

# Dual Phase 鋼の強度特性に及ぼす硬質 第2相の粒径と体積率の影響

金堂 大介\*・国重 和俊\*<sup>2</sup>・上路 林太郎\*<sup>2</sup>

Effects of the Grain Size and Volume Fraction of Second Hard Phase on Mechanical Properties of Dual Phase Steel

Daisuke KONDO, Kazutoshi KUNISHIGE and Rintaro UEJI

**Synopsis** : The reduction in car weight has led to demand for higher strength steels. However, increasing strength generally has a negative effect on formability. The high strength steels being developed are divided broadly into two types: steels characterized by high uniform elongation such as DP and TRIP steels having a heterogeneous microstructure, and steels characterized by high local elongation such as bainite steel having a homogeneous microstructure. High strength steels with both high uniform elongation and local elongation are under investigation.

In this study, various levels of carbon content and hot-rolling reduction in DP steel containing Si, Mn, Cr, and Mo were examined. The effects of grain size and volume fraction of martensite on the mechanical properties of DP steel were studied. It was found that increasing reduction, *i.e.*, decreasing the diameter of the dispersed martensite, improved the balance between strength and total elongation. The authors investigated the total elongation in terms of both uniform elongation and local elongation. Reduction increased the balance of strength and uniform elongation as well as the balance of strength and local elongation. The balance of strength and uniform elongation increased markedly with increasing carbon content when the reduction was large. The reason for these results is explained in terms of work-hardening theory and SEM observation of deformed DP steels. An ideal microstructure for uniform and local elongation in high strength steels is concluded to be macroscopically homogeneous and microscopically heterogeneous.

**Key words**: dual phase steel; grain size; stress-strain curve; tensile strength; uniform elongation; local elongation; work-hardening.

## 1. 緒言

近年、地球温暖化防止に向けてCO<sub>2</sub>排出量の削減が重要な課題となっている。日本のCO<sub>2</sub>排出量の20%を占めるといわれる自動車のCO<sub>2</sub>排出量は、その80%以上が走行時に生じ、車体軽量化による燃費向上はCO<sub>2</sub>排出量削減に大きく貢献する<sup>1)</sup>。他方、衝突安全性向上に対する要求は車体重量の増加を招き、CO<sub>2</sub>排出量削減の要求に対する車体軽量化とは相反する。車体軽量化と衝突安全性向上を同時に実現する手段として、高張力鋼板の使用が年々増加している<sup>2,3)</sup>。しかしながら、鋼板の高強度化は、延性の低下に伴う成形性の悪化、降伏強度の上昇に伴う形状凍結不良の増加などの問題を生じる<sup>4,5)</sup>。また、高張力鋼板は、一様伸びの優れた不均一硬化組織を有するDP (Dual Phase) 鋼や低合金TRIP (Transformation Induced Plasticity) 鋼と、局部伸びの優れた均一硬化組織を有するベイナイト単相組織鋼に大別される<sup>6)</sup>。これらのため、高張力鋼板が使用できる部位は限られており、現在、一様伸びと局部伸びが共に優れた加工用高張力鋼板の研究が行われている<sup>7)</sup>。

DP鋼<sup>8)</sup>は、軟質なフェライト相と硬質なマルテンサイト相からなる組織を有しており、高強度かつ延性が良好で、

降伏比が低いいため、加工性に優れた高張力鋼板として多く使用されている。

強度特性に及ぼす金属組織の影響として、Hall-Petchの関係( $\sigma_y = \sigma_0 + kd^{-1/2}$ )がよく知られている。このため、DP鋼に対しても、強度特性に及ぼすフェライト粒径の影響が研究されている<sup>9,10)</sup>。しかし、複相組織を有するDP鋼は、各相の変形強度の相違により不均一な塑性変形を生じるので<sup>11-13)</sup>、DP鋼の強度特性を考える場合、マルテンサイト体積率やマルテンサイト粒径なども大きく影響する。

本実験では、炭素量及び熱延条件を変化させることで、マルテンサイト体積率及びマルテンサイト粒径の異なるDP鋼を得た。引張試験を行い、強度特性と金属組織の関係を調査した。とくに工業的に高張力鋼板の加工性の指標として重視される強度・延性バランスについて追及した。

## 2. 実験方法

Table 1に真空溶製して得た4種類の供試鋼の化学組成を示す。Si, Mn, Cr, Moを含有する化学組成の鋼にて炭素量のみを変化させた。0.005 mass% C鋼, 0.025 mass% C鋼, 0.051 mass% C鋼, 0.110 mass% C鋼の4種類の鋼を以下0C,

平成17年12月28日受付 平成18年3月3日受理 (Received on Dec. 28, 2005; Accepted on Mar. 3, 2006)

\* 香川大学大学院生 (Graduate Student, Kagawa University, 2217-20 Hayashi-cho Takamatsu 761-0396)

\*<sup>2</sup> 香川大学工学部 (Faculty of Engineering, Kagawa University)

Table 1. Chemical compositions of steels used (mass%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	N
0C	0.005	1.45	1.29	0.010	0.001	0.65	0.29	0.053	0.0029
25C	0.025	1.49	1.32	0.011	0.001	0.65	0.29	0.037	0.0019
50C	0.051	1.46	1.30	0.010	0.001	0.67	0.30	0.043	0.0019
110C	0.110	1.44	1.29	0.010	0.001	0.65	0.29	0.048	0.0030

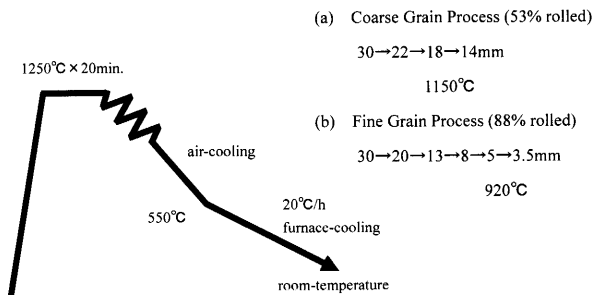


Fig. 1. Schematic illustration showing rolling conditions.

25C, 50C, 110Cと称する。25C, 50C, 110CはDP鋼であり、0CはDP鋼の比較鋼である。Si-Mn-Cr-Mo鋼は熱延ままでDP組織の得られる典型的な化学組成の鋼である。Siによりフェライト変態が促進され、Cr, Moにより鋼の焼入れ性が高められているため、広範囲な熱延・冷却条件でDP組織が得られることが知られている<sup>14,15)</sup>。

Fig. 1に示す加工熱履歴を用いて熱延鋼板の実験室的シミュレーションを行った。30 mm厚の鋼片を1250°Cで20分間均熱保持した後、1150°Cで14 mm厚仕上げおよび920°Cで3.5 mm厚仕上げの2通りの熱延を行った。その後、550°C巻取りのシミュレーションを行うために、いずれの鋼も550°Cまで空冷し、さらに冷却速度20°C/hで室温まで炉冷却を行った。前者では仕上げ温度が高く圧下率が低いため、粗大な組織になる。これを粗粒プロセス、つまりCGP (Coarse Grain Process)と称する。後者は仕上げ温度が低く圧下率が高いため、微細な組織が得られる。これを細粒プロセス、つまりFGP (Fine Grain Process)と称する。

熱延後、通常はホットランテーブル上の冷却をシミュレートして水冷を行うが、ここでは空冷を行った。この理由は水冷ムラによる特性の変動を避けるためである。

この8種類の熱延鋼板からJIS13号-Bの引張試験片(平行部幅12.5 mm, 標点間距離50 mm)を各2枚採取した。試験片の長手方向が圧延方向と平行になるようにした。引張速度10 mm/min(初期ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-3}$ /s)で試験を行い、熱延鋼板の強度特性を調査した。

また、これらの熱延鋼板から横方向、つまり圧延方向と板厚方向に垂直な面の金属組織を観察するために小片を切り出し、樹脂埋込みを行った。エメリー紙による研磨、バフ研磨を行った。バフ研磨の最終仕上げには粒径0.25 μmのダイヤモンド粉末を使用した。その後、3%ナイトール溶液で腐食し、光学顕微鏡組織観察、平均切片長さによる粒径測定、ポイントカウンティング法によるマルテンサ

Table 2. The mechanical and microstructural properties.

Steel	0C	0C	25C	25C	50C	50C	110C	110C
Process	Fine	Coarse	Fine	Coarse	Fine	Coarse	Fine	Coarse
LYS (MPa)	406	334	367	-	-	-	-	-
YS (MPa)	416	335	364	312	309	319	371	478
TS (MPa)	489	454	538	497	601	546	705	773
T.EL (%)	38.8	37.7	34.2	33.5	31.8	30.4	27.5	21.0
U.EL (%)	21.7	22.4	20.8	20.2	20.1	18.9	18.0	13.2
L.EL (%)	17.1	15.3	13.4	13.3	11.7	11.5	9.5	7.8
d <sub>α</sub> (μm)	29.5	41.7	7.2	32.5	8.8	52.1	7.2	26.2
d <sub>M</sub> (μm)	-	-	4.7	28.6	5.5	30.6	7.2	98.3
V <sub>M</sub> (%)	-	-	4.4	6.4	13.3	23.2	20.4	86.2
V <sub>γ</sub> (%)	n/a	n/a	0.9	n/a	1.2	2.6	7.4	n/a

\* LYS is lower yield strength, YS is 0.2% proof stress, TS is tensile strength, T.EL is total elongation, U.EL is uniform elongation, L.EL is local elongation calculated by T.EL minus U.EL, d<sub>α</sub> is the mean grain size of ferrite, d<sub>M</sub> is the mean grain size of martensite, V<sub>M</sub> is the volume fraction of martensite and retained austenite, V<sub>γ</sub> is the volume fraction of retained austenite.

イト体積率測定を行った。ここで求めたマルテンサイトには残留γが含まれているので、X線回折法(ターゲットCo, 30 kV-100 mA)により残留γの体積率を測定した<sup>16)</sup>。以下、本論文で用いるマルテンサイト体積率は残留γの体積率も含んでいる。さらに、一部の試料に関して、微小硬度計により各相のピッカース硬度を測定した。引張変形後、走査型電子顕微鏡(SEM)で各相の変形の状況も観察した。

### 3. 実験結果

#### 3.1 強度と金属組織の特性値

Table 2に強度と金属組織の各種特性値を示す。降伏現象は後述するように0CのFGPとCGP, 更に25CのFGPの3つの熱延鋼板で生じた。その他の熱延鋼板ではDP鋼固有の特徴である連続降伏現象を生じた。降伏強さ(YS)として、降伏現象を生じたものも、連続降伏したものも0.2%耐力を用いた。伸びの測定に関しては、破断伸びは試験後に突合せにて測定し、一様伸びは最大荷重点の伸びとし、局部伸びは破断伸びから一様伸びを差し引いた値を用いた。

#### 3.2 光学顕微鏡組織

Fig. 2に光学顕微鏡組織を示す。0CはFGP, CGPを問わずフェライト単相組織である。他方、25C, 50C, 110Cについてはフェライトに加えてマルテンサイト組織が含まれている。25C, 50C, 110CのFGPで得られた組織はフェライト

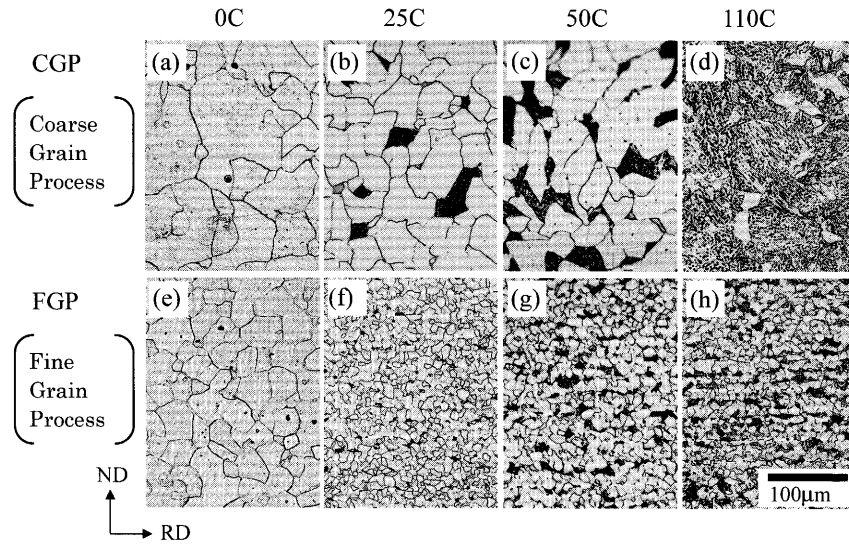


Fig. 2. Optical microstructures of the steels used.

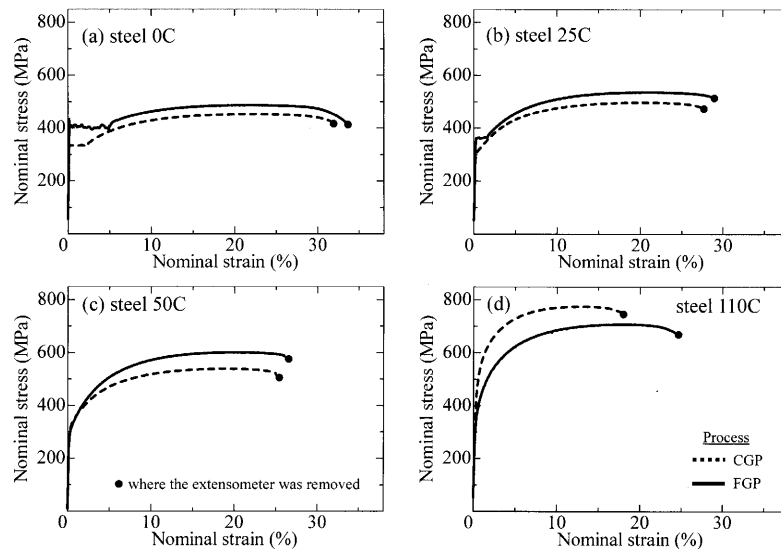


Fig. 3. Stress-strain curves for the steels (a) 0C, (b) 25C, (c) 50C, and (d) 110C.

とマルテンサイト組織からなる典型的な熱延DP組織である。炭素量の増加でバンド組織を呈し、マルテンサイト体積率はTable 2に示すように4.4%から20.4%に増加している。フェライト粒径は約 $8\mu\text{m}$ で炭素量による変化は少なかった。しかし、0Cでは $29.5\mu\text{m}$ と他よりも大きかった。

これに対して、CGPでは、フェライト粒径が大きく、マルテンサイトの粒径も大きくなっていた。マルテンサイト体積率は25Cと50Cで6.4%と23.2%であったが、110Cでは86.2%と著しく大きく、前述のDP組織とは異なり、マルテンサイト組織の中にフェライト粒が存在していた。フェライト粒の大きさは25C, 50Cでは、それぞれ $32.5\mu\text{m}$ ,  $52.1\mu\text{m}$ で、0Cの $41.7\mu\text{m}$ とほぼ同程度であった。しかし、110Cでは $26.2\mu\text{m}$ と他よりも小さかった。

また、X線回折法にて測定した残留 $\gamma$ の体積率はTable 2に示すように、25Cと50Cでは0.9~2.6%でわずかである。

110Cでは7.4%と残留 $\gamma$ の体積率はやや大きくなっていた。残留 $\gamma$ はわずかであると同時に不安定で変形初期にマルテンサイト変態するので、強度特性には大きな影響を与えない<sup>17)</sup>。

### 3.3 公称応力-公称ひずみ線図

Fig. 3に引張試験で得られた公称応力-公称ひずみ線図を示す。前述したように、フェライト単相鋼である0Cでは、FGP, CGPともに降伏現象を生じている。25CのFGPでは、DP鋼にもかかわらず降伏現象が生じている。これはマルテンサイト体積率が4%程度と低いためである。0C, 25C, 50Cでは、FGPの方の強度と伸びが共に高くなっている点は注目すべきである。110Cでは、CGPの方が強度は高く、伸びは低くなっている。これは、CGPでのマルテンサイト体積率がFGPに比較して著しく高く、マルテンサイトの中にフェライトが残存する金属組織で、他とは異

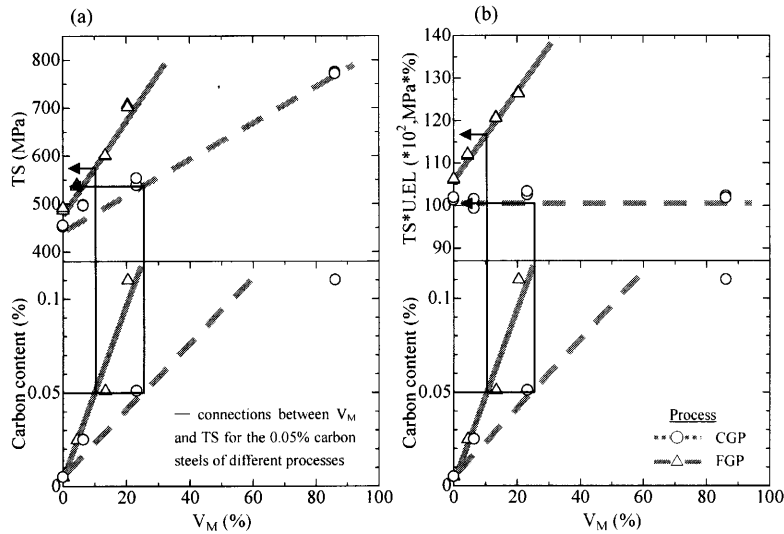


Fig. 4. Effects of carbon content and  $V_M$  on (a) TS and (b)  $TS*U.EL$ .

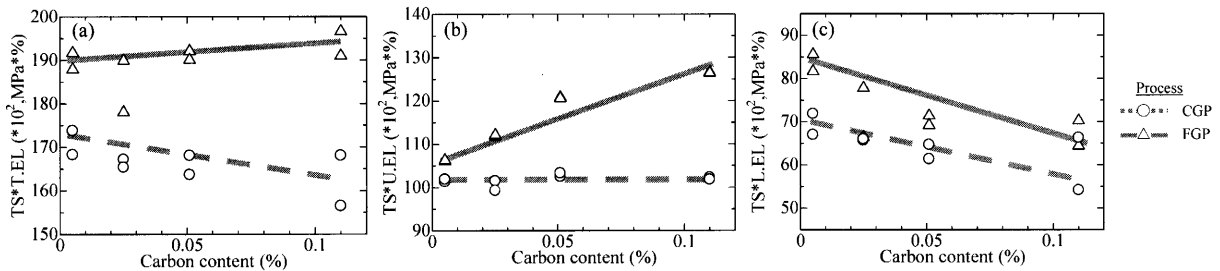


Fig. 5. Effects of carbon content and rolling reduction on the balance values between strength and elongation: (a)  $TS*T.EL$ , (b)  $TS*U.EL$ , and (c)  $TS*L.EL$ .

なる金属組織となっていることと関係があると思われる。

### 3.4 炭素量, マルテンサイト体積率と強度特性

Fig. 4に引張強さ (TS) および引張強さ × 一様伸び値 ( $TS*U.EL$ ) に及ぼす炭素量とマルテンサイト体積率 ( $V_M$ ) の影響を示す。炭素量が増加すると  $V_M$  が増加する。その際、FGPでは増加の割合は少ないが、CGPでは増加の割合が多い。 $V_M$ が増加するとTSが大きくなる。その際、FGPはCGPに比較してTSの増加の割合が大きい。同一の炭素量であれば、FGPの方がCGPよりも、 $V_M$ が少ないにもかかわらず、TSが高くなっている。

$TS*U.EL$ に及ぼす炭素量と  $V_M$  の影響を見ると、FGPの場合は、 $TS*U.EL$ は  $V_M$  の増加で著しく大きくなるが、CGPの場合はほとんど変化しない。これらの結果は、FGPとCGPではマルテンサイトの性質が異なることを示唆している。

### 3.5 各種延性値に及ぼす炭素量の影響

Fig. 5に強度と延性のバランスを表す値として(a)引張強さ × 破断伸び値 ( $TS*T.EL$ ), (b)引張強さ × 一様伸び値 ( $TS*U.EL$ ), (c)引張強さ × 局部伸び値 ( $TS*L.EL$ ) に及ぼす炭素量およびプロセスの影響を示す。 $TS*T.EL$ は、CGPに比べてFGPの方が高い値を示した。同一プロセスにおいて炭素量を増加させると、CGPでは低下し、FGPではやや上

昇している。次に破断伸びを一様伸びと局部伸びに分けて考える。FGPではCGPに比べて、炭素量にかかわらず  $TS*U.EL$ ,  $TS*L.EL$ ともに高い値を示した。炭素量増加の影響を見ると、 $TS*U.EL$ については、CGPではほぼ変化しないが、FGPでは大きく向上した。 $TS*L.EL$ については、いずれのプロセスでもほぼ同様に低下していた。つまり、FGPにおける炭素量増加による  $TS*T.EL$  の向上は、主に  $TS*U.EL$  の向上に基づくといえる。

Fig. 6に引張強さと一様伸びの関係を示す。この図は Fig. 5(b)の実験結果を用いて作成した。図中の点線は、 $TS*U.EL$ が一定の値をとる線である。CGPでは、炭素量を変化させても  $TS*U.EL$ は変化していない。FGPにおいて炭素量を増加させて引張強さを上昇させると、 $TS*U.EL$ が大幅に上昇する点は注目すべきである。

### 3.6 引張強さ, 一様伸びと引張強さ × 一様伸び値に及ぼすマルテンサイト粒径とマルテンサイト体積率の影響

Fig. 7にTS, U.ELと  $TS*U.EL$  に及ぼすマルテンサイト粒径 ( $d_M$ ) と  $V_M$  の影響を示す。ここでは、CGP (圧下率53%) やFGP (圧下率88%) 以外に別に実施した1130°Cで8mm厚仕上げ (圧下率73%) の熱延実験の結果も加えた。圧下率73%の熱延プロセスをMGP (Middle-size Grain Process) と

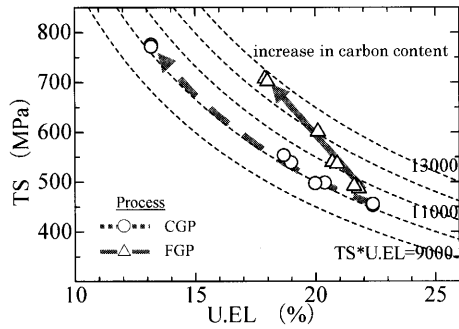


Fig. 6. Different relationships between TS and U.EL by rolling reduction.

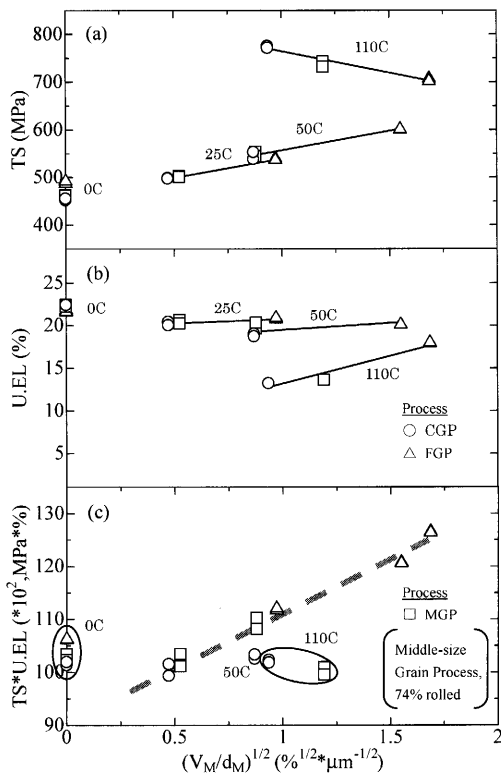


Fig. 7. Relationships between the parameter  $(V_M/d_M)^{1/2}$  after Ashby's work hardening theory and (a) TS, (b) U.EL, and (c) TS\*U.EL.

称する。

横軸の  $(V_M/d_M)^{1/2}$  は Ashby の分散強化理論<sup>18)</sup> に基づくパラメータである。Ashby のパラメータはフェライトとマルテンサイトの界面の量に関係した値である。以下、 $(V_M/d_M)^{1/2}$  を Ashby のパラメータと称する。

TS および U.EL に及ぼす Ashby のパラメータの影響は 110C の TS 以外は鋼種毎に正の相関性が認められる。次に TS\*U.EL に及ぼす Ashby のパラメータの影響をみると 0C の全プロセスと 50C の CGP と 110C の CGP と MGP 以外は全ての鋼で直線関係が認められる。

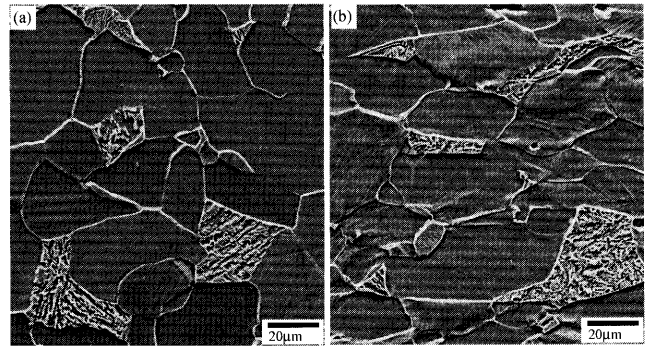


Fig. 8. SEM microstructures of (a) as hot-rolled or (b) the 50% deformed 50C-MGP steel.

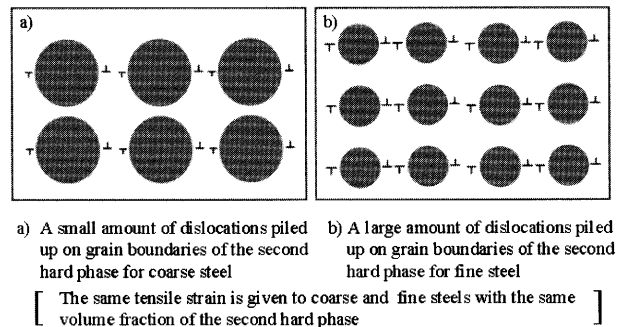


Fig. 9. Schematic illustration of dislocations piled up on fine and coarse grain boundaries.

## 4. 考察

### 4.1 細粒プロセスにおける炭素量増加による引張強さ×一様伸び値の向上

Fig. 6 にて FGP で炭素量を増やして、強度を上昇させた場合に、工業上有用な TS\*U.EL が向上したメカニズムに関して考察する。Fig. 8 に、50C の MGP の SEM 写真を示す。(a) は引張試験前の SEM 写真で、(b) は一様伸び以上の変形を与えた箇所の写真である。この写真より、少なくとも一様伸びまでは、軟質相であるフェライトと硬質相であるマルテンサイトの界面に剥離が生じていないことが分かる。また、粗大な島状のマルテンサイトは大きく変形しているが、小さな島状のマルテンサイトはほとんど変形していないことが分かる。粗大な島状マルテンサイトに比較して、小さな島状のマルテンサイトの炭素量が高いことが、Gibbs-Thomson 効果<sup>19)</sup> より推定される。微小硬度測定の結果、CGP の粗大なマルテンサイト (Hv で 463) よりも、FGP の小さなマルテンサイト (Hv で 712) の方が硬いことが確認されている。FGP の場合、炭素量の増加で TS\*U.EL が上昇したメカニズムは Ashby の分散強化理論を用いて以下のように説明される。

Ashby の分散強化理論は、完全剛体である硬質第 2 相と軟質な基地からなる分散強化鋼の強度特性を予測する理論である。Fig. 9 に示すように、硬質相が同一体積率の場合には硬質相の粒径が小さいほど、また硬質相の粒径が同じ場

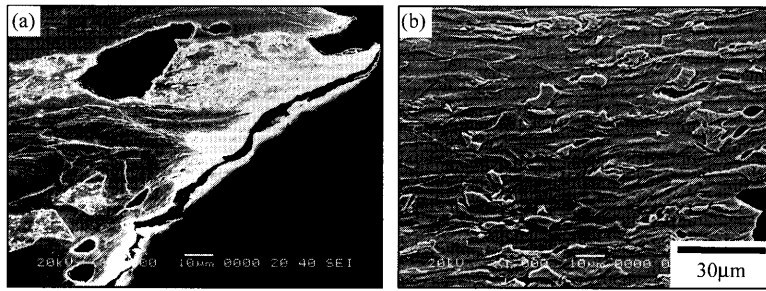


Fig. 10. SEM microstructures in the neighborhood of the fractured surfaces of (a) 50C-CGP and (b) 50C-FGP steels.

合は硬質相の体積が増大するほど硬質相と軟質相の界面が増大する。よって、界面に蓄積することができる転位、Geometrically necessary dislocation (以下、GN転位と称する)の数が増大して、大きな加工硬化を示し、TSとU.ELが共に大きくなるという理論である。つまり、硬質相の微細化や硬質相の増加で、TS\*U.ELが向上することになる。

しかし、Fig. 7に示すように、全ての鋼がAshbyの分散強化理論では説明できない。この理由として、実際の複合材料は完全剛体である硬質相と軟質相で構成されていないこと、硬質相の形態も詳細には球形や板状など単純な形態ではなく材料ごとに複雑な形態をしていることがあげられる。

Fig. 7(c)において、0Cの全プロセスと50CのCGPと110CのCGPとMGPが直線関係から外れていた。0Cはフェライト単相組織であるため、110CのCGPとMGPは $V_M$ が50%を超えているため、軟質な組織中に硬質な粒が分散しているAshbyの分散強化理論のモデルが適用できない。また、50CのCGPでは、炭素量に対して $V_M$ が大きく、マルテンサイトの硬度が低い。このため、Fig. 8(b)で示したようにマルテンサイトが変形し、Ashbyの分散強化理論が適用できなくなると推察する。

4.2 細粒プロセスによる引張強さ×局部伸び値の向上

Fig. 5(c)に示すように、CGPに比べてFGPで、炭素量にかかわらず、TS\*L.ELは高い値を示した。Fig.10に試験片の破断近傍における割れ発生状況を示す。CGPでは大きな島状のマルテンサイト粒内に大きな割れを生じている。他方、FGPでは小さなマルテンサイトとフェライトの界面に小さな割れを生じている。このことから、FGPでTS\*L.ELが高い理由は、発生する割れが小さいためにそ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される。

4.3 Ashbyの分散強化理論を用いた一様伸びと引張強さの予測

BalligerとGladmanは、Bailey-Hirschの加工硬化理論式(1)にAshbyの分散強化理論から導出される転位密度 $\rho^G$ を代入することで、真応力 $\sigma$ と真ひずみ $\epsilon$ の間に成立する(2)式を得た<sup>12)</sup>。

$$\sigma_d = \sigma_0 + \sigma G b \rho^{1/2} \dots\dots\dots (1)$$

$$\begin{aligned} \sigma &= \sigma_0 + \alpha G b \rho^{G/2} \\ &= \sigma_0 + 1.56 K G (b \cdot V_{2nd} / d_{2nd})^{1/2} \cdot \epsilon^{1/2} \\ &= \sigma_0 + K_0 \epsilon^{1/2} \dots\dots\dots (2) \end{aligned}$$

$\sigma_0$ は摩擦応力、 $G$ は剛性率、 $b$ はバーガースベクトル、 $V_{2nd}$ は硬質相の体積率、 $d_{2nd}$ は硬質相の平均粒径、 $K$ は1桁の定数、 $K_0 = 1.56 K G (b \cdot V_{2nd} / d_{2nd})^{1/2}$ である。 $\rho^G$ は前述のGN転位の密度を表す。(2)式をひずみで微分すると(3)式が得られる。

$$d\sigma/d\epsilon = 1/2 \cdot K_0 / \epsilon^{1/2} \dots\dots\dots (3)$$

この(3)式と塑性不安定性発現条件式、つまり引張強さを与える(4)式

$$d\sigma/d\epsilon = \sigma \dots\dots\dots (4)$$

を連立して解くことで引張強さや一様伸びを求めることができる。その結果、一様伸び $\epsilon_u$ を与える(5)式が得られる。

$$(\epsilon_u)^{1/2} = (1/2) \times \{ (\sigma_0 / K_0)^2 + 2 \}^{1/2} - \sigma_0 / K_0 \dots\dots\dots (5)$$

(5)式は、Ashbyのパラメータ $V_{2nd} / d_{2nd}$ が大きいほど $K_0$ が大きく、一様伸びは大きくなることを表している。また、(2)式より一様伸びが大きいほど、引張強さが大きくなるのが分かる。

仮にAshbyのパラメータを $+\infty$ とすると、 $\sigma_0 / K_0$ は0に収束し、 $\epsilon_u$ は0.5に収束する。つまり、(5)式は一様伸びの限界が公称ひずみで65%であることを示している。

Fig.11に25C、50Cと110CのFGP鋼の引張強さと一様伸びについて、実験結果とAshbyの分散強化理論に基づき得た計算結果を示す。また、Ashbyのパラメータの影響を予測した結果も曲線で示す。25C、50Cと110CのFGP鋼の計算は $K=2$ として、Table 2のマルテンサイトの粒径と体積率を用いた。一様伸びと強度の数値を共に理論計算値と合致させることは困難であった。強度に関しては、Ashbyのパラメータの増加で上昇する傾向を確認できた。他方、一様伸びに関しては、Ashbyのパラメータの増加で、特に、25C鋼が傾向から外れていた。これらの理由は、前述した

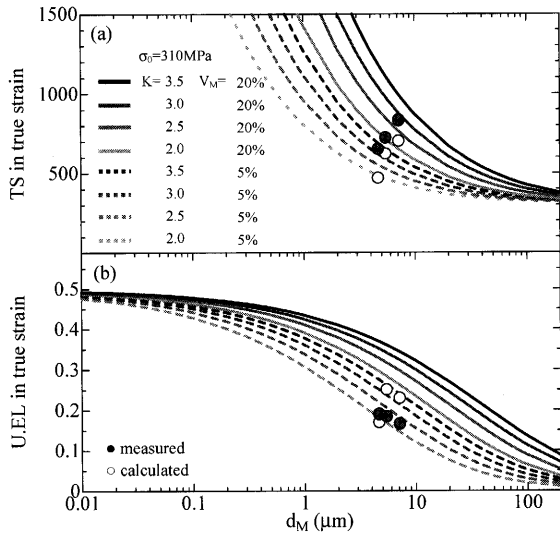


Fig. 11. Effect of grain size of martensite on (a) TS and (b) U.E.L. based on Ashby's work hardening theory.

ような材料ごとに硬質相の形態が複雑に変化していることなどが関与していると思われるが、詳細は不明である。

図中に示した一様伸びに関する理論曲線から、 $d_M$ を $0.1 \mu\text{m}$ 以下にできれば、 $K$ の値にかかわらず $V_M$ が5~20%であれば、一様伸びを大幅に向上させることができると予測される。

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。極細粒プロセス<sup>20-24</sup>)などを用いた、微細な硬質相を含む複合材料の研究が望まれる。これは、Ashbyの分散強化理論が成立することを前提にしている。硬質相が約 $10 \text{ nm}$ 以下のような微細析出物になれば、硬質相と転位との相互作用が当然異なってくる<sup>25</sup>)。従って、一様伸びの向上効果を得るためには、硬質相の大きさには最小の限界がある。

## 5. 結言

本研究では、実験室にて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求した。主な結果を以下に示す。

(1) 引張試験の結果、粗粒プロセスの鋼では炭素量の増加により強度・全伸びバランス(TS\*U.EL)は劣化した、粗粒プロセスではやや向上した。

(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・一様伸びバランス(TS\*U.EL)が大幅に向上することがわかった。

(3) 強度・全伸びバランス、強度・一様伸びバランス、強度・局部伸びバランス(TS\*L.EL)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かった。

(4) 細粒プロセスで強度・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、硬質なマルテンサイトが軟質なフェライト相中に微細分散するためであると考察した。

(5) 細粒プロセスで強度・局部伸びバランスが高い理由は、小さなマルテンサイトとフェライト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。

(6) 強度・一様伸びバランス、強度・局部伸びバランスが共に優れる理想的な組織は、ミクロ的に硬さが不均一かつマクロ的に硬さが均一な組織である。

## 文 献

- 1) *J. Soc. Automot. Eng. Jpn., Year Book [Materials]*, **59** (2005) 8, 131.
- 2) A.Yoshitake, M.Ono and T.Urabe: *J. Soc. Automot. Eng. Jpn.*, **59** (2005) 11, 4.
- 3) T.Sugiyama: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **46** (2005), 552.
- 4) T.Nakahara: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **46** (2005), 585.
- 5) A.Sato: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **46** (2005), 548.
- 6) K.Kunishige: *Materia Jpn.*, **35** (1996), 32.
- 7) K.Tomita, Y.Funakawa, T.Shiozaki, E.Maeda and T.Yamamoto: *Materia Jpn.*, **42** (2003), 70.
- 8) M.Takahashi, K.Kunishige and A.Okamoto: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **19** (1980), 10.
- 9) P.Chang and A.G.Preban: *Acta Metall.*, **33** (1985), 897.
- 10) T.Kuroda and Y.Tomota: *J. Fac. Eng. Ibaraki Univ.*, **35** (1987), 51.
- 11) Y.Tomota and I.Tamura: *Tetsu-to-Hagané*, **67** (1981), 439.
- 12) N.K.Balliger and T.Gladman: *Met. Sci.*, **15** (1981), 95.
- 13) Y.Tomota and I.Tamura: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 1147.
- 14) A.P.Coldren and G.Tither: *J. Met.*, **30** (1978) 4, 6.
- 15) K.Kunishige, M.Takahashi, S.Sugisawa and Y.Masui: *Tetsu-to-Hagané*, **65** (1979), 1916.
- 16) T.Yazawa, A.Tomizawa, T.Shibahara, T.Takayama and T.Ikeda: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 60.
- 17) K.Kunishige, N.Nagao and M.Takahashi: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 1177.
- 18) M.F.Ashby: *Philos. Mag.*, **21** (1970), 399.
- 19) 西澤泰二：ミクロ組織の熱力学，日本金属学会編，仙台，(2005)，115.
- 20) Y.Adachi, T.Tomida and S.Hinotani: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 691.
- 21) N.Tsuji: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 359.
- 22) A.Ohmori, S.Torizuka, K.Nagai, K.Yamada and Y.Kogo: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 857.
- 23) N.Kamikawa, N.Tsuji and Y.Saito: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 273.
- 24) A.Ohmori, S.Torizuka, K.Nagai, N.Koseki and Y.Kogo: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 781.
- 25) E.Hornbogen and E.A.Starke, Jr.: *Acta Metall.*, **41** (1993), 1.