論文

鉄と鋼 Tetsu-to-Hagané Vol. 98 (2012) No. 6

Fe-Mn-Cオーステナイト鋼のTWIP効果と塑性不安定条件

小山 元道*[1,2]・澤口 孝宏*[2]・津﨑 兼彰*[1,2]

TWIP Effect and Plastic Instability Condition in an Fe-Mn-C Austenitic Steel

Motomichi Koyama, *Takahiro* Sawaguchi and *Kaneaki* Tsuzaki

Synopsis : The correlation among deformation twin density, work hardening, and tensile ductility was investigated in an Fe-18Mn-1.2C steel. The twin density was varied by changing tensile deformation temperature from 123 to 523 K. The deformation twin density at a 10% plastic strain decreased with increasing deformation temperature except for the condition (123K) in which martensitic transformation occurred. The work hardening rate at the early deformation stage decreased due to the reduction in the deformation twin density; however, the decrease in work hardening rate did not affect the uniform elongation. The uniform elongation was determined by a plastic instability condition. Thus, the important factor for the uniform elongation is the work hardening rate in the later deformation stage. Additionally, we discussed influences of dynamic strain aging and ε-martensitic transformation which accelerated fracture.

Key words : high carbon; high Mn steel; austenitic steel; twinning induced plasticity; work hardening; dynamic strain aging.

1. 諸言

オーステナイト鋼の加工硬化率は変形誘起マルテンサイト変態[1-3]または双晶変形[2-4]によって増大する。材料が延性的に破壊するならば，加工硬化率増大は塑性不安定条件，

$$\sigma \geq d\sigma/d\varepsilon \quad (1)$$

を満たす変形量を大きくするため，均一伸びを向上させる。ここで，σは真応力，εは真ひずみである。変形誘起マルテンサイト変態による伸びの上昇をTransformation Induced Plasticity（TRIP）効果[5]，変形双晶による伸びの上昇をTwining Induced Plasticity（TWIP）効果[3]と呼ぶ。TRIP効果は相安定性，TWIP効果は積層欠陥エネルギーが最も重要な制御因子である。例えば低積層欠陥エネルギー材料として知られるFe-18Mn-0.6C TWIP鋼[6]やFe-22Mn-0.6C TWIP鋼[7]（wt.%）は顕著な変形双晶の発生により60％以上の均一伸びに加えて1.1GPa程度の引張強度を示す。

しかし，均一伸びの観点ではマルテンサイトまたは変形双晶を優先生成させた方がよいとは限らない。少なくとも，TRIP鋼では応力誘起マルテンサイトが起こる最大温度（M_s^σ）の直上ではなく，M_s^σとひずみ誘起マルテンサイト変態が起こる最大温度（M_d）の中間の変形温度においてTRIP効果が最も効果的に作用することが知られている[1]。ここで，応力誘起マルテンサイトは塑性変形開始とともに生成するマルテンサイトを，ひずみ誘起マルテンサイトはある量の塑性ひずみ導入後に誘起されるマルテンサイトをそれぞれ表す[8]。マルテンサイトが塑性変形開始とともに形成し，変形途中にマルテンサイトの飽和量に達してしまうと，それ以上のマルテンサイト変態に起因する加工硬化率増大が望めず，塑性不安定条件を満たし，破断に至る。一方，変形途中に開始するひずみ誘起マルテンサイトの場合，変形初期の加工硬化率が低くとも，変形後期に加工硬化率が増大し続けるためにより大きな均一伸びを与える。

変形双晶量もひずみに対して飽和する[9]ことが知られているので，延性－強度バランスを最適化するためには同様の議論が必要であると考える。しかし同時に，変形誘起マルテンサイトと変形双晶の差異についても留意する必要がある。それは，変形双晶ではマルテンサイト変態における応力誘起型は観察例がなく，常にひずみ誘起型であるという点である。このため，従来の研究ではFe-30Mn-3Si-3Al TWIP鋼や他の変形双晶を形成するFCC金属において，上述TRIP鋼でされるような議論がされたことはない。しかし，近年最も注目されているFe-Mn-C基TWIP鋼やHadfield鋼は例外的であり，極めて初期の変形段階で変形双晶が発生することが報告されている[10-12]。特に1wt.%以上の炭素を含むオーステナイト鋼では1％程度の小さい塑性ひずみ域から変形双晶が観察されている[11,12]。すなわち，Fe-Mn-Cオーステナイト鋼ではTRIP鋼のような議論が有意義

平成23年11月1日受付 平成23年12月6日受理（Received on Nov. 1, 2011；Accepted on Dec. 6, 2011）

＊ 筑波大学物質・材料工学専攻（University of Tsukuba, Doctoral Program in Materials Science and Engineering, 1-2-1 Sengen Tsukuba Ibaraki 305-0047）
＊2（独）物質・材料研究機構（National Institute for Materials Science）

であると考える。

Fe-Mn-Cオーステナイト鋼の塑性不安定条件を考察する上で，応力ひずみ曲線上に現れるSerrationにも留意する必要がある。TRIP鋼，TWIP鋼ともに応力ひずみ曲線上にSerrationを示すことがあるが，前者はα'マルテンサイト変態[13]，後者は動的ひずみ時効[14]に起因する。Serrationがα'マルテンサイト変態に起因する場合，それは変態による体積膨張に起因するため，塑性不安定条件に基づく加工硬化と伸びの関係には影響を及ぼさない。しかし，動的ひずみ時効に起因するSerrationは局所すべりの発生に対応する[6]ため，変形後期では早期破断の原因となりうる。本研究では加工硬化と伸びならびに双晶挙動に主眼を置くが，動的ひずみ時効に起因するSerrationと塑性不安定条件の対応も議論する。

変形双晶の制御因子である積層欠陥エネルギーは温度の上昇によって高くなる[15]。本論文ではマルテンサイト変態温度が室温よりも十分に低く，かつ室温近傍で変形双晶が現れるFe-18Mn-1.2C鋼を対象とし，変形温度を変化させることによって得た様々な変形双晶密度，加工硬化挙動ならびに引張特性の相関を議論する。そして，均一伸びを効果的に増加させる双晶変形挙動を見出すことを試みた。

2. 実験方法

高純度電解Fe，Mnならびに黒鉛を用いて高周波真空溶解によってFe-18Mn-1.2C鋼を作製した。1273Kで熱間鍛造・圧延した後，1273K，1時間で溶体化処理を施した。溶体化処理後は炭化物抑制のため水冷した。ほぼ同様の組成の鋼において室温で約80％の均一伸びおよび1.2GPaの引張強度を室温で示すことが報告されている[16]。組成の化学分析の結果をTable 1に示す。

インストロン型引張試験機を用いた引張破断試験により，伸びと強度を測定した。試料は両端につかみ部のついたゲージ部サイズが幅4.0mm×厚さ2.0mm×長さ30mmの板状試験片を放電加工にて切り出して用いた。変形温度は123～523Kの範囲で，恒温槽を用いて制御した。引張試験は圧延方向に沿って行い，ひずみ速度は1.7×10^{-4} s^{-1}とした。伸びは変形前後の標線間距離を測定することによって決定した。クロスヘッド変位から得られた伸びと，試験前後に測定した標線間距離の変化から得られた伸びが対応するように荷重ークロスヘッド変位曲線を補正することにより，応力ひずみ曲線を得た。また，Fe-Mn-C鋼は動的ひずみ時効に起因するSerrationを呈するため，加工硬化率算出には応力ーひずみ曲線を平滑化する必要がある。Serrationの形状は変形温度や化学組成によって様々であるため，複数点における応力の平均値を用いる手法は系統的な加工硬化率の評価には適用できない。また，加工硬化率の変化を求める際に多項式近似は次数に対応する極値を与えるため相応しくない。本研究ではグラフ作成ソフトに標準的に備えられているStinemanの手法[17]を用いて，曲線近似せずに応力ーひずみ曲線の平滑化を行った。

組織観察はElectron Backscattering Diffraction pattern（EBSD）法で行った。加速電圧は20kV，ビームステップサイズは200nmとした。変形双晶はEBSDによって得られた方位情報から同定し，さらに細かな解析はImage Quality（IQ）像から解析した。双晶界面で2つの菊池線が重なることによってIQ値が低下するため，細かな変形双晶がIQ像上のコントラストとして観察される[11]。変形双晶の体積率を正確に求めることは困難であるので，IQ像上にコントラストとして現れた変形双晶の数を数えた。切片法で測定し，単位はテストラインの単位長さあたりの数としてm^{-1}とした。本論文では，求められた変形双晶の数を変形双晶密度と呼ぶ。統計的な結果を与えるため，各観察の合計で100個以上の結晶粒を含むよう留意した。また，40％を超える変形を加えると転位および変形双晶が高密度に生成し，変形双晶密度の定量的な測定が困難となるため，40％以下の変形量について変形組織を観察した。この変形双晶密度の逆数に加えて結晶粒径およびを考慮すると，双晶の厚さとセル壁などの転位構造を無視できると仮定した場合における，転位が自由に運動できる距離を見積もることができる。双晶変形による加工硬化増大機構は一般に，変形双晶が結晶粒を分断することによる動的ホール・ペッチ効果で議論される[7,18]ので，本研究では，この変形双晶密度を用いて双晶挙動と加工硬化挙動の相関を考察する。

3. 結果および考察

3・1　応力ひずみ応答と動的ひずみ時効

今回用いた試料の初期組織をFig.1（a）に示す。結晶粒形状は等軸で，粒径は焼鈍双晶を含めて35μmであった。また，Fig.1（b）に示すように，圧延方向の方位分布で有意な集合組織は観察されなかった。以下，今回の対象材料が十分に焼きなまされ，試料全体としては等方的な性質をもっているとして議論をする。

Table 1. Chemical composition of the present steel.

Steel (wt.%)	Mn	Si	C	Fe
Fe-18Mn-1.2C	18.0	0.003	1.15	bal.

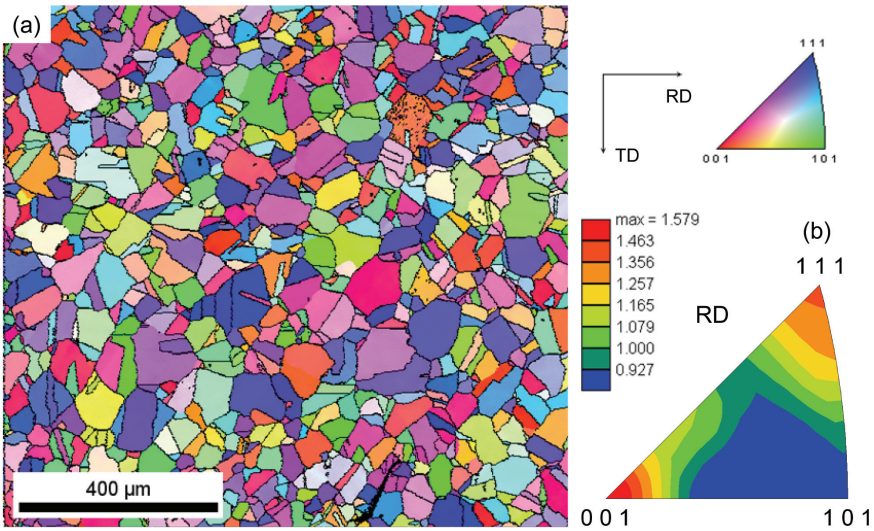

Fig. 1. (a) Rolling direction-inverse pole figure map. (b) Orientation distribution of the rolling direction.

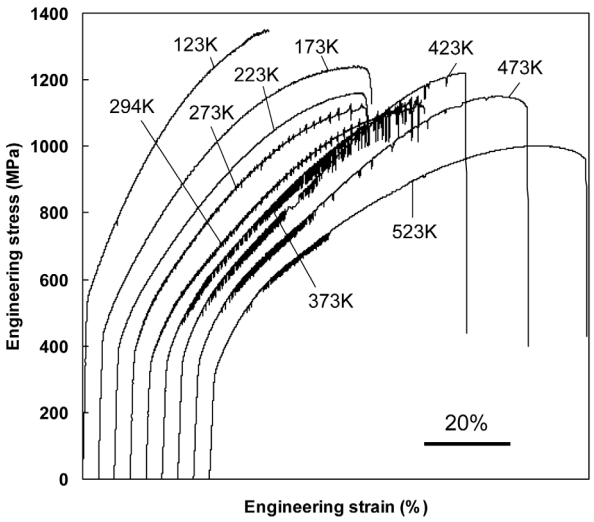

Fig. 2. Engineering stress-engineering strain curves at various deformation temperature.

Fig.2に変形温度を123～523Kの範囲で変えた公称応力ひずみ曲線を示す。変形温度123Kのみ，他の変形温度と比較して明らかに高い加工硬化を示し，ほとんどくびれを示さずに，突然破断に至った。応力ひずみ曲線上に現れているSerrationは動的ひずみ時効によるものである[6,14]。273Kからserrationが現れ始め，373Kまで変形温度の上昇とともに顕著になる。これは変形温度の上昇によって炭素の拡散速度が高くなり，動的ひずみ時効が助長されたためと考える。さらに変形温度が上がるとSerrationは抑制される。これは，炭素の拡散速度が更に高まり，転位の運動に炭素がついていくことができるようになったために，転位のピン止めの効果が弱くなったことが原因である。変形の進行に伴い可動転位密度が大きくなると転位の運動速度は低下するため，変形後期において473KではSerrationが抑制されており，523Kでは消滅している。

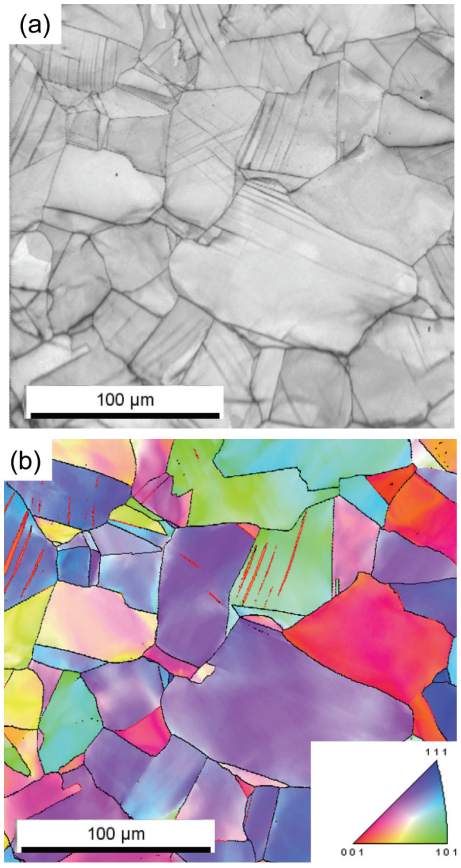

Fig. 3. (a) Image quality and (b) rolling direction-inverse pole figure maps in the present steel deformed by 10% strain at 294 K. The red lines in Fig.3(b) indicate twin boundaries.

3・2　変形温度と双晶挙動

Fig.3に294K（室温）で10%引張塑性ひずみを与えたときの変形組織を示す。Fig.3（a）がIQ像，Fig.3（b）が圧延方

向の逆極点図マップである。引張方向は図中水平方向である。Fig.3（a）に現れている板状生成物はFig.3（b）の結晶方位情報から変形双晶であると同定される。Fig.3（b）中の赤線で示してあるものが双晶界面である。同様の手法で様々な変形温度における変形組織を観察した結果をFig.4に示す。いずれも変形量は10%塑性ひずみである。Fig.3およびFig.4を含めた種々のIQ像から測定した変形双晶密度をFig.5に示す。223Kから473Kにかけて変形双晶密度は変形温度の上昇に伴い単調に低下し，473Kでは変形双晶はほとんど観察されなかった。223Kから123Kへ変形温度を低下させた場合は，例外的に変形双晶密度が減少した。223Kから473Kまでの変形温度増加に伴う変形双晶密度の減少は積層欠陥エネルギーの増加が原因と考えられる。Remy and Pineau[2] は高Mnオーステナイト鋼において，変形温度と積層欠陥エネルギーを対応させ，積層欠陥エネルギーが約42mJ/m^{2}以下のときに変形双晶が生じ，積層欠陥エネルギーの増加とともにより顕著に変形双晶量が減少すると報告している。また，変形双晶の体積率Fと塑性ひずみεを関係づける実験式として，例えば以下の式が報告されている[18]。

$$F = F_0\,(1 - e^{-\beta\,(\varepsilon - \varepsilon_{init})})^m,\ \text{for}\ \varepsilon > \varepsilon_{init} \quad \cdots\cdots (2)$$

ここで，F_0は変形双晶の最大体積率，ε_{init}は双晶変形開始の臨界ひずみ，βは実験定数である。ε_{init}は積層欠陥エネルギーの増大により増加する[9]。つまり，変形双晶量は特定の塑性変形量において，飽和量に達していない限り，積層欠陥エネルギーの増大に伴って減少することを示す。

変形双晶が現れる温度範囲に連続して，さらに低温度域では変形双晶に代わってεマルテンサイトが生成することが報告されている[2,19-22]。つまり，123Kへの冷却による変形双晶の減少はεマルテンサイトの形成によると考える。極めて低温で生じたεマルテンサイトは室温に戻したときに逆変態してしまうため室温で観察はできないが，Fig.1の123Kの応力ひずみ曲線で見られた特に大きな加工硬化率と突然の破断は，εマルテンサイトが誘起されたときに現れる特徴的な傾向である[2,22]。変形双晶もεマルテンサイトも積層欠陥を核とするため，変形でεマルテンサイトが誘起された場合，双晶変形は抑制されると考える。

次に変形双晶密度の塑性ひずみ依存性を示す。294Kと変形双晶が顕著に抑制された473Kの2条件に着目する。Fig.6は20％塑性ひずみにおける各温度での変形組織を示すIQ像である。Fig.6（a）をFig.3（a）と比較することよって，294Kにおいて変形双晶密度はひずみの増大に伴い増加していることがわかる。また，10％塑性ひずみでは変形双晶が観察されなかった473K（Fig.4（d））においてもFig.6（b）に示すように20％までの変形によって明瞭な変形双晶が形成することがわかる。Fig.7に40％塑性ひずみまでの種々の変形量における変形双晶密度を示した。温度によって双晶変形の開始ひずみは変化するものの，その後の変形双晶密度の増加率は概ね294Kと473Kで同程度であることがわかる。

3・3　引張特性と加工硬化挙動

Fig.8にFig.2から求めた加工硬化曲線を示す。TWIP鋼では加工硬化挙動を多くの段階に分けて議論することが多い[7,11]が，ここでは変形前期と後期の2つに大きく分けて，特に10％ひずみ周辺と破断直前の加工硬化挙動に注目する。

まず，動的ひずみ時効が起こっていない123Kから223Kにおける加工硬化挙動をFig.8（a）に示す。123Kでは，変形

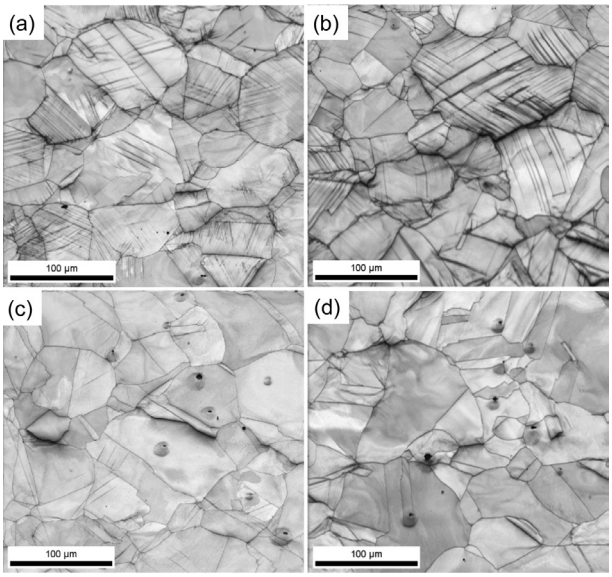

Fig. 4.　Image quality maps after 10% deformation at (a) 123, (b) 223, (c) 373, and (d) 473 K.

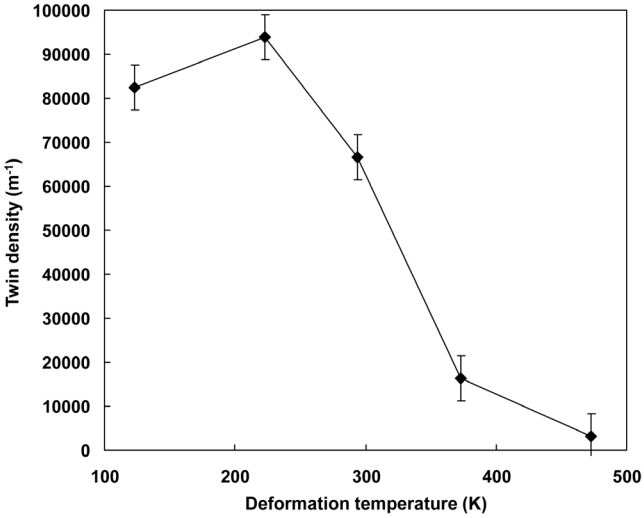

Fig. 5.　Change in twin density at the 10% plastic strain plotted against deformation temperature.

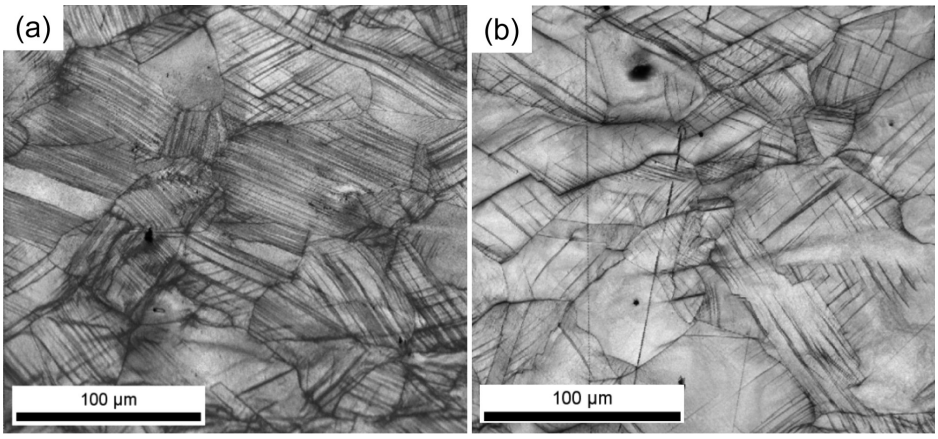

Fig. 6. Image quality maps after 20% deformation at (a) 294 K and (b) 473 K.

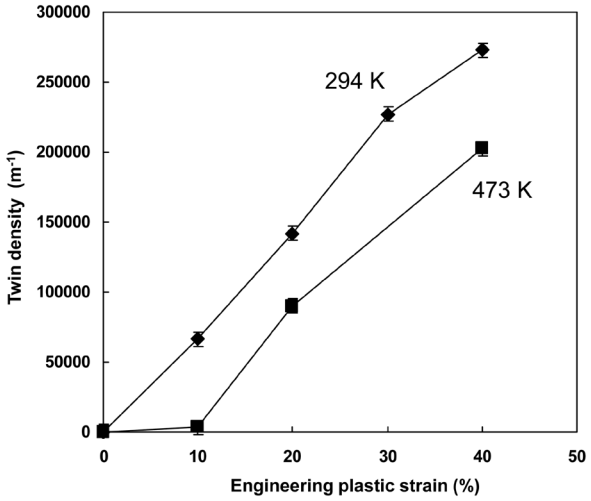

Fig. 7. Change in twin density plotted against plastic strain at 294 K (RT) and 473 K.

の初期から他の変形温度と比較して高い加工硬化率が示されており，塑性不安定条件を満たさずに破断に至った。これは前節でも述べたように，εマルテンサイトの形成が原因だと考える。10％ひずみ周辺の加工硬化率は変形温度の上昇とともに低下した。一方，変形後期では173Kと223Kを比較すると，破断はともに塑性不安定条件を満たした後に起こり，加工硬化率は同程度で，対応して伸びも同程度であった。この結果は変形前期の加工硬化率は伸びへの影響が小さいことを示す。

273K以上では動的ひずみ時効が起こった。動的ひずみ時効が変形温度の上昇によって促進された273Kから373Kまでの範囲の加工硬化曲線をFig.8（b）に示す。いずれも塑性不安定条件を満たしての破断であることが示されている。Fig.8（a）の結果に引き続き，変形前期の加工硬化率は変形温度の上昇に伴い低下する。それに対して，変形後期の破断間際の加工硬化率は変形温度が高いほど増加していることがわかる。しかし，その変形後期における加工硬化率の増大にも関わらず，294Kに比べて373Kでは伸びは低下している。これは動的ひずみ時効によるserrationが原因であると考える。動的ひずみ時効に起因するserrationは局所すべりが原因の一つである[6]。変形の初期に局所すべりが起こったとしても局所すべり帯，いわゆるポルトヴァンールシャトリエ（PL）バンドが伝播する[6]だけでネッキングには至らない。一方，流動応力が高くなっている変形後期でPLバンドが形成された場合は局所すべり箇所でネッキングが起こり，破断に至ると考える。局所すべり，加工硬化ならびに伸びの関係はTsuchidaらがリューダース伸びについて同様の議論を詳細に報告している[23,24]。すなわち，例え変形後期において高い加工硬化率を示したとしても，動的ひずみ時効が流動応力の高い状態で起こると局所すべりの発生箇所でネッキングが発生し，破断が起こると考える。

最後に，Serrationが抑制され始めた423Kから523Kまでの加工硬化曲線をFig.8（c）に示す。123Kから通して523Kまで変形前期の加工硬化率は変形温度の低下とともに低下し続けた。εマルテンサイトが生成したと考える123Kは例外として，この変形前期における加工硬化率の低下は主に，Fig.5に示した変形双晶密度の低下に対応している。473Kおよび523Kにおいては173Kの変形前期における加工硬化率と比較して1000MPa程度低下しているが，変形後期に十分な加工硬化率を示しており，かつ変形終盤ではSerrationが抑えられている。このため473Kと523Kの方が伸びは他の変形温度と比較して有意に高い。Fig.7に示したように，例え双晶変形の開始ひずみが大きくなったとしても開始後の変形双晶密度の増加率に大きな差異はないため，変形双晶が飽和する塑性ひずみ量が大きくなる。このため変形後期における加工硬化率の最大値が高ひずみ側に遷移し，塑性不安定条件を満たすために必要なひずみが大きくなる。すなわち，均一伸びが大きくなる。

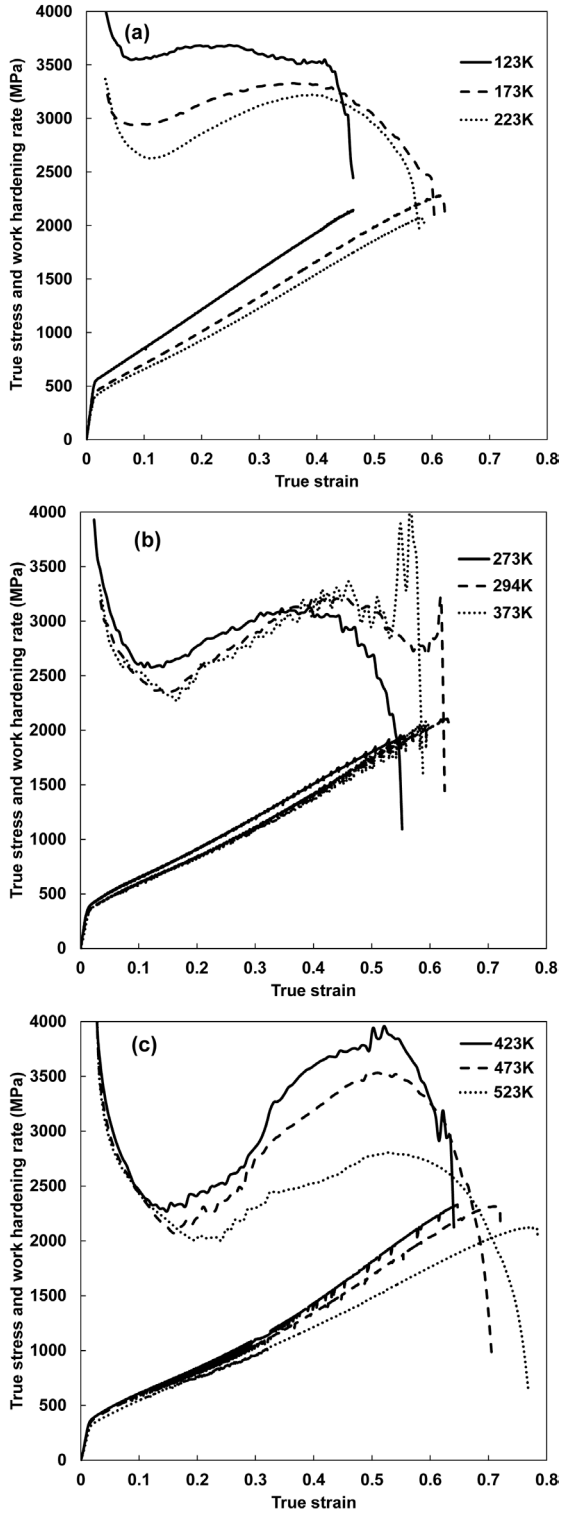

Fig. 8. Work hardening rates at (a) 123, 173, 223 K, (b) 273, 294, 373 K, and (c) 423, 473, 523 K.

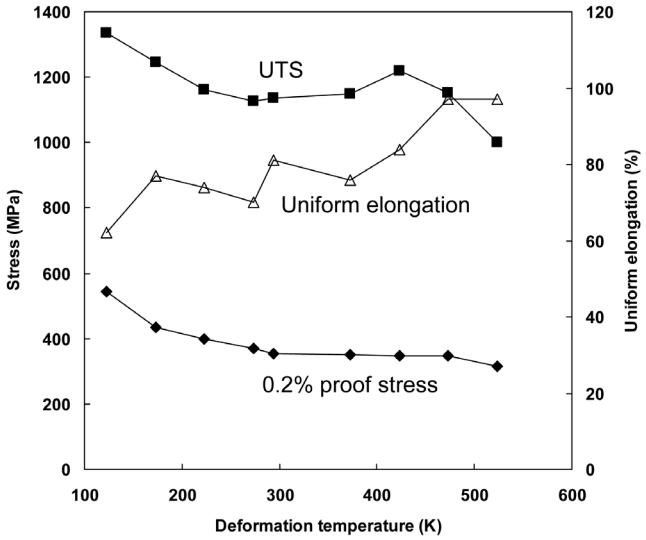

Fig. 9. Deformation temperature dependence of tensile properties.

変形後期，特に破断間近の加工硬化率の絶対値は273Kから423Kまで増大し，473K，523Kの範囲で低下する。473Kおよび523Kの変形温度に伴う変形後期の加工硬化率低下は動的ひずみ時効の抑制よると考えるが，変形後期には局所すべりが抑制された方が，塑性不安定条件を満たし難いので均一伸びはむしろ増加する。この結果より本材料の均一伸びでは塑性不安定条件が重要であり，すなわち変形後期の加工硬化挙動に関わる現象が重要であることが結論づけられる。

引張特性の変形温度依存性をFig.9にまとめた。本材料では変形双晶密度の変化に対応して加工硬化率が変化することを本研究の実験で示した。これまで議論したように，変形双晶が，変形前期に抑えられた分，変形後期に現れることによって変形後期の加工硬化率が高く，かつSerrationが変形終盤に現れない条件を満たすと塑性不安定条件を満たす塑性ひずみ量が大きくなる。Fig.9において高温域の473Kおよび523Kで均一伸びが90%以上と最大になっている理由は上記条件を満たしたためである。つまり，これら変形温度でTWIP効果が最も有効に作用しているといえる。しかし，523Kでは変形の中期からSerrationが消失している（Fig.2）ことから動的ひずみ時効の効果がほとんど強度に寄与していない。このため，引張強度が低い。延性強度バランスの観点からは本実験の範囲では473Kにおける加工硬化挙動が最適条件といえる。

3・4　TWIP効果を示す他材料との比較

Fig.10にTWIP効果を示すことが知られている材料の延性強度バランスを示す。ここでは延性強度バランスを均一伸びと引張強度の積として表している。炭素を含まないTWIP鋼の特性変化は，低温側におけるεマルテンサイト形成と，高温側における変形双晶抑制によって単純に説明される。しかし，Fe-22Mn-0.6C鋼はマルテンサイト変態温度が室温よりも十分低温にあるにも関わらず室温に特性のピークがある。また，Hadfield鋼では，高温側にピークがあることが示されている。ピークより高温側では積層欠陥エネルギー上昇による変形双晶の抑制が特性劣化の主因であると考えるが，ピークの低温側はピーク温度に比べて変形の早期に変形双晶量が飽和したためと考える。

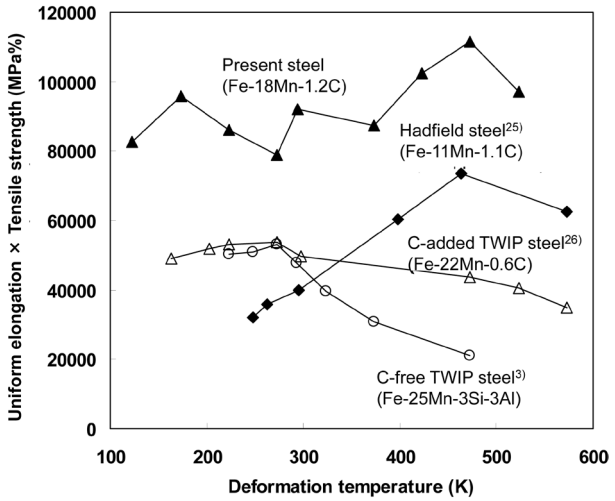

Fig. 10. The tensile properties of the present steel and comparisons with other high Mn steels showing TWIP effect.

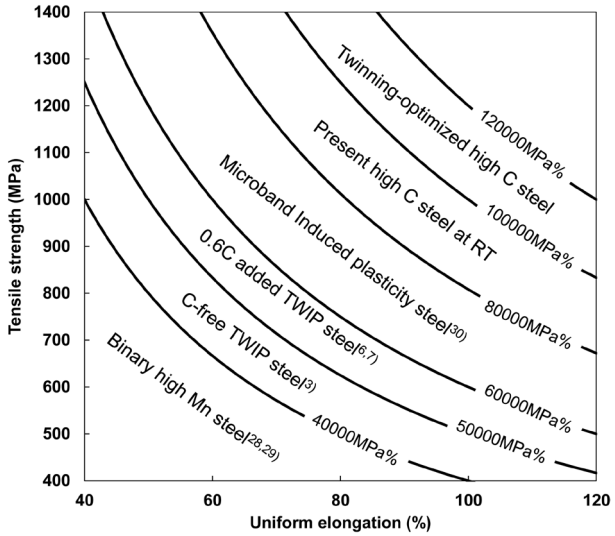

Fig. 11. Schematic diagram of tensile properties in various high Mn steels.

さらに注目すべき点は，今回用いたFe-18Mn-1.2C鋼とHadfield鋼のみ，その延性強度バランスの最大値について他のTWIP鋼とは一線を画した値を示している点である。両鋼の共通点は炭素量が高いことである。炭素量が高いことで加工硬化増大に繋がる因子は擬双晶の形成[4]および動的ひずみ時効が挙げられる。しかし，多くの研究にて単独の動的ひずみ時効の効果は変形双晶に比べて大きくないことが知られている[22,26,27]。擬双晶についても未だその存在が証明されていない。双晶が加工硬化増大に対して主因であること[7]，定性的には動的ひずみ時効が現れるときに加工硬化率が増大していること[25]が多いことを考慮すると，動的ひずみ時効と変形双晶の相互作用に重要な意味があると推察される。例えば，最近積層欠陥のTrailing partialと炭素の相互作用による動的ひずみ時効が報告された[14]。Trailing partialが固着されることは積層欠陥の形成を助けることになると考える。変形双晶の核は積層欠陥であると考えるので，動的ひずみ時効は双晶挙動に影響を与えると考える。擬双晶を含めた高炭素オーステナイト鋼の双晶挙動への影響の考察については更なる研究の進展が必要である。

最後に各種高Mn鋼と延性強度バランスの関係をFig.11に示す。近年注目されている炭素添加型TWIP鋼は，均一伸びと引張強度の積の値として約60000MPa%の延性強度バランスを示す。今回の実験では，最適な条件の双晶変形挙動が得られた場合，その倍近い値である110000MPa%を超える値が得られた。このことは適切に双晶変形挙動を制御し，加工硬化の観点から伸びおよび強度を設計することによって，従来のオーステナイト鋼の引張特性を劇的に改善可能であることを示すものである。

4. 結論

変形温度を様々に変化させることによって双晶挙動を変化させ，Fe-18Mn-1.2C鋼の加工硬化と変形双晶密度の対応を調べた。変形温度の上昇は積層欠陥エネルギーを上昇させるため，10%塑性ひずみにおける変形双晶密度が低下し，対応して加工硬化率が変化した。しかし，全体の傾向として均一伸びは変形温度の上昇とともに向上した。つまり変形双晶を優先生成させるだけでは，延性強度バランスを最適化することはできないことが示された。均一伸びを大きくする観点では，下記に示す幾つかの条件を満たした状態で変形双晶が形成すると，特に有効に延性強度バランスが向上する。すなわち，

(1) 変形前期の加工硬化率は塑性不安定条件に大きな影響をあたえないので，変形前期の変形双晶は抑制されること

(2) 積層欠陥エネルギーが高すぎると破断まで変形双晶が現れないので，変形後期に変形双晶が現れる程度には積層欠陥エネルギーが低いこと

(3) 動的ひずみ時効が変形後期に起こると早期破断の原因となるため，変形終盤では動的ひずみ時効が抑制されること

(4) εマルテンサイト変態が誘起されないこと

が満たされるべき条件である。

本研究で用いた試料は物質・材料研究機構の材料創製・加工ステーションで作製され，材料分析ステーションにて化学分析をしていただいた。また，本研究はNIMSジュニア研究員（2009-2010）および学術振興会特別研究員（2011）の制度の一環として行った。この場を借りて深謝いたします。

文　　献

1) I.Tamura: *Met. Sci.*, **16** (1982), 245.
2) L.Remy and A.Pineau: *Mater. Sci. Eng.*, **28** (1977), 99.
3) O.Grässel and G.Frommeyer: *Mater. Technol.*, **14** (1998), 1213.
4) P.H.Adler, G.B.Olson and W.S.Owen: *Metall. Trans. A*, **17A** (1986), 1725.
5) V.F.Zackay, E.R.Parker, D.Fahr and R.Busch: *Trans.*, **ASM60** (1967), 252.
6) L.Chen, H.S.Kim, S.K.Kim and B.C.De Cooman: *ISIJ Int.*, **47** (2007), 1804.
7) I.Gutierrez-Urrutia and D.Raabe: *Acta Mater.*, **59** (2011), 6449.
8) G.B.Olson and M.Cohen: *J. Less. Comm. Metal.*, **28** (1972), 107.
9) L.Remy: *Acta Metall.*, **26** (1978) 443.
10) I.Karaman, H.Sehitoglu, K.Gall, Y.I.Chumlyakov and H.J.Mailer: *Acta Mater.*, **48** (2000), 1345.
11) D.Barbier, N.Gey, N.Bozzolo, A.Allain and M.Humbert: *J. Microscopy*, **235** (2009), 67.
12) E.G.Astafurova and Y.I.Chumlyakov: *Phys. Met. Metallogr.*, **108** (2009), 541.
13) T.Maki, H.Onodera and I.Tamura: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, **24** (1975), 48.
14) S.J.Lee, J.Kim, S.N.Kane and B.C.De Cooman: *Acta Mater.*, **59** (2011), 6809.
15) L.Remy: *Acta Metall.*, **25** (1977), 173.
16) T.Sasaki, K.Watanabe, K.Nohara, Y.Ono, N.Kondo, T.Sasaki, S.Sato and I.Ichise: *Kawasaki Steel Giho*, **13** (1981), 62.
17) R.W.Stineman: Creative Computing, July (1980), 54.
18) O.Bouaziz, S.Allain and C.Scott: *Scr. Mater.*, **58** (2008), 484.
19) L.Remy and A.Pineau: *Mater. Sci. Eng.*, **26** (1976), 123.
20) S.H.Hong and Y.S.Han: *Scr. Metall. Mater.*, **32** (1995), 1489.
21) S.Allain, J.-P.Chateau, O.Bouaziz, S.Migot and N.Guelton: *Mater. Sci. Eng. A*, **397-389** (2004), 158.
22) M.Koyama, T.Sawaguchi, T.K.Lee, C.S.Lee and K.Tsuzaki: *Mater. Sci. Eng. A*, **528** (2011), 7310.
23) N.Tsuchida, Y.Tomota, K.Nagai and K.Fukaura: *Scr. Mater.*, **54** (2006), 57.
24) Y.Tomota, A.Narui and N.Tsuchida: *ISIJ Int.*, **48** (2008), 1107.
25) Y.N.Dastur and W.C.Leslie: *Metall. Trans. A*, **12A** (1981), 749.
26) S.Allain, P.Cugy, C.Scott, J.-P.Chateau, A.Rusinek and A.Deschamps: *Int. J. Mat. Res.*, **99** (2008), 734.
27) B.Hutchinson and N.Ridley: *Scr.Mater.*, **55** (2006), 299.
28) Y.Tomota, M.Strum and J.W.Morris Jr.: *Metall. Trans. A*, **17A** (1986), 537.
29) H.Nakatsu, S.Takaki and Y.Tokunaga: *J. Jpn. Inst. Met.*, **57** (1993), 858.
30) J.D.Yoo and K.T.Park: *Mater. Sci. Eng. A*, **496** (2008), 417.