

論文

 δ/γ 二相ステンレス鋼の超塑性

前 原 泰 裕*

Superplasticity of δ -ferrite/austenite Duplex Stainless Steels

Yasuhiro MAEHARA

Synopsis :

Superplastic behavior of δ -ferrite/austenite duplex stainless steels has been studied by means of isothermal hot tensile test at temperatures (T) from 700 to 1 100°C at initial strain rates ($\dot{\epsilon}$) from 10^{-4} to $10^{-1}s^{-1}$ with particular emphasis on microstructural aspect prior to and during deformation. Large elongations are observed in the wide ranges of T and $\dot{\epsilon}$. The maximum value, above 2 500%, is obtained under the condition that σ phase precipitation occurs. The elongation depends on the precipitation rate of σ phase especially in the lower temperature deformation as well as on the prior microstructure. The most suitable prior microstructure can be obtained by refining δ -ferrite matrix as well as fine dispersion of γ particles. In the deformation of the specimens with such optimum conditions, even if $\dot{\epsilon} \geq 10^{-1}s^{-1}$, large elongations above 200 % can be observed at $T \cong 1 000^\circ\text{C}$. During superplastic flow, the microstructure largely changes, i.e., at above 1 000°C γ phase is separated and refined into spheroidized particles within the δ -ferrite matrix and at below 1 000°C γ/σ mixed structure is formed by the eutectoid decomposition from δ -ferrite, resulting finally in the stable equiaxed micro-duplex structures with δ/γ and γ/σ , respectively. Such microstructural changes can play an important role for the superplastic behavior in addition to the effect of m -value.

1. 緒 言

通常の変形条件下では脆くて加工が困難な材料でも、適当な条件下にあつては異常な高延性を示す現象があり超塑性と呼ばれている^{1)~4)}。非鉄合金においてはその報告例も多く³⁾⁴⁾、Al 合金、Zn 合金、Ti 合金などの一部については既に塑性加工の分野などにおいて実用化が進められている⁴⁾。一方鉄合金においては、変態超塑性⁵⁾を除くと研究の歴史が比較的浅く実用化もほとんど進められていない⁴⁾。

δ -フェライトとオーステナイト (γ) の混合組織よりなる二相ステンレス鋼は、近年種々の分野での需要が増大しているが、2相組織であるが故の加工性の悪さに加え容易に析出する σ 相により依然として難加工材料である^{6)~8)}。HAYDEN らは Ni-Cr-Fe 3元合金の超塑性挙動について研究し、Ni を多量に含有する合金で 1 000 % 以上の著しい超塑性伸びを報告している^{9)~11)}。しかしながら実用的に問題となる二相ステンレス鋼の範囲ではたかだか 400~500% の最大伸びが 10^{-4} ~ $10^{-5}s^{-1}$ という極めて小さい歪み速度で得られているにすぎない。これらが鉄鋼材料における超塑性の利用を困難にしているゆえんであろう。一方著者らは二相ステンレス鋼の高温延性におよぼす σ 相の影響について研究し、 σ 相

は約 600°C 以上の高温では延性に対して無害となり、 δ -フェライト中に γ を微細分散させた後に σ 相を析出させると高温延性に対してむしろ好都合となり、 σ 相を利用した超塑性の可能性を示唆する結果を得た¹²⁾。

そこで本研究では δ/γ 2相組織制御と変形中の σ 相の析出挙動に注目して二相ステンレス鋼の超塑性挙動について検討することにした。

2. 実験方法

Table 1 に化学組成を示す 3 種類の商用鋼を用意し、熱間鍛造と熱間圧延によつて厚さ 12 mm の鋼板とした。これらの一部を δ/γ 二相域となる 1 050°C、1 250°C、1 300°C および δ 単相となる 1 350°C に加熱して 30 min の溶体化処理を行い、水冷もしくは大気中で放冷した。これらの一部はさらに厚さ 6 mm まで冷間圧延した。熱間圧延材、熱処理材および冷間加工材より圧延方向と平行に平行部の直径が 4 mm、長さ 8 mm、肩部曲率半径 2 mm の丸棒引張試験片を採取した。

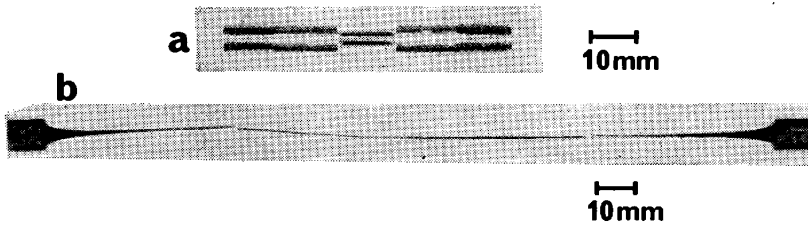
これらをインストロン型引張試験機にとりつけた炉中で約 50°C/min の昇温速度で 700~1 100°C の所定の温度に加熱、5 min 均熱化保持の後、 10^{-4} ~ $10^{-1}s^{-1}$ の所定の初期歪み速度 (以後歪み速度と呼ぶ) で破断するまで等温変形した。一部の試験においては変形中の組織

昭和 59 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 59 年 3 月 9 日受付 (Received Mar. 9, 1984)

* 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

Table 1. Chemical composition of the steels used. (wt %)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	W	Ti	N
A	0.017	0.48	0.85	0.025	0.001	6.82	24.66	2.79	0.46	0.28	—	0.143
B	0.015	0.40	1.57	0.022	0.001	5.50	21.90	2.77	0.06	—	—	0.138
C	0.035	0.44	0.38	0.029	0.006	6.25	22.46	—	—	—	0.30	0.018



(a) Undeformed
(b) Deformed under optimum conditions (2050% elongation)
Photo. 1. Profile of a fractured specimen pulled superplastically at 900°C at an initial strain rate of $4 \times 10^{-3} s^{-1}$.

変化を調べる目的で変形途中で応力を除荷し大気中放冷した。試験を終了した試験片について先に報告した方法⁷⁾⁸⁾¹²⁾によつて試料調整を行い、光学顕微鏡、走査型電子顕微鏡 (SEM) および透過型電子顕微鏡 (TEM) によつて組織を観察した。

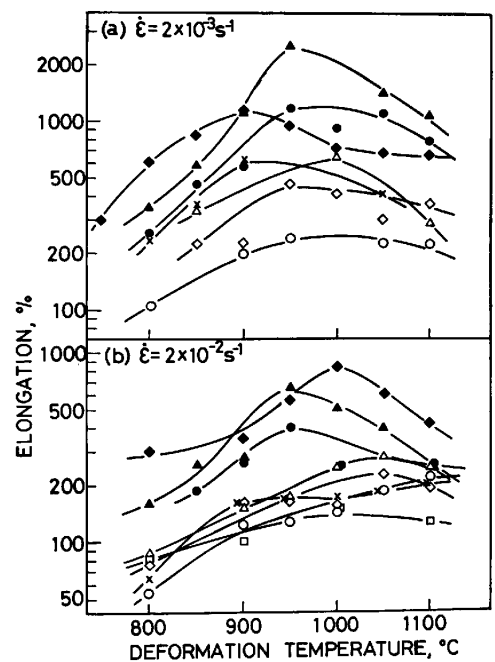
また鋼種による σ 相析出挙動を知るために熱延材より $30 \times 30 mm^2$ の小片を切り出し、1050°C で溶体化後 800°C に保持した塩浴炉中に浸漬して所定の時間時効処理を施し水冷した。これらについて先に報告した⁷⁾⁸⁾¹²⁾¹³⁾ X線回折法によつて σ 相の量を定量すると同時に光学顕微鏡で組織を観察した。

3. 実験結果

3.1 引張性質

Photo. 1 に変形前の試験片と比較して超塑性伸びを示して破断した試験片の例を示す。今回の試験で得られた最大伸びは、A 鋼を 1250°C で溶体化後 50% の冷間加工を施したものを 950°C、歪み速度 $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-3} s^{-1}$ で変形したときに得られ、2500% 以上にも達した。

Fig. 1 には A 鋼の熱間圧延材、溶体化処理材、溶体化後 50% の冷間加工を施した材料および 1350°C から大気中で放冷した材料について、 $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-3} s^{-1}$ および $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-2} s^{-1}$ の歪み速度で引張変形したときの破断伸びと変形温度との関係を示す。溶体化処理材に比べてその後冷間加工を施した場合により大きな伸びが得られる。950°C 以上と高い変形温度では γ が少量残存する 1250°C で溶体化後冷間加工したもので大きな伸びが得られ (Fig. 1(a)), 歪み速度が低い場合の 900°C 以下の低温域や高歪み速度変形では δ 単相となる 1350°C で溶体化後冷間加工した場合に大きな伸びが認められた。熱間圧延材から試験片を採取した場合は、溶体化処理材と溶体化後冷間加工を施したものの中間的な

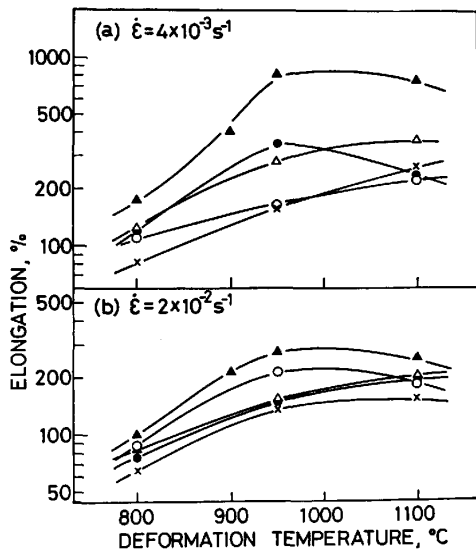


○-○ 1050°C×50min W.Q., -△- 1250°C×30min W.Q.
-◇- 1350°C×30min W.Q., -x-x- As hot-rolled
●-● 1050°C×30min W.Q.+50% cold-rolled
▲-▲ 1250°C×30min W.Q.+50% cold-rolled
◆-◆ 1350°C×30min W.Q.+50% cold-rolled
□-□ 1350°C×30min A.C.

Fig. 1. Effect of deformation temperature on the total elongation of Steel A.

様相を呈しており、一部示した 1350°C 溶体化後の大気中放冷材は最も伸びが低い。また歪み速度で比較すると $2 \times 10^{-2} s^{-1}$ よりも $2 \times 10^{-3} s^{-1}$ と遅い方がより大きな伸びを示す。延性が最も良好となる温度は溶体化後の冷間加工材では 900~1000°C 近辺にあるが溶体化処理材ではそのピークが高温側にずれる傾向が認められ、その程度は高歪み速度変形時に大きかった。

B 鋼について同様に種々の前処理を施したものについて伸びと変形温度との関係を $\dot{\epsilon} = 4 \times 10^{-3} s^{-1}$ と $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-2} s^{-1}$ の場合について Fig. 2 に示す。この場合も A 鋼と同様に伸びにおよぼす前処理条件の影響が大きく、



○- 1050°C×30min W.Q., -△- 1300°C×30min W.Q.
 -×- As hot-rolled
 ●- 1050°C×30min W.Q.+50% cold-rolled
 ▲- 1300°C×30min W.Q.+50% cold-rolled

Fig. 2. Effect of deformation temperature on the total elongation of Steel B.

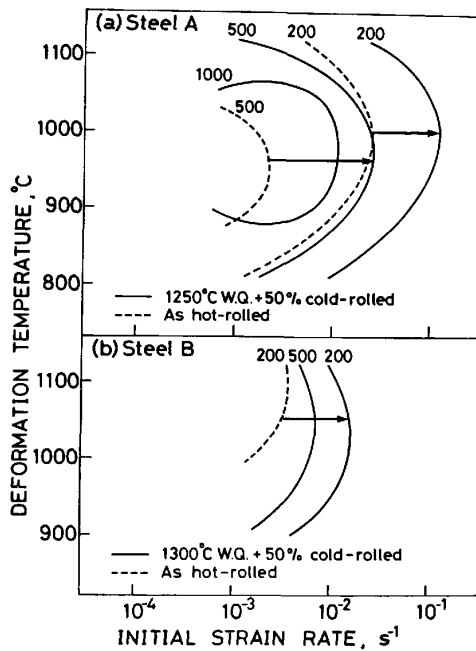


Fig. 3. Effects of deformation temperature and initial-strain rate on the total elongation of Steels A and B. Numbers in the figure show the total elongation in %.

溶体化処理材や熱間圧延材に比べて溶体化後冷間加工を施したものの伸びが大きい。冷間加工材では 950°C 近辺に伸びのピークがあるが、溶体化処理材や熱間圧延材では伸びは 1100°C 近辺で大きくなっている。またいずれの前処理材においても歪み速度の小さい方が伸びは大きくなっている。

Fig. 3 はこのような結果より最大超塑性を示す前処

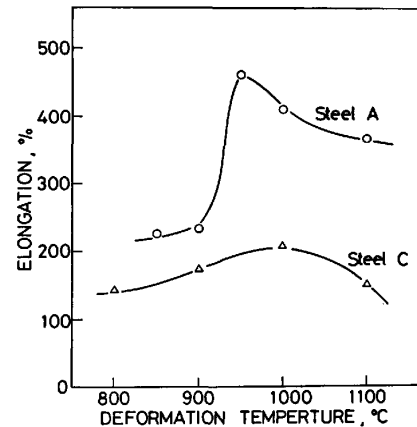


Fig. 4. Comparison of the total elongation between Steels A and C. Solution-treated at 1350°C for 30 min, quenched into water and isothermally deformed at an initial strain rate of $2 \times 10^{-3} s^{-1}$.

理条件を決定し、その場合の伸びを変形温度と歪み速度よりなるグラフ中に等高線として描いたものである。A 鋼では最適条件であった 1250°C で溶体化後 50% の冷間加工を施したもの、B 鋼では 1300°C で溶体化後 50% の冷間加工を施したものに加えていずれの場合も比較のために熱間圧延材の結果も示した。図中に矢印で示すように伸びに与える前処理条件の影響が大きく、適切な処理を施すことによつて延性が著しく向上すると同時に延性の良好な温度域と歪み速度の範囲が大きく広がるのがわかる。特に A 鋼に適切な前処理を施すと例えば $\dot{\epsilon} = 10^{-1} s^{-1}$ と速い歪み速度変形においても 1000°C 近傍では 200% 以上の高い伸びが得られることがわかった。

Fig. 4 には A 鋼と C 鋼の性質を比較するために δ 単相となる 1350°C で溶体化後水冷したものを $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-3} s^{-1}$ で引張変形したときの伸びと変形温度との関係を示す。いずれの温度でも A 鋼の伸びに比べて C 鋼のそれは小さく、特に 1000°C 以上の温度でその差が大きい。なお B 鋼では両鋼の中間的な伸びを示した。このように A 鋼の超塑性伸びが非常に大きく、C 鋼では小さいことがわかる。

Fig. 5 には A 鋼を 1250°C で溶体化後 50% の冷間加工を施したものおよび B 鋼を 1300°C で溶体化後同様に 50% の冷間加工を施したものについて各温度での引張性質と歪み速度との関係を示す。延性の良好な温度域は 900~1100°C であり、いずれも 1000% 以上の最大伸びが観察された。最大伸びを示す歪み速度は A 鋼の 900°C 以上では $2 \times 10^{-3} s^{-1}$ もしくは $4 \times 10^{-3} s^{-1}$ 近傍にある。A 鋼の 900°C 未満での変形や B 鋼においては $1 \times 10^{-3} s^{-1}$ よりもさらに低歪み速度側にそのピーク

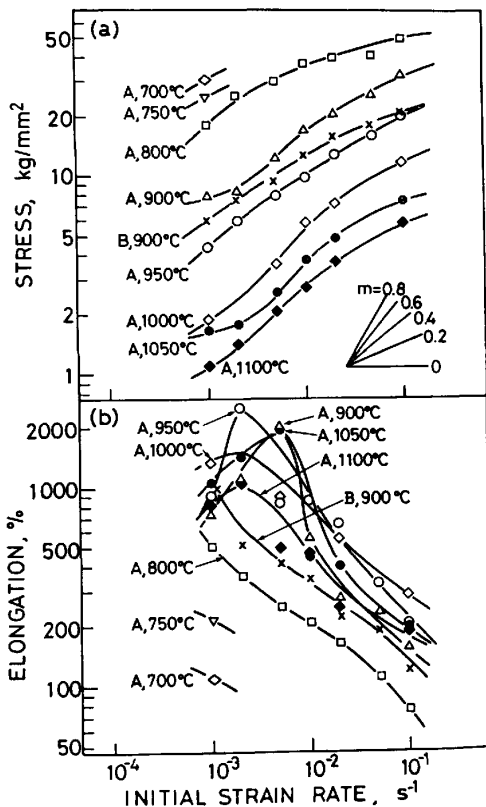


Fig. 5. Variations of the total elongation and peak stress with initial strain rate. Steels and deformation temperature are indicated in the figure. The prior treatments are; Steel A: 1 250°C×30 min W.Q.+50% cold-rolled, Steel B: 1 300°C×30 min W.Q.+50% cold-rolled.

があるものと判断される。また応力-歪み曲線のピーク応力は、変形温度の上昇に伴って減少し、歪み速度の上昇に伴って増大している。応力 σ と歪み速度 $\dot{\epsilon}$ の関係が $\sigma = K\dot{\epsilon}^m$ (K は定数)で結びつけられる歪み速度感受性指数 m , すなわち Fig. 5(a) での傾き¹⁴⁾はA鋼の 900

~1 100°C 変形においては最大伸びを示した $\dot{\epsilon}$ のあたりで最大となるS字形曲線を示す傾向が認められる。しかしA鋼の 800°C 変形やB鋼の 900°C 変形では $\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$ で最も傾きが大きく、歪速度の上昇に伴って m 値は小さくなっている。Fig. 5(a) からわかるように今回の結果で得られた m の最大値は 0.5 程度であった。

3.2 σ 相析出挙動の比較と組織変化

Photo. 2 はA鋼を 1 050°C, 1 250°C, 1 350°C で溶体化後水冷したものおよび 1 350°C より大気中放冷した材料を 950°C に 10 min 加熱したときの光学顕微鏡組織を示す。熱間圧延の状態では δ -フェライト中の γ 粒が圧延方向に伸展しており、これを 1 050°C で溶体化しても γ 粒がやや丸味を帯びてくるのみで大きな変化はなかつた。このときの δ と γ の体積比率は約 6:4 であり、それらを 950°C に再加熱しても組織上の変化はほとんど認められなかつた (Photo. 2(a)). 1 250°C 加熱時には島状 γ の球状化と粗大化が進む (Photo. 2(b)の粗大 γ)と同時に γ 量が減少する。これを变形温度に再加熱すると δ 地中にWidmanstätten状の微細な γ が多数析出する (Photo. 2(b)の微細 γ). 1 350°Cに加熱すると γ は消失して δ 粒が著しく粗大化し、それを水冷しても δ 粒界に少量の γ を残すのみである (Photo. 2(c)の矢印)。これを再加熱するとその加熱過程において δ 粒内に極めて微細なWidmanstätten γ が無数に析出する (Photo. 2(c)の微細 γ). ところが同じ 1 350°C 加熱であってもその後放冷すると冷却中にも γ の析出と成長が起り Photo. 2(d)のように非常に粗い組織となつて、変形温度に再加熱しても新たに析出する微細 γ (矢印)は非常に少ない。

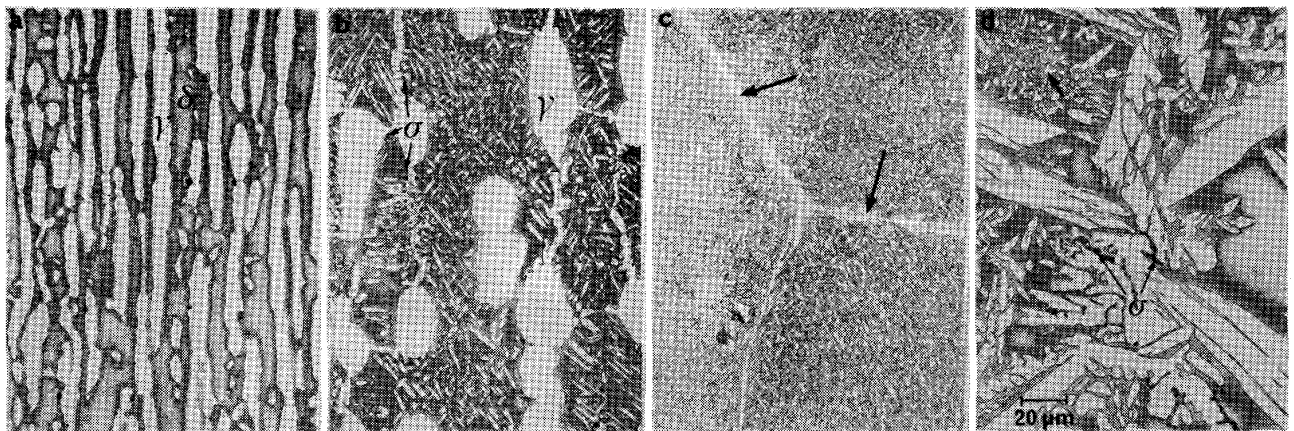


Photo. 2. Prior microstructures of Steel A. Reheated to deformation temperature of 950°C for 10 min after (a) 1 050°C×30 min W.Q., (b) 1 250°C×30 min W.Q., (c) 1 350°C×30 min W.Q., and (d) 1 350°C×30 min A.C. Arrows in (c) and (d) show the grain boundary austenite formed during cooling from the solution temperature and fine austenite particles formed during reheating to the deformation temperature, respectively.

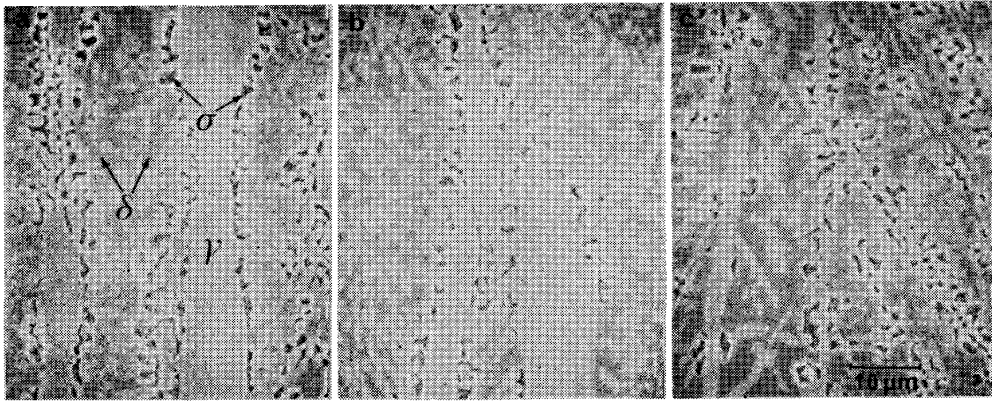


Photo. 3. Prior microstructures of Steel A. Solution-treated at (a) 1050°C, (b) 1250°C and (c) 1350°C, quenched into water, cold-rolled to 50% reduction and reheated to 950°C for 10 min.

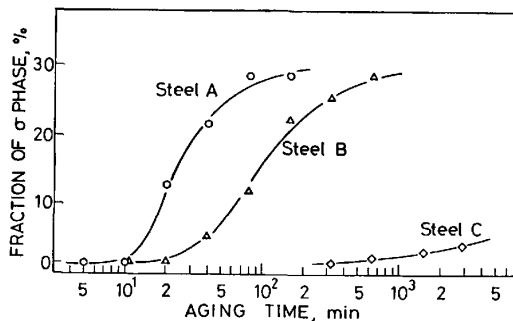


Fig. 6. Variation of σ phase fraction with aging time at 800°C. Solution-treated at 1050°C for 30 min and isothermally aged in a salt bath.

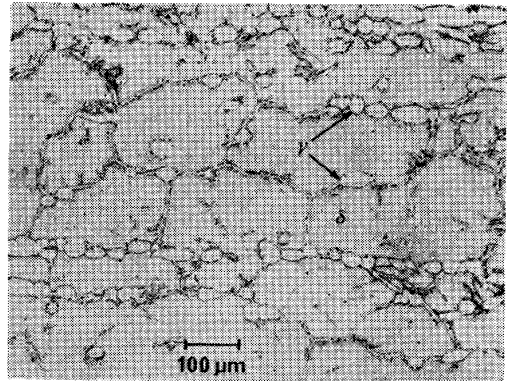


Photo. 4. Microstructure of Steel B. Solution-treated at 1300°C for 30 min and quenched into water.

Photo. 3 は同じく A 鋼を 1050°C, 1250°C, 1350°C に加熱後水冷し 50% の冷間加工を加えた後に 950°C に再加熱した場合である。冷間加工を施さなかつた Photo. 2(a), (b), (c) と比べると δ 粒内への γ の析出がより微細であるのに加えて、溶体化時の δ/γ 組織が圧延方向に著しく伸展しさらにそのときの δ/γ 界面近傍に σ 相の析出が認められる点が異なる。いずれの場合も 1000°C 以上への再加熱や 700°C への再加熱時には σ 相の析出は認められなかつた。

この結果より A 鋼での σ 相の析出は非常に速く、特に析出が冷間加工によつて著しく促進される⁸⁾ ことがわかる。鋼種間の析出速度を比較しておくために、1050°C で溶体化後 σ 相析出のノーズ付近の温度⁷⁾ である 800°C で時効し、時効時間と σ 量との関係を求め Fig. 6 に示した。冷間加工後あるいは高温変形中の析出挙動については検討していないが、A 鋼では前処理がいずれであっても 750~950°C で変形中に容易に σ 相が析出し、B 鋼では冷間加工を加えた後の変形中には σ 相の析出が起こる可能性があり、C 鋼ではいずれの条件においても σ 相析出の可能性はないと判断される¹³⁾。

B 鋼や C 鋼においても種々の前処理を施した後に変形

温度に再加熱すると σ 相の析出が全く認められなかつた点を除くと Photo. 2, 3 と類似の組織が観察された。Photo. 4 は 1300°C に加熱後水冷した材料の組織を示す。 δ 粒界近傍に少量残存する γ が δ 粒の粗大化を著しく抑制していることがわかる。

等温変形中の組織変化の代表例を Photo. 5 と 6 に示す。Photo. 5 は A 鋼を 1350°C に加熱後水冷したものを 1000°C, $\dot{\epsilon}=5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で所定の量だけ変形し冷却したものである。変形前の組織は Photo. 2(c) と類似していた。変形の進行に伴い、 δ 粒界のフィルム状 γ (Photo. 2(c) の矢印) が分断微細化されるとともに (Photo. 5(a), (b)), 粒内の Widmanstätten γ の球状化が進み最終的には Photo. 5(c) のように $\gamma+\delta$ の等軸組織となる。Photo. 6 は同じ前処理条件のものを 800°C, $\dot{\epsilon}=2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で変形した場合であるが、変形の進行に伴つて粗い γ が分断微細化され球状化されていく様子が Photo. 6(a)~(c) よりわかる。 σ 相は 50% 変形で既に現れ (Photo. 6(b) の矢印), 100% 変形した (c) では δ -フェライトはほぼ消滅し、(d) では $\gamma+\sigma$ の非常に微細で等軸の二相組織となつてい

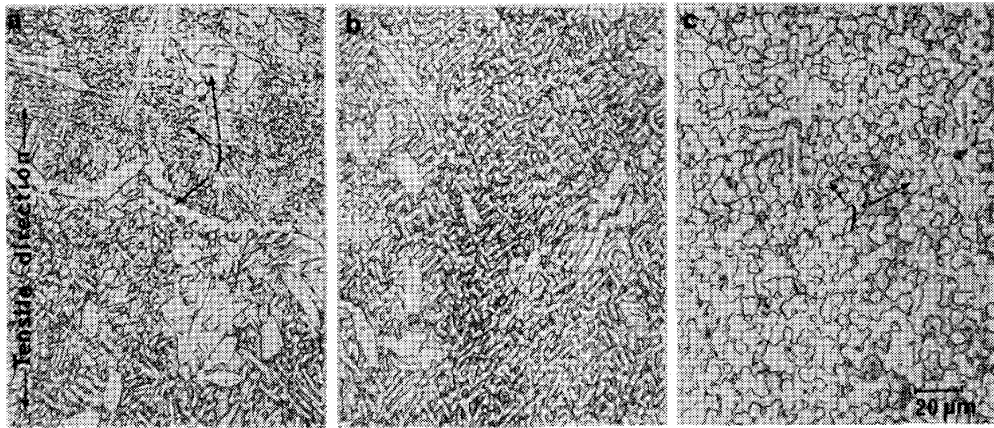


Photo. 5. Microstructural change during superplastic deformation. Solution-treated at 1350°C, quenched into water and pulled at 1000°C at a strain rate of $5 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ up to (a) 25%, (b) 50% and (c) 200% elongations.

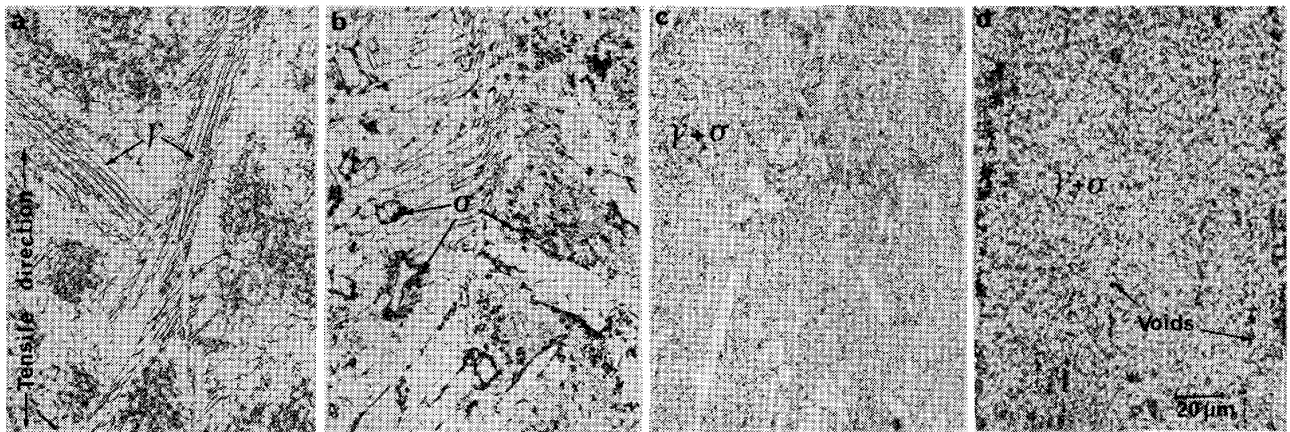


Photo. 6. Microstructural change during superplastic deformation. Solution-treated at 1350°C, quenched into water and pulled at 800°C at a strain rate of $5 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ up to (a) 25%, (b) 50%, (c) 100% and (d) 200% elongations.

る。前組織の異なるものでも同様な組織変化が認められ、良好な伸びを示す条件では、Photo. 5(c)あるいはPhoto. 6(d)のように等軸組織に、より早期に達する傾向が認められた。そして最終的に安定と思われる上述の等軸組織は、変形温度の上昇あるいは歪み速度の低下によって粗くなる傾向が認められた。また、A鋼では750~950°Cで変形したもののすべてにおいて加熱あるいは変形のいずれかの過程で σ 相の析出が認められたのに対し、B鋼では800~950°Cで低歪み速度変形した場合に少量認められたのみであり、C鋼では全く認められなかった。

変形中の組織変化をTEMで観察した例としてA鋼を1350°Cで溶体化後水冷したものを900°C、 $\dot{\epsilon}=1 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ で引張変形した場合についてPhoto. 7と8に示す。注目すべきことは同一試料中において場所による組織の差が著しいことである。Photo. 7は変形の初期に対応しピーク応力まで引張った場合である。組織は

Photo. 7(a)のように転位密度の高い δ -フェライト中に微細な γ (矢印)が分散した領域と(b)のように粗大な γ 粒を含んだ再結晶 δ -フェライト領域が混在している。変形が147%となつたPhoto. 8では(a)のように転位密度の高い γ と σ 相の混合組織と(b)のように再結晶した粗大な γ と σ 相の混合領域とが混在していた。

4. 考 察

従来鉄合金における超塑性伸びは小さく、実用上問題となる歪み速度も小さい範囲にあることから、その利用にあまり多くは期待できないとされていた⁴⁾。今回調査したものうち特にA鋼は適当な前処理を施したものでは超塑性伸びを示す温度範囲が広くまた歪み速度も高歪み速度側まで大きく広がっていることが明らかとなり(Fig. 3)、得られた最大伸びは2500%以上にも達した。これに対してB鋼では超塑性伸びを示す範囲は狭

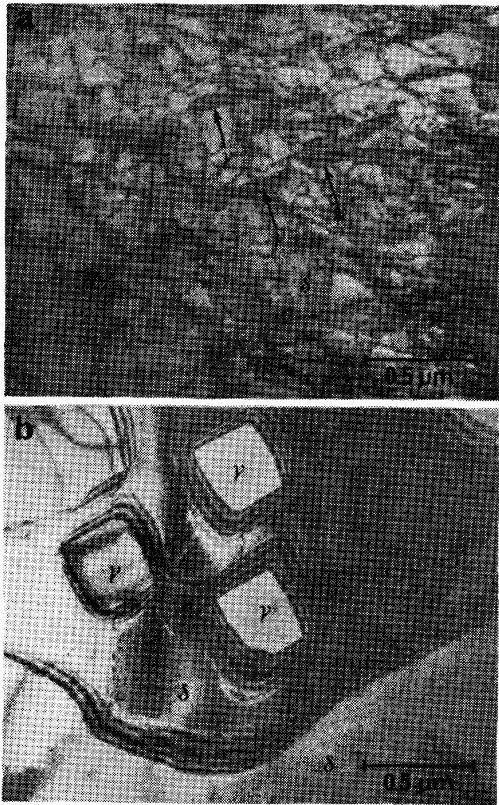


Photo. 7. The initial stage of superplastic deformation (Steel A). Solution-treated at 1350°C, quenched into water and pulled at 900°C at a strain rate of $1 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ up to the peak stress (8.5% elongation).

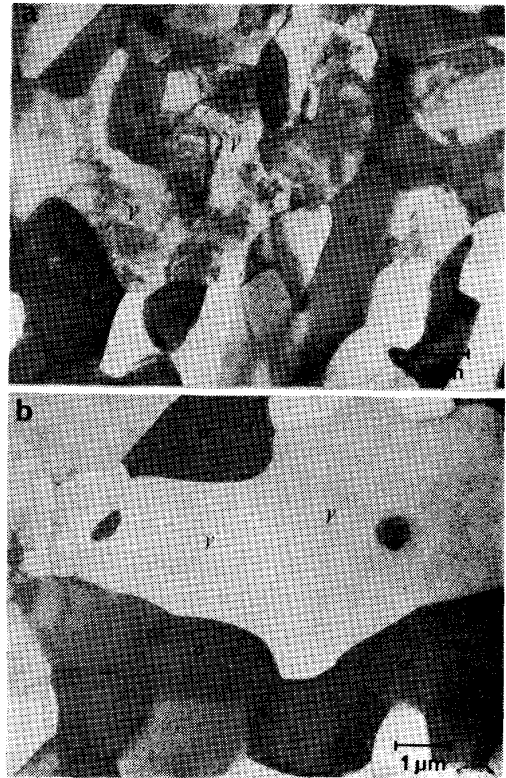


Photo. 8. Transmission electron micrographs observed in the specimen deformed up to 147% elongation, showing mixed structure of γ and σ phases. The prior treatment and deformation conditions are the same as in Photo. 7.

く、得られた最大伸びも 1000% 以下と比較的小さかった。しかしながら B 鋼での結果も従来の研究結果^{9)~11)15)} と比べれば同等以上であろう。

ここではまず A 鋼で超塑性伸びを示す条件が広く、伸びも著しく大きくなる理由について考える。従来の研究や B, C 鋼での結果と最も異なる点は最適温度範囲である 900~950°C 変形において、変形前の加熱時に σ 相が既に析出している (Photo. 3) かもしくは変形中に容易に析出して、 δ が γ と σ とに共析反応によつて相分離し最終的には γ と σ の 2 相組織となる⁷⁾¹²⁾ 点である。従来超塑性は、前組織を微細にしておいて等温変形する微細粒超塑性と変態点の上下に熱振動を与えて変態を繰り返して起こさせる変態超塑性とに大きく分類されており³⁾⁴⁾、A 鋼のように等温変形時にも相変化が生じる事例はない。A 鋼の 1000°C 未満の変形で見られた挙動は、微細粒超塑性と変態超塑性とが重複して現れているものとみなせる。このように σ 相の析出という等温変形中の相変化が超塑性変形に大きく関与し、その条件下で 2500% 以上もの最大伸びが得られたことは非常に興味深い。 σ 相の析出が関与しない A 鋼の 1000°C 以上の変形温度域や B 鋼のほとんどの条件あるいは C 鋼の前組

織としては δ -フェライト地中の γ の分散形態と変形中の球状化速度によつて超塑性としての性質が決定されると考えられる。すなわち超塑性変形が起こる条件では δ 地中に球状化した γ が微細分散したもの (Photo. 5 (c)) か γ 中に σ が微細分散したもの (Photo. 6 (d)) かのいずれかが変形過程の安定組織となる。このような等軸組織にいかにか速く到達できるかが超塑性伸びを決定するものであり、前処理によつて変形前の組織を最終組織にできるだけ近づけておくことが有利となる。事実 N 量が低くさらに Ti を添加して TiN として N を固定した C 鋼では $\delta + \gamma$ 微細分散組織への到達が著しく遅いと考えられ⁹⁾¹⁶⁾、A, B 両鋼に比べ超塑性伸びが著しく小さい (Fig. 4)。また σ 相の析出が関与する温度域においてはもちろん σ 相の析出が起こりやすい成分系となっていること¹³⁾ が有利となろう (Fig. 6 と Fig. 3 の比較)。

また A 鋼において最大伸びが得られたときの前組織が Photo. 3(b) のように溶体化時の粗大 γ が残存したものであり、Photo. 2(c) や Photo. 3(c) のように δ 地に γ (あるいは $\gamma + \sigma$) が十分微細分散したものでない点にも注目する必要がある。このことは第 2, 3 相

の分散状態に加えて母相の結晶粒度も超塑性伸びに対して重要であることを示している。すなわち、1350°C 加熱時には δ 粒が著しく粗大化するが、1250°C 加熱によつては γ が残存するために δ 粒の成長が著しく抑制される⁶⁾ ので両者の δ 粒径の差は極めて大きくなっている。この結果から前組織の調整方法としては Photo. 4 のように第二相が少量残る温度に加熱して母相の粒成長を抑制し、再加熱によつて第二相の微細分散を図るのが最良と考えられる。

次に超塑性変形で通常問題となる歪み速度感受性指数 m と伸びとの関係について考察する。Fig. 5 に見られるように大きな伸びが得られる条件では m 値も大きくなる傾向が認められ、従来の結果^{3)4)17)~21)} と矛盾するものではない。しかしながら 2500% 以上もの大きな伸びが得られる微細粒超塑性の条件で従来の結果^{17)~20)} から予想される m 値に比べて今回得られたものはかなり小さく、最大 0.5 程度であった。したがって今回の場合、高い m 値による超塑性と同時に変形中の組織変化、すなわち局所的に起こる γ の球状化や相変態あるいは回復や再結晶が超塑性変形の実現に対して重要な役割を果していることは明らかである。

5. 結 論

(1) 二相ステンレス鋼の高温引張変形において著しい超塑性伸びが観察され、最大伸びは変形中に σ 相が容易に析出する条件で得られ 2500% 以上にも達した。

(2) 超塑性を示す変形温度と歪み速度の範囲および伸びは、前組織と化学成分に依存し、最適条件下では $10^{-1}s^{-1}$ 以上の歪み速度においても 200% 以上の伸びが得られる。

(3) 超塑性変形中の組織は、1000°C 以上の温度では δ 地中の γ が分断微細化し球状化する過程で、 σ 相の析出が速い材料の 800~950°C 変形では δ が γ と σ に相分離する過程で変化し、最終安定組織は $\delta+\gamma$ あるいは $\gamma+\sigma$ の微細な等軸組織となる。

(4) したがって超塑性の実現にはできるだけ速く最終安定組織に到達するように前組織の調整を行い、 δ 地中に γ (あるいは $\gamma+\sigma$) を微細分散させるとともに母相である δ 粒の微細化を図るのが有利となる。

(5) また化学成分の影響も大きく、一般に γ の析出、球状化が容易に起こる材料が好ましく、1000°C 未

満の変形では σ 相の析出速度が大きい方が有利である。

(6) 超塑性伸びと m 値はほぼ対応したが、 m 値は最大 0.5 程度と予想外に小さく、今回認められた現象が等温変形でありながら微細粒超塑性と変態超塑性の両方が重複して現れたものであり、その変形機構を理解するには m 値に加えて変形中の組織変化が重要な意味をもつものと考えられる。

終わりに本研究の過程において有益な御助言と激励を賜わつた寺崎富久長博士と大森靖也博士ならびに実験の遂行に御助力いただいた藤田猛氏に厚くお礼申し上げます。

文 献

- 1) W. ROSENHEIM, J. L. HANGHTEN and K. E. BINGHAM: J. Inst. Met., 23 (1920), p. 261
- 2) C. E. PERSON: J. Inst. Met., 54 (1934), p. 111
- 3) E. E. UNDERWOOD: J. Met., 14 (1962), p. 914
- 4) 超塑性と金属加工技術 (宮川松男編) (1980) [日刊工業新聞社]
- 5) 例えば、田村今男: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 429
- 6) 前原泰裕, 加藤信一郎, 大森靖也, 邦武立郎: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 275
- 7) Y. MAEHARA, M. KOIKE, N. FUJINO and T. KUNITAKE: Trans. ISIJ, 23 (1983), p. 240
- 8) Y. MAEHARA, N. FUJINO and T. KUNITAKE: Trans. ISIJ, 23 (1983), p. 247
- 9) H. W. HAYDEN, R. C. GIBSON, H. F. MERRICK and J. H. BROPHY: Trans. ASM, 60 (1967), p. 3
- 10) H. W. HAYDEN and J. H. BROPHY: Trans. ASM, 61 (1968), p. 542
- 11) H. W. HAYDEN, S. FLOREEN and P. D. GOOD-EL: Metall. Trans., 3 (1972), p. 833
- 12) Y. MAEHARA, Y. OHMORI and T. KUNITAKE: Met. Technol., 10 (1983), p. 296
- 13) Y. MAEHARA, Y. OHMORI, J. MURAYAMA, N. FUJINO and T. KUNITAKE: Met. Sci., 17 (1983), p. 541
- 14) A. NADAI and M. J. MANJOINE: J. Appl. Mech., 8 (1941), p. 77
- 15) G. I. SMITH, B. NORGATE and N. RIDLEY: Met. Sci., 10 (1976), p. 182
- 16) H. HOFFMEISTER and R. MUNDT: Schw. Schn., 33 (1981), p. 573
- 17) D. A. WOODFORD: Trans. ASM, 62 (1969), p. 261
- 18) T. G. LANGDON: Met. Sci., 16 (1982), p. 175
- 19) A. K. GHOSH and C. H. HAMILTON: Metall. Trans., 13A (1982), p. 733
- 20) M. J. STOWELL: Met. Sci., 17 (1983), p. 1
- 21) W. A. BACKOFFEN, I. R. TURNER and D. H. ARERY: Trans. ASM, 57 (1964), p. 980