



## 延性 2 相高強度鋼板の強度・延性と組織

友田 陽\*・田村 今男\*\*

## Strength and Ductility Related with Structure of Dual Phase High Strength Steel Sheet

Yo TOMOTA and Imao TAMURA

## 1. はじめに

近年開発された Dual Phase 鋼 (以下 DP 鋼と略す) は、①低降伏比である、②降伏点降下現象を示さず変形初期の加工硬化率が高い、③強度 (引張強さ) 対延性バランスが優れている、および④室温では遅時効でかつ高い BH 性 (Bake-Hardenability) を有すなどの特長を備えており、新しい加工用高張力鋼板として注目されている。この鋼の金属組織は、後述のように、その化学組成と熱処理過程に依存して複雑な様相を呈するが、基本的にはフェライト基地とマルテンサイトなどの硬質相コロニーの 2 相混合組織状態にある。

著者らは、ある程度の延性を有し、かつ結晶粒の大きさが同程度の 2 種の相の集合体である延性 2 相合金の力学的性質について、最近、本誌にとりまとめて報告した<sup>1)</sup>。それによると、延性 2 相合金の変形・破壊挙動の特徴とそれにおよぼす金属組織学的因子の影響はかなり明らかになつてきつつある。しかし、一歩進めた問題、たとえば、ある 2 種類の相を用いて降伏強さ ( $\sigma_s$ )、引張強さ ( $\sigma_B$ ) および伸び ( $\delta$ ) がおのおのいくらの値の材料を作るには、どのような混合割合および組織状態にすればよいか、さらに、そのような組織状態はどのようにして作ればよいかに対しては、明解な答を与えるに至っていないのが現状である。

もとより DP 鋼に関しては、Chicago (1977)<sup>2)</sup>、Berlin (1978)<sup>3)</sup>、New Orleans (1979)<sup>4)</sup> など次々と会議が開かれており、加えて、実際に開発を進めてこられた方々による優れた解説が既にある<sup>5)~10)</sup>。著者らの DP 鋼に関する見識は浅いが、この鋼も延性 2 相鋼の一種類と考えて、本稿ではこれらの解説と著者らの延性 2 相合金一般を対象とした前報<sup>1)</sup>の橋渡しを目的として、フェライト ( $\alpha$  と略す)-マルテンサイト ( $\alpha'$ ) 2 相鋼について具体的な考察を試みる<sup>†</sup>。

## 2. 従来の変形理論による組織設計の試み

## 2.1 基本的手法

DP 鋼の特長のひとつに高強度高延性という性質がある。降伏強度は主に母相  $\alpha$  の性質に支配されるので、DP 鋼設計の試みは高  $\sigma_B$  高伸び (均一伸び  $\epsilon_u$  あるいは全伸び  $\delta$ ) を得るにはどうすればよいかという方向で進められてきた。

いま、ある材料の構成式が真応力 ( $\sigma$ ) と真ひずみ ( $\epsilon$ )、各構成相の性質や金属組織学的因子等によつて、

$$\sigma = f(\epsilon \dots) \dots \dots \dots (1)$$

の関数形で与えられるとする。引張試験における塑性不安定 (ネッキング) 開始点は荷重最大点として

$$(\partial \sigma / \partial \epsilon) = \sigma \dots \dots \dots (2)$$

と定式化される (Fig. 1 参照)<sup>11)</sup>。(1)式が

$$\sigma = K \epsilon^n \dots \dots \dots (3)$$

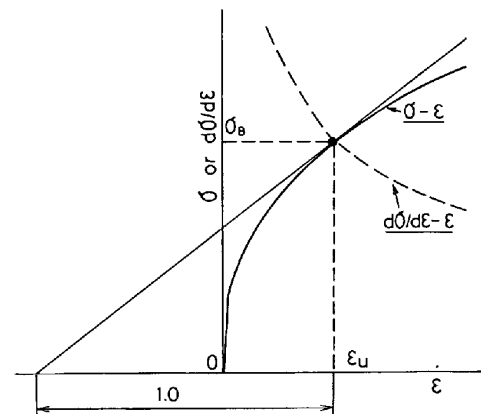


Fig. 1. Schematic illustration to show the starting point of necking on a true stress-strain curve.

† 文献(1)との重複はできるだけ避けるように心がけたつもりである。従つて説明不足のところもあると思うが、その分は前報を参照してほしい。

昭和 56 年 10 月 19 日受付 (Received Oct. 19, 1981) (依頼解説)

\* 茨城大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Ibaraki University)

\*\* 京都大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyoto University, Yoshidahonmachi Sakyo-ku Kyoto 606)

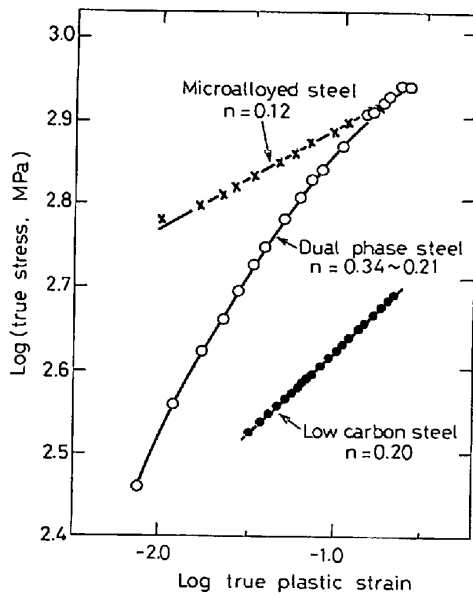


Fig. 2. Log (true stress) vs log (true plastic strain) curves for a low carbon, a dual phase, and a microalloyed steel. When plastic strain is large, the difference between plastic strain and whole strain is negligible. The gradient of these curves shows  $n$ -value<sup>10)16)</sup>.

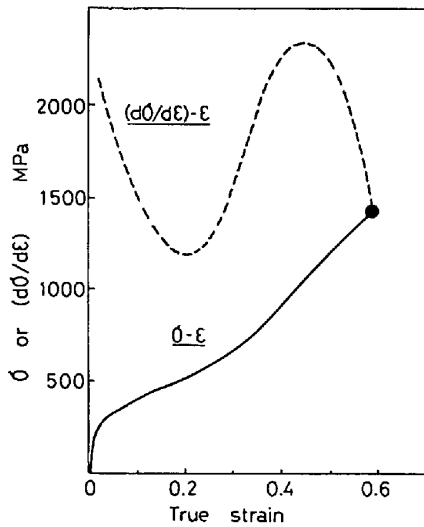


Fig. 3. A characteristic work-hardening behavior in an Fe-Ni-C metastable austenitic steel accompanying TRIP (Transformation Induced Plasticity). The point ● indicates the start of necking. (after TOMOTA et al.<sup>18)</sup>)

で近似できる時 (Hollomon の式, ここで  $K$  は強度係数,  $n$  は加工硬化指数), (2)式より,  $\epsilon_u$  と  $\sigma_B$  は

$$\epsilon_u = n \dots \dots \dots (4-a)$$

$$\sigma_B = K n^n \dots \dots \dots (4-b)$$

と求まるので, 材料の高強度高延性化を企るには  $K$  と  $n$  の値を大きくすればよいという基本方針が得られる.

DP 鋼においても (3)式で近似できるとする報告もあ

る<sup>12)13)</sup>が, 適用できないとする報告も多い<sup>14)~17)</sup>. そこで, 部分的に (3)式を適用し ( $d \log \sigma / d \log \epsilon$ ) より  $n$  値を求めると, その値は Fig. 2 にみられるように  $\epsilon$  の増加にともなつて小さくなる (後で DP 鋼の  $n$  値を計算することがあるが, このような場合には  $n = \epsilon_u$  と置きかえられるようにネッキング開始点近傍の値で代表させている). DP 鋼では, 変形初期の加工硬化率 ( $d\sigma/d\epsilon$ ) が大きいことがしばしば強調されるが,  $\sigma_B$  や  $\epsilon_u$  を決定するものは高ひずみ域, とりわけネッキング開始近傍での ( $d\sigma/d\epsilon$ ) であることに改めて留意すべきである. この点を如実に示す例として Fig. 3 に示す TRIP 現象があげられる<sup>18)</sup>. 準安定オーステナイト鋼において, 変形の進行にともないマルテンサイト変態が誘発される場合には ( $d\sigma/d\epsilon$ ) は特異な挙動を示し高延性をもたらしている. 従つて, DP 鋼において高  $\epsilon_u$  を得るためには変形後期まで高い ( $d\sigma/d\epsilon$ ) を保つ必要がある (正確には ( $d\sigma/d\epsilon$ ) -  $\sigma > 0$  に保ちつづける必要がある). 事実, 後述するが DP 鋼の  $d\sigma/d\epsilon$  は高ひずみ域まで, 他の低合金鋼より高い値を示している.

延性 2 相合金の (1)式を, 各構成相の性質や金属組織学的因子を変数として取り込んで導こうとする試みは種々みられ, おのおのの長所, 欠点や適用範囲については前報<sup>1)</sup> で論じた. それらの解析式を (2)式に代入すれば,  $\epsilon_u$  と  $\sigma_B$  を大きくするための指針が得られるというのがこれまでの DP 鋼組織設計の試みに共通した手法である. そして, これまでに, 延性 2 相合金の変形理論のほとんどが (1)式として取り上げられてきたので, その概要を紹介し, 前報<sup>1)</sup> の議論との関連を述べる.

### 2.2 Mileiko の理論の適用

せんい強化合金においても, ある程度の延性を有する連続せんい強化型複合材料の強度について考える場合には, もろいせんいを対象とした KELLY-TYSON の考え<sup>19)</sup> は都合が悪い. そこで, MILEIKO は次のような新しい考え<sup>20)</sup>を示した. 2種の構成相の変形がそれぞれ (3)式で表されると仮定する. 軟質相と硬質相を示す添字 I と II をつけて,

$$\sigma^I = K_I (\epsilon^I)^{n_I} \dots \dots \dots (5-a)$$

$$\sigma^{II} = K_{II} (\epsilon^{II})^{n_{II}} \dots \dots \dots (5-b)$$

両相ともにくびれを起こして破壊すると仮定して (5)式を (2)式に代入すれば (4)式に相当する次式を得る.

$$\sigma_B^I = K_I (\epsilon_u^I)^{n_I}, \quad \epsilon_u^I = n_I \dots \dots \dots (6-a)$$

$$\sigma_B^{II} = K_{II} (\epsilon_u^{II})^{n_{II}}, \quad \epsilon_u^{II} = n_{II} \dots \dots \dots (6-b)$$

あるいは書き直して,

$$K_I = \sigma_B^I \epsilon_u^{I(-n_I)} \dots \dots \dots (7-a)$$

$$K_{II} = \sigma_B^{II} \epsilon_u^{II(-n_{II})} \dots \dots \dots (7-b)$$

複合材全体の  $\sigma - \epsilon$  関係式はひずみ一定を前提として

$$\sigma = \sigma^I (1-f) + \sigma^{II} f$$

$$= K_I \epsilon_u^{n_I} \cdot (1-f) + K_{II} \epsilon_u^{n_{II}} \cdot f \dots \dots \dots (8-a)$$

ただし,  $\epsilon = \epsilon^I = \epsilon^{II} \dots \dots \dots (8-b)$

で与えられるとする。(8)式を(2)式に代入すれば次式を得る。

$$f = \frac{1}{1 + \frac{K_{II}}{K_I} \varepsilon (\varepsilon_u^I - \varepsilon_u^{II}) \cdot \frac{(\varepsilon - \varepsilon_u^{II})}{(\varepsilon - \varepsilon_u^I)}} \dots\dots (9)$$

ここで  $K_{II}/K_I = \sigma_B^{II} \varepsilon_u^I / \sigma_B^I \varepsilon_u^{II}$  であり、真引張強さ  $\sigma_B$  を公称引張強さ  $\sigma_B^*$  で表すために  $\sigma_B^I$  を  $\sigma_B^{I*} \exp \varepsilon_u^I$ 、 $\sigma_B^{II}$  を  $\sigma_B^{II*} \exp \varepsilon_u^{II}$  で置きかえれば MILEIKO の原論文<sup>20)</sup>の式になる。(9)式を  $\varepsilon$  について解けば複合材料の  $\varepsilon_u$  が求まり、その  $\varepsilon_u$  を (8-a) 式に代入すれば  $\sigma_B$  が求まる。逆に、希望の  $\varepsilon_u$  を得るための  $f$  は (9)式の  $\varepsilon$  にその値 ( $\varepsilon_u$ ) を入れれば決定される。

同様な解析は GARMONG と THOMPSON<sup>21)</sup> によつて行われ、少し別の立場からも考察されている<sup>22)</sup>。Ni-W, Cu-W, Ag-ステンレス鋼, Mo-Cu などの連続せんい強化型合金の実験結果は上記の理論と良く一致する<sup>20)22)</sup>。

このモデルを DP 鋼に適用したのは DAVIES である<sup>13)23)24)</sup>。彼は炭素を含まない Fe-3Mo-3Ni 鋼を用い、種々の  $f$  の  $\alpha$ - $\alpha'$  鋼を作製した。 $\alpha$  および  $\alpha'$  単相材の応力-ひずみ曲線を (3)式で近似 ( $n$  値は  $\alpha$  で 0.24,  $\alpha'$  は 0.06) し、2相鋼の引張性質を (8), (9)式で予想し実験値と比較したところ、Fig. 4 のようなかなり良い一致が得られた。この鋼の  $\alpha'$  相は Fig. 4(a)から知れ

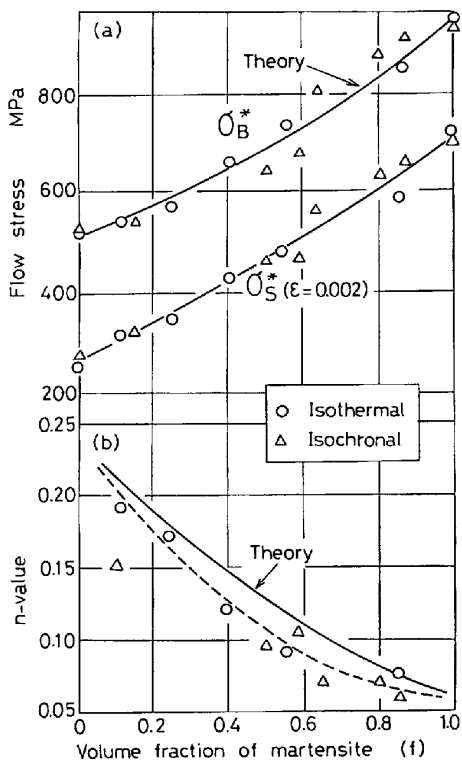


Fig. 4. The tensile strength  $\sigma_B^*$  and the flow stress at 0.002 strain  $\sigma_S^*$  (a) and stress exponent  $n$  (b) as a function of martensite volume fraction  $f$ . The lines through  $\sigma_B^*$  and  $n$  data are calculated from MILEIKO's theory. (after DAVIES<sup>13)</sup>)

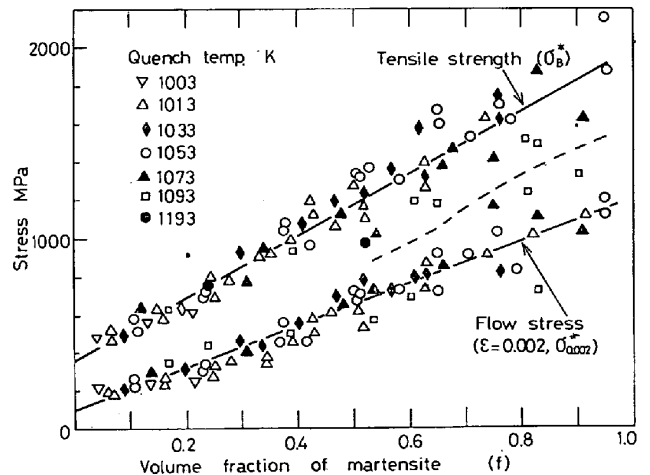


Fig. 5. The 0.2% flow stress  $\sigma_S^*$  and the tensile strength  $\sigma_B^*$  as a function of volume fraction of martensite  $f$  for a series of Fe-Mn-C alloys. (after DAVIES<sup>24)</sup>)

るように炭素を含まないので軟らかい(両相の  $\sigma_s$  の比  $C^*$ )は3以下)。従つて、 $\alpha'$  コロニーの形状は MILEIKO の解析したモデル(連続せんい)とまったく異なるが、 $\alpha$  と  $\alpha'$  のひずみがかなり均等であることがこの良い一致の理由であろうと考察された<sup>13)</sup>。これは  $C^*$  値が小さい時はひずみ一定モデルに近い変形挙動をするという著者らの結果<sup>1)</sup>と合致する。

一方、この実験とほとんど同時に行われた Fe-Mn-C 鋼 (C量 0.06~0.52% の 20 鋼種)の結果が Fig. 5 である<sup>24)</sup>。データのばらつきも大きいですが、DAVIES はこの結果より、DP 鋼の強度は  $\alpha'$  体積率 ( $f$ ) に支配され  $\alpha'$  の強度 (C量) には依存しないという見解を示した。その理由は当時<sup>24)</sup>は不明であるとしながら、(8), (9)式を用いて  $n$  値と  $\sigma_B^*$  を計算したところ実験結果とかなり一致した。そこで MILEIKO の理論は一般性があるとして、次にこれを用いて合金設計の指針を得ようと試みた。 $\alpha$  と  $\alpha'$  の  $n$  値は一定にして ( $\alpha$  と  $\alpha'$  の  $n$  値は 0.31 と 0.08<sup>23)</sup> または 0.31 と 0.07<sup>24)</sup>) 両相の  $\sigma_B^*$  の値を変数として  $\sigma_B^*-n$  バランスを計算し、Fig. 6 を作成した。その結果、強度-延性バランスの良好な DP 鋼を得るには  $\alpha$  の強度 ( $\sigma_B^{I*}$ ) と延性 ( $n_1 (= \varepsilon_u^I)$ ) を上げることと  $f$  の調整が重要であつて、 $\alpha'$  の強度はあまり影響しないという結論を導き、Si 添加などの具体的提案を行つた。

この考察においては、各構成相は  $\sigma_B^*$  が変化しても伸び ( $\varepsilon_u$ ) は変化しないという条件下での比較である点などに問題が残る<sup>7)</sup>。しかし、何よりも重要なことは、 $\alpha'$  の強度が高い時にも 2 相が均等に變形するという前提条件の (8), (9)式を用いて構わないという保証が何ら与えられていないことであろう。 $\alpha'$  強度が高くなるにつれてひずみ分布は不均一になり、 $\alpha$  中に變形が集中するようになることは多くの研究で明らかである<sup>1)</sup>。特別

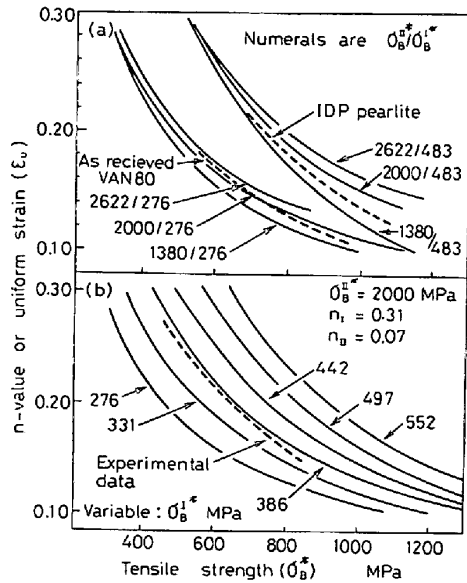


Fig. 6. The predicted  $n$  or uniform strain  $\epsilon_u$  as a function of the tensile strength of the dual phase steel. (a) For several dual phase steels having different strength ratios of martensite to ferrite and for two kinds of pearlite-containing steels. (b) For various ferrites. (after DAVIES<sup>23</sup>/<sup>24</sup>)

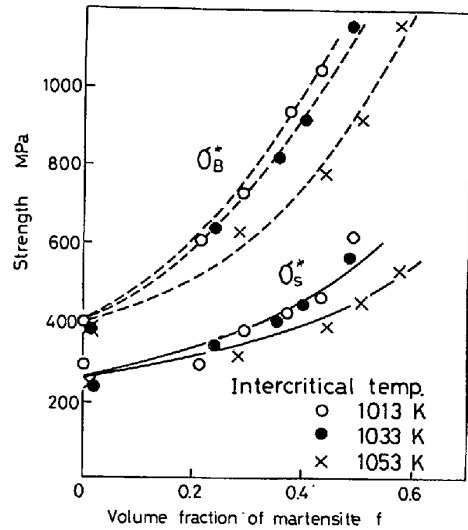


Fig. 7. The 0.2% flow and tensile strengths ( $\sigma_B^*$  and  $\sigma_s^*$ ) for ferrite-martensite steels in a series of Fe-Mn-C steels. Compare with Fig. 5. (after SPEICH and MILLER<sup>17</sup>)

な組織状態であつてひずみ一定の条件に近いとすれば、Fig. 5 の 0.2% 耐力と  $f$  の関係は大きな  $\alpha'$  の強度依存性を示していなければならない。後に、DAVIES 自身と MAGEE は DP 鋼の強度が  $\alpha'$  の強度に依存しない (Fig. 5) のは  $\alpha'$  の強度が増加するにともない変形が  $\alpha$  に集中するようになるので、いわゆる混合則より低応力側に偏倚するからであろう<sup>†2</sup> という解釈を与えている<sup>25</sup>。

2.3 中間形モデルの適用

一方、SPEICH と MILLER の Fe-Mn-C 鋼 (C 量 0.005~0.29% の 6 種) の実験結果は Fig. 7 のようである<sup>17</sup>。DP 鋼の強度は  $f$  に対して非直線的に増加し、 $\alpha'$  の強度に依存するという彼らの見解は先の DAVIES の見解と対立する。彼らは  $\alpha$  と  $\alpha'$  内で応力とひずみは複雑に分布していると予想し、TAMURA らの中間型モデル<sup>27</sup>/<sup>28</sup>を採用して  $\alpha'$  の強度 (C 量) の効果を表そうとした。すなわち、両相の平均ひずみの比、

$$m^* = \epsilon^II / \epsilon^I \dots\dots\dots (10)$$

を用いれば、DP 鋼の変形は、

$$\sigma = \sigma^I \left[ \frac{\epsilon}{1-f+m^*f} \right] \cdot (1-f) + \sigma^{II} \left[ \frac{m^*\epsilon}{1-f+m^*f} \right] \cdot f \dots\dots\dots (11)$$

で与えられる<sup>11</sup>。ここで  $\sigma^I [ ]$  と  $\sigma^{II} [ ]$  は  $[ ]$  内を変数とする関数であり、その関数の形として (3) 式の

<sup>†2</sup> DAVIES は文献<sup>23</sup> で著者らの実験結果<sup>26</sup> もプロットしている。C\* 値が大きくなるにともない混合則から低応力側に偏倚し、その結果  $\sigma_s$  対  $f$  の関係が  $\alpha'$  強度に依存せず直線関係になるというのが彼らの解釈<sup>25</sup> であるが、それは  $f$  の小さい領域でのみ成立するというのが著者らの結論である<sup>11</sup>。

形が良く用いられる。前報<sup>11</sup> で議論したように、 $m^*=1$  の時は 2.2 節での扱いと一致し、ひずみが不均一になると  $m^*$  を小さくすれば実験値に合致させられる。問題は  $m^*$  の決定法であることと  $m^*$  の物理的意味についても前報<sup>11</sup> で考察した。SPEICH と MILLER は  $m^*=0.01$  として  $\alpha'$  の強度の効果を解析した<sup>17</sup>。  $f=0.3$ ,  $\epsilon_u=0.15$  の DP 鋼では  $\alpha$  と  $\alpha'$  のひずみはのおおの 0.21 と 0.0021 となる。これらはそれぞれ各構成相単相材の応力-ひずみ曲線で  $\alpha$  の引張強さと  $\alpha'$  の 0.2% 耐力の点のひずみに近いという理由から、

$$\sigma_B^* = \sigma_B^{I*} (1-f) + (620 + 2585C_m) f \dots\dots\dots (12)$$

と近似した。ここで  $C_m$  は  $\alpha'$  中の固溶 C 量を表し、第 2 項の ( ) 内は  $\alpha'$  の降伏強さで、その  $C_m$  量依存性を LESLIE と SOBER の実験式<sup>29</sup> で近似した。このような半実験式的考察により SPEICH と MILLER は C 量の影響を強調している。

このモデルと MILEIKO の理論のより直接的な比較は ÖSTRÖM と LINDGREN によつて示された<sup>30</sup>/<sup>31</sup>。ひずみ一定モデル ( $m^*=1$ ) と中間型モデルによる計算例の比較が Fig. 8 である。どちらも広い  $\sigma_B$  範囲で、①  $\alpha$  の  $\sigma_B$  を上げることと、②  $\alpha'$  の  $\sigma_B$  を上げることによつて  $\epsilon_u$  が増加することを示している。ただし、実用材料として一般的な 700 MPa のあたりで比較すると、(a) のひずみ一定モデルでは DAVIES が示したように材質改善には  $\alpha$  の強度を上げることが有効であると結論されるが、中間モデル(b)では  $\alpha'$  の強度を上げる方がより有効であることになる。 $\sigma_B$  対  $f$  の関係は両理論ともほぼ直線関係を予想する<sup>31</sup>。

$m^*$  の値によつて  $\sigma_B$ - $\epsilon_u$  バランスを改良するための指針に違いが現れるわけであるから、より適切な  $m^*$  値を

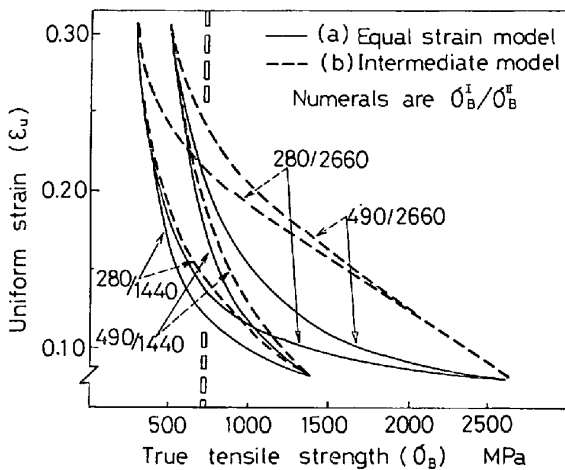


Fig. 8. Calculated curves of the uniform strain  $\epsilon_u$  as a function of the tensile strength  $\sigma_B$  for four composites : (a) equal strain model and (b) intermediate case. (after ÖSTRÖM and LINDGREN<sup>30)</sup>)

知ることが必要になる。高木ら<sup>32)</sup>は応力一定モデル、ひずみ一定モデルおよび中間の性質をもつ合計 6 種のモデルで  $\sigma_B$  と  $n$  値を計算したところ、応力一定モデル以外はほとんど差のない場合のあることを示している。前述のように  $\sigma_B$  と  $n$  値からモデルの適切さは判断できない。ひずみ分布の観点から (11) 式の形のモデルで  $m^*$  値を適当に与えるのがよいというのが彼らの結論<sup>32)</sup>である。しかし、各構成相の性質 ( $\sigma_B$  や  $\epsilon_u$ ) によつては Fig. 8 のごとく  $\sigma_B$ - $\epsilon_u$  バランスにも  $m^*$  値依存性が現われるので、現実に近い値を用いなければ誤った指針を与える可能性がある。

2.4 TOMOTA らの連続体モデルの適用

上述の 2 つの扱いは延性 2 相合金の引張変形を便宜的に簡単に表現できるが、固体力学的にはまったく不備なものである。粒の形状や外力径路の変化なども評価できる連続体モデルは、MORI-TANAKA の分散強化型合金の変形理論<sup>33)34)</sup>を基に TOMOTA らによつて与えられた<sup>35)</sup>。これによると、外力のかけ方と粒の形状によつてひずみ一定モデルに近づいたり応力一定モデルに近づいたりする場合が示される。DP 鋼などの引張変形に適用すると、変形初期を除けばその結果はひずみ一定モデルの結果にはほぼ一致する。

このモデルの DP 鋼への適用は BHADSHIA と EDMONDS によつて検討された<sup>36)</sup>。前報<sup>1)</sup> (Fig. 13) で紹介したように、 $n$  値に関する結果は MILEIKO のモデルによる結果と大差がなく、かつ実験値にも近い結果が得られる。ところが、 $\sigma_s$  (0.2% 耐力) を両モデルで評価したところ、MILEIKO のモデルは実験値よりかなり高い値を示すが、TOMOTA らのモデルでは比較的实验結果に近い。両者の相違の原因は、後者ではひずみ不均一性が現実に近い形になっていることによると考えてい

る<sup>36)</sup>。このモデルの詳細はすでに他の機会<sup>1)37)</sup>に解説したので割愛するが、 $f$  が小さくかつ  $C^*$  が大きいほど変形初期で 2 相間のひずみが不均一になるので、 $\sigma_s$  に関して両モデルの差異が顕著に現れることになる。そして、 $\alpha$  の  $\sigma_s$  に近い値をとる。

2.5 ARAKI らの塑性緩和を考慮した連続体モデルによる解析

2.3 節で適切な  $m^*$  値を与えた中間型モデルの適用が簡便で適当であろうと述べた。次に 2.4 節では 2 相間の塑性ひずみ差に起因して発生する平均的内部応力を基にした連続体モデルの結果が、DP 鋼のような場合は変形初期を除くと  $m^*=1$  の結果とほぼ等しいと述べた。そして前報<sup>1)</sup>で、 $m^*<1$  とすることは各相内の塑性ひずみ分布が不均一になること、言い換えれば塑性緩和が活発に起こり平均的内部応力が低下することに対応することを FEM や X 線応力測定結果等から推定した。軟質相内でのみまずすべりが発生したとすれば、2 相界面へ転位が集積し逆応力 (back stress) を生ずる (このような状況を連続体化し平均的内部応力を算出できる<sup>34)</sup>)。界面近傍の逆応力が高まると種々な転位の運動が起こつてそれを緩和するであろう。その結果、①平均的内部応力に關係する逆応力は低下するが、同時に多くの考え得る転位の塑性緩和の運動機構は、②転位密度の増加をもたらす。②の効果のみを重視する考え方は次節で紹介し、ここでは①の効果を前節のモデルに取り入れた ARAKI らの解析結果<sup>38)</sup>を紹介する。

2 相間の塑性ひずみ差 ( $\epsilon_p^I - \epsilon_p^{II}$ ) に起因して内部応力が発生するが、内部応力の大きさは grown-in 転位を動かすとか界面で転位が発生するなどの局所的降伏強度以上にはなり得ない。この降伏条件は  $\alpha'$  コロニーの形状、大きさ、分布状態や緩和機構に強く依存すると考えられ、その定式化はむずかしいと考えられる。ARAKI らは先の TOMOTA らと同様の取り扱いにおいて ( $\epsilon_p^I - \epsilon_p^{II}$ ) の代わりに  $\Delta \epsilon_{p,eff} (= (\epsilon_p^I - \epsilon_p^{II})_{eff} = 0.004)$  を代入したところ、比較的高ひずみ域の広い範囲にわたつて実験結果ときわめて良く一致した結果を得ている (文献 (1) の Fig. 14 参照)。しかも、引張軸 ( $x_3$ ) 方向のひずみ ( $\epsilon_{33}$ ) の比をとると 2.3 節の  $m^*$  の  $C^*$  依存性とよく似た傾向になり (文献 (1) の Fig. 21),  $\Delta \epsilon_{p,eff}$  の決定が 2.3 節での論法では  $m^*$  の決定に対応している。従つて、 $\Delta \epsilon_{p,eff}$  の値は  $C^*$ ,  $f$  や  $\alpha'$  コロニー形状等に依存すると思われる<sup>1)</sup>。

このように実験結果と良い一致が得られた (文献 (38) の Fig. 3) ので、諸因子の効果を調べると Fig. 9 のようになった。ここで各構成相の変形は (5) 式で与えられている。 $\sigma_B \times \delta$  (公称全伸び  $\delta$  は  $\{\exp(\epsilon_u + \epsilon_1) - 1\} = (\exp 2n_u - 1)$  より算出。ここで  $n_u$  は  $\epsilon = \epsilon_u$  の時点の  $n$  値 ( $= d \ln \sigma / d \ln \epsilon$ ) を表す) なる量で、強度延性バランスを評価すると次のような指針が得られた。

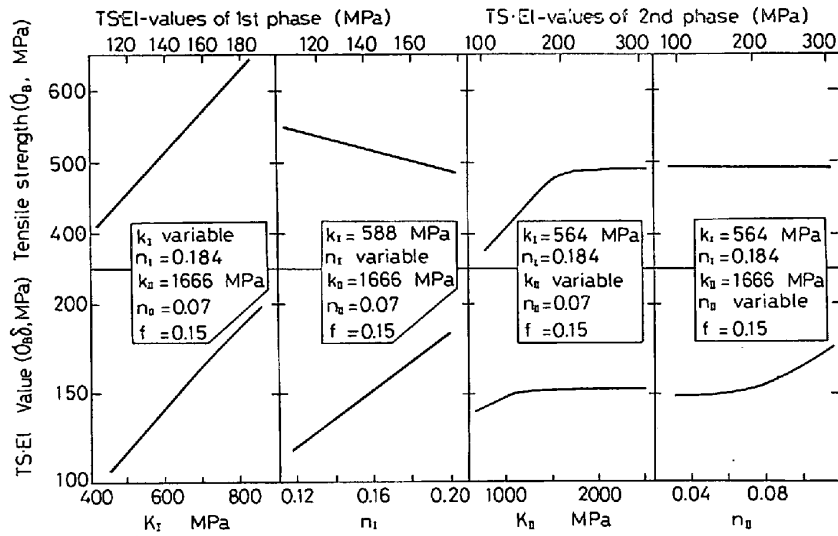


Fig. 9. Calculated results of the effects of HOLLOMON's constants in each constituent phase on the tensile strength and TS · El values. (after ARAKI et al.<sup>38)</sup>)

DP 鋼の強度-延性バランスを向上させるにはαの強度(σ<sub>B</sub>)と延性(n値)を高くし、α'の強度を増加させfは0.2以下にすることが好ましい。

2.6 ASHBY の理論の適用

最近、BALLINGER と GLADMAN<sup>39)</sup> は引張破断後の試験片の縦断面について、硬質相の粒の形状変化を調べることによつて2相間のひずみ分布を測定した。その結果、硬質相がパーライトの場合は硬質相のひずみは試料のひずみにほぼ等しい(m\* = 1)が、α'の場合は試料の均一変形部ではまったく変形しておらず、くびれ部においてはじめて変形が検出された。ベイナイトは上記両者の中間の様相を呈した。この測定結果は著者らのm\*のC\*依存性<sup>1)</sup>と同じ傾向である。次に、彼らはα'はネッキング開始前では変形が認められなかつたことから、DP鋼は分散強化型合金と同様に扱うことができ、ASHBYの理論<sup>40)</sup>が適用できると考えた。すなわち、前節で述べた②の効果重視した。界面適合に必要な「幾何学的に必要な転位」の密度(ρ<sub>c</sub>)を概算し、加工硬化量(Δσ) ∝ Gb√ρ (ρは全転位密度)の関係を用いると、

$$\sigma - \sigma_0 = kG \sqrt{\frac{bf\varepsilon}{0.41d}} \dots\dots\dots (13)$$

ここでσ<sub>0</sub>は降伏強さ、Gは剛性率(8.2400 MNm<sup>-2</sup>)、bはパーガースペクトルの大きさ(0.247 nm)、dは平均α'コロニー径、kは1のオーダーの定数である。(13)式を微分すると、

$$\left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}\right) = 0.78kGb^{1/2} \sqrt{f/d} \cdot \varepsilon^{-1/2} \dots\dots\dots (14)$$

を得る。

彼らの引張試験結果の代表例をFig. 10に示す。硬質相がパーライトからα'へと硬くなるとσ<sub>B</sub>が大きく増加するがε<sub>u</sub>の減少は小さい。次に、(14)式を参照してネッキング前後におけるε=0.2と0.25の時点の(∂σ/

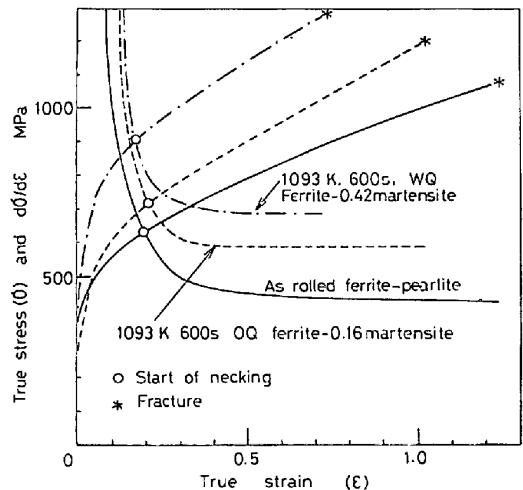


Fig. 10. Typical true stress-strain curves and work-hardening rate dσ/dε of specimens of a titanium steel. (after BALLINGER and GLADMAN<sup>39)</sup>)

∂ε)を√f/dに対して求めた。Fig. 11はε=0.2の場合の結果である。(14)式より計算すると図の勾配は2200(ε=0.2のとき)と2000 MNm<sup>-2μ<sup>1/2</sup></sup>(ε=0.25)となるのに対し実験結果は約1150と1100 MNm<sup>-2μ<sup>1/2</sup></sup>であつて、kの値の精度などを考えるとこの理論((14)式)が妥当と判断された<sup>39)</sup>。

DP鋼にASHBYの理論が適用できるというこの結論には次のような疑問があると思われる。ASHBYの理論を延性2相合金に適用すると、その結果は2.3節のモデルでいえば応力一定モデルの結果に近く、実測の変形応力よりかなり低い値を与えることが以前に明らかにされた<sup>1)41)42)</sup>。そこで、分散強化型合金におけるASHBYの理論に対する連続体モデルによる変形初期の直線硬化の論争を思い出せば、変形応力は転位密度のみの(13)式では決まらず、転位配列に基づく長範囲内部応力を無視で

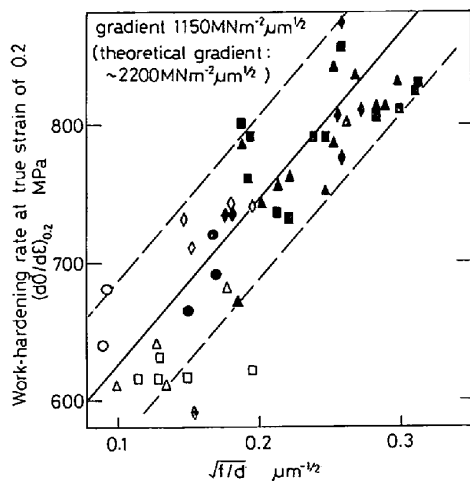


Fig. 11. Dependence of work-hardening rate  $d\sigma/d\epsilon$  measured at 0.20 true strain on parameter  $\sqrt{f/d}$  where  $f$  is volume fraction of second phase and  $d$  is the mean second phase island diameter. (after BALLIGER and GLADMAN<sup>39)</sup>)

きないということがあつた。両効果を取り入れた形の BROWN と STOBBS の式で表せば、

$$\sigma = \sigma_0 + AGb\sqrt{\rho_{local}}(f_P)^{1/2} + fG\epsilon^* \dots (15)$$

である<sup>43)</sup>。ここで  $\sigma_0$  は摩擦力に関する項、 $\epsilon^*$  は 2 相間の緩和されないミスフィットひずみで 2.5 節で考えた  $\Delta\epsilon_{P,eff}$  に対応し、第 3 項が平均的内部応力効果の項である。 $f_P$  は塑性緩和機構の働く領域の体積分率で  $\rho_{local}$  はそこでの転位密度、 $A$  は定数で、他は (13) 式の記号と同じである。これよりおよそその加工硬化の内容が知れると思われる。延性 2 相合金でも X 線応力測定<sup>44)45)</sup> やパウシンガー効果<sup>46)47)</sup> の実験を通して平均的内部応力の効果が確認されている。従つて、著者らはこの効果が重要と考えるし、事実 (13) 式で Fig. 10 の応力-ひずみ曲線を試算してみれば実測値よりかなり低いことがわかる。しかしながら、高ひずみ域では ARAKI らの仮定のように平均的内部応力の変化は微小になるので、そこでの加工硬化率のみに着目すれば ASHBY 流の硬化が支配的になることが考えられる。従つて、 $\alpha'$  が塑性変形しない場合、ネッキング開始近傍の高いひずみ域の  $(d\sigma/d\epsilon)$  が (14) 式でうまく説明されたのであろう。

先にも述べたが、高いひずみ域での  $(d\sigma/d\epsilon)$  の大きさが強度-延性バランスには重要である。この解析で得られた  $d\sigma/d\epsilon$  を上げるためには  $\sqrt{f/d}$  を大きくすることが望ましいという結論は、これまでの解析で取り上げられなかつた  $\alpha'$  コロニーの大きさ ( $d$ ) について言及した最初のものである。塑性緩和をモデル化して取り入れる時、 $f$  以外の金属組織学的因子が問題となる。

### 2.7 小括

以上みてきたように、前報<sup>1)</sup> で紹介した延性 2 相合金の変形理論のすべてが DP 鋼開発の研究者達に取り上げられてきた。延性 2 相合金の変形を定式化する際の悩み

もすべて共通していた。採用した理論の適切さが正しい製造指針を与える基本であるから、DP 鋼の変形過程を十分に把握することが大切である。DP 鋼の低降伏強度については後述のように金属組織と関係付けてかなり研究されているが、加工硬化の内容を詳しく検討したものは少ない<sup>43)</sup>。その中で、GERBASE ら<sup>48)</sup> はパウシンガー効果を調べることにより平均的内部応力 (back stress 項)  $\sigma_b$  を取り出すことを試みている。 $\sigma_b$  の値は  $\epsilon$  の増加にもない約 1% あたりまで急激に増加するが、その後はほぼ一定になることを見出した。彼らによれば、この増加の停止は硬質相の塑性変形開始とか割れ等に関係した現象が起こることによると推測されている。そして、DP 鋼の初期の加工硬化は、

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_b + \{(\sigma_{WH}^I)^2 + (\sigma_{WH}^{II})^2\}^{1/2} \dots (16)$$

の形で考えられる。ここで  $\sigma_{WH}^I$  は母相  $\alpha$  本来の加工硬化、 $\sigma_{WH}^{II}$  は硬質相の存在により  $\alpha$  内で増加する転位による硬化分で、ともに転位密度に関係した項である。さらに  $\sigma_b$  を  $kGf\Delta\epsilon_{P,eff}$  のように表せば、初期の変形は (15) 式にまったく対応した加工硬化機構であると述べている。(16) 式を (2) 式に代入できるように広い  $\epsilon$  範囲で具体化するのには今後に残された課題のひとつである。 $\sigma_b$  の計算には  $\Delta\epsilon_{P,eff}$  の推定法が必要であり、同時に  $\alpha$  内の転位密度  $\rho$  の推定法も確立されていない。2.3 節の扱い方にこれらを取り入れる時、硬質相の形状、大きさ、分布状態が問題になつてくるであろう。

## 3. 金属組織学的諸因子の影響

### 3.1 金属組織学的問題

前章では  $\alpha$  と  $\alpha'$  のおのおのの引張性質と体積率 ( $f$ ) から DP 鋼の変形式を作り、希望する鋼を作るにはそれらの値をいくらにすればよいかということを中心に述べた。前章では  $\alpha'$  の形態や分布状態については 2.6 節を除きまったく考慮していない。ところが、これらの金属組織学的因子により DP 鋼の変形挙動がかなり大幅に変化するという実験的研究も多い。DP 鋼とは  $\alpha$  マトリックス中に孤立した  $\alpha'$  粒が 5~30% 程度の  $f$  で等方的に分散した組織を基調とすると、DP 鋼 (dual phase steel) という呼称をはじめて用いた速水と古川により定義されている<sup>7)49)</sup>。現在の製造法ではさほどの多様性はない<sup>7)</sup> とはいうものの文献にみられる組織写真ではかなり違いがみられ、集合組織の問題と共に Fig. 5 のようなばらつきや研究者間の見解の相違の原因になつていように推察される。熱処理前の組織およびその後の熱処理経路を工夫し、広範囲な組織状態を作り出して検討することも今後の課題のひとつであろう。

### 3.2 硬質相の連結度

常織的には、 $\alpha'$  の体積率が小さい場合  $\alpha'$  は  $\alpha$  地に島

<sup>†3)</sup> ごく最近、電顕観察やパウシンガー効果の実験を通して研究が活発になつてきたようである。たとえば 1981 年 2 月の AIME Annual Meeting などで発表されている。

状に点在し、 $\alpha'$  が 50% 以上となると  $\alpha'$  地に  $\alpha$  が点在すると考えられる。しかし、熱処理の仕方によつては  $\alpha'$  の体積率が小さくも旧  $\gamma$  粒界に  $\alpha'$  が網目状に連結して生成する場合もある<sup>50)</sup>。

鈴木、国尾らによる一連の研究<sup>51)~55)</sup>はこの連結度の重要性を強調している。Photo. 1<sup>26)</sup>は  $\alpha'$  コロニーが  $\alpha$  地中に島状に点在している例で、これを孤立材と呼ぶ<sup>51)</sup>。他方、Photo. 2 は  $\alpha'$  が  $\alpha$  粒をとり囲んでいる連結材である。この写真の場合  $\alpha'$  の体積率 ( $f$ ) は約 0.44 でかなり大きい。もつと小さい  $f$  でも連結材はできる。

代表的な応力-ひずみ曲線を Fig. 12 に示す<sup>51)53)</sup>。連結材では比較的 planar なすべり変形をおこして変形し、 $\alpha$  粒径が大きいと  $\alpha$  粒のへき開破壊を誘発して早

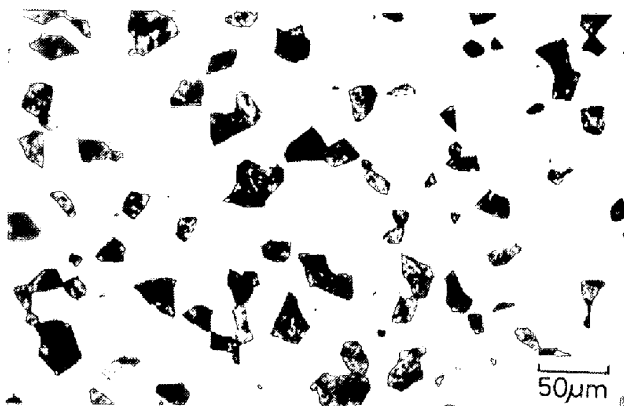


Photo. 1. Typical ferrite-martensite microstructure where martensite islands exist within ferrite matrix (material A). (after TAMURA et al.<sup>26)</sup>)

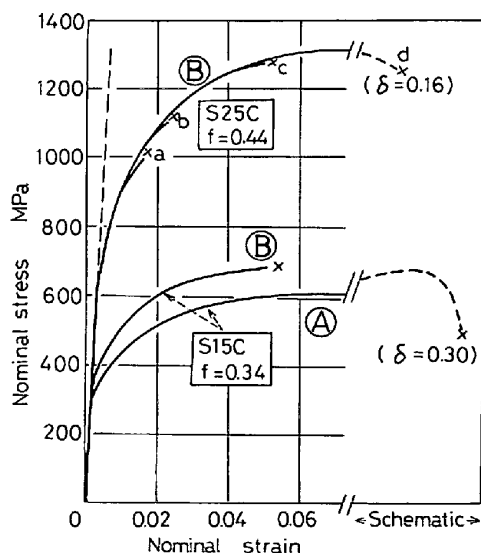


Fig. 12. Typical nominal stress-strain curves of two types of ferrite-martensite structures: material A consists of martensite islands within ferrite matrix like Photo. 1 while material B is just the reverse, that is, martensite colony is continuous net-work as shown in Photo. 2. The symbols (a) - (c) correspond to Photo. 2. (after SUZUKI et al.<sup>51)53)</sup>)

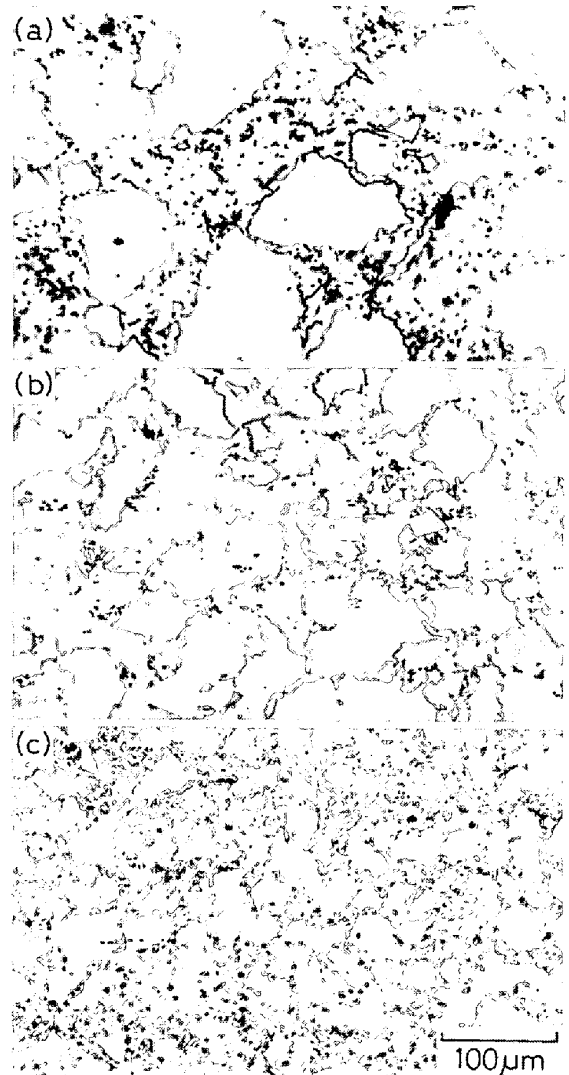


Photo. 2. Typical microstructures where ferrite grains are enveloped by martensite colony's network. The grain size of ferrite becomes smaller from (a) to (c) in spite of the same volume fraction. (after SUZUKI and KUNIO<sup>53)</sup>)

期破断をするが、孤立材では wavy なすべりをおこし、くびれをおこして破断する。連結材は孤立材に比して 0.2% 耐力 ( $\sigma_s$ ) が高く、加工硬化も大きくなるのが特徴である。

また、Fig. 12 中の曲線 B S25C に沿つた a, b, c 曲線は連結材の  $\alpha$  粒径の影響をみたものであるが、変形初期の加工硬化率 ( $d\sigma/d\varepsilon$ ) は粒径に依存しないことが注目される。析川ら<sup>55)</sup>によつても、 $\alpha'$  の連結度が増すに従つて  $\sigma_s$  の粒径依存性が小さくなることが示されている。そして、網目状の  $\alpha'$  の厚さを増し、 $\alpha$  粒径を小さくすると強度 (特に  $\sigma_s$ ) を上げ、破壊をおこしにくくすることが指摘されている。この方針で組織調整を行つた結果が Fig. 12 d である<sup>53)</sup>。

### 3.3 硬質相の形状、大きさ及び分布と処理方法

現在 DP 鋼は、 $\gamma$  からの冷却方法 (冷却速度) を調節



することによつて製造する方法と、室温から  $\alpha + \gamma$  2 相域に加熱して急冷する方法に大別される。

$\gamma$  からの空冷またはガス冷却による場合は、 $\gamma$  粒界に  $\alpha$  粒を形成し、過冷されることにより  $\alpha$  はウィッドマンステッテン状に成長し、 $\gamma$  は旧  $\gamma$  粒内に島状に残り、それがマルテンサイト、ベイナイトまたは場合によつては細かいパーライトに変態して硬質相となる。この場合  $Ar_1$  点以上の温度で、いわゆる末再結晶域制御圧延<sup>56)</sup>を施すと  $\gamma$  粒は偏平となり、さらに  $\gamma$  粒内に変形帯を多数発生することにより  $\alpha$  の核生成が助長される<sup>57)</sup>ので、最終的に  $(\alpha + \alpha')$  の非常に細かい分布組織となる。特にこの圧延が  $Ar_1$  直上で施されると加工促進変態をおこして多量の  $\alpha$  を生成し、残つた  $\gamma$  には C, Mn などが一層顕著に濃縮され、この  $\gamma$  は低温まで過冷されやすくなつて容易に微細な  $(\alpha + \alpha')$  2 相鋼を得ることができる。このように  $\gamma \rightarrow \alpha$  変態と残つた  $\gamma$  の  $\alpha'$  変態に分離する現象を分離変態<sup>57)</sup>と呼ぶ。Si はこの分離変態を助長する<sup>57)</sup>。

$\gamma$  から  $(\alpha + \gamma)$  域まで冷却して保持した後焼入れすると、 $\alpha$  は  $\gamma$  粒界に生成し、 $\gamma$  は粒内にプールのように残り、それが  $\alpha'$  になるので、 $\alpha'$  は旧  $\gamma$  粒内に塊状に生成される。

室温で  $(\alpha + \text{パーライト})$  組織のものを  $(\alpha + \gamma)$  域に加熱するとパーライト部が先に  $\gamma$  になり、これを焼入すると比較的大きな  $\alpha'$  粒となる。もちろん、最初のパーライトの分布状態にも依存する。

焼入れしてマルテンサイト組織にしたものを  $(\alpha + \gamma)$  域に加熱して焼入れすると<sup>58)</sup>、炭素鋼や Cr, V, Mo, Ti, Nb などの炭化物生成元素を含有する低合金鋼では、最初主として旧  $\gamma$  粒界に  $\gamma$  を生成し、しだいに旧  $\gamma$  粒内にも生成するが、これを焼入れすると  $\alpha'$  が網目状に連結した連結度の高い 2 相組織が得られる。しかし、Ni, Si などの非炭化物生成元素を含有するような鋼では、 $\gamma$  は旧  $\gamma$  粒界にも生成するが主として旧  $\gamma$  粒内の、もとの  $\alpha'$  組織におけるポケット、ブロックまたはラス境界に  $\gamma$  を発生して非常に微細な分布となり、これを焼入れすると微細な  $(\alpha + \alpha')$  2 相鋼となる。

THOMAS ら<sup>59)~61)</sup> は種々な熱処理によつて  $\alpha'$  の分布を変え、その変形挙動について研究した。その結果、体積率が同程度のとき  $\alpha'$  粒の微細であることが延性を向上させるために重要であり、 $\alpha'$  の形状の効果は小さい。特に粗大な  $(\alpha + \alpha')$  組織では  $\alpha$  粒のへき開破壊がおこりやすく、延性を著しく低下させる。粗大な  $\alpha'$  の場合には  $\alpha'$  の形状も考える必要があり、ウィッドマンステッテン組織のように  $\alpha$  の変形に対する拘束の強い場合には破壊をおこしやすい<sup>51) 62)</sup>。

### 3.4 DP 鋼の延性と金属組織学的問題

DP 鋼の特徴として、0.2% 耐力が比較的低く、加工硬化率が大きくてその結果均一伸び(延性)が大きく、最

終的にかんりの強度(抗張力)に達することがある。その前提として早期破断をおこさないことが重要である。そのためには上述のように硬質相の連結度が低く、島状に分布し、しかもできるだけ球状で、微細で均一分布であることが必要であろう。

合金の析出強化において析出粒子が非常に小さくて結晶格子が母相と連続しているような整合状態にあるときは、一般に降伏点を大きく上昇させるが、加工硬化率は低く、伸びは小さくなる。これに反して 2.6 節で述べたような、ある程度粒子が大きくなつて境界での整合性を失い、粒子は変形せずといわゆる Orowan の機構によつて基地が変形するときには、転位は粒子周囲に転位ループを残して走り去り、そのために降伏点はそれほど上昇しないが加工硬化率が比較的大きいといわれている。これが分散強化の機構である。

DP 鋼の場合、現象の傾向は前述(2.6 節)のように比較的この分散強化に似ているが、硬質相の大きさは普通  $1\mu$  以上数  $\mu$  の大きさを持ち、分散強化と考えるにはあまりにも大きい。

この 2 相鋼が変形をするとき、最初  $\alpha$  が変形を開始するが、その変形によつて  $\alpha'$  との境界に大きな応力が集中する。この応力を何らかの方法で緩和しないとその界面で割れが発生する。この緩和機構がきわめて重要であることは前章で述べた。これを金属組織学的にみると、硬質相  $\alpha'$  の変形抵抗すなわち強度、残留オーステナイトの役割、その他の特殊な条件が考えられる。

$(\alpha + \gamma)$  2 相域加熱によつて  $\gamma$  中には C, Mn などの  $\gamma$  安定化元素の濃縮(partitioning)がおこる。この濃縮度は 2 相域温度範囲内で温度が低いほど大きい。もちろん拡散にも左右されるので、保持時間が長いほど大きい。この  $\gamma$  が  $\alpha'$  に変態するとき膨張するが、その膨張量は C 量が多いほど大きく、また  $\alpha'$  の強度(硬さ)も C 量が多いほど高い。しかし、また反面、C, Mn などの濃縮度が大きいほど残留  $\gamma$  が多い。時には 10% 近くにも及ぶことがあるといわれている<sup>6)</sup>。冷却速度がおそいと  $\gamma$  はベイナイトやパーライトに変態することもあがるが、そのときは硬質相としては比較的軟質である。

RIGSBEE と AREND<sup>63)</sup>によると、 $\gamma \rightarrow \alpha'$  変態による膨張のために発生する内部残留応力によつて  $\alpha'$  周辺の  $\alpha$  に塑性変形を与え、多量の可動転位群が残る。この残留応力と可動転位の相乗作用によつて、DP 鋼加工時の初期の塑性変形と加工硬化がまかなわれる。特にこれらの可動転位による局所的な微少降伏のために、DP 鋼は焼鈍軟鋼にみられるような上下降伏点や降伏点伸びを示さないのであると説明している。さらに加工が進行すると(1~7% ひずみ)、残留  $\gamma$  は  $\alpha'$  に加工誘発変態をおこし、そのために発生する  $\alpha$  内の転位群によつて高い加工硬化と大きな塑性変形を可能にすると説明している<sup>63) 64)</sup>。この場合の TRIP 現象も有効であろうと著者

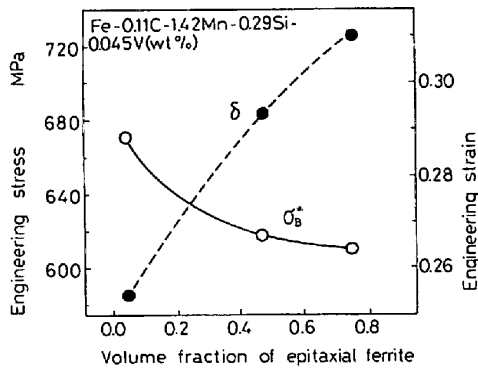


Fig. 13. Variation in the tensile strength  $\sigma_B^*$  and total elongation  $\delta$  with volume fraction of epitaxial ferrite. (after HUPPI et al.<sup>65</sup>)

らは考えている。

KRAUSS ら<sup>65,66</sup>)は ( $\alpha$ +パーライト)組織の鋼を ( $\alpha$ + $\gamma$ )域に加熱して冷却するとき、その途中で $\alpha$ は $\gamma$ の方へ少し成長して、残った $\gamma$ が $\alpha'$ に変態することを示した。このとき生成する $\alpha$ をエピタキシャルフェライトと呼び、純度が高く軟質である。これに反し、最初から存在する $\alpha$ は炭化物の析出をおこして時効硬化している。すなわち、硬質 $\alpha'$ 粒は軟質のエピタキシャルフェライトで囲まれており、これが緩和作用をしていると指摘している。なお、エピタキシャルフェライトと最初からある $\alpha$ との間には粒界はなく、連続している。Fig. 13<sup>65</sup>)は強度と伸びに及ぼすエピタキシャルフェライト量の効果を示しており、この $\alpha$ 量が多いほど伸びが非常に大きくなることを示している。この場合の組織観察には特殊な腐食液が用いられている<sup>66</sup>)。

反面、SPEICH<sup>17</sup>)は ( $\alpha$ + $\gamma$ )域加熱時に生成する $\gamma$ 中には、CはもちろんであるがMnの濃縮がおこり、この濃縮は $\alpha$ - $\gamma$ 界面付近で特に顕著で(約3%Mnの濃度になる)、これが冷却時にかなり徐冷しても過冷されやすく、 $\alpha'$ に変態することを示し、そのため残留 $\gamma$ が存在することはあつてもエピタキシャルフェライトを生成するような可能性は無く、この $\gamma$ が拡散変態をしても $\gamma$ 粒内部でおこることを力説し、KRAUSSと完全に対立している。

DP鋼には焼鈍軟鋼にみられるような上下降伏点や降伏点伸び(Lüders伸び)が無いことについては前にも少し触れたが、硬質相が分布していることによつて不均一変形をおこし、いたる所に応力集中をおこし、そこで局所的な微小降伏を次々とおこす条件では現れない。上下降伏点や降伏点伸びを示すためには、ある応力に達して急に大きな集中塑性変形をおこし、それがしだいに伝播していくような条件が必要である。DP鋼にはそのような条件は整っていない。

### 3.5 微細粒DP鋼生成の1例

$\gamma$ からの冷却によつて ( $\alpha$ + $\alpha'$ ) 2相鋼を作る場合に

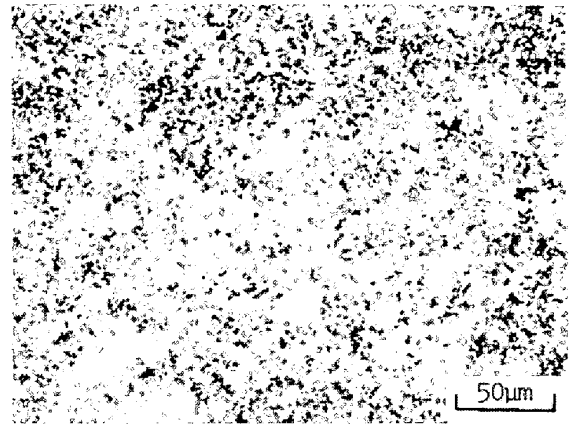


Photo. 3. An example of fine two-phase ( $\alpha$ + $\alpha'$ ) microstructure of 0.2% carbon steel, whose treatment was: heating at 1200°C for 4 h, quenching into water, rolling by 84% at room temperature, heating at 810°C ( $\alpha$ + $\gamma$ ) region for 10 s and then quenching into water.

は制御圧延が非常に有効であることはすでに述べた。冷延鋼板を ( $\alpha$ + $\gamma$ )域加熱焼入れの場合、加熱時に $\alpha$ の再結晶と $\gamma$ の生成がおこる。これに関連して著者ら<sup>67</sup>)の研究の1例を述べる。

鋼を焼入れして $\alpha'$ としたとき、これを焼もどしてもよほど高温(A<sub>1</sub>直下)で長時間加熱しない限り再結晶はおこらない。しかし、0.2%C程度の $\alpha'$ を加工(圧延)してやると容易に再結晶がおこる。加工 $\alpha'$ を ( $\alpha$ + $\gamma$ )域に加熱すると再結晶と $\gamma$ 生成とがおこる。この場合、加工度を大きくすると $\gamma$ の核生成は再結晶と同時にまたは少し先行して起こるようになる。そして、きわめて微細な ( $\alpha$ + $\gamma$ )集合体となり、焼入れによつて極微細DP鋼が得られる。

たとえばPhoto. 3は0.2%C鋼を水焼入れ後84%圧延し、810°Cで10s加熱(ソルトバス)水焼入れしたものの組織である。粒径約5 $\mu$ の ( $\alpha$ + $\alpha'$ )組織となっている。この鋼の場合、810°Cで $\alpha$ と $\gamma$ の体積率は約50%である。

この場合、さらにNi, Mnを添加して $\gamma$ を低温で生成するようにし、Nb, Mo, Tiなどを添加して $\alpha$ の再結晶温度を上げてやると、加工組織から直接 $\gamma$ が生成するようになり、一層効果的となるであろう。

冷延鋼板を加熱して処理するとき、たいいていの場合再結晶が先におこるものと考えられる。また、冷延鋼板の組織にも関係するが、フェライト-パーライト組織ではなくてフェライト中に炭化物が分散しているような均一組織にしておけば、Photo. 3のような微細組織を得ることは可能であろうと考えられる。このような再結晶と変態または析出が競合するような変化は非常に興味ある問題である。

### 3.6 小括

上述のように金属組織は処理条件によつて微妙に変化

し、その変化は強度・延性に微妙に反映される。しかし、延性 2 相合金の変形をモデル化し、力学的に解こうとするときには主要支配因子に着目し、単純化したモデルを設定する。その主要支配因子は各構成相の性質と体積率 ( $f$ ) である。そして、他の金属組織因子は二次的なものとして取り扱われる。それらは塑性緩和に関連して影響を及ぼす因子と考えてよいであろう。しかし、力学的に現在解釈ができない機械的性質の改良が実際に金属組織の調整によつて果たすことができるわけであるから、DP 鋼の進歩のために、硬質相の形状、分布、微細化について一層の努力を積み重ねる必要がある。

有限要素法 (FEM) による計算では組織写真をほぼそのままモデル化できる利点があるが、採用した視野によつて結果が変動するおそれがある。同一視野でも、例えば降伏曲面を求めればかなりいびつな形となつて巨視的性質と一致しない<sup>68)</sup>。それ故、乱数発生を利用して各相を  $f$  に応じて要素に割り当てれば平均的な結果が得られるが<sup>69)</sup>、金属組織の多様性は無視される。

#### 4. おわりに

DP 鋼について、その化学組成と処理法、金属組織状態及び変形特性の 3 つの間の関係について力学的及び金属組織学的の両面から、現在解明されている範囲内で追究を試みた。しかし、その結果はその困難さを強調することになつただけかも知れない。現在我々の知識では具体的に定量的な説明をする段階に至っていないようである。便宜的に  $m^*$  (不均一変形度) 値などを使うことによつて実用的なある程度の子測ができる程度である。前回<sup>1)</sup>の技術資料と合わせて読んでいただければ幸である。

最後に、本稿をまとめるに当たつて新日鉄基礎研古川敬博士から多くの貴重な文献を、小山高専鈴木秀人博士からは写真と資料の御提供をいただいた。厚く感謝いたします。

#### 文 献

- 1) 友田 陽, 田村今男: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 439
- 2) Proc. of Symposium on Formable HSLA and Dual Phase Steels, ed. by A. T. DAVENPORT (1977) [AIME, New York]
- 3) Proc. of Seminar on "Dual Phase Steel and Cold Pressing Vanadium Steel in the Automobile Industry" (1978) [VANITEC 78 West Berlin]
- 4) Proc. of Symposium held in New Orleans, "Structure and Properties of Dual Phase Steels" ed. by R. A. KOR and J. W. MORRIS (1979) [AIME, New York]
- 5) 高橋政司, 国重和俊, 岡本篤樹: 日本金属学会会報, 19 (1980), p. 10
- 6) 武智 弘: 塑性と加工, 21 (1980), p. 109
- 7) 古川 敬: 日本金属学会会報, 19 (1980), p. 439
- 8) 西田 稔: 第 74, 75 回西山記念技術講座 "自動車用高強度薄板鋼板の製造技術・利用技術の進歩" (日本鉄鋼協会編) (1981), p. 33
- 9) 松藤和雄: 第 74, 75 回西山記念技術講座 "自動車用高強度薄板鋼板の製造技術・利用技術の進歩" (日本鉄鋼協会編) (1981), p. 95
- 10) R. K. PIPLANI and V. RAGHAVAN: Steel India, 4 (1981), p. 1
- 11) たとえば E. G. THOMSEN, C. T. YANG, and S. KOBAYASHI (工藤英明訳): 金属塑性加工の力学 (1967), p. 135 [コロナ社]
- 12) 今村 淳, 古川 敬: 製鉄研究 (1976) 289, p. 75
- 13) R. G. DAVIES: Met. Trans., 9A (1978), p. 451
- 14) 曾山義朗: 材料, 15 (1966), p. 17
- 15) L. F. LAMOS, D. K. MATLOCK, and G. KRAUSS: Met. Trans., 10A (1979), p. 259
- 16) M. S. RASHID: Proc. of Symposium on Formable HSLA and Dual Phase Steels, ed. by A. T. DAVENPORT (1977), p. 1 [AIME, New York]
- 17) G. R. SPEICH and R. L. MILLER: Proc. of Symposium held in New Orleans, "Structure and Properties of Dual Phase Steels" (1979) p. 145, [AIME, New York] 及び G. R. SPEICH: Conference Proc. "Fundamentals of Dual Phase Steel" (1981) [TMS-AIME]
- 18) Y. TOMOTA, K. TANABE, K. KUROKI, and I. TAMURA: Trans. ISIJ, 17 (1977), p. 159
- 19) A. KELLY and W. R. TYSON: J. Mech. Phys. Solids, 13 (1965), p. 329
- 20) S. T. MILEIKO: J. Mat. Sci., 4 (1969), p. 974
- 21) G. GARMONG and R. B. THOMPSON: Met. Trans., 4 (1973), p. 863
- 22) S. OCHIAI and Y. MURAKAMI: J. Mat. Sci., 15 (1980), p. 1798
- 23) R. G. DAVIES: Met. Trans., 9A (1978), p. 41
- 24) R. G. DAVIES: Met. Trans., 9A (1978), p. 671
- 25) R. G. DAVIES and C. L. MAGEE: Proc. of Seminar on "Dual Phase Steel and Cold Pressing Vanadium Steel in the Automobile Industry" (1978), p. 25 [VANITEC '78, West Berlin]
- 26) 田村今男, 友田 陽, 山岡幸男, 小沢正俊, 金谷三郎, 赤尾 明: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 454, Trans. ISIJ, 13 (1973), p. 283
- 27) I. TAMURA, Y. TOMOTA, and M. OZAWA: Proc. of 3rd Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys, (1973), p. 611 [Inst. Metals, London]
- 28) 友田 陽, 黒木剛司郎, 田村今男: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 107
- 29) W. C. LESLIE and R. J. SOBER: Trans. ASM, 60 (1967), p. 459
- 30) P. ÖSTRÖM and I. LINDGREN: Swedish Inst. for Metals Research., IM-1308 Aug (1978) (文献(31)より引用した). P. ÖSTRÖM: Met. Trans., 12A (1981), p. 355

- 31) R. LAGNEBORG; Proc. of Seminar on "Dual Phase Steel and Cold Pressing Vanadium Steel in the Automobile Industry", (1978), p. 43 [VANI TEC '78, West Berlin]
- 32) 高木甲子雄, 能美伸一郎, 阿部秀夫: 日本金属学会講演概要集, [4・6] (1980. 10)
- 33) K. TANAKA and T. MORI: Acta Met., 18 (1970), p. 931
- 34) T. MORI and K. TANAKA: Acta Met., 21 (1973), p. 571
- 35) Y. TOMOTA, K. KUROKI, T. MORI, and I. TAMURA: Mater. Sci. Eng., 24 (1976), p. 85
- 36) H. K. D. H. BHADESHIA and D. V. EDMONDS: Metal Science, 14 (1980), p. 41
- 37) 友田 陽, 田村今男; 日本金属学会会報, 14 (1975), p. 655
- 38) K. ARAKI, Y. TAKADA, and K. NAKADA: Trans. ISIJ, 17 (1977), p. 710
- 39) N. K. BALLIGER and T. GLADMAN: Metal Science, 15 (1981), p. 95
- 40) M. F. ASHBY: Phil. Mag., 14 (1966), p. 1157, 21 (1970), p. 399
- 41) H. FISCHMEISTER and B. KARLSSON: Z. Metallkunde, 68 (1977), H. 5, p. 311
- 42) B. KARLSSON and G. LINDEN: Mater. Sci. Eng., 17 (1975), p. 209
- 43) L. M. BROWN and W. M. STOBBS: Phil. Mag., 23 (1971), p. 1201
- 44) T. NAKAMURA and K. WAKASA: Trans. ISIJ, 16 (1976), p. 134
- 45) Y. TOMOTA, S. NAKAMURA, K. KUROKI, and I. TAMURA: Mater. Sci. Eng., 46 (1980), p. 69
- 46) Y. SALEH and H. MARGOLIN: Acta Met., 27 (1979), p. 535
- 47) Y. TOMOTA and K. KUROKI: Scripta Met., 14 (1980), p. 1037
- 48) J. GERBASE, J. D. EMBURY, and R. M. HOBBS: Proc. of Symposium held in New Orleans, "Structure and Properties of Dual Phase Steels", (1979), p. 118 [AIME, New York]
- 49) S. HAYAMI and T. FURUKAWA: Proc. of Micro-Alloying, '75, Washington D. C., (1975) 2A, p. 78
- 50) P. E. REPAS: Proc. of Seminar on "Dual Phase Steel and Cold Pressing Vanadium Steel in the Automobile Industry" (1978), p. 13 [VANI TEC '78, West Berlin]
- 51) 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 (1974), p. 68
- 52) T. KUNIO, M. SHIMIZU, K. YAMADA, and H. SUZUKI: Eng. Frac. Mech., 7 (1975), p. 25
- 53) 鈴木秀人, 国尾 武: 材料, 28 (1979), p. 478, 金属の割れ・破壊総合資料集, (1980), p. 864 [経営開発センター出版部]
- 54) H. SUZUKI, S. OUYABU, T. KUNIO, and A. J. McEVILY: Fatigue of Eng. Materials and Structures, 2 (1979), p. 1
- 55) 折川 浩, 山田邦博, 清水真佐男, 国尾 武: 日本機械学会講演論文集, (1981) 814-1, p. 73
- 56) 田中智夫: 鉄鋼の高温変形挙動 (1979) 日本鉄鋼協会鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会シンポジウムテキスト, p. 55 [日本鉄鋼協会]
- 57) 橋本 保: 制御圧延技術の基礎とその展開 (1980) 日本鉄鋼協会鉄鋼基礎共同研究会シンポジウムテキスト, p. 51 [日本鉄鋼協会]
- 58) 田村今男, 成吉幸雄, 下岡貞正, 中島雄二郎: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 568
- 59) G. THOMAS and J. Y. KOO: Proc. of Symposium held in New Orleans, "Structure and Properties of Dual Phase Steels" (1979), p. 183 [AIME, New York]
- 60) J. Y. KOO and G. THOMAS: Scripta Met., 13 (1979), p. 1141
- 61) N. J. KIM and G. THOMAS: Met. Trans., 12A (1981), p. 483
- 62) 友田 陽, 河村泰文, 黒木剛司郎: 日本機械学会論文集, 46A (1980), p. 598
- 63) J. M. RIGSBEE and P. J. V. AREND: "Proc. of Symposium on Formable HSLA and Dual Phase Steels" (1977), p. 56 [AIME, New York]
- 64) T. FURUKAWA, H. MORIKAWA, H. TAKECHI, and K. KOYAMA: Proc. of Symposium held in New Orleans, "Structure and Properties of Dual Phase Steels", p. 281 [AIME, New York]
- 65) G. S. HUPPI, D. K. MATLOCK, and G. KRAUSS: Scripta Met., 14 (1980), p. 1239
- 66) R. D. LAWSON, D. K. MATLOCK, and G. KRAUSS: Metallography, 13 (1980), p. 71
- 67) I. TAMURA, T. MAKI, M. TOKIZANE, K. TSUZAKI: AIME 1980 年 Fall Meeting (Pittsburgh) で発表
- 68) 中村貞夫, 友田 陽, 黒木剛司郎: 未発表
- 69) 浅田憲三, 三浦維四, : 日本金属学会誌, 43 (1979), p. 557