

© 1984 ISIJ

超 高 炭 素 鋼 の 超 塑 性

時 実 正 治*・小 山 利 正*²

Superplasticity in Ultrahigh Carbon Steel

Masaharu TOKIZANE and Toshimasa OYAMA

1. は じ め に

微細結晶粒組織の金属材料を $0.4 \sim 0.7 T_m$ (T_m : 融点) で低歪み速度 ($1\% \cdot \text{min}^{-1}$ 前後) で引張変形した時、低応力で巨大な伸びを生じる現象を微細結晶粒超塑性と呼んでいる。この現象を示す材料の結晶粒径は一般に数 μm 以下であり、この場合の塑性変形の機構は粒界すべりが主体であると考えられている¹⁾。

このような微細結晶粒超塑性を示すための材料条件としては(1)超微細結晶粒であること、(2)合金中に第2相が含まれていること(ただしこれは不可欠の条件ではなく、第2相の存在が加熱中に結晶粒の成長を抑制し、微細結晶粒組織を保持するのに好都合であるため)、(3)第2相の量が多いこと、(4)第2相の強さが変形温度において母相と同等あるいはそれ以下であること、(5)結晶粒界が高傾角粒界で構成されていること、(6)結晶粒の形態が等方的であること、などがあげられている²⁾³⁾。そしてこのような材料条件を満たすものとして Bi-Sn, Sn-Pb, Al-Cu, Zn-Al 合金などのごとく共晶または共析型の合金を加工や熱処理したものが典型的な超塑性合金として知られてきた⁴⁾。

第2相が存在する点から考えて、共析鋼の場合もうまく組織を調整すれば超塑性を示す可能性があるわけで、近年 MARDER⁵⁾ や YODER と WEISS⁶⁾ はこの鋼についてある程度の成果を示した。一方 Stanford 大学の SHERBY 教授らは共析鋼について種々の検討を行った結果⁷⁾、球状セメントサイトを微細に分布させた微細フェライト結晶粒組織を得ることができるが、顕著な超塑性を示す材料とすることは困難であることを指摘した。そして、その理由は共析鋼におけるセメントサイトの体積率は12%程度であり、高温変形中に容易に結晶粒の粗大化が起こるからであつて、セメントサイトの量をさらに増大(20%程度以上)させれば、おそらく良好な超塑性材を得ることができると予測した³⁾。これが彼らが今日 UHC (ultrahigh carbon) 鋼の名で呼んでいる超塑性超

高炭素鋼を開発した出発点である。

2. 超塑性 UHC 鋼の開発

上述のような予測を SHERBY らが持ち得たのは、彼らのグループで従来行ってきた種々の金属・合金のクリープ現象についての多くの研究⁸⁾⁹⁾、Al-Zn 合金などのいわゆる超塑性のモデル合金についての研究¹⁰⁾、鋼中のセメントサイトの球状化に及ぼす塑性加工の効果¹¹⁾、上述のような共析鋼に関する研究⁷⁾ などの多くの研究の蓄積が基礎になつているのであるが、彼らが積極的に UHC 鋼の開発に乗り出したのは、当時の米国の社会的要求に即した問題であつたことが、大きな要素となつていたと考えられる。すなわち当時の米国では金属材料の加工成形の手段としていわゆる超塑性加工が非常に注目されてきた。ところが従来の超塑性材は Al-Zn 合金その他のごとく、構造用材料としては、一般に強度レベルが低く、一方 Ni 基合金、Ti 基合金などは高価であり、高強度レベルで低価額の新しい超塑性合金の開発が望まれていたようである。SHERBY らが「過共析鋼は今まで知られている超塑性合金に加えることができる Ideal Candidates である」と提案したのは1972年のことであるが、翌年の1973年から彼らの UHC 鋼に関する本格的な研究が始まつたようである。彼らはまず最初に多量の過共析セメントサイトを含み、従来の常識からすると、きわめて塑性加工が困難と考えられていた 1.3~1.9% C の超高炭素鋼を、超塑性を示すような超微細結晶粒組織とする加工熱処理方法を開発した。このことは1975年に発表³⁾され76年には米国の特許¹²⁾を得ている。彼らの開発した方法は数種の方法を含むがこれらについては日本金属学会会報にすでに紹介¹³⁾されており、またその中で最も一般的な方法によつて造られた材料の組織、性質、熱処理特性やこれらの材料の超塑性の接合への応用、積層材とした時の性質などについて SHERBY 教授自身が来日(1978年秋)に際して日本鉄鋼協会講演大会で特別講演し、「よみがえつたダマスカス鋼」と題して本

昭和 59 年 1 月 20 日受付 (Received Jan. 20, 1984) (依頼技術資料)

* 立命館大学理工学部 工博 (Faculty of Science and Engineering, Ritsumeikan University, 56-1 Tojiinkitamachi Kita-ku 603)

*² Stanford 大学材料科学科 Ph. D. (Dept. of Materials Science and Engineering, Stanford University)

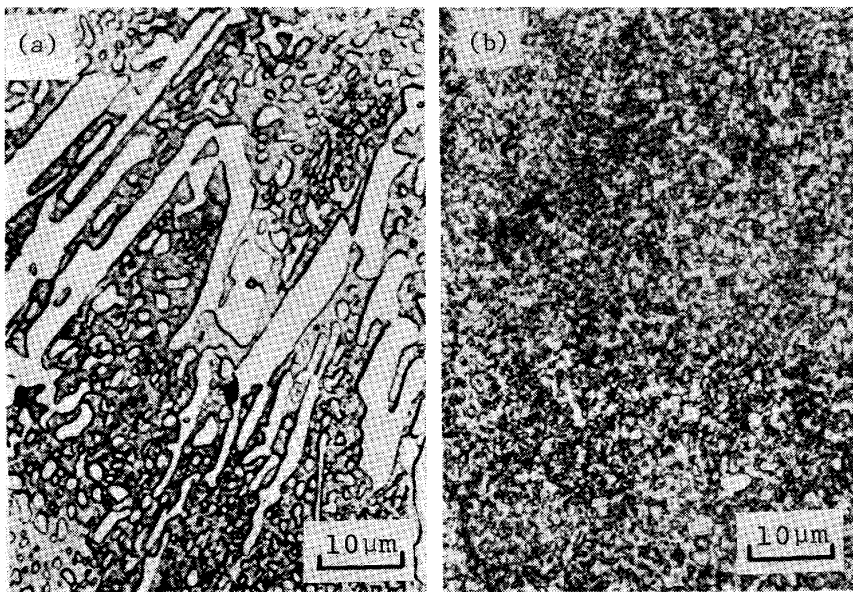


Photo. 1. Optical photomicrographs of 1.9 pct C steel, illustrating change in microstructure from coarse proeutectoid cementite structure in as-cast condition (a) to equiaxed fine grained state in extensively hot and warm working condition (b)¹⁵⁾.

Table 1. Chemical composition of ultrahigh carbon steel investigated (Wt pct)¹⁵⁾.

	C	Mn	Si	P	S	Fe
1.3 pct C	1.25	0.65	0.10	0.016	0.024	bal.
1.6 pct C	1.57	0.73	0.28	0.015	0.020	bal.
1.9 pct C	1.92	0.82	0.30	0.018	0.019	bal.

誌に講演内容(訳)¹⁴⁾が発表されているので、本稿ではこれらとの重複をできるだけ避け、彼らがこれまでに発表した論文からいくつかの問題を拾ってみる。

3. UHC 鋼の超塑性

まず、Table 1 は WALSER と SHERBY¹⁵⁾ が加工熱処理によつて超塑性化した代表的な UHC 鋼の化学組成を示す。これらの鋼について、まず鑄造材を 1150°C に加熱し、1パス当たり 10% 程度の圧下率で 600~650°C に冷却されるまでの間、連続的に圧延[†]し(真歪みにして約 -2.0)、その後さらに 650°C で等温的に1パス当たり約 5% の圧下率で圧延^{†2}(真歪みにして約 -1.5)している。Photo. 1 は巨大な過共析セメンタイトを含む 1.9% C 鋼の鑄造材の組織(a)と、これに上述の加工熱処理を加えることによつて得た粒径 0.5~1.5 μm のフェライト結晶粒と粒径 0.1~0.5 μm の球状セメンタイト粒子からなる超微細 2 相組織(b)を示す。このような超微細 2 相組織鋼について 600~850°C の種々の温度で引張破断試験と歪み速度変換試験を行い、超塑性を評価している。Fig. 1 は 1.6% C 鋼について行つた歪み速度変換試験の結果から、応力-歪み速度関係を示したもので、低歪み速度域では、いずれの温度においても応力指数、 n 、が小さく($n \approx 2$ すなわち $m \approx 0.5$, m : 歪み速度感受性指数)典型的な超塑性合金に見

[†] この過程を彼らは γ -work と称している。

^{†2} この過程を彼らは α -work と称している。

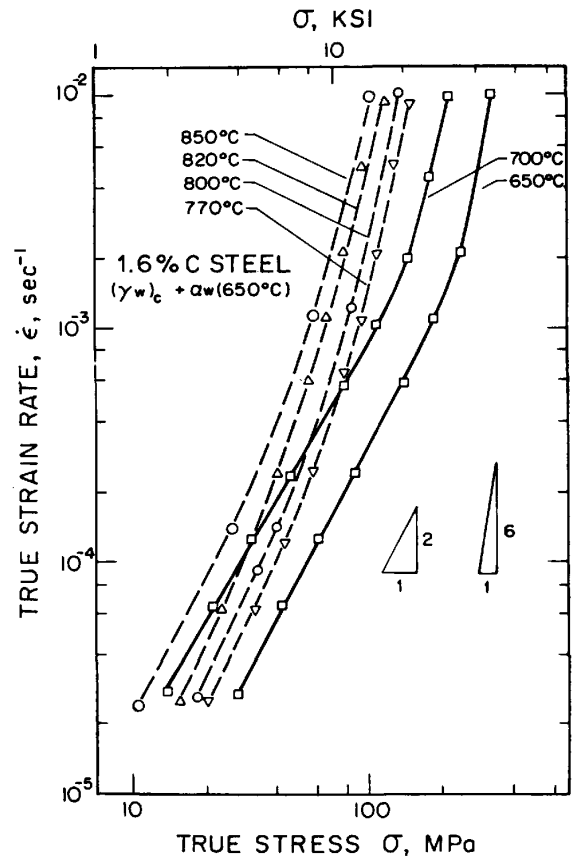


Fig. 1. Flow stress-strain rate relation for fine grained 1.6 pct C steel in the ferrite plus cementite and the austenite plus cementite temperature range¹⁵⁾.

られる傾向を示している。そしてこのような領域では塑性流動の機構は粒界すべりであり、引張破断伸びは 500~700% 程度の大きな値を示すことを報告している。同様の傾向は 700°C の試験で 1.9% C 鋼や 1.3% C 鋼についても認められたが、彼らは上述の Fig. 1 の結果か

Table 2. Composition of UHC steel investigated (Wt%)¹⁹⁾.

Steel	C	Cr	Mn	Si	S	P	Ni	Cu	Ti	Fe
52100	1.005	1.42	0.41	0.28	0.001	0.01	0.15	0.12	—	Balance
52160	1.640	1.61	1.00	0.22	0.006	0.01	0.07	0.01	0.01	Balance
1.6 C	1.600	0.02	1.03	0.21	0.006	0.01	0.07	0.01	0.01	Balance

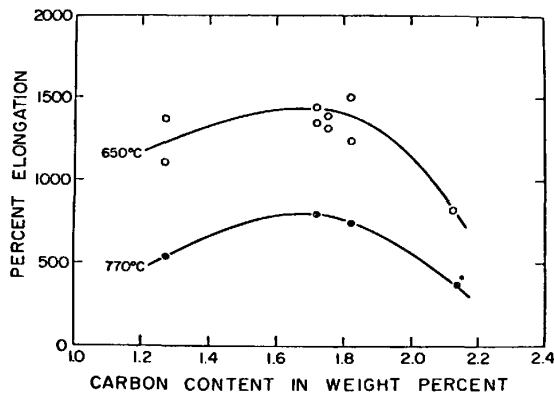


Fig. 2. Percent elongations-to-failure of plain carbon UHC steels as a function of carbon content at a strain rate of $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ at temperatures below and above the A_1 . (* denotes 12.7 mm gage length specimen; in all other cases a 5.1 mm gage length was used.)¹⁶⁾

ら $n \approx 2$ の領域での塑性流動の活性化エネルギーが $650 \sim 700^\circ\text{C}$ の (フェライト+セメンタイト) 域ならびに $770 \sim 850^\circ\text{C}$ の (オーステナイト+セメンタイト) 域で、いずれも約 160 kJ/mol の値でありフェライト中あるいはオーステナイト中における Fe の粒界自己拡散係数に近いことを指摘している。

4. UHC 鋼の超塑性に及ぼす合金元素の影響

SHERBY らは UHC 鋼の超塑性に関して、それらの鋼中の不純物元素 (Si, Mn 等) の存在が微細結晶粒組織を安定にする働きによつて、重要な役割を果たしていることを指摘した⁷⁾。そしてそのような観点から、UHC 鋼の超塑性に及ぼす合金元素の影響について種々の検討を行つている。

まず炭素含有量については、種々の炭素含有量の微細結晶粒 UHC 鋼について 650°C (A_1 点以下) ならびに 770°C (A_1 点以上) で引張破断伸び (引張歪み速度 $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) を比較し、Fig. 2 に示すごとく結果を得ている¹⁶⁾。これらの結果から UHC 鋼の超塑性に対する炭素の最適含有量は $1.6 \sim 1.8\%$ であることがわかる。炭素含有量が増大すれば、それに伴つてセメンタイト (第 2 相) の体積率が増大し、微細 2 相組織が安定になるために、(フェライト+セメンタイト) 域でも (オーステナイト+セメンタイト) 域でも超塑性現象にとつては好都合であるが、一方あまりに炭素含有量が多くなると、加工熱処理時のオーステナイト化で未溶解の大型セメンタイトが残り、そのために加工熱処理後の微細 2 相

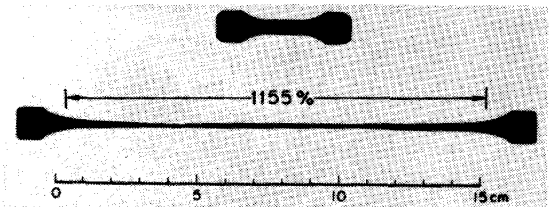


Fig. 3. 52160 steel tested to failure in tension at 650°C at a strain rate of $1\% \text{ min}^{-1}$ ¹⁹⁾.

組織がそこなわれ、変形時に超塑性を阻害するポイド生成が促進されることにより、破断伸びが低下するものと考えられる。なお 770°C (A_1 点以上) における破断伸びが 650°C (A_1 点以下) の場合に比較して、いずれの炭素含有量の鋼の場合も小さくなつてはいるが、これは前者においては後者の場合よりセメンタイトの体積率がかなり小であることによる。たとえば $1.5\% \text{ C}$ 鋼の場合、 770°C では約 10% 、 650°C では約 22% であり、そのために A_1 点以上での引張破断試験の場合はオーステナイトの結晶粒成長が起こりやすく、これに伴つて破断伸びが低下する。

次に Cr の影響であるが、Cr はセメンタイトに固溶し、セメンタイトを量的に増大させると同時に、それを安定にする元素である¹⁷⁾¹⁸⁾。このような Cr の性質は UHC 鋼の超塑性を向上させるものと予測される¹⁹⁾。Table 2 は WADSWORTH と SHERBY¹⁹⁾ が Cr 添加の効果についての検討に用いた試料¹³⁾ である。これらの試料について前章で述べたごとく加工熱処理を行い超微細 2 相組織とした試片について 650°C で $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の歪み速度で変形した場合 $1.6\% \text{ C}$ 鋼の場合 (470%) に比較して Fig. 3 に示すごとく、いちじるしく大きな伸びを得ており、その理由は 52160 鋼の場合には高温変形中における結晶粒の成長が抑制されているためであると説明している。同様の結論は OYAMA, WADSWORTH, KORCHYNSKY と SHERBY¹⁶⁾ も指摘している。Photo. 2 は彼らが示した結果であるが、 $1.6\% \text{ C} + 1.5\% \text{ Cr}$ の UHC 鋼は、Cr を含まない $1.72\% \text{ C}$ の UHC 鋼にくらべて 650°C での変形中における結晶粒の成長がいちじるしく抑制されており、この点で Cr 添加が UHC 鋼の超塑性に対しきわめて有益な作用を及ぼすことがわかる。なお Table 2 の 52100 鋼は AISI 規格の軸受鋼であるが炭素含有量は約 1% で、UHC 鋼としては比較

¹³⁾ Table 1 の各鋼および Table 2 の 52100 鋼は Mn 含有量が 1% 以下である。Mn は後述のごとく UHC 鋼の超塑性にとって有益な合金元素であることから、他の論文¹⁶⁾ では $\text{Mn} > 1\%$ の鋼を用いており、破断伸びはいちじるしく大になつてはいる。

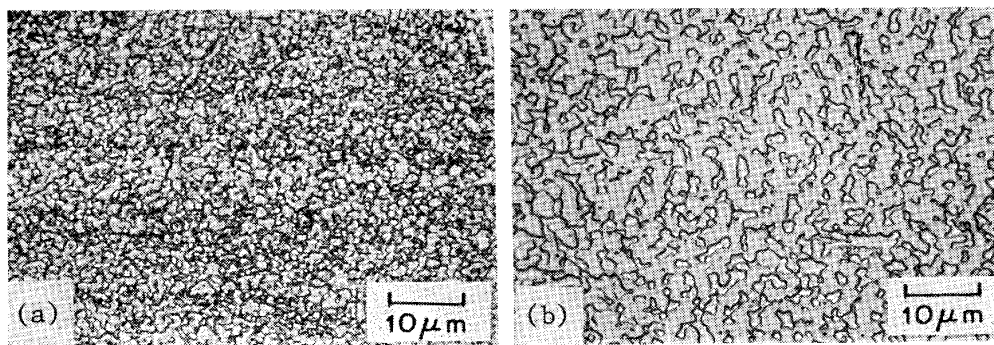


Photo. 2. Microstructures of two steels after testing to about 300% elongation at 650°C at a strain rate of $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. The beneficial effect of chromium on retarding grain growth is evident in the comparison between (a) 1.6%C+1.5% Cr UHC steel and (b) 1.72% C plain carbon UHC steel¹⁶⁾.

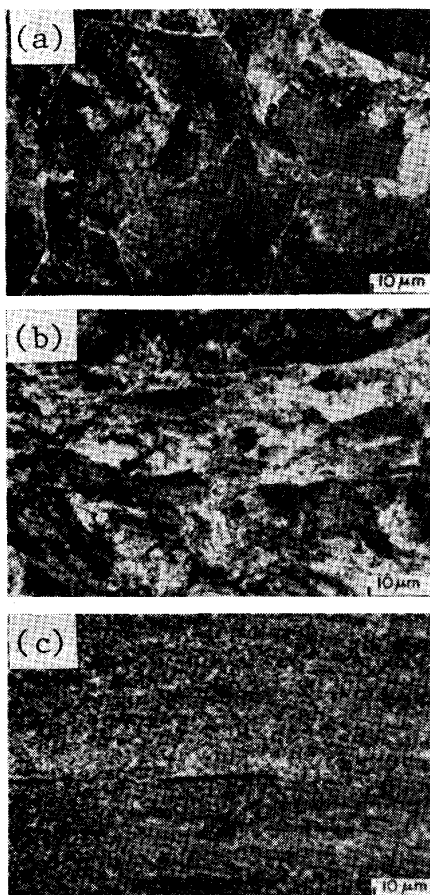


Photo. 3. Optical micrographs of the 1.26%C+1%Ni+0.12%V steel: (a) as-received, (b) after γ -working and (c) after γ -working and α -working at 650°C²¹⁾.

的低いものである。この場合は加工熱処理を行つたままの材料では歪み速度感受性指数, m , の値が ≈ 0.3 とかなり低く, 破断伸び (650°C) は 330% にすぎない。このように過共析の比較的炭素量の低い鋼では UHC 鋼の加工熱処理を行つたままでは結晶粒界に, 超塑性にとつて不都合な小傾角粒界が混ざつているが, これは A_1 温度直上に加熱する熱処理サイクルを加えることによつて容易に除去することができる⁷⁾。

この方法により 52100 鋼の場合の m 値は 0.48 に増大し, 破断伸びは 730% に増大している。52100 鋼より更に炭素量の低い (C=0.75%, Cr=1.29%) JIS-SUJ 2 鋼について, OKADE, TOKIZANE と SHERBY²⁰⁾ は γ -work を行わず, α -work のみを行つた試片に, 770°C \times 30 min O. Q., 650°C \times 30 min A. C. の熱処理サイクルを施すことにより最大約 850% (730°C, 歪み速度 $2.8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ での引張り) の破断伸びを得た。このように UHC 鋼の範囲に属さない共析鋼の場合でも Cr を含有すればセメンタイト量の増大と安定化作用により超塑性を示す材料が得られることになる。

次に Ni の影響について WADSWORTH と SHERBY²¹⁾ は次のごとき結果を報告している。Photo. 3 は 1.26% C+1%Ni+0.12%V 鋼の (a) 铸造状態 (受入材), (b) γ -work を行つた状態およびこれにさらに (c) α -work を行つた状態の試片についての光学顕微鏡組織であるが, (c) に見られるごとく Ni を含有する UHC 鋼では, 加工熱処理の間にセメンタイトの一部が黒鉛化する。そしてこのような材料を 650°C で引張変形すると変形中 (100% 程度の伸びまで) に Photo. 4 に示すごとく黒鉛化が急速に進行し, セメンタイトが分解するために母相フェライト結晶粒の粗大化が起こる。従つてこのような材料では超塑性はいちじるしく粗害され破断伸びは 194% (650°C) と小さい。なおこの鋼には微量の V が含まれているが, Ni を含まない 1.35%C+0.12%V 鋼では上述のごとき黒鉛化は起こらず, 650°C で 817%, 770°C で 710% の大きな伸びが得られたこと, 約 100% 引張変形後も結晶粒が微細であつたことより, 微量の V 添加は UHC 鋼の超塑性に有益であると結論している。

Ni は上述のごとく Cr とは反対にセメンタイトに溶け込まず (フェライト中に固溶) セメンタイトを不安定にし, 黒鉛化を促進する合金元素であり, UHC 鋼の超塑性にきわめて有害であるが, このような黒鉛化には微量の Si 含有が敏感に作用すること, そして加工熱処理中に黒鉛化が起こらないようにするためには $S < 0.1$ で

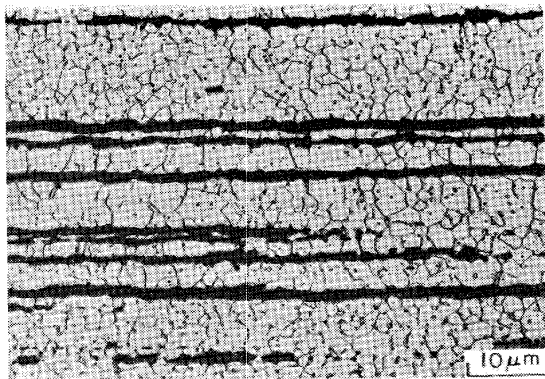


Photo. 4. Optical micrograph of the 1.26%C+1%Ni+0.12%V steel after testing at 650°C in tension to about 100% elongation²¹⁾.

あることが必要であることが示されている¹⁶⁾。黒鉛化が高 Si 低 Mn の場合に促進されることは従来から知られていることであるが、WADSWORTH と SHERBY²¹⁾ は Mn>1%, Si<0.1% の UHC 鋼は 1000% 以上の巨大な伸びを示すことを指摘している¹⁶⁾。

その他の合金元素の影響として OYAMA, WADSWORTH, KORCHYNSKY と SHERBY¹⁶⁾ は Ti ならびに P について検討した結果 1.7%C+0.1%P の鋼はうまく加工熱処理でき、良好な超塑性を示したが、1.6%C+0.2%P の鋼は加工熱処理中にいちじるしい周辺割れを生じ、超塑性の試験ができなかつたこと、また 0.1~0.5%Ti 含有鋼は変形中に黒鉛化を起こすので UHC 鋼の超塑性について好ましくないことを報告している。

5. 白鉄の加工熱処理による超塑性化

前章で示したような UHC 鋼の超塑性に及ぼす合金元素の影響についての検討結果から WADSWORTH と SHERBY²²⁾ は UHC 鋼よりさらに炭素量の多い C>2.11% の白鉄の場合にも高 Mn 低 Si であれば UHC 鋼について行ったのと同様の加工熱処理を適用することにより、超塑性を示す材料が得られることを明らかにした。Table 3 は彼らが加工熱処理した白鉄の化学組成を示す。これらの白鉄の場合には、鑄造材をあらかじめ

Table 3. Composition of white cast irons by weight percent²²⁾.

C	Mn	Si	P	S	Cr	V	Fe
2.13	1.41	0.08	0.018	0.008	0.032	0.039	Balance
2.36	1.48	0.10	0.019	0.007	0.038	0.022	Balance

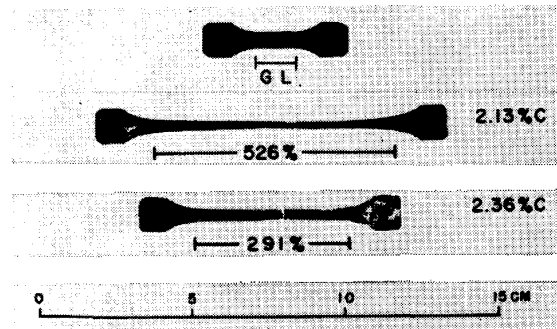


Fig. 4. White cast iron containing 2.13% C and 2.36% C respectively tested to failure in tension at 650°C²²⁾.

100°C でパンケイク状にプレスした塊について γ -work, α -work を行っている。Photo. 5 (a) は 2.13% C の白鉄の加工熱処理後の組織を示したものであるが、写真からわかるように、白鉄の場合は加工熱処理で微細化し得ない大型の共晶セメンタイトが残存している。このような粗大なセメンタイトの介在は Photo. 5 (b) に示すように変形 (650°C) 中に多くのポイドを形成する原因となり、超塑性を阻害するが、Fig. 4 に示すごとく、このような白鉄の場合でも 650°C で引張変形で大きな伸びが得られ、超塑性の挙動を示すことが明らかにされた。しかしながら超塑性変形中に上述のように多くのポイドが生成することは、実用的な超塑性加工の立場からはきわめて不都合であり、白鉄の場合には粗大な共晶セメンタイトを無くする方法を考えなければならない。このような立場から SHERBY らのグループは次章に示すような、アトマイズした白鉄をホットプレスする方法に研究を展開している。

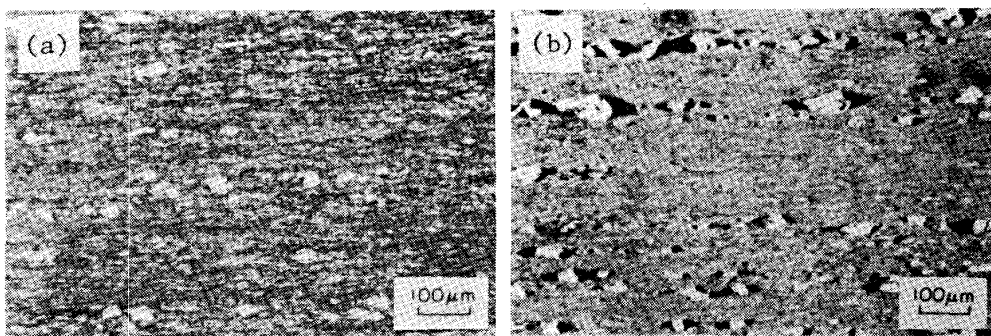


Photo. 5. Optical micrographs of the 2.13%C white cast iron; as hot and warm worked (a) and after testing in tension at 650°C to about 250% elongation.

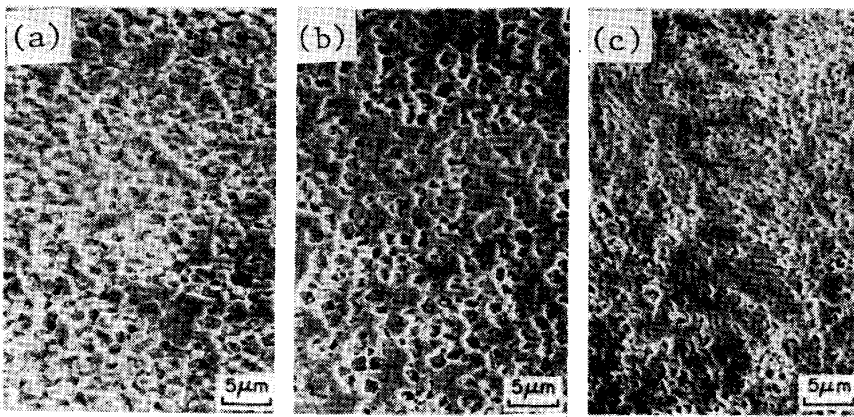


Photo. 6. SEM photomicrographs for 3 different rapidly solidified white cast irons in the as-processed condition. (a) RST-2.4 pct C; (b) RST-3.0 pct C; (c) RST-3.0 pct C+1.5 pct Cr. The major phase seen in Fig. (b) and (c) is cementite rather than ferrite because of etching artifacts²⁴.

6. 白鉄粉の焼結と超塑性

CALIGIURI, WHALEN と SHERBY²³) は 2.6% C の白鉄の溶湯をアトマイズして得た粉体 (70 μm 以下) を大気中で 69~193 MPa, 600~700°C で 2~5 h 圧力焼結を行うことにより, 密度 90~99% の焼結体を得た. そしてこれらの焼結体から切り出した試片について, 圧縮による歪み速度変換試験ならびに応力緩和試験により歪み速度感受性指数, m , を求め $m \approx 0.3$ を得ており, これらの結果から, この場合の圧力焼結の過程は超塑性流動の機構によるものと考えている.

さらに最近 RUANO, EISELSTEIN と SHERBY²⁴) は急冷凝固させた 2.4% C, 3.0% C ならびに 3.0% C+1.5% Cr の白鉄粉 (Pratt and Whitney 社で開発された RST; Rapid Solidification Technology による) を篩別した平均粒径 55 μm の粉末を軟鋼の角形 (38 mm × 38 mm × 19 mm) カプセルに真空充填して HIP (Hot Isostatic Pressing) 法 (685°C) あるいは一軸圧縮法 (650°C) によつて得た焼結体に, 適当に α -work を加えることにより Photo. 6 に示すごとき組織の白鉄を得ている. そして 700°C, 歪み速度 $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ での引張試験で, 3.0% C+1.5% Cr 材については 1410%, 3.0% C 材については 940%, 2.4% C 材については 480% の破断伸びを得た. そしてこのような超塑性白鉄の歪み速度感受性指数は大きく, $m=0.5$ を示し, この場合の塑性流動の活性化エネルギーは鉄中の粒界自己拡散の活性化エネルギーに近いことを明らかにした. また以上の結果から, これらの白鉄の変形挙動は UHC 鋼の場合¹⁵) と同様に粒界拡散によつて律速された超塑性材の挙動と一致することを結論している.

7. おわりに

本稿では SHERBY 教授を中心とする研究グループによつて「超高炭素鋼の超塑性」に関連して, 現在までに発表された論文を主体に彼らの研究の発展過程を概説した. SHERBY 教授が日本鉄鋼協会での特別講演¹⁴) で述べ

ているように, 超塑性 UHC 鋼は微細結晶粒材であるので, 室温では高い強度と靱性をかねそなえたすぐれた性質を持っている. 本稿であげた論文の中の多くに, この点についての報告も含まれているが, これらの点については省略した. また UHC 鋼の超塑性の応用面として, ロール・ボンディング (roll bonding) の方法²⁵) ならびにそれにより UHC 鋼どおし²⁶) あるいは UHC 鋼と他の鋼²⁷) を積層接合した場合の複合材料としての性質などに関連して, 興味深い研究結果が報告されているが, これらについては紙面の都合から他の機会にゆずることにした. なお, この研究グループの活動は最近ますます発展し, 多面的な研究が盛んに行われている. そして彼らの開発した加工熱処理法自体についても, 実用的観点から種々の再検討が加えられている. すなわち, 実用的観点からあまり適当でないと考えられる等温圧延過程 (α -work) を必要としない, より経済的で実用的な加工熱処理方法の開発に重点がおかれている. また一方, 加工熱処理によつて微細結晶粒化された UHC 鋼を実際の超塑性加工法に利用することに注目しており, 超塑性流動に必要な応力を低くし, また超塑性挙動が得られる歪み速度を高くして, UHC 鋼が超塑性加工に経済的に実用化されることを目指した研究が進められている. これらの研究結果は未発表であるが近い将来に次々に発表されるものと期待される.

終わりにあたり, 種々の資料を提供していただいた Stanford 大学の Oleg D. SHERBY 教授ならびに Lockheed Palo Alto 研究所の Dr. J. WADSWORTH に心から謝意を表します.

文 献

- 1) 和泉 修: 日本金属学会会報, 16 (1977), p. 335
- 2) O. D. SHERBY, R. D. CALIGIURI, E. S. KAYALI, and R. A. WHITE: Proceeding of the twenty fifth Sagamore Army Materials Research Conference, ed. by J. J. BURKE, R. MEHRABIAN, and V. WEISS (1981), p. 133 [Plenum Press, New York]
- 3) O. D. SHERBY, B. WALSER, C. M. YOUNG,

- and E. M. CADY: *Scripta Met.*, 9 (1975), p. 569
- 4) J. W. EDINGTON, K. N. MELTON, and C. P. CULTE: "Superplasticity", *Progress in Materials Science* 21, No. 2, ed. by B. CHALMERS, J. W. CHRISTIAN, and T. B. MASSALSKI (1976) [Pergamon Press]
 - 5) A. R. MARDER: *Trans. Metall. Soc. AIME*, 245 (1969), p. 1337
 - 6) G. E. YODER and V. WEISS: *Metall. Trans.*, 3 (1972), p. 675
 - 7) E. S. KAYALI: Ph. D. Thesis: Department of Materials Science and Engineering, Stanford University, Stanford, California 94305 (1976)
 - 8) O. D. SHERBY and M. BURKE: *Progress in Materials Science* 13, ed. by B. CHALMERS, W. HUME-ROTHERY (1966), p. 325 [Pergamon Press]
 - 9) O. D. SHERBY and C. M. YOUNG: *Proceedings from the John E. Dorn Symposium "Rate Process in Plastic Deformation of Materials"*, ed. by J. M. LI and A. K. MUKHERJEE (1975), p. 497 [ASM]
 - 10) C. M. PACKER and O. D. SHERBY: *Trans. ASM*, 60 (1967), p. 21
 - 11) J. L. ROBBINS, O. C. SHEPARD, and O. D. SHERBY: *JISI*, 202 (1964), p. 804
 - 12) O. D. SHERBY, C. M. YOUNG, B. WALSER, and E. M. CADY: U. S. patent #3951697, April 20, 1976, titled "Superplastic Ultrahigh Carbon Steel"
 - 13) 砂田久吉: *日本金属学会会報*, 16 (1977), p. 232
 - 14) O. D. SHERBY, (訳) 鈴木朝夫: *鉄と鋼*, 66 (1980), p. 232
 - 15) B. WALSER and O. D. SHERBY: *Metall. Trans.*, 10A (1979), p. 1461
 - 16) T. OYAMA, J. WADSWORTH, M. KORCHYNSKY, and O. D. SHERBY: *Proceeding of the fifth International Conference on The Strength of Metals and Alloys*, ed. by P. HAASEN, V. GEROLD, and G. KOSTARZ Vol. 1 (1979), p. 381 [Pergamon Press]
 - 17) C. A. STICKELS: *Metall. Trans.*, 5 (1974), p. 865
 - 18) Z. CLOWACKI and A. BARBACKI: *JISI*, 210 (1972), p. 724
 - 19) J. WADSWORTH and O. D. SHERBY: *J. Met. Sci.*, 13 (1978), p. 2645
 - 20) M. OKADE, M. TOKIZANE, and O. D. SHERBY: *Trans. ISIJ*, 22 (1982), p. 143
 - 21) J. WADSWORTH and O. D. SHERBY: *J. Mech. Work. Tech.*, 2 (1978), p. 53
 - 22) J. WADSWORTH and O. D. SHERBY: *Foundry Management and Technology*, 106 (1978) Oct., p. 59
 - 23) R. D. CALIGIURI, R. T. WHALEN, and O. D. SHERBY: *International J. Powder Metallurgy and Powder Tech.*, 12 (1976), p. 9
 - 24) O. A. RUANO, L. E. EISELSTEIN, and O. D. SHERBY: *Tet. Trans.*, 13A (1982), p. 1785
 - 25) O. D. SHERBY, J. WADSWORTH, R. D. CALIGIURI, L. E. EISELSTEIN, B. C. SNYDER, and R. T. WHALEN: *Scripta Meta.*, 13 (1979), p. 941
 - 26) T. ITOH, M. TOKIZANE, J. WADSWORTH, and O. D. SHERBY: *J. Mech. Work. Tech.*, 5 (1981), p. 105
 - 27) D. W. KUM, T. OYAMA, J. WADSWORTH, and O. D. SHERBY: *J. Mech. Phys.*, 31 (1983), p. 173