



UDC 669.14.018.295 : 656.56 : 539.3/.4

## 延性 2 相鋼の力学的性質

友田 陽\*・田村 今男\*<sup>2</sup>

## Mechanical Properties of Two-Ductile-Phase Steels

Yo TOMOTA and Imao TAMURA

## 1. はじめに

実用金属材料の多くは、複数以上の相から構成される混合組織を有している。多種多様な混合組織材料の中で、結晶粒もしくはコロニーの大きさが互いに同オーダーであつて、ともにある程度の延性に富む 2 つの構成相よりなる材料を、著者らは延性 2 相合金 (鋼) (two-ductile-phase alloy (steel))<sup>†1</sup> と総称し<sup>1)</sup>、その力学的性質の体系的な把握を試みてきた。この延性 2 相合金には、フェライト-パーライト鋼、 $\alpha$ - $\beta$  黄銅、 $\alpha$ - $\beta$  Ti 合金などのようにすでに広く使用されているものや、近年、特に発展の著しい  $\alpha$ - $\gamma$  2 相ステンレス鋼や dual phase 鋼<sup>†1</sup> などが、意図的な、あるいは付随的な結果として、この範ちゆうに入る材料は多い。しかしながら、この分野の系統的な研究が始まつたのは比較的最近であつて、1975 年に金属学会会報で特集されて<sup>2)</sup>以来、FISCHMEISTER と KARLSSON による変形挙動に関する詳しい解説<sup>3)</sup>が 1977 年にみられ、1980 年には dual phase 鋼に関する解説<sup>4)~6)</sup>もみられるようになった。

延性 2 相合金の種々な応力条件下における塑性変形から破壊にいたる過程の特徴的挙動は、2 つの構成相の変形強度の相違により不均一な塑性変形を生ずることが大きな要因となつている。本稿では、この不均一塑性変形に常に着目し、引張性質はじめこれまでの解説であまりふれられていないバウシニング効果、破壊挙動や疲労特性などの特徴およびそれらにおよぼす諸因子の影響を考察する。また、鋼に関する室温の実験結果を中心に取り上げることにする。

<sup>†1</sup> 編集委員会の依頼は「二相鋼」ということであつたが、介在物や析出物等を含む場合や分散強化型合金あるいは繊維強化型複合材料等と一応区別するために、延性 2 相鋼という呼称を用いた。ほかに、複合組織鋼とか 2 相混合組織鋼という言葉が用いられることもある。また、いわゆる dual phase steel の呼称の適用範囲も明確でないようで、本稿ではフェライト-マルテンサイト(+残留オーステナイト)組織をもつ低炭素低降伏比加工用鋼板に対してのみ用いることにした。

## 2. 力学的挙動を支配する因子とその表示法

延性 2 相鋼の光学顕微鏡組織の特徴と構成相各々の力学的特性および 2 相界面に関する諸因子が、その力学的諸現象に複雑な形で影響をおよぼす。これらの諸因子を的確に定量表示することは容易でないが、本稿では下記のように表現する。

(1) 硬質相体積率 :  $f$ (2) 結晶粒径 : 軟質相の結晶粒径  $d_{II}$ , 硬質相の結晶粒径もしくはコロニー径  $d_I$ , 平均結晶粒径  $\bar{d}$ , ただし,

$$\bar{d} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (d_I)_i \cdot (1-f) + \frac{1}{m} \sum_{j=1}^m (d_{II})_j \cdot f \quad \dots\dots\dots (1)$$

の重みつき平均とする<sup>7)</sup>。(3) 結晶粒の形状もしくは分布状態 : 各相の結晶粒がだ円体に近い時はその形状は軸比 (アスペクト比) で表せる。2 つの相の混合した形態は、EDELSON と BALDWIN により Fig. 1 (a) の (i)~(iii) のように大別された<sup>8)</sup>。(iii) の状態を定量的に表示する因子としては、(b) に示すように、平均粒子間距離  $D_s$  と平均自由距離  $\lambda$  ( $\lambda_{II}$  : 硬質相間の場合,  $\lambda_I$  : 軟質相間の場合) が用いられる。 $D_s$  と  $\lambda$  が (i), (ii) の形態に適用されることもある。また、(i) から (iii) へいたる組織状態の変化を表す因子として、国尾らは  $\Psi$ <sup>9)</sup>, GURLAND は  $C_I$ <sup>10)</sup> を用いている。ここで、Fig. 1 (c) を参照して、

$$\left. \begin{aligned} \Psi &= S_{II} / (2S_{II} + S_{II}) \\ C_I &= 2S_{II} / (2S_{II} + S_{II}) \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (2)$$

(4) 2 つの相の変形強度比 : FISCHMEISTER と KARLSSON<sup>3)</sup> は、2 つの相の変形応力あるいは硬さの比を  $\kappa$  と呼び、 $\kappa$  ( $\bar{\epsilon}_p$ ) および  $\kappa_{HVM}$  で表している ( $\bar{\epsilon}_p$  は試料の平均塑性ひずみ)。著者らは降伏強度の比が混合組織全体の変形挙動をもつとも強く支配するので、2 相の降

昭和 55 年 7 月 28 日 受付 (Received July, 28, 1980) (依頼技術資料)

\* 茨城大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Ibaraki University, 4-12-1 Nakanarusawa-cho Hitachi 316)

\*<sup>2</sup> 京都大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyoto University)

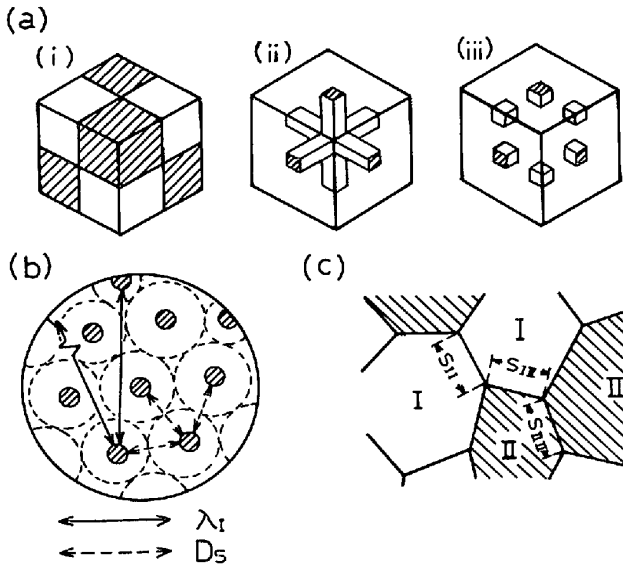


Fig. 1. Geometrical features of two-ductile-phase steels and parameters to represent them<sup>9)</sup>: (a) Three possible classes: (i) two discontinuous phases, (ii) two continuous phases, and (iii) one continuous and one discontinuous phases. (b) Mean free path ( $\lambda_I$  or  $\lambda_{II}$ ) and mean particle spacing ( $D_S$ ). (c) Grain boundary length ( $S_{II}$  or  $S_{III}$ ) and interface length ( $S_{I II}$ ) in Eq. (2) (contiguity parameter).

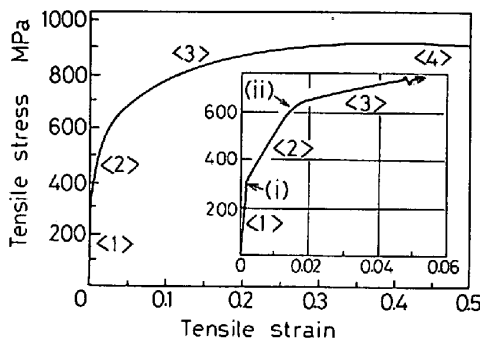


Fig. 2. Nominal stress-strain curve of Ni-W directionally solidified eutectic, showing the four stages of deformation<sup>12)</sup>. The insert shows the early portion of the stress-strain curve where transition points (i) and (ii) are indicated.

伏強さ (0.2% 耐力) の比を  $C^*$  と呼び<sup>11)</sup>, 重視してきた. 各構成相と同じ化学組成ではほぼ同じ結晶粒径をもつ単相合金の 0.2% 耐力を  $\sigma_s^I$  (軟質相),  $\sigma_s^{II}$  (硬質相) とすると,

$$C^* = \sigma_s^{II} / \sigma_s^I \dots\dots\dots (3)$$

(5) 2相間の界面エネルギーあるいは強度

### 3. 応力-ひずみ曲線と変形の諸段階

Fig. 2 は, 一方向凝固した Ni-W 合金の公称応力-ひずみ曲線である<sup>12)</sup>. これより, 延性に富む 2 相からなる材料の変形を次の諸段階に分けて考えることにする.

第 1 段階 <1> : 2 相がともに弾性変形のみ.

第 2 段階 <2> : 軟質相のみが塑性変形する.

第 3 段階 <3> : 両相がともに塑性変形する.

第 4 段階 <4> : 硬質相の破壊や 2 相界面のはく離が生じ, 破壊にいたる段階.

<1> から <2> への遷移点 (i) で軟質相が降伏し, <2> から <3> への遷移点 (ii) で硬質相も降伏する. (i) と (ii) における応力とひずみをそれぞれ,  $Y(i)$ ,  $Y(ii)$  および  $\bar{\epsilon}(i)$ ,  $\bar{\epsilon}(ii)$  とする. <4> は引張試験で試料のくびれ開始前から始まることもあるが, 多くの場合は開始後である.

次に, 結晶粒の形状が球状に近い 2 相の混合した例として, フェライト ( $\alpha$ )-オーステナイト ( $\gamma$ ) Fe-Cr-Ni 鋼の結果<sup>13)</sup> を Fig. 3 に示す. 図中の実測値 (塑性ひずみゲージを用いた) では <2> と <3> の区別はできない. このような場合に, 両対数目盛で描くとクニックが現れ (加工硬化指数  $n$  が変化する) 硬質相の降伏時期が検出されるという報告がある<sup>14) 15)</sup> が, 明確に検出できない場合もある<sup>11)</sup>. 図には後述の有限要素法 (FEM) による計算結果も示してあるが, 遷移点 (ii) はやはり明瞭でない. その理由は, FEM の結果の詳細を持ち出すまでもなく, Fig. 2 では W 繊維がほぼ同時期に一齐に降伏するのに対して, Fig. 3 では硬質相 ( $\alpha$ ) 粒が個々の形状と相対的位置に依存してかなりの範囲にわたって順次降伏してゆくことにあると推定される. Fig. 3 (a) で, 硬質相の強度のみを変化させた 2 つのケース ( $C^*$  が 3.3 と 7.1) を比較した時, 両者の応力-ひずみ曲線の離れる点 (図中の  $\bullet$ ) が捕えられることがある. この分離は  $C^*$  が 3.3 の合金において  $\alpha$  相の一部が塑性変形を開始したことによる ( $\alpha$  相すべてが弾性状態の <2> では  $C^*$  依存性は生じない) から, この点が  $C^*$  が 3.3 の合金の (ii) に相当することになる. 先の Ni-W 合金で, 時効処理により母相を強化し  $C^*$  を減少させた場合も, <2> と <3> の区別がつかなくなる<sup>12)</sup>.

以上のように, 各段階の長さや明瞭さは, 硬質相の形状や  $C^*$  により異なるが, この分類は以下の考察を進める上で便利である.

### 4. 塑性変形の様相とそれに附随する現象

2 相間の塑性変形の不均一性は, §2 の諸因子に強く影響される. その例を Photo. 1 と 2 に示す. Photo. 1 は  $C^*$  の大きいフェライト ( $\alpha$ )-マルテンサイト ( $\alpha'$ ) 2 相鋼の引張変形によるすべり線発生状況を示したものである.  $f$  が小さい時はこの写真のようにすべり線は  $\alpha$  相に集中するが,  $f$  が大きくなるにともない, 変形のかなり初期から  $\alpha'$  相内にも塑性変形が認められるようになる. Photo. 2 は  $C^*$  が小さい場合の例で, (a) にみられるように塑性変形がかなり均一に生ずる. (a) を軽く腐食したのが (b) で, 両者の比較により,  $\alpha'$  相内にもすべ

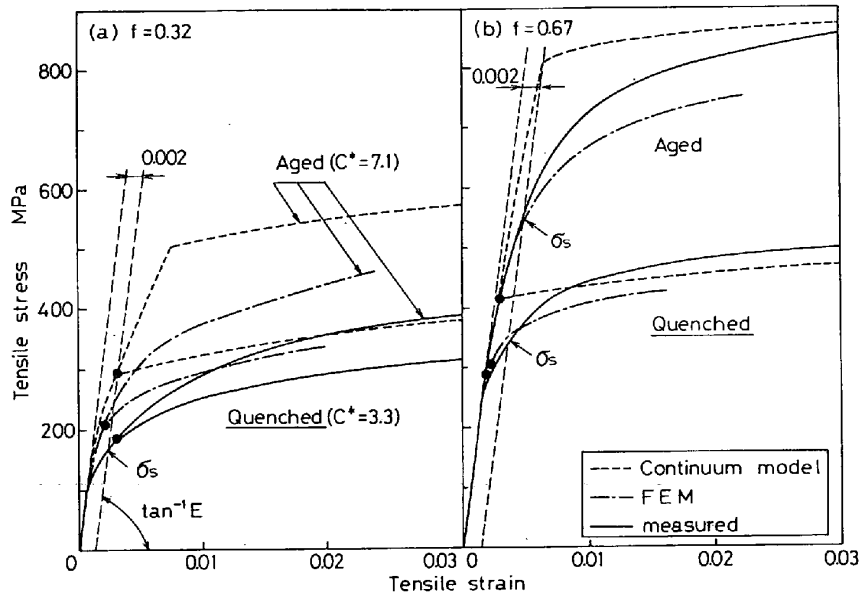


Fig. 3. True stress-strain curves of  $\alpha$ - $\gamma$  Fe-Cr-Ni steels (measured and calculated)<sup>13)</sup>. FEM: Finite Element Method,  $f$ : volume fraction of the hard phase,  $C^*$ : yield strength ratio ( $=\sigma_s^{II}/\sigma_s^I$ ) and  $\sigma_s$ : 0.2% proof stress.

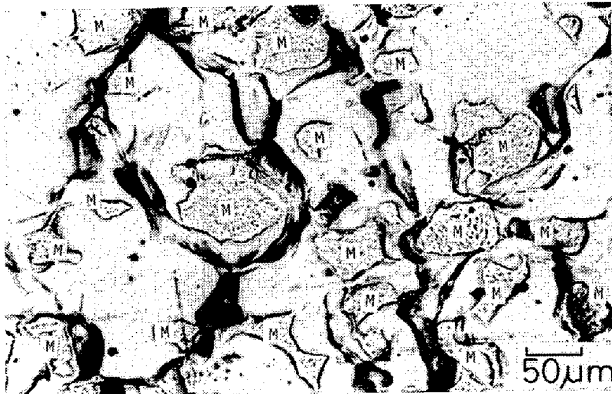


Photo. 1. Typical aspect of slip lines by tensile deformation ( $\bar{\epsilon}_p=0.03$ ) in a ferrite-martensite steel with large  $C^*$  ( $>6.7$ ) and small  $f$  ( $=0.26$ ). Symbol M indicates martensite colony.

りの生じていることが確認される。さらに、硬質相の形状や $\psi$ も大きな影響をおよぼす。たとえば、後の Fig. 15 の  $\alpha'$  連結材では、 $C^*$  が大きく  $f$  が小さくとも  $\alpha$  相の優先的塑性変形は著しく抑制される<sup>16)</sup>。

このような不均一な塑性変形は種々な現象をともなう。その一つは、各相に各々の変形量に応じた硬化が生ずることである。Fig. 4 は、オーステナイト( $\gamma$ )- $\alpha'$  Fe-Ni-C 鋼に塑性変形を与えた後、 $\gamma$  相中の硬さを測定した結果である<sup>17)</sup>。 $C^*$  が 2.3 の場合には、 $\alpha'$  相が存在しても  $\gamma$  相の引張変形による硬化にほとんど変化がみられないが、 $C^*$  が 3.6 になると 2 相鋼中の  $\gamma$  相の硬化は単相  $\gamma$  鋼に比べて大きい。これは、 $C^*$  が大きい方が軟質相に塑性変形がより集中することと関連している。一方、KARLSSON と LINDEN<sup>18)</sup> は、荷重 5 g の超微小硬度

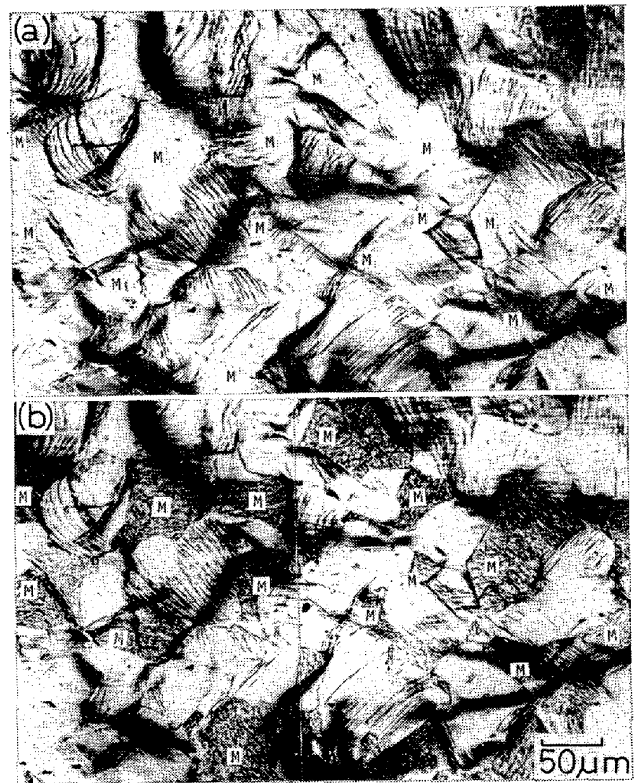


Photo. 2. Typical aspect of slip lines by tensile deformation ( $\bar{\epsilon}_p=0.1$ ) in a ferrite-martensite steel with small  $C^*$  ( $=4.5$ ) and small  $f$  ( $=0.26$ ). Photo. (b) is an etched pattern of Photo. (a). Symbol M indicates martensite colony.

計を用いて、 $\alpha$ - $\alpha'$  2 相鋼中の  $\alpha$  相の硬さ分布を測定し、変形の進行にともない分散が大きくなることを示した。すなわち、軟質相中でも塑性変形は一樣に起らず、場所

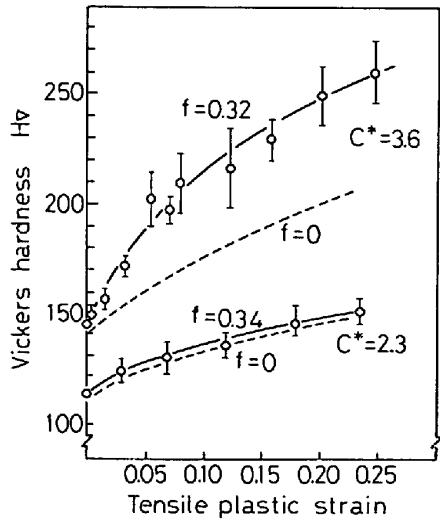


Fig. 4. Effect of plastic strain on the hardness of austenite in austenite-martensite Fe-Ni-C steels<sup>17)</sup>. Effects of volume fraction of martensite ( $f$ ) and the yield strength ratio  $C^*$  ( $=\sigma_s^{II}/\sigma_s^I$ ) are also shown.

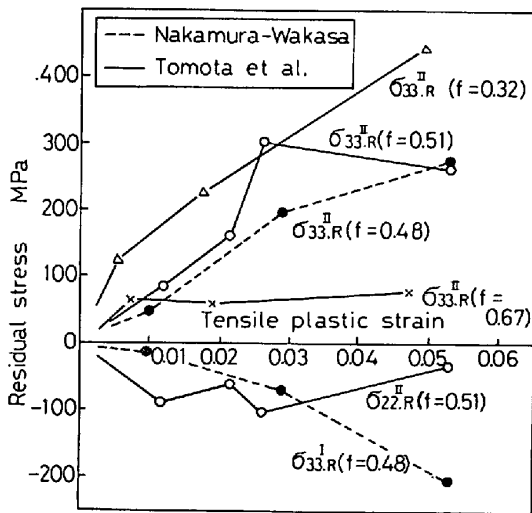


Fig. 5. Residual stresses in each constituent phase produced by plastic deformation in  $\alpha$ - $\gamma$  Fe-Cr-Ni steels measured by X-ray technique<sup>18)20)</sup>.  $f$ : volume fraction of ferrite ( $\alpha$ ).

により異なることを反映している。

Photo. 1 のように、試料内に塑性ひずみ勾配が生じるということは、別の言葉で言えば転位の不均一分布が起こることである。多くの転位の応力場が重なった結果、その分布形態に依存した平均的内部応力<sup>†2</sup> (長範囲内部応力) が各構成相内に発生する。引張途中から除荷してもそのかなりの部分は残留すると思われる。事実、 $\alpha$ - $\gamma$ Fe-Cr-Ni 鋼に予ひずみを与えた後、試料表面の残留応力を X 線回折により測定すると、Fig. 5 のよう

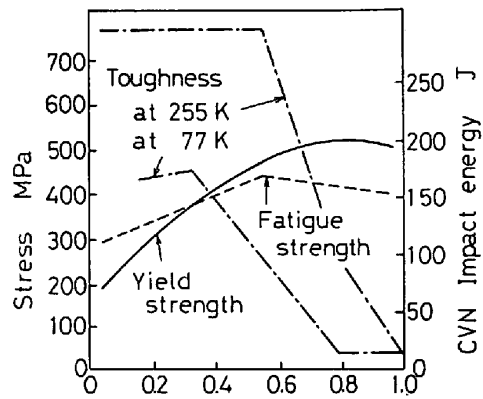


Fig. 6. Effect of volume fraction of ferrite ( $f$ ) on the mechanical properties in  $\alpha$ - $\gamma$  Fe-Cr-Ni steels<sup>21)~23)</sup>.

に  $\alpha$  相と  $\gamma$  相で正負が逆の残留応力 (相応力)  $\sigma_{33.R}^{II}$ ,  $\sigma_{22.R}^{II}$  および  $\sigma_{33.R}^I$ ,  $\sigma_{22.R}^I$  が求まる<sup>19)20)</sup> (引張軸を  $x_3$ , 試料表面の法線を  $x_1$  軸とする)。ここで、添字 I と II は、それぞれ軟質相 ( $\gamma$ ) と硬質相 ( $\alpha$ ) を表す。これらから、試料の表面と内部の塑性変形の難易さより生ずる巨視的残留応力を差し引いた値、 $\sigma_{ij.S}^I$  と  $\sigma_{ij.S}^{II}$  の間には、

$$\sigma_{ij.S}^I \cdot (1-f) + \sigma_{ij.S}^{II} \cdot f = 0 \dots\dots\dots (4)$$

の平衡条件が成立する<sup>19)</sup>。この結果より、単軸引張試験であつても  $<2>$  以降は、各構成相内の平均応力状態は外力と上記の平均的内部応力からなる多軸応力状態であることが知れる。しかも、Fig. 5 より推定して平均的内部応力の大きさは  $f$ ,  $C^*$  やひずみに依存すると思われる。

### 5. 降伏強度

降伏強度  $\sigma_s$  として §3 の  $Y(i)$  をとるならば、軟質相内で塑性変形の開始する時点である。弾性定数の相違や異方性を無視すれば  $\sigma_s$  は  $f$  や  $C^*$  に依存しないことになる。しかし、通常工学的 (弾性計算による設計の基準値として) に用いられる  $\sigma_s$  は、たとえば Fig. 3 に示した値の 0.2% 耐力である。これは  $<2>$  か  $<3>$  の変形応力であり、 $<2>$  が強い  $C^*$  や  $f$  依存性を示すために、 $\sigma_s$  も  $f$  や  $C^*$  の影響を受けることになる。

Fig. 6 は  $\alpha$ - $\gamma$ Fe-Cr-Ni 鋼の機械的性質と  $f$  の関係<sup>21)22)</sup> を DECKER がまとめたものである<sup>23)</sup>。  $\sigma_s$  と  $f$  の関係は複雑で、 $f$  の変化にともなう他の因子の変化による影響が重畳され、2 相域で  $\sigma_s$  が大きくて、強度と靱性の組み合わせのよいことが注目された。

種々な因子の  $\sigma_s$  におよぼす影響を整理するために、著者らは、まず  $\bar{d}$  を一定にそろえて、 $\sigma_s$  と  $f$  の関係におよぼす  $C^*$  の影響を調べた<sup>11)</sup>。その結果、Fig. 7 のように  $f$  が小さいところでは  $\sigma_s$  は  $C^*$  の影響をほとんど受けない (これは Fig. 3(a) にみられるように、 $\sigma_s$  が実験した範囲内で一番小さい  $C^*$  をもつ合金の  $<2>$  の変形応力であることによる) が、 $f$  の大きいところでは

<sup>†2</sup> ひずみ速度急変試験や応力緩和試験などで求まる平均内部応力とは異なるので、ここでは各相の平均的内部応力と呼んでおく。両者を区別する呼称はみあたらず、現在、ともに平均内部応力と呼ぶことが多いようである。

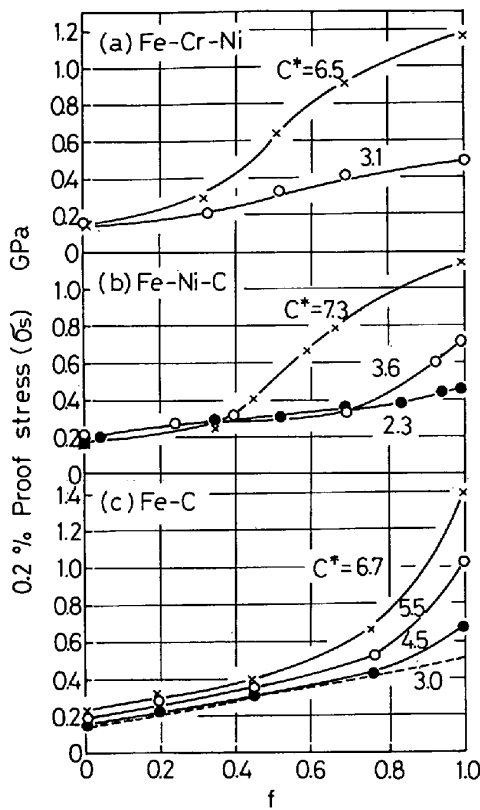


Fig. 7. Effect of volume fraction of the hard phase ( $f$ ) on 0.2% proof stress ( $\sigma_s$ ) compared under nearly the same grain size ( $\bar{d}$ )<sup>11)</sup>.

著しく影響される (Fig. 3(b)参照). また、別の観点からみると、よく用いられる混合則、

$$\sigma_s = \sigma_s^I \cdot (1-f) + \sigma_s^{II} \cdot f \quad \dots\dots\dots (5)$$

は、 $C^*$  が小さい合金系ほどよい近似となっており、 $C^*$  の増加にともない(5)式より低応力側へ偏倚する傾向がある。この実験と  $\sigma_s$  の  $\bar{d}$  依存性の実験結果<sup>11)</sup>より、Fig. 6 で2相域の  $\sigma_s$  が大きいのは  $\bar{d}$  が小さい (同じ熱処理を与えると延性 2 相鋼の結晶粒成長は単相鋼より著しく遅い) ことに起因していることが知れる。

ところで、いま一つ重要な影響因子は § 2 の (3) である。たとえば、 $C^*$  が大きくとも、連続繊維強化型に似た延性 2 相合金は (5) 式に近い  $\sigma_s$  を示す。硬質相形状は  $\sigma_s$  に大きな影響をおよぼすが、これを定量的に表示することはなかなか困難である。最近、GURLAND は後述の中間型モデル<sup>7)24)</sup> の考えを基にして、次のような整理法を試みている<sup>25)</sup>。彼は、硬質相の連結度を単位体積当たり、

$$f_{IC} = C_I \cdot f \quad \dots\dots\dots (6)$$

と表わし、ちょうど PAUL が弾性定数の異なる 2 相からなる材料の弾性定数を求めたり<sup>26)</sup>、曾山が変形応力を求めた<sup>14)</sup> 方法に似たやり方で  $\sigma_s$  を導いている。すなわち、延性 2 相鋼の降伏時に、①軟質相は  $\sigma_{Y.I}$ 、②硬質相の不連続体積率  $f(1-C_I)$  分も  $\sigma_{Y.I}$ 、そして③残りの  $C_I f$  分の硬質相は  $\sigma_{Y.II}$  の応力をうけもつていると仮

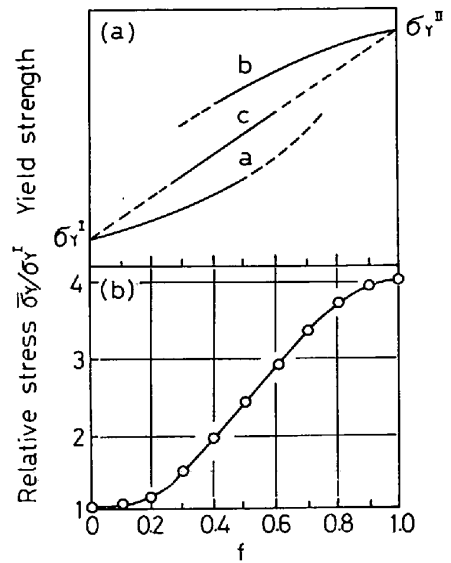


Fig. 8. Effect of volume fraction of the hard phase ( $f$ ) on yield strength ( $\sigma_s$ ) calculated by GURLAND<sup>10)</sup>: (a) schematic representation of the variation of yield strength with composition for three typical structure cases: curve a: discontinuous hard phase in continuous soft matrix, curve b: discontinuous soft phase in continuous hard phase, and curve c: continuous fiber reinforced material. (b) an example of calculation by this method.

定して、

$$\sigma_s = \sigma_{Y.I} (1-C_I f) + \sigma_{Y.II} C_I f \quad \dots\dots\dots (7)$$

を得た。ここで、 $\sigma_{Y.I}$  と  $\sigma_{Y.II}$  は (5) 式の  $\sigma_s^I$ 、 $\sigma_s^{II}$  とは異なり、延性 2 相鋼が降伏した ( $\sigma_s$  に達した) 時点の各構成相の平均値を表わし<sup>†3)</sup>、 $\lambda_I$ 、 $\lambda_{II}$  や  $d_I$  などの関数で与えられているが、その詳細は省略する。3 種の典型的な形態を考えると Fig. 8 (a) のように予想される。次に、 $\alpha$ - $\gamma$ Fe-Cr-Ni 鋼や  $\alpha$ - $\alpha'$ Fe-C 鋼の例を参照して  $\sigma_s$  を計算した例が Fig. 8(b) に示されている。

組織の微細さの効果については、(7) 式の  $\sigma_{Y.I}$  などでも表現されている<sup>25)</sup>が、 $\bar{d}$  を用いると同じ  $f$  と  $C^*$  の場合に、

$$\sigma_s = \sigma_{0s} + k_s \bar{d}^{-1/2} \quad \dots\dots\dots (8)$$

でかなり良く整理される<sup>11)</sup>。ここで、 $\sigma_{0s}$  と  $k_s$  は定数で  $f$  などに依存する。

これらの取り扱いは、実用上は有益であるが、いずれも本質的な理解は後述の § 7 の発展にかかっている。

### 6. 加工硬化とパウシンガー効果

軟質相の降伏 (i) 後、Fig. 2 や 3 にみられるように  $\langle 2 \rangle$  では大きな加工硬化が生じる。加工硬化率 ( $d\bar{\sigma}/d\bar{\epsilon}$ ) と試料のひずみ  $\bar{\epsilon}$  の関係におよぼす  $f$  と  $C^*$  の影響<sup>27)</sup>

<sup>†3)</sup> (5) 式の  $\sigma_s^I$ 、 $\sigma_s^{II}$  との違いについては、後述の FEM の結果に開する説明を参照していただきたい。

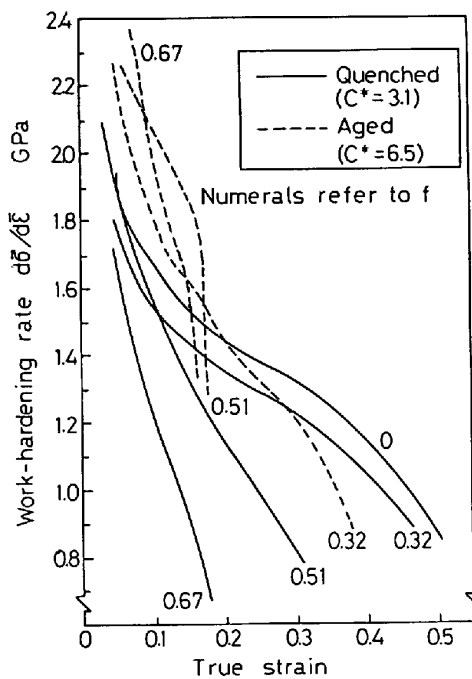


Fig. 9. Effect of volume fraction of the hard phase ( $f$ ) on work-hardening rate in  $\alpha$ - $\gamma$  Fe-Cr-Ni steels<sup>27)</sup>.

を Fig. 9 に示す。  $C^*$  が大きいほど、変形初期の ( $d\bar{\sigma}/d\bar{\epsilon}$ ) が大きい、変形の進行とともに急激に減少する。また、Fig. 9 の実験結果に限れば  $C^*$  が大きい時、 $f$  が増加すると変形初期の ( $d\bar{\sigma}/d\bar{\epsilon}$ ) が大きくなる点も注目される。

後述のように、変形初期の ( $d\bar{\sigma}/d\bar{\epsilon}$ ) におよぼす  $C^*$  と  $f$  の影響は  $\langle 2 \rangle$  の加工硬化特性の  $C^*$  と  $f$  依存性を反映している。さらに、この加工硬化には平均的内部応力の寄与が大きいと考えられる。もし、この考えが正しければ、平均的内部応力による硬化はいわゆる移動硬化<sup>†4</sup>なので大きなバウンダー効果の発生が予想される。

Fig. 10 は  $\alpha$ - $\gamma$  Fe-Cr-Ni 鋼 ( $f=0.51$ ) の引張圧縮試験結果<sup>28)</sup>であり、圧縮側の変形応力は  $180^\circ$  回転して破線で引張の変形応力と比較してある。バウンダー効果は、遷移軟化と永久軟化領域に分けて考察されることが多い<sup>†4</sup>。Fig. 10 をみると、 $C^*$  が大きいと著しい遷移

†4 たとえば、Fig. 10 のように、引張変形後除荷した試験片を続けて引張った時と圧縮した時とは変形応力が異なり、これをバウンダー効果と呼ぶ。両者の変形応力差は、変形の進行にともない、最初大きく、しだいに小さくなってゆき、ある一定値に漸近する、すなわち両者の真応力-歪み線図が平行となることが多い。この時、平行とみなせる部分を永久軟化域、それ以前の領域を遷移軟化域と呼ぶ。このような現象は、外力反転に限らず、負荷径路の変化に附随して起るので、一般的に示すためには 6 次元応力空間での表示が必要である。工学的降伏条件は、この応力空間で降伏曲面 (たとえばミーゼス条件:  $(\sigma_{11}-\sigma_{22})^2 + (\sigma_{22}-\sigma_{33})^2 + (\sigma_{33}-\sigma_{11})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2) = 2k^2$ ) によつて表示される。この曲面は、塑性変形の進行にともない、形状を変えたり平行移動や回転をともなう。降伏曲面がその大きさと形を変えず移動のみ行う場合は移動硬化と呼ばれる。一方その中心を固定したまま大きさのみを変える時は等方硬化と呼ばれ、この場合にはバウンダー硬化は生じないことになる。実際の加工硬化では、両者が組み合わさっているのが普通である。

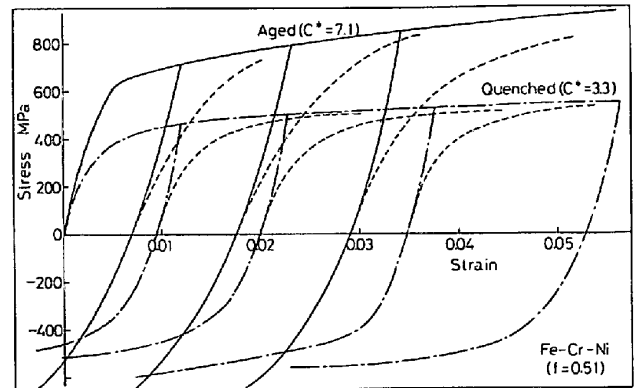


Fig. 10. Results of tension-compression tests in  $\alpha$ - $\gamma$  Fe-Cr-Ni steels ( $f=0.51$ )<sup>28)</sup>. Reverse flow curves are replotted in tensile domain for comparison by dashed lines (...).

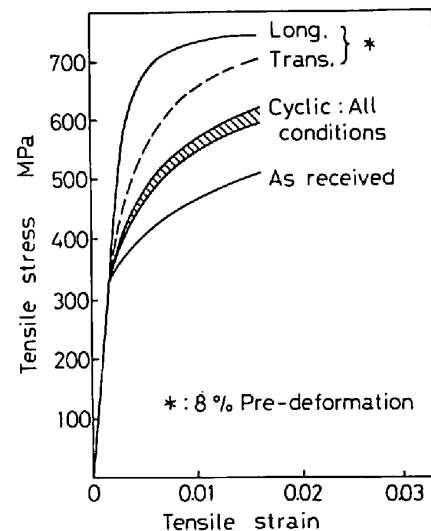


Fig. 11. Monotonic and cyclic stress-strain curves for the various conditions of pre-strain in a dual phase steel<sup>30)</sup>.

軟化が現れる反面、永久軟化は  $C^*$  によりほとんど変化しない。単相鋼よりは延性 2 相鋼の方が、そして  $C^*$  が大きいほど大きな遷移軟化がみられる<sup>28)</sup>。後述の Fig. 15 の  $\alpha$ - $\alpha'$  Fe-C 鋼で連結材と孤立材を比較すると、前者の方が大きな遷移軟化を示す<sup>29)</sup>。これらに共通していることは、軟質相に発生する平均的内部応力が大きいと思われる場合ほど大きな遷移軟化が生じることであり、前述の予想を支持している。このことは、引張圧縮のような外力反転試験に限らず、予変形をうけた材料の変形応力は異方性を示すことを意味する。Fig. 11 には、引張予歪みをうけた dual phase 鋼の 2 方向の引張変形応力が示されている<sup>30)</sup>。  $\alpha$ - $\gamma$  Fe-Cr-Ni 鋼<sup>28)</sup> 同様、垂直方向の引張変形応力は低い。

しかし、このような加工硬化特性を簡単に平均的内部応力のみ起因すると結論することは、単相合金のバウンダー効果に対する Heyn stress の寄与が小さいと考

えられるようになってきた事実などからみても早計であろう。ここでは、延性 2 相鋼の加工硬化が <2> で大きく、かつ移動硬化成分の大きいことのみを強調しておきたい。

7. 変形理論の現状と問題点

最近話題の dual phase 鋼の変形の解析においては、MILEIKO の連続繊維強化型複合材料の理論<sup>31)</sup> や連続体モデル<sup>32)33)</sup> が適用されているが<sup>33)~35)</sup>、けつして満足すべき状態ではない。変形に対する種々なモデルについては、以前にも解説したり<sup>1)</sup>ので、その後の発展や私見を混じえて再整理してみる。なお、2つの構成相の弾性定数の相違や弾性異方性の影響はここでは取り上げない。2つの相は弾性定数が等しくかつ等方的と仮定しておく。

7.1 転位密度に基づく取り扱いの検討

Fig. 12 は、延性 2 相鋼の変形に ASHBY の理論<sup>36)</sup>を適用するにあたって、FISCHMEISTER と KARLSSON の描いた模式図である<sup>3)</sup>。まず、各結晶粒を外力一定下で自由に變形させる(応力一定モデルに相当する)と、粒界や界面の歪みは連続にならず空間や重なり合いができる(図の破線参照)。この不適合部分を粒界や界面近傍に転位を導入して局所的な塑性変形により解消させ適合条件を満足させる。そのために必要な転位 (geometrically necessary dislocation) の密度を  $\rho_G$  とする。Fig. 12 の例では、

$$\rho_G = \rho_{G1} + \rho_{G2} = C_1 \frac{\bar{\epsilon}_p}{bd_{II}} + C_2 \frac{f}{1-f} \frac{(\bar{\epsilon}_p - \epsilon_p^{II})}{bd_I} \dots\dots\dots (9)$$

と概算されている。 $\rho_{G1}$  は軟質相粒界、 $\rho_{G2}$  は 2 相界面の適合に起因するものであり、 $C_1, C_2$  は定数、 $b$  はパーガスベクトルの大きさを表す。軟質相はこの転位密度の増加により硬化し、その量は Bailey-Hirsch の式を用いて、

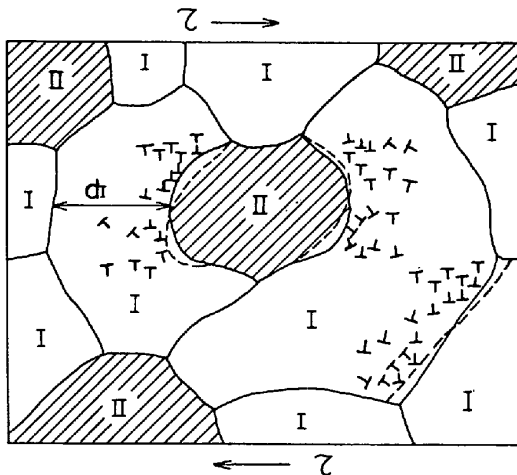


Fig. 12. Schematic illustration to show the inhomogeneous plastic deformation in a two-ductile-phase steel and to explain ASHBY's geometrically necessary dislocations<sup>3)</sup>.

$$\sigma = \sigma_0 + \bar{\alpha}Gb\sqrt{\rho} \dots\dots\dots (10)$$

と表される。ここで  $\rho$  は全転位密度であり、変形が大きくなると  $\rho = \rho_G$  となり、 $\sigma_0$  と  $\bar{\alpha}$  は定数、 $G$  は剛性率である。

KARLSSON と LINDEN が(10)式をフェライト-パーライト鋼に適用した<sup>38)</sup>ところ、実測の加工硬化の  $\frac{1}{4}$  程度にしかならず、(10)式の寄与は小さいと結論された。 $\rho_G$  の計算法にも問題は残るが、Fig. 12 の転位群による長範囲内部応力の寄与を無視する点に、この大きな不一致の基本的問題点があるように思われる。

7.2 自己調和型 (self-consistent) 連続体モデルによる取り扱い

前節で界面の適合を塑性的に行つたのに対し、弾性的に適合させるのがこの処理法といえよう。塑性変形を荷なつた運動転位は、すべて界面にあたると集積して大きな back stress を発生すると考え、この転位群による内部応力を連続体モデルに置きかえて ( $b$  が無限小の転位の界面への連続分布)、評価する。単相多結晶体に対する B-W-K モデル<sup>39)~41)</sup> や分散強化あるいは繊維強化型合金の田中-森のモデル<sup>42)43)</sup> 等が同じ手法に基づく変形理論としてあげられる。

一様な固有ひずみ (eigen strain) をもつ楕円体介在物の応力場に関する ESHELBY の解<sup>44)</sup>を出発点として、2相が混合する場合の各構成相の平均応力状態は次式で与えられる<sup>43)</sup>。

$$\left. \begin{aligned} \text{軟質相: } \sigma_{ij} &= \sigma_{ij}^A + \sigma_{ij}^I \\ &= \sigma_{ij}^A - f C_{ijkl} (S_{klmn} e_{mn}^{*II} - e_{kl}^{*I}) \\ \text{硬質相: } \sigma_{ij} &= \sigma_{ij}^A + \sigma_{ij}^{II} \\ &= \sigma_{ij}^A + (1-f) C_{ijkl} (S_{klmn} e_{mn}^{*II} - e_{kl}^{*I}) \end{aligned} \right\} \dots\dots (11)$$

ここで、 $\sigma_{ij}^A$  は外力、 $\sigma_{ij}^I$  と  $\sigma_{ij}^{II}$  は各相の平均的内部応力、 $C_{ijkl}$  は弾性定数、 $S_{klmn}$  は ESHELBY のテンソル<sup>46)</sup>で  $e_{ij}^*$  は 2 相間の平均塑性ひずみ差

$$e_{ij}^* = \epsilon_{ij,p}^I - \epsilon_{ij,p}^{II} \dots\dots\dots (12)$$

である。 $\epsilon_{ij,p}^I$  と  $\epsilon_{ij,p}^{II}$  は各相の塑性ひずみでおのおの同様と仮定する。

単軸引張変形 ( $\epsilon_{ij,p}^I: \epsilon_{33,p}^I = -2\epsilon_{11,p}^I = -2\epsilon_{22,p}^I = \epsilon_p^I$ ,  $\epsilon_{ij,p}^{II}: \epsilon_{33,p}^{II} = -2\epsilon_{11,p}^{II} = -2\epsilon_{22,p}^{II} = \epsilon_p^{II}$ , 外力  $\sigma_{33}^A$ )、各結晶粒は楕円体で近似されランダムな分布と仮定すれば、(11)式の  $\sigma_{ij}^I$  と  $\sigma_{ij}^{II}$  はそれぞれ

$$\left. \begin{aligned} \sigma_{33}^I &= -2\sigma_{11}^I = -2\sigma_{22}^I = -f \frac{E(7-5\nu)}{15(1-\nu^2)} (\epsilon_p^I - \epsilon_p^{II}) \\ \sigma_{33}^{II} &= -2\sigma_{11}^{II} = -2\sigma_{22}^{II} = (1-f) \frac{E(7-5\nu)}{15(1-\nu^2)} (\epsilon_p^I - \epsilon_p^{II}) \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (13)$$

となる。ここで、 $E$  は縦弾性係数、 $\nu$  はポアソン比である。各構成相の変形条件 (構成方程式) を  $\sigma_{ij}^I[\epsilon_p^I]$ ,  $\sigma_{ij}^{II}[\epsilon_p^{II}]$  と表せば ( $[ ]$  は関数を意味する)、§2 の各変形段階は次のように表される<sup>32)</sup>。ここで、各相で塑性変形を開始する応力を  $\sigma_p^I$  および  $\sigma_p^{II}$  で示す。

$$Y(i) = \sigma_p^I \text{ で、以下 } \langle 2 \rangle \text{ と } \langle 3 \rangle \text{ は、}$$

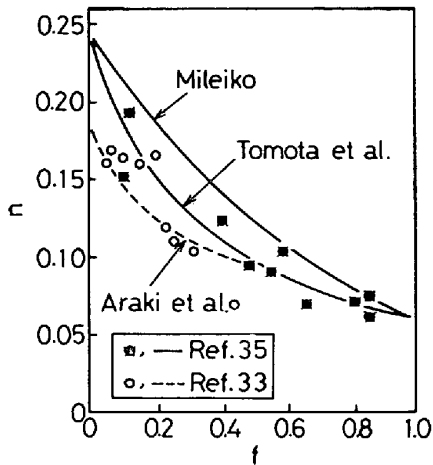


Fig. 13. Comparisons of theoretical composite work-hardening coefficient ( $n$ ) vs volume fraction of the hard phase ( $f$ ) curve with experimental data<sup>33)35)</sup>.

$$\langle 2 \rangle : \sigma_{33}^A = \sigma_t^i \left[ \frac{\bar{\epsilon}_p}{1-f} \right] + \frac{f}{1-f} A \bar{\epsilon}_p \quad \dots\dots (14)$$

ここで、 $\bar{\epsilon}_p = (1-f)\epsilon_p^I$ ,  $A = \frac{E(7-5\nu)}{10(1-\nu^2)}$ .

Y(ii) と  $\bar{\epsilon}_p$ (ii) は次の連立方程式より得られる。

$$Y(ii) = \sigma_t^i \left[ \frac{\bar{\epsilon}_p(ii)}{1-f} \right] + \frac{f}{1-f} A \bar{\epsilon}_p(ii) \quad \dots\dots (15)$$

$$Y(ii) = \sigma_Y^I - A \bar{\epsilon}_p(ii) \quad \dots\dots (16)$$

<3> は次の連立方程式より得られるが、 $\sigma_t^i[\epsilon_p^I]$  と  $\sigma_t^I[\epsilon_p^I]$  の関数形によつては、 $\delta\epsilon_p^I$  の増分に対して逐次数値計算で求めなければならない。

$$\sigma_t^i[\epsilon_p^I(ii) + \delta\epsilon_p^I] = \sigma_{33}^A - f A \{\epsilon_p^I(ii) + (\delta\epsilon_p^I - \delta\epsilon_p^{II})\} \quad \dots\dots (17)$$

$$\sigma_t^I[\delta\epsilon_p^{II}] = \sigma_{33}^A + (1-f) A \{\epsilon_p^I(ii) + (\delta\epsilon_p^I - \delta\epsilon_p^{II})\} \quad \dots\dots (18)$$

各構成相の弾性定数が異なる場合の一般的な取り扱い方は、現在、著者らにはわかつていない。また、取り扱い自体の厳密性を追求するならば、個々の結晶粒は(13)式の平均的内部応力に加えて、近隣の粒からの干渉を受けること(平均すれば0になる)の考慮等々が残されている。

Fig. 3 には  $\alpha$ - $\gamma$ Fe-Cr-Ni 鋼を対象にした計算<sup>13)</sup>例が示してある。一般に、 $C^*$  が小さく  $f$  が大きいほど実験結果との差が小さい。最近、BHADSHIA と EDMONDS が MILEIKO の理論<sup>31)</sup> と著者らのこのモデル<sup>32)</sup> を dual phase 鋼に適用し比較している。Fig. 13 に示すように、加工硬化指数  $n$  値に関しても、ここで述べた取り扱いの方が実測値に近い。

しかし、Fig. 3 にみられるごとく、 $f$  が小さく  $C^*$  が大きい場合は、理論と実測値の差が大きい。この原因のひとつとして、2相界面に集積した転位による局所的な高い内部応力が交又すべりや grown-in 転位、2次転位

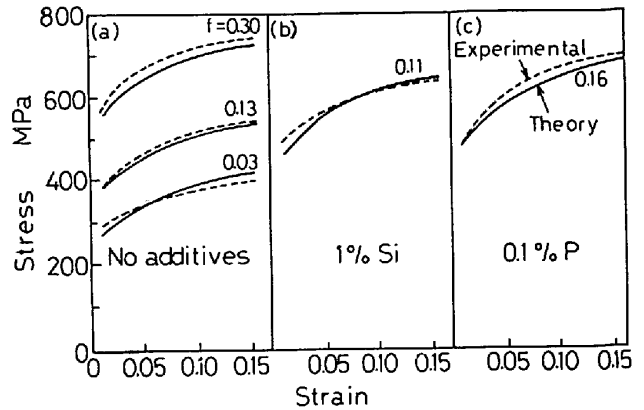


Fig. 14. Comparisons of experimental flow curves with theoretical ones by a modified continuum model in dual phase steels<sup>33)</sup>.

などの運動などによつて緩和される機構(塑性緩和)が実際に働くことが考えられる。この効果を強調して、分散強化型合金の放射物硬化を説明したのが前節の ASHBY の理論であつた<sup>36)</sup>。延性2相鋼では、たとえ塑性緩和が活発であつても、それによつて長範囲内部応力が消滅することはなく、平均的内部応力の役割を無視できないであろうことはこれまで述べてきたとおりである。

そこで、荒木ら<sup>33)</sup>は(13)式で平均的内部応力発生の原因となる( $\epsilon_p^I - \epsilon_p^{II}$ )として、実際の値でなく塑性緩和を考慮した有効塑性ひずみ差  $\Delta\epsilon_{eff}$  を用いることを試みている<sup>†</sup>。dual phase 鋼に対して、ある程度変形が進行すると  $\Delta\epsilon_{eff}$  が一定値(0.004)をとると仮定したところ、Fig. 13 (対応する実測値は○印のみ)と Fig. 14 に示すように実験と非常によく一致を得た。この  $\Delta\epsilon_{eff}$  の値は塑性緩和の難易さに関係するから、§2 の諸因子に依存すると考えるべきである。しかし、 $\Delta\epsilon_{eff}$  の決定法は現在明確になつておらず、今後検討すべき課題のひとつであろう。

### 7.3 有限要素法を用いた 2, 3 の考察

前節では、各構成相各々の塑性ひずみを一様と仮定して連続体モデルによる解析を行つたが、さらに界面近傍を中心とする付加的塑性変形(塑性緩和)を考慮することが望まれた。界面における応力とひずみの連続性を失うことなく、かつ §2 の諸因子の影響を定量的に示すことは、かなり困難な課題と思われる。そこで、ここでは有限要素法(FEM)を用いた弾塑性解析<sup>46)</sup>によつて、この問題を少し考察しておく。

硬質相の形状、 $C^*$  や  $f$  は不均一塑性変形の度合を支配する。Fig. 15 は、 $f=0.3$  の  $\alpha$ - $\alpha'$  2相鋼で  $\alpha'$  相形状(鈴木らが実験した孤立材と連結材<sup>16)</sup>に相当する2種類:(b)と(c)の比較)と  $C^*$ ((a)と(b)の比較)の相当塑性ひずみ分布におよぼす影響を示したものである<sup>29)</sup>(モデル全体の平均塑性ひずみは、いずれも約0.03引張

<sup>†</sup> 荒木らは(14)~(18)式を、エネルギーバランス法により独自に導いている<sup>33)</sup>。



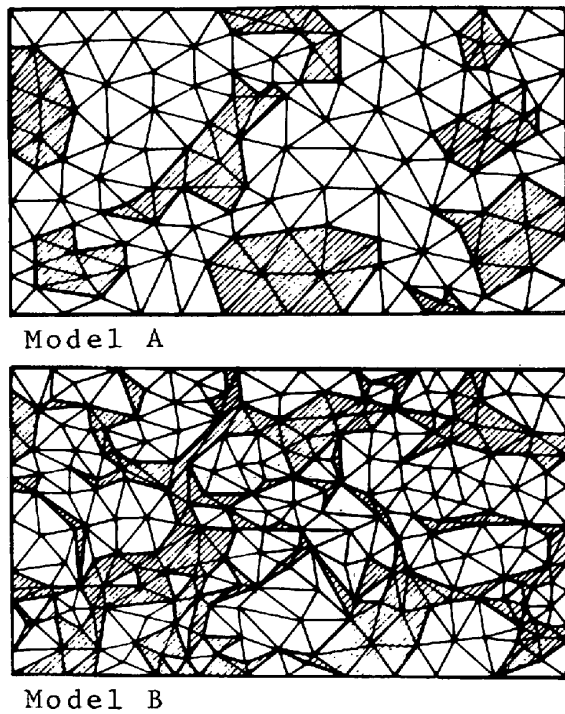


Fig. 15. Examples of plastic strain distribution calculated by FEM<sup>29)</sup>: (a) Model A, small  $C^*(=3.3)$ , (b) Model A, large  $C^*(=6.5)$  and (c) Model B, large  $C^*(=6.5)$ . The hatched area in models shows the hard phase. The model A consists of islands of the hard phase within a continuous soft phase network, while the model B is just the reverse, that is, the hard phase is continuous. The volume fraction of the hard phase ( $f$ ) is 0.3 in both models.

方向は図面の横方向). 2相間における差のみでなく, 同じ相内でもかなり不均一な塑性変形が生じている.  $C^*$  の大きい孤立材 (Fig. 15(b)) でもつとも不均一性が著しい. 連結材では  $C^*$  が大きくても, かなり均一な塑性ひずみ分布をしている (Fig. 15(c)).

各相内の応力も一様ではない. Fig. 16 は, JINOUCHI による計算例<sup>47)</sup>で, FEM モデルのある切断線上に位置する各要素の応力 (単軸引張で, 引張方向の応力成分) を示している. 図にみられるように, 硬質相要素では外力  $\sigma_{33}^0$  より大きく, 逆に軟質相要素では小さく, また, 同一相内でもかなり変動している. そこで, 各構成相ごとに応力について要素大きさに関する重みつき平均をとり  $\bar{\sigma}_{11}^I$  および  $\bar{\sigma}_{11}^{II}$  とすると, 各相には平均的に,

$$\left. \begin{aligned} \sigma_{11}^I &= \bar{\sigma}_{11}^I - \sigma_{33}^0 \\ \sigma_{11}^{II} &= \bar{\sigma}_{11}^{II} - \sigma_{33}^0 \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (19)$$

の平均的内部応力が存在することになる.  $\alpha$ - $\gamma$ Fe-Cr-Ni 鋼を FEM モデル化し, (19)式の値を求めた結果が Fig. 17(b) である<sup>19)</sup>. このモデルの計算応力-ひずみ曲線 (平面応力条件下) は Fig. 3. に一部示してある.

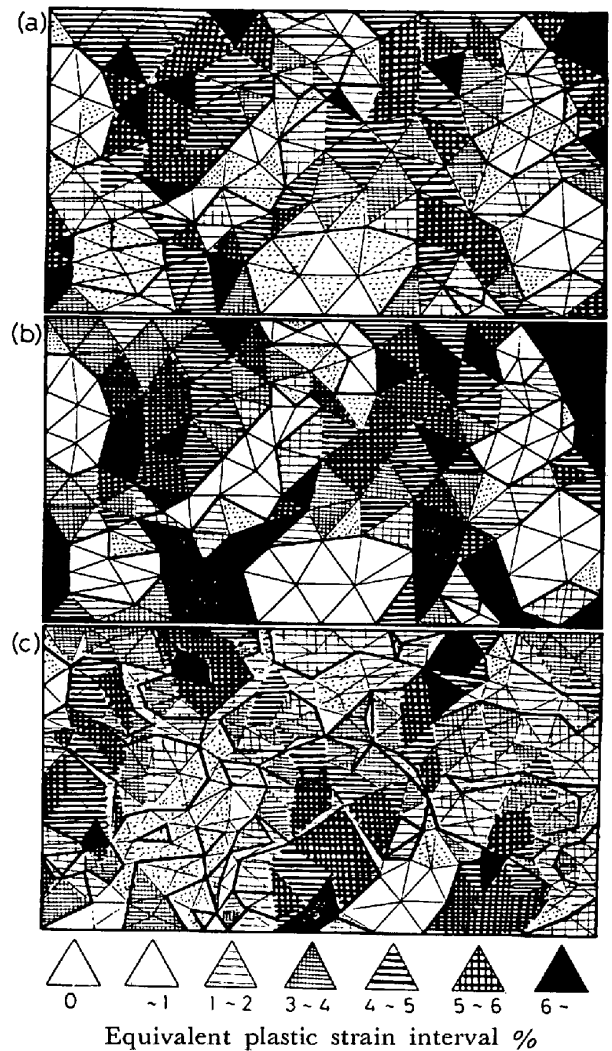


Fig. 15. (2)

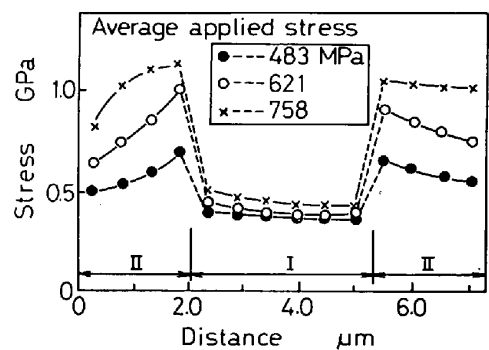


Fig. 16. Stress ( $\sigma_{33}$ ) distribution in the soft phase (I) and in the hard phase (II) calculated by FME analysis<sup>47)</sup>.

Fig. 17(a) は, §7.2 の連続体モデルの場合 ((13)式) であり, (a), (b)の両者は絶対値に差があるもののよく似た傾向を示している. さらに, Fig. 17 は X線回折による Fig. 5 の残留応力ともよく対応している.

これら  $\sigma_{11}^I$  と  $\sigma_{11}^{II}$  は等方的でないので, 降伏曲面に関し, いわゆる移動硬化の原因となる. 単純なケースと

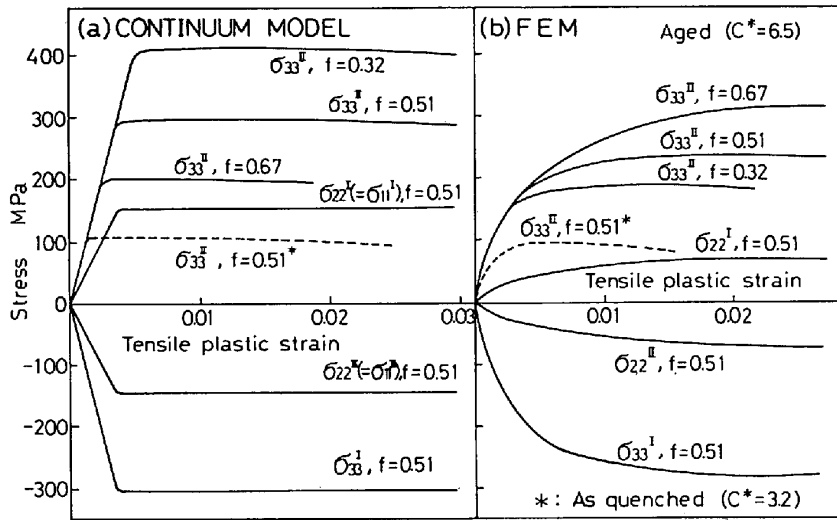


Fig. 17. Average internal stresses in each constituent phase calculated from a self-consistent continuum model and by FME analysis<sup>20)</sup>,  $f$ : volume fraction of the hard phase.

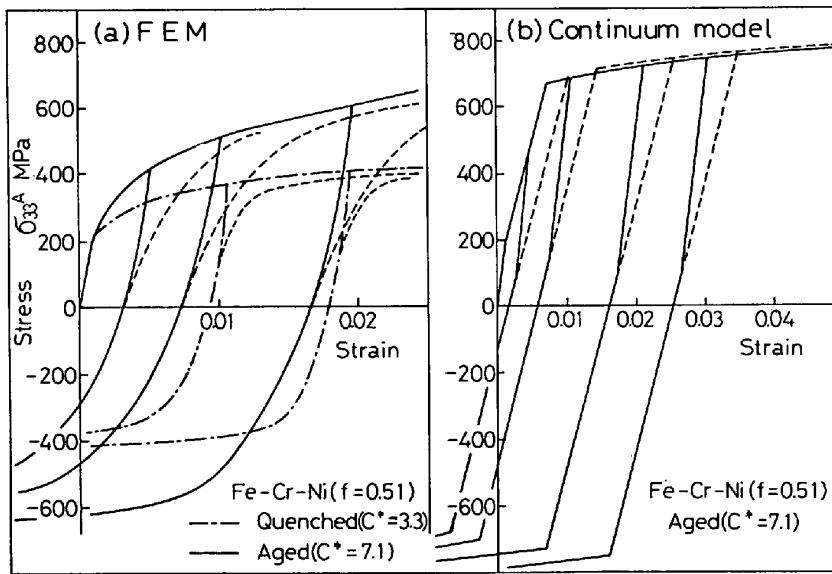


Fig. 18. Tension-compression flow curves calculated by FEM analysis (a) and from a self-consistent continuum model (b)<sup>48)</sup>. Reverse flow curves are replotted in tensile domain by dashed lines.

して引張圧縮によるバウシinger効果を計算した例<sup>48)</sup>が Fig. 18 である。種々な延性 2 相鋼について試算したところ、当然のことながら大きな平均的内部応力の生ずる場合ほど大きなバウシinger効果、特に遷移軟化が生ずる。Fig. 18(b) は連続体モデルによる結果である。これらの計算においては、各構成相自身は等方硬化(バウシinger効果なし)を仮定しているの、上述の結果はすべて内部応力に起因するものである。このように、平均的内部応力の大きさに着目すると、前述の Fig. 10 などの実験結果の特徴がよく説明される。

7.4 その他の取り扱い方および小括

引張変形を受けている延性 2 相鋼の各構成相の平均応力と平均ひずみを  $\bar{\sigma}^I, \bar{\sigma}^{II}$  および  $\bar{\epsilon}^I, \bar{\epsilon}^{II}$  (全ひずみ) とすると、試料全体の巨視的の応力  $\bar{\sigma}$  とひずみ  $\bar{\epsilon}$  との間に次の関係がある(引張軸方向の法線応力と線ひずみで簡単に考えた場合)<sup>3)27)</sup>,

$$\left. \begin{aligned} \bar{\sigma} &= \bar{\sigma}^I(1-f) + \bar{\sigma}^{II}f \\ \bar{\epsilon} &= \bar{\epsilon}^I(1-f) + \bar{\epsilon}^{II}f \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots(20)$$

ここで、2 相間のひずみ不均一度を示す因子として、  
 $m^* = \bar{\epsilon}^{II}/\bar{\epsilon}^I \dots\dots\dots(21)$

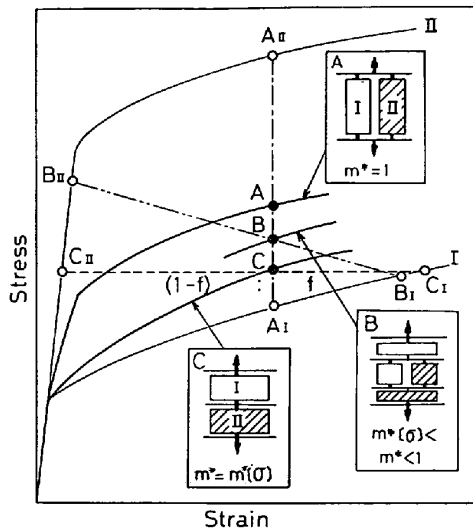


Fig. 19. Schematic illustration on the relation between  $m^*$  and flow stress. The inserted figures, A, B and C refer to equal strain model, four element one and equal stress one, respectively.

を用いることにする<sup>16</sup>。いま、 $\bar{\sigma}^I$  対  $\bar{\epsilon}^I$  および  $\bar{\sigma}^{II}$  対  $\bar{\epsilon}^{II}$  の関係を各相の単相鋼の応力-ひずみ曲線で近似すると、 $m^*$  の値と延性 2 相鋼の変形応力の関係は、大略 Fig. 19 のようになる<sup>27)</sup>。すなわち、

$m^* = 1.0$  の場合： $\bar{\epsilon}^I = \bar{\epsilon}^{II} = \bar{\epsilon}$  のひずみ一定モデル。

MILEIKO の理論はこれに相当する。

$m^* = m^*[\bar{\sigma}]$  の場合： $\bar{\sigma}^I = \bar{\sigma}^{II} = \bar{\sigma}$  の応力一定モデル。

ここで、 $\bar{\sigma}^I = \bar{\sigma}_I^I[\bar{\epsilon}^I]$ 、 $\bar{\sigma}^{II} = \bar{\sigma}_I^{II}[\bar{\epsilon}^{II}]$  で表せば、その逆関数を  $\bar{\epsilon}_I^I[\bar{\sigma}^I]$ 、 $\bar{\epsilon}_I^{II}[\bar{\sigma}^{II}]$  として  $m^*[\bar{\sigma}] = \bar{\epsilon}_I^{II}[\bar{\sigma}] / \bar{\epsilon}_I^I[\bar{\sigma}] < 1.0$ 。

特殊なケースを除けば、一般には  $m^*[\bar{\sigma}] < m^* < 1.0$  とされる。著者らは、この  $\bar{\sigma}_I^I[\bar{\epsilon}^I]$  および  $\bar{\sigma}_I^{II}[\bar{\epsilon}^{II}]$  を各構成単相鋼の応力-ひずみ曲線  $\sigma_I^I[\epsilon^I]$  と  $\sigma_I^{II}[\epsilon^{II}]$  で近似して<sup>17</sup>、(20)、(21)式より延性 2 相鋼の  $\bar{\sigma}$ - $\bar{\epsilon}$  曲線を、

$$\bar{\sigma} = \sigma_I^I \left[ \frac{\bar{\epsilon}}{1-f+m^*f} \right] \cdot (1-f) + \sigma_I^{II} \left[ \frac{m^*\bar{\epsilon}}{1-f+m^*f} \right] \cdot f \dots \dots \dots (22)$$

と表した<sup>24) 27)</sup>。(22)式は力学的には不完全なものであるが、 $m^*$  を唯一の因子として変形応力が推定されるので、現時点ではもつとも便利であると KARLSSON と LINDEN<sup>38)</sup>は述べており、1977年の FISCHMEISTER と KARLSSON による解説<sup>3)</sup>の結論は Fig. 20 ともいえる。彼らは、フェライト-パーライト鋼の変形応力を各単相

<sup>16</sup> 単相多結晶体の変形に対して、阿部は拘束率 $\eta$ を用いて種々な問題を解析している<sup>49)</sup>。 $m^*$ を用いる方法は阿部の方法と基本的に同じと考えられるが、いずれも現象論的取り扱いで、§7.2の連続体モデルと異なりセルフコンシステントの条件を満足していない。

<sup>17</sup> 延性 2 相鋼中で各構成相の応力とひずみの平均をとった  $\bar{\sigma}^I[\bar{\epsilon}^I]$  と  $\bar{\sigma}^{II}[\bar{\epsilon}^{II}]$  は、各構成相の単相鋼の  $\sigma^I[\epsilon^I]$  や  $\sigma^{II}[\epsilon^{II}]$  とは一般に一致しない。§7.1の問題に加えて、たとえば Fig. 22 の FEM 結果をみれば、特に、硬質相で変形初期に両者の差が大きいことがわかる。

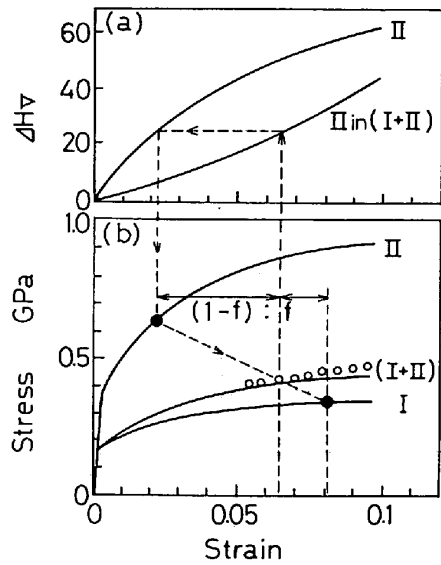


Fig. 20. Effect of tensile deformation on the hardness of pearlite (II) in the all pearlitic steel and in ferrite (I)-pearlite (II) low carbon steel (a) and stress-strain behavior of I, II, and the aggregate (I+II)<sup>3)</sup>. Arrows show how to predict the deformation states of two component phases in the aggregate.

鋼の応力-ひずみ曲線より計算したところ、実測値は応力一定モデルとひずみ一定モデルの中間にあつて、ASHBY のモデルよりはかなり大きく、(22)式がよい近似を与えた。ここで、問題は  $m^*$  の値であるが、彼らは Fig. 20 に示すように、変形にともなう硬質相の硬さ(単相鋼と 2 相鋼中の硬質相の両方の場合)の測定結果 (a)より図示した方法(矢印参照)によりひずみ不均一度を求めている。

著者らは、実測の応力-ひずみ曲線を用いて  $m^*$  を逆算したところ<sup>27)</sup>、Fig. 21 のような特徴が得られた。 $m^*$  の値は  $f$  と  $C^*$  に強く依存しているのがわかる。

次に、FEM の結果をモデル全体と各相各々の平均値(相当応力-相当塑性ひずみ曲線の形)で整理したものを、Fig. 22 に示す(モデルや記号は Fig. 15 と同じ)。 $C^*$  が小さい方が、また、孤立材より連結材の方が変形の不均一度は小さい。

このように、 $m^*$  は  $C^*$ 、 $f$  や硬質相形状に依存するが、その有効な決定法には問題が残されている。§5 の GURLAND の提案<sup>25)</sup>もそのひとつの試みといえる。 $\alpha$ - $\alpha'$  2 相鋼に対する先駆的な曾山のモデル<sup>14)</sup>なども含め、このようなアプローチを、著者らは先に中間型モデルと呼んだ<sup>1)</sup>。

一方、§7.3 の連続体モデルについて、引張軸方向の線ひずみから  $m^*$  を計算したところ<sup>29) 48)</sup>、 $f$  が小さく  $C^*$  が大きいほど小さくなるが、全体としては 1.0 に近い値が得られた。次に、荒木らが  $\Delta\epsilon_{eff}$  を入れて計算した場

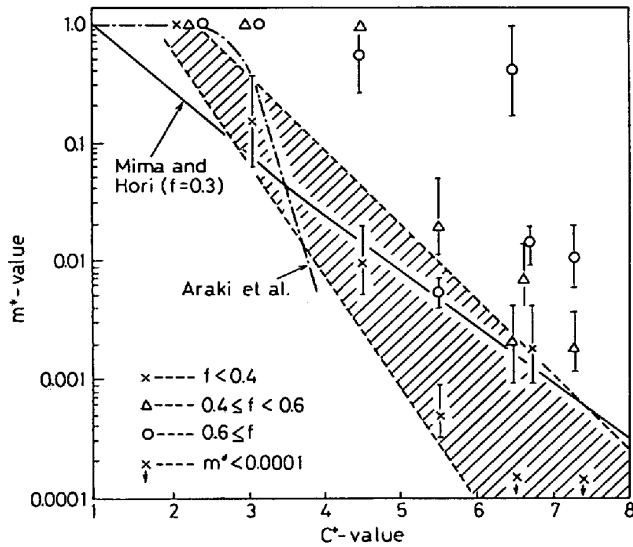


Fig. 21. Relation between  $m^*$  and  $C^{*27)}$ , An experimental curve (by rolling) by Mima and Hori<sup>60)</sup> and calculated one by Araki et al by a continuum model<sup>33)</sup> are also shown.

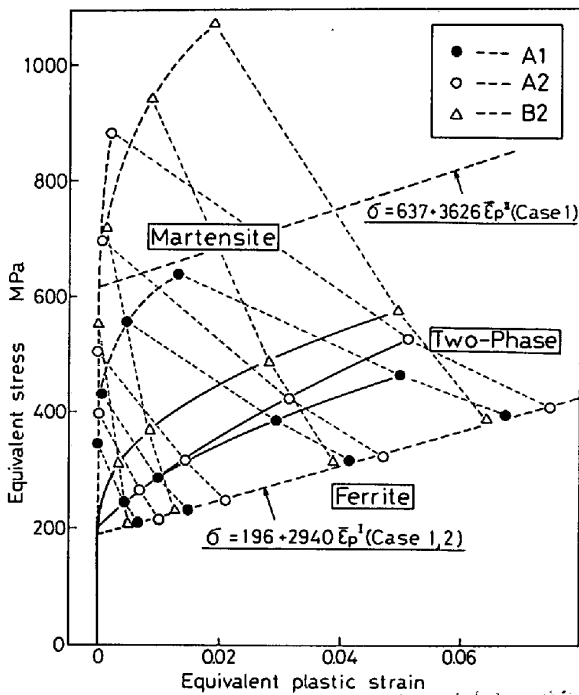


Fig. 22. Relations between flow curve and average deformation situations of component phases in various two-ductile-phase steels by FEM analyses (A1: Model A, small  $C^*$ , A2: Model A, large  $C^*$ , and B2: Model B, large  $C^*$ , see Fig. 15)<sup>29)</sup>.

合<sup>33)</sup>の例が Fig. 21 に示してある。  $C^*$  が大きくなると  $m^*$  は減少し、しかも実験結果より逆算した値<sup>27)</sup>や美馬と堀の圧延加工における実験式<sup>60)</sup>にかなり近い。このことよりも、 $m^*$  の値は、物理的には塑性緩和の難易さと関係していることが示唆される。

### 8. 延性、靱性および破壊挙動

平滑材の引張試験における全伸び ( $\delta$ ) は、均一伸び ( $\epsilon_u$ ) と局部伸び ( $\epsilon_l$ ) からなる。  $\epsilon_u$  は加工硬化特性が既知の場合、塑性不安定条件 ( $d\sigma/d\epsilon = \sigma$ ) を用いて推定されることが多く、  $n$  乗硬化式 ( $\sigma = K\epsilon^n$ ) で近似できれば  $\epsilon_u = n$  となることがよく知られている。そこで、前章のモデルより  $n$  値を求め、実験値と比較した結果<sup>33)</sup>が Fig. 13 である。このような解析を通じて、荒木らは  $\sigma_B$  (引張強さ) と  $\delta$  の良好な組み合わせをもつ dual phase 鋼を得るには、①  $\alpha$  相の  $\sigma_B$  と  $\delta$  を増加させる、②焼入組織 (硬質相) の強度を増加させる、および③  $f$  を 0.2 以下にする、という指針を導いている。MILEIKO のモデル<sup>31)</sup>などを用いても同様な解析がなされているが、前提となる仮定により結論が異なるなど、成分調整や製造技術の指針として十分利用できる状態には至っていないようである<sup>6)</sup>。

硬質相の強度や延性は破壊過程に大きな影響をおよぼす。破断延性  $\epsilon_f (= \ln A_0/A_f : A_0$  初期断面積,  $A_f$  破断後の最小断面積) と硬質相の硬さの関係を低炭素鋼を用いて求めた結果<sup>31)</sup>を Fig. 23 に示す。  $\epsilon_f$  は硬質相の硬さの減少とともに増加する。この  $\epsilon_f$  を、試料内で最初にボイドの発生する時のひずみ ( $\epsilon_i$ ) とその後破断にいたるまでのひずみ  $\epsilon_{ii} (= \epsilon_f - \epsilon_i)$  に分けると、硬質相がマルテンサイト ( $\alpha'$ ) の場合、  $\alpha'$  相の硬さ (焼もどし温度で調整) は主に  $\epsilon_i$  に影響をおよぼす。また、ボイド発生

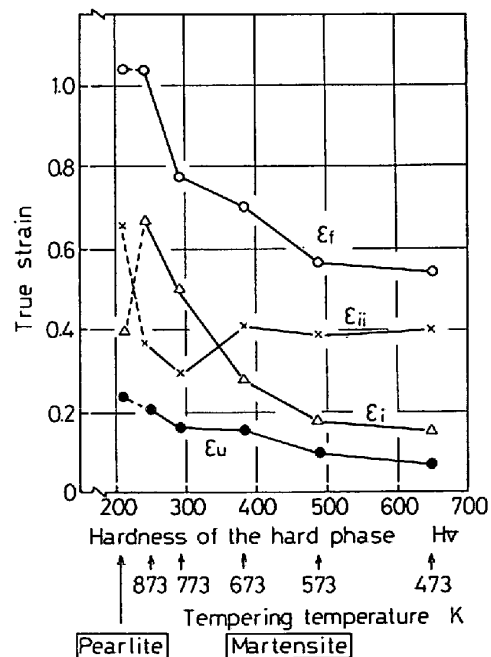


Fig. 23. Effect of hardness of the hard phase on ductile fracture of a 0.15%C steel.  $\epsilon_f$ : fracture strain,  $\epsilon_i$ : void initiation strain,  $\epsilon_{ii}$ : void coalescence strain ( $= \epsilon_f - \epsilon_i$ ), and  $\epsilon_u$ : uniform strain (elongation).

機構は  $\alpha'$  相の硬さの増加にともない、 $\alpha'$  相破壊型から  $\alpha$ - $\alpha'$  界面はく離型へと変化した。両者の代表例を Photo. 3 に示す。一方、Fig. 23 のパーライトの場合

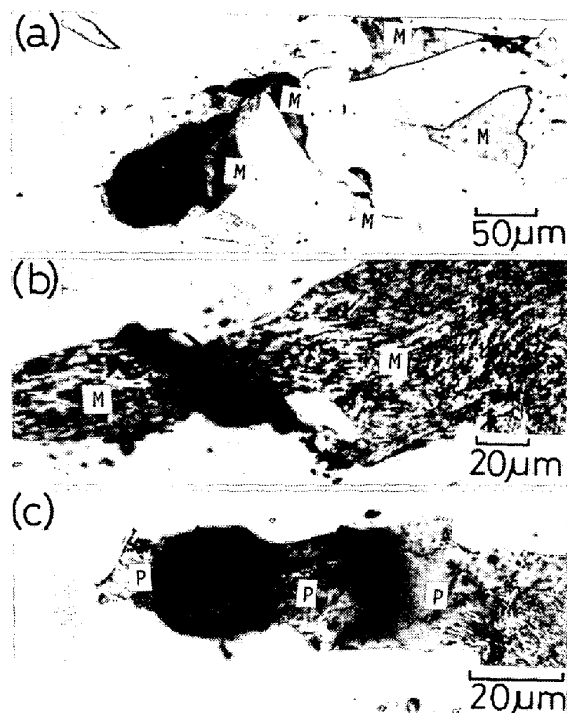


Photo. 3. Void formation modes<sup>51)</sup>: (a) decohesion at the interface in a ferrite-martensite steel (473 K tempered), (b) fracture of martensite colony in a ferrite-martensite steel (873 K tempered), and (c) fracture of pearlite colony in a ferrite-pearlite steel. Symbols M and P show martensite colony and pearlite one respectively. Material: 0.15% C steel.

は、パーライトコロニーの破壊条件に異方性があるため、 $\alpha$ - $\alpha'$  鋼に比べて  $\epsilon_{ii}$  が大きいのが特徴である。延性 2 相鋼の延性破壊過程は、

①硬質相に起因して大きなボイドが発生する。

②そのボイドが、介在物などに起因して発生する微小ボイドを介するなどして連結し最終破断にいたる。というのが一般的特徴である<sup>52)53)</sup>。それゆえ、破面には、Photo. 4(a)のように大小 2 種類のディンプルが混在する。上記①の過程では、変形の不均一性（内部応力の大きさ）や界面および硬質相の強度が重要な役割をする。

一方、Photo. 4(b) は  $C^*$  と  $f$  がともに大きい  $\alpha$ - $\alpha'$  2 相鋼の破面例であり、 $\alpha$  相のへき開破壊<sup>54)</sup>が認められる。 $f$  が小さくとも  $\alpha'$  相が連結状 (Fig. 15 参照) の場合、 $\alpha$  相はやはりへき開破壊する<sup>9)</sup> ことがある。これは、熱処理 (変態歪みなど) により発生した内部応力に加えて、変形にともなう前述の内部応力<sup>†8)</sup> の発生により、 $\alpha$  相に大きな静水圧 (引張) が負荷されることによると考えられている<sup>55)</sup>。この場合に、塑性緩和が起こりにくいことが大きな要因になると思われる。従つて、軟質相が bcc の  $\alpha$  相の場合にはき裂発生を抑えたり、進展を阻止する役割をせず、逆にき裂発生源 (へき開割れ)

<sup>†8)</sup> Fig. 17(a) よりも推定されるように、 $\alpha$  相の応力状態 (外力  $\sigma_{33}^A$  + 内部応力) は、たとえば、切り欠き試験片の切り欠き底前方の応力場等に似ており、静水圧成分 (引張り) の大きい 3 軸応力状態である。従つて  $\alpha$  相単相材の平滑材の引張試験結果 ( $\sigma_{33}^A$  のみの単軸応力) と比べると、塑性変形に必要な  $\sigma_{33}^A$  は大きくなる。そこで、連続体の塑性力学で切り欠き材等に対して使われる「塑性拘束」という言葉を用いて、この平均的内部応力の効果を「硬質相による塑性拘束効果」と呼ぶ<sup>55)</sup>のは、上記の理由によるものであろうと著者らは考えている。塑性変形を支配するのはせん断応力 (あるいは偏差応力) の大きさであるが、へき開破壊は主応力の大きさに支配される。

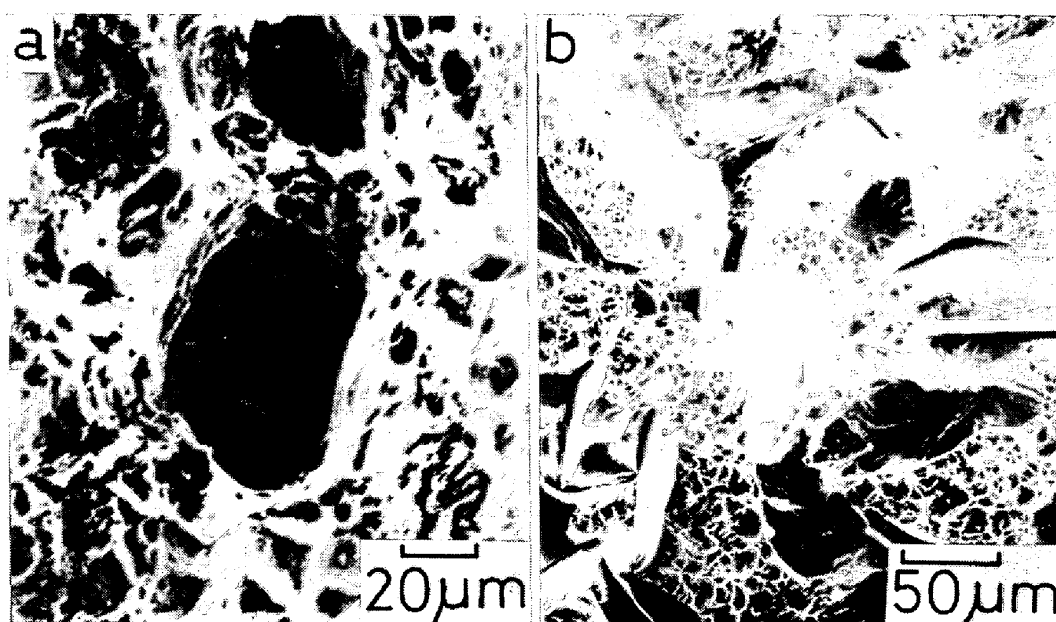


Photo. 4. Fractographs of tensile fractured surface in ferrite-martensite steels: (a)  $f=0.23$ , tempered at 673 K and (b)  $f=0.78$ , tempered at 473 K.

になることすらある<sup>15)</sup>ので、少量混在させても延性や靱性の向上には役立たない。これに対し、 $\alpha$ - $\gamma$  や  $\alpha'$ - $\gamma$  鋼中の  $\gamma$  相などは靱性向上に有益である (たとえば、Fig. 6 参照)。

混合組織をもつ鋼の靱性については、炭素鋼に関して MORTON<sup>56)</sup>、残留  $\gamma$  の役割に関して須藤<sup>57)</sup>、 $\alpha'$ -ペイナイト、 $\alpha$ - $\alpha'$ - $\gamma$  および  $\alpha$ -パーライトなどの混合組織に関して邦武と大谷<sup>58)</sup>によりそれぞれ解説されている。延性 2 相鋼の靱性が優れている時は、混合組織化することにより組織が微細化されている場合がほとんどである。粗大な  $\alpha$ - $\alpha'$  2 相鋼では低い破壊靱性 ( $K_{IC}$ ) しか得られない。き裂先端近傍の  $\alpha$  相粒のへき開破壊をともなう安定き裂の成長が認められるのも  $C^*$  の大きい  $\alpha$ - $\alpha'$  鋼の特徴である<sup>59)</sup>。

### 9. 疲労特性

dual phase 鋼の繰返し応力-ひずみ曲線は SHERMAN と DAVIES によつて求められており<sup>30)</sup>、Fig. 11 にみられるように繰返しひずみ硬化が著しい。8% 引張りひずみを与えた場合は、逆にひずみ軟化を示し、繰返し応力-ひずみ曲線は予加工にあまり影響されない。このような定荷重もしくは定ひずみ繰返し負荷下の定常変形 (飽和ヒステリシスループ) も単純変形と同様に、軟質相のみに塑性変形が繰返される段階〈2'〉、両相に塑性変形が繰返される段階〈3'〉が想定され、き裂発生場所も振幅の大きさにより変化することが予想される。

一般に、鋼の平滑材疲労強度  $\sigma_w$  (耐久限もしくは  $10^7$  回時間強度) は、疲労き裂発生に対する限界応力ではなく、結晶粒径程度の大きさになったき裂の進展に対する限界応力であると信じられている。延性 2 相鋼においては、 $\sigma_w$  近傍の応力は多くの場合〈2'〉であつて微視き裂は軟質相内のすべり帯、軟質相粒界、2 相界面や軟質相内の介在物などから発生する。き裂発生も重要であるが、き裂の進展、停留条件はもつと重要である。Photo. 5 は  $\alpha$ - $\alpha'$  鋼の平面曲げ疲労の例で<sup>60)</sup>、 $\alpha$  相内のすべり帯き裂が進展合体して成長してゆく様相が認められる。この種の鋼にみられる特徴は、3 次的にみた進展径路の組織選択性が強いことである。以上のことより、 $\sigma_w$  におよぼす §2 の諸因子の影響は、き裂の進展条件に注目して整理されるべきであろう。

著者の 1 人ら<sup>60)</sup>は、 $\bar{d}$  を一定にして実験した Fig. 24 より  $\sigma_w$  対  $f$  の関係を次の 3 つの領域に分類した。すなわち、 $f$  の増加にともない、 $\sigma_w$  は最初ほとんど変化せず (領域 1)、やがて  $f$  とともに増加し (領域 2)、再び変化が小さくなる (領域 3)。ただし、各領域の範囲は硬質相の形状や分布状態により異なる。たとえば、延性相が硬質相に囲まれた組織の  $\sigma_w$  と  $f$  の関係を調べた植田らの結果<sup>61)</sup>では領域 1 は認められていない。

領域 1 では、き裂は硬質相粒に突きあたると迂回する

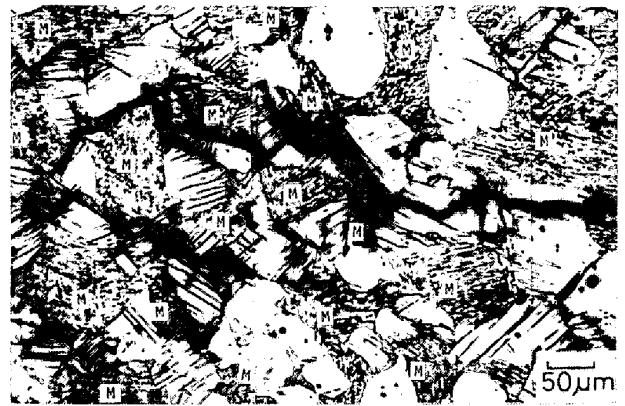


Photo. 5. Aspects of fatigue crack and slip lines in a ferrite martensite steel ( $f=0.44$ ,  $C^*=4.5$ )<sup>60)</sup>. Symbol M indicates martensite colony.

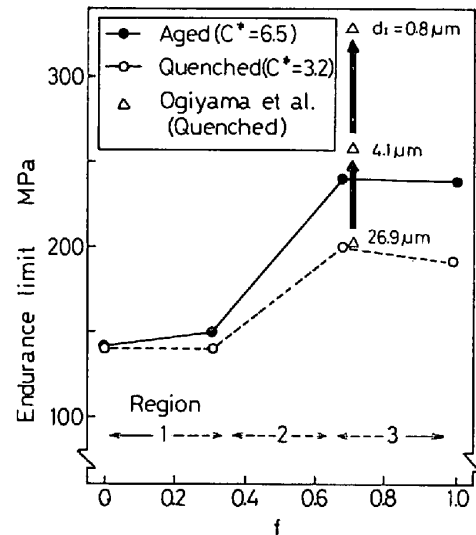


Fig. 24. Effect of volume fraction of the hard phase ( $f$ ) on endurance limit (fatigue strength at  $10^7$  cycle) compared under nearly same grain size ( $\bar{d}$ ) in  $\alpha$ - $\gamma$  Fe-Cr-Ni steels<sup>60)</sup>. Effect of  $d_1$  is also shown<sup>62)</sup>.

ように進展することが多い<sup>60)</sup>ので、 $\sigma_w$  は  $f$  や  $C^*$  の影響をほとんど受けない。一方、領域 3 では軟質相は硬質相に完全に囲まれた組織状態に近いので、き裂は必ず硬質相を通つて進展する。その際の  $\sigma_w$  はき裂が硬質相内へ進展する限界条件で決まるのであろう。硬質相単相鋼と領域 3 の延性 2 相鋼の相違は、き裂の発生場所が異なるだけで、 $\sigma_w$  を決定する上記の限界条件はあまり変わらないであろうから、領域 3 では  $f$  の影響は小さいが、 $C^*$  の影響は大きいものと思われる。領域 2 は両者の遷移領域である。このように考えれば、一見異なる過去の実験結果もよく整理される<sup>60)</sup>。しかし、この考え方に対する具体的な微視き裂の挙動に注目した検討による裏づけは、現在のところ不十分である。

Fig. 24 で  $\bar{d}$  をそろえて  $f$  の効果を調べたのに対し、

荻山ら<sup>62)</sup>は $\bar{d}$ の影響を調べ微細粒になるほど $\sigma_w$ が増加する (Fig. 24 に挿入.  $\sigma_w$  の増加量  $\propto d_1^{-1/2}$ ) ことを示した. ここで, 再び Fig. 6 の HAYDEN と FLOREEN の結果をみると,  $\sigma_w$  は 2 相域で大きい. これも §5 の  $\sigma_s$  同様, 2 相域で  $d$  が小さいことが原因している.

沖らは<sup>63)</sup>, 最近, Hv 260~375 程度の  $\alpha'$  をもつ  $\alpha$ - $\alpha'$  2 相鋼の  $\sigma_w$  が  $C^*$  や  $f$  に関係なく  $\lambda_{II}$  によつて決まると報告している (切り欠き材の停留き裂問題と類似の  $\sigma_w \cdot \lambda_{II} = \text{一定}$  の関係).  $\alpha$  相中に発生した疲労き裂は,  $\alpha'$  コロニーに突きあたつて停止することが多い. そこで, このき裂長さが  $\lambda_{II}$  によつて決めれば, その進展条件が  $\sigma_w$  を決めるので, 光学顕微鏡組織から  $\sigma_w$  の推定が可能になる. ところが,  $\sigma_w$  近傍の応力下のき裂進展挙動を詳しく検討した山田と国尾の研究<sup>64)</sup>によれば, 停留き裂長さは  $d_1$  や  $\lambda_{II}$  よりも長く, かつ試験片によるばらつきが大きい.  $\alpha'$  コロニーが連結状 ( $d_1 = \lambda_{II}$ ) の場合も, 孤立状の場合と同程度の長さの停留き裂が認められ, 両者の  $\sigma_w$  にも差がないことがある. この原因として, 疲労き裂は  $\alpha'$  コロニーを迂回しやすいことや表面で  $\alpha'$  コロニーが連結していても内部に  $\alpha$  相の連続部分があればき裂は表面より内部を先に進展することなどが指摘されている<sup>65)</sup>. ただし, 表面観察により  $\alpha'$  コロニーに突きあたつたき裂の進展・停留挙動を検討した結果によれば,  $\alpha'$  相が硬い場合にはき裂先端は小規模降伏とみなせ, 線型破壊力学を用いて,

$$K \geq K_{th,M} \dots \dots \dots (23)$$

で進展条件が表されている<sup>64)</sup>. ここで,  $K (= \alpha^* \sigma \sqrt{\pi l})$ :  $\alpha^*$  補正係数,  $\sigma$ : 応力振幅,  $l$ : き裂長さ) は応力拡大係数,  $K_{th,M}$  は材料定数である. しかし,  $\alpha'$  相に突きあたつたき裂の進展条件が (23) 式で表せても, 停留き裂長さ  $l_0$  が何によつて決まるかが不明では,  $\sigma_w$  は推定できない. Fig. 24 の領域 3 では  $l_0$  は  $d_1$  によつて決まりそうであるが, 他の領域ではき裂先端縁を 3 次元的にみると複雑で,  $l_0$  を決定する要因を明らかにすることも, 今後に残された課題である. また, ここまで 1 本の最大長さき裂に着目しているが, 実際には多数のき裂の相互作用や合体の問題も考慮すべきであろう<sup>66)</sup>.

一方, 巨視的き裂の進展速度 (通常, 切り欠き材で測定される) も §2 の諸因子の影響を受ける. 疲労き裂の進展速度は, き裂先端の破壊様式 (フラクトグラフィ的にはストリェーション, ディンプル, 粒界破壊など) に依存し, その破壊様式は微視組織に支配される. 延性 2 相鋼では, 塑性変形の不均一性により発生する内部応力の大きさが前述のように §2 の諸因子と密接に関係するので, き裂先端の応力分布や塑性域もこれら諸因子に強く影響される. 硬質相形状が疲労き裂進展速度におよぼす影響を明瞭に示したものに, 鈴木と McEVILY の実験がある<sup>67)</sup>. 先の Fig. 15 に類似した 2 種類 (孤立材と連結材) の  $\alpha$ - $\alpha'$  2 相鋼の疲れき裂進展速度を求めた結果

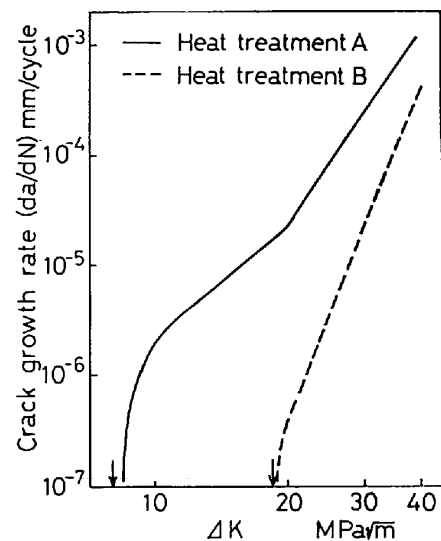


Fig. 25. Crack growth in ferrite-martensite steel<sup>67)</sup>. Comparison of two structures: Heat A: martensite island in ferrite matrix and Heat B: martensite colony is continuous (see Fig. 15).

が, Fig. 25 である. 降伏強度の大きい連結材の方がき裂進展抵抗が大きい ( $\Delta K_{th}$  (矢印) や同一  $\Delta K$  レベルにおける  $(da/dN)$  で比較して. ここで,  $a$  は巨視き裂の長さ,  $N$  は繰返し数) ことが注目される. 両材とも  $(da/dN)$  は  $C^*$  や  $f$  の影響も受ける<sup>68)~70)</sup>. それは, き裂進展径路の組織選択性や塑性域の大きさが諸因子の影響を受け, それに応じて破面率 (破壊様式) も種々に変化するからである.

## 10. おわりに

既存の実用鋼のより有効な使用法や新鋼種の開発において, 延性 2 相鋼の力学的挙動の体系的把握は是非とも必要と思われる. また, 別の観点からは, 実用材料一般の不均質性にかかわる種々な力学的挙動を解明するために, この延性 2 相鋼は実に便利なモデル材となり得るようである. 実際, 巨視的な塑性力学的立場から, 不均質な材料の変形を上界法を用いて解析する方法で, Fig. 7 の結果を予想する試みもみられる<sup>71)</sup>. 上記のことを強く感じていたので, 浅学の身ながら欲張つたまとめを試みさせていただいた. 多くの不備な点について, 読者諸兄の御教示, 御叱責をいただき, 本標題の内容についてより理解を深めてゆければと思う. 最後に, 本稿でデータ等を引用させていただいた方々に感謝し, その御研究に対して敬意を表します.

## 文 献

- 1) 友田 陽, 田村今男: 日本金属学会会報, 14 (1975), p. 655
- 2) 日本金属学会会報, 14(1975) 9 「特集: 混合組織をもつ合金の強度と靱性」
- 3) H. FISCHMEISTER and B. KARLSSON:

- Z. Metallkde., 68 (1977) H. 5, p. 311
- 4) 高橋政司, 国重和俊, 岡本篤樹: 日本金属学会会報, 19(1980), p. 10
- 5) 武智 弘: 塑性と加工, 21(1980), p. 109
- 6) 古川 敬: 日本金属学会会報, 19(1980), p. 439
- 7) I. TAMURA and Y. YAMAOKA: Mechanical Behavior of Materials, 1 (1970), p. 31, [Soc. Mater. Sci. Japan]
- 8) B. I. EDELSON and W. M. BALDWIN, Jr.: Trans. ASM, 55 (1962), p. 230
- 9) 国尾 武, 清水真佐男, 山田邦博, 鈴木秀人: 材料強度と破壊国内総合シンポジウム論文集, (1975), p. 15
- 10) J. GURLAND: Mat. Sci. Eng.: 40 (1979), p. 59
- 11) 田村今男, 友田 陽, 山岡幸男, 金谷三郎, 小沢正俊, 赤尾 明: 鉄と鋼, 59(1973), p. 454
- 12) G. GARMONG and J. C. WILLIAMS: Met. Trans., 6A (1975), p. 1711
- 13) 中村貞夫, 友田 陽, 黒木剛司郎: 機械学会・精機学会共催日立地方講演会講演論文集 (1979), p. 1
- 14) 曾山義朗: 材料, 15 (1966), p. 17
- 15) 富田恵之, 沖 幸男, 岡林邦夫: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 1321, 64(1978), p. 78
- 16) 鈴木秀人, 山田邦博, 清水真佐男, 国尾 武: 機械学会論文集, 40 (1974), p. 23
- 17) I. TAMURA and Y. TOMOTA: Mech. Behavior of Mater., 2 (1974) p. 105, [Soc. Mater. Sci. Japan]
- 18) B. KARLSSON and B. O. SUNDERSTROM: Mat. Sci. Eng., 16 (1974), p. 161
- 19) T. NAKAMURA and K. WAKASA: Trans. ISIJ, 16 (1976), p. 134
- 20) Y. TOMOTA, S. NAKAMURA, K. KUROKI, and I. TAMURA: in Mat. Sci. Eng., 46 (1980), p. 69
- 21) H. W. HAYDEN and S. FLOREEN: Trans. ASM, 61 (1968), p. 474, Met. Trans, 1 (1970), p. 489
- 22) S. FLOREEN and H. W. HAYDEN: Trans. ASM, 61 (1968), p. 489
- 23) R. F. DECKER: Met. Trans., 4 (1973), p. 2495
- 24) I. TAMURA, Y. TOMOTA, and M. OZAWA: Proc. of 3rd Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys, Inst. Metals, (1973), p. 611
- 25) J. GURLAND: Mat. Sci. Eng., 40 (1979), p. 59
- 26) B. PAUL: Trans. Met. Soc. AIME, 218 (1960), p. 36
- 27) 友田 陽, 黒木剛司郎, 田村今男: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 107
- 28) 友田 陽, 中村貞夫, 根本慎一, 黒木剛司郎: 鉄と鋼, 66 (1980), S304
- 29) 友田 陽, 谷本一郎, 黒木剛司郎: 機械学会講演論文集, No. 804-2 (1980), p. 68, 投稿中
- 30) A. M. SHERMAN and R. G. DAVIES: Met. Trans., 10A (1979), p. 929
- 31) S. T. MILEIKO: J. Mater. Sci., 4 (1969), p. 974
- 32) Y. TOMOTA, K. KUROKI, T. MORI, and I. TAMURA: Mat. Sci. Eng., 24 (1976), p. 85
- 33) K. ARAKI, Y. TAKADA, and K. NAKADA: Trans. ISIJ, 17 (1977), p. 710
- 34) R. G. DAVIES: Met. Trans., 9A (1978), p. 41, 451, 671
- 35) H. K. D. H. BHADOSHIA and D. V. EDMONDS: Metal Sci., 14 (1980), p. 41
- 36) M. F. ASHBY: Phil. Mag., 14 (1966), p. 1157, 21 (1970), p. 399
- 37) J. E. BAILEY and P. B. HIRSCH: Phil. Mag., 5 (1980), p. 485
- 38) B. KARLSSON and G. LINDEN: Mat. Sci. Eng., 17 (1975), p. 209
- 39) E. KRONER: Acta Met., 9 (1961), p. 155
- 40) B. BUDIANSKY and T. T. WU: Proc. 4th Congr. Appl. Mech., (1962) p. 1175
- 41) 高橋 寛: 機械学会論文集, 39 (1973), p. 3272
- 42) K. TANAKA and T. MORI: Acta Met., 18 (1970), p. 931
- 43) T. MORI and K. TANAKA: Acta Met., 21 (1973), p. 571
- 44) J. D. ESHELBY: Proc. Roy. Soc. (London), A241 (1957), p. 376
- 45) 村外志夫, 森 勉: マイクロメカニックス, (1976), p. 23 [培風館]
- 46) たとえば, 山田嘉昭: 塑性, 粘弾性 (1972) [培風館]
- 47) J. JINCH, S. ANKEM, and H. MARGOLIN: Mat. Sci. Eng., 34 (1978), p. 203
- 48) 友田 陽, 中村貞夫, 黒木剛司郎: 鉄と鋼, 66 (1980), S303
- 49) 阿部武治: 機械学会論文集, 34 (1968), p. 1387 45 (1979), p. 57, p. 649, 阿部武治, 大西博史同, 43(1977), p. 1210
- 50) 美馬源次郎, 堀 茂徳: 金属学会誌, 16(1952), p. 361
- 51) 友田 陽, 河村泰文, 黒木剛司郎: 機械学会論文集, 46A(1980), p. 598
- 52) 井上 毅, 木下修司: 鉄と鋼, 62(1976), p. 90, p. 875
- 53) 大路清嗣, 小倉敬二, 武藤睦治: 日本金属学会誌 41 (1977), p. 1094
- 54) 友田 陽, 黒木剛司郎: 未発表
- 55) 金 楨圭, 清水真佐男, 国尾 武: 機械学会論文集, A46(1980), p. 173
- 56) M. E. MORTON: J. Aust. Inst. Metals, 22 (1977), p. 86
- 57) 須藤 一: 日本金属学会会報, 14(1975), p. 681
- 58) 邦武立郎, 大谷泰夫: 日本金属学会会報, 14 (1975), p. 689



- 59) 皆川邦典, 清水真佐男, 国尾 武: 機械学会論文集, 43(1977), p. 2414
- 60) 友田 陽, 立花信好, 田名部菊次郎, 黒木剛司郎 鉄と鋼, 63(1977), p. 962
- 61) 植田昭二, 座間正人, 中尾健一郎: 日本金属学会誌, 28(1964), p. 269
- 62) 萩山博之, 佃 等, 曾山義朗, 田村今男: 材料 28(1979), p. 312
- 63) 沖 幸男, 小川清六, 岡林邦夫, 庄司啓一郎: 日本金属学会誌, 44(1980), p. 239
- 64) 山田邦博, 国尾 武: 日本機械学会論文集, 45 (1979), p. 441
- 65) 中村弘光, 山田邦博, 清水真佐男, 国尾 武: 機械学会講演論文集, No. 790-13(1979), p. 81
- 66) 石崎英昭, 友田 陽, 黒木剛司郎: 機械学会・精機学会共催日立地方講演会講演論文集, (1980), p. 10
- 67) H. SUZUKI and A. J. McEVILY: Met. Trans., 10A (1979), p. 475
- 68) Y. TOMOTA, N. TACHIBANA, and K. KUROKI: Trans. ISIJ, 18 (1978), p. 251
- 69) 石原 豪: 機械学会論文集, 46(1980), p. 1023
- 70) K. MINAKAWA and A. J. McEVILY: Proc. of 5th Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys (Aachen), 2 (1979), p. 1145
- 71) 多田吉宏: 京都大学修士論文(1980), 大矢根守哉 金属学会シンポジウム「材料の不均一性と破壊挙動」予稿(1980), p. 9