

論文

複合組織鋼の初期降伏とひずみ硬化への
マルテンサイト分布形態の影響

© 1985 ISIJ

杉本公一*・坂木庸晃*²・福里俊郎*³・宮川大海*²Influence of Martensite Morphology on Initial Yielding and Strain
Hardening in a 0.11C-1.36Mn Dual-phase Steel

Kohichi SUGIMOTO, Tsuneaki SAKAKI, Toshiro FUKUSATO and Ohmi MIYAGAWA

Synopsis:

The influence of the martensite morphology (the network structure, the isolated island and the fine-grained island) on the mechanical properties, particularly initial yielding and strain hardening, of a dual-phase steel was examined and discussed on the basis of the micromechanics.

(1) The network structure of martensite increased 0.2% proof stress, ultimate tensile strength and strain-hardening rate compared with the isolated martensite island. One of the reasons for this is that the internal stress arising from the difference between the strengths of the ferrite and the martensite was not so much relaxed in the former structure as in the latter one.

(2) A dual-phase steel with fine-grained isolated martensite islands exhibited rather higher 0.2% proof stress and ultimate tensile strength due to mainly fine-grained strengthening, and also the highest uniform and total elongation and reduction of area since the void formation around the martensite islands was suppressed.

1. 緒 言

フェライト・マルテンサイト複合組織鋼の機械的性質は種々の金属組織学的因子によつて著しく影響される。最近、THOMAS らのグループ¹⁾²⁾はマルテンサイト相の分布形態に注目して、結晶粒の微細化によつて複合組織鋼の延性を改善できることを報告している。また、国尾らのグループ³⁾⁴⁾はマルテンサイト相の連結度⁴⁾を高めることによつて強度は高められるが延性は低くなることを報告している。しかしながら、マルテンサイトの分布形態に関する研究はこのような延性および破壊に関連したものが多く、初期降伏、ひずみ硬化特性および広いひずみ範囲にわたる変形過程を包括した系統的な研究⁵⁾は少ない。

本研究では、熱処理によつてマルテンサイト分布形態を種々に変化させたフェライト・マルテンサイト複合組織鋼を用いて、機械的性質、とくに初期降伏とひずみ硬化特性に対するマルテンサイト相の連結化ならびに結晶粒の微細化の影響を詳細に調べた。ついで、著者らの初期降伏モデル⁶⁾を用いて計算した初期降伏応力と実験値の比較を行い、さらに平均内部応力(長範囲内部応力)

を基礎とした2相合金の降伏と変形に関する TOMOTA らの理論⁷⁾を用いて計算した真応力-真塑性ひずみ曲線、ひずみ硬化率-真塑性ひずみ曲線と実験により求めた両曲線とを広いひずみ範囲にわたつて比較検討した。その結果、複合組織鋼の機械的性質へのマルテンサイトの分布形態の影響は塑性緩和の起こりやすさと密接に関係することを明らかにした。

2. 実験方法

供試鋼には 0.11% C-0.22% Si-1.36% Mn の基本組成を有する市販 Mn 鋼の熱間圧延丸棒を用いた。供試鋼より平行部直径 5 mm、平行部長さ 34 mm の丸棒試験片を作製したのち、マルテンサイトの分布形態を変化させるため高純度 Ar 中にて Fig. 1 に示す 3 種類の熱処理 (DP I, DP II, DP III) を施した。いずれも 1 段目の熱処理は組織を調整するために施し、2 段目にて ($\alpha + \gamma$) 2 相域に保持後氷食塩水中に急冷しフェライト+マルテンサイト複合組織とした。この後、すべての試験片に液体窒素中にて 10 min のサブゼロ処理を施した。

第 2 相体積率 f ならびに構成相の結晶粒直径 d はそれぞれ線分法および面分法にて測定した。熱処理後、X

昭和 58 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 59 年 9 月 19 日受付 (Received Sep. 19, 1984)

* 東京都立大学工学部 (Faculty of Technology, Tokyo Metropolitan University, 2-1-1 Fukazawa Setagaya-ku 158)

*² 東京都立大学工学部 工博 (Faculty of Technology, Tokyo Metropolitan University)

*³ 東京都立大学大学院 (現: 新日本製鉄(株)) (Faculty of Technology, Tokyo Metropolitan University, Now Nippon Steel Corp.)

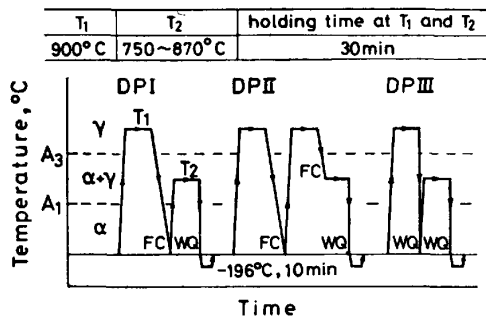


Fig. 1. Heat treatment diagrams. WQ and FC represent quenching in the iced brine and furnace cooling respectively.

線ディフラクトメータにて残留オーステナイトを定量したが、いずれの熱処理材でも残留オーステナイトはほとんど検出されなかつた。したがって、本報における第2相はすべてマルテンサイトであると考えられる。

引張試験は炭素による転位の固着を極力避けるため熱処理後1h以内に行つた。試験機はインストロン型引張試験機、試験温度は室温、クロスヘッド速度は0.5 mm/minである。通常の引張試験機に加え、本研究では微小ひずみ域から破壊にいたるまでの広いひずみ域にて正確な変形応力および塑性ひずみを求めるため、微小ひずみ域 ($\epsilon \leq 0.01$) ではひずみゲージを試験片に貼ることにより、 $\epsilon > 0.01$ のひずみ域ではマイクロメータにより除荷後の試験片直径を逐次測定することにより真塑性ひずみを求め、これより真応力-真塑性ひずみ曲線 ($\sigma-\epsilon$ 曲線) を作成した。また、 $\sigma-\epsilon$ 曲線よりひずみ硬化率-真塑性ひずみ曲線 ($d\sigma/d\epsilon-\epsilon$ 曲線) を作成した。

3. 実験結果

3.1 微細組織

マルテンサイト分布形態の代表例として、第2相体積率 f が約0.25の場合の電顕写真を Photo. 1 に示す。DP I, DP II, DP III の熱処理によりマルテンサイトの分布形態はそれぞれ連結型 (a, d), 孤立型 (b, e), 微細孤立型 (c, f) に変化している。ここで、DP I, DP II のフェライト相はポリゴナルであるが、DP III のみフェライト相は亜結晶粒から成っている。各タイプにおける2相域保持温度 (Fig. 1 の T_2) と第2相体積率および結晶粒直径との関係を Table 1 に示す。

3.2 機械的性質

引張試験にて得られた機械的性質を Fig. 2 に示す。図中、DP I の0.2%耐力に関しては、変形理論 (Tomotaらのモデル⁷⁾ と等ひずみモデル) に基づく計算値 (それぞれ(1), (2)) も示してある。機械的性質への分布形態の影響は以下のようにまとめられる。

Table 1. Volume fraction of the second phase and grain diameters of ferrite and martensite phases of three types of dual phase steel.

Type	T (°C)	f	d_F (μm)	d_M (μm)
DP I	750	0.15	13.7	4.4
	770	0.24	13.2	6.1
	790	0.31	14.2	7.1
	810	0.40	12.5	7.5
	830	0.52	10.4	7.5
	850	0.65	8.3	7.3
DP II	750	0.27	14.1	9.2
	770	0.32	14.3	9.2
	790	0.42	12.2	10.4
	800	0.48	13.3	12.6
	810	0.69	10.7	14.0
	830	0.93	6.2	12.6
DP III	750	0.23	6.4	2.7
	770	0.24	6.1	2.6
	790	0.35	5.0	2.9
	810	0.40	4.9	3.4
	830	0.51	6.1	3.9
	850	0.52	4.5	3.9
	860	0.70	4.5	4.9
	870	0.88	3.4	12.5

T : intercritical annealing temperature,
 f : volume fraction of the second phase,
 d_F, d_M : grain diameter of ferrite and martensite phases respectively.

(1) 弾性限 (σ_0)

σ_0 は $f=1.0$ の近傍を除き第2相体積率に依存せず一定値を示す。この値は DP I および DP II では約70 MPa であり、これは純鉄焼入材の σ_0 の値72.4 MPa とほとんど等しい。DP III の σ_0 はわずかに高く約90 MPa である。

(2) 0.2% 耐力 ($\sigma_{0.2}$)

$\sigma_{0.2}$ は DP III で最も高く (とくに $f < 0.5$ の場合)、DP I, DP II の順に低下する。全体的にみると、 $\sigma_{0.2}$ は第2相体積率が高くなると単調に増加する。しかし、DP I では f が約0.2で極小値を示す傾向がある。耐力が極小値を示す現象は複合組織鋼の特徴である⁸⁾⁹⁾が、極小値に対応する第2相体積率の値は約0.05という報告⁸⁾ や約0.25という報告⁹⁾ があり、鋼種および熱処理法によつて異なるようである。

(3) 引張強さ (σ_B)

σ_B は DP I で最も高く、DP III, DP II の順に低くなる。DP I で得られる高い σ_B は次節の Fig. 3 に示すようなきわめて高いひずみ硬化性に起因している。

(4) 降伏比 ($\sigma_{0.2}/\sigma_B$)

降伏比は DP III を除き f が約0.3にて極小値を示し、以後体積率の増加につれて高くなる。DP I, DP II

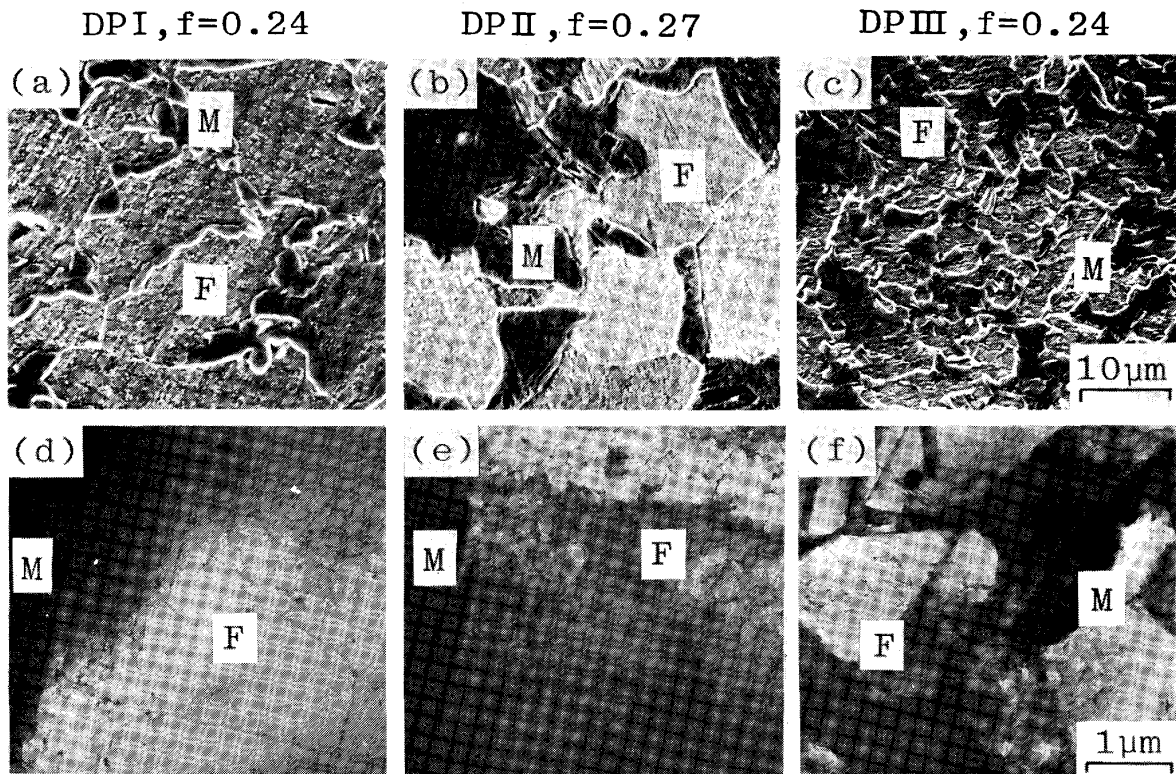


Photo. 1. Scanning (a-c) and transmission (d-f) electron micrographs of three types of dual-phase steel. DP I (a, d) is network martensite type, DP II (b, e) is isolated martensite one, and DP III (c, f) is fine-grained isolated martensite one. F and M represent ferrite and martensite grains respectively. f is volume fraction of the second phase.

の降伏比は DP III に比べて少し低い。

(5) 一様伸び, 全伸び, 絞り (e_u, e_t, δ)

e_u, e_t および δ は DP III で最も高く, DP II で最低となる。DP III の大きい e_t および δ は両相が細粒のために素地と第2相の界面の剝離によるポイドの発生が抑制されたためである。ちなみに, 強度・延性バランス ($e_u \times \sigma_B, e_t \times \sigma_B$) もマルテンサイト体積率が約 0.5 以下の場合, DP III が最も優れている。

以上より, マルテンサイトの分布形態およびそれを作するための熱処理の影響はつぎのように結論される。

(i) 低い降伏比および高い引張強さはマルテンサイト相を連結化することによって得られる。結晶粒の微細化は引張強さを少し高めるが, 0.2% 耐力をも高めるため, 結果として降伏比を高める。

(ii) 大きな一様伸び, 全伸びおよび絞りは結晶粒の微細化によって最も効果的に得られる。マルテンサイト相の連結度を高めることによっても同様な効果が得られるが, 微細化の場合ほど大きくない。

3.3 変形過程とひずみ硬化

代表例として, $f=0.25, 0.50$ および 0.75 の場合

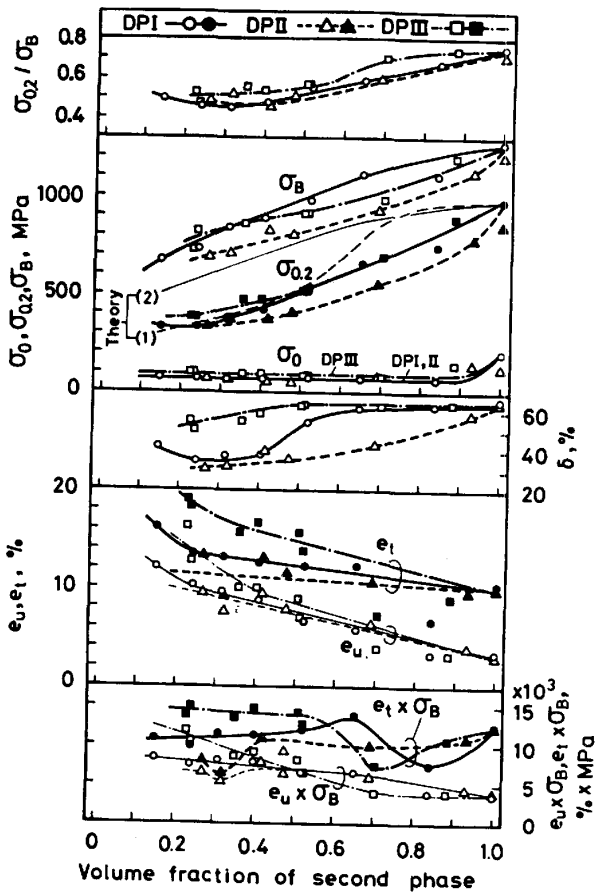
について引張試験により求めた σ - ϵ 曲線および $d\sigma/d\epsilon$ - ϵ 曲線をそれぞれ Fig. 3, 4 に示す。図中には 4.1 で述べる変形理論に基づいて計算された両曲線も示してある。ただし, $d\sigma/d\epsilon$ - ϵ 曲線の計算値については分布形態によらずほぼひとつの曲線で示されるので, 簡単のため DP I の曲線のみを示してある。

各分布形態に共通する複合組織鋼の変形は ϵ^* (第2相体積率が高いほど小さい) を境にしてつぎの二つの変形段階に分けられる。

(1) $\epsilon \leq \epsilon^*$ 複合組織鋼特有のきわめて大きいひずみ硬化が生ずる。

(2) $\epsilon > \epsilon^*$ ひずみ硬化率はひずみの増加とともに低下するが, 第2相体積率が高い場合にはマルテンサイト単相鋼でみられる直線硬化段階²⁰⁾が現れる。

分布形態の影響は第2相体積率が低い場合と高い場合とでは異なる。すなわち, 体積率が低い場合 ($f=0.25$), $\epsilon \leq \epsilon^*$ での変形応力は DP III のみ結晶粒の微細化によりわずかに高いものの, 全体としては分布形態によつてそれほど影響を受けない。一方, $\epsilon > \epsilon^*$ では変形応力は分布形態によつて強く影響される。つまり, (1) DP I,



σ_0 : elastic limit, $\sigma_{0.2}$: 0.2% proof stress, σ_B : ultimate tensile strength, e_u : uniform elongation, e_t : total elongation, δ : reduction of area.

Fig. 2. Tensile properties as a function of volume fraction of the second phase. Theoretical curves (1) and (2) on 0.2% proof stress show ones calculated on the basis of the TOMOTA et al's and the equal strain models respectively.

DP III では DP II に比べてひずみ硬化率が高い、(2) DP III ではくびれ開始付近の高ひずみでさえ、比較的高いひずみ硬化率を維持する。DP II の引張強さがとくに低かつたのは主に(1)に起因し、DP III の大きい一様伸びは(1)、(2)の両者に起因する。

これに対し、第2相体積率が高い場合 ($f=0.50, 0.75$)、変形応力に対する分布形態の影響は第2相体積率が低い場合とは逆に、主に $\epsilon \leq \epsilon^*$ で現れ、これが高ひずみ域まで持続する。すなわち、(1) $\epsilon \leq \epsilon^*$ でのひずみ硬化は DP I にてきわめて大きく、DP II、DP III では低い。ただし、DP III では $\epsilon \approx 0$ の極微小ひずみにおいてのみ、他の分布形態に比べて変形応力が高い特徴を有する。(2) $\epsilon > \epsilon^*$ では、 $\epsilon \leq \epsilon^*$ で各分布形態間に生じた変形応力の差がほぼ一定に保たれるので、分布形態の影響はみかけ上現れているが、 $\epsilon \leq \epsilon^*$ での影響よりはるかに小さい。

4. 考 察

4.1 2相合金の変形理論と構成相の変形曲線

DP 鋼の変形およびひずみ硬化に関して、ASHBY の理論¹⁰⁾を適用して転位間の相互作用のみから説明しようとする報告がある¹¹⁾¹²⁾が、高ひずみ域を除き無理な点が多く¹³⁾¹⁴⁾、2相間の塑性ひずみの不均一性から生ずる平均内部応力¹⁵⁾または平均内部応力と転位間の相互作用の両者¹⁶⁾から説明しようとする説が一般に妥当であると考えられている¹³⁾¹⁴⁾。また、連続降伏現象に限れば、これはマルテンサイト変態時に発生した多数の自由転位に起因する⁹⁾¹⁷⁾という説もあるが、マルテンサイト変態の体積膨脹に起因する内部応力⁶⁾が主原因で、自由転位の効果がこれを助けている¹⁸⁾¹⁹⁾という説が妥当であると考えられる。このような理由により、本研究では従来より提案されているいくつかの変形理論のうち、平均内部応力に基づく TOMOTA らの連続体モデル⁷⁾ および連続降伏をマルテンサイト変態による体積膨脹に起因する内部応力から説明した坂木らの初期降伏モデル⁶⁾を用いて、実験データを検討する。以下、Fig. 5 を用いて両変形モデルを簡単に説明しておく。

(I) TOMOTA らの連続体モデル⁷⁾

$$i) Y = Y_F \text{ (A点)} \dots\dots\dots (1)$$

$$ii) \sigma_A(\epsilon) = \sigma_F \left(\frac{\epsilon}{1-f} \right) + KE\epsilon \frac{f}{1-f} \dots\dots\dots (2)$$

$$iii) Y_1(\epsilon_1) = \sigma_F \left(\frac{\epsilon_1}{1-f} \right) + KE\epsilon_1 \frac{f}{1-f} \text{ (B点)} \dots\dots\dots (3)$$

$$iv) \sigma_A(\epsilon) = \sigma_F(\epsilon) + f\alpha \{ \sigma_M(\epsilon) - \sigma_F(\epsilon) \} \text{ (B-C 間)} \dots\dots\dots (4)$$

ここで、

$$\alpha = \frac{KE + \frac{d\sigma_F}{d\epsilon_F}}{KE + (1-f) \frac{d\sigma_M}{d\epsilon_M} + f \frac{d\sigma_F}{d\epsilon_F}} \approx 1 \dots (5)$$

上式で、 $Y(Y_1)$, σ_A , ϵ はそれぞれ複合組織鋼の降伏強さ、変形応力、塑性ひずみで、これらの右下に F または M を付したものはフェライト、マルテンサイト相に対応する。 E はヤング率 ($2.06 \times 10^5 \text{ MPa}$)、 $K = (7-5\nu) / \{10(1-\nu^2)\}$ でポアソン比 ν が 0.28 のとき、 $K = 0.61$ である。

(II) 初期降伏モデル⁶⁾

$$Y_P = Y_F \left[-\frac{1}{2} \frac{Y_{F0}}{Y_F} + \left\{ 1 - \frac{3}{4} \left(\frac{Y_{F0}}{Y_F} \right)^2 \right\}^{1/2} \right] \dots (6)$$

ここで、 Y_{F0} はマルテンサイト変態が起こる温度でのフェライト相の降伏強さである。 Y_P は複合組織鋼の弾性

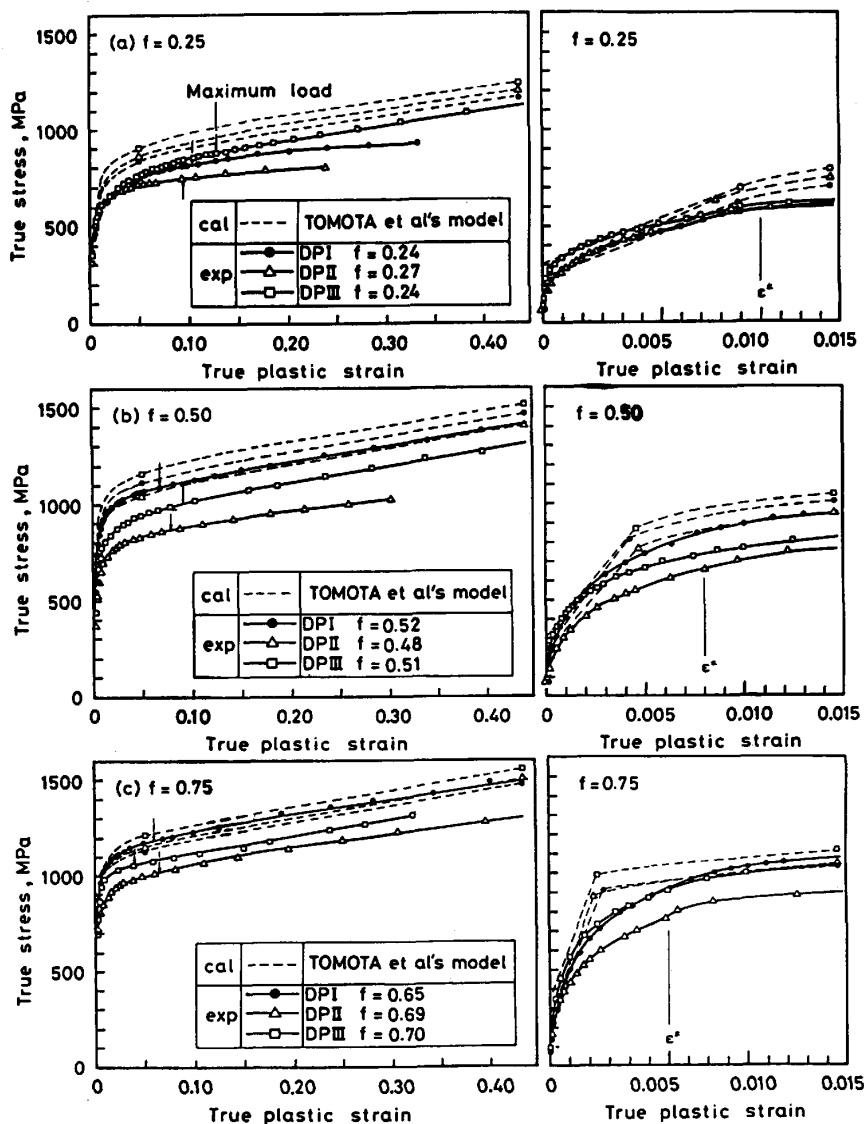


Fig. 3. Comparison between experimental true stress-true plastic strain curves (exp) and calculated ones (cal) based on the TOMOTA et al's model. ϵ^* corresponds to that in Fig. 4.

限とみなしてよいであろう。

マルテンサイト変態によつて生ずる内部応力は 0.2% 程度の塑性ひずみに加えられた状態では大部分が緩和され、無視し得るほど小さくなるであろう。したがつて、本報では 0.2% 以上のひずみ域の変形は TOMOTA らの連続体モデルに従うと仮定する。なお、上述の二つの変形モデルのほかに、一部比較のために等ひずみモデルを用いた。

所定の炭素濃度を有するマルテンサイト相の弾性限、0.2% 耐力†、 σ - ϵ 曲線、および $d\sigma/d\epsilon$ - ϵ 曲線は、炭素量の異なる種類の 1.4%Mn 鋼 (0.11%C, 0.20%C, 0.43%C) の焼入材 (結晶粒直径 15 μm) の引張試験結果²⁰⁾から補間法を用いて推定した。フェライト相の両曲線には 0.006%C を含む純鉄 (750°C から氷食塩水中

† TOMOTA らの連続体モデルおよび初期降伏モデルではマルテンサイト相の降伏応力 Y_M には 0.2% 耐力を用いた。

に急冷、結晶粒直径 35 μm) の結果を用いた。両相の σ - ϵ 曲線を Fig. 6 に示す。なお、複合組織鋼を構成するフェライトおよびマルテンサイト相の結晶粒直径は Table 1 に示すような値であるので、つぎに示す PETCH の関係式を用いて両相の降伏応力 (Y_F および Y_M) および変形応力の補正を行った。

$$\left. \begin{aligned} Y_F &= \sigma_{OF} + k_F d_F^{-1/2} \\ Y_M &= \sigma_{OM} + k_M d_M^{-1/2} \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (7)$$

ここで、 σ_{OF} 、 σ_{OM} は両相における摩擦応力、 d_F 、 d_M は両相の結晶粒直径である。また、フェライト²¹⁾とマルテンサイト²²⁾に対する定数 k_F 、 k_M の値はともに 17 $\text{MPa}\cdot\text{mm}^{1/2}$ とした。なお、DPⅢの亜結晶の影響は無視する。

4.2 変形理論から計算された変形曲線

Fig. 3, 4 を用いて、実験で求めた σ - ϵ 曲線、 $d\sigma/d\epsilon$ - ϵ

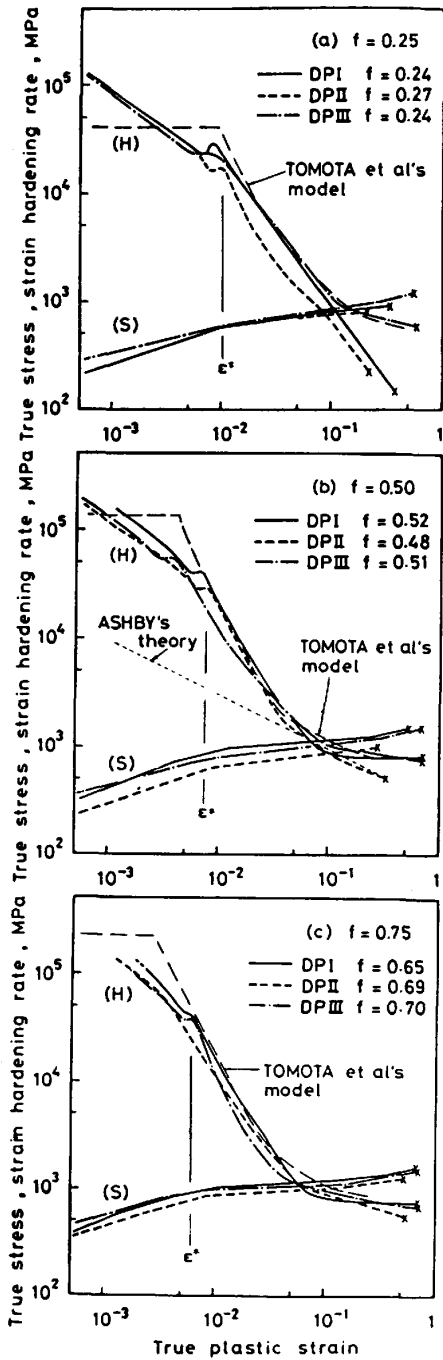


Fig. 4. Comparison between experimental true stress - true plastic strain curves (S), strain hardening rate - true plastic strain curves (H) and ones calculated based on the TOMOTA et al's model. ϵ^* represents true plastic strain partitioning two different deformation stages.

曲線と変形モデルから計算された両曲線とを比較・検討する。初期降伏モデルによる計算値は示されていない。

まず、 σ - ϵ 曲線および Fig. 2 をみると、複合組織鋼特有の低い弾性限は初期降伏モデル ($Y_F/Y_{F0}=1.22$) によく一致する。また、0.2% 耐力は $f=0.2\sim 0.5$ の範囲において TOMOTA らのモデルによる計算値とよく一致

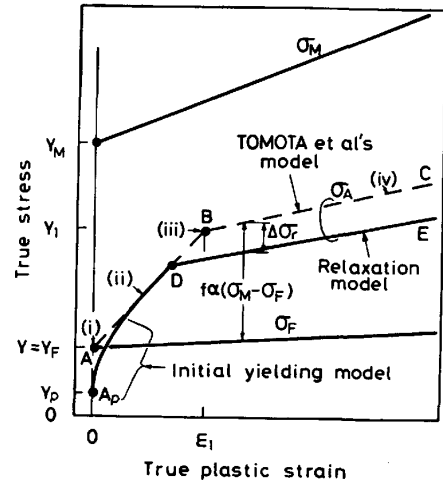


Fig. 5. Schematic flow curves of some deformation models proposed for a dual phase steel.

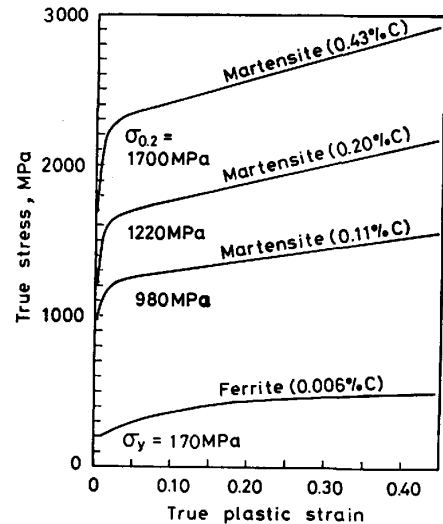


Fig. 6. True stress-true plastic strain curves of ferrite and martensite steels containing given percents of carbon.

している。ちなみに、参考のために用いた等ひずみモデルによる計算値はきわめて高い値を予想する。

$\epsilon > \epsilon^*$ においては、いずれの分布状態においても実験により求めた σ - ϵ 曲線は TOMOTA らのモデルにより計算されたものより低く (ただし、DP I の $f=0.75$ では両者は比較的一致している)、また両者の変形応力の差はひずみによらずほぼ一定となっている。この差は DP I ではとくに小さく、DP II、DP III では比較的大きいという特徴がある。これについては次節で詳しく述べる。

つぎに $d\sigma/d\epsilon$ - ϵ 曲線についてみると、実験結果は TOMOTA らのモデルから求めた計算結果と比較的よく一致している。とくに $\epsilon > \epsilon^*$ では両者はよく一致している。なお、 $f=0.25$, $\epsilon > \epsilon^*$ にて DP II の変形応力 (Fig. 3 (a)) およびひずみ硬化率 (Fig. 4 (a)) は DP I, DP

Ⅲに比較してかなり低いですが、これは前者では最大荷重点よりはるかに小さいひずみで素地と第2相界面での剝離によるポイドが発生したためである。

4.3 塑性緩和に対するマルテンサイト分布形態の影響

前節で述べたことから、実際の複合組織鋼の変形応力は Fig. 5 に模式的に示したような塑性緩和を考慮した曲線 (0-A_p-D-E) で表すことができる。すなわち、

- (i) 0-A_p-D 間 初期降伏モデルに従う。
- (ii) D-E 間 マルテンサイトの存在による強化分 $f\alpha\{\sigma_M(\epsilon) - \sigma_F(\epsilon)\}$ が理論どおりに寄与するならば、変形応力は B-C 間で表されるはずである。しかし、実際の変形応力はこれより低く D-E 間で表される。そこで両変形応力の差 $\Delta\sigma_r$ と理論強化分の比を塑性緩和係数 $\phi(0 \leq \phi \leq 1)$ と定義する。

$$\phi = \frac{\Delta\sigma_r}{f\alpha\{\sigma_M(\epsilon) - \sigma_F(\epsilon)\}} \dots\dots\dots(8)$$

このとき、複合組織鋼の変形応力 σ_A は(4)と(8)式より、

$$\sigma_A(\epsilon) = \sigma_F(\epsilon) + (1 - \phi)f\alpha\{\sigma_M(\epsilon) - \sigma_F(\epsilon)\} \dots\dots\dots(9)$$

GERBACE ら¹⁶⁾は 0.1% C, $f=0.10$ の複合組織鋼を用いて、変形が少し進んだ段階 ($\epsilon = 0.005$) では平均内部応力の増加分は塑性緩和によつてほとんど打ち消され、みかけ上平均内部応力は増加しないことを示した。これは上述の著者らの塑性緩和の考え方を支持する。

ϕ と第2相体積率との関係を Fig. 7(a) に示す。 $f < 0.2$ の範囲では正確な ϕ の計算が困難なため示していない。また、 ϕ は $\epsilon \geq 0.05$ の範囲ではひずみとともにわずかに低下するが、ほぼ一定とみなせるので (Fig. 3), $\epsilon = 0.05$ での値で代表させてある。塑性緩和への分

布形態の影響をまとめると次のようになる。

(1) $f=0.2 \sim 0.7$ の範囲において、DP I の ϕ は DP II, DP III の ϕ よりかなり低く、1/2 以下である。このことは、マルテンサイト相を連結化することによつて平均内部応力をきわめて有効に活用し得ることを示す。一方、結晶粒の微細化は変形応力全体を高くするが、平均内部応力はこれによつてそれほど有効に活用されない。

(2) ϕ は第2相体積率が低い場合に高く、第2相体積率が高くなると低下の傾向を示す。このような ϕ の体積率依存性は DP I の方がいくぶん顕著に現れる。この原因として、DP I では第2相体積率が低くなるとマルテンサイト相の連結度が小さくなり孤立型に近づくことが挙げられる。このほか、第2相体積率が低くなると、BALLIGER ら¹¹⁾および TOMOTA ら¹³⁾¹⁴⁾も述べているように、2相間の塑性ひずみの差が大きくなりフェライト相の塑性変形が優先的に起こることも ϕ の体積率依存性のもうひとつの大きな原因であろう。

さて、塑性緩和の影響を定式化する他の方法として、ARAKI ら¹⁵⁾は塑性緩和が生じた後の2相間の有効塑性ひずみ差 $\Delta\epsilon_{eff}^{\dagger 2}$ を考え、 $f=0.05 \sim 0.40$ の範囲にて $\Delta\epsilon_{eff} = 0.004$ (一定値) としたとき、複合組織鋼の変形曲線の実験値は計算値と一致することを示した。一方、友田ら¹³⁾¹⁴⁾は軟質相 (F) と硬質相 (M) の平均塑性ひずみの比 $m^*(\epsilon_M/\epsilon_F)$ によつて塑性緩和の程度を表し、両者の強度比 (Y_M/Y_F) が3以上では $m^* < 1$ となり塑性緩和が生ずることを示した。著者らの提案した塑性緩和係数 ϕ は本質的には ARAKI ら¹⁵⁾とほぼ同じ考え方に立っている。そこで、本実験結果より実際に $\Delta\epsilon_{eff}$ を求めた (Fig. 7(b))。ARAKI らは $\Delta\epsilon_{eff}$ の第2相体積率依存性については触れていないが、Fig. 7(b) から $\Delta\epsilon_{eff}$ には第2相体積率依存性が明らかに存在し、 $\Delta\epsilon_{eff}$ に対してはマルテンサイト分布形態と第2相体積率の両者の影響を考慮すべきことがわかる。

おわりに、塑性緩和機構として ASHBY の理論¹⁰⁾を支持する研究者も多いが¹¹⁾¹²⁾、Fig. 4(b) 中に示したように ASHBY の理論から計算されたひずみ硬化率は実験値に比較してかなり低いことから、高ひずみ域を除き複合組織鋼の塑性緩和機構としては妥当でないと考えられる。友田ら¹³⁾は平均内部応力の塑性緩和は2相界面での交差すべりや grow-in 転位および2次転位の発生によつて生ずることを挙げているが、より明確な塑性緩和機構の研究が待たれる。

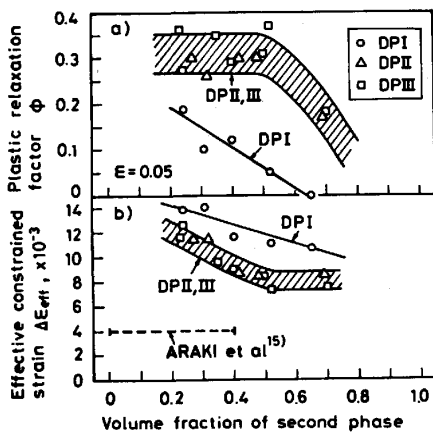


Fig. 7. Effects of martensite morphology and volume fraction of the second phase on (a) plastic relaxation factor and (b) effective constrained strain.

^{†2} $\Delta\epsilon_{eff}$ は(9)式の $(\epsilon_F - \epsilon_M)$ のうち、実際に平均内部応力に寄与する有効分を示す。

5. 結 言

フェライト・マルテンサイト複合組織鋼の機械的性質、とくに初期降伏とひずみ硬化へのマルテンサイト分布形態（連結化，微細化）の影響を第2相体積率が0.15~1.0の広い範囲について調べた。また，フェライトとマルテンサイトの強度差に起因して発生する平均内部応力が塑性緩和によつて低められることに着目し，これに基づいてマルテンサイト分布形態の影響を考察した。得られた主な結果を以下に要約する。

(1) マルテンサイト相の連結化

マルテンサイト相を連結化することは，弾性限にはほとんど影響を及ぼさないが，0.2%耐力，引張強さおよびひずみ硬化率を高くした。これに対するひとつの理由は，連結化するとマルテンサイトとフェライト相との強度差に起因して発生する平均内部応力が塑性緩和によつてわずかしこ低下せず，変形応力を高めるために有効に作用することである。ただし，第2相体積率が低い場合には必然的にマルテンサイトの連結度が小さくなり塑性緩和の程度が大きくなるため，この利点は少なくなる。

(2) 結晶粒の微細化

フェライト相の微細化はフェライト相の降伏応力を高めるために弾性限を高くする。またこれに関連して，0.2%耐力も高める。フェライト，マルテンサイト両相の微細化は全体の変形応力を高めるが，実際には平均内部応力の塑性緩和の程度が比較的大きいので，変形初期のひずみ硬化率および引張強さをそれほど高くしない。しかし，両相の微細化はフェライト・マルテンサイト界面の剥離を抑制するため，くびれ開始付近の高ひずみ域でのひずみ硬化率を高く維持し，大きい一様伸びを生じさせる。これに関連して，全伸び，絞りも大きくなる。

文 献

- 1) N. J. KIM and G. THOMAS: Metall. Trans. 12A (1981), p. 483
- 2) G. THOMAS and J. Y. KOO: Structure and Properties of Dual-Phase Steels, ed. by R. A. KOT and J. W. MORRIS (1979), p. 183 [AIME]
- 3) 鈴木秀人, 山田邦博, 清水真佐男, 国尾 武: 日本機械学会論文集, 40 (1971) 329, p. 23
- 4) 国尾 武, 清水真佐男, 山田邦博, 鈴木秀人: 第20回材料強度と破壊シンポジウム論文集(1975), p. 15
- 5) 友田 陽, 谷本一郎, 黒木剛司郎: 日本機械学会論文集, 40 (1971), p. 23
- 6) 坂木庸晃, 杉本公一, 福里俊郎: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 470
- 7) Y. TOMOTA, K. KUROKI, T. MORI and I. TAMURA: Mater. Sci. Eng., 24 (1976), p. 85
- 8) N. OHASHI, I. TAKAHASHI and K. HASHIGUCHI: Trans. ISIJ, 18 (1978), p. 321
- 9) A. R. MARDER: Metall. Trans., 12A (1981), p. 1569
- 10) M. F. ASHBY: Phil. Mag., 14 (1966), p. 1157
- 11) N. K. BALLIGER and T. GLADMAN: Met. Sci., 15 (1981), p. 95
- 12) 国重和俊, 長尾典昭, 高橋政司: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1177
- 13) 友田 陽, 田村今男: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 440
- 14) 友田 陽, 田村今男: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1147
- 15) K. ARAKI, Y. TAKADA and K. NAKAOKA: Trans. ISIJ, 17 (1977), p. 711
- 16) J. GERBASE, J. D. EMBURY and R. M. HOBBS: 文献2) の p. 118
- 17) W. S. OWEN: Met. Technol., 7 (1980), p. 1
- 18) 高橋政司, 国重和俊, 岡本篤樹: 日本金属学会会報, 19 (1980), p. 10
- 19) 古川 敬: 日本金属学会会報, 19 (1980), p. 439
- 20) 杉本公一, 坂木庸晃, 福里俊郎, 宮川大海: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 1712
- 21) 中村正久, 坂木庸晃: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 258
- 22) 斎藤鉄哉, 内山 郁: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2038