

© 1989 ISIJ

## 論 文

## 二相ステンレス鋼の圧縮変形抵抗特性

品川 一成\*・石川 孝司\*<sup>2</sup>・細井 祐三\*<sup>2</sup>

## Compressive Flow Stress-strain Behavior of Duplex Stainless Steels

Kazunari SHINAGAWA, Takashi ISHIKAWA and Yuzo HOSOI

## Synopsis :

The compressive flow stress-strain behavior of duplex stainless steels composed of austenite and ferrite with various volume fractions is studied by static upsetting tests to the extent of large strain in the temperature range of cold working, from 30 to 350°C. The flow stress of duplex stainless steels deformed to large strain at the temperature less than 200°C are higher than that estimated by the law of mixture. This difference is due to prior deformation of the softer austenite phase and its rapid work-hardening in this temperature range. It is confirmed by a numerical analysis making use of rigid-plastic finite element method (FEM). As a result of present investigation, the flow stress model of duplex stainless steels is proposed and compared with the experimental data.

**Key words :** flow stress ; duplex stainless steel ; cold working ; numerical analysis.

## 1. 緒 言

冷間加工において加工中の変形過程を解析するために材料の特性を表す変形抵抗のデータが必要である。著者は前報<sup>1)</sup>において炭素鋼およびステンレス鋼の圧縮変形抵抗特性を調べ、それぞれの特徴を明らかにした。そして解析にそのまま利用できるようなそれぞれの変形抵抗を歪み、歪み速度、温度の関数として定式化した。延性二相合金の変形挙動については多くの研究<sup>2)~8)</sup>がなされているが二相ステンレス鋼についてのものは少なく、また、主に引張試験によるものであり、冷間鍛造時のような圧縮で、高歪み域までの変形抵抗の研究はほとんどない。また、実際の生産現場では、生産性を向上させるために加工速度を高める傾向にあるので、変形抵抗は歪み速度による影響とともに、素材内部での熱の蓄積による温度上昇のための軟化が起こることになる。従ってこ

のような条件下での変形抵抗を考える場合は温度の影響も考慮する必要がある。

本研究ではこのようなことから、オーステナイト相、フェライト相の比率を変えた二相ステンレス鋼とその基礎となるオーステナイトステンレス鋼、フェライトステンレス鋼について冷間の範囲で温度を変えて圧縮試験を行い、変形抵抗を測定した。また、剛塑性有限要素法を用いた二相材のモデル解析を行い、実験結果について考察を加えた。この考察によって二相ステンレス鋼の変形抵抗を構成相の変形抵抗で表示する式を提案し、実験結果の説明を試みた。

## 2. 実験方法

## 2.1 供試材

供試材の成分を Table 1 に示す。これらは田村らの研究<sup>3)</sup>を参考に、フェライト相中の濃度が Cr 35%, Ni

Table 1. Chemical compositions (wt%) and volume fraction of austenite (V. F. A.).

Steels	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	V. F. A. (%)
F	0.004	0.01	0.01	0.001	0.001	5.18	35.35	0.0
D1	0.003	0.01	0.01	0.001	0.001	6.23	33.35	10.3
D2	0.003	0.04	0.001	0.001	0.001	7.94	31.91	25.9
D3	0.003	0.04	0.01	0.002	0.001	10.95	28.86	54.3
D4	0.003	0.02	0.01	0.001	0.0005	14.11	26.00	81.8
D5	0.002	0.01	0.01	0.001	0.0003	15.59	24.34	90.8
A	0.003	0.03	0.016	0.001	0.001	16.96	23.15	100.0

昭和 63 年 4 月本会講演大会にて発表 平成元年 1 月 9 日受付 (Received Jan. 9, 1989)

\* 名古屋大学大学院 (現:大阪大学基礎工学部) (Graduate School, Nagoya University, Now Faculty of Engineering Science, Osaka University, 1-1 Machikaneyama-cho Toyonaka 560)

\*2 名古屋大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Nagoya University)

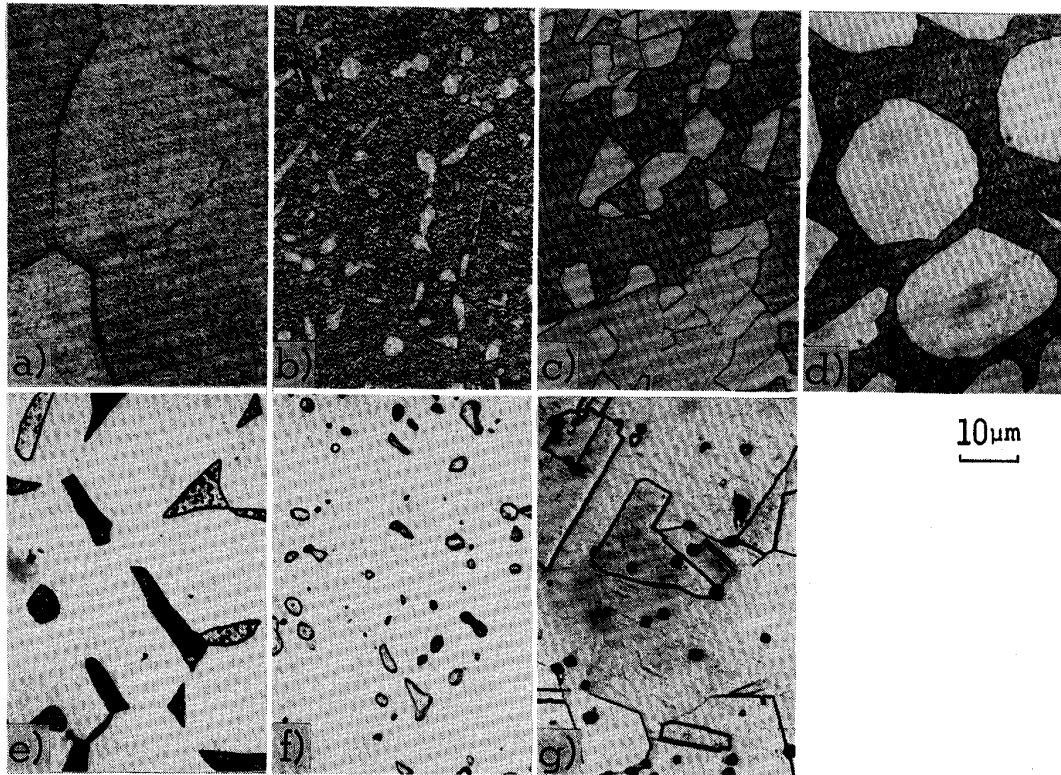


Photo. 1. Optical micrographs of duplex stainless steels composed of austenite and ferrite : a) F, b) D1, c) D2, d) D3, e) D4, f) D5, g) A.

5%, オーステナイト相中の濃度が Cr 23%, Ni 17% で一定で、混合の割合のみが異なるようにした。それぞれの試料は熱間鍛造で棒状に加工した後、900~1200°Cでの各熱処理によってなるべく同程度の結晶粒径(10~30 μm)になるようにし、その後指定のオーステナイト相、フェライト相比になるように調整した。ただし、フェライト鋼については他鋼よりも結晶粒は大きくなった(100 μm程度)。各相の Cr %, Ni % は EPMA 分析でほぼ等しいことを確認した。組織写真を Photo. 1 に示す。D1, D2, D3 材はフェライト母相中にオーステナイト相が孤立的に、D4, D5 材はオーステナイト母相中にフェライト相が孤立的に析出している。

## 2.2 実験方法

据込み試験は油圧式圧縮試験機を用いて前報と同様、端面拘束圧縮法<sup>9)</sup>に基づいて行った。据込み速度は変形熱による温度上昇が起こらないよう、目安を 0.5 mm/min (歪み速度  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  程度)においた。試験温度は室温、50°C から、350°C まで 50°C ごとに変えた。試片の加熱は、圧板の間にはさんで圧板ごとヒーターで加熱した。その際試片側面に熱電対を付け、それにより試験温度を調節して試験を行った。

## 3. 実験結果及び考察

### 3.1 二相ステンレス鋼の変形抵抗特性

Fig. 1 にフェライト単相の F 材、オーステナイト単相の A 材および二相鋼の代表としてオーステナイト体積率 50% の D3 材の変形抵抗-歪み曲線を示す。F 材では 300°C で加工硬化が大きくなっているが、この異常を除いて考えると、フェライト鋼の変形抵抗の特徴としては変形抵抗-歪み曲線の形は、温度の影響を受けずにその高さだけが減少していくだけで変わらないということである。一方オーステナイト鋼では降伏応力<sup>†</sup>は温度によってほとんど変化しない。加工硬化は温度の影響を強く受け、室温で加工硬化が大きいのに対し、温度が上昇すると急激に小さくなる。D3 材では室温でフェライト鋼に比べ加工硬化が大きい、オーステナイト鋼同様に温度が上昇するとともに小さくなる。また、降伏応力はオーステナイト鋼に比べ温度による軟化が大きい。このように二相ステンレス鋼は両鋼の特徴を持っているといえる。

† 本実験では歪み 0.2% の精度はないので、応力-歪み曲線において直線から離れ始める点を降伏応力とした。

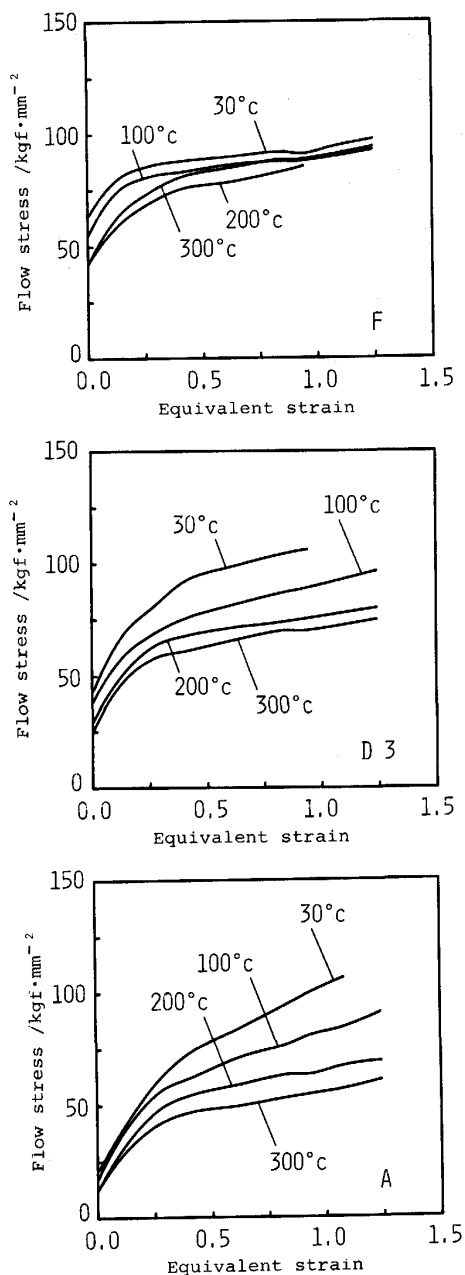


Fig. 1. Flow stress-strain curves at various temperature.

### 3.2 二相材の変形抵抗

ここでは二相ステンレス鋼をフェライト相とオーステナイト相からなる二相材としてとらえ考察をする。

#### 3.2.1 二相材のフェライト相及びオーステナイト相の変形抵抗

本研究ではフェライト単相材と二相材中のフェライト相の Cr, Ni % を同程度になるようにしたので、両者の変形抵抗特性はほぼ同じになると考えられたが異なることを示す結果が得られた。Fig. 2 は F 材, D1 材について各歪みでの変形抵抗を、横軸を温度にとって示したものである。フェライト単相材では、200°C 以上で硬化が

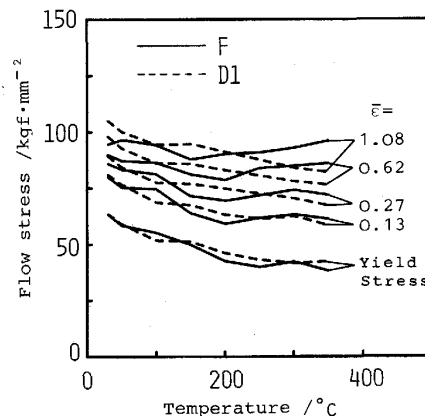


Fig. 2. Effect of temperature on flow stress at each strain.

起きているのに対し、オーステナイト相がわずかに析出した D1 材ではこのような硬化はなく変形抵抗は温度に対して単純に減少しているだけである。他の二相材についても同様であった。フェライト単相材のこの硬化についての著者の研究では、18Cr-0.04C 鋼とこれに Nb を添加して安定化処理をした 18Cr-0.04C-0.5Nb 鋼について同様な試験をしたところ、18Cr-0.04C 鋼は 200°C 以上で硬化が起きたが安定化した鋼では D1 材と同様 200°C 以上での硬化はみられなかった。したがってこの硬化はフェライト中の自由な炭素のためと考えられる。これは本実験の F 材でもそうであるが、炭素量が数 10 ppm のオーダーでも起きている。この詳細については続報として報告する予定である。二相材でこれがなくなるのはオーステナイト相中に炭素が濃化し、フェライト相中の濃度が低下したためと考えられる。従ってこの場合、二相材中のフェライト相の変形抵抗は、オーステナイト相がわずかにフェライト母相に析出しただけの D1 材に似ていると考えられる。

このほかにフェライト単相材が他の鋼に比べ結晶粒が大きいということもあり、二相材中のフェライト相の変形抵抗は、D1 材を参考にすることにする。なお、オーステナイト相は A 材と同じ挙動をすると考えられる。

#### 3.2.2 変形抵抗曲線へのフェライト、オーステナイト相比の影響

Fig. 3 に D1~D5, A 材の 30°C および 200°C での変形抵抗曲線を示す。オーステナイト相の変形抵抗曲線を A 材の変形抵抗曲線、フェライト相の変形抵抗曲線を D1 材の変形抵抗曲線と考えるとオーステナイト相の降伏応力はフェライト相のものに比べると小さい。しかし、30°C ではオーステナイト相は加工硬化が大きいので歪みが 0.9 くらいで両相の変形抵抗は等しくなり、その後は逆転している。一方、温度が上昇するとフェライト

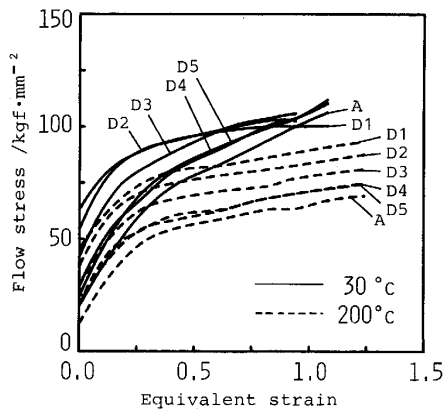


Fig. 3. Flow stress-strain curves of duplex stainless steels with various volume fraction of austenite.

相の加工硬化は変化しないのに対してオーステナイト相の加工硬化は急激に小さくなるため、200°Cでは両者の加工硬化は同程度となり、変形抵抗-歪み曲線の形がほぼ同じとなっている。ここで二相材の変形抵抗曲線は30°CではD1材とA材の変形抵抗曲線の間になく、加工が進むとD1材の変形抵抗曲線を越えて上に位置するようになる。一方200°CではすべてD1材とA材の中間に位置し、その形はすべてD1, A材とほぼ同じとなっている。

横軸をオーステナイト体積率にとって各歪みでの変形抵抗をみると Fig. 4 のようになる。いま、フェライト単相材の変形抵抗を  $\bar{\sigma}_F$ 、オーステナイト単相材の変形抵抗を  $\bar{\sigma}_A$  とすると二相材の変形抵抗  $\bar{\sigma}_D$  は一般に

$$\bar{\sigma}_D = \bar{\sigma}_F \cdot V_F + \bar{\sigma}_A \cdot V_A \quad \dots\dots\dots (1)$$

と表せる<sup>4)</sup>。ここに、 $V_F$ : フェライト相の体積率,  $V_A$ : オーステナイト相の体積率,  $V_F + V_A = 1$

この式(1)が成り立てば  $\bar{\sigma}_D$  と  $V_F$  あるいは  $V_A$  とは直線関係, すなわち混合則を示すことになる。この混合則は二相材中の両相が均等に变形するとき成り立つと考えられる。さて, Fig. 4 に示した 30°C での結果は二相中の変形抵抗  $\bar{\sigma}_D$  と  $V_A$  との間には直線関係は成り立たず, 混合則で得られる値より大きくなっている。そのずれはオーステナイト体積率 50% あたりで最大となっている。これはフェライト相とオーステナイト相の変形抵抗に差があるので両相の間で不均一な変形をしたためと考えられる。一方, 200°C での結果は直線関係となっており, 混合則が成り立っている。これは両相が均等に变形しているようにも見受けられるが, 200°C 以上でも両相の変形抵抗には差があるので均等に变形するとは考えにくい。30°C での混合則からのずれは, 温度が上昇し 200°C になってオーステナイト相の加工硬化がフェ

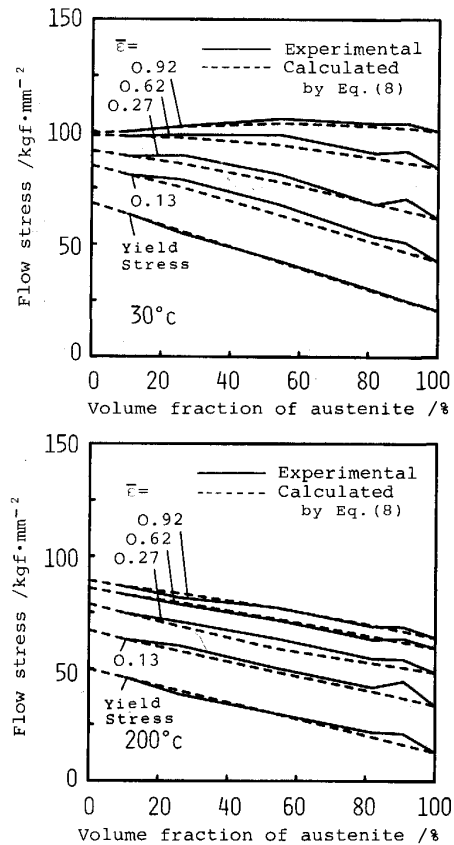


Fig. 4. Effect of volume fraction of austenite on flow stress at each strain.

ライト相と同じになったところでなくなる。実験は 350°C まで行っているが, 200°C 以上ではすべて同様な結果が得られている。200°C 以下と 200°C 以上で唯一異なるのはオーステナイトの加工硬化の大きさと考えられる。そこで, 大変形をした場合の両相の変形の挙動と変形抵抗に及ぼすオーステナイト相の加工硬化の影響を明らかにするため, 剛塑性有限要素法によるモデル二相材料の変形挙動を解析し検討を加えることにする。

#### 4. 剛塑性有限要素法による検討

##### 4.1 モデル

解析には森らの開発した圧縮性材料の塑性力学に基づいた剛塑性有限要素法<sup>10)</sup>を用いた。これは弾性域を無視し, 両相ともはじめから塑性変形をすると仮定してあるため, 降伏点付近の解析はできないが, 高歪み域までの変形解析に有効である。計算は本来 3次元のモデルを使って行うべきであるが, 計算コスト等を考え, 2次元の平面歪み問題として解析した。

解析に利用したモデルを Fig. 5 に示す。Photo. 1 に示されるように, 析出相は不規則に析出しているが, そのような状態をモデル化するのは要素数が莫大になり,

それを用いて大変形まで解析するのは計算コスト等の問題で現実的でないと考え、Fig. 5 (a) に示すように第二相は規則正しく並んでいると仮定した。これらの対称性から図に示した斜線部だけを解析した。Fig. 5 (b) に示すように圧縮方向は Z 軸とし、側面上の節点の X 軸方向速度はすべて等しくなるように速度の境界条件を設定した。

Fig. 6 に要素分割を示す。要素は縦 10 × 横 20 とした。オーステナイト体積率は、10, 25, 50, 75, 90% の 5 種類とし、Photo. 1 を参考にオーステナイト体積率 10, 25, 50% までは、フェライト相中にオーステナイト相が析出、オーステナイト体積率 75, 90% はオーステナイト相中にフェライト相が析出しているとした。

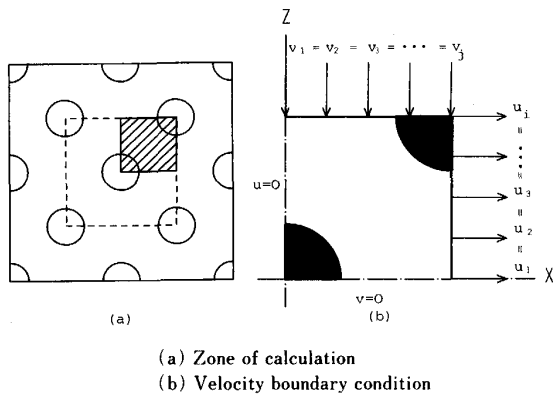


Fig. 5. Model of FEM analysis for duplex stainless steels.

そして、各相別個の変形抵抗特性を与えることにより、二相鋼の変形挙動を解析した。

4.2 変形抵抗式

両相の変形抵抗式は先の研究結果より<sup>1)</sup> 次式を用いた。

フェライト相：

$$\bar{\sigma}_F = A + B \cdot \bar{\epsilon}^n \quad \dots\dots\dots (2)$$

30°C のとき A = 15.6, B = 31.6, n = 0.100

200°C のとき A = 26.5, B = 31.6, n = 0.306

オーステナイト相：

$$\bar{\sigma}_A = A \cdot \bar{\epsilon} + B \quad \bar{\epsilon} < \bar{\epsilon}_1 \quad \dots\dots\dots (3)$$

$$\bar{\sigma}_A = A \cdot \bar{\epsilon}_1 + B \cdot \left[ \frac{\bar{\epsilon} - \bar{\epsilon}_0}{\bar{\epsilon}_1 - \bar{\epsilon}_0} \right]^n \quad \bar{\epsilon} \geq \bar{\epsilon}_1 \quad \dots\dots\dots (4)$$

30°C のとき A = 159.0, B = 20.3, n = 0.475,  $\epsilon_1 = 0.196$

200°C のとき A = 159.0, B = 13.6, n = 0.332,  $\epsilon_1 = 0.144$

4.3 解析結果

4.3.1 変形状態

Fig. 7 に 30°C で圧縮方向歪み  $\epsilon_Z = 0.36$  におけるオーステナイト体積率 10% と 90% の変形状態を示す。Fig. 7 (a) に示したオーステナイト体積率 10% の場合は、硬いフェライト相中に軟らかいオーステナイトがあるため、オーステナイト相が比較的良好に変形している。Fig. 7 (b) に示したオーステナイト体積率 90% の場合

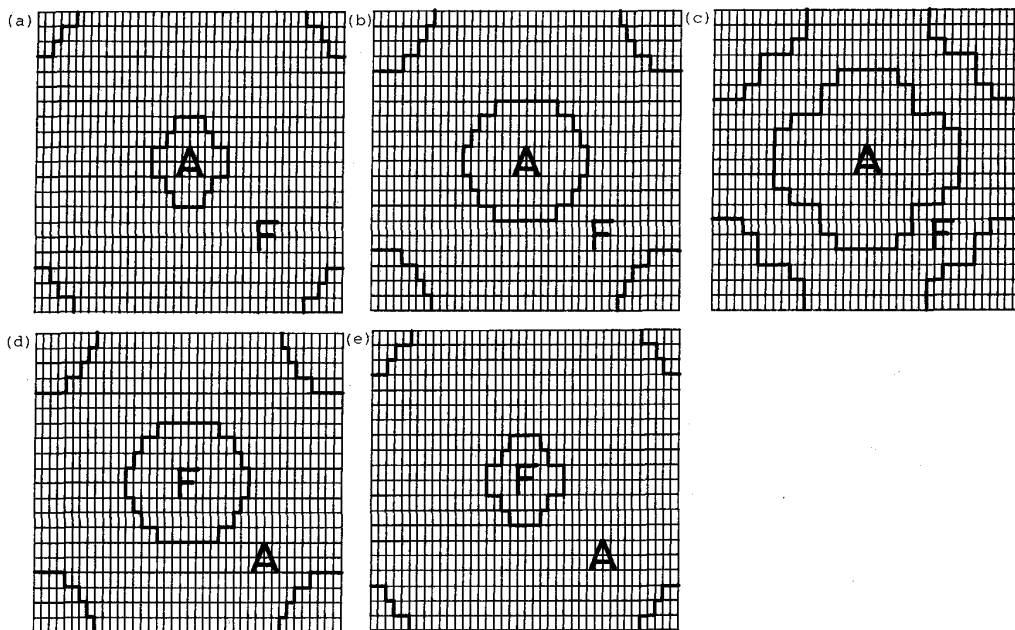


Fig. 6. Mesh in FEM calculation for duplex stainless steel models with various volume fraction of austenite : (a) 10%, (b) 25%, (c) 50%, (d) 75%, (e) 90%, A : Austenite phase, F : Ferrite phase.

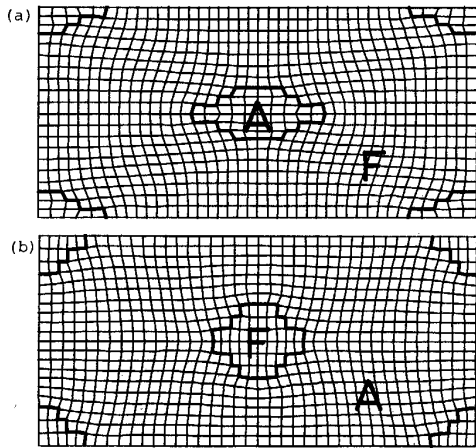


Fig. 7. Distorted grid pattern at  $\epsilon_z = 0.36$  in duplex stainless steel model: volume fraction of austenite (a) 10%, (b) 90%.

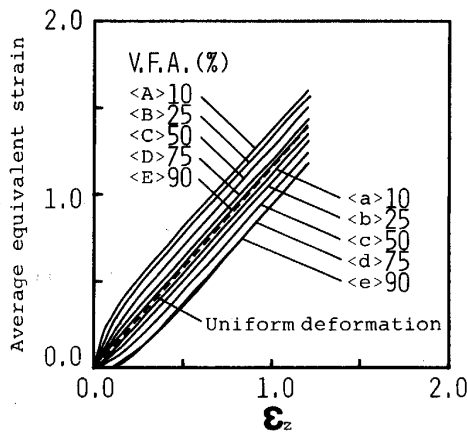


Fig. 8. Average equivalent strain of austenite phase (capital letters) and ferrite phase (small letters) calculated by FEM in duplex stainless steel models with various volume fraction of austenite (V.F.A.).

は軟らかいオーステナイト中に硬いフェライト相があるため、フェライト相はオーステナイト体積率 10% のときに比べ変形の度合いが少ない。

Fig. 8 に両相の相当歪みの平均値の推移を示す。オーステナイト相の体積が小さいほどオーステナイト相の歪みの集中が大きくなっている。逆にフェライト相の体積が小さいほどフェライト相の変形は小さくなっており、オーステナイト体積率 75%、90% の場合はフェライト相が孤立しているためフェライト相は加工開始時にはほとんど変形していない。

ここで両相の塑性変形の度合いをみるため、両相それぞれの相当歪み増分の平均値の比

$$m = d\bar{\epsilon}_F / d\bar{\epsilon}_A \dots\dots\dots (5)$$

をとり、圧縮方向の歪みについてプロットしたのが

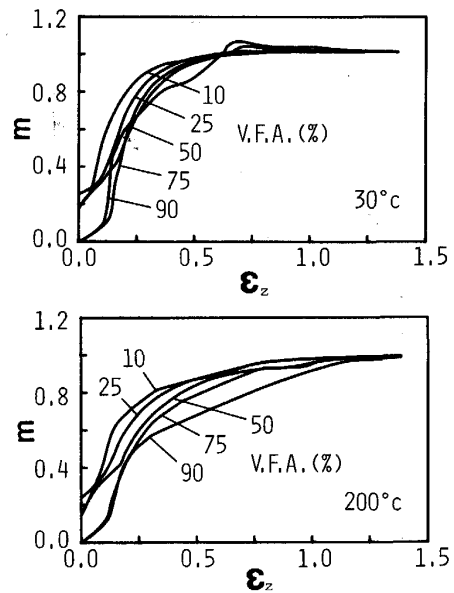


Fig. 9. Calculated ratio  $m$  of incremental average equivalent strain of austenite phase to that of ferrite phase in duplex stainless steel models with volume fraction of austenite (V.F.A.) as a function of  $\epsilon_z$ .

Fig. 9 である。 $m = 0$  のときは  $d\bar{\epsilon}_F = 0$  となり、オーステナイト相のみが塑性変形、 $m = 1$  のときには  $d\bar{\epsilon}_F = d\bar{\epsilon}_A$  となり両相が均等に变形していることを表す。

30°C では変形が進むと、オーステナイト相が加工硬化し、その変形抵抗がフェライト相のそれと同程度になるときに、両相の平均歪み増分が等しく ( $m = 1$ ) なると考えられる。また、さらに変形が進むとオーステナイト相の変形抵抗はフェライト相の変形抵抗より大きくなるが、これによって逆にフェライト相の平均歪み増分がオーステナイト相のそれより大きくなるということではなく、 $m$  は 1 に収束する。これは、加工が進行すると、両相ともつぶれて、第二相は Fig. 7 のように横に長く伸びるためと考えられる。こうなると両相どうしの距離が短くなり、拘束が強くなる。すなわち、はじめは両相が自由な変形ができる状態であっても、加工により両相の形態が変化することによって拘束が強くなって変形が均等に進行すると考えられる。

同様な理由で 200°C では、オーステナイト相は加工硬化が小さく、変形抵抗はフェライト相より小さいままであるが、30°C に比べ遅いものの  $m$  は 1 に収束する。

#### 4.3.2 平均相当応力-平均相当歪みの関係

FEM 計算における各要素の相当応力、相当歪みの全体での平均と、構成相ごとの平均との関係は次式のようにになる。

$$\bar{\sigma}_{D,ave.} = \bar{\sigma}_{F,ave.} \cdot V_F + \bar{\sigma}_{A,ave.} \cdot V_A \dots\dots\dots (6)$$

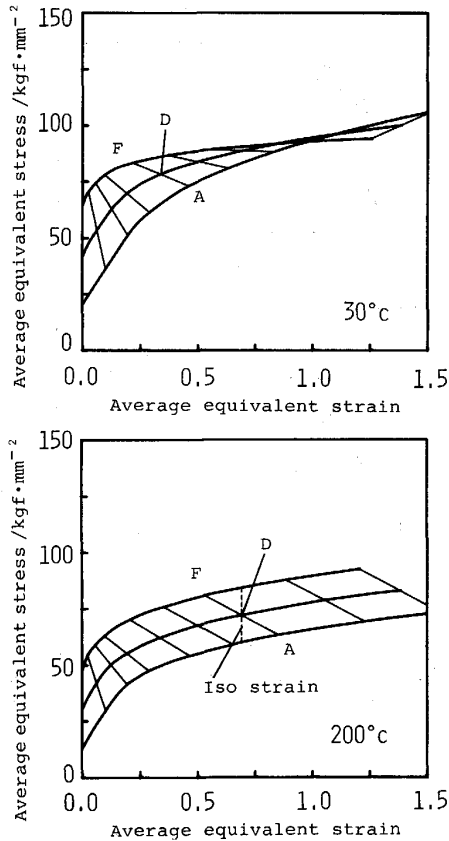


Fig. 10. Average equivalent stress-average equivalent strain curves in duplex stainless steel model (D), austenite phase (A) and ferrite phase (F).

$$\bar{\epsilon}_{D,ave} = \bar{\epsilon}_{F,ave} \cdot V_F + \bar{\epsilon}_{A,ave} \cdot V_A \dots\dots\dots (7)$$

ここに、 $\bar{\sigma}_{D,ave}$ ,  $\bar{\sigma}_{F,ave}$ ,  $\bar{\sigma}_{A,ave}$  はそれぞれ二相材, フェライト相, オーステナイト相の相当応力の要素平均,  $\bar{\epsilon}_{D,ave}$ ,  $\bar{\epsilon}_{F,ave}$ ,  $\bar{\epsilon}_{A,ave}$  はそれぞれ二相材, フェライト相, オーステナイト相の相当歪みの要素平均である。

これらの関係をオーステナイト体積率 50% について示したのが Fig. 10 である。点 D はある時点での  $\bar{\sigma}_{D,ave}$  -  $\bar{\epsilon}_{D,ave}$  であり, 点 F と点 A はそれぞれそのときの各相の歪み状態  $\bar{\epsilon}_{F,ave}$ ,  $\bar{\epsilon}_{A,ave}$  あるいは応力状態  $\bar{\sigma}_{F,ave}$ ,  $\bar{\sigma}_{A,ave}$  を表している。30°C では加工初期にオーステナイト相の変形がはやく進行し, 単相の場合よりはやく加工硬化するため二相材の平均相当応力  $\bar{\sigma}_{D,ave}$  も増大し, それはフェライト相とオーステナイト相の平均相当応力-平均相当歪み曲線との間からはずれて上に位置するようになる。

ここで, 実験で得られた変形抵抗曲線が, この FEM 計算での平均相当応力-平均相当歪み曲線と同じ傾向を示すと考えると, 以下のことが言える。Fig. 8 からわかるようにオーステナイト体積率が少ないほどオーステナイト相の変形がはやいので加工硬化もオーステナイト体

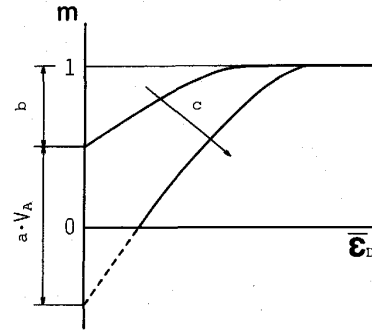


Fig. 11. Schematic illustration of equation (11) for the ratio  $m$  of incremental strain of austenite phase to that of ferrite phase.

積率が少ないほど大きい。一方, 全体の変形抵抗に寄与する率は体積率に比例するのでオーステナイト体積率の小さいほど寄与率が小さい。よって混合則からの変形抵抗のずれがいちばん大きいのはオーステナイト体積率がだいたい 50% のあたりになると考えられる。

一方, 200°C ではオーステナイト相がフェライト相よりはやく変形してもフェライト相とオーステナイト相の変形抵抗曲線はほぼ平行であるため, 二相材の変形抵抗もこれと平行になる。また, このように両相の変形抵抗が平行となっている場合は両相の歪みの進行度が違って, 得られる二相材の変形抵抗は両相が均等に变形して得られる変形抵抗とほぼ同じ値になることがわかる。従って 200°C 以上では結果的に混合則が成り立ったものと考えられる。

### 5. 二相材の変形抵抗式

以上の考察をふまえて二相材の変形抵抗式表示を試みる。二相材の変形抵抗式を次式で表す。

$$\bar{\sigma}_D(\bar{\epsilon}_D) = \bar{\sigma}_F(\bar{\epsilon}_F) \cdot V_F + \bar{\sigma}_A(\bar{\epsilon}_A) \cdot V_A \dots\dots\dots (8)$$

ここに  $\bar{\sigma}_F(\bar{\epsilon}_F)$ ,  $\bar{\sigma}_A(\bar{\epsilon}_A)$  はそれぞれフェライト単相材, オーステナイト単相材の変形抵抗曲線である。この  $\bar{\epsilon}_F$  と  $\bar{\epsilon}_A$  の関係式として, 田村らは

$$\bar{\epsilon}_D = \bar{\epsilon}_F \cdot V_F + \bar{\epsilon}_A \cdot V_A \dots\dots\dots (9)$$

$$m' = \bar{\epsilon}_F / \bar{\epsilon}_A \dots\dots\dots (10)$$

を用いているが<sup>3)</sup>, 歪みが大きい場合にはその履歴を考慮する必要がある, 大変形の場合この式は適当でないと考えられる。そこで新たにその時点での二相材の歪み増分  $d\bar{\epsilon}_D$  と各相の歪み増分の関係

$$d\bar{\epsilon}_D = d\bar{\epsilon}_F \cdot V_F + d\bar{\epsilon}_A \cdot V_A \dots\dots\dots (11)$$

を用いることにし, 両相の変形の進行度は式(5)で表される歪み増分比で考えることにした。  $m$  の値は Fig. 9 にみられるように加工の進行とともに変化し, またそれは両相の変形抵抗, 体積率にも影響される。そこで

$m$  の式は、有限要素法による解析結果の Fig. 9 を参考にして次のように設定した。

$$m = d\bar{\epsilon}_F / d\bar{\epsilon}_A = f(\bar{\sigma}_F, \bar{\sigma}_A, \bar{\epsilon}_D, V_A) \\ = 1 - (a \cdot V_A + b)(c \cdot (\bar{\sigma}_F - \bar{\sigma}_A) / (\bar{\sigma}_F + \bar{\sigma}_A)) \bar{\epsilon}_D \\ \dots\dots\dots (12)$$

模式図を Fig. 11 に表す。  $a \cdot V_A + b$  は初期の拘束状態を表し、  $a$  は体積率の影響を表すパラメーターである。歪み  $\bar{\epsilon}_D$  が大きくなると  $m$  が 1 に近づくように、すなわち拘束が強くなるようにしてある。  $c$  はその時の 1 に近づき方、すなわち拘束度の変化の速さを表すパラメーターである。また、両相の変形抵抗が等しくなる時 ( $\bar{\sigma}_F - \bar{\sigma}_A = 0$ ) にも、  $m = 1$  となるように設定した。なお、式の性質上  $m$  がマイナスになるときは  $m = 0$  とする。

二相材の変形抵抗は式(8)に各相の歪みを代入することにより決定される。各相の歪みは式(11)、(5)より

$$\bar{\epsilon}_A = \int_0^{\epsilon_0} \frac{d\epsilon_0}{V_A + m(1 - V_A)} \dots\dots\dots (13)$$

$$\bar{\epsilon}_F = \int_0^{\epsilon_0} \frac{m \cdot d\epsilon_0}{V_A + m(1 - V_A)} \dots\dots\dots (14)$$

となる。

ここで、

$$m = f(\bar{\sigma}_F, \bar{\sigma}_A, \bar{\epsilon}_D, V_A)$$

であるが、

$$\bar{\sigma}_F = f(\bar{\epsilon}_F), \bar{\sigma}_A = f(\bar{\epsilon}_A)$$

であるので、結局  $m$  自身、  $\bar{\epsilon}_F$  と  $\bar{\epsilon}_A$  の関数  $m = f(\bar{\epsilon}_F, \bar{\epsilon}_A, \bar{\epsilon}_D, V_A)$  となる。そのため、  $\bar{\epsilon}_F$ 、  $\bar{\epsilon}_A$  は微小ステップごとに逐次数値積分していくことにする。

この方法で本実験で用いた材料について変形抵抗を数値計算したものを Fig. 4 に示してある。  $a$ 、  $b$ 、  $c$  の値は  $m$  がほぼ Fig. 9 のように推移するような値、  $a = 1.0$ 、  $b = 0.5$ 、  $c = 0.5$  を選んだ。この場合、フェライト単相材として F 材は 3・2・1 項で述べたように不適當なので D1 材と A 材の変形抵抗をもとに、新たにフェライト単相材の変形抵抗を計算し、さらに D2、 D3、 D4 の変形抵抗を計算するという方法をとった。 30°C では二相域の変形抵抗は混合則で表される直線より大きくなり、 200°C ではほぼ直線になり、実験結果を定性的にうまく表せたといえる。

## 6. 結 言

オーステナイト相、フェライト相の体積率を変えた二相ステンレス鋼について冷間の範囲で温度を変えて圧縮

実験を行い、高歪みまでの変形抵抗を測定した。これより次のことがわかった。

①二相ステンレス鋼はオーステナイトステンレス鋼のように室温では加工硬化が大きい、これは温度の上昇とともに小さくなる。また、降伏応力はフェライトステンレス鋼のように温度依存が大きい。このように二相ステンレス鋼はフェライトステンレス鋼とオーステナイトステンレス鋼の両方の特徴を持っていることがわかった。

また、二相ステンレス鋼をフェライト相とオーステナイト相からなる二相材としてとらえて考えると次のようなことがわかった。

②二相材の変形抵抗は 200°C 以下では混合則に従わず、そのずれはオーステナイト体積率 50% でもっとも大きい。 200°C では混合則に従った。

②の結果について考察を深めるため、有限要素法による解析を行った結果次のことがわかった。

③加工初期はオーステナイト相が軟らかいためフェライト相より変形量が大きく、室温ではオーステナイトの加工硬化が大きい二相材全体の変形抵抗も増加する。 200°C でもやはりオーステナイト相の変形量が大きい、加工硬化はフェライト相とほぼ同じであり、このような条件下では混合則に従う結果となった。

これらの考察をふまえて

④二相材の構成相の歪み増分の比を表す式を新たに導入し、単相材の変形抵抗曲線をもとに二相材の変形抵抗曲線を計算した。これにより実験結果を定性的にうまく表すことができた。

## 文 献

- 1) 品川一成, 石川孝司, 細井祐三: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 2067
- 2) 曾山義朗: 材料, **15** (1966), p. 17
- 3) 友田 陽, 黒木剛司朗, 田村今男: 鉄と鋼, **61** (1975), p. 107
- 4) 友田 陽, 田村今男: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 439
- 5) 友田 陽, 田村今男: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 1147
- 6) N. C. GOEL, S. SANGAL and K. TANGRI: Metall. Trans. A, **16** (1985), p. 2013
- 7) S. ANKEM and H. MARGOLIN: Metall. Trans. A, **17** (1986), p. 2209
- 8) P. D. FUNKENBUSCH, J. K. LEE and T. H. COURTNEY: Metall. Trans. A, **18** (1987), p. 1248
- 9) K. OSAKADA, T. KAWASAKI and K. MORI: Ann. CIRP, **30** (1981), p. 135
- 10) K. MORI, K. OSAKADA and M. FUKUDA: Int. J. Mech. Sci., **25** (1983), p. 775