ, 28 (2015), PS-32, CD-ROM.
- 30) 熊倉美亜, 鳥塚史郎, 足立大樹 : CAMP-ISIJ, 29 (2016), 345, CD-ROM.
- 31) 安達節展, 鳥塚史郎, 足立大樹 : CAMP-ISIJ, 30 (2017), PS38, CD-ROM.
- 32) 安達節展, 鳥塚史郎, 足立大樹 : CAMP-ISIJ, 31 (2018), 353, CD-ROM.
- 33) 足立大樹, 宮嶋陽司, 佐藤真直, 辻伸泰 : 軽金属, 64 (2014), 463.
- 34) 蓑田和樹, 鳥塚史郎, 足立大樹 : CAMP-ISIJ, 32 (2019), 832, CD-ROM.
- 35) 鳥塚史郎, 蓑田和樹, 足立大樹, 伊東篤志 : CAMP-ISIJ, 33 (2020), 338, CD-ROM.
- 36) 鳥塚史郎, 蓑田和樹, 足立大樹, 伊東篤志 : CAMP-ISIJ, 33 (2020), 655, CD-ROM.
- 37) 飯塚亮太, 伊東篤志, 鳥塚史郎 : CAMP-ISIJ, 34 (2021), PS33, CD-ROM.
- 38) 前田晃宏, 鳥塚史郎, 足立大樹 : 自動車技術, 49 (2018), 856.
- 39) 布施太雅, 鳥塚史郎 : CAMP-ISIJ, 32 (2019), 831, CD-ROM.
- 40) 伊東篤志, 布施太雅, 足立大樹, 鳥塚史郎 : CAMP-ISIJ, 33 (2020), 339, CD-ROM.
- 41) 應矢隆輔, 伊東篤志, 鳥塚史郎 : CAMP-ISIJ, 34 (2021), PS39, CD-ROM.
- 42) S.Torizuka, Y.Oya, K.Prasad and A.Ito : Materials Performance and characterization, DOI : 10.1520/MPC2020187.

(2021年6月4日受付)