

複合組織鋼の変形応力のsecant法を用いた 上下界予測と関連マイクロ組織

小谷 清二*・土田 紀之*・友田 陽*²

Upper and Lower Bounds in Flow Stress of a Dual Phase Steel Predicted by
the Secant Method and Related Microstructures

Seiji KOTANI, Noriyuki TUCHIDA and Yo TOMOTA

Synopsis : Elasto-plastic flow curves of dual phase steels consisting of martensite and ferrite have been predicted by using the secant method proposed by WENG. The predicted flow stress for a given volume fraction of martensite becomes the upper bound when the matrix is considered to be martensite, whilst the predicted flow stress becomes the lower bound when the matrix is ferrite. This prediction is compared with experimental results obtained from Mn-Si-C martensite-ferrite steels where the volume fraction and morphology were altered by changing heat treatment. It is found that the prediction is in good agreement with the experimental results when the matrix structure can be identified by means of optical microscopy. In the case where the matrix structure is percolated and is not distinguishable, the flow stress curves lie between those two bounds.

Key words : Mn-Si-C ferrite-martensite steel ; flow stress ; the secant method ; upper and lower bounds ; percolation.

1. 緒言

複合組織鋼は、目的に応じて広範囲な強度-延性バランスをもつ鋼に作り分けることが可能であり¹⁾、金属材料のエコマテリアル化対策の1つである単純組成合金の多目的利用の観点からも発展が期待される。複合組織鋼の機械的特性をマイクロメカニクスを用いて初めて予測を試みたのはTOMOTAら²⁾である。彼らはESHELBYの等価介在物理論³⁾、MORI-TANAKAの平均場理論⁴⁾、およびVON MISES型の塑性法則を用いて予測理論(連続体モデル)を考案した。WENG⁵⁾は、TOMOTAらの手法に加えてマトリックスが降伏した以降はsecant弾性係数を用いる手法(secant法)を考案した。secant弾性係数は、HILL⁶⁾による多結晶体における粒間拘束力低下の表現に関する一連の研究の流れを背景にBERVEILLERとZAOUTI⁷⁾によって提案された。

TOMOTAらのグループは、WENGによるsecant法を用いてフェライト(α)マトリックスの複合組織鋼の変形応力^{8,9)}、続いて繰り込みsecant法と呼んでいる重ね合わせ計算方法を用いてフェライト-ベイナイト-マルテンサイト3組織鋼¹⁰⁾の変形応力を各々予測し実験結果と比較的良く一致することを示した。さらにTRIP鋼の変形応力の予測にも適用し良好な

結果が得られたと報告している¹¹⁾。

複合組織鋼の機械的特性は金属学的因子の相違によって大きく変化する。複合組織鋼で最も機械的特性に大きな影響を与える因子はマルテンサイト(α')組織形態および体積率であると思われる。そこで本研究では、これらの因子を変化させ複合組織鋼の機械的特性の変化を調べ、変形応力をsecant法による予測結果と比較する。

Secant法では、複合組織を構成する α' もしくは α のいずれかをマトリックスに選ぶことにより、変形応力の上界あるいは下界を予測することができる。また、 α と α' のどちらがマトリックスか決められない場合、すなわちパーコレーション状態の組織は数学的に取り扱うことが困難であり予測することができないが、本手法により上界と下界を計算することにより変形応力が変化する範囲をとらえることが可能か否か検討を加える。

2. 予測方法

本研究においては単一組織の変形応力の予測にSWIFTの式を用いて定式化された実験式¹²⁾、複合組織の変形応力の予測にsecant法⁵⁾を用いる。以下にそれぞれの概要を述べる。

平成9年5月13日受付 平成9年7月18日受理 (Received on May 13, 1997; Accepted on July 18, 1997)

* 茨城大学大学院生 (Graduate Student, Ibaraki University, 4-12-1 Nakanarusawa-cho Hitachi 316)

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

2・1 SWIFTの式を用いて定式化された単一組織鋼の実験式¹²⁾

単一組織[†]の変形応力の予測には(社)日本鉄鋼協会特基研究会 変形特性の予測と制御部会 材質予測ワーキンググループにより検討されたSWIFTの式¹²⁾,

$$\sigma = a(b + \epsilon^p)^N \dots\dots\dots (1)$$

を用いた。SWIFTの式は、弾性ひずみと塑性ひずみが区別され弾塑性解析に利用され易く、また鉄鋼材料の応力-ひずみ曲線を比較的良く近似できるのが特徴である。 σ は真応力、 ϵ^p は塑性真ひずみ、 a, b および N は定数である。 a および N は、合金元素、組織因子およびプロセスパラメータを用いて算出される。詳細は、文献¹²⁾を参照されたい。

本研究において、 α の変形応力の計算に必要な固溶炭素量(C_s)は0.001mass%と近似し、 α' の旧オーステナイト粒径(d_y)は複合組織中では決め難いので単相組織の結果を参考にして50 μ m一定と仮定した。他の必要な入力データは、後述する実験によって求めた。

2・2 Secant法⁵⁾による予測法

この理論では、複合組織のモデルを球状の介在物がマトリックス中に埋め込まれていると仮定する。応力を負荷したときマトリックスが軟らかく優先的に塑性変形した場合、介在物を単純に重ね合わせるとFig. 1 (a)に示すような重なりと空隙が生じる。この部分を弾性的に適合させると内部応力が発生する(unrelaxed model)。現実の変形では、この内部応力は局部的塑性変形によって減少する(塑性緩和)。塑性緩和が起こると、応力・ひずみ成分はE_{SHELBY}の等価介在物理論³⁾を用いて扱うことができなくなる。そこで

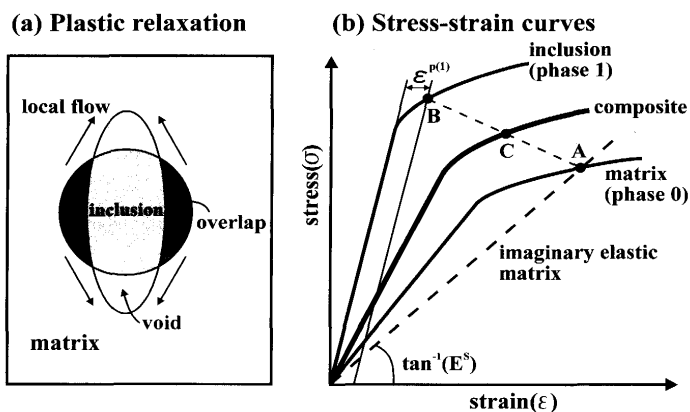


Fig. 1. Schematic illustrations of plastically deformed condition; (a) plastic relaxation occurred by local flow in the vicinity of an inclusion; (b) the secant Young modulus (E^s) to represent the strain partitioning between the matrix and inclusion.

Fig. 1 (b)に示すようなsecant弾性係数を有する仮想マトリックスを考える。Secantヤング率(E^s)をSWIFTの式を用いて表すと、

$$\frac{1}{E^s} = \frac{1}{E} + \frac{\epsilon^p}{a(b + \epsilon^p)^N} \dots\dots\dots (2)$$

となる。同様にsecant体積弾性係数(κ^s)とsecant剛性率(μ^s)を、マトリックスが等方弾性体、および介在物が球状であることを仮定して導入する。このように考えると、E_{SHELBY}の等価介在物理論³⁾の適用が可能となり、加えて試験片が有限で自由表面を有することおよび多数の球状介在物が点在することを考慮してMORI-TANAKAの平均場理論⁴⁾を用いることによって各構成組織の平均応力状態を求め、HENCKYの塑性法則(VON MISES型)を用いて変形応力が計算可能となる。

Fig. 2に計算過程のフローチャートを示す。計算過程は3つのステージに分かれる。ステージ1では、マトリックス、介在物ともに弾性状態の変形を計算する。複合組織の有効体積弾性係数(κ)、有効剛性率(μ)そして有効ヤング率(E)は、次式により与えられる。

$$\frac{\kappa}{\kappa_0} = 1 + \frac{f(\kappa_1 - \kappa_0)}{\alpha_0(1-f)(\kappa_1 - \kappa_0) + \kappa_0} \dots\dots\dots (3)$$

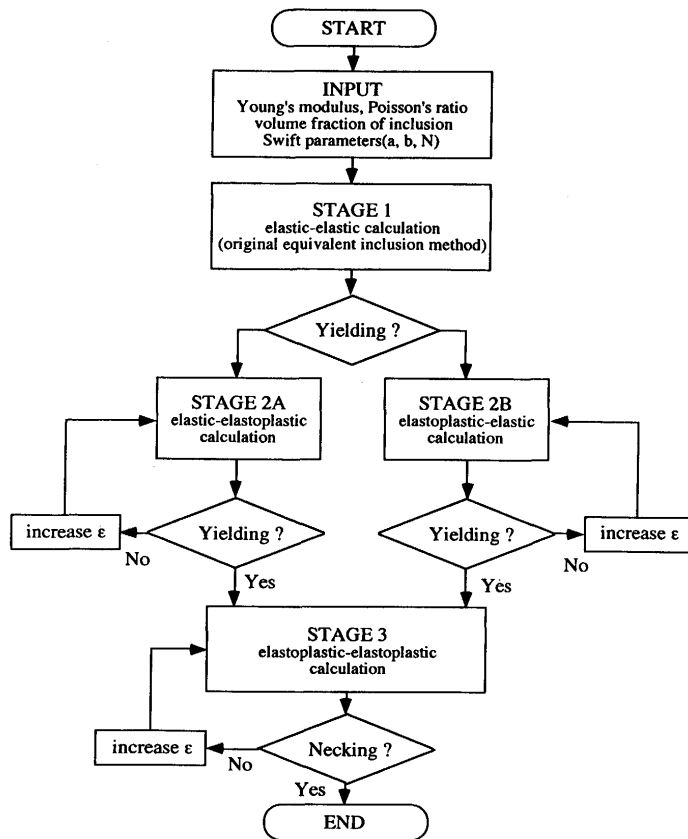


Fig. 2. Calculating flow chart of the secant method.

† 材質予測WGではパーライト、ベイナイト、そして焼き戻しマルテンサイトはフェライト相とセメントタイト相の2相から構成されているので厳密には2相鋼であるが、相と組織を区別するためにこれらを単一組織鋼と呼んでいる。本研究では、焼き入れまま α - α' 複合組織鋼のみが対象であり直接関係はないが、材質予測WGによる呼称と合わせ単一組織鋼と称した。

$$\frac{\mu}{\mu_0} = 1 + \frac{f(\mu_1 - \mu_0)}{\beta_0(1-f)(\mu_1 - \mu_0) + \mu_0} \dots\dots\dots (4)$$

$$E = \frac{9\kappa\mu}{3\kappa + \mu} \dots\dots\dots (5)$$

ここで、添字 0, 1 はそれぞれマトリックス, 介在物の成分を表す。f は介在物側の体積率, α_0 と β_0 は, 球状介在物に対する ESHELBY テンソルであり, それぞれ,

$$\alpha_0 = \left(\frac{1}{3}\right) \frac{1 + \nu_0}{1 - \nu_0}, \beta_0 = \left(\frac{2}{15}\right) \frac{4 - 5\nu_0}{1 - \nu_0} \text{である。ここで, } \nu \text{ はポアソン比を表す。}$$

ステージ 2 では, 弾塑性変形状態を計算する。もし最初に, マトリックスが降伏したならば, ステージ 2 A で計算される。相当応力 (σ^*) は, マトリックスの塑性ひずみ ($\epsilon^{p(0)}$) を与えることにより得られる。

$$\sigma^* = \frac{1}{B_0^s} [a_0 (b_0 + \epsilon^{p(0)})^{N_0}] \dots\dots\dots (6)$$

ここで, $B_0^s = \frac{\beta_0^s(\mu_1 - \mu_0^s) + \mu_0^s}{[f + (1-f)\beta_0^s](\mu_1 - \mu_0^s) + \mu_0^s}$ となる。

B_0^s は secant 法におけるひずみ分配を表すパラメータであり, 詳細は文献⁵⁾を参照されたい。

一方, 最初に介在物が降伏したならば, ステージ 2 B で計算される。ここでは ESHELBY の理論を MORI-TANAKA の理論と合せてそのまま適用することができる。相当応力 (σ^*) は, 次式により与えられる。

$$\sigma^* = \frac{1}{B_1} \left[a_1 \left(b_1 + \frac{\epsilon^p}{fB_1} \right)^{N_1} + 3\mu_0(1-\beta_0)(1-f)\epsilon^p/f \right] \dots\dots (7)$$

ここで, ϵ^p は全塑性ひずみを表し, 介在物の弾塑性変形状態を求めるのに HENCKY の塑性法則を利用して導く。 B_0^s と同様に B_1 は, 介在物側の組織に対する計算パラメータを表す。

ステージ 3 は, 両組織ともに塑性変形状態を計算する。次の 2 式,

$$\sigma_0^* = B_0^s \sigma^* + 3\mu_0^s(1-\beta_0^s)fB_1^s \epsilon^{p(1)} \dots\dots\dots (8 a)$$

$$\sigma_1^* = B_1^s \sigma^* - 3\mu_0^s(1-\beta_0^s)(1-f)B_1^s \epsilon^{p(1)} \dots\dots\dots (8 b)$$

の σ_0^* と σ_1^* は, 各組織の構成式 (SWIFT の式) を満たさなければならない。たとえば, マトリックス, 介在物のひずみ分配の様子は, それぞれ Fig. 1 (b) に示す点 A, B であり, 各構成組織の応力-ひずみ曲線上にあると考える。すなわち,

$$B_0^s \sigma^* + 3\mu_0^s(1-\beta_0^s)fB_1^s \epsilon^{p(1)} = a_0 (b_0 + \epsilon^{p(0)})^{N_0} \dots\dots\dots (9 a)$$

$$B_1^s \sigma^* - 3\mu_0^s(1-\beta_0^s)(1-f)B_1^s \epsilon^{p(1)} = a_1 (b_1 + \epsilon^{p(1)})^{N_1} \dots\dots (9 b)$$

となる。上の 2 式はマトリックスおよび介在物の塑性ひずみと複合組織の相当応力 (σ^*) の関係を表す。そして, (9 a) 式に $\epsilon^{p(0)}$ を与えて (9 a), (9 b) 式を解くことにより, $\epsilon^{p(1)}$ と σ^* が得られる。変形応力の計算は引張試験を考えると均一変形を続ける間, すなわちネッキング開始までとするのが妥当である。そこで, 計算打ち切り条件として塑性不安定条件: $d\sigma/d\epsilon = \sigma$ を用い, 均一伸びを計算する。

上記の計算に必要な入力データは, 各組織のヤング率, ポアソン比, SWIFT の式の a, b と N の値 (たとえば, 材質予測 WG データより計算する), および介在物側の体積率である。本研究の計算では, α, α' のヤング率, ポアソン比は, ともに 200GPa, 0.30 とした。

3. 実験方法

試料は, リサイクル性に害のあるトラップ元素を含まず資源的に余裕のある元素を用いた Table 1 の単純組成の鋼を用いた。熱延状態で納入された厚さ 28mm の供試鋼から, さらに熱延・冷延により厚さ 1.5mm の薄板を得た。これより幅 3 mm, 長さ 30mm の平行部を持つ板状引張試験片を放電加工機により作製した後, α' 組織形態を変化させるために Fig. 3 に示す 2 種類の熱処理 (Type A, B) を施した。いずれも Fig. 3 に示す T1 においては組織を均質化するために施し, T2 において $\alpha + \gamma$ 域に加熱保持し $\alpha + \gamma$ 複合組織にする。このとき状態図を参考にし $\alpha + \gamma$ 域の保持温度を変えることによって γ 体積率を変化させる。そして水焼入れし $\alpha - \alpha'$ 複合組織を作った。ここで T1 を 1423K と高い温度にしたのは実用的でないと思われるが均質化と得られた組織の観察・定量測定が容易なことを重視して決定した。

熱処理 Type A では α 中に α' が島状に分布した組織になることを目的に調整し, また熱処理 Type B では α' が連結し α を囲んだ組織になることを目的に調整した。ここで, secant 法のマトリックスの考え方と関連付けるために複合組織のどちらか一方が他方の組織の粒を囲んでいるものをマトリックス, 囲まれている方を第二相 (介在物) と呼ぶことにする。すなわち熱処理 Type A ではマトリックスは α , 熱処理 Type B ではマトリックスは α' となるように調整した。以下では, 熱処理 Type A および熱処理 Type B を施した試料をそれぞれ

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

C	Mn	Si	P	S	Cu	Al	N	Fe
0.16	1.43	0.41	0.014	0.004	0.01	0.027	0.028	bal.

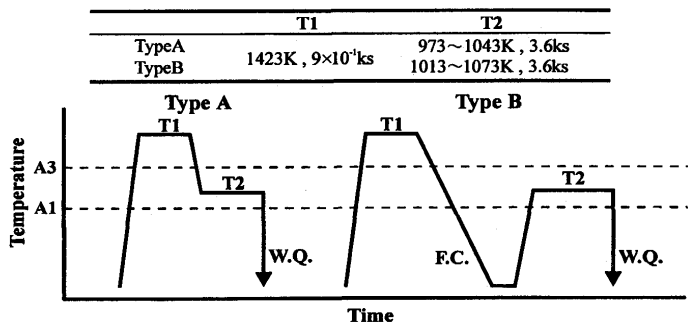


Fig. 3. Schematic illustrations of heat treatments.

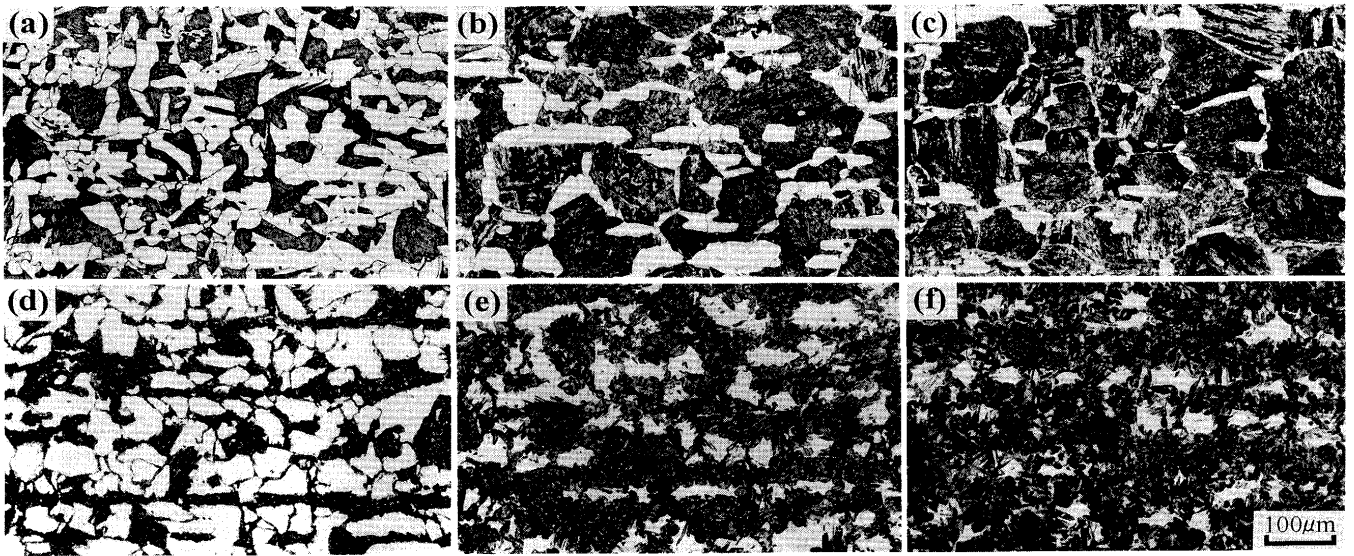


Fig. 4. Optical micrographs of ferrite-martensite dual phase steels: (a) DPA, 35% f_M ; (b) DPA, 50% f_M ; (c) DPA, 80% f_M ; (d) DPB, 35% f_M ; (e) DPB, 50% f_M ; (f) DPB, 80% f_M .

DPA, DPBと呼ぶ。

また、熱処理TypeBの炉冷材はフェライト-パーライト複合組織鋼になり、パーライト体積率は約20%であった。このことより各熱処理を施したものは α' 体積率が20%以下になることはない。

熱処理後、引張試験をテンシロンRTM-1T(容量1t)を用いて、室温でひずみ速度 $2.78 \times 10^{-3}/s$ で行った。試験終了後、試験片チャック部を切断し、断面を研磨・腐食(腐食液はナイトル)後、光学顕微鏡組織観察により α' 体積率を点算法、 α 粒径を線分法を用いて測定した。

4. 結果および考察

4.1 組織形態

熱処理によって α' 組織形態および α' 体積率(f_M)を変化させた代表的な光学顕微鏡組織写真(f_M は約35, 50および80%)をFig. 4に示す。熱処理TypeA, Bによりマトリックスがそれぞれ α , α' に反転している。しかしながら、DPA80% f_M 付近の組織およびDPB35% f_M 付近の組織は、 α または α' どちらがマトリックスであるか判断することが難しく、パーコレーション状態の組織であると思われる。

f_M が高いDPBで、圧延面に平行に α' がバンド状となっている組織が観察された。これは、Mnの偏析に起因するものと考えられる。複合組織鋼は、比較的引張特性の面内異方性が少ない材料¹⁾とされている。本実験試料ではバンド状組織により等方体とみなすことは難しいと推定されるが、予測計算では異方性は考慮しなかった。

4.2 変形応力の予測値と実験値の比較

4.2.1 全体的な傾向

前述の引張試験により得られた代表的な3種類の応力-ひ

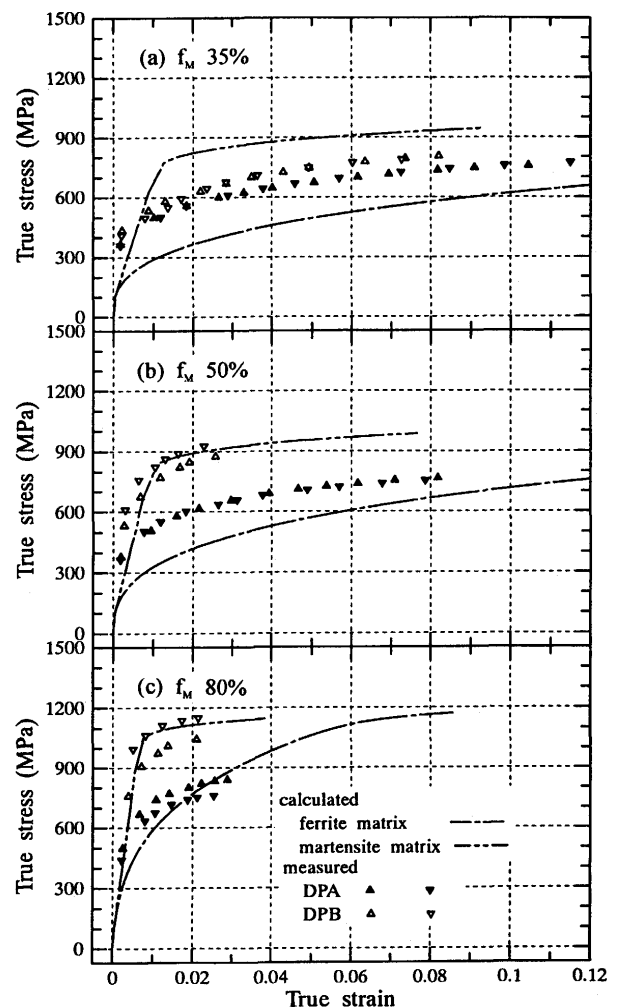


Fig. 5. Comparisons curves between measured (2 examples each) and calculated true stress-strain curves in ferrite-martensite dual phase steels subjected by heat treatments of type A and B.

Table 2. Input data for calculation.

	f_M	d_F	heat condition (T2)
	35.3	36.0	973
DPA	49.7	37.2	993
	79.1	39.5	1023
	34.8	40.4	1003
DPB	49.3	35.8	1013
	81.0	40.4	1063

d_F : grain diameter of ferrite;

f_M : volume fraction of martensite.

ずみ関係の実験結果およびその予測結果をFig. 5に示し、その計算入力データをTable 2に示す。

まず、予測計算においてマトリックス-粒子関係を入れ替えた場合の変形応力の相違、すなわちマトリックスを α とする場合と α' とする場合の変形応力の相違は、内部応力の緩和、すなわちひずみ分配の大きさに起因し、応力緩和の大きい前者が後者より低い変形応力の値を示すためである。

次に、実験結果全体をみるとDPAがDPBより低い変形応力を示し、またDPA, DPBともに f_M の増加に伴い強度が増加し、均一伸びが低下する傾向が挙げられる。

図において計算の打ち切り点および実験データの最もひずみの大きいところがネッキング開始点、すなわち引張強さおよび均一伸びを示す。予測の方が常に大きい値を示すのは先の報告⁸⁻¹⁰と同じであり、SWIFTの式による近似でネッキング近傍の変形応力を十分フィッティングしていないことが大きな原因と考えられる。変形応力の実験と予測の一致は良好な場合とかなり差のある場合があり後節で検討する。

4.2.2 試料DPAの変形応力に及ぼす α' 体積率の影響

Fig. 5のDPAをみると測定された降伏応力は f_M が変化してもあまり差がなく、加工硬化は f_M が大きいほど高く予測の傾向と一致している。

図よりDPA35% f_M および50% f_M の応力-ひずみ曲線の形状は下界予測曲線の形状と似ており、測定した加工硬化の傾向を予測がよく再現している。しかし、変形応力の大きさは、予測の上界と下界のほぼ中間に位置した。先の報告⁸⁻¹⁰では α マトリックス中に硬質組織のコロニーが島状に分布した複合組織鋼において実験値と予測の一致がきわめて良好であったことから、この不一致はマイクロ組織形態に起因すると考えられる。Fig. 4 (a), (b)より本実験の試料では f_M が小さくても α' の連結や α' コロニー群のバンド状組織がみられ、マイクロ組織形態がパーコレーション状態に近いことから、その変形応力は予測の上界と下界の間に位置したものと考えられる。

パーコレーション状態の組織と思われるDPA80% f_M は、低ひずみ域で予測の下界と比較的良好一致を示している。しかし、高ひずみ域では予測曲線と交差し加工硬化の様子

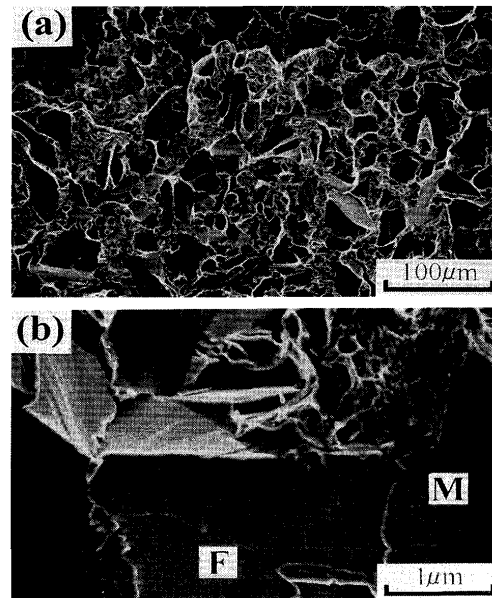


Fig. 6. (a) SEM fractography of partially brittle fracture for a 50% f_M DPB structure; (b) Correspondence between the fracture surface (the upper part of the photograph) and the microstructure (specimen surface etched by nital): M; martensite, F; ferrite.

は、上界の傾向に近い。これは α' - α' コロニー粒界が比較的多く存在することからDPB80% f_M と同様の加工硬化を示したものである。

4.2.3 試料DPBの変形応力に及ぼす α' 体積率の影響

DPB50% f_M および80% f_M は、マトリックスが α' であり、測定された変形応力は予測の上界と比較的良好一致を示している。しかしながら、測定した均一伸びは予測値とかなり差のある結果となった。代表的なDPB50% f_M の破断面を走査型電子顕微鏡により観察したFig. 6 (a)をみると脆性的な破壊を起こしたことがわかる。したがって、この不一致はネッキング開始前に早期破断したことも関係している。この破壊機構を組織的に考察するために破断した試料を樹脂に埋め込み縦断面を研磨し腐食によって組織を現出させた後、樹脂を取り除いて2面観察したFig. 6 (b)をみると、 α' はディンプルを呈する延性破壊であるが、 α 粒はリバーパターンを伴うへき開を起こしていることがわかる。この場合の引張による応力状態を考えると硬質組織の α' が軟質組織の α を取り囲んでいることから、拘束効果が生じ内部応力が静水圧応力成分の大きい3軸応力状態になっていると考えられる。このような応力状態のもとでは、すべりを起こさせるせん断応力の大きさに比べて引張方向の主応力が大きいことから α 粒をへき開へ導く。加えて、 α' コロニーの延性破壊または割れによって α - α' 界面にクラックが生じた場合には、そのクラックを起点として α 粒内に亀裂が伝播し α 粒をへき開へ導く。このような特異な α 粒のへき開に関してはすでに多くの研究報告¹³⁻¹⁷があり、その中には α' の厚さおよび強度が増加するほど破断延性が低下すると報告^{14,16}が

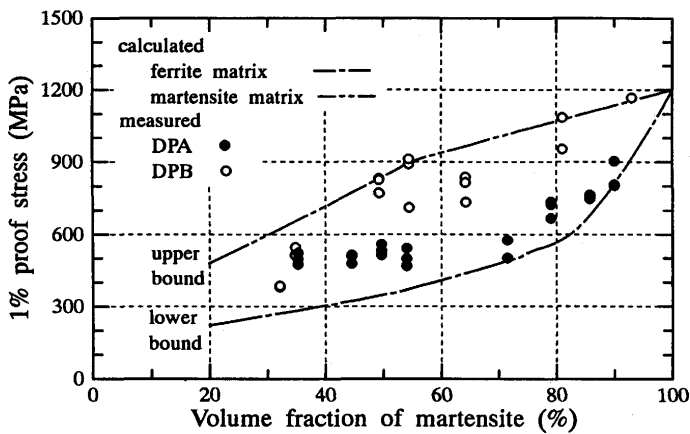


Fig. 7. Relation between 1% proof stress and volume fraction of martensite.

ある。測定した均一伸びは、 f_M が50~80%と変化してもあまり差がなかった。これは、 f_M が増加すると α' の厚さは増加するが、同時に α' 中の炭素量が減少し α' の強度は低下するために均一伸びの変化がみられなかったと考えられる。

DPB35% f_M は、Fig. 4 (d)からパーコレーション状態の組織と思われる。その変形応力は予測の上界と下界の間に位置した。そして、このDPBの破壊形式は、延性破壊であった。これらの結果は、 α' コロニーの連結が少なく、 α - α 粒界が比較的多く存在し先に述べた α' の拘束効果がきわめて弱く、 α の塑性変形が比較的容易であるから、DPAと同様な変形応力そして破壊機構を示したものと考えられる。

4.2.4 上界下界とマイクロ組織形態の関係

WENGによるsecant法が複合組織鋼においてどこまで有効であるかを検討するためには、 α' 組織形態および f_M の変化が変形応力に及ぼす影響を予測(上界下界)がとらえているかを多くの例を取って調べることが必要である。GERBASEら¹⁸⁾は、0.1%C、 f_M が0.10の複合組織鋼を用いて、変形が少し進んだ段階($\epsilon=0.005$)では、平均内部応力の増加分は塑性緩和によってほとんど打ち消され、見かけ上平均内部応力は増加しないと報告した。また、X線応力解析、バウジング効果、およびFEM弾塑性解析からもひずみがある値以上になると内部応力の増加が鈍る傾向が報告されている¹⁹⁾。

そこで、熱処理時の残留応力の影響を受け難く、実験的にも安定した傾向がとらえ易かった1%耐力を例にとりて上界と下界の傾向を調べた。Fig. 7に示すように予測計算による上界と下界の予測線は、実験結果の傾向を全体としてかなり再現している。すなわち、DPAは下界に近く、DPBは上界に近い値を示している。上下界の中間に位置した実験点は、いずれもパーコレーション状態に近い組織であり、

新しい変形理論の構築が必要である。

5. 結言

組織形態および体積率を変化させた複合組織鋼の変形応力をSWIFTの式とsecant法を用いて予測した。実験結果と比較して得られた主な結果を下記に要約する。

(1) 組織形態および体積率を変化させた複合組織鋼は広範囲に機械的特性が拡大し、単純同一組成鋼の多目的利用に期待でき、その変形応力は本予測法を用いて予測される上界と下界の範囲内にある。

(2) 予測による上界と下界は、マイクロ組織状態に対応してマトリックスが明瞭な場合は本手法は有効である。バンド状組織およびパーコレーション状態の組織に対しては新しい変形理論が必要である。

最後に、本研究の遂行にあたり供試料を提供して下さった金属材料技術研究所長井寿博士、ならびに破面観察にご協力して下さったニダック(株)矢部守男氏に深く感謝いたします。また、本研究は平成8年度科学技術振興調整費による研究の一部であることを附記する。

文 献

- 1) 今村 淳, 古川 敬: 製鉄研究, **289** (1976), 75.
- 2) Y. Tomota, K. Kuroki, T. Mori and I. Tamura: Mater. Sci. Eng., **24** (1976), 85.
- 3) J.D. Eshelby: Proc. R. Soc., **A241** (1957), 376.
- 4) T. Mori and K. Tanaka: Acta Metall., **21** (1973), 571.
- 5) G. J. Weng: J. Mech. Phys. Solids, **38** (1990), 419.
- 6) R. Hill: J. Mech. Phys. Solids, **13** (1965), 89.
- 7) M. Berveiller and A. Zaoui: J. Mech. Phys. Solids, **26** (1979), 325.
- 8) Y. Tomota and T. Ohnuki: Proc. ICSMA-10, Strength of Material, JIM, Sendai, (1994), 215.
- 9) Y. Tomota, T. Ohnuki and M. Umemoto: Proc. Ris ϕ Int. Symp., Numerical Prediction of Deformation Process and the Behavior of Real Material, ed. by S.I. Andersen *et al.*, Roskilde, (1994), 59.
- 10) Rudiono and Y. Tomota: Acta Metall., **45** (1997), 1923.
- 11) 土田紀之, 友田 陽: 第43回日本熱処理技術協会講演大会概要 (1996), 43.
- 12) 友田 陽, 梅本 実, 古川直宏: 特基研究会変形特性の予測と制御部会 報告書, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1994), 258.
- 13) 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), 23.
- 14) 金 楨圭, 蛭澤秀樹, 山田邦博, 清水真佐男, 国尾 武: 日本機械学会論文集, **A45** (1979), 415.
- 15) 鈴木秀人, 国尾 武: 材料, **28** (1979), 478.
- 16) 金 楨圭, 清水真佐男, 国尾 武: 日本機械学会論文集, **A46** (1980), 173.
- 17) P. Uggowitzer and H.P. Stüwe: Mater. Sci. Eng., **55** (1982), 181.
- 18) J. Gerbase, J.D. Embury and R.M. Hobbs: Proc. of Symposium held in New Orleans, "Structure and Properties of Dual Phase Steels" ed. by R.A. Kot and J.W. Morris, AIME, New York, (1979), 118.
- 19) 友田 陽, 田村今男: 鉄と鋼, **67** (1981), 439.