

鉄基合金および鉄鋼材料の超塑性

解 説

前 原 泰 裕*

Superplasticity of Ferrous Alloys and Steels

Yasuhiro MAEHARA

1. 緒 言

1920年にROSENHAINら¹⁾がZn-Al-Cu三元系共析合金の引張試験において、試料が局部収縮を起こすことなく通常の延性破壊を伴う場合に比べて1桁以上、場合によっては2桁以上もの大変形が可能なることを報告した。それ以来多くの合金系でこの性質(超塑性)が発現できることが報告され²⁾、現在では高温変形の中の一つの重要なジャンルとして認知されている。超塑性を起こす合金系は、Ag, Al, Bi, Cd, Co, Cr, Cu, Mg, Ni, Pb, Sn, Ti, W, Zn, Zr系それにFe基と多岐にわたっている。これらの内Al系, Cu系, Ti系およびZn系の一部については実用的な検討が相当進められている。さらに最近、脆い材料として知られているセラミック材料においても超塑性を示すことが報告され^{3)~5)}、最大350%もの伸びを示したことから研究が活発化している。

これらの物質は共晶もしくは共析組織を示すものが多く、超塑性は変形中の組織変化から大きく二つのグループに分類できる。第一はある種の相変態を利用して得られる変態超塑性であり、変態温度の上下に熱サイクルを与えたり等温変態を利用して得られる。他の一つはいわゆる微細粒超塑性と呼ばれるもので等温変形によって得られる。微細粒超塑性を発現するためのポイントは微細組織にして粒界面積率を増しその状態を変形中も維持することであり、通常金属材料では数 μm 以下、セラミック材料では0.1 μm オーダーの結晶粒微細化が要求される。もう一つセラミック材料特有なものとして粒界面にガラス相を混在して得られる特殊な超塑性現象もある⁵⁾。これはガラス細工を軟化点直下で行うのと類似しており、いわゆるNewtonian flowとなるので容易に大変形できるという特徴がある。また低温域(室温付近)

でオーステナイト(γ)の加工誘起マルテンサイト変態による著しい加工硬化によって大きな伸びが得られるTRIP(Transformation Induced Plasticity)現象⁶⁾⁷⁾も、広い意味では超塑性のひとつと考えてもよからう。

低温域でのTRIPを除いて、一般に超塑性変形においては材料を問わず次の二つの共通点がある。ひとつは次式で定義される m -値が通常の場合よりも一桁以上高い0.2~1.0という高い値を示すことである。

$$m = d(\ln \sigma) / d(\ln \dot{\epsilon}) \dots\dots\dots (1)$$

ここに、 σ : 真応力, $\dot{\epsilon}$: 歪み速度である。また変形によって結晶粒は例えば引張り軸方向に伸展することなく、等軸組織がそのまま維持される^{2)8)~11)}。

紙面の都合もあるので、変態超塑性と変態誘起塑性は他の解説²⁾⁶⁾⁷⁾に譲り、ここではまとまった解説が見あたらない微細粒超塑性を取り上げ、最近の動きに注目してとりまとめることにした。

2. 微細粒超塑性

2.1 (超)高炭素鋼

この分野における本格的な超塑性の研究は、1968年、SHADLERによるもの¹²⁾が最初であろう。1980年代になるとSHERBYらのグループの研究が活発に行われるようになり現在に至っている。主な研究結果をTable 1にまとめた。SHADLERは0.42% C鋼を研究対象として選り、冷間加工後 γ 域である825°Cから氷食塩水に焼き入れる操作を8回繰り返して行い、最後に740°Cに再加熱して平均結晶粒径1.5 μm という超微細組織を得た。こうして得られた材料を用いて727°C、初期歪み速度($\dot{\epsilon}$) $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の歪み速度で等温変形し、460%という大きな超塑性伸びを記録した。この鋼における727°Cは $\alpha + \gamma$ 二相域であり、1967年に δ/γ 二相組織を有するFe-Cr-Ni合金を用いて記録的な超塑性伸び

平成元年2月1日受付 (Received Feb. 1, 1989) (依頼解説)

* 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所鋼板研究部 工博 (Steel Plate & Sheet Research Department, Iron & Steel Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagasu-hondori Amagasaki 660)

Key words : superplasticity ; diffusion bonding ; ferrous alloy ; ultra high carbon steel ; low alloy steel ; stainless steel ; fine structure.

Table 1. Summary of superplasticity in high C steels.

Chemical composition	Prior treatment	Maximum elongation (%)	Temperature (°C)	Strain rate (s ⁻¹)	Author (s) (Year)	Reference
0.42C-1.9Mn	825°C WQ(8 times)+733°C×3h	460	727	3.3×10 ⁻⁴	SHADLER(1968)	12
0.8C	927°C×1h WQ→649°C×1h WQ	100	704	~10 ⁻³	MANDER (1968)	16
0.9C-0.45Mn	Lead-patented	133	716	7×10 ⁻⁵	YODER & WEISS (1972)	17
2.6C			600~800		CALIGUIRI <i>et al.</i> (1976)	19
(1.3-1.9)C		750	600~800		WALSER & SHERBY (1979)	20
1.3C	Hot and worm working	700	630	1.3×10 ⁻⁴	WALSER & SHERBY (1979)	20
1.6C		760	630	1.3×10 ⁻⁴	WALSER & SHERBY (1979)	20
1.9C		380	650	1.7×10 ⁻⁴	WALSER & SHERBY (1979)	20
0.9C-1.2Mn-0.3Si	Worm rolling and thermally cycling	1200	650	1.6×10 ⁻⁴	WADSWORTH <i>et al.</i> (1981)	21
-0.5Cr-0.5W-0.2V						
0.75C-0.3Mn	Worm rolling and thermally cycling	840	650	2.5×10 ⁻⁴	OKADE <i>et al.</i> (1981)	22
0.3Si-1.3Cr	Rapidly solidified	1410	700	1.7×10 ⁻⁴	RUANO <i>et al.</i> (1982)	30
3C-1.5Cr	Powder→Consolidation					
3C	Rapidly solidified	940	700	1.7×10 ⁻⁴	RUANO <i>et al.</i> (1982)	30
	Powder→Consolidation					
2.4C	Rapidly solidified	480	700	1.7×10 ⁻⁴	RUANO <i>et al.</i> (1982)	30
	Powder→Consolidation					
1.9C-0.9Mn-0.8Si	Rapidly solidified				ISONISHI & TOKIZANE (1985)	31
-1.2Ni-1.2Cr-0.3Mo	Powder→Consolidation					
0.9C	Thermo-mechanical treatment	>300	1000	2.5×10 ⁻⁴	TORISAKA <i>et al.</i> (1985)	29

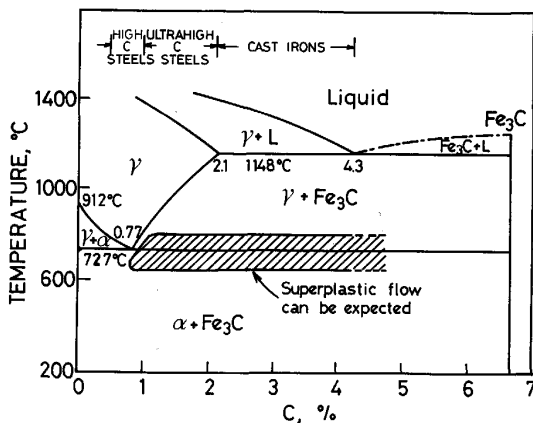


Fig. 1. The iron-carbon phase diagram as a base to predict superplastic microstructures. Superplastic flow has been achieved in Fe-C alloys as shown by the shaded area²⁰.

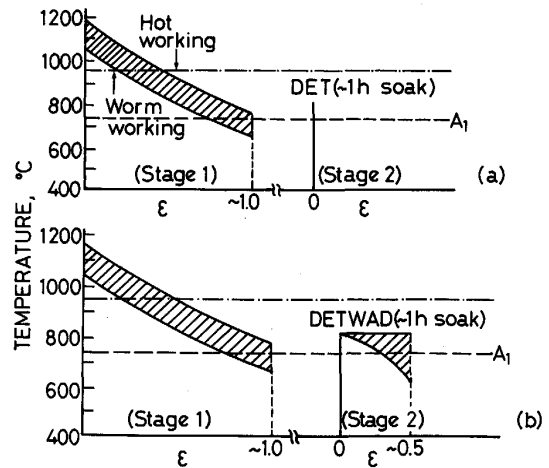


Fig. 2. Schematic illustration of processing route consisting of (a) HWW (Hot and Warm Working) and DET (Divorced Eutectoid Transformation), (b) HWW and DETWAD (Divorced Eutectoid Transformation with Associated Deformation)⁹.

を得た HAYDEN らの報告¹³) や、他の超塑性合金、例えば BAKOFEN らが報告した Zn-22% Al 共析合金¹⁴) がいずれも二相組織を有する¹⁵) 点に注目して行われたものであろう。続いて MANDER¹⁶) は 0.8% C (共析) 鋼を焼入れ焼もどした材料を用いて、 γ/α 二相温度域である 704°C で引張変形し、100% 伸びを報告、このような高 C 鋼でも超塑性を発現できることを示した。歪み速度は $\sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ である。これに端を発して、通常の熱間加工工程での加工性が劣る共析～過共析鋼を主体とする超高 C 鋼の超塑性の研究が本格的に行われるようになってきた。続いて YODER と WEISS が鉛パテント処理をしたのみの 0.9% C 鋼を用いて 133% の超塑性伸びを報告した¹⁷)。

1976 年以来 SHEBY らのグループは超高 C 鋼の超塑性について精力的な研究を行い、その成果を次々に発表

し^{18)~22)}、それらを概説した多くの解説もある^{23)~25)}。

Fig. 1 には Fe-C 二元系状態図で彼らが超塑性を発現させた領域を示す²⁰)。C の範囲は 0.75% から 2.6%、Fig. 1 では 4% 以上にも及んでおり、しかも超塑性伸びはいずれも従来の報告に比べて著しく大きく、最大 1200% にも達している。彼らが超高 C 鋼の超塑性を大幅に改善できた理由は、材料の機械的性質 (主として靱性) の向上を狙って組織の微細化を図ってきた背景がある^{26)~27)}。その方法は、熱間加工と温間加工を併用したものでパーライト等の粗大炭化物を作らずに γ もしくは α 相中に球状セメンタイト粒子を均一分散させるものである。そのプロセスの概念を Fig. 2 に示す⁹)。基本的には強加工を加えた後に A_1 点直上に加熱するもので

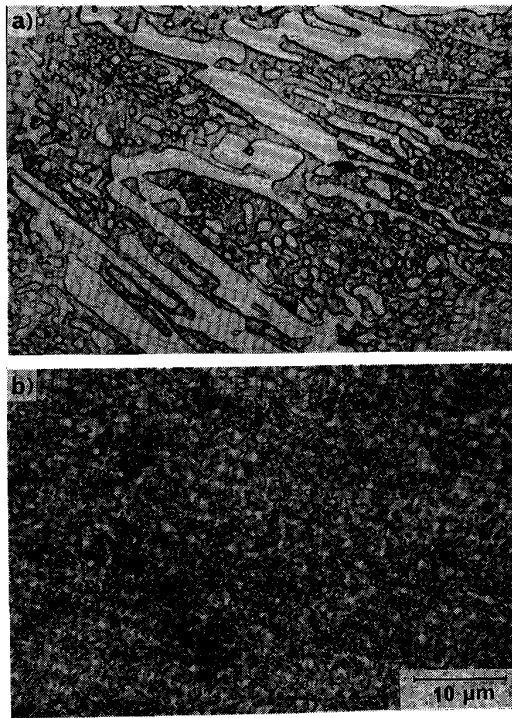


Photo. 1. Optical micrographs of 1.9% C steel, illustrating change in microstructure from coarse proeutectoid cementite structure in as-cast condition (a) to equiaxed fine grained state in extensively hot and warm worked condition (b) (Ref. 20).

ある。このような高C鋼は加工性に劣るので、鑄造材を1150°Cに加熱し1パス当たり10%程度の加工度で600~650°Cに至るまでの間に連続的に圧延加工するかもしれない。その後650°C近辺で圧延を加える。その後、 A_1 点直上もしくは直下となる温度まで再加熱するとPhoto. 1に示すように γ 中もしくは α 中に球状セメンタイトが均一分散した組織が得られ、良好な超塑性特性を示すようになる。このような組織を持つ材料をSHERBYらはUHC (Ultra High Carbon) 鋼と呼んだ。ところでこの材料はロシア人が1612年の戦争で使用したダマスカス鋼製の刀剣に類似した靱性に富むものであり、ダマスカス鋼の再来とも呼ばれている²³⁾²⁸⁾。Fig. 3には A_1 点直上と直下の温度である770°Cと650°Cで $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の歪み速度で引張変形したときの破断伸びとC量との関係を示す²⁰⁾。この条件での超塑性に対する最適C量は1.6~1.8%であった。C量が超塑性に影響するのは第二相粒子であるセメンタイトの量が変わるためである。微細組織を得、これを変形中も維持するにはセメンタイト量が多い方が有利となるが、多すぎると前処理としての加工熱処理時に未固溶の大型セメンタイトが残り、変形時に超塑性を阻害するボイド生成が促進されて破断伸びが低下するためであろう。770°Cの方が650°Cよりも伸びが劣るのはオーステナイトの方

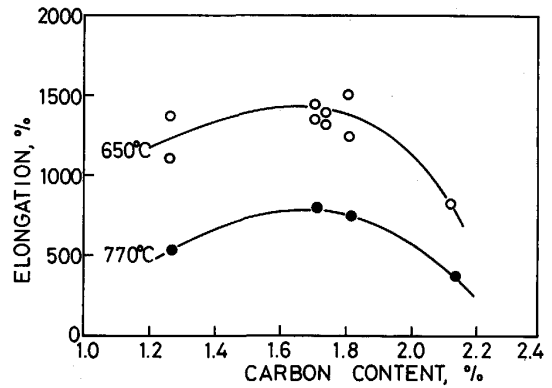


Fig. 3. Percent elongation-to-failure of plain carbon steels as a function of carbon content at a strain rate of $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ at temperatures below and above the A_1 point²⁰⁾.

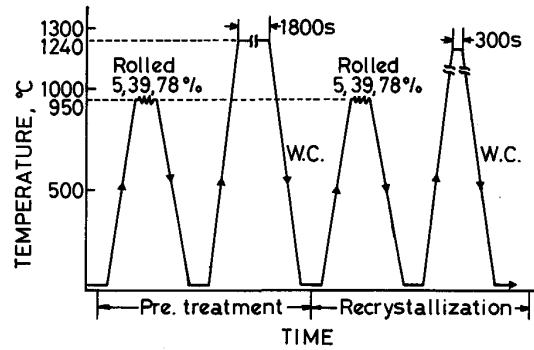


Fig. 4. Schematic illustration of thermo-mechanical treatment to obtain recrystallized structure, recently proposed by TORISAKA *et al.*²⁹⁾.

がCの溶解度が大きく、セメンタイト量が少なくなって変形中の粒成長が起こりやすいためと説明している。ちなみに1.5% C鋼のセメンタイト量は770°Cでは10%、650°Cでは22%であった。したがってセメンタイトの析出を促進するCrを添加すると、セメンタイト量が増大し超塑性が向上する²¹⁾。逆にNiはセメンタイトの析出を遅延するので逆効果となる。

鳥阪らが高速度鋼の結晶粒微細化に用いたプロセス²⁹⁾は少し異なるので紹介しておく。結晶粒微細化法の概念図をFig. 4に示す。これは γ 粒を微細化するプロセスであり、1000°Cで300%の伸びが得られているにすぎないが、プロセスそのものが簡単なので実用的価値はあろう。

RUANOらは、SHERBYらが検討したプロセスではさらに高C域での超塑性の発現が困難なため、急冷凝固法を併用して超塑性の発現を試みた³⁰⁾。彼らは、3% C鋼に1.5% Crを添加した材料の急冷凝固粉末を焼結した試料を用い、700°Cで1410%というこの分野での超塑

Table 2. Summary of superplasticity in low C steels.

Chemical composition	Prior treatment	Maximum elongation (%)	Temperature (°C)	Strain rate (s ⁻¹)	Author (s) (Year)	Remarks	Reference	
0.13C-1.1Mn	Thermo-mechanical treatment	310	800	1.7×10 ⁻⁴	MORRISON (1968)	•Containing 0.05Al and 0.1V • γ -region	34	
0.14C-1.2Mn-0.5P		270	900	3.3×10 ⁻⁴	MORRISON (1968)		34	
0.14C-0.7Mn-0.15Si-0.2P		240	900	1.7×10 ⁻⁴	MORRISON (1968)		34	
0.07C-0.9Mn-0.5P		169	900	1.7×10 ⁻⁴	MORRISON (1968)		34	
0.34C-0.5Mn-2Al		372	900	1.7×10 ⁻⁴	MORRISON (1968)		34	
0.12C-2Si		171	900	1.7×10 ⁻⁴	MORRISON (1968)		34	
0.2C-1.5Mn-0.9P		320	900	3.3×10 ⁻⁴	MORRISON (1968)		34	
0.16C-1.5Mn-2P		376	900	3.3×10 ⁻⁴	MORRISON (1968)		34	
10Cr		152	850	~10 ⁻⁵	HIRANO <i>et al.</i> (1974)		α/γ duplex phase region	35
1.5Cr-1P		Hot-rolled	400	800~900	~10 ⁻⁴		KOBAYASHI <i>et al.</i> (1975)	
50Cu	Atomized and consolidated	300	800	~10 ⁻⁴	KOBAYASHI <i>et al.</i> (1975)		37	
0.08C-1.1Mn-0.04Nb-1.5Ti	Warm-rolled	184	1000	1.7×10 ⁻⁴	STEWART (1976)		38	
0.15C-1.2Mn-0.014Nb	Cold-rolled and austenitized	738	790	1.7×10 ⁻⁴	MATSUMURA & TOKIZANE (1985)		40	
0.15C-1.3Mn-0.3Si		640	780					
0.2C-0.2Si-0.6Mn-1Cr	Thermo-mechanical treatment	600	770	1.7×10 ⁻⁴	KOJIMA & TOKIZANE (1986)		41	
0.3C-0.2Si-0.6Mn-1Cr		500	740					
0.2C-0.3Si-0.8Mn-1Cr		845	760					

性伸びの記録を達成した。その後も同様な試みが続けられている^{31)~33)}。

2.2 合金鋼

ここで対象とする合金は主として実用的価値の高い低C低合金鋼であるが、Fe基高合金での結果も散見されるので合金鋼としてまとめて取り扱うことにする。この分野における今までの研究結果をTable 2にまとめた。

低C低合金鋼の超塑性を最初に取り上げたのは1968年、MORRISONである³⁴⁾。彼は種々の低C低合金鋼を用意し、900~600°C間で熱間圧延して組織の微細化を図った後、低温 γ 域で引張変形した。変形中の粒成長を抑制するためVもしくはAlを添加している。300%以上の比較的大きな超塑性伸びは2%Al添加鋼および高P(0.9もしくは2%)鋼において得られた。これはこれらの元素添加による結晶粒微細化作用によると彼は説明している。ln σ -ln $\dot{\epsilon}$ 曲線から求めたm-値は0.10~0.4程度であり、破断伸びとよく対応した。

続いて平野らはFe-Cr、Fe-Ni合金においても α + γ 二相域で変形すれば、超塑性特性を示すことを報告している³⁵⁾³⁶⁾。小林らはFe-(0.5~1.8)%Mn-P、Fe-1.5%Ni-Pおよび粉末を焼結したFe-50%Cu合金の超塑性挙動について調べ、800~900°C変形においてFe-1.5%Ni-P合金で400%、Fe-50%Cu合金で300%の超塑性伸びを記録している³⁷⁾。前者は α + γ 二相共存域、後者はFe(α -フェライト)と ϵ -Cu(fcc)二相組織で得られたものである。STEWARTもNb、Tiを添加した低C鋼を温間加工し、1000°Cでの超塑性特性を調べ³⁸⁾、 $\dot{\epsilon}=3.3\times 10^{-5}$ s⁻¹で0.75という高いm-値を記録している。

TOKIZANEらは低C鋼の加工熱処理による結晶粒微細化法について検討し³⁹⁾、その超塑性挙動を調べた⁴⁰⁾。その方法は、Fig. 5(a)に示すように、 γ から焼き入れ

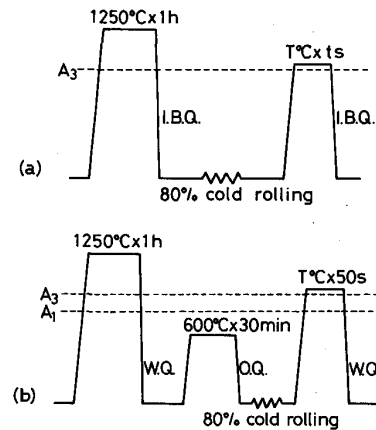


Fig. 5. Schematic diagrams of the thermo-mechanical processing developed for superplasticity by TOKIZANE *et al.*⁴⁰⁾ (a) Basic method and (b) Improved method.

てマルテンサイトとしたものを冷間加工し、A₃点直上に加熱するものである。 α + γ 二相域の中間の温度、すなわち α 相と γ 相の体積率がほぼ等しくなる温度域(彼らが用いた0.15% C鋼では約780°C)で600%以上の大きな破断伸びを記録している。Nb添加鋼では組織の微細化がさらに顕著で、m-値は0.6以上、伸びは700%に達した。しかしながら、容易に類推されるようにこの方法では硬いマルテンサイトを室温で強加工する必要があるので、C含有量が増加すると加工中に割れを生じ適用に限界がある。そこで彼らはこの問題を解決するため、Fig. 5(b)に示すようにマルテンサイトをいったん焼もとした後冷間加工を加えるプロセスを考案した⁴¹⁾。この方法により、1.67×10⁻⁴ s⁻¹という歪み速度で800%以上の大きな超塑性伸びを達成した(Fig. 6)。

Table 3. Summary of superplasticity in austenitic stainless steels.

Chemical composition	Prior treatment	Maximum elongation (%)	Temperature (°C)	Strain rate (s ⁻¹)	Author (s) (Year)	Reference
1C-1.5Si-32Mn-11Al	40% cold-rolled	≥500	800	0.7 × 10 ⁻³	TOSCANO (1983)	42
13Cr-16Mn	40% cold-rolled	228	750	0.4 × 10 ⁻³	MUKHOPADHYAY (1987)	43
20Cr-10Ni-0.7N	1 300°C → 70% cold-rolled	270	1 000	0.8 × 10 ⁻³	TAKAHASHI <i>et al.</i> (1987)	44
20Cr-10Ni-0.7N	1 200°C → 50% cold-rolled	527	800	0.8 × 10 ⁻³	MINEURA & TANAKA (1988)	45
21Al-4B	1 100°C → 40% cold-rolled Rapidly solidified Powder → Hot extrusion	281	871	?	RAY <i>et al.</i> (1983)	46

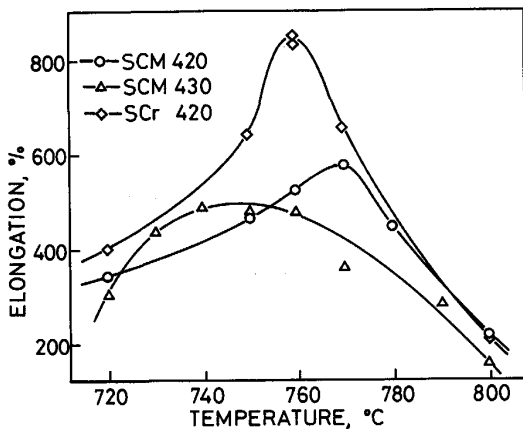


Fig. 6. Temperature dependence of the elongation-to-failure of various (0.2-0.3)%C steels deformed at an initial strain rate of $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (Ref. 41).

2.3 オーステナイト系ステンレス鋼

今までに報告されている超塑性材料は変形時に複相組織を呈するものが多く、オーステナイト系ステンレス鋼のような単相合金の超塑性については報告は極めて少ない。

この分野における研究結果を Table 3 にまとめた。1983年、TOSCANO は 1% C-32% Mn-11% Al-1.5% Si 鋼を用いたおそらくオーステナイト鋼では初めての超塑性挙動について報告した⁴²⁾。彼はこの材料を 40% 冷間加工し、800°C、 $\dot{\epsilon} = 0.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で引張変形し、500% 以上の超塑性伸びを得た。この原因は Mn_3AlC が析出し、変形中の結晶粒粗大化が抑制されたためと説明している。最近、MUKHOPADHYAY は 13%Cr-16%Mn 鋼の超塑性挙動について検討している⁴³⁾。ステンレス鋼における Ni を Mn に置き換えた理由はそれによって積層欠陥エネルギーを下げ、動的再結晶を促進しようという狙いである。83% 冷間加工した材料を用いて 750°C、 $\dot{\epsilon} = 0.4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で 270% の超塑性伸びを得ている。

最近の峰浦ら⁴⁴⁾⁴⁵⁾の 20% Cr-20% Ni-0.7% N 鋼を用いた研究は実用鋼を用いている点で最も注目すべきものであろう。彼らは N の増量が γ 組織を安定にし耐食性を向上することから溶解時の N_2 ガス分圧を上げて高 N 鋼を製造した。この材料では 1000°C 近辺で多量の

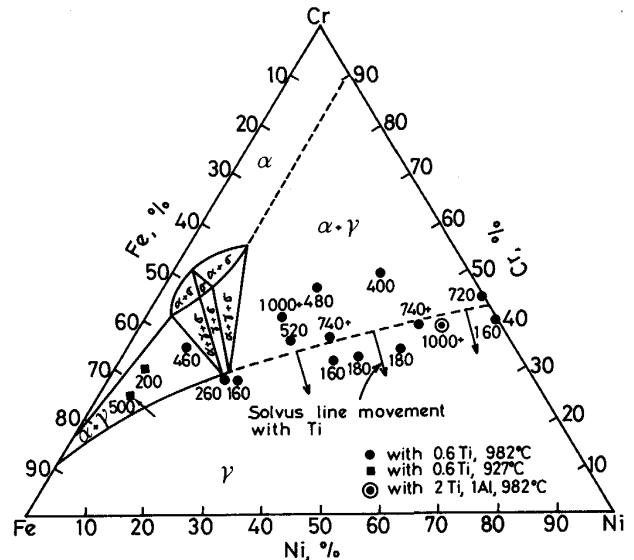


Fig. 7. Hot tensile elongations of various Fe-Ni-Cr alloys deformed at a strain rate of $2.6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. The plots are in the Fe-Ni-Cr ternary system at 1000°C. An arrow shows the practical δ/γ duplex stainless steel of IN 744¹³⁾.

Cr_2N が析出する。そのため冷間加工と再結晶処理とを繰り返し行えば $\sim 1 \mu\text{m}$ の微細組織が得られ、変形中も組織の粗大化が起こらない。彼らは 800°C で 500% 以上の超塑性伸びを報告している。その他 RAY らが 21% Al-高 B 鋼を急冷凝固によって粉末とし、固化した材料を用いて超塑性挙動を検討した例もある⁴⁶⁾。

2.4 二相ステンレス鋼

二相ステンレス鋼は、Fe 基合金もしくは鉄鋼材料の中では最も容易に超塑性を発現できる材料でその報告も多い。今までの研究結果を Table 4 にまとめた。初めての報告は 1967 年、HAYDEN らによるものである¹³⁾⁴⁷⁾⁻⁴⁹⁾。彼らはまず、変形温度である 1000°C 近傍で δ/γ 二相組織となる種々の Fe-Ni-Cr 合金を準備し、それらの超塑性挙動を調べた。結果を Fig. 7 に示す¹³⁾。これらはいずれも熱間圧延材から試料を採取したもので、39% Cr-8% Fe-2% Ti-1% Al-Ni 合金で最も大きな超塑性伸びが得られた。実用鋼である IN744 鋼 (25% Cr-6.5% Ni-0.6% Ti, Fig. 7 に矢印で示す) においても 500% の伸びが得られている。彼らの研究は、後々の

Table 4. Summary of superplasticity in α/γ duplex stainless steels or alloys.

Chemical composition	Prior treatment	Maximum elongation (%)	Temperature (°C)	Strain rate (s^{-1})	Author (s) (Year)	Reference
25Cr-6.5Ni-0.6Ti	Hot-rolled	500	927	2.6×10^{-3}	HAYDEN <i>et al.</i> (1967)	47
30Cr-5.0Ni-0.6Ti	Hot-rolled	200	927	2.6×10^{-3}	HAYDEN <i>et al.</i> (1967)	47
34Cr-10Ni-0.6Ti	Hot-rolled	460	982	2.6×10^{-3}	HAYDEN <i>et al.</i> (1967)	47
28Cr-19Ni-0.6Ti	Hot-rolled	260	982	2.6×10^{-3}	HAYDEN <i>et al.</i> (1967)	47
28Cr-22Ni-0.6Ti	Hot-rolled	160	982	2.6×10^{-3}	HAYDEN <i>et al.</i> (1967)	47
36Cr-26Ni-0.6Ti	Hot-rolled	520	982	2.6×10^{-3}	HAYDEN <i>et al.</i> (1967)	47
41Cr-22.5Ni-0.6Ti	Hot-rolled	>1000	982	2.6×10^{-3}	HAYDEN <i>et al.</i> (1967)	47
46Cr-16Ni-0.6Ti	Hot-rolled	480	982	2.6×10^{-3}	HAYDEN <i>et al.</i> (1967)	47
43Cr-33Ni-0.6Ti	Hot-rolled	>740	982	2.6×10^{-3}	HAYDEN <i>et al.</i> (1967)	47
55Cr-35Ni-0.6Ti	Hot-rolled	400	982	2.6×10^{-3}	HAYDEN <i>et al.</i> (1967)	47
39Cr-52Ni-0.6Ti	Hot-rolled	740	982	2.6×10^{-3}	HAYDEN <i>et al.</i> (1967)	47
39Cr-49Ni-2Ti-1Al	Hot-rolled	>1000	982	2.6×10^{-3}	HAYDEN <i>et al.</i> (1967)	47
45Cr-55Ni-0.6Ti	Hot-rolled	720	982	2.6×10^{-3}	HAYDEN <i>et al.</i> (1967)	47
25Cr-5.7Ni-0.7Ti-0.1Al	Cold-rolled	600	927	4.4×10^{-3}	CIBSON <i>et al.</i> (1968)	48
30Cr-6Ni-0.7Ti-0.16Al	Cold-rolled	300	871	4.4×10^{-3}	CIBSON <i>et al.</i> (1968)	48
26Cr-6.5Ni-0.4Ti	Cold-rolled	1050	960	3.2×10^{-4}	SMITH <i>et al.</i> (1976)	50
23.4Cr-5Ni-1.5Mo-1Cu-0.15N	Rapidly solidified Ribbon→Hot extrusion	500	1070	2×10^{-4}	ZHANG <i>et al.</i> (1984)	52
25Cr-7Ni-3Mo-0.14N	Cold-rolled	>2500	950	2×10^{-3}	MAEHARA (1984)	53
		>2000	1050	2×10^{-3}	MAEHARA (1984)	53
26Cr-6.5Ni-3Mo-0.11N	Rapidly solidified Ribbon→Hot extrusion	>1000	950	1.7×10^{-3}	OSADA & GRANT (1986)	55
26Cr-6.5Ni-3Mo-0.12N	Cold-rolled	>3000	1000	4×10^{-3}	OSADA <i>et al.</i> (1987)	56
18Cr-4Ni-3Si-3Mn-1Cu	Cold-rolled	765	1000		AOKI <i>et al.</i> (1986)	58
18.5Cr-4Ni-3.2Mn-1.7Si-1Cu	Cold-rolled	750	950	2×10^{-3}	MAEHARA (1987)	59
24.8Cr-6.4Ni-3Mo-0.12N	Strip cast→Cold-rolled	>1000	1000	8×10^{-4}	OSADA <i>et al.</i> (1988)	57

鉄鋼材料の超塑性研究に少なからぬ影響を与えたと考えられ、その後の研究が著しく活発化している。

同じグループの GIBSON らは翌年前処理として冷間加工を加えれば現象が加速されることを示した⁴⁸⁾。SMITH らは 1976 年、IN744 鋼でも冷間加工材を用いれば 1000% 以上の超塑性伸びが得られることを報告している⁵⁰⁾⁵¹⁾。ただし歪み速度は HAYDEN らよりも 1 桁以上遅い $3.2 \times 10^{-4} s^{-1}$ である。その後、急冷凝固プロセスを併用した研究も ZHANG らによって行われている⁵²⁾。

1984 年、著者らは 3 種類の二相ステンレス鋼の超塑性挙動を調べ、 δ 粒の粗大化が起らないようにまだ γ が少量残る温度で溶体化した後冷間加工すれば、超塑性変形温度に加熱したときに組織の微細化が起り、超塑性が著しく加速されることを明らかにした⁵³⁾⁵⁴⁾。最大伸びは 25%Cr-7%Ni-3%Mo-0.14%N 鋼で得られ、2500% 以上にも達した。注目すべきことは、従来の超塑性二相ステンレス鋼は Ti を添加して固溶 N を TiN として固定しているのに対し、超塑性特性の優れた鋼は固溶 N を多量に含有することであり、Ti 添加鋼では優れた超塑性特性は得られなかった。これは N によって γ 相の微細分散が図れるためと考えられる。また最大伸びは $\delta \rightarrow \gamma + \sigma$ の共析分離が起り、変形中早期に γ 相中に 30% 程度の σ 粒が分散する条件である 950°C 変形で得られたことである。もちろん δ/γ 二相状態が維持される 1000°C 以上でも優れた超塑性が得られ、Fig. 8 に示すように伸びの温度変化には二つの極大が見られる⁵⁴⁾。Photo. 2 には両温度域における δ/γ , γ/σ 二相等軸組織を示す⁵³⁾。Fig. 9 は 25%Cr-7%Ni-3%Mo-0.14%N 鋼について破断伸びの等高線を変形温度と初期歪み速度軸のグラフ上に描いたものである⁵³⁾。超塑

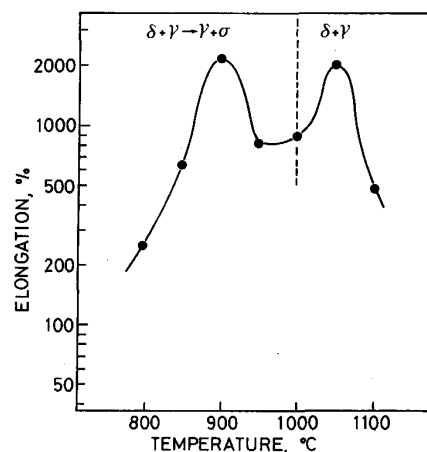
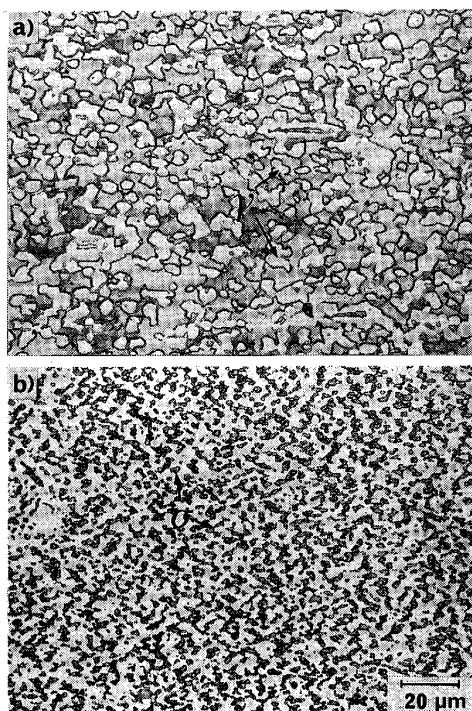


Fig. 8. Temperature dependence of elongation in a cold-rolled 25%Cr-7%Ni-3%Mo-0.14%N steel. Note two elongation peaks at 900°C and 1050°C in γ/σ and δ/γ duplex phase regions, respectively⁵⁴⁾.

性は前処理としての冷間加工によって加速され、 $\sim 10^{-1} s^{-1}$ という速い歪み速度でも 200% 以上の伸びが得られることがわかる。また超塑性が得られる温度範囲も広い。これは前述の δ/γ 二相組織に加えて低温域の γ/σ 二相状態でも超塑性が得られることに起因している。OSADA らは類似の鋼 (26%Cr-7%Ni-3%Mo-0.12%N) の超塑性挙動を検討し^{55)~57)}、冷間加工材を用いて 3000% の超塑性伸びを記録した⁵⁶⁾。彼らが同じ手法を用いながらより大きな超塑性伸びを得た理由は、冷間加工の前段階の熱間加工をブラネタリーミルで行ったため、組織がより微細になったためと思われる。彼らはまた急冷凝固薄帯を熱間押し出して固化した材料⁵⁵⁾



a) Homogeneous dispersion of γ particles within δ -ferrite matrix⁵²⁾; the specimen deformed to 200% at 1050°C after solution treatment at 1350°C. b) Homogeneous dispersion of σ particles within γ phase matrix⁵³⁾; the specimen deformed to 895% at 950°C after cold rolling.

Photo. 2. Duplex microstructures during superplastic deformation at a strain rate of $4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

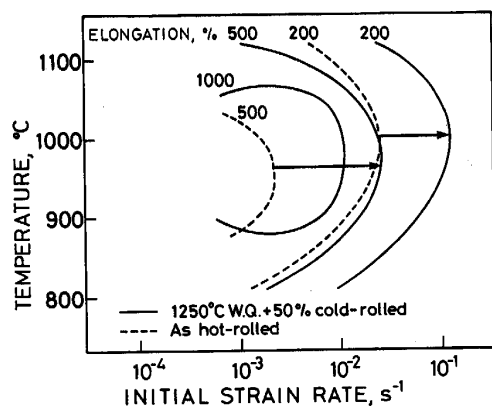


Fig. 9. Percent elongation contour lines in deformation temperature and initial strain rate axes; 25Cr-7Ni-3Mo-0.14N steel⁵³⁾.

ヤストリップキャストリングにより得た凝固まま材の⁵⁷⁾超塑性挙動も検討している。ストリップキャスト材を冷間圧延した材料で1000%以上の、またその冷間圧延材を焼鈍した材料では2000%もの大きな超塑性伸びを報告しており、注目される。

青木ら⁵⁸⁾は18%Cr-4%Ni-3%Si-3%Mn-1%Cu鋼

の、著者ら⁵⁹⁾は18.5%Cr-4%Ni-3%Mo-1.7%Si-1%Cu鋼の超塑性挙動を調査、いずれも750%以上の超塑性伸びを報告している。前述の高Cr鋼に比べて耐食性は劣るがより安価な材料として注目される。その他PIATTIらがNiをMnで置き換えた14%Cr-20%Mn鋼の超塑性挙動を調べ、750~900°Cという比較的低い温度で300%以上の超塑性伸びを記録した例もある⁶⁰⁾。

このように二相ステンレス鋼は超塑性を発現しやすい材料であり、種々の系の合金開発が可能と考えられ、超塑性現象を解明するための研究対象としても多く取り上げられている^{61)~70)}。

3. 超塑性利用技術について

以上述べてきたように、Fe基合金および鉄鋼材料においても超塑性は多くの研究対象となっている。ここではその利用技術がどのように展開されているかについて概括する。

超塑性利用技術の主たるものは、大変形が可能なことを利用した超塑性加工と固相接合への適用であろう⁷⁰⁾。例えばTi合金の超塑性は超塑性加工(Superplastic Forming)およびそれと超塑性接合(Diffusion Bonding)とを組み合わせた技術(SPF/DB)を航空機部材等の製造に適用され、工程数の削減あるいは部品点数の減少等によって大幅なコスト低減と軽量化に成功している²⁾。これに対しFe基合金あるいは鉄鋼材料の超塑性加工、特に高温域での加工は実用化がかなり遅れている。これは極めて加工性が悪く高価なTi合金のように超塑性の利用によって大きな付加価値が見出しにくいことによるものと思われる。しかしながら超塑性は少量多品種化の趨勢にマッチした技術であり(Fig. 10)⁷²⁾、二相ステンレス鋼のような超塑性特性の優れた材料の開発もあって、少しずつではあるが実用化への動きが活発化しているように思われる。

超塑性現象を固相接合へ利用しようとする試みは古くから行われている⁷¹⁾。SHERBYらは高炭素鋼の恒温超塑性を利用した固相接合を試み、 A_1 点以下での接合によって良好な結果を得、低炭素鋼との複層鋼板⁷³⁾やステンレス鋼との複層鋼板⁷⁴⁾を試作している。磯西と時実も同様の方法で高炭素鋼を用いた A_1 点以下での接合実験を行っている⁷⁵⁾。著者らも二相ステンレス鋼の超塑性を利用した超塑性接合について検討した⁷⁶⁾。例えば1100°Cで2kgf/mm²の加圧力をかけると数10sで母材破断するような接合性が得られる。接合界面近傍の局所的な超塑性変形を利用するので接合部の組織はむしろ微細化し(Photo. 3)母材に対する諸特性の改善も期待できる。また接合界面の多少の凹凸や雰囲気は接合性にあまり影響しない。異材との接合も容易であり、非超塑性材を接合する時のインサート材としても使用できる。この場合の接合性はFig. 11に示すようにインサート材

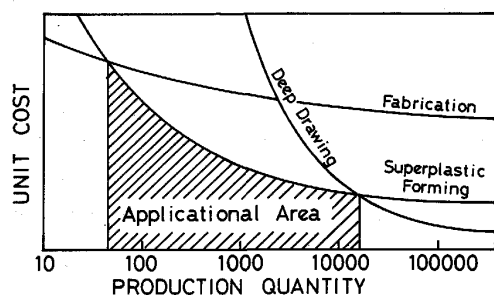


Fig. 10. Diagram showing that superplastic forming is economically most attractive when producing a few hundred to several thousand components⁷¹⁾.

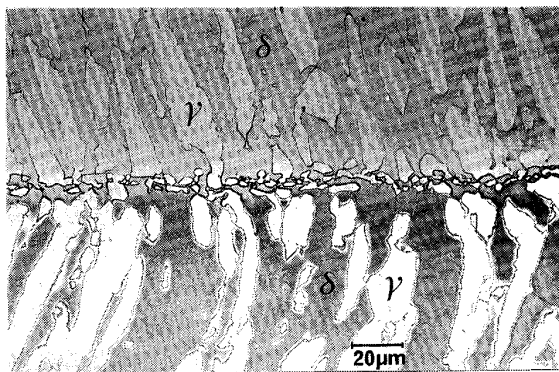


Photo. 3. Microstructure on the longitudinal cross section of dissimilar duplex stainless steels bonded by an upset stress of 2 kgf/mm² at 1100°C for 300 s (Ref. 75).

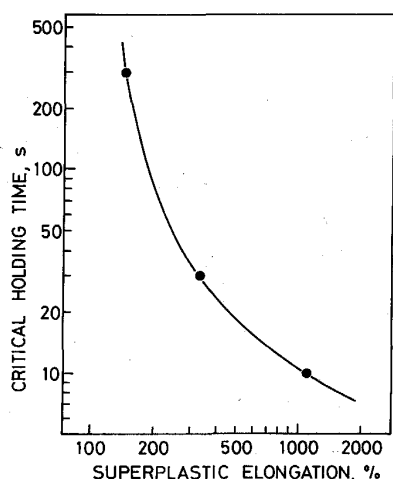


Fig. 11. Relationship between superplasticity of insert duplex stainless steel sheet and critical holding time for achieving enough weldability when carbon steels are bonded by an upset stress of 2 kgf/mm² at 1100°C⁷⁵⁾.

の超塑性特性に大きく依存する。その他特筆すべき点として、超塑性を利用すれば固相接合が短時間で終了するので、異材との接合時に相互拡散による中間脆化相が生じにくい点が挙げられる。超塑性を利用することによって固相接合が加速されるメカニズムについては明確でないが、少なくとも接合界面近傍の超塑性流動が初期の密着化過程を加速していることは間違いない。焼結過程はまさに拡散接合を利用するのであり、超塑性接合の利用による効率化が図れるであろう¹¹⁾。

4. 超塑性変形機構と今後の検討課題

微細粒超塑性が何故起こるかについては、この現象が発見されたときからの最大の関心事であり、多くの研究がある。超塑性現象の持つ共通点は前述のように歪み速度感受性指数、 m -値が大きいことと等軸組織が変形中も維持されることの二点であり、これらを満たすには微細粒組織とした方が都合がよい^{2)77)~81)}。超塑性における均一伸び変形はしばしば高 m -値によって説明される。すなわち、局部収縮が生じるとその部分の歪み速度が高まって変形抵抗が増し、その間に他の部分に変形がおよぶ結果、均一変形が可能になるというものである。しかしながら m -値は材料固有の常数ではなく前履歴や変形条件による他、変形中も一定ではなく、またその物理的な意味も曖昧である。等軸粒組織の維持はしばしば粒界すべりという言葉⁸²⁾で説明される。事実、粒界すべりは光学顕微鏡や走査型電子顕微鏡によって試料外部から観察されるのである²⁾⁷⁷⁾⁷⁹⁾⁸²⁾。粒内転位の透過型電子顕微鏡による観察結果も報告されている⁴⁸⁾⁵³⁾⁵⁴⁾⁵⁹⁾⁷⁹⁾が、熱間変形後室温に冷却して観察することによる不確定要素も入り、その解釈についての議論も多い。GIBSON⁴⁸⁾が二相ステンレス鋼における超塑性変形中の原子移動の活性化エネルギーを求めた結果によると粒界拡散と粒内拡散との中間の値をとっている。

超塑性による均一変形は理想的な状態が持続する限り永遠に続くと考えられるが、実際には有限伸びしか示さない。これは変形中に、例えばクロスヘッド速度一定の試験では歪み速度が徐々に低下する(1000%変形後には歪み速度は一桁も下がる)あるいは組織が粗大(微細)化するという条件の変化によって、理想状態が維持できないからに他ならない。そのため粒界にポイドを生じそれらが合体して最終破断に至るのである⁸³⁾。したがって超塑性変形後の破壊形態は Photo. 4 に例示するように⁵⁴⁾粒界破壊の様相を呈し(Coral fracture と呼ぶ)、通常の延性破壊のような Chisel point 型のそれとは異なることが多い。

二相組織は等軸微細組織を作りそれを変形中も維持するのに都合がよく、今回紹介した材料も例外なく二相状態で超塑性が得られている。そのため、第二相は母相の粒成長を抑制するためにのみ必要であると考えられてき

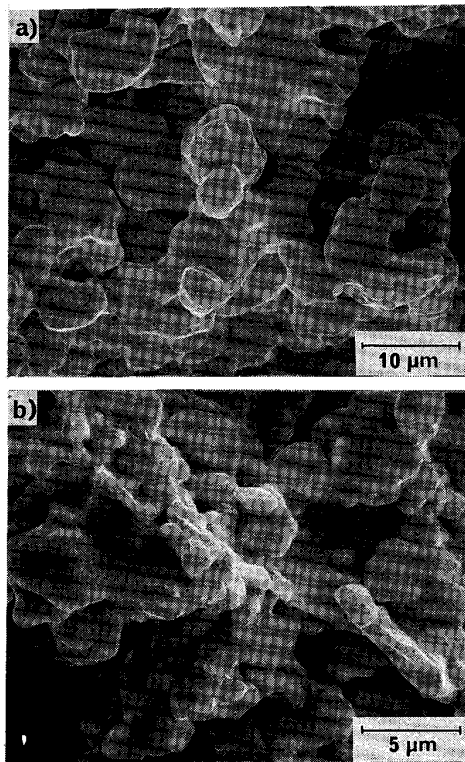


Photo. 4. Examples of fracture surfaces after superplastic deformation of duplex stainless steel⁵⁴⁾; the specimens deformed at a strain rate of $4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ at (a) 1050°C and (b) 950°C.

た。しかしながら、例えば二相ステンレス鋼の超塑性は、 δ/γ 比が逆転すると結晶粒成長挙動がほとんど同じであっても、現象が大きく異なってくるのである。すなわち、Fig. 12 に示すように⁵⁹⁾、軟らかい δ -フェライトが母相になると大きな超塑性が得られるのに対し、相対的に硬い γ 相が母相となるとほとんど超塑性を示さなくなる。また変形の早期に γ/σ 二相組織となる場合、 σ 相が 10% では超塑性に不十分であり 30% 程度必要であった。このような超塑性に及ぼす第二相の影響は SHERBY らの UHC 鋼における γ もしくは α 相中に分散するセメンタイト粒子の場合も同様である²⁵⁾。このような第二相粒子の役割を説明するため、著者ら⁵⁹⁾⁸⁴⁾は硬い第二相分散粒子は単に母相の粒成長を抑制するのみならず、母相に局所的な歪み集中と再結晶を間欠的に起こさせて超塑性を誘発する働きがあり、マクロ的には粒界すべりモデルと対応するのではないかという考えを提案した (Fig. 13 (a))。この動的再結晶モデルによると、超塑性変形条件下では歪み速度の変化に対して平均転位密度すなわち変形抵抗が大きく変わることになり、 m -値の歪み速度依存性をも説明できる。このモデルは粒界近傍の塑性変形を伴う GIFFKINS の粒界すべりモデル (Core/Mantle model : Fig. 13 (b))⁸⁵⁾と類似している。既に述べたように、最近の超塑性におけるトピックスの

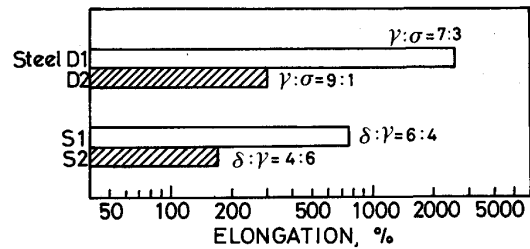


Fig. 12. Effects of γ/σ and δ/γ volume fraction ratios on superplastic elongation⁵⁹⁾; the specimens deformed at 950°C at a strain rate of $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (Ref. 59).

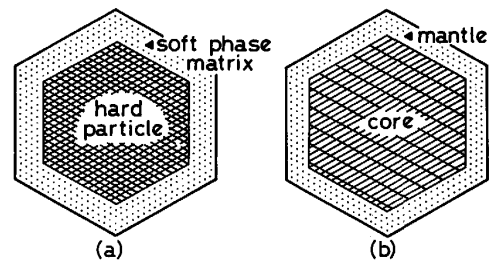


Fig. 13. Comparison between (a) dynamic recrystallization model of duplex stainless steel⁸³⁾ and GIFFKINS' core/mantle model for grain boundary sliding⁸⁴⁾.

ひとつは材料の多様化であり、セラミックスと同様に脆い材料である金属間化合物においても優れた超塑性を示すことが報告されている^{86)~88)}。その変形機構として Fig. 13 に示したのと同じモデルで現象が説明できることが示唆されており興味深い。すなわち、例えば Ni_3Al 単相材料の粒界脆化は結晶粒を微細にしかつ B を添加することによって抑制され、同時に超塑性も発現する⁸⁷⁾⁸⁸⁾。この場合 B の作用によって粒界に沿う薄い層では構造が不規則化するので⁸⁹⁾、規則相を保った粒内に比べて著しくすべり変形が生じやすいと考えられ、超塑性変形中の組織変化⁸⁸⁾とも一致するのである。しかしながら、変形機構の詳細については依然として議論のあるところであり、理路整然とした変形機構の解明が待たれる。

いずれにせよ、微細粒超塑性は少なくとも粒界近傍の物質移動と密接に関係していることは明らかであり、超塑性変形に適した歪み速度 $\dot{\epsilon}^*$ は次式によって経験的に現される⁷⁸⁾⁸¹⁾。

$$\dot{\epsilon}^* = K\sigma^{1/m} d^p \exp(-Q/kT) \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここに k : 定数, d : 結晶粒径であり、通常 p は ~ 2 となるので $\dot{\epsilon}^*$ は d に大きく依存することになる。すなわち、結晶粒微細化による高 $\dot{\epsilon}^*$ 化が期待される。Al 合金では粉末冶金法を併用して組織を微細化した試料で $\dot{\epsilon} \sim 10^2 \text{ s}^{-1}$ でも超塑性による大変形が可能とする報告

もある⁴⁾。セラミックスや³⁾⁵⁾金属間化合物においても^{6)~8)}超塑性が得られているのも結晶粒微細化の効果が顕著に現れたためと考えられる。二相ステンレス鋼においても高 $\dot{\epsilon}$ *化の研究が行われており、 $\delta \rightarrow \gamma$ 変態超塑性を併用すれば $\dot{\epsilon} \sim 10^0 \text{ s}^{-1}$ でも超塑性の発現が可能である⁶⁹⁾。超塑性の短所は高温域での恒温変形を遅い $\dot{\epsilon}$ で行わなければならないことである。変形温度は物質移動を利用する限り、材料特有のものであり絶対温度で融点の60%程度と限定されるのはやむをえない。しかし、高 $\dot{\epsilon}$ *化は可能であり実用化にとっても重要なので今後の興味ある研究課題と言えよう。

5. ま と め

以上述べてきたように、Fe基合金および鉄鋼材料を対象にした超塑性の研究は近年活発化している。その範囲は、高炭素鋼や二相ステンレス鋼に加え、低合金鋼、オーステナイト鋼と多岐にわたっており、その利用技術の検討も進められている。いささか雑駁なものとなったが、従来この分野の最近における全体像をまとめたものは他にないように思われる。今後の展開への一助となれば幸いである。

本稿をまとめるにあたり有益な御助言を賜った京都大学名誉教授田村今男博士と長岡技術科学大学小林勝教授に厚くお礼申し上げます。

文 献

- 1) W. ROSENHAIN, J. L. HAUGHTEN and K. E. BINGHAM: *J. Inst. Met.*, **23** (1920), p. 261
- 2) 超塑性と金属加工技術(超塑性研究改編)(1980)[日刊工業新聞社]
- 3) F. WAKAI, S. SAKAGUCHI and Y. MATUNO: *Adv. Cera. Mater.*, **1** (1986), p. 259
- 4) T. G. NIEH and J. WADSWORTH: *Proc. Int. Conf. on Adv. Mater.*, Tokyo (1988)
- 5) Y. MAEHARA and T. G. LANGDON: *J. Mater. Sci.* に掲載予定
- 6) 田村今男: 鉄と鋼, **56** (1970), p. 429, 塑性と加工, **16** (1975) 177, p. 1022
- 7) I. TAMURA: *Met. Sci.*, **16** (1982), p. 247
- 8) N. RIDLEY: *Int. Conf. Pro.*, "Superplastic Forming of Structural Alloys", ed. by N. E. PATON and C. H. HAMILTON, Sanjago (1982), p. 191 [AIME]
- 9) B. WALSER and U. RITTER: *Int. Conf. Pro.*, "Superplasticity", ed. by B. BANDELET and M. SUERY, 15.1 (1985), Grenoble [VNRS]
- 10) M. KOBAYASHI and M. MIYAGAWA: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **27** (1987), p. 685
- 11) O. D. SHERBY: 湯川メモリアルレクチャー(日本鉄鋼協会編)(1988年4月)
- 12) H. W. SHADLER: *Trans. AIME*, **342** (1968), p. 1281
- 13) H. W. HAYDEN, R. C. GIBSON, H. F. MERRICK and J. H. BROPHY: *Trans. ASM*, **60** (1967), p. 3
- 14) W. A. BACKOFEN, I. R. TUMER and D. H. AVERY: *Trans. ASM*, **57** (1965), p. 980
- 15) E. E. UNDERWOOD: *J. Met.*, **14** (1962), p. 914
- 16) A. E. MANDER: *Trans. AIME*, **245** (1969), p. 1337
- 17) G. R. YORDER and V. WEISS: *Metall. Trans.*, **3** (1972), p. 675
- 18) B. WALSER, E. S. KAYALI and O. D. SHERBY: *Int. Conf. Pro.*, "Strength of Metals and Alloys", Nancy, France, **1** (1976), p. 456
- 19) R. D. KALIGUIRI, R. T. WHALEN and O. D. SHERBY: *Int. J. Powder Metall. and Powder Technol.*, **12** (1976), p. 9
- 20) B. WALSER and O. D. SHERBY: *Metall. Trans. A*, **10** (1979), p. 1461
- 21) J. WADSWORTH, J. H. LIN and O. D. SHERBY: *Met. Technol.*, **8** (1981), p. 190
- 22) 岡出元宏, 時実正治, O. D. SHERBY: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 2710, *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **22** (1982), p. 143
- 23) O. D. SHERBY 著, 鈴木朝夫訳: 鉄と鋼, **66** (1980), p. 282
- 24) D. W. KUM, T. OYAMA, O. D. SHERBY, O. A. RUANO and J. WADSWORTH: *Int. Conf. Pro.*, "Superplastic Forming", ed. by S. P. AGRAWAL, Los Angeles (1984), p. 32 [American Society of Metals]
- 25) 時実正治, 小山利正: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 767
- 26) O. D. SHERBY, B. WALSER, C. M. YOUNG and E. M. CADY: *Scr. Metall.*, **9** (1975), p. 569
- 27) U. S. patent No. 3951697 (1976年4月)
- 28) J. WADSWORTH, D. W. KUM and O. D. SHERBY: *Met. Prog.* (1986) June
- 29) 鳥阪泰憲, 白井一郎, 中沢克紀, 宮川松男: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 735
- 30) O. A. RUANO, L. E. EISELSTEIN and O. D. SHERBY: *Metall. Trans. A*, **13** (1982), p. 1785
- 31) 磯西和夫, 時実正治: 日本金属学会誌, **49** (1985), p. 149
- 32) 磯西和夫, 時実正治: 塑性と加工, **27** (1986) 302, p. 391
- 33) D. W. KUM, G. FROMMEYER, N. J. GRANT and O. D. SHERBY: *Metall. Trans. A*, **18** (1987), p. 1703
- 34) W. B. MORRISON: *Trans. ASM*, **61** (1968), p. 423
- 35) 平野敏幸, 山口正治, 三崎晴夫, 山根寿巳: 日本金属学会誌, **38** (1974), p. 385
- 36) 平野敏幸, 山口正治, 山根寿巳: 日本金属学会誌, **38** (1974), p. 703
- 37) 小林 勝, 鎌田克也, 竹岡健治: 塑性と加工, **16** (1975) 177, p. 921
- 38) M. J. STEWART: *Metall. Trans. A*, **7** (1976), p. 399
- 39) M. TOKIZANE, N. MATSUMURA, K. TSUZAKI, T. MAKI and I. TAMURA: *Metall. Trans. A*, **13** (1982), p. 1379
- 40) 松村直巳, 時実正治: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 228, *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **26** (1986), p. 316
- 41) 児島澄人, 時実正治: 塑性と加工, **27** (1986) 302, p. 409
- 42) E. H. TOSCANO: *Scr. Metall.*, **17** (1983), p. 309
- 43) J. MUKHOPADHYAY: 未発表データ
- 44) 高橋市朗, 吉田 毅, 峰浦 潔, 太田好光: 日本ステンレス技報, (1987) 22, p. 15
- 45) K. MINEURA and K. TANAKA: *J. Mater. Sci.* に掲載予定
- 46) R. RAY, V. PANCHANATHAN and S. ISSEROW: *J. Met.*, **35** (1983) 6, p. 30, p. 541
- 47) H. W. HAYDEN and J. H. BROPHY: *Trans. ASM*, **61** (1968), p. 542
- 48) R. C. GIBSON, H. W. HAYDEN and J. H. BROPHY: *Trans. ASM*, **61** (1968), p. 85
- 49) H. W. HAYDEN, S. FLOREEN, P. D. GOODEL: *Metall. Trans.*, **3** (1972), p. 833
- 50) C. I. SMITH, B. NORGATE and N. RIDLEY: *Mater. Sci.*, **10** (1976), p. 182
- 51) C. I. SMITH and N. RIDLEY: *Met. Technol.*, **1** (1974), p. 191
- 52) Y. ZHANG, F. DABKOWSKI and N. J. GRANT: *Mater. Sci. Eng.*, **65** (1984), p. 265
- 53) 前原泰裕: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 2168, *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **25** (1985), p. 69
- 54) Y. MEHARA and Y. OHOMORI: *Metall. Trans. A*, **18** (1987),

- p. 663
- 55) 長田邦明, N. J. GRANT: 鉄と鋼, 72 (1986), S1596
- 56) K. OSADA, S. UEKOH and K. EBATO: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 27 (1987), p. 713
- 57) K. OSADA, S. UEKOH, T. TOHGE, M. NODA and K. EBATO: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 28 (1988), p. 16
- 58) 青木正紘, 近藤 久, 藤山昭三, 高橋幸久, 平原一雄, 小川一利, 高橋正憲: 日本ステンレス技報 (1986) 21, p. 1
- 59) 前原泰裕: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 1722, Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 27 (1987), p. 705
- 60) G. PIATTI, D. BOERMAN and H. A. WEIR: Metall. Sci. Technol., 4 (1986), p. 8
- 61) B. P. KASHYAP and A. K. MUKHERJEE: Scr. Metall., 16 (1982), p. 541
- 62) B. P. KASHYAP and A. K. MUKHERJEE: Scr. Metall., 16 (1982), p. 1333
- 63) B. P. KASHYAP and A. K. MUKHERJEE: Metall. Trans. A, 14 (1983), p. 1875
- 64) B. P. KASHYAP and A. K. MUKHERJEE: J. Mater. Sci., 18 (1983), p. 3299
- 65) B. P. KASHYAP and A. K. MUKHERJEE: J. Mater. Sci. Technol., 1 (1985), p. 291
- 66) A. A. AFONJA: Mater. Sci. Eng., 54 (1982), p. 257
- 67) H. M. ZHANG and M. SUERY: Met. Sci., 18 (1984), p. 143
- 68) 鳥阪泰憲, 鈴木俊夫, 渡辺 寧, 宮川松男: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 333
- 69) 津崎兼彰, 松山博久, 長尾 護, 飴山 恵, 牧 正志: 日本金属学会講演概要集, 秋季講演大会 (1988), p. 654
- 70) 飴山 恵, 松岡 浩, 宮崎昭洋, 時実正治: 材料とプロセス, 1 (1988), p. 1742
- 71) Y. MAEHARA, Y. KOMIZO and T. G. LANGDON: Mater. Sci. Technol., 4 (1988), p. 669
- 72) P. COMLEY: 私信
- 73) O. D. SHERBY, J. WADSWORTH, R. D. CALIGIURI, L. E. EISELSTEIN, B. C. SNYDER and R. T. WHALEN: Scr. Metall., 13 (1979), p. 941
- 74) G. S. DAEHN, D. W. KUM and O. D. SBERBY: Metall. Trans. A, 17 (1986), p. 2295
- 75) 磯西和夫, 時実正治: 日本金属学会誌, 48 (1984), p. 623
- 76) 小溝裕一, 前原泰裕: 鉄と鋼, 74 (1988), p. 1657, Trans. Japan Wald. Soc., 19 (1988), p. 83
- 77) 和泉 修: 日本金属学会会報, 16 (1977), p. 335
- 78) T. G. LANGDON: Metall. Trans. A, 13 (1982), p. 689
- 79) J. W. EDINGTON: Metall. Trans. A, 13 (1982), p. 703
- 80) A. ARIELI and A. K. MUKHERJEE: Metall. Trans. A, 13 (1982), p. 717
- 81) B. P. KASHYAP, A. ARIELI and A. K. MUKHERJEE: J. Mater. Sci., 20 (1985), p. 2661
- 82) M. F. ASHBY and R. A. VERRALL: Acta Metall., 21 (1973), p. 149
- 83) M. J. STOWELL: Met. Sci., 17 (1983), p. 1
- 84) Y. MAEHARA and Y. OHMORI: Proc. Int. Conf. on Adv. Mater., Tokyo (1988)
- 85) R. C. GIFKINS: Metall. Trans. A, 7 (1976), p. 1225
- 86) 花田修治, 佐藤 敬, 渡辺貞夫, 和泉 修: 日本金属学会誌, 45 (1981), p. 1293
- 87) 金 睦淳, 花田修治, 渡辺貞夫, 和泉 修: 日本金属学会誌, 52 (1988), p. 1020
- 88) M. S. KIM, S. HANADA, S. WATANABE and O. IZUMI: Mater. Trans. Jpn. Inst. Met., 30 (1989), p. 77
- 89) R. A. D. MACKENZIE and S. L. SASS: Scr. Metall., 22 (1988), p. 1907