

高温におけるソルバイト炭素鋼の超塑性変形能

清水 達次*・大崎 修平**

Superplastic Formabilities of Sorbite Carbon Steels at Elevated Temperature

Tatsuji SHIMIZU and Shuhei ÔSAKI

Abstract

Elevated temperature tensile tests have been conducted for several steels with different carbon content over the temperature range (700°C~800°C) including A_1 and A_3 transformation points. The effects of temperature, strain rate and microstructure on the superplastic formabilities have been studied and the results obtained are as follows ;

(1) In Sorbite material of the higher carbon steel, the more remarkable drop of the strength and the greater elongation are observed at the temperature just above A_1 point . This is considered to be superplastic phenomena due to $(\alpha+\gamma)$ microduplex structure produced by the precipitation of many fine γ particles on the eutectoid transformation.

(2) The superplastic deformation is by no means uniform, but a large fraction of the total elongation is contributed by the elongation due to necking. The sustained stress at the bottom of the neck is constant during tensile test and so the creep process may take part in the deformation.

(3) The Sorbite materials of each steels have larger strain rate sensitivity index of flow stress than the as-received materials and is considerably superior to the superplastic formability.

1. 緒 言

金属材料の超塑性^{1)・2)}は、ある特殊な条件のもとでかなり低い作用応力によってくびれなしで、数100%から数1,000%にも達する異常な伸びが得られる現象で、その大きな延性と低流動応力の特性の故に金属の成形加工という実用面への応用³⁾において近年注目されるようになった。超塑性はむしろ金属の本質的な性質であり、多くの合金系で認められるが^{4)~6)}、その組織上の特性として安定な微細結晶構造をもつことが最も重要な条件であることが知られている。鋼においてはその相変態を利用して、フェライト・オーステナイトの二相共存温度域に加熱することによって微細構造を得ることができ、その温度でクリープ試験を行うと大きな伸びが生ずる⁷⁾。

本研究は数種の炭素量の異なる鋼について、 A_1 および A_3 変態点を含む700°~800°Cの温度域において恒温引張試験を行い、その変形挙動の温度およびひずみ速度依存性を調べるとともに、一般的な超塑性組織との関連において組織の微細化を図る目的であらう

めソルバイト処理を施した材料と未処理の素材の両方について試験を行い、鋼の超塑性変形態におよぼす前処理組織による効果を検討したものである。

2. 試料および実験方法

実験に供した材料は市販の機械構造用炭素鋼 S35C と S55C および炭素工具鋼 SK 5 の三種類で、これらの化学組成を Table 1 に示す。直径 19mm の棒材よりあらかじめ長さ 160mm、平行部直径 12mm の引

Table 1 Chemical composition of steels (wt%)

	C	Si	Mn	P	S
S35C	0.31	0.21	0.46	0.001	0.040
S55C	0.55	0.27	0.67	0.001	0.045
SK 5	0.81	0.27	1.08	0.002	0.071

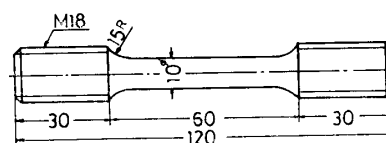


Fig. 1 Size of tensile specimen

* 機械工学科

** 工業短期大学部機械工学科

Table 2 The tensile properties of specimen at room temperature

Specimen		Tensile strength (kg. mm ⁻²)	Percent elongation (%)	Reduction of area (%)	Hardness (Hv)
S35C	as-received	60.5	32.2	52.8	237
	sorbite	80.1	17.6	63.1	275
S55C	as-received	80.2	23.3	46.9	328
	sorbite	78.2	22.4	61.9	315
SK 5	as-received	65.5	31.4	55.2	295
	sorbite	98.1	15.6	35.2	345

張試験片素材を切り出し、焼入れが中心部まで及ぶよう配慮し、次のような熱処理を行った。いずれの鋼についてもA₃点直上約40°Cの温度に30分間加熱保持後水焼入れし、さらに600°Cで30分焼もどしを行いソルバイト組織のものを得た。素材およびソルバイト処理材につきFig. 1に示すような形状、寸法の引張試験片を成形し、表面をエメリペーパー600番まで研磨した。Table 2にこれらの常温における引張の機械的性質を挙げる。S35C およびS55Cの素材はフェライト・パーライトの標準組織をもっているが、SK 5の素材はフェライト中に細かい球状セメンタイトが分散した組織をなしているため共析組成に近い高炭素鋼であるにもかかわらず比較的延性に富んでおり、ほぼ S35C に

匹敵する機械的性質を示している。一方、各鋼のソルバイト材はセメンタイトのきわめて微細な均一分散組織を有しており、素材にくらべて引張強さおよび絞り大きく、強靱化されていることがわかる。

Fig. 2は高温引張試験装置の加熱部の概略図で、試験片はステンレス鋼製の炉筒管内に装着し、プルロッドと炉管の間のすきまはOリングを介して密閉することによって内部の気密を保ち、アルゴンガスを流して試験片の酸化の防止をはかった。試験温度は各鋼のA₁およびA₃変態点を含む700°Cから800°Cの範囲とした。これはT_mを絶対溶融温度とすると(0.5~0.6)T_mに相当している。試験中の温度分布を均一にするため、上中下に三分割された電気炉の出力をそれぞれ電圧制御するとともに、試験片平行部の上下二点の温度をアルメル・クロメル熱電対により検出し、電子管式温度調節器によって±2°C以下の精度に恒温保持することができた。試験片を各設定温度にあらかじめ30分間加熱保持し、炉内および試験片の温度分布が定常化した後、恒温定速の引張試験を開始した。変形速度の設定は引張試験機におけるクロスヘッドの移動速度を破断まで連続的にダイヤルゲージで検出することによって行った。

また変態点および変態速度の測定には熱膨脹計を使用した。

3. 結果および考察

3.1 引張変形挙動の温度依存性

S55Cの素材(以下パーライト材と称す)およびソルバイト材についての変形抵抗 σ_f (flow stress)と破断伸び δ の温度依存性をFig. 3に示す。パーライト材の変形抵抗は高温になるにしたがって漸次低下するのに対して、ソルバイト材では、かなり複雑な変化がみられた。760°C以下の温度範囲ではパーライト材にくらべて、かなり低い値を示し、ことに共析変態点(A₁点)直上の温度726°Cにおいて極小となり、著

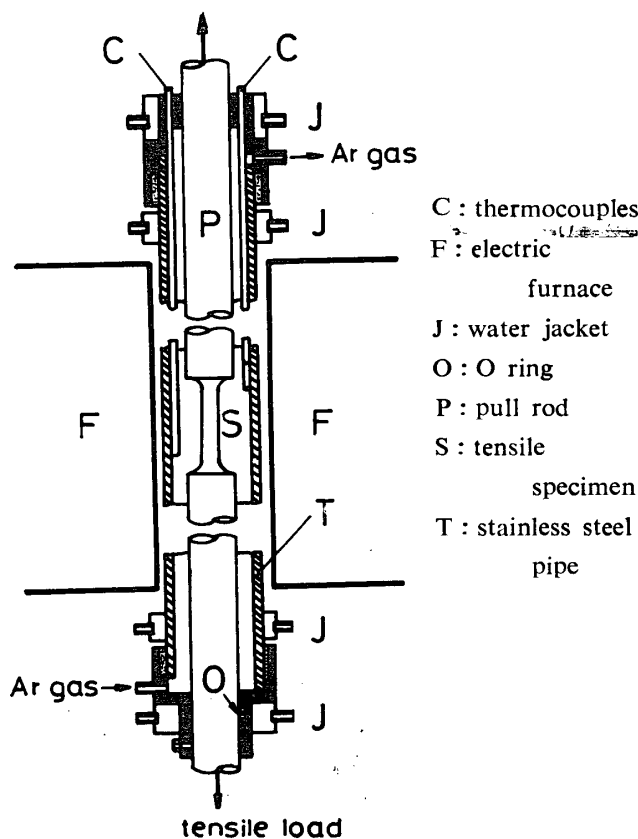


Fig. 2 Apparatus for heating specimen
Vol.23 No.2 (1972)

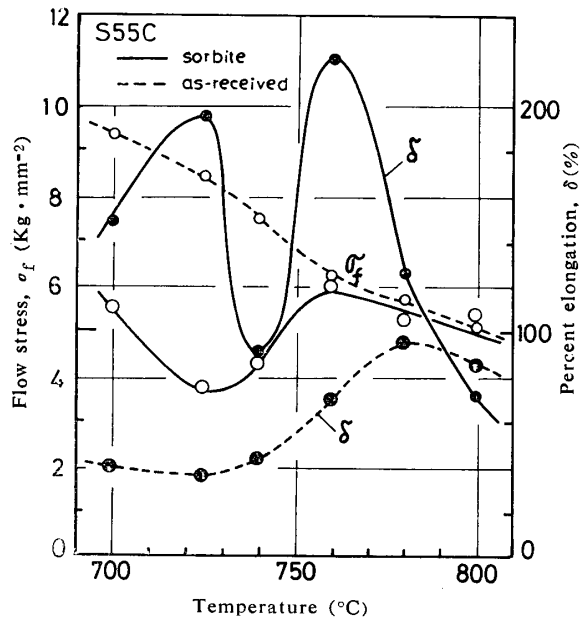


Fig. 3 Temperature dependence of flow stress and percent elongation for S55C (tensile rate 0.2mm·min.⁻¹)

しい強度の低下現象がみられた。そして760°Cまでは温度上昇とともに変形抵抗は増大し強度は回復するが、これよりさらに高温域では再び漸減する傾向を有し、パーライト材とはほぼ同じ値を示した。760°Cより高温において両材で変形抵抗の差異が殆んど認められなくなるのは、S55CのA₃変態点以上の温度域であるため組織はオーステナイト(γ)単相となり、したがって熱処理による組織の差異が完全に消滅し本来の強度を現わすようになるためと考えられる。熱膨脹曲線の測定から、この材料のA_{e3}点は約750°Cであることを確認した。破断伸びについては、パーライト材が40~100%の比較的小さい値でかつ単調な温度依存性を示すのに対し、ソルバイト材は全般に大きく、ことにA₁およびA₃変態点直上に相当するそれぞれ726°Cおよび760°Cにおいて顕著なピークが存在し、200%以上に達するかなり異常な伸びがみられた。780°C以上の均一γ相が存在する温度域では破断伸びも減少し、パーライト材とはほぼ同等の低い値となる。

ソルバイト材が大きな破断伸びを示した場合の応力~ひずみ線図とそのときの破断試験片の外観をFig. 4に示す。比較のため同一温度におけるパーライト材の応力~ひずみ線図を細線で併記した。すなわちパーライト材において応力は、最大強さに達した後、すみやかに減少し、局部的に狭い範囲のくびれを生じ、726°Cの場合、破断伸びはδ=35%、また絞りはφ=45%と常温のときよりむしろ低い値で非常に脆性的である。

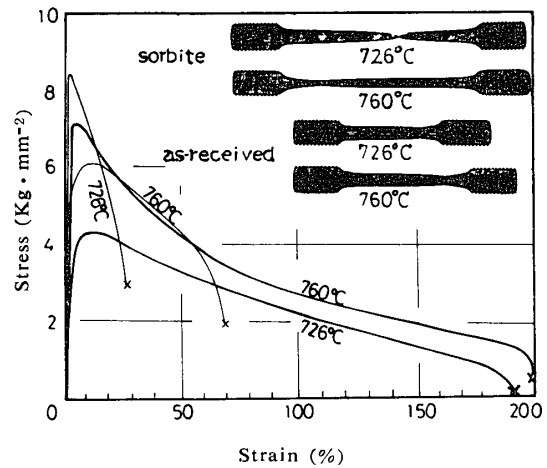


Fig. 4 Stress-strain curves for S55C at high temperature (tensile rate 0.2mm·min.⁻¹)

これに対し、ソルバイト材は最大荷重点でくびれを生じた後も応力は、きわめてゆるやかに減少し、また破断応力も殆んど零に近い値で絞りφ=99%に達する点状破断を起し、くびれも試験片全体にわたって浅く分布し、δは200%に近く著しく延性に富んでいる。くびれが荷重~伸び線図の極大点で始まるとすると、この点に相当する均一伸びは約9%にすぎず残りの伸びは、くびれ開始後に生じたわけで、全体の伸びに対するくびれ開始後の局部伸びの寄与が非常に大きいことがわかる。一方パーライト材の均一伸びは僅か2%で、さらに塑性不安定を起しやすく局部伸びの寄与も比較的少い。これらの真応力~真ひずみ曲線を求め両対数プロットした場合勾配の異なる二本の直線で表わすことができるが、真応力が真ひずみのn乗硬化式で表わされるものとすれば直線の各勾配が、そのひずみ範囲での加工硬化指数を与える。パーライトおよびソルバイト材ともにひずみの小さい範囲でのnの方が大きな値で、変形初期における加工硬化性が大といえるが、ひずみεの増加とともにパーライト材では、僅かε=1%を越えるとnは0.09以下の値に低下し、事実上加工硬化性を失なって早期に塑性不安定を生ずる。ソルバイト材の高ひずみ範囲(ε=3~9%)での値はn=0.14でパーライト材にくらべ、やや大きく耐くびれ性に優るといえる、ところが760°Cにおいて、ソルバイト材のnおよびくびれ開始ひずみは逆にパーライト材よりも小さく、塑性不安定を起しやすいかかわらず、全体の伸びは220%以上と著しく大きい、このことから超塑性的な伸び変形は塑性不安定の難易とは無関係で、むしろ比較的初期にくびれを生じ、それが破断に至るまで試験片全体に拡散的に広がり続けるのが特徴で、大部分の伸びはくびれ部で起きること

がわかる。

このようにソルバイト材が超塑性的な伸びを示した726°Cおよび760°Cにおける破断試験片の空冷組織をFig. 5の(b)および(c)に示す。(a)は常温における試験後の組織である。同様にパーライト材の各温度における組織を(d),(e)および(f)に挙げる。A₁点直上の温度にお

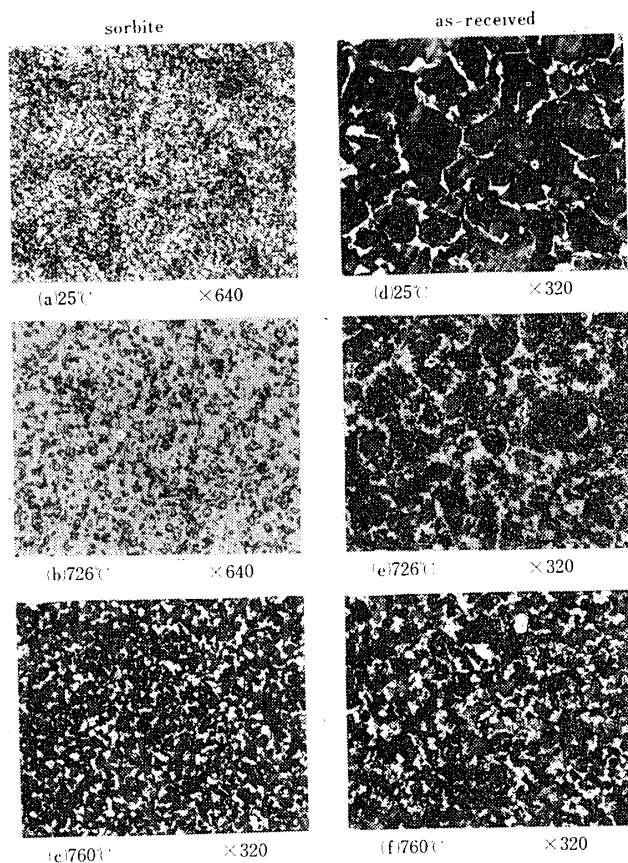


Fig. 5 Air cooled microstructures after tensile test for S55C

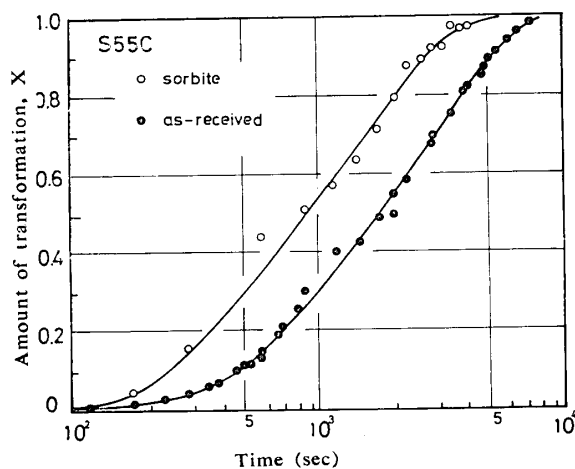


Fig. 6 Isothermal A₁ transformation curves for S55C

Vol.23 No.2 (1972)

いては引張変形中に共析変態{パーライト(p)→r}が関与するから変形能は大きく左右されることが考えられる。Fig. 6はS55Cの両材についてA₁点に恒温保持したときの共析反応に伴う熱収縮を測定して、変態量(X)の時間的変化を示したものである。いずれも共析変態に特徴的なS字形曲線⁸⁾が得られるが、変態が半分終了するに要する時間は、ソルバイト材がパーライト材の約1/2でかなり速度の大きいことがわかる。ソルバイト材のごとくフェライト(α)中に微細な多数の球状セメンタイトが均一に分散したものではありません。個々のセメンタイト粒が共析反応の核となりうるため、大きな片状セメンタイトを有するパーライト材にくらべると核の形成速度は大きくrへの固溶も容易で、したがって変態速度は大きく、しかも形成されるr相の粒子は微細でフェライトマトリックス中に均一に分布した組織が得られるものと考えられる。726°Cの組織(b)において空冷に伴う顕著なパーライトの再析出が認められないことから、共析反応によって析出するr粒子はかなり微細であり、変形中の高温組織は(α+r)の微細混合組織であったことが推察される。726°Cの温度一定条件のもとではα→r変態は起こりえないから、パーライト材のごとくフェライトの粗い網目組織をなすものでは共析変態後も大きなフェライト相が、そのまま残存することになり(組織(e)において常温組織(d)とほぼ同様なフェライトの網目構造が認められる)、したがってソルバイト材にくらべると析出r相は局在的できわめて粗い(α+r)二相組織となる。さらにまた、変態速度も小さいことから引張変形中になおかなりの未変態パーライトが残留していることも考えられ、この粗大なセメンタイトが塑性変形を著しく阻害する可能性もある。同素変態中における強度の劣化現象はα中に原子体積の異なるr相の核ができると内部応力が発生し、小さな作用応力のもとでも十分材料に流れが生ずる⁹⁾ためと考えられているが、ソルバイト材の低強度、高延性はその粒状セメンタイトの分散組織効果のために共析変態の際に多数のr相の粒子が均一に微細析出することに原因するのであろう。760°Cの場合の空冷組織を比較するとソルバイト材が、(c)図のごとく微細なフェライト・パーライト組織をなすのに対し、パーライト材(f)におけるパーライト・フェライトはかなり粗大である。空冷に伴うパーライトの成長は一般にオーステナイト結晶粒の粒境界から成長するものであるから、パーライトフェライトの細かいものほどr結晶粒も微細であったと言える。このときソルバイト材は200%以上の伸びを生じ、強度

の塑性変形を受けたにもかかわらず集合組織の発達は見られず結晶粒も粗大化していない。これは引張変形による連続的な塑性ひずみの影響を受けて結晶粒界の移動ないし、再結晶¹⁾がひき続き起き、常に微細組織が再生されるため考えられる。微細な結晶組織は超塑性材料に特徴的な因子で結晶粒が粗大化すると超塑性は失われ、早期破断が起きる。780°C以上の高温における著しい延性の低下は、この γ 結晶粒の粗大化によるものであろう。このように高温で微細組織の方が延性的であることは、クリープ速度の結晶粒度依存性と類似の現象で、高温では細粒の方が粗粒より粒界すべりを起こしやすいためにクリープ性が大きくなることが知られており¹⁰⁾、低速度の超塑性変形にはこのようなクリープ過程の関与があるものと考えられる。

Fig. 7および Fig. 8に各鋼種のソルバイト材についてのそれぞれ変形抵抗および破断伸びの温度依存性を示す。変形抵抗はいずれの場合もA1点直上で極小となり、共析変態に伴う強度低下が認められるが、炭素量の多いものほどパーライト変態の割合が増すため共析組成に近いSK5で最も顕著で、また破断伸びも最も大きい。S35Cは比較的低炭素鋼であるにもかかわらず、変形抵抗はSK5より大きく破断伸びはかなり小さい。また伸びのピークはA1点直上の温度より、さらに高い約740°Cで現われるが、これは $p \rightarrow r$ 変態に続いてその温度に相当するだけの $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が起きて α と γ の占める体積割合がほぼ等しい

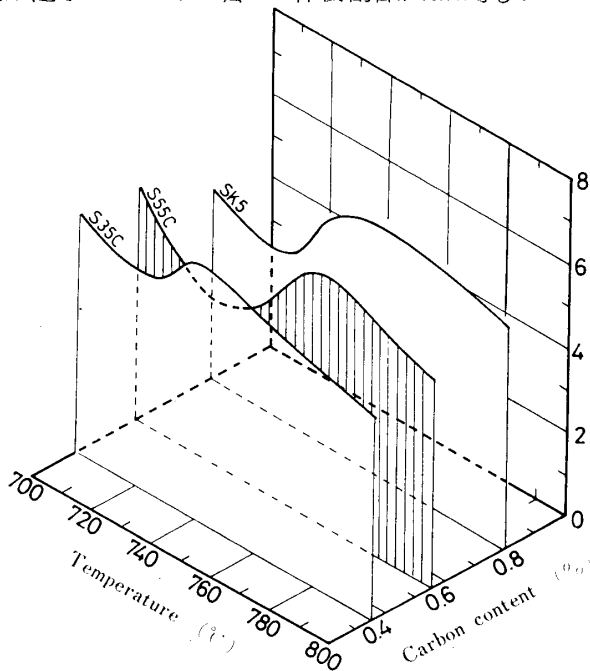


Fig. 7 The dependence of the flow stress upon temperature and carbon content (tensile rate 0.2mm·min.⁻¹)

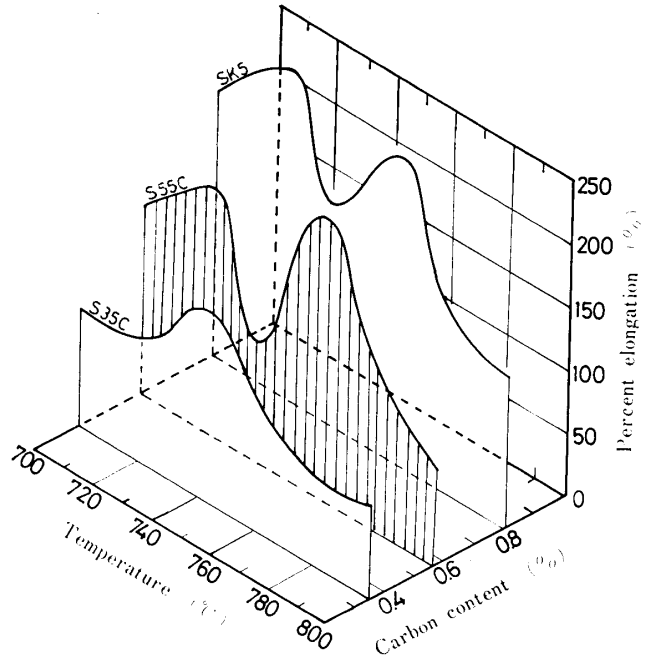


Fig. 8 The dependence of the percent elongation upon temperature and carbon content (tensile rate 0.2mm·min.⁻¹)

($\alpha + \gamma$)の均一混合組織が得られることに関連するものと考えられる。一般にソルバイト材はパーライト材にくらべて低い変形抵抗と大きな伸びを示し、しかもフェライト中に分散する微細なセメンタイト粒の密度が高い高炭素鋼ほど延性に富むことがわかる。

Fig. 9はSK5ソルバイト材の各温度における破断試験片について破断部近傍のプロファイルを図示したものである。いずれも破断点の最小直径は1mm前後で $\phi = 98\%$ 以上の大きな断面収縮をきたすが、

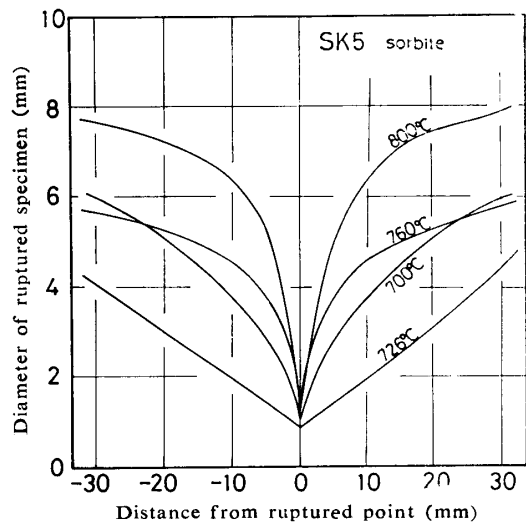


Fig. 9 Profiles of ruptured specimens of SK5-Sorbite material (tensile rate 0.2mm·min.⁻¹)

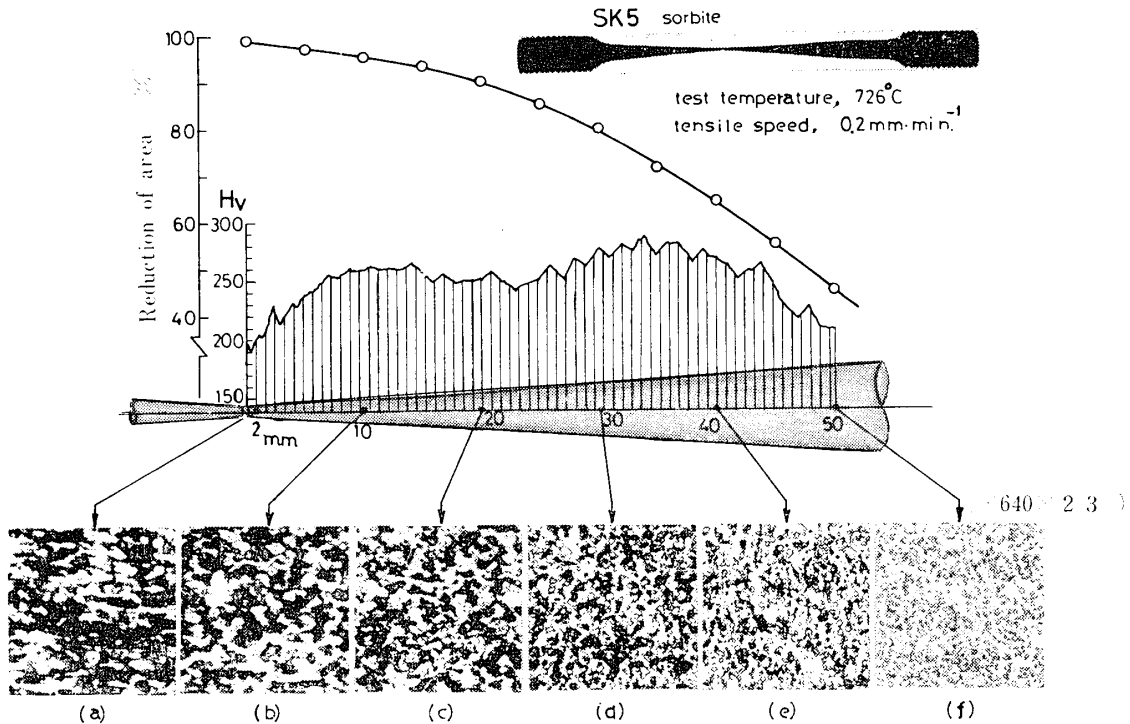


Fig. 10 The changes of reduction of area, hardness (H_v) and microstructure along the longitudinal direction of the ruptured specimen of SK5-Sorbite material

くびれの形状は温度によってかなり異なり，ことに大きな伸びを生じた 726°C の場合 きわめて特徴的である．すなわち破断点近傍においても局部的なくびれの発達は今くみられず，細長く尖がった円錐形状に変形しあたかも非晶質体の粘性流れによる変形と類似の形態を呈する．Fig. 10にこの破断試験片の各点における断面収縮率，および縦断面に沿う硬さと組織の変化を示す．破断点にごく近接した個所の組織は，フェライト・パーライト組織でやや集合組織の発達がみられることから，変形中に共析変態はすでに完了し単相オーステナイトの結晶粒が引張方向にかなり引き伸ばされたことが考えられる．しかし破断点より10mmの個所ではもはや集合組織はみられず細かいフェライト・パーライト組織を成し，さらに試験片のつかみ部に近いほどパーライトの析出量は減少し，これに対応して多くの未溶解セメントが残留するようになる．すなわち，このような個所では共析変態はなお完了することなく引張変形中に徐々に進行し，連続的な γ 相の析出，成長によって相境界はきわめて流動的であるとともに強度の劣化をひきおこして，むしろくびれの最小断面部(すでに γ 単相となっている)におけるよりも伸び変形が優先して生ずる可能性がある．このように変態に伴う変形が試験片の全長にわたって順次進展し

て行くため，最初のくびれ部での集中的な断面収縮は起きず粘性流れ類似の大きな延性が得られるものと考えられる．

3.2 引張変形能のひずみ速度依存性

SK5のソルバイト材について最も大きな伸びが得られた 726°C において，変形速度を数種変えて引張試験を行ったときの応力～ひずみ線図の例を Fig. 11に

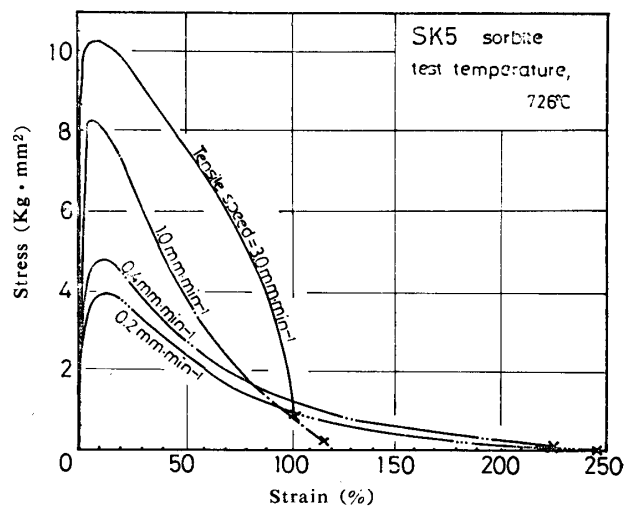


Fig. 11 Stress-strain curves of the SK5-Sorbite specimens at 726°C under various tensile rates

示す。速度が低くなるにつれて変形抵抗は著しく低下し、逆に伸びは増大し、高いひずみ速度依存性がみられた。低速の場合最大強さを過ぎてからの応力の減少率はきわめてゆるやかで250%に達する大きな伸びを生ずるが、最大強さに至るまでのひずみは変形速度によって大差ないことから、くびれ開始後の伸びの寄与が異常に大きいことがわかる。この場合試験片は、すでに述べたように特徴的な粘性的変形を呈して破断点を頂点する細長い円錐形状をなして破断することから、くびれ発生から破断まで Fig. 12の図中に示したごとく近似的に常にテーパ形状を維持しながら、伸び変形が進むものと推測される。このとき引張速度 V 一定のもとで、変形前後の体積不変としてくびれの最小断面での直径 d を求めると幾何学的に次式で与えられる。

(P_0) 点に対応する真応力 σ_0 に等しく常に一定に保たれながら変形するものと仮定すれば、くびれ開始後の荷重 P の時間的な減少変化は次式で表わされる。

$$P = \sigma_0 A = (P_0/A_0) A = \frac{P_0}{2} \left\{ \frac{-(V/2)t + 5l_0}{(V/2)t + l_0} - \sqrt{\frac{-3(V/2)t + 9l_0}{(V/2)t + l_0}} \right\} \quad (4)$$

Fig. 12の実線で示した曲線は(4)式の両辺を試験片の最初の断面積で徐して公称応力線図として示したものである。図中のプロットは実測値である。 $V=0.2$ および 0.4 mm/min の低速の場合、両者は比較的良好に一致しており、このことからくびれ発生後も、その最小断面に生ずる応力は最大荷重点での応力以上に増大することなく、変形中ほぼその一定応力状態にあるものと考えられ、現象的にはクリープ変形と類似の挙動

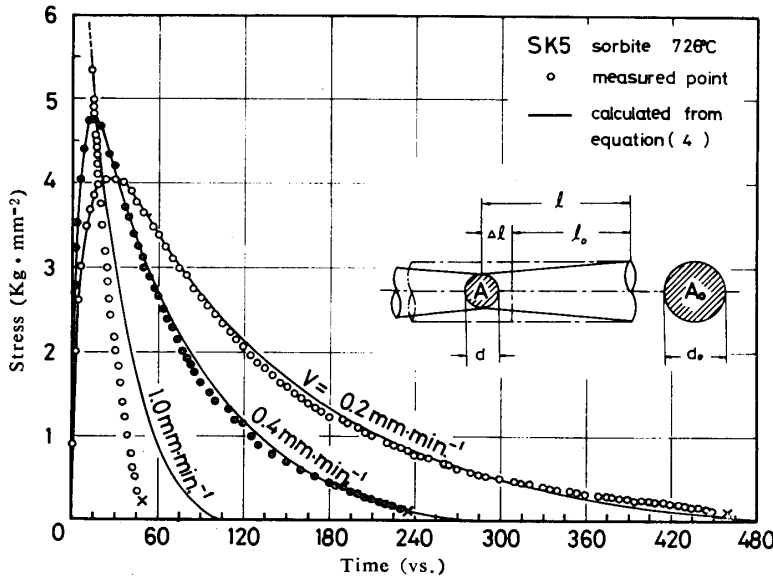


Fig. 12 The nominal stress vs. time curves calculated from equation (4) (SK5-Sorbite material, 726°C)

$$d = \frac{d_0}{2} \left\{ -1 + \sqrt{3(4l_0/l - 1)} \right\} \quad (1)$$

d_0 : くびれ開始前の直径

l_0 : くびれ発生点から試験片肩部までの長さ

くびれ開始後の時間 t における図の長さ l は

$$l = l_0 + (V/2)t \quad (2)$$

であるから、時間 t にあけるくびれ部の最小断面積 A は次式で表わされる。

$$A = \pi d^2/4 = \frac{A_0}{2} \left\{ \frac{-(V/2)t + 5l_0}{(V/2)t + l_0} - \sqrt{\frac{-3(V/2)t + 9l_0}{(V/2)t + l_0}} \right\} \quad (3)$$

A_0 : くびれ開始前の断面積

いまこの最小断面に作用する真応力が最大荷重

をすることがわかる。この場合すでに述べたように、変形と同時に共析反応が進行し、微細な多数の r 相の粒子が、析出するから組織は未溶解の粒状セメンタイトを含む ($\alpha+r$) の微細二重構造をなし、連続的な相境界の移動を伴って拡散性クリープをひきおこすことが考えられる。しかし変形速度が高いときには、共析変態が十分追いつかないために微細二重構造の連続的の形成が阻止され、クリープの寄与もなく通常的高温引張変形におけるように深い局部くびれを生じて早期破断する。

Fig. 13に变形抵抗および破断伸びのひずみ速度依存性を示す。変形抵抗 σ_f とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係を両対数プロットすると、一般の超塑性材料に認められる

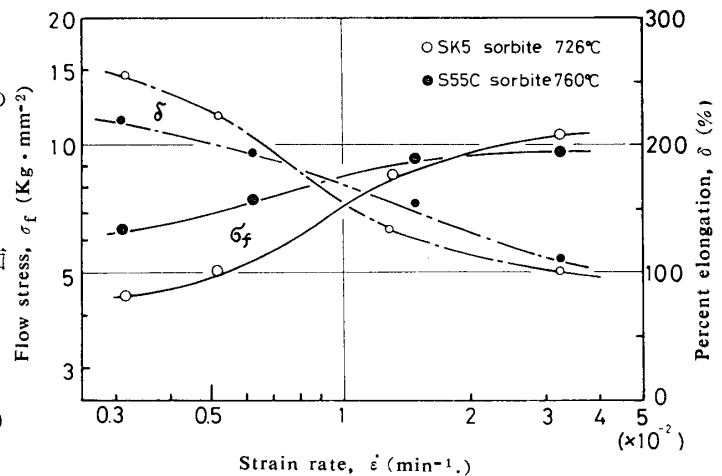


Fig. 13 The dependence of the flow stress and percent elongation upon strain rate

ようにS字形曲線が得られ、ひずみ速度の中間の領域で σ_f は、最も大きく変化する。破断伸びのひずみ速度による変化は σ_f とちょうど逆な関係にあり、低ひずみ速度域で伸びは大きくなる。760°CにおけるS55Cの σ_f のひずみ速度による変化はSK5にくらべるとかなりゆるやかで、 σ_f の速度依存性の大きなものほど伸びも大きくなる傾向がみられる。一般に変形応力 σ とひずみ速度との関係は次式で表わされ、

$$\sigma = K\dot{\epsilon}^m \quad (5)$$

K : 定数

m : ひずみ速度感受性指数

したがって指数 m は $\log \sigma_f \sim \log \dot{\epsilon}$ 曲線の勾配として求めることができ、この値が σ_f の速度依存性の尺度となる。ニュートンの粘性体に対して $m=1$ で、このときは勿論引張における伸びは均一で、くびれは生じないが、超塑性材料では $m=0.5$ 程度で通常の高引張における値($m=0.1\sim 0.2$)にくらべかなり大きいことが特徴である。Fig. 14に各材料について求めた m のひずみ速度による変化を示す。いずれも m はひずみ速度の中間領域で最大となり、ことにSK5ソルバイト材(726°C)はおよそ $\dot{\epsilon}=10^{-2}\text{min}^{-1}$ のとき最大値 $m=0.6$ なる非常に大きな値を示した。ところがソルバイト材にくらべて粗い粒状セメントイト組織をなす素材ではより低ひずみ速度側で最大となり、その値もかなり低い。またS55Cについてもソルバ

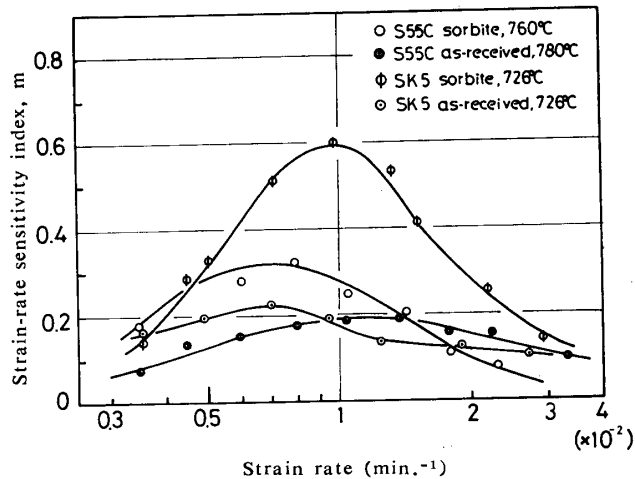


Fig. 14 Variation of strain-rate sensitivity index (m) with strain rate for various materials

イト材はパーライト材よりも幾分大きな値を有し、 m 値の大きいものほど大きな伸びを生ずるという一般的な関係が成り立つことから、ソルバイト材がその微細構造に関連して超塑性的な変形能にかなり優れていることがわかる。

4. 結 言

炭素鋼 S35C, S55C および SK5 について A₁ および A_s 変態点を含む 700°~800°C 高温域で引張試験を行い、変形能におよぼす温度、ひずみ速度および組織の影響について検討し、次の結果を得た。

(1) ソルバイト組織の高炭素鋼は A₁ 点直上の温度で変形抵抗の劣化をきたし、著しく大きな伸びを生ずるが、これは共析変態に伴う γ 粒の析出によって ($\alpha+\gamma$) の微細二重構造が形成されることによる超塑性現象であると考えられる。

(2) このような超塑性変形における大部分の伸びはくびれ開始後の局部伸びによって生ずる。くびれの底に作用する応力は変形中はほぼ一定値に保たれ、クリープ過程による伸びの寄与が考えられる。

(3) ソルバイト材における変形抵抗のひずみ速度感受性指数は素材にくらべてかなり大きく、超塑性的な変形能に優れている。

参 考 文 献

- 1) G. J. Davies, J. W. Edington, C. P. Cutler and K. A. Padmanabhan: J. Materials Science, 5, 1091 (1970)
- 2) D. Oelschlägel: 金属, 39-21, 33 (1969)
- 3) 井口信洋: ibid, 41-16, 74 (1971)
- 4) W. A. Backofen, I. R. Turner and D. H. Avery: Trans. ASM, 57, 980 (1964)
- 5) S. W. Zehr and W. A. Backofen: ibid, 61, 300 (1968)
- 6) D. Lee: Acta Met., 17, 1057 (1969)
- 7) W. B. Morrison: Trans. ASM, 61, 423 (1968)
- 8) W. Hume-Rothery: 鉄鋼物性工学入門, 共立 (1968) P. 150
- 9) M. de Jong and G. W. Rathenau: Acta Met., 9, 714 (1961)
- 10) 平 修二: 金属材料の高温強度, 養賢堂 (1968) P. 39

(昭和47年9月15日受理)