

## 論 文

加工誘起マルテンサイト変態を伴う不安定  
オーステナイト系ステンレス鋼の塑性応力

星 野 和 夫\*

The Flow Stress of Unstable Austenitic Stainless Steel  
Accompanied by Deformation-induced Martensite

Kazuo HOSHINO

## Synopsis :

The flow stress ( $\sigma$ ) of unstable austenitic stainless steels is studied by comparing stable austenitic and martensitic stainless steels.

(1) The root of dislocation density ( $\sqrt{\rho}$ ) obtained by X-ray analysis in stable  $\gamma$ -phase increases with strain ( $\varepsilon$ ) and the expression of  $\varepsilon$  as a function of  $\sqrt{\rho}$  is parabolic.

$\sqrt{\rho}$  of  $\gamma$  phase mixed with deformation-induced martensite ( $\alpha'$ ) increases with the root of  $\alpha'$  phase volume fraction ( $V_{\alpha'}^{1/2}$ ) in addition to the above relation.

(2)  $\sigma$  of unstable steels is intermediate of the values calculated by "equal stress model" and "equal strain model" and it becomes to take the values estimated by equal strain model with increase of  $\alpha'$ -phase.

In this case, the higher the strength of  $\alpha'$  phase is and the larger the volume of  $\alpha'$  phase is, the higher is the ununiformity of strain between  $\gamma$  and  $\gamma'$  phase. In the case that the strength of  $\alpha'$  phase is almost the same, the smaller the volume of  $\gamma'$  phase is, the smaller is the ununiformity of strain between  $\gamma$  and  $\alpha'$  phase.

(3)  $\sigma$  is affected not only by the volume but also by the strength of  $\alpha'$  phase and inversely plastic flow depresses  $\alpha'$ -transformation to inhibit the enhancement of higher  $\sigma$  values due to high strength of  $\alpha'$ -phase.

## 1. 結 言

SUS 301 や SUS 304 のような常温にてオーステナイト ( $\gamma$ ) 相の不安定なステンレス鋼は、加工によつてマルテンサイト ( $\alpha'$ ) 相が誘起されて著しい加工硬化を示すとともに、この誘起された  $\alpha'$  相がひずみを拡散し大きな延性をもたらすとされている。

前者の特性を生かしたものとして、冷間加工を施して高強度をもたらした SUS 301, SUS 304 の調質圧延材が JIS G 4305, 4307, 4313 に規定されている。また後者の特性を生かしたものとして、張り出し成形を中心にした苛酷な絞り成形がなされ、各種用途に供せられている<sup>1)~4)</sup>、一種の熱塑性加工法を用いていつそう成形性を向上させようとする試みもなされている<sup>5)6)</sup>。

両特性とも工業面での利用価値が大きいこともあり、化学成分が  $\gamma$  安定度あるいは  $\alpha'$  相の生成に及ぼす影響、 $\alpha'$  相生成が機械的性質に及ぼす影響などの巨視的挙動や  $\gamma$  相のすべり、積層欠陥、 $\varepsilon$  相、 $\alpha'$  相との結晶学的関係などの微視的挙動についてなど多くの研究報告がなされている。多くの報告があるにもかかわらず、機

械的性質に及ぼす  $\alpha'$  相の影響を定量的に取り扱った報告は少ない<sup>7)~9)</sup>。

本報告は  $\alpha'$  量と塑性応力との関係を解析し、 $\alpha'$  相が誘起される場合の塑性応力について検討したものである。

## 2. 供試材および実験方法

## 2.1 供試材

供試材の化学成分、結晶粒径を Table 1 に示す。S1, S2 は  $\gamma$  相の安定な材料で、本実験内の加工では  $\alpha'$  相は誘起されない。U1~U7 はいずれも  $\gamma$  相が不安定で、加工によつて容易に  $\alpha'$  相が誘起される材料であるが、C (N) 量に差がある。特に U5 は Ti を少量添加し、固溶 C, N を低減せしめたものである。M1~4 は、マルテンサイト (M) 系の材料で、焼鈍状態で焼入れマルテンサイト (M) 相<sup>†</sup>を呈する。

S1, U1, U2 は板厚 0.7 mm の市販の冷延鋼板である。S2, U3~7, M1~4 は 30 kg 大気高周波炉で溶製し、鍛造、溶体化処理 (1050°C×1 h) を経て切削にて板厚 5.0 mm の板とした。冷間圧延で 2.0 mm にし 1050°C で 15 min 焼鈍した後、再び冷間圧延で 0.7

昭和 57 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 5 月 12 日受付 (Received May 12, 1982)

\* 日新製鋼(株)周南研究所 (Shyunan R & D Laboratories, Nisshin Steel Co., Ltd., 4976 Oaza-Tonda Shinnanyo 746)

Table 1. Chemical composition and grain size of specimen tested.

	C	Si	Mn	Ni	Cr	N	Ti	C+N	D( $\mu$ )
S1	0.011	0.15	0.20	11.95	18.24	0.015	—	0.025	35.0
S2	0.023	1.03	8.29	9.91	18.46	0.016	—	0.039	27.2
U1	0.106	0.57	0.99	7.58	17.20	0.016	—	0.122	48.2
U2	0.127	0.53	1.13	7.37	17.38	0.012	—	0.139	25.8
U3	0.051	0.33	0.36	8.61	17.59	0.015	—	0.066	28.6
U4	0.035	0.33	0.37	8.69	17.42	0.026	—	0.060	28.6
U5	0.008	0.21	0.05	10.65	15.88	0.020	0.31	0.005 <sup>*)</sup>	28.0
U6	0.071	0.54	1.92	7.91	17.03	0.016	—	0.087	28.2
U7	0.018	0.79	1.96	7.97	17.62	0.019	—	0.037	28.2
M1	0.095	0.49	0.83	3.99	11.85	0.010	—	0.105	—
M2	0.055	0.45	0.82	4.83	12.59	0.013	—	0.068	—
M3	0.040	0.58	0.28	3.85	12.58	0.009	0.40	0.020 <sup>*)</sup>	—
M4	0.012	0.28	0.24	4.22	11.89	0.020	—	0.032	—

\*) acid sol

mmの薄板にした後1030°Cで2.5minの再結晶焼鈍を実施した。

M系の材料は、大きい引張変形を賦与しえないので、冷間圧延で所定量の変形( $\bar{\epsilon}=0.1, 0.2, 0.3, 0.4:8, 16, 23, 29\%$  圧延)を賦与した。なお引張り、圧延とも変形の絶対量を示すため、引張変形では真ひずみ( $\epsilon$ )、圧延では相当ひずみ( $\bar{\epsilon}$ )で表示する。

## 2.2 実験方法

S1, S2, U1~U5については、真応力( $\sigma$ )-真ひずみ( $\epsilon$ )の関係を求めるためストレン・ゲージを装着した伸び検出器にて伸びを検出し破断までの荷重-伸び線図を求めた。

M系材料の予変形材について耐力( $\sigma_{0.2}$ )のみを求め、引張試験はJIS 13号試験片を用い、20~23°Cにコントロールした部屋でインストロンタイプの試験機で実施した。このときのひずみ速度は $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で、この速度であれば0.7mmの板厚の材料では、材温の上昇による影響は小さいと考えた。一部の供試材については加工硬化率( $\Delta\sigma/\Delta\epsilon$ )を算出したが、この $\Delta\sigma/\Delta\epsilon$ は得られた荷重-伸び線図を数値微分して求めた。荷重-伸び線図を求めたときと同一条件で任意の変形を与えた試験片から、 $\alpha'$ 量測定用試片を採取した。 $\alpha'$ 量の測定は、引張試験片の中心部10mmを機械的に切り出したのち、電解で5mm $\phi$ の小片にし、試料振動磁力計<sup>10)</sup>で飽和磁化を求めて算出した。

冷間圧延で $\bar{\epsilon}=0.1, 0.2, 0.3, 0.4$ の変形を賦与させたM系材料とあらかじめ $\epsilon=0.1, 0.2, 0.3, 0.4$ の引張変形を与えたS2, U1, U6, U7の材料について、表面の約200 $\mu$ をリン酸(3):硫酸(2)の混合液で電解研磨除去後X線回折を実施した。

X線回折は、回転対陰極型X線回折装置を使用し、結晶モノクロで単色化した $\text{CoK}\alpha$ を用い、 $\gamma(220)$ 、 $\alpha(200)$ について定時計数法にて実施した。

得られた回折線プロフィールをRACHINGERの方法<sup>11)</sup>により、 $K_{\alpha 1}$ 線と $K_{\alpha 2}$ 線による回折線プロフィールに分離後、 $K_{\alpha 1}$ 線によるプロフィールをフーリエ級数に展開して、フーリエ余弦係数を求めた。この余弦係数にGARRODとAULD<sup>12)</sup>が提唱した単一反射面による解析方法を適用してparticle size( $\langle D \rangle_0$ )とroot mean square strain( $\langle \epsilon_L^2 \rangle^{1/2}$ )を求め、WILLIAMSONとSMALLMANが提唱した式<sup>13)</sup> $\rho = 2\sqrt{3} \langle \epsilon_L^2 \rangle^{1/2} / \langle D \rangle_0$ を用いて転位密度( $\rho$ )を推定した。

なお、U系の $\gamma$ 相の(220)面の強度は素材、変形後ともランダム方位に対して強いが、集積度はそれほど大きくない。また、M系、U系の変形後の結晶方位はほぼランダムである。したがって、X線回折、塑性応力の解析にあたって材料のもつ集合組織の影響はないと考える。

## 3. 実験結果

### 3.1 塑性曲線とマルテンサイト量

$\sigma$ - $\epsilon$ 線図をFig. 1に示す。なお、U1, U2の変形の後期( $\epsilon \approx 0.40$ 以降)でセレーションが観察されたが、Fig. 1では省略した。結晶粒が小さく、C量の多いU2の低ひずみ領域での塑性応力は高いが、C量の少ないS1, U5では低い。高ひずみ側での塑性曲線は、明らかに $\alpha'$ 相によつて支配されており、C量が多く $\alpha'$ 相の生成量の多いU1, U2は著しい加工硬化を示している。一方、 $\alpha'$ 量は多いが、C量の少ないU5の加工硬化は小さい。

Fig. 2は、S1, U1の $\sigma$ - $\epsilon$ 線図および $\Delta\sigma/\Delta\epsilon$ - $\epsilon$ 線図を両対数で示したものである。 $\gamma$ 安定度の高いS1の $\log \sigma$ - $\log \epsilon$ 線図についてみると、変形の初期では低い勾配を示し、 $\epsilon$ が大きくなるにつれてその勾配は微増する。 $\epsilon \approx 0.1$ 以降では、その勾配はほぼ一定となり、その

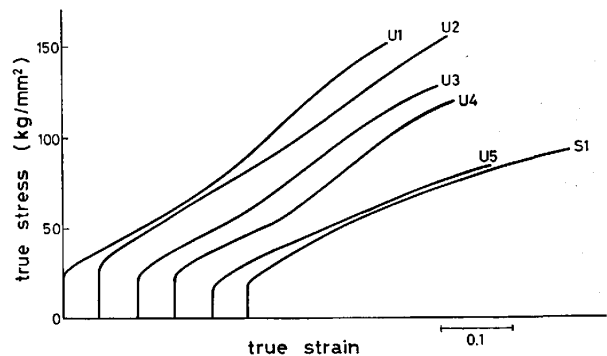


Fig. 1. True stress-true strain curve in tensile test.

† 焼入れマルテンサイトをM相、加工誘起マルテンサイトを $\alpha'$ 相として区別する。

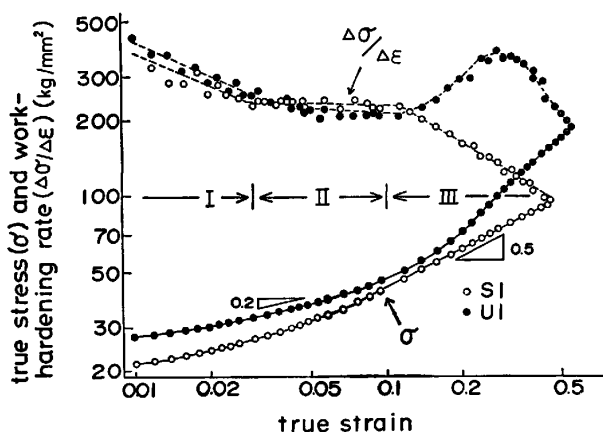


Fig. 2. Logarithmic true stress vs true strain and strain hardening rate vs true strain plot of S1 and U1.

値は 0.5 である。S2 についてもその勾配は 0.5 である。U1 の  $\log \sigma - \log \epsilon$  線図についてみると、変形の初期の勾配は S1 とほぼ同じで、例えば  $\epsilon \approx 0.05$  で約 0.2 という値を示す。 $\alpha'$  相が誘起されはじめる  $\epsilon \approx 0.10$  以降からその勾配は大きくなり、S1 のそれよりも大きい。

$\log \Delta\sigma/\Delta\epsilon - \log \epsilon$  線図をみると、変形の初期では S1 と U1 はほぼ同じ挙動と値を示す。すなわち、 $\epsilon \approx 0.03$  までは  $\epsilon$  の増加につれて  $\Delta\sigma/\Delta\epsilon$  は減少し、それ以降  $\epsilon \approx 0.01$  まではほぼ一定の値で、その値は 200~250 kg/mm<sup>2</sup> であり、約  $E/100$  ( $E$ : ヤング率) に相当する。 $\epsilon \approx 0.1$  以降では S1 の  $\Delta\sigma/\Delta\epsilon$  は  $\epsilon$  の増加につれて減少するのに反し、U1 のそれは  $\epsilon \approx 0.3$  で極大を示し、その後減少する。

$V_{\alpha'}/V_T - \epsilon$  の関係を Fig. 3 に示す。 $\log V_{\alpha'}/V_T$  と  $\log \epsilon$  はほぼ直線で表示しうることがわかる。

$$V_{\alpha'}/V_T = A\epsilon^B \dots \dots \dots (1)$$

最小二乗法で求めた(1)式の  $A, B$  の値を図中に示しているが、必ずしも勾配は一定でない。C 量の高い U1, U2 では、その勾配が小さく、C 量の低い U5 はその勾配が大きい。すなわち、 $V_{\alpha'}/V_T$  の  $\epsilon$  依存性は材料によって異なり、LUDWIGSON と BERGER<sup>7)</sup> が指摘しているような  $B$  が一定という簡単な関係にはない。

3.2 マルテンサイト系材料の強度

$\bar{\epsilon} = 0.1, 0.2, 0.3, 0.4$  の変形を圧延で与えた M 系材料の 0.2% 耐力と  $(C + 1/2N)^{1/2}$  との関係を Fig. 4 に示す。ここで、N の効果を C の 1/2 としたのは、M 相の 0.2% 耐力に及ぼす N の効果は、C のそれほど大きくないという経験的事実<sup>14)</sup>に基づいたものである。いずれの材料も  $\bar{\epsilon}$  の増加による  $\sigma_{0.2}$  の上昇すなわち加工硬化は非常に小さく、 $\bar{\epsilon} = 0.1 \sim 0.4$  のひずみ範囲では、加工硬化の最も高い M1 で約 10 kg/mm<sup>2</sup> であり、M3 では約 3 kg/mm<sup>2</sup> 程度である。そこで、加工硬化を無視

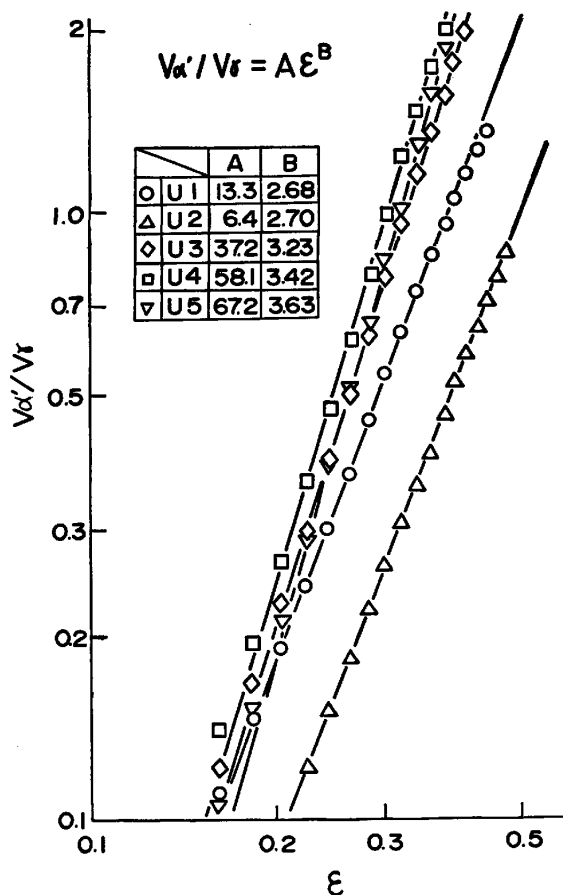


Fig. 3. Logarithmic deformation-transformation function ( $V_{\alpha'}/V_T$ ) vs. true strain plot of the unstable.

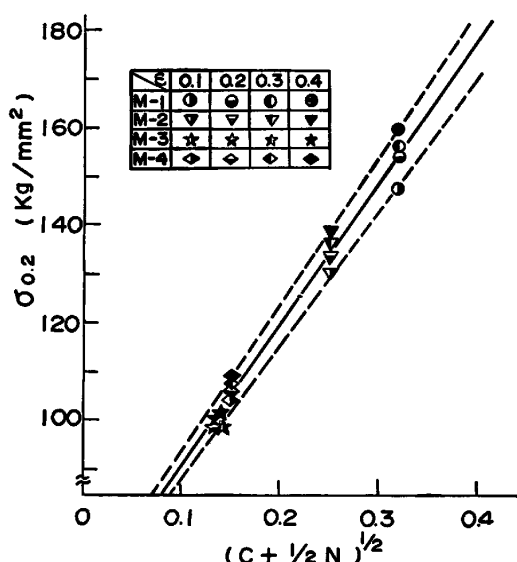


Fig. 4. Dependence of  $(C + 1/2N)^{1/2}$  on the 0.2% proof stress of martensite.

し、 $\bar{\epsilon} = 0.1 \sim 0.4$  の平均的な値をとると、M 相の 0.2% 耐力 ( $\sigma_M$ ) は(2)式で表示しうる。

$$\sigma_M = 60 + 300(C + 1/2N)^{1/2} (\text{kg/mm}^2) \dots \dots (2)$$

## 3.3 X線回折結果

S2, U1, U6, U7 の焼鈍状態および引張変形材 ( $\varepsilon = 0.1, 0.2, 0.3, 0.4$ ) の  $\gamma$  相の (220) 面の回折線プロフィールより求めた  $\langle D \rangle_e$ ,  $\langle \varepsilon_L^2 \rangle^{1/2}$  と  $\varepsilon$  の関係を Fig. 5 に示す. いずれの試料の  $\langle D \rangle_e$  も  $\varepsilon = 0.1 \sim 0.2$  の間で急激に微細化し,  $\varepsilon = 0.2$  以降ではゆるやかな減少挙動を示す. いずれの  $\varepsilon$  でも S2 の  $\langle D \rangle_e$  が U1, U6, U7 のそれにくらべ, 高い値である.  $\langle \varepsilon_L^2 \rangle^{1/2}$  はいずれの材料も  $\varepsilon$  の増加につれて連続的に増加するが,  $\langle \varepsilon_L^2 \rangle^{1/2}$  の  $\varepsilon$  依存性は材料によつて大きな差異はない.

Fig. 5 の  $\langle D \rangle_e$ ,  $\langle \varepsilon_L^2 \rangle^{1/2}$  を WILLIAMSON と SMALLMAN の式に代入して求めた  $\gamma$  相の  $\rho$  の平方根 ( $\sqrt{\rho}$ ) と  $\varepsilon$ ,  $V_{\alpha'1/2}$  との関係を Fig. 6 に示す.  $\gamma$  相の  $\sqrt{\rho}$  は  $\varepsilon$  の増加につれて上昇し, しかも  $\alpha'$  量の影響を受けて各  $\varepsilon$  において  $V_{\alpha'1/2}$  で整理しうることがわかった. すなわち,  $\gamma$  単相,  $\alpha'$  相が混在しているときの  $\gamma$  相の  $\sqrt{\rho}$  は, (3), (4) で表される.

$$\sqrt{\rho}_{\gamma} = 6.5 \times 10^5 \varepsilon^{3/4} \dots \dots \dots (3)$$

$$\begin{aligned} \sqrt{\rho}_{\gamma-\alpha'} &= 6.5 \times 10^5 \varepsilon^{3/4} + 1.3 \times 10^5 V_{\alpha'1/2} \\ &= 6.5 \times 10^5 (\varepsilon^{3/4} + 1/5 V_{\alpha'1/2}) \dots \dots \dots (4) \end{aligned}$$

ここで,  $\sqrt{\rho}_{\gamma}$  は  $\gamma$  単相の場合の  $\sqrt{\rho}$ ,  $\sqrt{\rho}_{\gamma-\alpha'}$  は  $\alpha'$  相が混在している 2 相組織での  $\gamma$  相の  $\sqrt{\rho}$  を意味している.

圧延で変形を施した M 系材料の M 相, 引張変形を与えた U1, U6, U7 の  $\alpha'$  相の (200) 面の半価幅および半価幅をフーリエ解析して求めた  $\langle D \rangle_e$ ,  $\langle \varepsilon_L^2 \rangle^{1/2}$  を Fig. 7 に示す. M 相の半価幅と  $\langle \varepsilon_L^2 \rangle^{1/2}$  は  $\bar{\varepsilon} = 0.1 \sim 0.4$  の間でわずかに増加を示す程度で  $\varepsilon$  の依存性は小さい.  $\langle D \rangle_e$

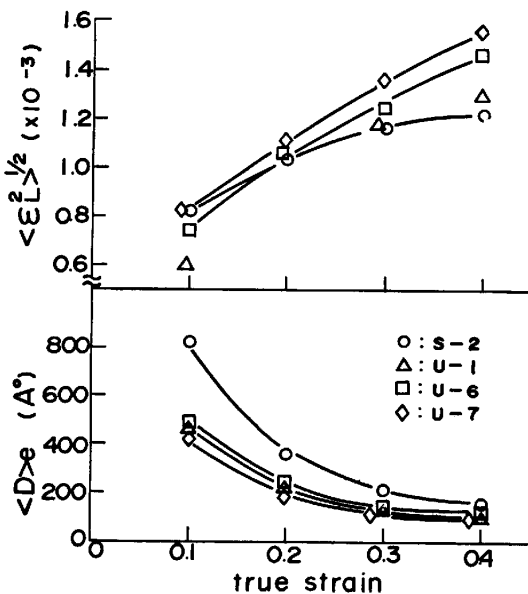


Fig. 5. Dependence of true strain on particle size and root mean square strain in  $\gamma$ -phase.

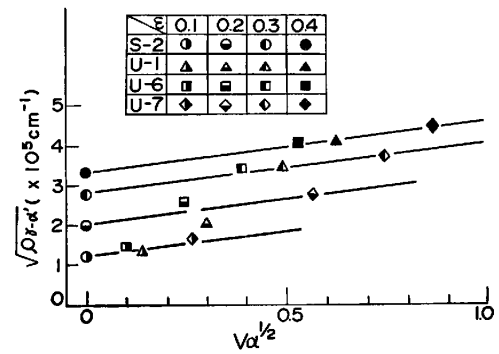


Fig. 6. Effect of true strain and root of  $\alpha'$  volume fraction ( $V_{\alpha'1/2}$ ) on root of dislocation density ( $\sqrt{\rho}$ ) in  $\gamma$  phase.

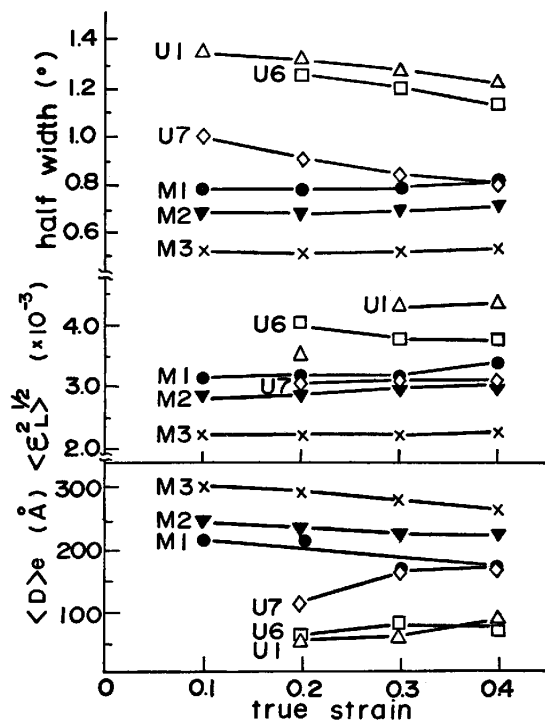


Fig. 7. Effect of true strain on X-ray half width, root mean square strain and particle size in M phase and  $\alpha'$  phase.

は  $\bar{\varepsilon} = 0.1 \sim 0.4$  の間で若干減少しているが, その  $\varepsilon$  依存性は小さい. 半価中,  $\langle \varepsilon_L^2 \rangle^{1/2}$ ,  $\langle D \rangle_e$  の大小は C 量に支配されており,  $\langle D \rangle_e$ ,  $\langle \varepsilon_L^2 \rangle^{1/2}$  の値をもとに M 相の転位密度 ( $\rho_M$ ) を推定すると  $\sqrt{\rho_M}$  と Fig. 4 の  $\sigma_{0.2}$  とはよく対応する.

これに反し, U1, U6, U7 の  $\alpha'$  相の半価幅は M 相に比し大きく,  $\langle D \rangle_e$  は M 系の  $\langle D \rangle_e$  よりも著しく小さい値を示し, U1, U6, U7 の  $\langle \varepsilon_L^2 \rangle^{1/2}$  は M 系のそれよりも大きい値を示している. Fe-16Cr-12Ni と Fe-30Ni 合金を液体窒素中でやすりがけした研究結果<sup>15)</sup>でも, 同じような現象が報告されている. これは  $\alpha'$  相の  $\{112\}$  面に積層不整が存在し, 見掛け上の  $\langle D \rangle_e$  を著しく小さ

くしているためとしている<sup>15)</sup>。

U系の  $\alpha'$  相の  $\sqrt{\rho}$  を推定し M系の  $\sqrt{\rho_M}$  と  $\sigma_{0.2}$  との関係に代入して、 $\alpha'$  相の塑性応力を求めんとしたが、U系の  $\alpha'$  相では見掛け上の  $\langle D \rangle_0$  しか得られず、 $\alpha'$  相の  $\rho$  は推定し難いことがわかった。

#### 4. 考 察

##### 4.1 オーステナイト相の加工硬化と塑性応力

実用材料では変形の開始点からネッキングまでの塑性曲線が  $\sigma = K\epsilon^n$  で表示しうるが、18-8 ステンレス鋼は  $\alpha'$  相生成のためにこの関係が成り立たないことを Low と GAROFALO が提唱した<sup>16)</sup>。それ以来、 $\log \sigma - \log \epsilon$  線図における  $\epsilon \approx 0.1$  の遷移現象を  $\alpha'$  相に起因するとして取り扱っている報告例がある<sup>17)</sup>。しかし、50% の伸び変形を与えても、巨視的 (磁氣的) にも微視的 (透過電顕組織) にも  $\alpha'$  相が観察されない S1, S2 においても、 $\log \sigma - \log \epsilon$  線図における  $\epsilon \approx 0.1$  での遷移現象は観察される。いま、 $\Delta\sigma/\Delta\epsilon$  について注目してみると、Fig. 2 に示したように、U1, S1 とともに変形の初期は  $\Delta\sigma/\Delta\epsilon$  が高く、転位の増殖や粒界への推積などの生じている領域いわゆるステージ I に相当する領域が存在する。

この領域の後に、 $\Delta\sigma/\Delta\epsilon$  が一定の直線硬化領域すなわちステージ II が存在する。この領域では転位の分布はプラナー構造を呈し、一部には積層欠陥 (SF) や  $\epsilon$  相が形成され、不安定な  $\gamma$  相では  $\alpha'$  相の核が生成されていると考えられる<sup>17)</sup>。この直線硬化領域の終点までの  $\Delta\sigma/\Delta\epsilon$  の値は供試材の間ではさほど大差はない。LUDWIGSON と BERGER は<sup>7)</sup>、 $\gamma$  相の加工硬化としてこの領域の硬化現象を重視している。

$\epsilon \approx 0.1$  以降の  $\Delta\sigma/\Delta\epsilon$  は供試材によつて大きく異なるが、S1, S2 の  $\log \Delta\sigma/\Delta\epsilon$  は  $\log \epsilon$  につれて単調に減少しており、動的回復を伴う放物線硬化領域いわゆるステージ III となり、この領域の塑性応力は  $n$  乗硬化式が合致する。すなわち、 $\gamma$  単相の  $\epsilon \approx 0.1$  以降の塑性応力は (5) 式で近似される。

$$\sigma_\gamma = K\epsilon^n = \sigma_i(\epsilon/\epsilon_i)^n \dots (5)$$

ここで、 $K$  は  $\gamma$  相の強度因子で、 $\sigma_i$  は放物線硬化領域の始点  $\epsilon_i$  (本実験では  $\epsilon_i = 0.1$  とする) での塑性応力である。また、 $n$  は  $\gamma$  相の加工硬化係数で S1, S2 より 0.5 とみなしうる。

$\epsilon_i = 0.1$  での応力  $\sigma_i$  の実測値を Table 2 に示している。S1, S2, U1~7 の  $\sigma_i$  には固溶 C(N) 量および結晶粒径 ( $d$  mm) 依存性があり、U4~U7 の結晶粒径 0.028 mm を基準にして結晶粒径を補正すると  $\sigma_i$  は (6) 式の実験式で示される。

$$\sigma_i = 36 + 125(C+N) + 1.5(d^{-1/2} - 6.0) \dots (6)$$

Table 2. Flow stress  $\sigma_i$  and  $\sigma_0$  designated by eq (6) and (7) and M ( $6.5 \times 10^5 m$ ) designated by eq (8).

	U1	U2	U3	U4	U5
$\sigma_i$ (kg/mm <sup>2</sup> )	49.0	53.4	44.9	43.6	37.3
$\sigma_0$ (kg/mm <sup>2</sup> )	23	27	24	23	19
M (kg/mm <sup>2</sup> )	150	160	130	130	112

以上述べたように、 $\gamma$  単相の  $\epsilon \approx 0.1$  以降の塑性応力は塑性力学的には 1/2 乗硬化式で表され、放物線硬化域の初期値  $\sigma_i$  は (6) 式で与えられる。

一方、加工硬化量は転位の自由行程距離の逆数すなわち  $\sqrt{\rho}$  に依存するので、微視的尺度をもとにすれば塑性応力はよく知られている (7) 式の形で与えられる。

$$\sigma_\gamma = \sigma_0 + m\sqrt{\rho} \dots (7)$$

ここで、 $\sigma_0$  は転位の自由行程距離が無限大の場合の降伏強さであり、固溶 C(N) 量に左右される定数である。 $m$  はヤング率、結晶粒の大きさなどによつて定まる定数である。 $\sqrt{\rho}$  は、 $\gamma$  単相の場合 (3) 式で、 $\alpha'$  相と  $\gamma$  相の混在する組織での  $\gamma$  相の場合 (4) 式で与えられる。

個々の供試材の  $\sigma_0$ ,  $m$  を理論的に導き出すのは困難なので、 $\gamma$  単相の場合を想定し (5) 式と (3) 式および (7) 式を結合して (8) 式とする。

$$\sigma_i(\epsilon/\epsilon_i)^{1/2} = \sigma_0 + 6.5 \times 10^5 m \epsilon^{3/4} \dots (8)$$

(6) 式あるいは Table 2 で与えられる  $\sigma_i$  を用い、(8) 式を関数解析して求めた  $\sigma_0$ ,  $M (=6.5 \times 10^5 m)$  の値を Table 2 に示している。

なお、 $\gamma$  相の加工硬化に対して、 $\gamma$  相の SF の影響について全く無視した。積層欠陥エネルギー (SFE) の大小が、ステージ III の動的回復の難易度を支配し、加工硬化の度合に影響を及ぼすことはよく知られている。実際の材料で SFE の非常に低い Hadfield 鋼は破断まで動的回復がなく、ステージ II の直線硬化のみであるとの報告もある<sup>8)</sup>。また、X線法によつて求めた  $\rho$  も、SFE が 20 erg/cm<sup>2</sup> 程度と思われる Cu では、SFE の高い金属よりも高い値を示している<sup>19)</sup>。

本供試材のような  $\gamma$  系ステンレス鋼は SFE が低く、塑性加工によつて容易に SF が生じるとされているし、現に電顕にて観察される。SCHRAMM と REED によつて与えられた化学成分と SFE との実験式<sup>20)</sup>を用いて、Fig. 5 の供試材の SFE を計算すると、S2  $\approx 47$  erg/cm<sup>2</sup>, U1  $\approx 10$  erg/cm<sup>2</sup>, U6  $\approx 14$  erg/cm<sup>2</sup>, U7  $\approx 15$  erg/cm<sup>2</sup> であり、本供試材の中でも  $\alpha'$  相の誘起される系の SFE は非常に低い。したがって、(4) 式には、積層欠陥密度の効果も含まれていることは否めないが、SFE の低いものは  $\gamma$  安定度も低いことから、SF の影響は

$V_{\alpha'}$  の項に含まれていると考えられる。

#### 4.2 塑性応力に対するモデルの設定および検討

LUDWIGSON と BERGER は、母相の  $\gamma$  相と  $\alpha'$  相との塑性応力に間に混合則が成り立つとし、 $\sigma$ - $\epsilon$  曲線に対する実験式を提唱している<sup>7)</sup>。塑性変形につれて増加する  $\alpha'$  相と塑性応力との関係を定量化せんとした最初の連続体的取り扱いとして興味深い<sup>8)</sup>が、 $\gamma$  相の加工硬化係数 ( $n$ ) を 0.18 と低く設定されているため  $\alpha'$  相の塑性応力への寄与分が非常に高く評価されていることや、 $\alpha'$  相の混在による強化指数として導入されている指数  $Q$  に疑問が残る。

GUIMARÃES と ANGELIS は、微視的観点から  $\alpha'$  相を誘起する Fe-Ni-0.06C 合金について検討した<sup>9)</sup>。 $\gamma/\alpha'$  相界面に存在する ledge を転位源とし、 $\gamma$  相の転位密度は  $\alpha'$  相の体積率 ( $f$ ) を従属変数とする変態強化因子 ( $\phi$ ) の関数であるとして塑性応力に対する理論式を提唱している。この式では、ひずみ量は  $f$  のみ、すなわち  $\phi$  を支配し、その  $\phi$  を介してのみ塑性応力が決定されることになる。このことは、 $\gamma$  安定度が異なるためある量の  $\alpha'$  相が誘起されるに必要なひずみ量が著しく異なる材料間においても同一の塑性応力を示すことであり、経験的現象と相入れない。現に、3.3 で述べたように、 $\alpha'$  相の混在する  $\gamma$  相の塑性応力は  $\epsilon$  と  $V_{\alpha'}$  の両者に依存している。また、C 量の異なる  $\alpha'$  相が同量誘起された場合、塑性応力が異なることをも説明しきれない。

成谷は主に  $\alpha'$  変態を伴う  $\gamma$  相について X 線ラインブロードニングの測定を実施し、次のような結論を下している<sup>9)</sup>。 $\alpha'$  相が多量に誘起される材料ほど  $\gamma$  相の転位密度が増加し、変形応力は  $\alpha'$  相が誘起される場合においても  $\gamma$  相の転位密度と密接に関係づけられ、変形モデルとしては応力一定モデルに近いとしている。成谷の報告も GUIMARÃES と ANGELIS の結果と同じく、C 量の異なる材料において塑性応力が著しく異なる現象を説明しきれない。

C 量、 $\gamma$  安定度の異なる材料 U 系について、(7)式と(4)式を用いて求まる  $\gamma$  相の塑性応力 ( $\sigma_1$ )、ひずみ一定モデルで計算した塑性応力 ( $\sigma_2$ )、実際に観察された塑性応力 ( $\sigma$ ) を Fig. 8 に示した。ひずみ一定モデルでの塑性応力 ( $\sigma_2$ ) の計算は(9)式を用い、 $\sigma_{\alpha'}$  に対しては次のような仮定を設けている。M 系の冷間圧延による強度上昇が小さいことから、 $\alpha'$  相自体に対しても加工硬化を無視し、しかも  $\sigma_{\alpha'}$  としては(2)式より求まる  $\sigma_M$  を用いる。 $\sigma_2 = \sigma_{\alpha'} V_{\alpha'} + \sigma_{\gamma} V_{\gamma}$  ..... (9)

U1~U4 とし、 $\sigma_1$  は高ひずみ領域において  $\sigma$  よりも著しく低い値を示し、 $\sigma_2$  は低ひずみ領域において  $\sigma$  よりも

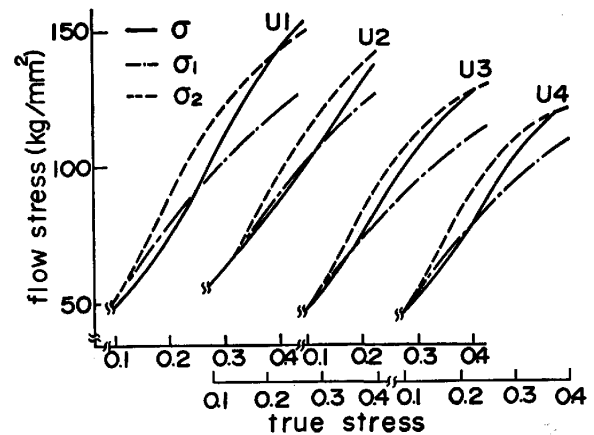


Fig. 8. Relation between flow stress and true strain.  $\sigma$  is the measuring flow stress,  $\sigma_1$  is the flow stress calculated by "equal stress model" and  $\sigma_2$  is the flow stress calculated by "equal strain model".

高い値を示している。ここで、(4)式で表される  $\sqrt{\rho}$  と  $\epsilon$ 、 $V_{\alpha'}$  との関係(7)式に代入して求めた  $\sigma_1$  は、2相合金に対して一種の応力一定モデルとみなしうる。したがって、観察される塑性応力を変形モデル的に眺めると、低ひずみで  $\alpha'$  量の少ない領域では応力一定モデルに近く、高ひずみで  $\alpha'$  量の多い領域ではひずみ一定モデルに近いとみなされる。いま、局所的に誘起された微量の  $\alpha'$  相が材料全体の塑性応力を均一に支配することは考え難いこと、しかも全ひずみ領域にわたって連続性をもたすことなどを考慮し、塑性応力に対して Fig. 9 のような曾山のモデル<sup>21)</sup>に近いものを考える。すなわち、低ひずみで  $\alpha'$  量の少ない領域では、 $\gamma$  相を D・Z と S・Z に 2 分し、D・Z では  $\gamma$  (D) 相と  $\alpha'$  相との間にひずみ一定モデルが成り立ち、D・Z と S・Z の間に応力一定モデルが成り立つとする。そして、ひずみの増加につれて S・Z に相当する  $\gamma$  相がしだいに減少し、ひずみ一定の変形モデルになるとする。なお、D・Z と S・Z のひずみ、応力、体積率はそれぞれ Fig. 9 のようにとる。D・Z の  $\alpha'$  相と  $\gamma$  相の比を  $v$  とする。

これらの前提にたつと、(10)~(13)式が与えられる。

$$\sigma_{\alpha'-D} = \sigma_{\alpha'} V_{\alpha'} + \sigma_D V_{\alpha'}/v \dots\dots\dots (10)$$

$$\text{ここで、} \sigma_D = \sigma_0 + M \{ \epsilon_D + 1/5(v/1+v)^{1/2} \}$$

$$\sigma = \sigma_S = \sigma_{\alpha'-D} \dots\dots\dots (11)$$

$$\sigma_S = \sigma_0 + M \epsilon_S^{3/4} \dots\dots\dots (12)$$

$$\epsilon = \epsilon_S \{ 1 - (1+v/v) V_{\alpha'} \} + \epsilon_D (1+v/v) V_{\alpha'} \dots (13)$$

いま、実測値として得られている  $\sigma$  と  $V_{\alpha'}$  の値および Table 2 に示した  $\sigma_0$ 、 $M$  の値を用いて数値解析を行えば、 $\epsilon_S$ 、 $\epsilon_D$ 、 $v$  は求まる。

##### 4.2.1 オーステナイト相、マルテンサイト相の平均的ひずみについて

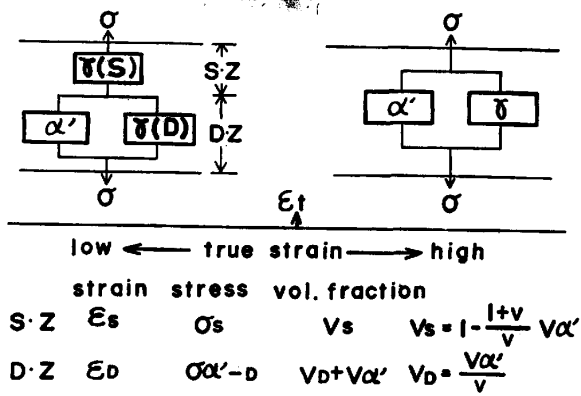


Fig. 9. Model estimating the flow stress for materials with deformation induced martensite.

数値計算によつて求めた  $\epsilon_s, \epsilon_D$  の値すなわち  $\epsilon$  の S·Z と D·Z におけるひずみの分配は、 $\alpha'$  相、 $\gamma$  相の強度に関する項 ( $\sigma_{\alpha'}, M, \sigma_0$ ) と組織に関する項 ( $V_{\alpha'}, v$ ) に依存するという複雑な関係にある。いま、 $\alpha'$  相の平均ひずみ  $\epsilon_{\alpha'} (= \epsilon_D)$  と  $\gamma$  相の平均ひずみ  $\epsilon_\gamma (= \epsilon_s V_s + \epsilon_D V_D / V_\gamma)$  の一例を Fig. 10 に示す。 $\alpha'$  相が誘起し始める  $\epsilon \approx 0.1$  以降から  $\epsilon_\gamma, \epsilon_{\alpha'}$  は  $\epsilon$  に対してそれぞれ正負に偏位し始め、 $\epsilon$  の増加につれてその偏位が大きくなり、その後偏位は小さくなつて  $\epsilon$  に等しくなる。この現象は U1~U5 いずれの材料においても同じ挙動であるが、偏位の絶対量には差がある。偏位の絶対量についてみると、 $\sigma_{\alpha'}, V_{\alpha'}$  がともに大きい U1 では  $\epsilon_\gamma, \epsilon_{\alpha'}$  の  $\epsilon$  よりの偏位が大きく、 $\gamma$  相、 $\alpha'$  相のひずみの不均一度は大きい。これに対して、 $\sigma_{\alpha'}$  は大きい  $V_{\alpha'}$  が比較的小さい U2 や  $V_{\alpha'}$  は大きい  $\sigma_{\alpha'}$  の小さい U5 では、 $\epsilon_\gamma, \epsilon_{\alpha'}$  の  $\epsilon$  よりの偏位が小さく、 $\gamma$  相、 $\alpha'$  相のひずみの不均一度は小さいといえる。友田らによると<sup>22)</sup>、二相間の強度比の大きい材料ほど二相間の変形の不均一性は大きく、二相間の強度比の小さい材料ほど二相間の変形の不均一性は小さいとしている。U1 や U5 の現象は定性的に友田らの結果と一致する。一方、二相間の強度比がほぼ同じ場合、硬質相の体積率が小さいほど二相間のひずみの不均一性は大きいとされているが<sup>22)</sup>、U1 と U2 を比較した場合逆の結果となつている。本研究の  $\alpha'$  相は  $\epsilon$  の増加につれて増量し、 $\alpha'$  相を微小化していくと、個々の  $\alpha'$  相は  $\alpha'$  相に変態するまでは  $\gamma$  相のひずみ量で評価される。U2 のごとき  $\alpha'$  相に対して比較的安定な材料ほど相対的に  $\epsilon$  の大きい領域で  $\alpha'$  相が誘起されるので、 $\epsilon_{\alpha'}$  は  $\epsilon_\gamma$  に近い値を示すと考えられる。U1, U2, U5 とも  $\epsilon \approx 0.1$  付近で  $\epsilon_{\alpha'}$  と  $\epsilon_\gamma$  が近い値を示すのも、 $\alpha'$  相の誘起が  $\epsilon \approx 0.1$  付近で始まり、このひずみまでは  $\epsilon_{\alpha'}$  は  $\epsilon_\gamma$  として評価されているためと考える。

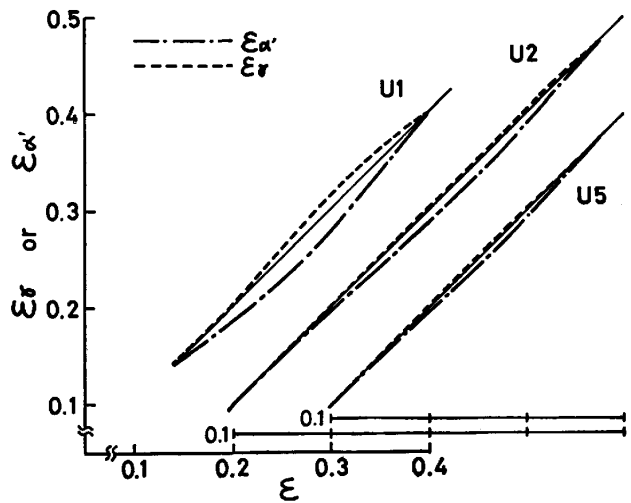


Fig. 10. Mean strain of  $\alpha'$  and  $\gamma$  phase calculated by eq. (10)~(13).

#### 4.2.2 D·Z でのマルテンサイト量とオーステナイト量との比 ( $v$ ) について

$\epsilon_s, \epsilon_D, v$  の数値解析に際し、観察された  $\sigma$  の値を用いている。逆に  $\sigma$  を予想するには、 $\epsilon_s, \epsilon_D, v$  のいずれかを他の方法で決定せざるをえない。

Fig. 11 に数値解析で得られた  $v$  と  $\epsilon$  との関係の一部について示す。図中の実線は、Fig. 3 で示した  $V_{\alpha'}/V_\gamma$  の挙動を再記したものである。各試料とも  $v$  には  $\epsilon$  依存性があり、試料によつて  $v$  の値は異なつてはいるが、以下の処理によつて一元化する。

$$(V_{\alpha'}/V_\gamma)_s = 20\epsilon^3 \dots\dots\dots (14)$$

ここで、定数 20, 3 とも任意の数字であるが、供試材 U1~U5 の中間に属するように設定したものである。各試料の  $V_{\alpha'}/V_\gamma$  は一般に (1) 式で表されるが、各試料を区別するために、 $(V_{\alpha'}/V_\gamma)_j = A_j \epsilon^{B_j}$  とする。いま、 $(V_{\alpha'}/V_\gamma)_s = (V_{\alpha'}/V_\gamma)_\gamma$  となるように、各試料に見掛け上のひずみ  $\epsilon_j$  を導入する。  $A_j \epsilon_j^{B_j} = 20\epsilon^3 \dots\dots\dots (15)$

この  $\epsilon_j$  と  $v$  の関係をプロットしたものが、Fig. 13 の右側のデータであり、1つの直線 (16) 式で与えられる。

$$v = 15\epsilon_j^{2.62} \dots\dots\dots (16)$$

したがつて、 $v$  は  $V_{\alpha'}/V_\gamma$  の挙動に依存し、(15)、(16) 式より各ひずみでの  $v$  は推定可能で、塑性応力  $\sigma$  の推定もなしうる。

すなわち、各材料の  $V_{\alpha'}/V_\gamma$  のひずみ依存性 (1) 式が判明すれば、各ひずみでの  $V_{\alpha'}, V_\gamma$  ならびに (14)~(16) より D·Z での  $\alpha'$  相と  $\gamma$  相との比、 $v$  が計算される。一方、(6) 式よりステージ III の初期応力  $\sigma_i$ 、(8) 式より  $\sigma_0, M (= 6.5 \times 10^5 \text{ m})$  が計算できる。これらの値、 $v, V_{\alpha'}, V_\gamma, \sigma_i, \sigma_0, M$  を用いて (10)~(13) を数値計算す

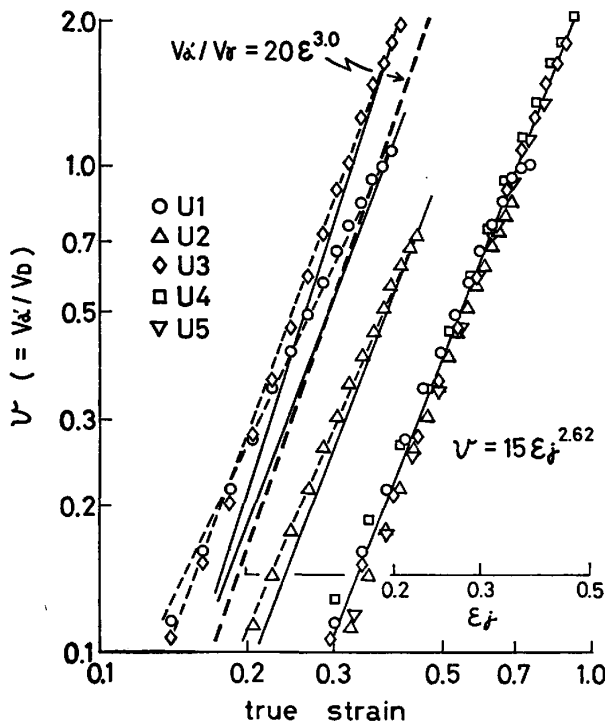


Fig. 11. Dependence of true strain on the ratio of  $\alpha'$  phase to  $\gamma$  phase in D-Z.

れば、塑性応力  $\sigma$  の計算が可能である。現に、Fig. 1 に示されていない U6, U7 の  $\sigma$  を上述の手順で求めると、最大誤差 5% 内で実測値と計算値は一致した。

#### 4.2.3 塑性応力とマルテンサイト変態との関係

$\sigma_{\alpha'}$  が異なる材料において全ひずみ領域とも同じ  $V_{\alpha'}$  の値をとるという場合はないようである。たとえば、U1 と U3 の例にみるように、 $\varepsilon \approx 0.15$  付近では  $V_{\alpha'}/V_{\gamma}$  はほぼ等しいが、 $\varepsilon$  の増加につれて  $V_{\alpha'}(\varepsilon)$  に差が生じ、高い  $\sigma_{\alpha'}$  を示す材料は低い  $V_{\alpha'}(\varepsilon)$  の値を示し、 $\sigma$  もその  $V_{\alpha'}(\varepsilon)$  の差だけ低くなる。言い換えれば、 $\sigma_{\alpha'}$  の低い材料にくらべて  $\sigma_{\alpha'}$  の高い材料の  $V_{\alpha'}/V_{\gamma}$  は、 $\varepsilon$  依存性が小さい。これは、 $\sigma_{\alpha'}$  の高い材料では塑性応力を低減させるような一種の healing 効果によるものと考えられる。結局、引張変形時の塑性応力は、 $\alpha'$  相の体積率及び強度に大きく支配されるが、逆に  $\alpha'$  変態そのものの生成傾向をも支配しており、塑性応力と  $\alpha'$  変態は表裏一体となつて塑性変形が進行しているとみるべきである。

## 5. 結 言

$\alpha'$  変態を伴う  $\gamma$  系ステンレス鋼の塑性応力について検討し、次のような結果を得た。

(1)  $\gamma$  相の安定な材料の転位密度の平方根 ( $\sqrt{\rho}$ ) は、 $\varepsilon$  の増加につれて大きくなる。 $\sqrt{\rho}$  のひずみ ( $\varepsilon$ ) 依存性は  $3/4$  乗則である。

$\alpha'$  相が誘起される材料の  $\gamma$  相では、 $\sqrt{\rho}$  は  $\varepsilon^{3/4}$  則に  $V_{\alpha'}^{1/2}$  に比例した値が重畳され大きい値を示す。

(2)  $\alpha'$  変態を伴う材料の塑性応力は、変形の初期には応力一定モデルとひずみ一定モデルの中間的な値を示しひずみの増加につれてひずみ一定モデルに近くなる。かかる  $\alpha'$  変態を伴う材料の塑性応力に対する実験式を提唱したが、この実験式によつての解析結果は、 $\alpha'$  相の強度が高く  $\alpha'$  量が多いほど、 $\gamma$  相と  $\alpha'$  相のひずみの不均一度が大きいことなどを示唆する。

(3) 塑性応力は  $\alpha'$  量と  $\alpha'$  相の強度に影響されるが、逆に  $\alpha'$  相の強度の高い材料すなわち C(N) 量の高い材料では塑性応力の上昇を低下させるような  $\alpha'$  相の生成を鈍化する作用を有している。

## 文 献

- 1) C. K. DIVERS: Met. Prog., 86 (1964) 2, p. 115
- 2) T. GLADMAN, J. HAMMOND, and F. W. MARSH: Sheet Metal Ind., 51 (1974), p. 219
- 3) 星野和夫: 塑性と加工, 16 (1975), p. 993
- 4) 大橋延夫, 小野 寛, 野原清彦: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 812
- 5) 河合 望, 後藤 学, 松田敏雄: 塑性と加工, 15 (1974), p. 11
- 6) 河合 望, 濟木弘行, 平手久徳: 同上, 17 (1976), p. 899
- 7) D. C. LUDWIGSON and J. A. BERGER: JISI, 207 (1963), p. 63
- 8) J. R. C. GUIMARÃES and R. J. De ANGELIS: Met. Sci. and Eng., 15 (1974), p. 291
- 9) 成谷 哲: 鉄と鋼, 64 (1978), A41
- 10) 星野和夫, 伊東建次郎, 小松歳弘: 日新製鋼技報 (1973) 29, p. 26
- 11) W. A. RACHINGER: J. Sci. Instr., 25 (1948), p. 254
- 12) R. I. GARROD and J. H. AULD: Acta Metall., 3 (1955), p. 190
- 13) G. K. WILLIAMSON and R. E. SMALLMAN: Phil. Mag., 1 (1956), p. 34
- 14) 星野和夫: 未発表
- 15) A. J. GOLDMAN and C. N. J. WAGNER: Acta Metall., 11 (1963), p. 405
- 16) J. R. Low and F. GAROFALO: Proc. Soc. Exper. Stress Analys., 44 (1947), p. 16
- 17) 例え、J. A. VENABLES; Phil. Mag., 7 (1962), p. 35
- 18) V. I. GRIGORKIN: Chernaya Metallurgiya. (1963) 2, p. 95
- 19) R. E. SMALLMAN and K. H. WESTMACOTT: Phil. Mag., 2 (1957), p. 669
- 20) R. E. SCHRAMM and R. P. REED: Metall. Trans., 6A (1975), p. 1345
- 21) 曾山義朗: 材料, 15 (1966), p. 17
- 22) 友田 陽, 黒木剛司郎, 田村今男: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 107