

鋼の超塑性に及ぼす炭素含有量の影響

荒牧正俊*

1. 緒言

超塑性に関する研究は1960年代から精力的に行われており、近年では実用的観点からの開発研究も含めますます盛んになっている。こうした中で超塑性成形利用拡大における問題点の1つは超塑性発現の温度が高いことである。Salama⁽¹⁾はAl-10Mg合金において従来のAl合金の超塑性の温度が500℃前後にあるのに対し300℃という比較的低い温度でも十分超塑性と認められる挙動を示したと報告しているがそこまでにとどまっている。またひずみ速度が遅いことも問題である。典型的な超塑性発現のひずみ速度は $10^{-4}\text{s}^{-1}\sim 10^{-3}\text{s}^{-1}$ 程度で通常の加工速度の1/100以下である。これらの問題点を改善するためには結晶粒のさらなる微細化が必要であり、加工熱処理や材料作製法の改良が行われている。しかしながら、アルミニウム合金を除いては超塑性の低温化や高速度化は遅れているのが現状である。また鉄系の合金は非鉄系に比べこうした方面からの研究はほとんどない。本研究は超塑性の高速度化・低温化に必要な基礎的知見を求めたものである。

これまでの低炭素鋼、高炭素鋼の超塑性に関する文献検索の結果を総括すると炭素含有量が増加すると超塑性伸びは増加する傾向があるように思われた。また超塑性のひずみ速度を向上させることは簡単ではないが、その温度を低めることは炭素含有量を高めることと思われる。しかし、炭素含有量に注目して超塑性挙動を系統的に調査した研究は見当たらない。著者らはこれまで一般構造用鋼であるクロムモリブデン鋼の超塑性性能の向上を試みた結果、チタンとボロンの複合添加が超塑性伸びの向上に有効であることを見いだしている⁽²⁾。そこでこの合金を基に炭素含有量の異なる鋼を作製し、超塑性挙動(温度、ひずみ速度依存性)および組織(結晶粒径や炭化物の析出状況)を調査し、炭素量の影響について検討した。

2. 実験方法

2.1 引張試験片の作製

真空溶解法によりクロムモリブデン鋼(SCM415; C=0.15 wt%)にチタンとボロンの定量添加及び炭素の適宜添加を行った。試料鋼の化学成分を表1に示す。炭素含有量(以下C量と記す)は0.24, 0.37, 0.58, 0.66, 0.83wt%である。C24鋼～C58鋼については図1(a)に示すような加工熱処理を施し、図2に示すような板状の引張試験片(標点間距離16mm)とした。加工熱処理図中の温度Tは60sでオーステナ

イト単相となる温度である。またC量が0.58wt%以上の鋼では冷間加工の段階で割れを生じたため図1(b)に示すような炭化物の球状化处理を導入した加工熱処理としC58S鋼、C83S鋼とした。

2.2 高温引張試験

引張試験はクロスヘッド速度一定とし、640℃～800℃の

表1 試料鋼の化学成分 (wt%)

	C24	C37	C58 C58S	C66	C83S
C	0.24	0.37	0.58	0.66	0.83
Si	0.28	0.24	0.28	0.29	0.28
Mn	0.80	0.73	0.76	0.79	0.75
P	0.018	0.012	0.017	0.018	0.015
S	0.002	0.005	0.002	0.002	0.004
Cr	0.96	1.02	0.98	1.05	1.11
Mo	0.15	0.16	0.15	0.17	0.18
O	0.0041	0.0027	0.0014	0.0015	0.0024
N	0.0027	0.0012	0.0016	0.0005	0.0016
Ti	0.18	0.16	0.18	0.17	0.18
B	0.0046	0.0039	0.0049	0.0045	0.0056

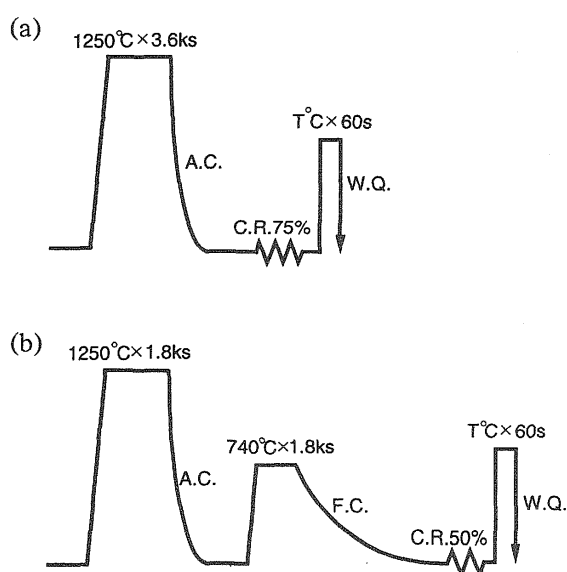


図1 結晶粒微細化のための加工熱処理図
(b)はC58S鋼、C83S鋼に適用

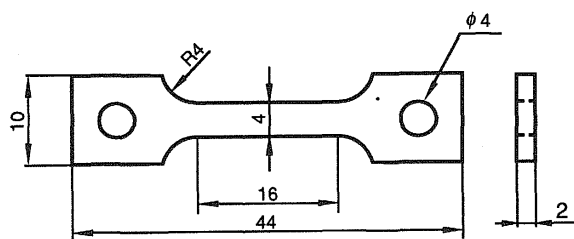


図2 引張試験片形状

温度範囲及び $1 \times 10^{-4} \text{s}^{-1} \sim 1 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ の初期ひずみ速度で行い、引張破断伸びと最大流動応力(最大荷重での応力とした)を求めた。なお引張試験中は酸化防止のため、(Ar+H₂)混合ガス雰囲気中で行った。

2・3 熱膨張試験

熱膨張試験機を試作し、各試料鋼の変態点温度(A₁点)を測定した。なお熱膨張試験の昇温速度は変態にかかる時間を考慮して $5^\circ\text{C} \cdot \text{min}^{-1}$ とした。

2・4 組織観察

高温引張試験により破断させ、直ちに水冷した試料のつかみ部及び破断部についてSEMを用いて組織観察を行った。得られたSEM写真から母相 α の結晶粒径(以下、 α 粒径という)を求めた。ここで、結晶粒径とは個々の結晶粒の縦・横方向長さの平均値とした。さらに画像解析装置により炭化物の面積率(%)を求めた。

3. 実験結果

3・1 高温引張試験

C24鋼, C37鋼, C58鋼, C66鋼の破断伸び及び最大流動応力の温度依存性を図3に示す。また図中の破線は変態点温度を測定した結果を示す。変態点温度はいずれの鋼も $760 \sim 764^\circ\text{C}$ とほぼ同一であった。

C24鋼では温度 720°C 、初期ひずみ速度 $2 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ のとき最大伸び356%が得られた。C24鋼の場合このひずみ速度以外では大きな超塑性伸びは得られなかった。C37鋼では 700°C 、 $2 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ のとき最大伸び469%が得られた。この $2 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ と $5 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ のひずみ速度では $680^\circ\text{C} \sim 710^\circ\text{C}$ の間で目立った伸びのピークを持たず350%以上の大きな伸びを示した。C58鋼では 710°C 、 $5 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ のとき最大伸び644%が得られた。これは今回用いた鋼の中で最も大きかった。この鋼では $5 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ や $1 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ といった比較的速いひずみ速度で500%以上の大きな超塑性伸びを示した。C66鋼では 720°C 、 $2 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ のとき最大伸び550%が得られたが、C58鋼より小さな伸びにとどまった。C66鋼では加工熱処理の冷間加工の段階で微細な割れが生じたものがあり、このことが大きな伸びが得られなかった原因であることがわかった。

以上の結果をまとめると最大伸びの温度は $700 \sim 720^\circ\text{C}$

で、C66鋼を除いてはC24鋼, C37鋼, C58鋼とC量が増加すると最大伸びの絶対値は大きくなり、そのひずみ速度は速くなることがわかった。一方、最大流動応力は各試料鋼とも最大伸びが得られた温度付近で谷となり、その値は約 $2 \text{kgf} \cdot \text{mm}^{-2}$ でありひずみ速度によらず一定の値を示した。

次に球状化処理を導入したC58S鋼, C83S鋼の破断伸び及び最大流動応力の温度依存性を図3(e),(f)に示す。C58S鋼では 680°C 、 $5 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ のとき最大伸び466%、C83S鋼では 730°C 、 $2 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ のとき最大伸び516%が得られた。C58S鋼, C83S鋼とC量が増加すると最大伸びは大きくなった。しかしながら、その温度は高く、ひずみ速度は遅くなった。また最大伸びが得られた温度付近で最大流動応力は谷となり、この点は球状化していない場合と同様であるが、そのレベルはひずみ速度が速いほど大きな値を示した。

C量の等しいC58鋼とC58S鋼を比較すると、球状化を導入したC58S鋼の方が最大伸びは小さくなった。またそのひずみ速度は遅く、温度は低くなった。最大流動応力は両鋼とも最大伸びが得られた温度付近でほぼ同じ値となった。

3・2 組織観察

C37鋼を種々の温度で引張破断させた試料のつかみ部と破断部の組織観察結果を写真1に示す。母相 α 粒はつかみ部と破断部とで比較すると、いずれの温度においても破断部の方が大きく、ひずみ誘起粒成長が見られた。つかみ部の α 粒径は低温の 640°C では $1.2 \mu\text{m}$ と微細であるが、温度が高くなるほど粗大化しA₁点より高い 800°C では炭化物が母相中に固溶するとともに、 α 粒はさらに粗大化していた。また最大伸びが得られた 700°C では伸び値が大きいにもかかわらず、ひずみ誘起粒成長は比較的小さかった。これらのことは他の鋼においても同様であった。

C83S鋼を引張破断させた後の試験片各部の組織観察を行った結果を写真2に示す。この引張条件では破断点より20mmの場所で最も α 粒が大きくなっている。他の鋼では破断点に近い場所ほど、すなわちひずみを多く受けた所ほど粒径は大きかったが、C83S鋼ではこのように粗大となった所で破断せず、粒径の小さい場所が破断点となる場合があった。この現象は最大伸びを示した 730°C 前後の温度においてしばしば見られた。

各鋼の最大伸びが得られたときのつかみ部及び破断部の α 粒径を測定した結果を図4に示す。各鋼とも α 粒径はつかみ部では $1.2 \mu\text{m} \sim 1.5 \mu\text{m}$ と同程度であるが、破断部では $2.0 \mu\text{m} \sim 2.8 \mu\text{m}$ と大きかった。この α 粒粗大化の程度はC24鋼 \sim C58鋼まではC量増加とともに小さくなる傾向を示したが、C66鋼とC83S鋼では大きかった。

次に各鋼の破断部の炭化物面積率を測定した結果を図5に示す。いずれの鋼も炭化物面積率は $700 \sim 720^\circ\text{C}$ で最大を示し、その絶対値はC量の多い鋼ほど大きかった。そして炭化物面積率が最大となる温度は最大伸びの温度とほぼ一致していた。

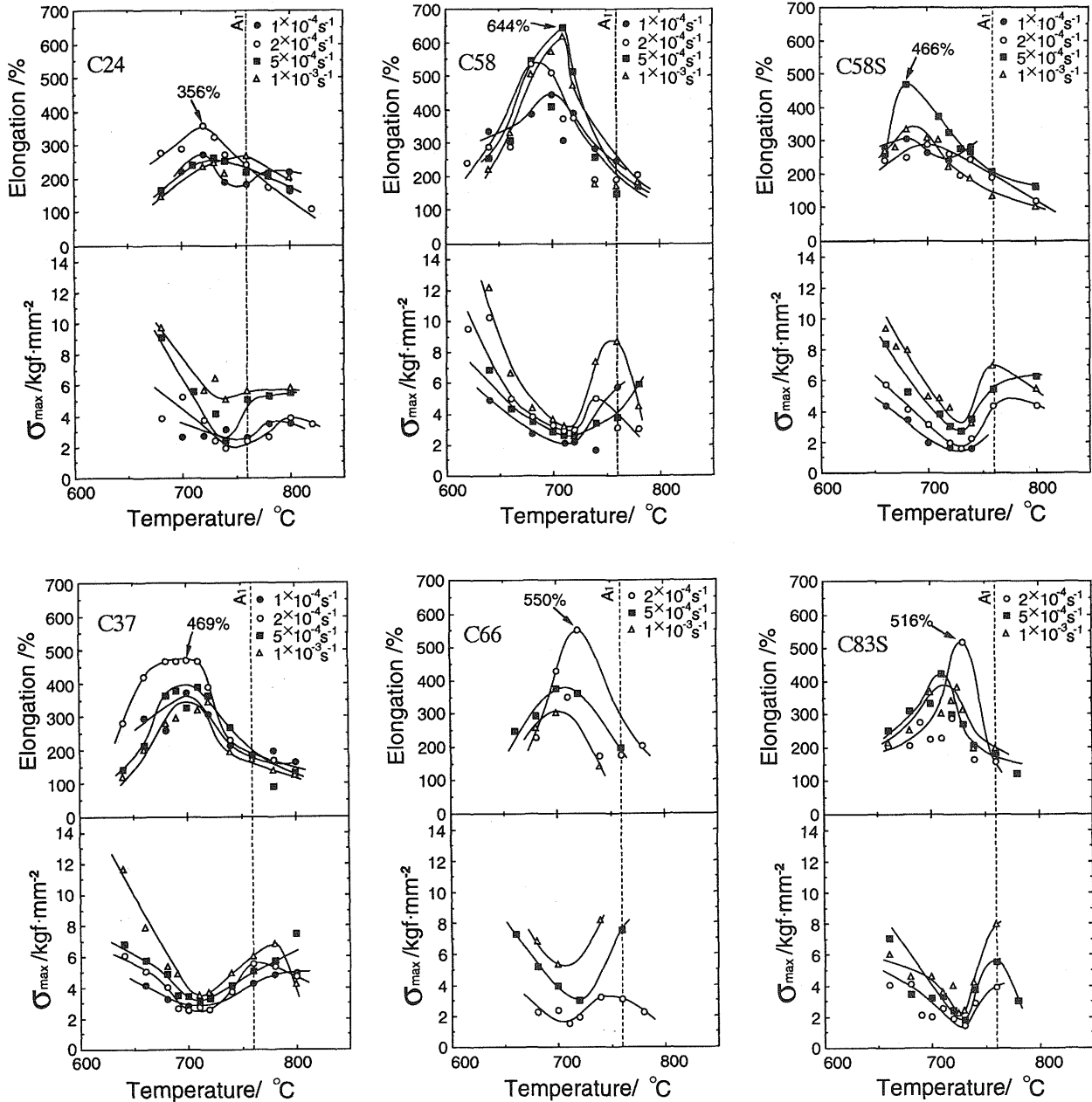


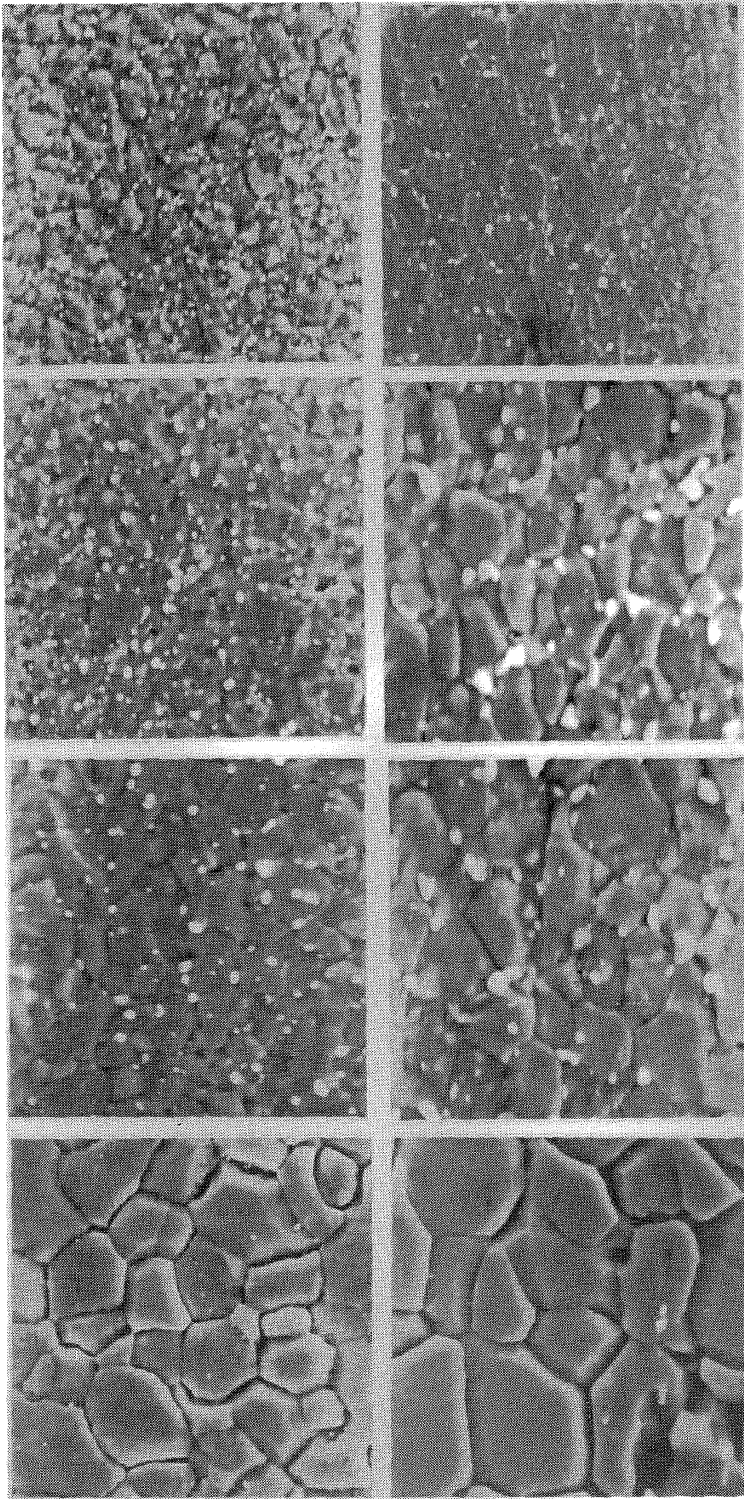
図3 各鋼の引張破断伸びと最大流動応力の温度依存性

4. 考察

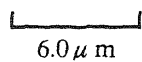
各試料鋼の最大伸びと最大流動応力についてまとめたものを図6に示す。ここでC58鋼とC58S鋼は炭素含有量は等しいが結晶粒微細化の加工熱処理が異なるため伸び値に差がでたものと考えられる。C量が0.58wt%までは図1(a)に示すような加工熱処理を適用することができ、この範囲においては高炭素鋼ほど最大伸びは大きくなった。また図3で示したように最大伸びはC58鋼において最も高いひずみ速度で得られた。このことから超塑性性能向上に最適の炭素

含有量は約0.6wt%と言える。しかしながらC量が0.6wt%以上では加工熱処理を変更したにもかかわらず、伸び値は低下した。またC58S鋼からC83S鋼とC量を増すと、最大伸びのひずみ速度は低速度側、温度は高温側となり、C24鋼～C58鋼までの挙動とは異なる。このようなことからC量が0.6wt%以下の場合と0.6wt%以上で炭化物を球状化した場合とは超塑性の機構は異なると推察されるので別々に考察することにする。ただし先に述べたように、加工熱処理で割れが入ったC66鋼はこの考察では議論しない。

図1(a)の加工熱処理を施したC24鋼, C37鋼, C58鋼はい



つかみ部



破断部

写真1 C37鋼の引張破断後の組織
 (1)640°C 281% (2)700°C 469%
 (3)740°C 219% (4)800°C 138%
 $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$
 引張方向：紙面上下方向

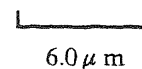
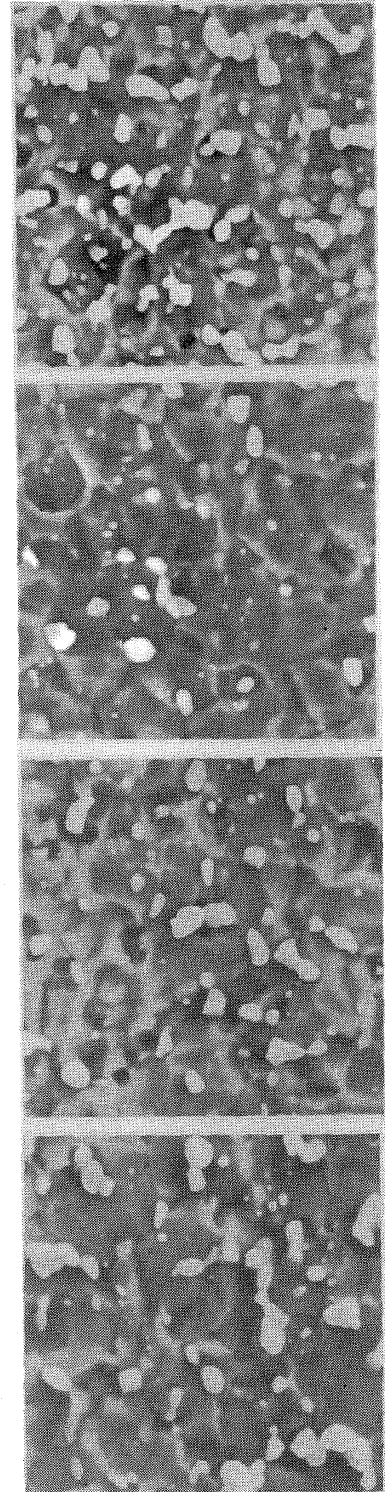


写真2 C83鋼引張破断後の各部の組織
 (数字は破断点からの距離)
 730°C $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ EL=516%

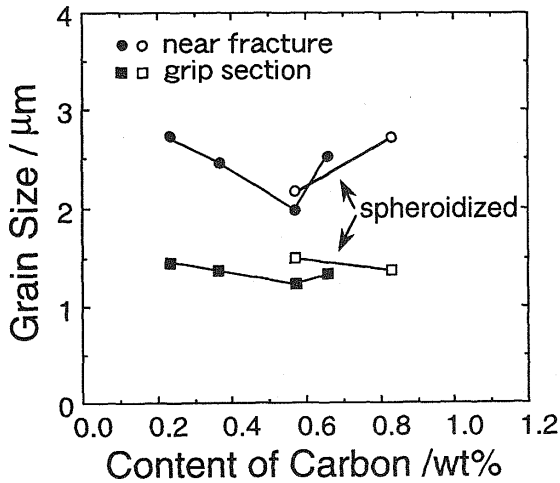


図4 各鋼の引張破断後のつかみ部と破断部の α 粒径

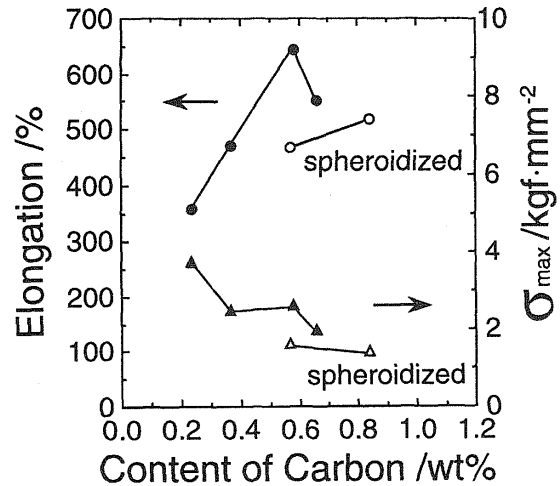


図6 各鋼の最大伸びと最大流動応力

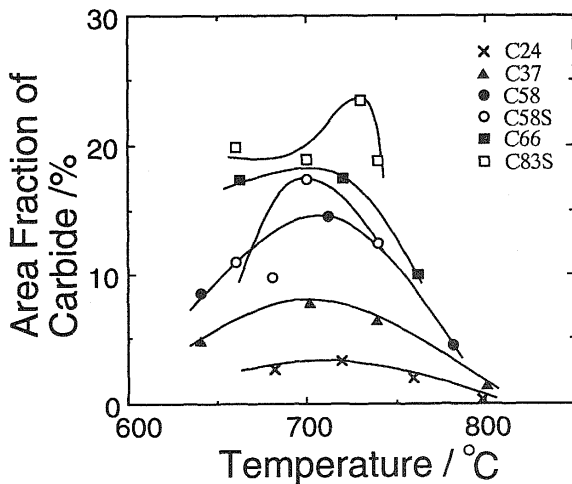


図5 各鋼の引張破断部の炭化物面積率の温度依存性

いずれも700~720°Cの間で最大伸びが得られた。またこの温度付近で炭化物面積率は最大となっていた(図5)。このことから炭化物のピン止め効果により母相 α の粒成長が抑制され、最大伸びが得られたと考えられる。すなわち微細結晶粒ほど粒界面積も多くなるので、超塑性の粒界すべりの頻度が増すと予想される。これに対し660°C以下の温度では α 粒径は小さいものの伸び値は低下し、最大流動応力は高かった。これは温度が低いため粒界すべりの際の応力緩和機構がうまく作用できなかったからであろう。この応力緩和機構は粒界すべりにより生じるであろう空洞(キャビティ)を発生させないようにするものとされている⁽³⁾。これには転位の運動や物質の移動を伴うのである程度以上の高温が必要と思われる。しかし740°C以上の温度でも伸び

値は低下した。これは写真1で示したように、高温側では炭化物の粗大化や母相への固溶が起こるので炭化物によるピン止め効果が無くなり α 粒の粒成長速度が大きくなるからであろう。以上のことから(α +炭化物)温度域での超塑性発現は炭化物面積率が最大となる700~720°Cで最も顕著になったと理解される。また同じ温度であれば炭素含有量の多い鋼ほど炭化物量も多くなるので高炭素鋼ほど超塑性伸びも大きくなったと推察される。

球状化を施したC58S鋼では最大伸びが得られた温度が680°Cと発現温度が低くなっている。炭化物面積率もこの温度付近で最大であったことから、炭化物により α 粒の粒成長が抑制され伸びが大きくなったのであろう。また660°C以下や740°C以上で伸び値が低下したのも球状化を施さなかったものと同様の理由であると思われる。これに対しC83S鋼では最大伸びが得られた温度は730°Cと高く、そのひずみ速度は遅くなった。また写真2で示したようにこの鋼においてはひずみを多く受けた破断近傍での粒径が小さくなる場合があった。このことからC83S鋼のような高炭素鋼においては変形の途中で何らかの特異な動的再結晶が起こり α 粒が微細になることが大きな伸びに結びついたのであろうが、その詳細は現段階では明らかでない。

5. 今後の課題

- (1) C量が0.6wt%以上の鋼では加工が困難になるため炭化物の球状化を行ったが最大伸びは増加せず、そのひずみ速度も遅くなった。炭化物をより微細に析出させると超塑性性能は向上すると考えられるので、そのような加工熱処理を検討する必要がある。
- (2) C83S鋼のような高炭素鋼での変形機構はC24鋼~C66鋼のような亜共析鋼と異なると思われるので調査する必要がある。

6. まとめ

- (1)最大伸びはいずれの鋼も680~730°Cで得られ、(α +炭化物)の温度域であった。
- (2)C量が0.58wt%の鋼において最も速いひずみ速度($5 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$)で最大伸び644%が得られた。
- (3)炭化物は母相 α 粒成長に対しピン止め効果を有し、伸びの向上に有利に作用すると考えられる。
- (4)C量が0.6wt%以上の鋼では炭化物の球状化を施す必要があった。しかし超塑性伸びは増加せず、そのひずみ速度も遅くなった。現段階では鋼の超塑性に最適の炭素は0.6wt%と言える。

終わりに、本研究は財団法人天田金属加工機械技術振興団体の研究助成金によって遂行できたことを付記し謝意を表します。

参考文献

- 1) A. Salama: Ph. D Dissertation, U. S. Naval Postgraduate School, Monterey, CA, (1987).
- 2) 津島健次・荒牧正俊・小野寺龍太: 塑性と加工, 31(1990), 652.
- 3) Kashyap, B. P., and Mukherjee, A.K. : "Superplasticity" Ed. by Baudelet, B. and Suery, M., CNRS, Paris, (1985), 4.1.