

討8 熱間加工温度下における極軟鋼の変形挙動

東京理科大学
電気通信大学

作井 誠太
○ 酒井 拓

1. 緒言

熱間加工の特徴の1つは、加工度を1度に大きくとることができ、しかも高速度で変形できる点にある。このような高温かつ高速度での金属の変形挙動を組織学的方面から調査する際は、変形後瞬間的に起こる回復や再結晶などの復旧過程に基づく組織変化を阻止せねばならない。そこで、真空中で高温加熱し、高速変形とガス冷却とをそれぞれ瞬間的に連動させて実験することができる装置を作り、これを用いて炭素を0.06 wt.%含む極軟鋼の高温変形特性を調べたので、その結果の一部について、特に機械的性質と変形組織に対する冷却効果の問題を中心に述べる。

2. 試料および実験方法

試料は炭素を0.06 wt.%含んだ市販のリムド鋼で、3.3mmに熱間圧延されたものを中間焼鈍をばさんで最終板厚0.25mmに冷間圧延した。それから幅4mm、長さ80mmの短冊型試験片を切出し、最終焼鈍(1060℃、60min.)で結晶粒径をほぼ28 μ mに調整した。

試験装置については、すでに報告した通りである。(日本金属学会、昭和44年春期講演予稿、P230)用いた試験条件は、目的温度まで20分以内に昇温し、そこで10分間保持後、高速引張試験を行なった。($\dot{\epsilon} = 9 \text{ sec}^{-1}$) 同時に管状の電気炉を移動させ、その信号によって試験片の両側、および2つのチャックに向けて水素ガスを噴射させ、変形後0.15 sec.以内に300℃以下に急冷することができた。

3. 結果と考察

3-1 機械的性質

極軟鋼の高温変形挙動の特徴は、動的ひずみ時効に基づいて起るとされている青熱脆性現象が消滅する600℃以上の高温域において現れる。このときの公称応力-ひずみ曲線は、比較的低位ひずみで(10~20%)最大応力値を示したのち軟化過程を示し破断に至る。図1。これを真応力-ひずみ曲線でみれば、この軟化過程で一定応力状態が続くことがわかった。(図1における破線) この定常状態変形はクリープにおける定常状態と比較できる、または関連性があるものとされている。⁽¹⁾⁽²⁾⁽³⁾ このような特徴は α 、 γ 2相の混合する温度領域(すなわちA₁点とA₃点の間)において消失し始め、 γ 単相となる910℃以上では加工硬化の大きい応力-ひずみ曲線を示し、 α 相のそれとは明らかに異なった変形挙動を示した。

図2(a)、(b)は、600℃以上の高温域における、(a)2%ひずみにおける流れ応力 $\sigma_{0.02}$ と最大応

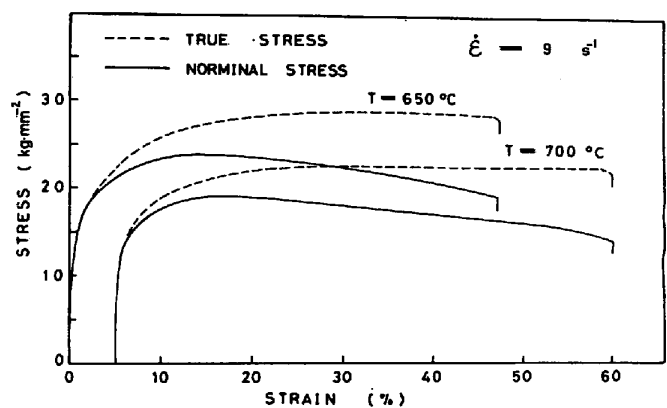


図1. 650, 700℃における応力-ひずみ曲線.

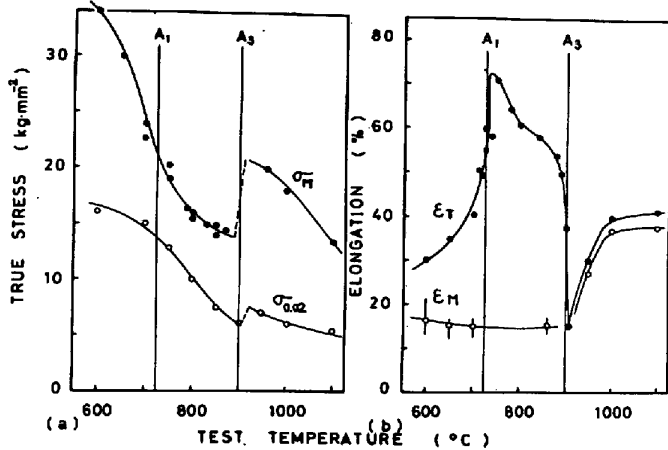


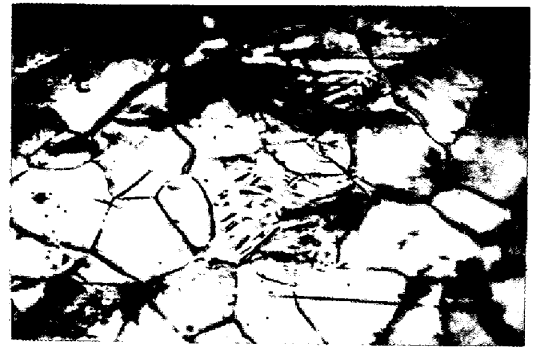
図2. (a) 最大応力と2%ひずみにおける流れ応力と (b) 全伸びと最大応力を示すときのひずみの試験温度による変化.

力 σ_M . (b)全伸び ϵ_T と最大応力を示すときのひずみを ϵ_M として、それらの温度変化を示したものである。各性質の温度変化は、 A_1 点(=723°C)と A_3 点(=900°C)近くの温度領域で明瞭な不連続性を示し、 α , δ 単相それぞれ自体の強さと伸びの温度変化、ならびにそれらの絶対値、またそれらの応力-ひずみ曲線の形状、

(例えば、図1(b)における ϵ_M , ϵ_T の温度変化曲線からもわかる。)に著しい差が見られることがわかる。特に全伸びが δ 単相の最低温度付近(=910°C)で極端に低下していることは、これまでの熱向ねじり試験における結果とも一致する。⁴⁾⁵⁾この伸び減少の原因に関して、写真1(a),(b)は一つの解釈を与えていると考えられる。この写真は極軟鋼を875°Cで10%高速変形させてガス急冷したときの表面組織を示している。(a)ではほとんどの結晶粒がきわめて微細なすべり線模様を示し、部分的にガス急冷によってできた針状の変態組織が見られる。(b)は(a)の縮小写真であるが、これから幾つかの変態領域に隣接した α 結晶粒において局部的に変形が集中して起きていることがわかる。ひずみが増せば、さらにこの傾向は明瞭となった。すなわち α 相と δ 相におけるすべり変形の不均一性、とくに α 相領域における集中変形が、この温度領域における伸びの急激な減少の一つの原因となっていると考えられる。 α 相と δ 相のそれぞれの伸びの絶対的な差は、両者における結晶構造の差とが、拡散速度の差、不純物原子の影響などいろいろ考えられるが^{5),6)}いまだ明確な実験的証明はなされていない。

3-2 加工度と組織との関係

α 単相であるときの極軟鋼の高温変形の特徴は、上記した定常状態変形を示すことである。ここで



(a)



(b)

写真1. (a),(b). 875°Cで10%引張変形後ガス急冷させた試験片表面のすべり模様.

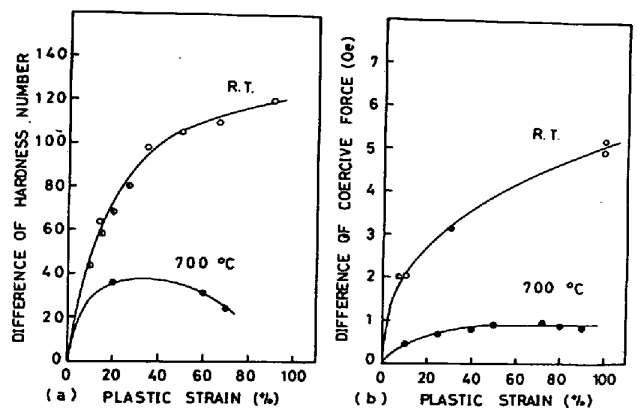


図3. (a) 硬さと (b) 抗磁力の加工ひずみによる変化.

は700℃において任意のひずみ量だけ高温変形させた後、瞬間急冷(ただし10 msec以内での急冷開始を瞬間急冷と呼ぶことにする。)して得た試験片について、室温で行なった組織観察とX線回折の結果について述べる。

図3(a),(b)は上記のようにして作った試験片について、室温で測定した硬度と抗磁力の加工ひずみによる変化を示したもので、比較のために室温で加工した試験片に属する結果も併せてある。硬度ならびに抗磁力変化が試験片内部の欠陥増加または内部応力増加を意味するものならば、700℃におけるこれらの絶対値は室温におけるものの1/2から1/3になっていること、また加工ひずみに対する変化は、ある一定ひずみ(20~30%)からほとんど変化しないが、むしろ減少の傾向にあることを理解できる。この結果は図1の真応力-ひずみ曲線における定常状態変形と対応している。

熱向加工に基づいて起るであろう結晶の配向変化や結晶の不完全の程度(加工ひずみ)を見るためと、同時に高温変形後の組織変化が無いことを確認するために、X線回折と背面反射ピンホール写真によって行なった。その結果を要約すると、各結晶粒からの回折斑点がほぼデバイ環上付近に点状に分布している変形前のX線回折模様は、わずか10%の高温変形において回折斑点は全く消失し、部分的に連続したデバイ環だけとなる。20%以上のひずみになると完全に連続した、また相対反射強度も強くなったデバイ環となるが、まだK α 2重線は識別できる。ひずみが50%を越えるとK α 2重線の識別が不可能となり、それ以上変形させても回折写真に特徴的な変化は見られなかった。これらの回折写真模様の加工ひずみに伴う変化の様子は、室温変形の場合とほとんど変わらないようである。

次に内部組織を観察した結果について述べる。変形前の結晶粒の形は等方的であり粒界は直線的であるが、この状態は10%変形を加えてもほとんど変化しない。ひずみが20%を越えると、直線状の粒界がわずかにゆがみだし、結晶粒の形も引張軸方向に変形していることが認められた。ひずみが50%附近になると粒界の著しい凹凸化が現われ、また結晶粒内には微細な下部組織が現われている。写真2(a)。70%以上の高ひずみになると上記の傾向が顕著に現れるようになり、例えば写真2(b)は90%の変形を与えたときのもので、部分的には初めの結晶粒界が判別できぬほどの組織変化を起している。以上の観察結果から、引張軸方向とその垂直方向に測定したそれぞれの平均結晶粒径の加工ひずみに対する変化は、連続的ななめらかな曲線ではなく、あるひずみで急激に変化する不連続な曲線を示した。これは冷向加工材においては、観察できない現象であろう。



写真2. 700℃における変形組織。(a) 50%, (b) 90%ひずみ。

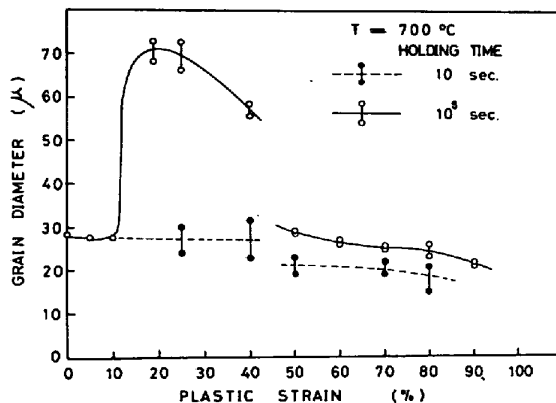


図4. 高温変形後の保持時間による結晶粒径の変化と加工ひずみとの関係。

3-3 高温変形後の組織変化（熱間加工温度下における回復、再結晶過程）

熱間加工材の加工組織を観察可能とするためには、本項のテーマである変形後の組織変化を完全に防ぐ必要があることは緒言で述べた。しかし実際に行なわれている熱間加工は加工を中断しながら行なったり、またその加工製品は自然冷却の途中で必ず組織変化を起こすであろうから、熱間加工製品の材質調整という実際的な問題からも本項は重要な研究課題と考えてよい。

前項の結果と関連性を持たせるため、700℃における実験結果を中心として述べる。高温変形-再結晶過程に対するひずみ量の影響は、低ひずみ（5~40%）と高ひずみ（50%以上）の変形状態で全く異なっていた。（図4参照）10%ひずみまでは冷却後に測定した硬度、抗磁力は保持時間とともに急激な減少を示すのに対し、この等温再結晶過程における結晶粒の変化は全くみられなかった。20~40%ひずみになると硬度、抗磁力とも変形後 10^2 sec. 前後の保持時間でほぼ元の状態まで回復するが、結晶粒の形状にはほとんど変化がみられなかった。しかし、 1.5×10^2 sec.以上になると急激な結晶粒の成長を示し、ほぼ 10^3 sec.で最大値を示した。これに対し50%以上の高ひずみになると、変形後数sec.で再結晶粒の発生が組織的にもX線回折によっても確認された。図4は以上の結果の特徴を部分的に明瞭に表わしている。

図5はX線回折によって得た再結晶開始時間の加工ひずみに伴う変化をA.T. EnglishらによるFe-3%Siの結果とともに示している。両者の結果にはかなり大きな差が見られるが、この点に關しては現在検討中である。700℃で80%の加工ひずみを与えられた極軟鋼は、変形後1sec.以内に再結晶粒を発生していることがわかる。しかし今回瞬間急冷と呼んでいる冷却条件下ではこのような結果、すなわち再結晶粒の発生は全く見られなかった。高温変形組織を固定するために従来行なわれてきた冷却方法、ならびにその条件²⁾³⁾⁵⁾は、この点、すなわち1sec.以内の急冷を必要とするという点に關して若干あいまいな点があるように思われる。

文 献

- 1) C.M.Sellars, W.J.McG. Tegart ; *Mém. Sci. Rev. Mét.*, 63 (1966) P.731
- 2) H.J.McQueen, W.A.Wong, J.J.Jonas ; *Canad. J. Phys.*, 45 (1967) P.1225
- 3) J.L.Uvira, J.J.Jonas ; *Trans. Met. Soc. AIME*, 242 (1968) P.1619
- 4) R.A.Reynolds, W.J.McG. Tegart ; *JISI* 200 (1962) P.1044
- 5) D.M.Keane, C.M.Sellars, W.J.McG. Tegart ; *Iron and Steel, Special Report*, 108 (1967) P.21
- 6) J.L.Robbins, J.C.Chepard, O.D.Sherby ; *JISI*, 199 (1961) P.175
- 7) A.T.English, W.A.Backofen ; *Trans. Met. Soc. AIME*, 230 (1964) P.396

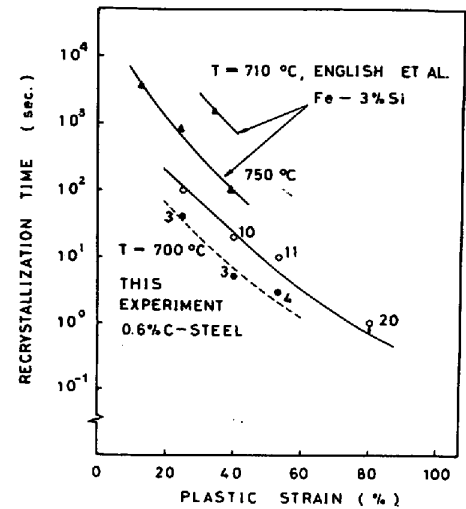


図5. 高温変形後の再結晶（または組織変化）開始時間と加工ひずみとの関係。A.T. EnglishらによるFe-3%Siの結果を比較のためのせた。