

## 論 文

UDC 669.14-175 : 539.42 : 620.186.6

## 二相混合組織鋼の引張変形挙動について\*

友田 陽\*\*・黒木剛司郎\*\*\*・田村 今男\*\*\*\*

## On the Tensile Deformation Behaviour of Two-Phase Iron Alloys

Yō TOMOTA, Kōshirō KUROKI, and Imao TAMURA

## Synopsis:

Tensile deformation behaviour of two-phase iron alloys with ductile second phase is studied and tried to be understood by the difference in strain between the harder phase and the softer phase. The alloys used are classified into the three groups; Fe-Cr-Ni alloys, Fe-Ni-C alloys and Fe-C alloys composed of austenite and ferrite, austenite and martensite, and ferrite and martensite respectively with various volume fractions. The mean effective grain size of each alloy is adjusted to be nearly same by heat treatment.

The main results obtained are as follows:

(1) The tensile deformation behaviour of a two-phase alloy is dependent on the  $C$ -value ( $=0.2\%$  proof stress of the harder phase/ $0.2\%$  proof stress of the softer phase), volume fraction and shape of the harder phase. This is because the degree of strain-inequality  $m$  ( $m=\bar{\epsilon}_2/\bar{\epsilon}_1$ :  $\bar{\epsilon}_1$  is the mean strain of the softer phase and  $\bar{\epsilon}_2$  is that of the harder phase) is affected by these factors.

(2) The flow stress of a two-phase alloy with small  $C$ -value (smaller than about 3) is estimated by the strain-equal model ( $m=1$ ).

(3) The  $m$ -value of a two-phase alloy with nearly spherical second phase decreases with an increase in  $C$ -value and its tensile deformation behaviour approaches to the stress-equal model ( $m=0$ ). In this case, the  $m$ -value is decreased with decreasing the volume fraction of the harder phase. When the volume fraction of the harder phase becomes close to unity, the deformation of the softer phase is strongly restricted by the around harder phase, so that the tensile deformation behaviour of a two-phase alloy approaches to the strain-equal model, independent on  $C$ -value.

(4) The  $m$ -value is slightly affected by the overall strain of a two-phase alloy. It is small at small strain and increases with an increase in strain.

(5) The tensile deformation behaviour of a two-phase alloy with long fibrous or disc second phase whose largest axis is parallel to the tensile direction is nearly shown by the strain-equal model even if  $C$ -value is large.

(Received Feb. 14, 1974)

## 1. 緒 言

異相の混合した材料の機械的性質に関する研究の多くは、弾性限内での変形挙動<sup>1)~4)</sup>、および第二相がほとんど塑性変形しない場合<sup>5)~12)</sup>に関するものである。後者のグループの多くは第二相が硬質微小粒子でその体積率は約 20% 以下に限られている。そのほか、特殊な場合としては、せんい強化型複合材料に関する研究<sup>13)</sup>などが数多くおこなわれている。一方、実用合金のなかには、炭素鋼、 $\alpha$ - $\gamma$  二相ステンレス鋼、9% Ni 鋼、不完全焼入鋼、

非調質鋼や Ti, Al 合金の一部、Cu-Zn 合金などにみられる比較的大きくて(母相の結晶粒径のオーダー)、ある程度の延性も有する相を第二相とする混合組織合金があるが、これらの機械的性質についての系統的な研究はあまりなされていない。著者らは、このような二相混合組織をもつ鉄合金の引張性質について研究し、前報<sup>14)~16)</sup>では、引張性質におよぼす第二相体積率、平均有効粒径、2つの相の強度比など諸因子の影響について実験的に明らかにし、若干の考察とともにこれを報告した。これらの合金の変形挙動は、硬質粒子を含む分散強化型合

\* 昭和 49 年 2 月 14 日受付

\*\* 茨城大学工学部 (Ibaraki University, Narusawa-cho, Hitachi 316)

\*\*\* 茨城大学工学部 工博 (Ibaraki University)

\*\*\*\* 京都大学工学部 工博 (Kyoto University)

Table 1. Chemical composition of specimen (wt %).

|                                               |   | C     | Si    | Mn    | P     | S     | Ni    | Cr    | Fe   | V.F.F*   |
|-----------------------------------------------|---|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|------|----------|
| (A)<br>Fe-Cr-Ni<br>Austenite and<br>ferrite   | 1 | 0.003 | 0.03  | 0.005 | 0.002 | 0.007 | 17.03 | 20.97 | Bal. | 0%       |
|                                               | 2 | 0.004 | 0.02  | 0.005 | 0.002 | 0.010 | 13.76 | 24.30 | Bal. | 32.4%    |
|                                               | 3 | 0.002 | 0.02  | 0.005 | 0.002 | 0.009 | 10.49 | 28.18 | Bal. | 50.8%    |
|                                               | 4 | 0.002 | 0.02  | 0.005 | 0.002 | 0.013 | 7.35  | 30.35 | Bal. | 67.2%    |
|                                               | 5 | 0.009 | 0.02  | 0.005 | 0.002 | 0.016 | 3.64  | 34.41 | Bal. | 100%     |
| (B)<br>Fe-Ni-C<br>Austenite and<br>martensite |   |       |       |       |       |       |       |       |      | Ms Temp. |
|                                               | 1 | 0.005 | 0.01  | 0.01  | 0.002 | 0.008 | 30.8  | —     | Bal. | -60°C    |
|                                               | 2 | 0.23  | 0.21  | 0.22  | 0.004 | 0.002 | 29.89 | —     | Bal. | -57°C    |
|                                               | 3 | 0.37  | 0.04  | 0.005 | 0.003 | 0.002 | 25.21 | —     | Bal. | -50°C    |
| (C)<br>Fe-C<br>Ferrite and<br>martensite      |   |       |       |       |       |       |       |       |      | V.F.M**  |
|                                               | 1 | 0.001 | 0.001 | 0.003 | 0.005 | 0.006 | —     | —     | Bal. | 0%       |
|                                               | 2 | 0.12  | 0.005 | 0.002 | 0.01  | 0.008 | —     | —     | Bal. | 21.1%    |
|                                               | 3 | 0.19  | 0.51  | 0.009 | 0.30  | 0.013 | —     | —     | Bal. | 44.2%    |
|                                               | 4 | 0.33  | 0.72  | 0.013 | 0.34  | 0.021 | —     | —     | Bal. | 78.6%    |
|                                               | 5 | 0.41  | 0.75  | 0.020 | 0.21  | 0.021 | —     | —     | Bal. | 100%     |

\* Volume fraction of ferrite, \*\* Volume fraction of martensite.

金の理論などをそのまま適用して理解することは困難である。混合組織の変形挙動の解明に対するアプローチは、連続体的取り扱い方と転位論に立脚した微視的取り扱い方に大別され<sup>17)</sup>、両者の結果は最終的に一貫した理論にまとめられるべきものであるが、現時点ではその間に大きな谷間があり統一的に理解されるに至っていない。本報では、第一相と第二相の間の巨視的な変形の不均一性をもとに混合組織合金の変形応力の特性を理解しようと試みた。なお、本報においても前報<sup>15)</sup>と同様に硬さ、強さの大きい方の相を第二相と呼ぶことにする。

## 2. 実験方法

実験に用いた合金の大部分は、純鉄、電解ニッケル、電解クロムおよびグラファイトを高周波誘導加熱炉で真空溶解することにより実験室的に作製したものであり、Fe-C系の一部 (Table 1 中の C 系の 3, 4, 5 の合金) は市販の炭素鋼である。各合金の化学組成を Table 1 に示す。これらの合金を熱間および冷間圧延により約 0.5 mm 厚の板材とした後、圧延方向に平行に幅 10 mm、平行部の長さ 30 mm の板状引張試験片を切り出した。各合金は前報<sup>15)</sup>で報告した種々の処理を施すことにより

各々二相混合組織とした。すなわち、オーステナイトとフェライトの混合組織を Fe-Cr-Ni 合金 (A 系) で作り、その混合割合 (体積率) を合金組成で変化させ、結晶粒度は熱処理により、二相の間の強度比を時効処理 (480°C, 100 hr) によつて調整した。この合金系の組織中におけるフェライトの組成は Cr 約 35%, Ni 約 5%, オーステナイトは Cr 約 23%, Ni 約 17% であった。次に、オーステナイトとマルテンサイトの混合組織を Fe-Ni-C 合金 (B 系) で作製した。B 系のすべての合金の Ms 点は -50~-60°C にあり、Ms 点以下の温度に冷却してマルテンサイトを生成させ、その混合割合は冷却温度を変化させることにより調整した。また、二相の間の強度比は化学組成 (C 量) により変化させ、結晶粒径は熱処理によつて調整した。Fe-C 系 (C 系) でフェライトとマルテンサイトの混合組織を作った。すなわち、均一オーステナイト化処理を施した後、785°C まで冷却して ( $\alpha + \gamma$ ) 組織の状態とし、そこで 2 hr 保持した後、氷塩水中に焼入れてフェライトとマルテンサイトの混合組織とした。その混合割合は C 量によつて変え、二相の間の強度比を焼もどし温度を変えることによつて調整した。結晶粒径はオーステナイト化温度と時間を変えるこ

Table 2. Heat treatment,  $C$ -value††, strain-hardening exponent ( $n$ ) and strength factor ( $K$ ).

| Mark              | Alloy and heat treatment | Softer phase  | Harder phase    | $C$ -†† value | $n_I$ | $n_{II}$ | $K_I$ | $K_{II}$ |
|-------------------|--------------------------|---------------|-----------------|---------------|-------|----------|-------|----------|
| Aq                | Fe-Cr-Ni, as quenched    | $\gamma^*$    | $\alpha^{**}$   | 3.1           | 0.627 | 0.190    | 130   | 100      |
| Aa                | Fe-Cr-Ni, aged at 480°C  | $\gamma^*$    | $\alpha^{**}$   | 6.5           | 0.627 | 0.075    | 130   | 171      |
| B1                | Fe-31Ni                  | $\gamma^*$    | $\alpha'^{***}$ | 2.3           | 0.364 | 0.173    | 73    | 107      |
| B2                | Fe-30Ni-0.2C             | $\gamma^*$    | $\alpha'^{***}$ | 3.6           | 0.560 | 0.238    | 118   | 188      |
| B3                | Fe-25Ni-0.4C†            | $\gamma^*$    | $\alpha'^{***}$ | 7.3           | 0.530 | 0.057    | 135   | 190      |
| Ct <sub>600</sub> | Fe-C, tempored at 600°C  | $\alpha^{**}$ | $\alpha'^{***}$ | 4.5           | 0.286 | 0.103    | 63    | 111      |
| Ct <sub>400</sub> | Fe-C, tempored at 400°C  | $\alpha^{**}$ | $\alpha'^{***}$ | 5.5           | 0.230 | 0.086    | 54    | 161      |
| Ct <sub>200</sub> | Fe-C, tempored at 200°C  | $\alpha^{**}$ | $\alpha'^{***}$ | 6.7           | 0.193 | 0.143    | 56    | 290      |

\* Austenite, \*\* Ferrite, \*\*\* Martensite, † Tested at 135°C

††  $C=0.2\%$  proof stress of the harder phase/ $0.2\%$  proof stress of the softer phase.

とによつて調整した。このときのマルテンサイトの $C$ 量は約0.4%であつた。結局、実験に用いた試料は、各々第二相体積率( $V_{II}$ )が0~100%まで変化した8組のグループでその記号をTable 2に示す。ここで、A, B, Cは合金系を示し、qは焼入状態、aは時効、t<sub>600</sub>は600°C焼もどしの熱処理を示し、1, 2...はTable 1における合金名を示すものとする。したがつて、たとえばAqは焼入状態のA系5合金の総称であり、AlqはA1の合金の焼入状態を示す。各試験片は、熱処理を施した後、化学研磨あるいは電解研磨により表面を研磨して実験に供した。引張試験はインストロン型島津オートグラフを用い、クロスヘッド速度1mm/min(歪速度、約 $5.5 \times 10^{-4}$ /sec)でおこなつた。 $V_{II}$ および結晶粒径の測定は光学顕微鏡による組織写真を用いて線分析法<sup>18)</sup>により行なつた。

### 3. 実験結果

#### 3.1 組織観察

各合金系の二相混合組織の代表的光学顕微鏡観察例もPhoto. 1に示す。(a)はフェライトとオーステナイト(A系)、(b)はオーステナイトとマルテンサイト(B系)で、(c)はフェライトとマルテンサイト(C系)の混合組織である。

#### 3.2 変形応力および加工硬化について

前報<sup>15)</sup>において、平均有効粒径( $\bar{d}$ )\*が一定のもとで

\* 平均有効粒径( $\bar{d}$ )は次式により定義<sup>14)</sup>して求めた。

$$\bar{d} = \frac{1}{m} \sum_{i=1}^m (d_{Ii})_i \cdot V_{Ii} + \frac{1}{n} \sum_{j=1}^n (d_{IIj})_j \cdot V_{IIj}$$

ここで、 $d_{Ii}$ ,  $d_{IIj}$ は第一相および第二相の粒径、 $V_{Ii}$ ,  $V_{IIj}$ は第一相および第二相の体積率

は、0.2%耐力( $S_{0.2}$ )と $V_{II}$ の関係は、第二相と第一相の $S_{0.2}$ の比 $C(=S_{0.2}/S_{I0.2})$ がたかだか3以下であれば、ほぼ直線関係(混合則)にあり、 $C$ 値が大きくなるに伴ない、直線関係から偏倚してくることを明らかにした。各合金系の $C$ 値をTable 2に示す。Fig. 1に、A, B, Cの各系で $C$ 値の大きいグループと小さいグループ(Table 2参照)の種々の歪( $\epsilon$ )における変形応力( $S_{flow}$ )と $V_{II}$ の関係を示す。 $C$ 値の小さいグループでは、(b)のB1に典型的にみられるように、 $S_{flow}$ - $V_{II}$ の関係は歪が増加しても直線関係である。これは、後述するように、混合組織合金の変形が第一相と第二相の間で巨視的にほぼ均一に進行したことを意味すると思われる。一方、 $C$ 値の大きいグループでは(f)のCt<sub>200</sub>にみられるように $S_{flow}$ - $V_{II}$ の関係は直線関係から偏倚している。また、Fig. 1より、 $V_{II}$ の増加に伴なう $S_{flow}$ の増加は歪の小さいところでは大きいところ(数%以上)よりも小さい傾向が認められる。この点に関しては後で考察するが歪の増加に伴なう変形の不均一度の変化によるものと思われる。このことは、加工硬化率( $d\sigma/d\epsilon$ )\*\*( $\sigma, \epsilon$ はそれぞれ真応力および真歪)で比較するとより明りようである。一例としてA系についての結果をFig. 2, 3に示す。Fig. 2の(a)は、Aqの場合で $C$ 値の小さいグループの例である。この場合には、( $d\sigma/d\epsilon$ )は $V_{II}$ の増加に伴ないほぼ単調に減少する。ところが一方、(b)の $C$ 値の大きいAaの場合には(a)とかなり傾向が異

\*\* Fig. 2, 3のプロットは数値微分により求めた値でありバラツキが大きい。曲線は真応力-真歪線図上での図式微分、および次式<sup>19)</sup>により荷重-変位線図より求めた値を考慮して推定したものである。

$$(d\sigma/d\epsilon) = (1 + dl/l_0) \cdot [d(F/S_0)/d(dl/l_0)] \cdot (1 + dl/l_0) + F/S_0$$

ここで $l_0$ : 標点間距離、 $F$ : 荷重、 $S_0$ : 最初の断面積



Photo. 1. Optical micrographs of two-phase alloys: (a) Alloy 3 in series A as quenched (A 3 q) containing 51% of ferrite in volume fraction, (b) Alloy 2 of series B (B2) containing 32% of martensite in volume fraction, and (c) Alloy 3 of series C tempered at 600°C (C3 t 600) containing 44% of martensite in volume fraction.

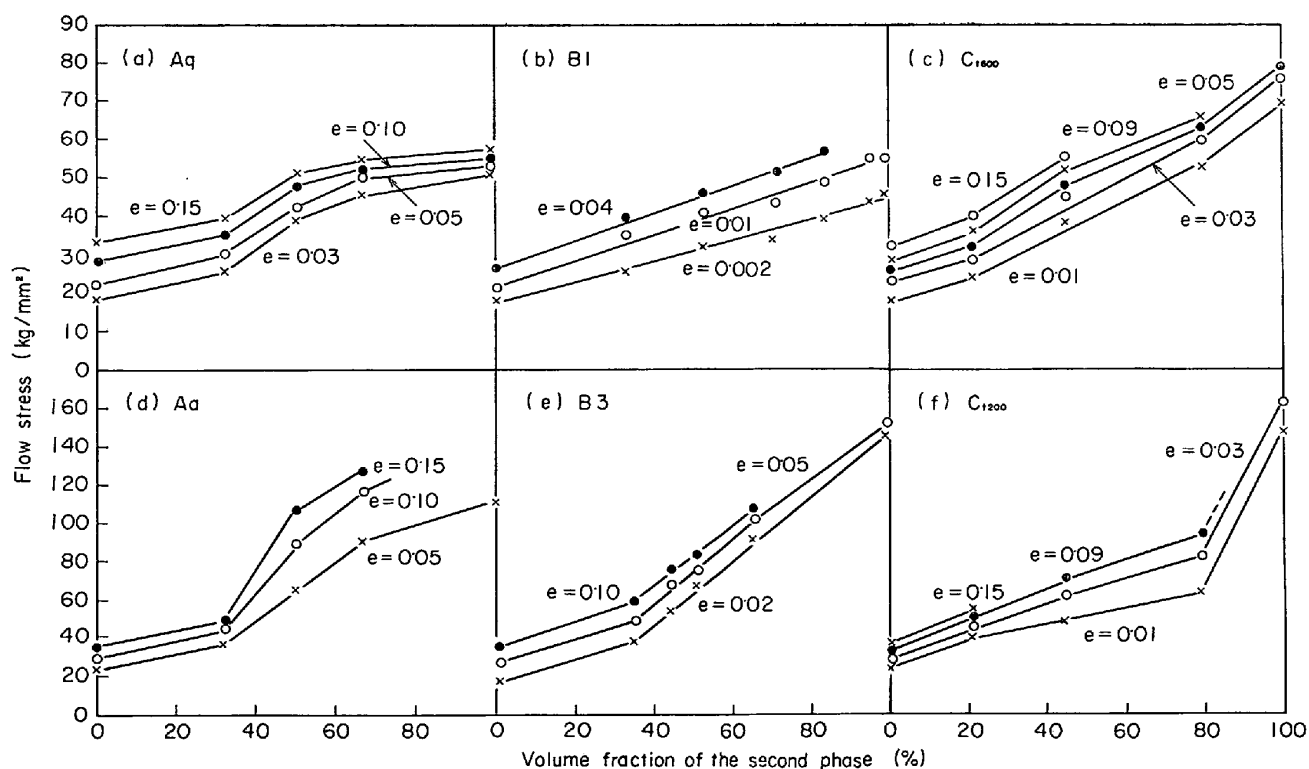


Fig. 1. Relationships between flow stresses at various strains and volume fractions of the harder phase: (a) Alloy series A as quenched (A<sub>q</sub>), (b) Alloy 1 of series B (B1), (c) Alloy series C tempered at 600°C (C<sub>t600</sub>), (d) Alloy series A aged at 480°C (A<sub>a</sub>), (e) Alloy 3 of series B (B3), and (f) Alloy series C tempered at 200°C (C<sub>t200</sub>).

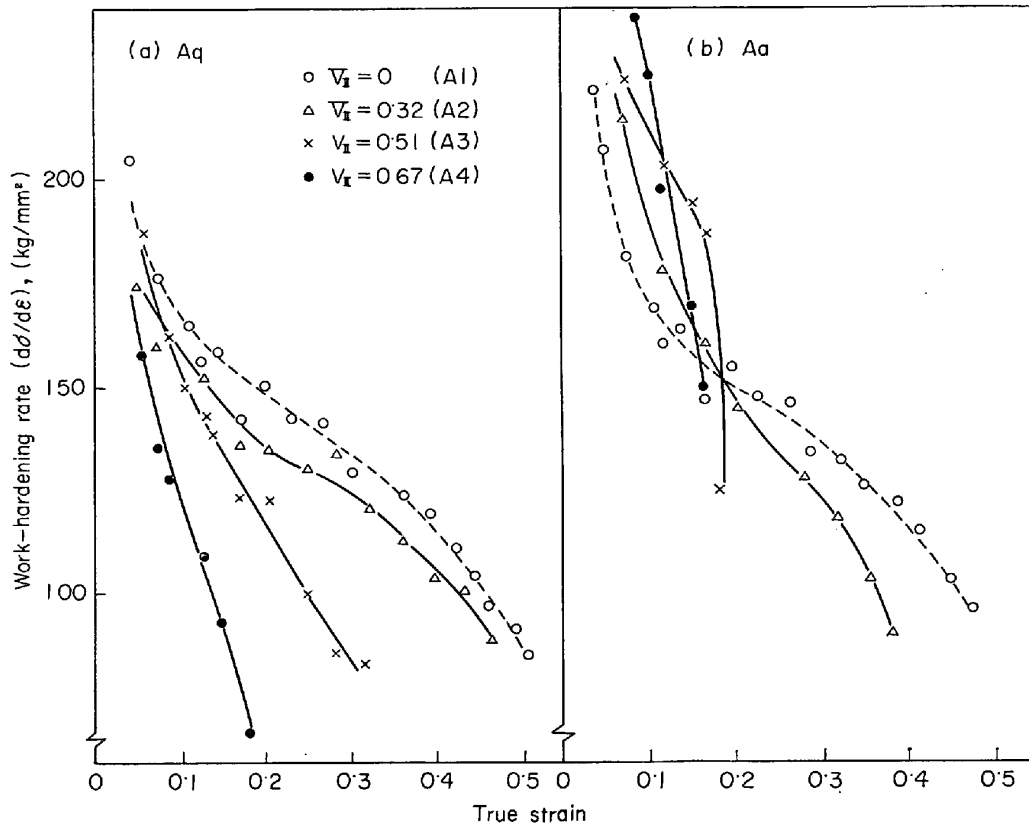


Fig. 2. Effect of volume fraction of the harder phase on work-hardening rate :  
(a) Alloy series A as quenched (Aq) and (b) aged at 480°C (Aa).

なる。  $V_I$  の大きい合金の  $(d\sigma/d\epsilon)$  は、変形初期においてはオーステナイト単相合金よりむしろ高い値を示すが、歪が増加すると急激に減少する。歪が約 20% を越えると変形初期の  $(d\sigma/d\epsilon) - V_I$  の傾向はまったく逆転して (a) と同じ傾向になる。  $C$  値の影響をさらに明らかにするために、同一の  $V_I$  の Aq (焼入状態) と Aa (時効状態) の比較を Fig. 3 に示す。  $C$  値の大きい Aa の方が変形初期に高い  $(d\sigma/d\epsilon)$  を示すが、歪の増加に伴う  $(d\sigma/d\epsilon)$  の減少の度合いが大きい。その結果、途中で両者の  $(d\sigma/d\epsilon)$  は逆転する場合がみられる。以上の傾向は他の系にも共通した特徴である。

#### 4. 考 察

##### 4.1 歪不均一度をもとにした変形応力の検討

複相合金の弾性定数を求めた研究のなかで、PAUL<sup>1)</sup> は上界と下界により包囲する方法を示している。上界は最小位置エネルギーの定理より、下界は最小仕事の原理より設定される。平均の縦弾性係数 ( $E_c$ ) は、

$$E^* \leq E_c \leq E^{**} \quad \dots \dots \dots (1)$$

で与えられる。ここで

$$E^* = 1 / (V_I / E_I + V_{II} / E_{II}),$$

$$E^{**} = \frac{1 - \nu_I + 2\lambda(\lambda - 2\nu_{II})}{1 - \nu_I - 2\nu_{II}^2} E_I V_I + \frac{1 - \nu_{II} + 2\lambda(\lambda - 2\nu_I)}{1 - \nu_{II} - 2\nu_I^2} E_{II} V_{II}$$

ただし

$$\lambda \equiv \frac{\nu_I(1 + \nu_I)(1 - 2\nu_{II})E_I V_I + \nu_{II}(1 + \nu_{II})(1 - 2\nu_I)E_{II} V_{II}}{(1 + \nu_I)(1 - 2\nu_I)E_I V_I + (1 + \nu_{II})(1 - 2\nu_{II})E_{II} V_{II}}, \quad \nu: \text{ポアソン比}$$

である。PAUL の包囲法は複合体のモデルを設定し、厳密解を得るのが困難な場合や解析表示式を得難い場合などに適しているといわれている<sup>27)</sup>。ここで、 $\nu_I = \nu_{II}$  とみなせば、

$$E^{**} = E_I V_I + E_{II} V_{II} \quad \dots \dots \dots (2)$$

となる、これらをモデルで示したのが Fig. 4 である。(a) は第一相と第二相の歪が同じであるとする歪一定モデルであり、(b) は各相が等しい応力を受け持つとする応力一定モデルである。  $E^{**}$  は (a) に、  $E^*$  は (b) に相当すると考えられる。混合組織合金の変形挙動は、(a)、(b) の両モデルを両極端としてその中間で示されると考えられる。すなわち、変形の不均一性の度合いが問題になる。単相合金においてさえ個々の結晶粒の平均歪はシュミッド因子の相違により異なることはよく知られてお

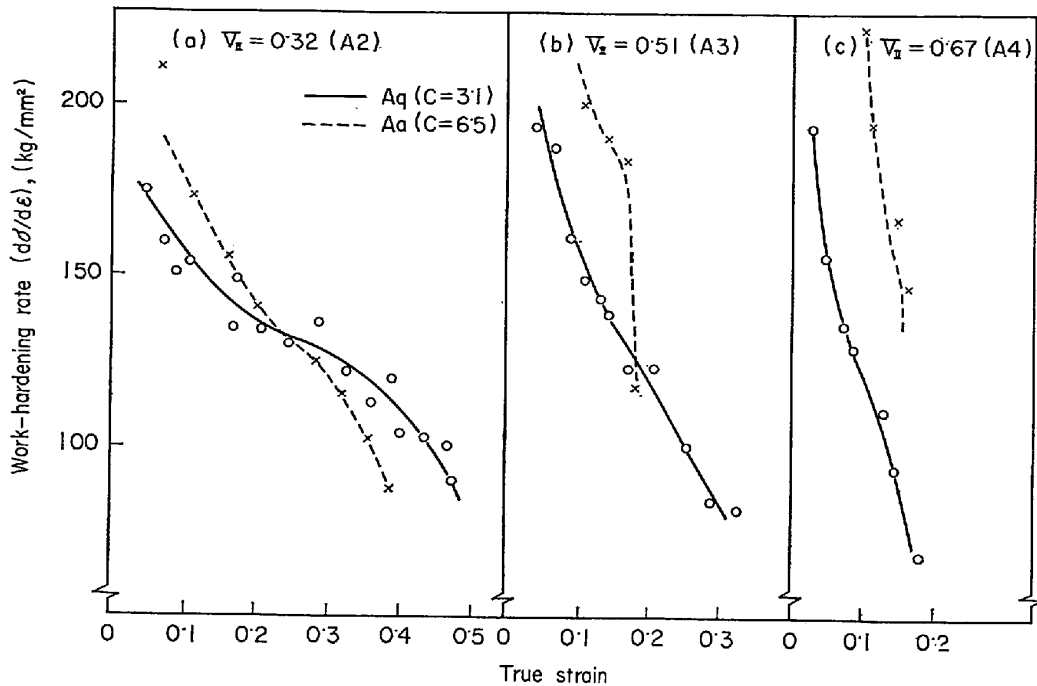


Fig. 3. Effect of  $C$ -value on the relationship between work-hardening rate and strain in Alloy A: (a)  $V_I = 0.31$ , (b)  $V_I = 0.51$ , and (c)  $V_I = 0.67$ .

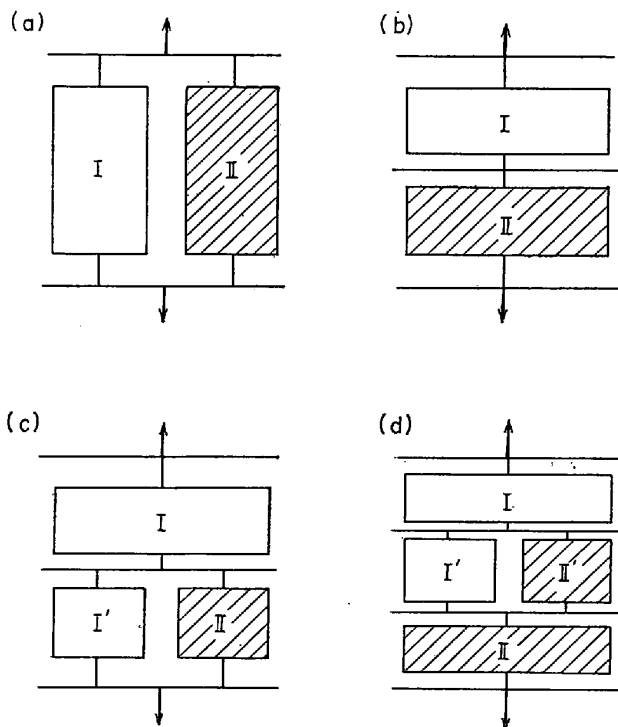


Fig. 4. Models for deformation of two-phase alloys: (a) strain-equal model, (b) stress-equal model, (c) Soyama's model<sup>26)</sup> and (d) four-element model.

り<sup>20)</sup>, 二相合金については, UNCKEL<sup>21)</sup>や美馬ら<sup>22)</sup>により, 圧延による両相の変形不均一度に関する実験式が提唱されている. 二相合金の引張変形についても, すべり

線の観察など<sup>23)24)</sup>, モアレ法を用いたモデル材の実験<sup>25)</sup>, 二相の間の硬さの変化測定<sup>26)</sup>などにより二種の相の間での変形の不均一性が認められている.

ところで, 曾山<sup>28)</sup>はフェライト-マルテンサイト鋼の変形挙動を説明するために, 中間モデル(c)を示した. (c)でIの領域はフェライト相がフェライト単相合金におけると同様に自由に變形できる部分, I'はマルテンサイト相IIに拘束される部分である.  $V_I > 0.6$ の範囲では曾山のモデルは適用できないので, 一般的には(d)の4要素モデルで考えるのが適当であろう.  $V_I$ が小さいときはIIの領域が減少し(c)に一致すると考えてよい. ここで, I, I', II, II'の各領域の大きさは本来混合組織合金中での歪分布状態により決定すべき量であり, そのためには変形に伴う歪分布の把握が必要になる. 歪分布は2種の相の引張性質の相違(C値など),  $V_I$ , 第二相の形状や分布状態などに影響される. これら諸因子の影響を考慮して第一相と第二相の変形状態を, それぞれIとI', およびIIとII'に分けて考えるのは面倒であるので大きく2分してIとIIとし, 簡単に各相の平均歪(IとI'およびIIとII'の平均値)を想定してパラメーター $m$ を考えることにする.

$$m = \bar{\epsilon}_I / \bar{\epsilon}_{II} \dots \dots \dots (3)$$

ここで $\bar{\epsilon}$ は歪分布の平均値を示し,  $m$ は歪の不均一性の度合を表す. 前述のように, 変形の不均一度はC値や $V_I$ などに依存すると考えられるので

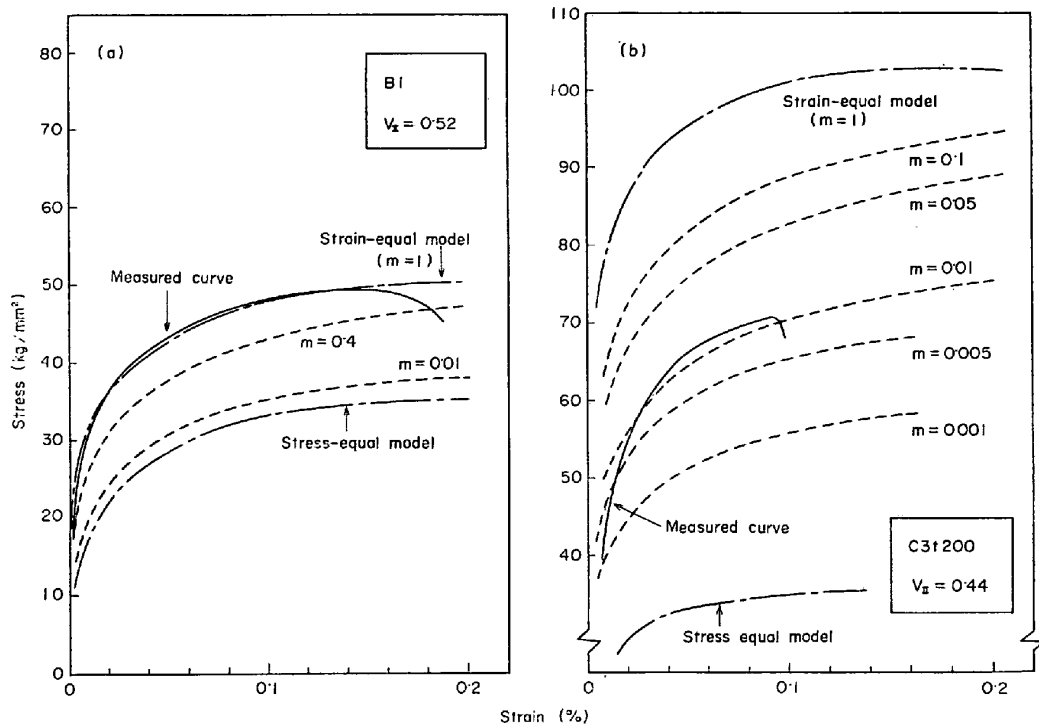


Fig. 5. Relationship between measured stress-strain curves (solid lines) and calculated curves (dashed lines): (a) B1 with  $V_I = 0.52$ , and (b) Alloy 3 of series C tempered at  $200^\circ\text{C}$  ( $\text{C3t}_{200}$ ,  $V_I = 0.44$ ).

$$m = \varphi(C, V_I, e_c, \bar{d} \dots \dots \dots) \quad (4)$$

混合組織合金の応力と歪は各相の平均応力および平均歪の総和の形で得られるであろうから<sup>12)28)31)</sup>

$$S_c = \bar{S}_I V_I + \bar{S}_{II} V_{II} \quad (5)$$

$$e_c = \bar{e}_I V_I + \bar{e}_{II} V_{II} \quad (6)$$

ここで  $S$  は公称応力,  $e$  は公称歪で添字の  $c$  は混合組織合金を意味する\*. 各構成相の平均応力-平均歪の関係を

$$\bar{S}_i = f_i(\bar{e}_i), (i = I, II) \quad (7)$$

で表わすと (5), (6) 式より混合組織合金の  $S_c - e_c$  関係式は,

$$S_c = f_c(e_c) = f_I \left( \frac{e_c}{V_I + m V_{II}} \right) \cdot V_I + f_{II} \left( \frac{m e_c}{V_I + m V_{II}} \right) \cdot V_{II} \quad (8)$$

で与えられる. 歪一定モデルでは  $m = 1 (\bar{e}_I = \bar{e}_{II} = e_c)$  で

$$S_c = f_I(e_c) \cdot V_I + f_{II}(e_c) \cdot V_{II} \quad (9)$$

となる. (9) 式はいかなる  $e_c$  に対しても  $S_c$  と  $V_I$  の関係が直線関係 (混合則) であることを示している. 一方, 応力一定モデルでは  $\bar{S}_I = \bar{S}_{II} = S_c$  で

$$e_c = f_I^{-1}(S_c) \cdot V_I + f_{II}^{-1}(S_c) \cdot V_{II} \quad (10)$$

\* Fig. 4 の (a), (d) の各モデルに具体的に大きさを与えて各相の平均応力と平均ひずみおよびモデル全体の応力とひずみを計算するといずれの場合も (5), (6) 式は満足される.

$$m = 1 - f_I^{-1}(S_c) / f_{II}^{-1}(S_c) \equiv m^*(S_c)$$

となる. 一般的には  $m^*(S_c) \equiv 0 < m \leq 1$  と考えられる.  $m$  値が大きいときはモデル (d) の I', II' の領域が大きいことを意味する.

ここで, 混合組織合金中の  $f_i(\bar{e}_i)$  が  $\bar{d}$  のほぼ等しい各単相合金の応力-歪曲線で近似されると仮定すれば\*\*\*,  $m$  値が与えられると, 混合組織合金の応力-歪曲線を図上で合成することができる. ここで, 単相合金の応力-歪曲線を, HOLLOMAN の式で近似すれば\*\*\*\*

$$\sigma_i = K_i \epsilon_i^{n_i}, (i = I, II) \quad (11)$$

ここで,  $\sigma$  は真応力,  $\epsilon$  は真歪,  $K$  は強度因子で  $n$  は加工硬化指数である. (8) 式と (11) 式から混合組織合金の応力-歪曲線は次式で示される.

$$S_c = f_c(e_c) = K_I \{ \ln(1 + \bar{e}_I) \}^{n_I} V_I / (1 + \bar{e}_I) + K_{II} \{ \ln(1 + \bar{e}_{II}) \}^{n_{II}} V_{II} / (1 + \bar{e}_{II})$$

$$\bar{e}_I = e_c / (V_I + m V_{II}), \quad \bar{e}_{II} = m e_c / (V_I + m V_{II}) \quad (12)$$

\*\*\* 混合組織合金中の軟質相全体の平均応力は, 硬質相の存在に原因する加工硬化の増加やポアソン効果のために大きくなることが考えられる. しかし, その量を具体的に推定することは現時点ではできない. また, 複合材料の研究において, 軟質相に囲まれた脆いせんいは, 単独の場合よりよく伸びるという実験結果もある. 従つて, 混合組織中の各構成相の平均応力と平均ひずみの関係式を知ることはほとんど不可能である. そのために, ここでは  $\bar{d}$  の等しい各単相合金の応力-ひずみ曲線で近似できると仮定して計算を行なった.

\*\*\*\* HOLLOMAN の近似式は歪の小さい領域での近似度が悪いが, ここで他の近似式を用いても以下の議論は同様にできる.

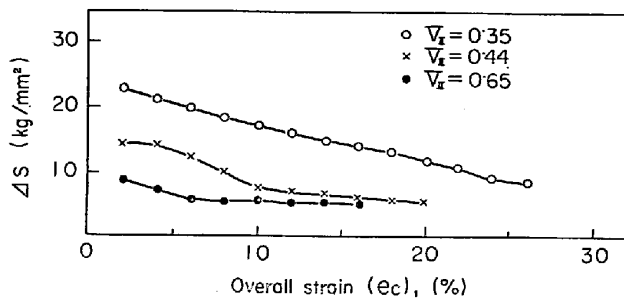


Fig. 6. Difference ( $\Delta S$ ) between  $S^{**}$  (stress predicted from strain-equal model) and  $S^*$  (measured stress) in B3:  $\Delta S = S^{**} - S^*$ .

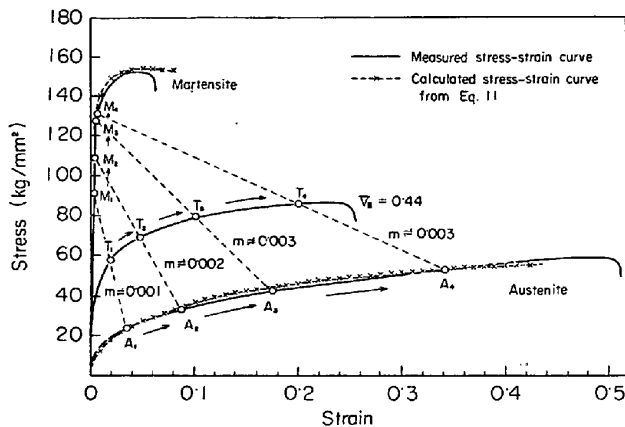


Fig. 7. Effect of strain on  $m$ -value in B3 with  $V_I = 0.44$ .

本実験で用いた各グループの単相合金について、その応力-歪曲線を HOLLOMAN の式で近似して求めた  $K$  値と  $n$  値をそれぞれ Table 2 に示す。(12)式により計算した混合組織合金の応力-歪曲線の例を Fig. 5 に示す(a)は  $C$  値の小さい B1 の  $V_I = 0.52$  で  $m$  値を種々に設定した場合である。測定値(実線)は歪一定モデル( $m=1$ )の計算線に近い。(b)は  $C$  値の大きい C3<sub>1200</sub> ( $V_I = 0.44$ )の例であり、測定値は歪一定モデルと応力一定モデルの中間にあり  $m=0.01$  の計算線に近い。このように、 $C$  値の小さい混合組織合金ほど歪一定モデルに近づく。

次に、 $C$  値の大きい B3 について、 $V_I$  の影響を Fig. 6 に示す。図には歪一定モデル( $m=1$ )による推定値( $S^{**}$ )と実測値( $S^*$ )の差、 $\Delta S (= S^{**} - S^*)$ を示している。同一の歪( $\epsilon_c$ )で  $V_I$  の影響をみると、 $V_I$  が増加するにつれて  $\Delta S$  は減少している。すなわち、 $m$  値は  $V_I$  の増加に伴ない 1 に近づく。これは、 $V_I$  が大きくなり軟質相が硬質相中に点在するような状態では、軟質相の変形が硬質相に拘束される度合いが大きくなり、軟質相に高い応力がかかっているにもかかわらず変化しにくくなるからであろう。

Fig. 7 に、 $m$  値におよぼす  $\epsilon_c$  の影響の一例を B3 の

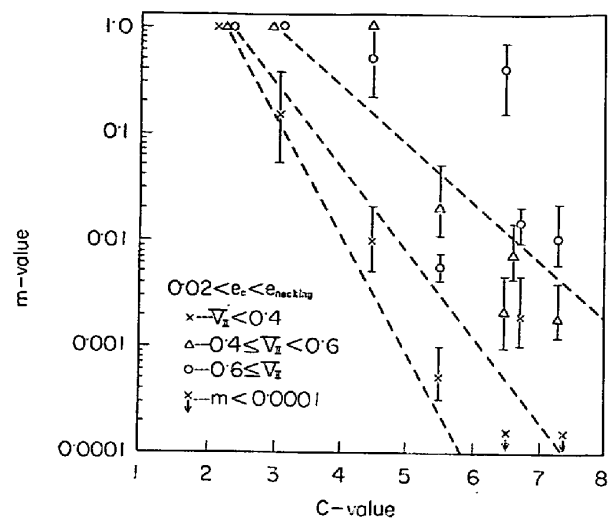


Fig. 8. Relationship between  $C$ -value and  $m$ -value.

$V_I = 0.44$  の場合について示す。実線は単相および二相合金の実測した応力-歪曲線 ( $V_I = 0, 1.0$  および  $0.44$ ) を示し、破線は計算に用いた(11)式(HOLLOMAN 式)の値である。二相合金の  $T_1, T_2, T_3$  および  $T_4$  の実測点をもとに(12)式から  $m$  値を逆算すると  $m$  値は約 0.001 から 0.003 と  $\epsilon_c$  の増加につれて若干増加する。すなわち二相合金が  $T_1$  から  $T_4$  と変形するに伴ない、各構成相の平均変形状態は  $M_1 \rightarrow M_4$  および  $A_1 \rightarrow A_4$  に変化する。結局、変形の初期ほど  $m$  値は小さく、歪不均一性の度合いが大きい。

以上のように、変形の不均一性は  $C$  値と  $V_I$  に大きく支配される。これらをまとめて Fig. 8 に示す。この図は、 $\times$ 印が  $V_I \leq 0.4$ ,  $\Delta$ 印が  $0.4 < V_I \leq 0.6$ ,  $\circ$ 印が  $V_I > 0.6$  の各二相合金を示し、 $\epsilon_c$  による変化を  $0.02 < \epsilon_c < \epsilon_{necking}$  における範囲で示した  $m$  値と  $C$  値の関係である。図中の破線は  $V_I$  の3つの範囲における境界を示したものである。一部の合金で、歪一定モデルからの推定値より若干大きい値を示すものがあるが、これは  $m=1$  として扱った。図より、 $C$  値がほぼ3以下では  $m$  値は  $\epsilon_c, V_I$  に関係なくほぼ1である。 $C$  値が大きくなるに伴ない、特に  $V_I$  の小さい二相合金で  $m$  値が減少する傾向が認められる。なお、このことは歪の比較的大きい( $\epsilon_c > 0.2\%$ )領域で、大略的に認められたことであつて、歪の非常に小さい領域では  $C$  値が3以下であつても  $m$  値は  $\epsilon_c$  や  $V_I$  に依存し、 $m$  では小さい値になると考えられる。(本実験では、単相合金の応力-歪曲線の歪の大きい領域を  $n$  乗硬化式で近似して  $m$  値を推定しているので、歪の小さい領域での議論は困難である。)歪の小さい領域について Fig. 9 を用いて簡単に述べる。

図で  $A_1, A_2, A_3$  は第一相、二相合金、および第二相

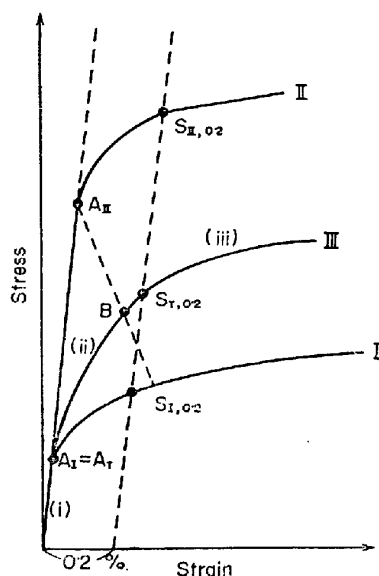


Fig. 9. Schematic illustration of stress-strain curves:  
I : the softer phase alloy, II : the harder phase alloy, and III : two-phase alloy.

の比例限（または弾性限）を示す。二相合金の変形は、

- (i) 両相ともに弾性状態の領域 (Fig. 9 の  $0A_T$  間)
- (ii) 軟質相のみ塑性変形をしている領域 ( $A_TB$  間)
- (iii) 両相とも塑性変形をする領域 (B 点以降)

の3段階に分けられるであろう。B 点が  $S_{T,0.2}$  を越えるか否か、すなわちどこに位置するかは組み合わせた相の応力-歪曲線の特徴 (Fig. 9 の I と II),  $V_I$  および第二相の形状などによつて決まる。しかし、本実験で用いたような合金においては、前報<sup>15)</sup>で述べたように B 点を明確に捕えることは実験的には困難であつた。それはシュミット因子の相違により (i) から (ii), (ii) から (iii) の各段階への遷移が、ある程度の歪の範囲で連続的に起こるからであると考えられる。いずれにしても、(ii) の段階での  $m$  値は非常に小さいことになる。このような変形初期における内部応力の変化や第二相の降伏に関する詳しい取り扱いは、次報で述べる予定である。Fig. 8 の傾向は、過去の実験による変形不均一度の報告<sup>21)22)</sup>と矛盾するものではないが、今後、精密な歪分布の測定により  $m$  値を実験的に求めることが必要であると考えられる。

#### 4.2 加工硬化について

混合組織合金の  $S_c$  が (12) 式で与えられ、真応力は

$$\sigma_c = S_c(1 + e_c) \quad \dots\dots\dots (13)$$

で得られるとすれば、加工硬化率 ( $d\sigma_c/d\varepsilon_c$ ) は  $\sigma_c$  を  $\varepsilon_c$  で微分して

$$\frac{d\sigma_c}{d\varepsilon_c} = \frac{K_I V_I (1 + e_c)^2}{(1 + e_I)^2 (V_I + m V_{II})} [n_I \{\ln(1 + e_I)\}^{n_I - 1}]$$

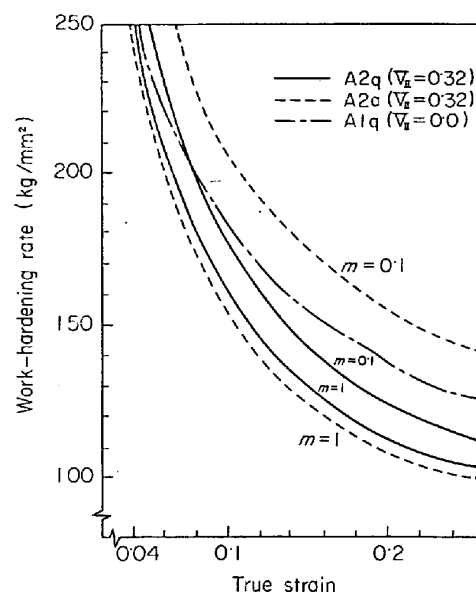


Fig. 10. Relationship between work-hardening rate calculated from Eq. (14) and true strain for Alloy 2 of series A as quenched ( $A2_q$ ) and aged at  $480^\circ\text{C}$  ( $A2_a$ ), ( $V = 0.32$ ) with  $m = 1$  and  $0.1$ , and for Alloy 1 of series A as quenched ( $A1_q$ ), ( $V = 0$ ).

$$\begin{aligned} & - \{ \ln(1 + e_I) \}^{n_I} + \frac{m K_{II} V_{II} (1 + e_c)^2}{(1 + e_I)^2 (V_I + m V_{II})} \\ & [n_{II} \{ \ln(1 + e_{II}) \}^{n_{II} - 1} - \{ \ln(1 + e_{II}) \}^{n_{II}}] \\ & + \frac{K_I V_I (1 + e_c)}{(1 + e_I)} \{ \ln(1 + e_I) \}^{n_I} \\ & + \frac{K_{II} V_{II} (1 + e_c)}{(1 + e_I)} \{ \ln(1 + e_{II}) \}^{n_{II}} \quad \dots\dots\dots (14) \end{aligned}$$

$$e_I = \frac{e_c}{V_I + m V_{II}}, \quad e_{II} = \frac{m e_c}{V_I + m V_{II}},$$

で与えられる。計算結果の例を Fig. 10 に示す。図には  $A2_q$  と  $A2_a$  ( $V_{II} = 0.32$ ) について  $m = 1.0$  と  $0.1$  の場合の結果および比較のために  $A1_q$  ( $V = 0$ ) の結果が示してある ( $A1_q$  と  $A1_a$  の  $(d\sigma/d\varepsilon)$  はほぼ同じであつた。 $m = 0.1$  の場合の  $(d\sigma/d\varepsilon)$  の方が  $m = 1.0$  の場合より大きい。4.1 より、 $C$  値の大きい合金ほど  $m$  値は小さい。Fig. 2 において、(a) の  $C$  値の小さい  $A_q$  では、 $A1_q$  の  $(d\sigma/d\varepsilon)$  が  $A2_q$  のそれより大きく、(b) の  $C$  値の大きい  $A_a$  で歪を 20% 以下に限れば、逆に  $A1_a$  の  $(d\sigma/d\varepsilon)$  は  $A2_a$  のそれより小さいという実験結果は、 $A_q$  では  $m$  値が大きく 1 に近いが、 $A_a$  では  $m$  値が小さいことによると考えられる。さらに、 $e_c$  の増加に伴ない  $m$  値が大きくなるという 4.1 の結果は Fig. 10 において  $A2_a$  の  $m = 1$  の  $(d\sigma/d\varepsilon)$  が  $A1_q$  のそれより小さいことと合わせ考えると、Fig. 2 の (b) にみられるように、 $A1_a$  と  $A2_a$  の  $(d\sigma/d\varepsilon)$  が途中で逆転する可能性のあることを示し

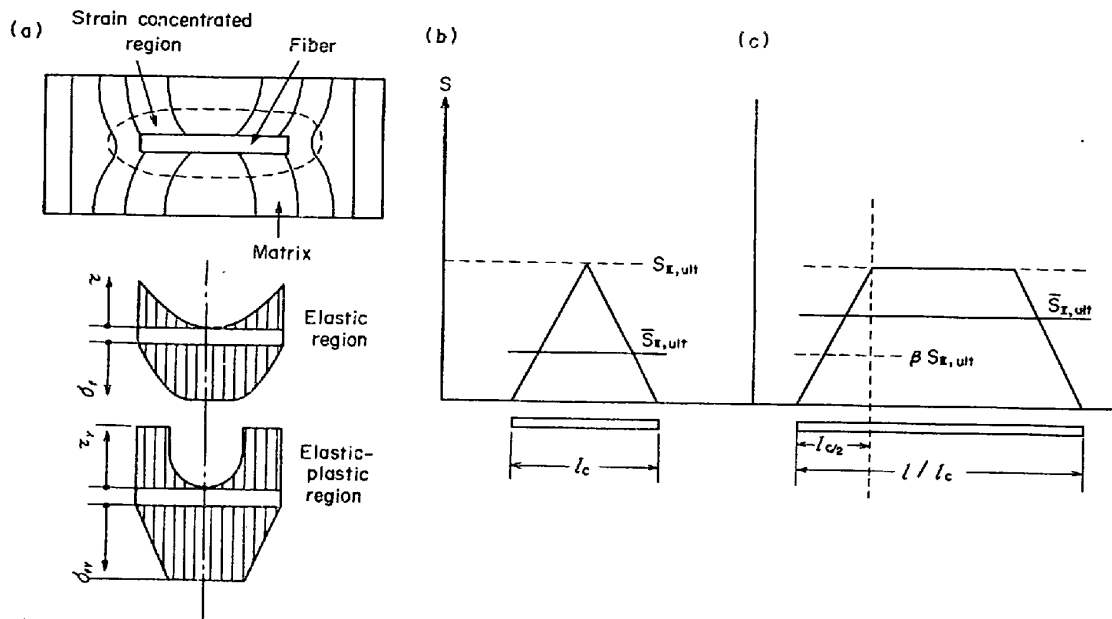


Fig. 11. Schematic diagrams of stress-distribution at a fiber in a composite material : (a) transmission of stress from matrix to a fiber<sup>27)</sup>, (b) stress-distribution in a fiber when  $l=l_c$  and (c)  $l>l_c$ <sup>30)</sup>.

ている。すなわち、 $C$  値の大きい  $A2_n$  では、変形の進行に伴ない、最初はオーステナイトが優先的に変形して高い ( $d\sigma/d\epsilon$ ) を示し、続いて加工硬化能の低いフェライト相も変形を始め同時にオーステナイト相の加工硬化が飽和に近づくと全体の ( $d\sigma/d\epsilon$ ) は急激に減少するようになる。また、変形初期の高い ( $d\sigma/d\epsilon$ ) は、さらに分散強化型合金のように、硬質粒子が存在するがゆえに増大する内部応力が原因しているであろう。

#### 4.3 第二相の形状の影響について

これまでの検討においては第二相の形状の影響はまったく考慮に入れていない。しかしながら、Photo. 1 にみられるように、各系の第二相の形状はほぼ球形に近いとはいえ相互に若干の相違がある。この形状の影響は重要であり、今後詳しい検討が必要であるが、せんい強化型複合材料の強化理論からある程度の推定ができる。マトリックスからせんいへの応力伝達およびせんいにおける応力分布を模式的に Fig. 11 に示す<sup>13)27)30)</sup>。変形に伴ない、せんいとマトリックスの間に歪の差が生じ、せん断応力が発生し、界面のせん断応力を積分した形で、せんいに引張応力が伝達される。(Fig. 11 の (a) で  $\tau$  は界面のせん断応力、 $\sigma_f$  はせんいの引張応力、添字  $y$  は降伏を示す。) この場合に、せんいの両端では応力伝達はないと仮定するなど、この応力伝達機構はそのまま混合組織合金に適用できるものではないが、ここではその結果生じたマトリックスとせんいの歪分布を問題にする。複合材料の強度は (5) 式で与えられる (このとき、添字  $I$

はマトリックス、 $II$  はせんいを意味する)。連続せんい強化材料の場合には、ポアソン効果を見ればマトリックスとせんいの歪は等しいと考えられる<sup>30)</sup>から  $m=1$  であり、複合材料の変形応力は (9) 式で与えられ、したがって縦弾性係数は (2) 式で与えられる。ここで、複合材料でよく議論される破断強さ (破断歪の時点) は

$$S_{C,F} = S_I^* \cdot V_I + \bar{S}_{II,ult} \cdot V_{II} \quad \dots\dots\dots (15)$$

ただし、 $V_I > V_{min}$ ,  $l \geq l_c$  ( $V_{min}$  はせんいを入れることによって強化する体積率の最小値<sup>13)</sup>で  $l$  はせんいの長さ  $l_c$  はせんいの破断が複合材料の破壊に連なるためのせんいの臨界長さである) で、このとき  $S_I^*$  はせんいの破断歪 ( $\epsilon_{I,ult}$ ) に等しい歪におけるマトリックスの変形応力 [ $S_{flow}$ ]  $\epsilon_I = \epsilon_{I,ult}$  を用いる。このとき脆性せんいを仮定しており、せんいが延性を示す場合には取り扱いが異なる<sup>31)</sup>。連続せんいでは  $\bar{S}_{II,ult} = S_{II,ult}$  であるが、不連続せんいになると Fig. 11 の (b), (c) に示すように  $\bar{S}_{II,ult} < S_{II,ult}$  になる (ここで  $\bar{S}_{II,ult}$  はせんいの一箇所が破断するときのせんい全体の平均応力、 $S_{II,ult}$  はせんいを単独で引つ張つたときの引張強さ)。すなわち、

$$\bar{S}_{II,ult} = S_{II,ult} (1 - (1 - \beta)/\alpha) \quad \dots\dots\dots (16)$$

で与えられる。 $\alpha = l/l_c$ ,  $l_c$  は臨界長さ、 $\beta S_{II,ult}$  はせんいの端  $l_c/2$  の平均応力とされている。せんいがほとんど塑性変形しない場合は

$$\bar{S}_{II,ult} = E_{II} \cdot \bar{\epsilon}_{II,ult} = E_{II} \cdot \epsilon_{II,ult} \left( 1 - \frac{1 - \beta}{\alpha} \right) \quad \dots\dots\dots (17)$$

$$\therefore \bar{e}_{I_{ult}}/e_{I_{ult}} = (1 - (1 - \beta)/\alpha) \dots\dots\dots (18)$$

$\alpha \rightarrow \infty$  になれば (連続せんい),  $\bar{e}_{I_{ult}} \rightarrow e_{I_{ult}}$  で  $m \rightarrow 1$  になる.  $l < l_c (\alpha < 1)$  では, 最後までせんいの破断が起こらず, マトリックスの破断によつて複合材料の破断が起こることを意味し, そのときの複合材料の破断強さは

$$S_{c,ult} = S_{I_{ult}} V_I + \bar{S}_I^* V_I \dots\dots\dots (19)$$

となり, 破断はマトリックスの破断により生ずる.  $\bar{S}_I^*$  は複合材料が破断したときせんいの受けもつていた平均の応力を示す. ここで  $\bar{e}_I^* = \bar{S}_I^*/E_I < e_{I_{ult}}$ ,  $e_{I_{ult}} > e_{I_{ult}}$  であるから  $m = \bar{e}_I^*/e_{I_{ult}} < 1 \cdot \alpha$  が減少するにつれて複合材料の強度は歪一定モデルからの推定値より低いものになる. これは  $m$  値が小さくなることに対応する.

LINDLEY<sup>ら</sup><sup>32)</sup>は, 鋼中の板状セメントタイトの破断は general yield 後では引張軸と平行なセメントタイトがその中央部で破断する確率をもつとも高く, 引張軸との角度が大きくなるにつれて破断の確率の低いことを見出した.

これは, フェライトとセメントタイトの界面への転位の pile up のみからは理解し難い現象であり, 彼らはこれを複合材料の応力伝達モデルを適用して説明した. この考え方は, さらにセメントタイトを球状化させると割れ難くなる事実をも説明できる. これらは結局, 第二相が引張軸に平行に伸びているほど, 大きい歪を受けるということを示している. したがつて,  $C$  値が大きくても, 第二相の形状が主応力方向に細長く伸びたような形であれば, 混合組織の変形は歪一定モデルに近づくと考えられる.

#### 4. 結 論

結晶粒の大きさ程度の比較的大きな粒子として, 塑性変形できる第二相が存在する二相混合組織合金の引張変形挙動について, 巨視的な歪不均一性をもとに検討した結果, 次のような結果が得られた.

(1) 混合組織合金の変形挙動は第一相 (軟質相) と第二相 (硬質相) の強さの比, 第二相の体積率や形状などに依存する. それは, これらの因子が変形の不均一性の度合を支配するからである.

(2) 第二相と第一相の 0.2% 耐力の比 ( $C$  値) がたかだか 3 以下であれば, 混合組織合金の変形挙動は第二相の体積率や形状に関係なく大略歪一定モデルで示される.

(3) 第二相の形状が球形に近い場合,  $C$  値が大きくなるほど歪不均一度は大きくなり, 混合組織合金の変形挙動は応力一定モデルに近づく. このとき, 第二相体積率が小さいほど歪の不均一度は大きい. 第二相体積率が

1 に近づくと,  $C$  値が大きくても硬質相中に点在する軟質相は優先的な変形を拘束されるので, その結果, 混合組織合金の変形挙動は歪一定モデルに近づく.

(4) 歪の不均一度は, 変形の初期の方が大きく, 変形の進行にともないやや小さくなる.

(5) 第二相が引張軸方向に細長く伸びたような形状では  $C$  値が大きくても混合組織の変形は歪一定モデルに近づく.

#### 文 献

- 1) B. PAUL: Trans. Met. Soc. AIME, 218(1960), p. 36
- 2) Z. HASHIN: J. Appl. Mech., 29E(1962), p. 143
- 3) 梅川: 機械学会誌, 72(1969), p. 1234
- 4) 有間, 細川, 本田: 材料, 19(1970), p. 1042
- 5) G. S. ANSELL: Acta Met., 8(1960), p. 612
- 6) B. I. EDELSON and W. M. BALDUIN: Trans. ASM, 55(1962), p. 230
- 7) J. GURLAND and J. PLATEAU: Trans. ASM, 56(1963), p. 442
- 8) M. F. ASHBY: Phil. Mag., 14(1966), p. 1157
- 9) E. OROWAN: Symposium on Internal Stress in Metals and Alloys, (1948), p. 451, Inst. Metals
- 10) J. C. FISHER, E. W. HART, and R. H. PRY: Acta Met., 1(1953), p. 336
- 11) 森, 田中: 金属学会会報, 11(1972), p. 667
- 12) 田中, 森, 中村: 鉄と鋼, 59(1973), p. 152
- 13) たとえば, A. KELLY: Strong Solids, p. 121 (1966), Clarendon Press, Oxford
- 14) I. TAMURA and Y. YAMAOKA: Abstract of Int. Conf. on Mechanical Behaviour of Materials, Kyoto 1(1971), p. 31
- 15) 田村, 友田, 山岡, 金谷, 小沢, 赤尾: 鉄と鋼, 59(1973), p. 454
- 16) I. TAMURA et al.: Trans. ISIJ, 13(1973), p. 283
- 17) W. J. TEGART: J. Australian Inst. Metals, 15(1970), p. 47
- 18) 佐久間, 西沢: 金属学会会報, 10(1971), p. 279
- 19) B. JOAUL, 幸田監修, 諸住, 舟久保訳: 金属の塑性, p. 171(1969) 丸善
- 20) 佐賀, 小寺沢, 三好, 橋本: 機械学会論文集, 34(1968), p. 842
- 21) H. UNCKEL: J. Inst. Metals, 61(1937), p. 71
- 22) 美馬, 堀: 金属学会誌, 16(1952), p. 362
- 23) 国尾, ほか: 機械学会講演論文集, No 710-1 (1971), p. 153
- 24) 鈴木, 山田, 清水, 国尾: 機械学会関西支部第230回講演論文集, (1973), p. 73
- 25) 三浦, 平野: 金属学会誌, 16(1973), p. 428
- 26) 坂田, 須崎, 友田, 黒木: 未発表
- 27) 林: 機械学会誌, 71(1968), p. 721
- 28) 曾山: 材料, 15(1966), p. 17

- 
- |                                                                                          |                                                                                       |
|------------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------------------------|
| 29) <i>H. R. PIEHLER</i> : Trans. Met. Soc. AIME, 233 (1965) 12                          | 31) <i>G. GARMONG, R. B. THOMPSON</i> : Met. Trans., 4 (1973), p. 863                 |
| 30) たとえば, <i>A. S. TETELMAN and A. J. McEVILY</i> , 宮本訳: 構造材料の強度と破壊 2, p. 278 (1970) 培風館 | 32) <i>T. C. LINDLEY, G. OATES, and C. E. RICHARDS</i> : Acta Met., 18(1970), p. 1127 |
-