

討35

超高炭素鋼の超塑性

立命館大学理工学部

時実正治

「過共析鋼は今まで知られている微細結晶粒超塑性合金に加えることが出来るIdeal Candidatesである」とSherbyが提案したのは1972年のことで、翌年の1973年から彼の研究グループは超高炭素鋼（UHC鋼）に関する本格的な研究を始めた。彼らは先ず最初に多量の過共析セメンタイトを含み、従来の常識からすると塑性加工がきわめて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（TMP）を開発した。このことは1975に発表¹⁾され76年には米国の特許²⁾を得ている。彼らの開発した方法は数種の方法を含むが、その中心となる方法は Fig.1に模式的に示すような方法である。

1. UHC鋼の超塑性：WalserとSherby³⁾は、まず 1.3% C, 1.6% Cならびに1.9% C を含むUHC鋼の鑄造材についてFig. 1の手順にもとずき1150℃に加熱後1パス当たり10%程度の圧下率で 600~650℃に冷却されるまで連続的に圧延し、その後更に650℃で等温圧延を行なっている。このようなTMPによりPhoto.1(a)に示すような巨大な過共析セメンタイトを含む 1.9% C 鋼の鑄造材から (b)に示すような粒径 0.5~1.5 μm のフェライト (α) 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相組織を得ている。そしてこのような超微細2相組織鋼について 600~850℃で歪速度変換試験ならびに引張破断試験を行ない、超塑性を評価している。それらの検討結果によると、このような鋼は低歪速度域では応力指数、 n 、が小さく ($n=2$ 、即ち $m=0.5$ 、 m :歪速度感受性指数) 典型的な超塑性合金にみ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。さらに、このような材料の真応力 (σ) と真歪速度 ($\dot{\epsilon}$) の関係から $n=2$ の領域での塑性流動の活性化エネルギーが 650~700℃の (α +セメンタイト) 域、770~850℃の (オーステナイト (γ)+セメンタイト) 域でいずれも約160 kJ/molの値であり α

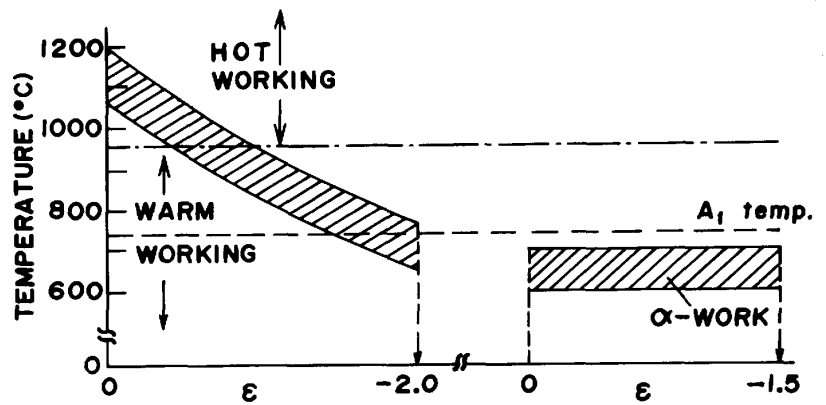


Fig. 1 Schematic illustration of processing route consisting of HWW and ITWW (Isothermal Warm working)

中あるいは γ 中におけるFeの粒界自己拡散の活性化エネルギーに近いことを指摘している。

2. 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 (Si, Mn など) の存在が微細結晶粒組織を安定にする働きによって、重要な役割を果たしていることを指摘し、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なっている。それらの結果によると、先ず炭素の最適含有量は1.6~1.8%であり、炭素量の増大に伴うセメンタイト (第2相) の体積率の増大は微細2相組織を安定化し、超塑性を向上させるが、一方あまりに炭素含有量

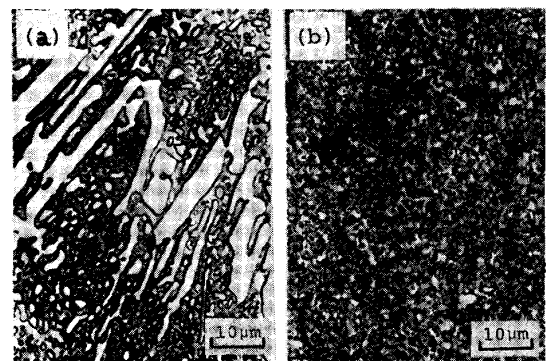


Photo. 1 Optical microstructure of 1.9% C-UHC steel. (a) As cast, (b) After HWW plus ITWW.

が増大すると、TMP時の γ 化で未溶解の大型セメンタイトが残り、そのためにTMP後の2相組織がそこなわれ、変形中に超塑性を阻害するポイドの生成が促進されることを示している。

次にCrの影響であるが、Crはセメンタイトに固溶し、その量を増大させると同時に安定化させる元素である。このようなCrの性質はUHC鋼の超塑性を向上させ1.64%C-1.61%CrのUHC鋼のTMP材ではFig. 2に示すごとく650℃、歪速度1%/minの引張速度で1000%を超える、著しく大きな破断伸びを示している。このような結果はCrの添加により高温変形中における結晶粒の成長が抑制されたことによる。

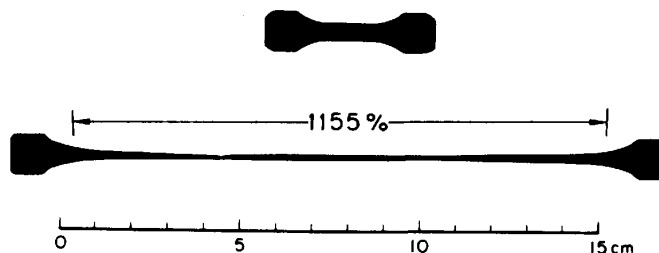


Fig. 2 1.6%Cr-UHC steel tested to failure in tension at 650°C at a strain rate of 1%/min.

次にNiの影響であるがNiはCrとは反対にセメンタイトを不安定にし黒鉛化を促進する元素であるので、Niを含むUHC鋼はTMPの間にセメンタイトが、一部分解し黒鉛を生成する。またこのような材料(1.26%C-1%Ni-0.12%V)を650℃で引張変形するとPhoto. 2に見られるように、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結晶粒の粗大化が起こる。このことは超塑性を著しく阻害する。なお1.35%C-0.12%V鋼の場合には上述のような黒鉛化は起こらず、優れた超塑性を示したことから、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。

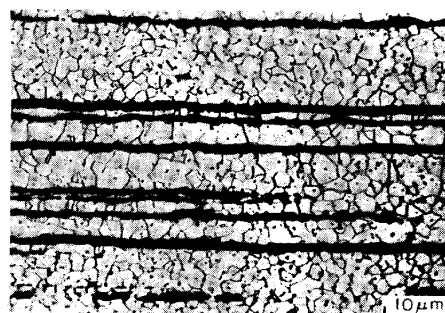


Photo.2 Optical micrograph of the 1%Ni-UHC steel after testing at 650°C in tension to about 100% elongation.

さらにSiについては微量添加で黒鉛化に敏感に作用すること、そしてTMP中に黒鉛化が起こらないようにするためにはSi<0.1%であることが必要であることを示している。そして黒鉛化が高Si低Mnの場合に促進されるという従来からの定説にもとずき、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。

3. 白鉄鉄の加工熱処理による超塑性化：前章で述べたようなUHC鋼の超塑性におよぼす合金元素の影響についての検討結果から、彼らはUHC鋼より更に炭素量の多いC>2.11%の白鉄の場合にも高Mn低SiであればUHC鋼について行なったのと同様のTMP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。しかしながら白鉄の場合はTMPで微細化しえない大型の共晶セメンタイトが残存し、これらの介在により変形中に多くのポイドが形成され超塑性を阻害するのみでなく実用的な超塑性加工の立場からも極めて不都合である。このような観点からSherbyらは次章で述べるように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。

4. 白鉄粉のホットプレスと超塑性：

Sherbyらは2.6%Cの白鉄の溶湯をアトマイズして得た粉末(70μm以下)を大気中で65~195 MPa, 600~700℃で圧力焼結を行なうことにより、密度90~99%の焼結体をえた。そしてこれらの焼結体から切り出した試片について、圧縮による歪速度変換試験ならびに応力緩和試験によりm値を求めm=0.3を得ており、これより、この場合の焼結過程は超塑性流動の機構によるものと推定している。

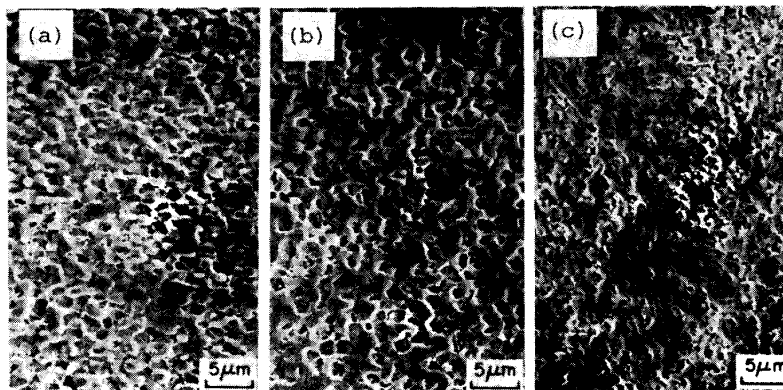


Photo. 3 SEM photomicrographs for 3 different rapidly solidified white cast irons in the as-processed condition. (a) 2.4%C, (b) 3.0%C, (c) 3.0%C-1.5%Cr.

さらに最近、彼らは急冷凝固させた2.4%C、3.0%Cならびに3.0%C-1.5%Crの白鉄粉をHIP法(685℃)あるいは一軸圧縮法(650℃)によって焼結体とし、これらに適当な α -Workを行なうことによってPhoto. 3に示すような組織の白鉄を得ている。そして、700℃、歪速度1%/minでの引張試験で(a)については480%、(b)については940%、(c)については1410%の破断伸を得た。そしてこのような超塑性白鉄のm値は約0.5を示し、この場合の塑性流動の活性化エネルギーは α 鉄中の鉄の粒界自己拡散のそれ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鋼の場合と同様に粒界拡散に律速された超塑性流動に対応すると結論している。

5. 超塑性UHC鋼の加工熱処理方法の改善(実用化に向けて): Sherbyらによる超微細UHC鋼製造のためのTMPにはFig. 1に示すように α -Workの過程が含まれていた。この過程は A_1 点直下の温度で1 Pass 圧延(5~10% 圧下)と炉中加熱を交互に繰り返し、大きな歪($\epsilon = -1.0 \sim -2.0$)を加えることを必要とし、そのために長時間を要すると同時に操作も複雑で経済的でなく、実用的には不都合な面が多かった。この点を改善するためにFig. 3に示すようなDET(Divorced Eutectid Transformation)を利用する方法ならびにDETの間に温間加工を加える方法(DETWAD: Divorced Eutectoid Transformation With Associated Deformation)を新たに開発した⁴⁾。DETを利用する場合はHWW(Hot and Warm Working)したUHC鋼を A_1 点直上(例えば1.5%C鋼の場合800℃)で1hr加熱空冷することにより、またDETWADを適用する場合はHWWした後に同様の温度で1hr加熱し空冷途中で $\epsilon = -0.5$ 程度の連続的な温間加工を加えることにより、いずれも従来法に依って調製したものと同様に超塑性を示す(α +球状セメントイト)の超微細2相組織を得ることを示している。しかしながら、このようにDETをうまく利用するにはHWW後の加熱温度と加熱時間を適正に選ぶことが重要である。

6. UHC鋼へのSi添加: 超塑性UHC鋼の実用的な超塑性加工への適用を促進するために要望されることは $10^{-3}/s$ 以上の更に歪速度の大きな領域で超塑性を示すことである。このような要望に答える方法として考え得るのは(a)微細結晶粒を保持できる範囲で加工(変形)温度をできるだけ高くするか(b)結晶粒を更に小さくすることである。Sherbyらは(a)の観点から合金元素としてSiを添加することを試みた⁵⁾。彼らは1979年当時の報告では前述のごとく微量のSi含有はUHC鋼の黒鉛化に極めて敏感でありTMP中に黒鉛化が起こらないようにするためには $Si < 0.1\%$ であることが必要であると指摘して

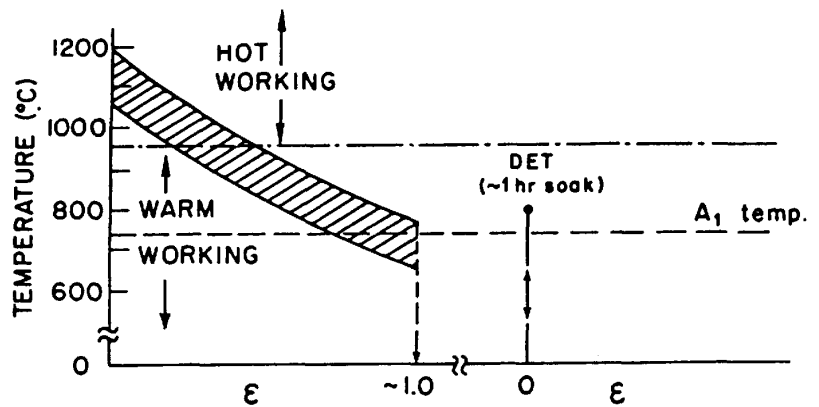


Fig. 3 Schematic illustration of a processing route consisting of HWW and DET.

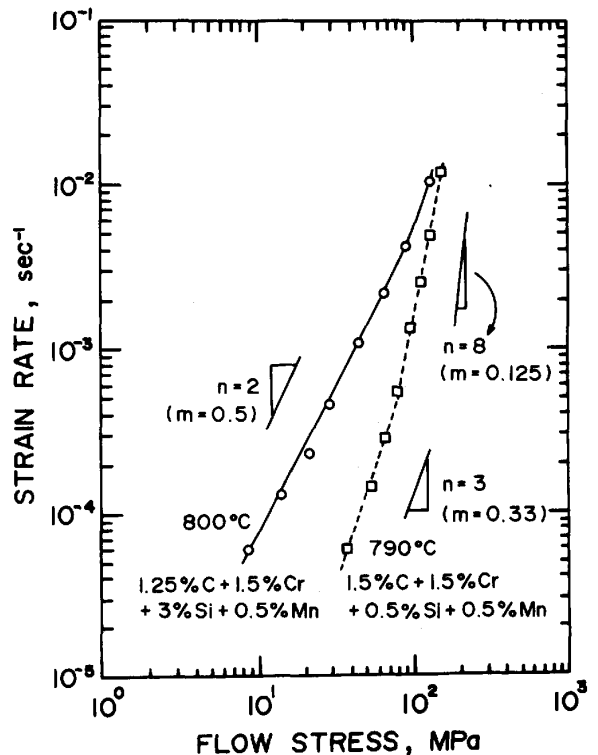


Fig. 4 Strain rate-flow stress relations for UHC-3%Si steel (at 800°C) and for low-Si UHC steel (at 790°C).

いた。しかしながらセメントナイト中に溶け込んで、これを安定化するCrなどが存在すれば、このようなSiの作用は問題に成らないようである。彼らはSiの効果として(1) A_1 変態温度を高くするので超塑性に都合のよい(α +セメントナイト)領域が高温まで拡がること、(2) 共析組織の炭素量が低下して1次セメントナイトの量が増大し(γ +セメントナイト)域での結晶粒成長を抑制するので、この領域での超塑性も向上すること、(3) Siはセメントナイトに固溶せず、 α または γ に固溶し炭素の活量を低下させるので、炭素の拡散を抑制し、このことを通してセメントナイトの成長を抑制し、ひいては微細結晶粒組織を保持し超塑性を促進すること、(4) α または γ に固溶したSiは固溶体硬化を通して粒内すべりを抑制し、それだけ粒界すべり(超塑性流動)を優位にする可能性がある、などの点を指摘している。

以上のような観点から1.25%C-3%Si-1.5%Cr-0.5%MnのUHC-3%Si鋼に上述のようなTMPを適用し α 結晶粒約1 μ m、球状セメントナイト0.1~1 μ mの超微細2相組織材とした。Fig. 4は800℃でのこの材料についての $\dot{\epsilon}$ - σ 関係で、これからわかるようにUHC-3%Si鋼の場合はこの温度でも(α +セメントナイト)で $m=0.5$ を示している。それに対して同様のTMPを施した低Si-UHC鋼(Si=0.5%)の場合は A_1 温度が低く、790℃では(γ +セメントナイト)で m 値も低く、この材料は800℃では超塑性を示さなかった。

ここで注目すべき点はUHC-3%Si鋼の場合超塑性を示す限界の歪速度が100%/min (1.7×10^{-2} /s)にまで拡がっており、この歪速度でも $m=0.4$ であり500%に及ぶ破断伸が得られたことである。更に興味深いことは、この鋼は800℃で流動応力が約14MPa(歪速度= 10^{-3} /s)と著しく低い値であり、現在工業的に使用されているBlow Forming装置による超塑性加工に適用できることを指摘している。

7. 加工熱処理を行なったUHC鋼の機械的性質：最初に述べたように1970年代中頃に始まったSherbyらの超塑性UHC鋼の開発研究は、約10年の歳月をかけて実用化の可能性を求めて改善され、著しい進歩を遂げたといえる。最後に彼らの開発した材料が単に超塑性を示す材料であるのみではなく、それらは超微細結晶粒組織を持った材料であるので室温での機械的性質も優れていることを付記しておく必要がある。SherbyらはFig. 5に見られるように種々の組成のUHC鋼にHWW+DETあるいはHWW+DETWADの処理を施した材料について、これらはHSLA鋼(SAE 980 X)やDual Phase鋼(GM980 X)より室温における強度-延性関係が優れていることを示している。

文 献

1. O.D.Sherby, B.Walser, C.M.Young and E.M.Cady: Scripta Met., 9(1975), P.569
2. O.D.Sherby, C.M.Young, B.Walser and E.M.Cady: U.S.patent #3951697 (1976)
3. B.Walser and O.D.Sherby: Metall. Trans., 10A (1979), P.1461
4. T.Oyama, O.D.Sherby, J.Wadsworth and B.Walser: Scripta Met., 18(1984), P.799
5. O.D.Sherby, T.Oyama, D.W.Kim, B.Walser and J.Wadsworth : 投稿中 (J.of Metals)

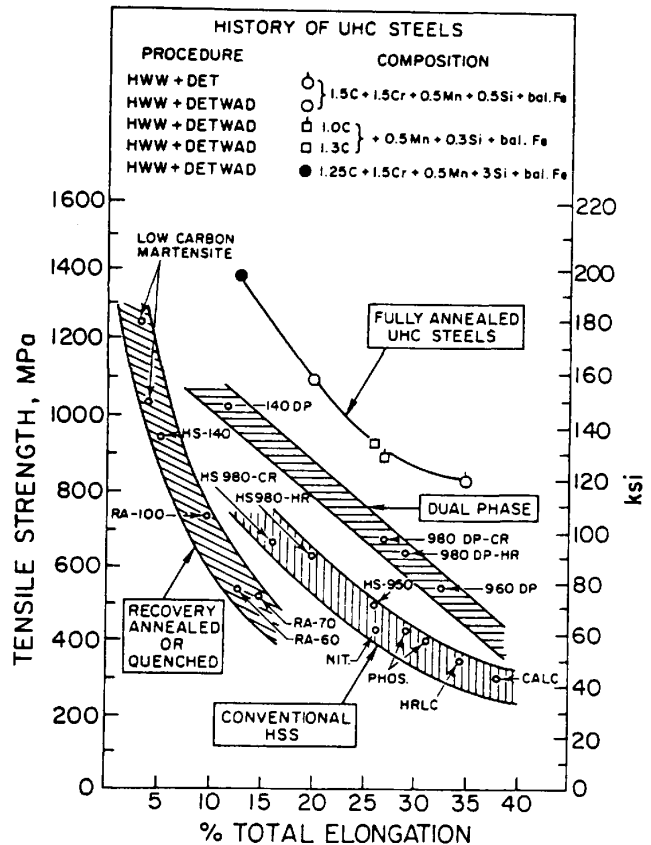


Fig. 5 The tensile strength and percent elongation to fracture of UHC steels at room temperature.