鋼の力学的性質の衝撃圧力による変化に及ぼす
炭素含有量の影響*福田 泉^{*1}, 大森 正信^{*2}, 藤田 昌大^{*3}The Effect of Carbon Content on the Change in Mechanical Properties
of Carbon Steels Subjected to Shock Pressure

Izumi FUKUDA, Masanobu OHMORI and Masahiro FUJITA

The effect of shock pressure on the stress-strain behavior of four plain carbon steels with 0.06, 0.17, 0.44 and 0.85 wt % C was investigated. The shock pressure was generated in water by an explosive. The shock pressure effect was compared with the effect of pressurizing or temper rolling on the stress-strain behavior. Susceptibility to twinning caused by the shock loading was also examined in the steels with different carbon content. Results obtained in this investigation are summarized as follows. (1) The yield stress of three steels except for 0.85 wt % C steel began to decrease at the shock pressure of 300 MPa and continued to decrease to the minimum with increasing pressure. However, the yield stress of 0.85 wt % C steel was never lowered by the shock pressure. For the steel with larger carbon content, the amount of decrease in the yield stress became smaller and the shock pressure which minimized the stress became higher. (2) Yield ratios of the steels containing 0.06, 0.17 and 0.44 wt % C, which had the original ratios of 0.65, 0.65 and 0.53 respectively, were reduced to 0.38~0.40 by the shock loading. On the other hand, the ratio 0.37 of 0.85 wt % C steel was not lowered. (3) The shock pressure (p_s), at which the mechanical twins began to be formed in the specimen increased linearly from 720 MPa for 0.06 wt % C steel to 3100 MPa for 0.85 wt % C steel with increasing carbon content. The pressure (p_s), did not always depend on the yield stress value. Twin density defined as the ratio of number of crystal grains with twins to total number of grains was smaller in the steel with larger carbon content and the density monotonously increased with increasing shock pressure. (4) The decrease of the yield stress by the shock loading was considerably larger than the decrease in the cases of pressurizing and temper rolling.

Key Words: Metallic Materials, Plain Carbon Steels, Explosive, Shock Loading, Decrease in Yield Stress, Free Dislocations, Twins

1. 緒 言

焼なまし低炭素鋼に数千~2万気圧程度の衝撃圧力を付与したのち大気圧下で引張試験を行うと降伏点伸びが消滅に向かうとともに初期降伏応力が減少して応力-ひずみ曲線の形が変わり, その結果, 延性-脆性遷移温度は低下し⁽¹⁾, 臨界衝撃引張速度が増加する⁽²⁾ことが知られている。これに類似した現象は, 衝撃圧力と同程度の大きさの静水圧力下に曝した(すなわち液圧処理⁽³⁾⁽⁴⁾)のち大気圧下で引張るとき, あるいは圧下率が約0.5~2%のスキンパスを施す調質圧延⁽⁵⁾⁽⁶⁾の場合にも確認されている。なお, 衝撃圧処理, 液圧処理, および調質圧延によるこれらの降伏応力の低下メカニズムは同じ機構に律速されているとみることができるとをすでに報告した⁽⁷⁾。

本研究では, 水中に置かれた爆薬による水中衝撃圧をうけた鋼の引張性質の変化が炭素含有量(0.06~0.85%の範囲で変えた)によってどのようなものかを調べたほか, 衝撃圧力による鋼の降伏応力の変化を液圧処理および調質圧延による変化と比

較検討した。また, 衝撃圧力負荷材ではある大きさの衝撃圧力に達すると双晶が認められるが, この双晶を形成し始めるときの衝撃圧力(双晶形成臨界衝撃圧力と呼ぶ)に及ぼす炭素含有量の影響についても検討した。

2. 実験方法

2.1 試料 試料は, 表1に示すような炭素含有量の異なる4種類の炭素鋼である。その受入れ材を鍛伸後, 形削盤と平面研削盤を用いて長さ120 mm, 幅13 mm, 厚さ7 mmの角棒にした。この角棒をアルゴンガス雰囲気中で, 0.06% C鋼と0.44% C鋼は1193 Kで, 0.17% C鋼と0.85% C鋼は1123 Kでそれぞれ1 h焼なまし, 各試料の結晶粒径を約30 μm にそろえた。供試材の顕微鏡組織を図1に示す。なお, 焼鈍した角棒は衝撃圧力を与えたのち平行部をフライス

表1 試料の化学組成(重量%)

Element Specimen	C	Si	Mn	P	S
0.06%C Steel	0.059	0.02	0.31	0.02	0.017
0.17%C Steel	0.167	0.012	0.499	0.016	0.015
0.44%C Steel	0.44	0.21	0.83	0.017	0.009
0.85%C Steel	0.85	0.02	0.42	0.02	0.004

* 原稿受付 平成2年3月19日。

^{*1} 正員, 八代工業高等専門学校 (〒866 八代市平山新町2627)。^{*2} 正員, 広島大学工学部 (〒724 東広島市鏡山1-4-1)。^{*3} 正員, 熊本大学工学部 (〒860 熊本市黒髪2-39-1)。

加工して図2に示す引張試験片とした。

2・2 衝撃圧力荷装置 試験片に爆薬による衝撃圧力を水中に加える装置は前報⁽¹⁾に用いたものと同じであるのでその詳細な紹介は省くが、概略を以下に説明する。爆薬は可塑性爆薬(SEP)であり、その成形形状は厚さ5 mm、幅20 mm、長さ170 mmの細長い板状で総重量は28 g重である。この板状爆薬を2 mm厚さの塩化ビニール製からなる長さ200 mm、幅150 mm、深さ150 mmの水槽中におき、その一端から起爆したときの爆轟波により定常状態の斜め衝撃波を水中に発生させた。各炭素鋼角棒には、その衝撃波を透過波として作用させることにより衝撃圧力を加えることができ、板状爆薬と角棒の距離 D を変えることにより負荷する衝撃圧力 p_s が変えられるようになっている。

2・3 引張試験 衝撃圧処理を施した角棒を試験片に旋削後ただちに引張試験を行って応力-ひずみ曲線を得た。なお、引張試験は20 t(196 kN)容量のオートグラフを用いて $1.7 \times 10^{-2} \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ の引張速度(ひずみ速度 $4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)で行った。

図1 供試材の顕微鏡組織 [(a)0.06% C鋼, (b)0.17% C鋼, (c)0.44% C鋼および(d)0.85% C鋼を示す]

図2 引張試験片(単位:mm)

3. 実験結果と考察

3・1 衝撃圧を加えた鋼の引張性質 炭素含有量が異なる4種類の鋼はそれぞれ爆薬と試験片の距離 D を50 mmから5 mmまで5 mmおきに変えて衝撃圧負荷してのち、すなわち約300 MPaから約7000 MPaまでの衝撃圧力 p_s を負荷したのち引張試験に供した。図3は焼鈍状態の試験片と $p_s=1420 \text{ MPa}$ ($D=30 \text{ mm}$)で衝撃圧処理した試験片の応力-ひずみ曲線を比較して示したものである。0.06% C鋼、0.17% C鋼および0.44% C鋼は、いずれも焼鈍状態で明りょうな降伏点伸びを示すが1420 MPaの衝撃圧処理によって降伏点伸びを失うとともに降伏応力がかかなり低下する。それに対して、共析組成の0.85% C鋼は焼鈍状態でも降伏点伸びを現さず、かつ衝撃圧力をうけても降伏応力を変えない。降伏挙動に及ぼす衝撃圧力 p_s の影響をみるために D を変えて衝撃圧力を加えた

図3 各炭素鋼の焼なまし材と $p_s=1420 \text{ MPa}$ の衝撃圧力負荷材の引張公称応力-ひずみ曲線

図4 各炭素鋼の焼なまし材に衝撃圧力を与えたのちの降伏応力(a)とその低下率(b)

きの降伏応力の変化を図4に示す。図5は降伏応力を D の代わりに試験片が受けた衝撃圧力 p_s の関数として書き直したものである。なお、図4と図5の両図には焼なましたままの試料(未処理材)を基準にした降伏応力の低下率も示してある。

以上の結果によれば、3種の亜共析鋼の降伏応力の衝撃圧力による変化は類似している。すなわち、降伏応力はある圧力をすぎると低下しはじめ極小を経てのち増大する。0.06% C鋼と0.17% C鋼では、 $p_s \approx 1100$ MPa ($D=35 \sim 30$ mm)の衝撃圧力をうけると降伏点伸びは完全に消滅して降伏応力は最も低下してそのときそれぞれ120 MPaおよび146 MPaとなり、未処理材の降伏応力193 MPaおよび235 MPaよりもそれぞれ73 MPa, 89 MPa低く、その低下率はいずれも約38%に達する。 p_s が930 MPaより低くなるにつれて衝撃圧力の影響は次第に小さくなって降伏応力の低下量は漸減し、約300 MPa ($D=50$ mm)における降伏応力の低下量は全くわずかになり降伏点伸びも消滅しない。したがって、300 MPa以下の衝撃圧力の影響は現れなくなるといえる。一方、 p_s が1420 MPa以上になると降伏応力の低下量は次第に減少して、 $p_s=3110 \sim 4470$ MPa ($D=15 \sim 10$ mm)でほぼ未処理材と同程度の降伏応力まで回復して、それ以上の衝撃圧力を与えたのちの降伏応力は未処理材のそれより大きくなる。降伏応力が最小値から p_s の増大とともに増すのは加工硬化によるものである。0.44% C鋼でもはじめ p_s が大きくなるにつれて降伏応力は次第に低下して、 $p_s=1420$ MPaで最小値240 MPaとなり、未処理材の降伏応力317 MPaより77 MPa低く、そのときの

低下率は24%となった。0.06% C鋼と0.17% C鋼の降伏応力が最も低下するときの衝撃圧力 p_s が約1100 MPaであるのに対して0.44% C鋼では $p_s=1420$ MPaのときに降伏応力が最小になる。

0.85% C鋼においては、 $p_s \leq 1420$ MPaの衝撃圧力を施しても応力-ひずみ曲線には変化がみられず、降伏応力は約300 MPaで、未処理材の降伏応力と同じ値であった。衝撃圧力 p_s が1420 MPaをすぎると、降伏応力は、他の3種の亜共析鋼の場合と同じように、衝撃圧力の増大につれて上昇した。

図6は降伏応力を最も低下させるときの衝撃圧力 $(p_s)_m$ に及ぼす炭素含有量の影響を示したもので、炭素含有量が0.44%まで増加するにつれて降伏応力を最も低下させる衝撃圧力 $(p_s)_m$ は高くなっている。ただし、0.85% C鋼の $(p_s)_m$ は定まらない。

炭素含有量の異なる4種の炭素鋼の降伏応力に及ぼす衝撃圧力 p_s の影響を上にも見たが、 $p_s=1420$ MPaにおける降伏応力の低下率を炭素含有量に対して示すと図7のようになる。この特徴は、10 000~40 000 気圧で液圧処理した鋼の降伏応力の低下量が炭素含有量の増大とともに小さくなり、0.8% C鋼で全く低下が認

図5 降伏応力(a)とその低下率(b)に及ぼす衝撃圧力の影響(□, ●, ○および■は液圧処理による結果)

図6 降伏応力を最も低下させるときの衝撃圧力 $(p_s)_m$ に及ぼす炭素含有量の影響

図7 $p_s=1420$ MPaの衝撃圧力を負荷したときの各炭素鋼の降伏応力の低下率

められなくなったという Radcliffe の報告⁽⁸⁾と極めてよく類似している。液圧処理による鋼の降伏応力の低下はフェライト地中に存在する非金属介在物と地との間の弾性不連続場所で自由転位の放出を伴う局所的な塑性変形の生起によるものと考えられている⁽¹⁾。図7の結果は、層状パーライトを構成するフェライト中には上述の局所的な塑性変形がセメントタイトの拘束によって生じないことを反映しているようにおもえる。

ところで、Duvall⁽⁹⁾によるとウゴニオ弾性限 σ_H は

$$\sigma_H = \{(1-\nu)/(1-2\nu)\}\sigma_s \dots\dots\dots (1)$$

で与えられる。ここで σ_s は未処理材の単軸引張降伏応力であり、また、鉄に対してポアソン比 ν は 0.285 である。本研究で取り上げた4種の鋼材について σ_H を求めると以下ようになる。すなわち、0.06% C 鋼、0.17% C 鋼、0.44% C 鋼および 0.85% C 鋼の σ_s はそれぞれ 193 MPa, 235 MPa, 317 MPa および 298 MPa であるので、これらの値を式(1)に代入すると、 σ_H は 320 MPa, 390 MPa, 526 MPa および 493 MPa となる。0.85% C 鋼を除く3種の鋼は、図5に示したように $p_s=300$ MPa ($D=50$ mm) の衝撃圧力をうけたのち降伏応力がわずかに低下した。この圧力は、各炭素鋼のウゴニオ弾性限を超えない値であるにもかかわらず3種の垂共析鋼の降伏応力の低下をもたらしている。このことは、液圧処理の場合と同じように、弾性衝撃波によっても圧縮性の異なる非金属介在物などの粒子とフェライト地との境界近傍で応力集中により自由転位を形成するらしいことを示唆している。

3.2 衝撃圧力を加えた試料の降伏比 図8は各炭素鋼の降伏比、すなわち降伏応力 σ_s と引張強さ σ_B の比 σ_s/σ_B が衝撃圧力 p_s によってどのように変わるかを示したものである。なお、0.17% C 鋼の結果は 0.06% C 鋼のものとはほとんど重なるので、図が繁雑になることを避けるために省いてある。0.06% C 鋼の未処理材の降伏比は 0.65 であるが衝撃圧処理により

最小値 0.38 まで低下し、また、0.44% C 鋼の降伏比は未処理材の 0.53 から衝撃圧処理後の 0.39 まで低下した。ただし、0.85% C 鋼の降伏比は衝撃圧処理で減少することなく 1420 MPa までの処理圧力では 0.37 であった。降伏比 σ_s/σ_B の衝撃圧力 p_s による変化の傾向は図5に示した降伏応力の変化と似ているが、その理由は衝撃圧力をうけても引張強さは変化せず降伏応力のみが変わるためである。図9に衝撃圧処理をうけた各炭素鋼の降伏比の最小値を処理前の焼鈍状態における降伏比と比較して示してある。衝撃圧処理後の降伏比の最小値がいずれの炭素鋼の場合も 0.37~0.40 のほぼ一定値になるということは、衝撃圧処理により降伏比を低めて延性-脆性遷移温度を低下させたり、臨界衝撃引張速度を増加させる試みが、未処理材の降伏比が高く、降伏点伸びが大きい炭素含有量の少ない鋼に対して効果があることを示している。

3.3 衝撃圧力負荷による双晶の形成 低炭素鋼の衝撃圧力負荷材ではある圧力に達すると双晶が認められる⁽¹⁾。Singh ら⁽¹⁰⁾は鋼中での双晶形成に必要な臨界衝撃圧力が存在し、その圧力は 0.2% C 鋼のひ 0.37% C 鋼におけるほうが高いことを見出し、双晶形成の臨界衝撃圧力が炭素含有量とともに高くなると報告している。しかし、Singh らの研究は炭素含有量を大幅に変えた試料を用いたものではないため、彼らが導いた結論の妥当性を示すためには、本研究におけるように、炭素含有量を広範に変えた試料を用いての実験を行わねばならない。図10は各試料に対して双晶を含む結晶粒の全結晶粒に占める割合(双晶密度と呼ぶ)を爆薬と試験片の間隔 D に対して示したものであり、図11は図10に示した双晶密度を D の代わりに衝撃圧力 p_s の関数として書き直したものである。0.06% C 鋼の場合、双晶は $p_s=720$ MPa ($D=40$

図8 衝撃圧力 p_s に対する降伏比 (σ_s/σ_B) の変化

図9 各炭素鋼の衝撃圧処理による降伏比の変化
(衝撃圧処理材の降伏比は最小値を示してある)

mm)で現れはじめて、 $p_s=6720\text{ MPa}$ ($D=5\text{ mm}$)における46%まで p_s の増大(D の減少)とともに増加している。双晶を形成し始める臨界衝撃圧力($p_s)_t$ (双晶形成臨界衝撃圧力と呼ぶ)は炭素含有量とともに高くなり、0.17% C鋼で930 MPa ($D=35\text{ mm}$)、0.44% C鋼で1850 MPa ($D=25\text{ mm}$)および0.85% C鋼で3100 MPa ($D=15\text{ mm}$)となるとともに、双晶密度はいずれの鋼の場合も7000 MPaまで衝撃圧力の増大とともに単調に増加している。ただし、図11にみられるように、双晶密度の衝撃圧力による増加割合は圧力が高くなるほど減少している。双晶形成臨界衝撃圧力($p_s)_t$ と炭素含有量の関係を図12に示す。ここで、双晶形成臨界衝撃圧力($p_s)_t$ は、図11の双晶密度-衝撃圧力曲線と横軸が交わる点の衝撃圧力として求めた。この図からわかるように、($p_s)_t$ は炭素含有量が増すにつれてほぼ直線的に増加しており、次式で表される。

$$(p_s)_t = K_1 + K_2 \cdot C \dots\dots\dots (2)$$

図10 双晶密度- D の関係

図11 双晶密度-衝撃圧力 p_s の関係

ここで、 C は炭素含有量であり、 K_1 と K_2 はいずれも定数で、 K_1 は炭素含有量 $C=0.0\%$ の鋼、すなわち純鉄の($p_s)_t$ である。以上の結果は、双晶形成臨界衝撃圧力($p_s)_t$ が炭素含有量が0~0.85%の間にあるときにはSinghらの報告が妥当であることを示している。

図11によれば、ある一定の衝撃圧力における双晶密度は炭素含有量の少ない鋼におけるほど大きい。これは、炭素含有量が増すに伴い試料中に増大するパーライト中の Fe_3C 板によりフェライト地中の塑性変形(双晶変形)が抑制される⁽¹¹⁾⁽¹²⁾ためと解釈されている。また、Minshall⁽¹³⁾は、炭素含有量の増加につれて鋼のウグニオ弾性限 σ_H が増大すること[式(1)によれば単軸降伏応力 σ_s が増大すること]が塑性変形の一形態である双晶変形を形成しはじめる衝撃圧力を高めるものと述べている。Minshallの解釈は、本実験の場合0.06~0.44%の炭素量を含有する3種の鋼については妥当するが0.85% C鋼については妥当しない。なぜならば、0.85% C鋼の σ_s (したがって σ_H)は0.44% C鋼の σ_s (したがって σ_H)より小さいにもかかわらず前者の鋼の双晶形成臨界衝撃圧力($p_s)_t$ は後者の鋼の($p_s)_t$ より約1000 MPaも高い(図12)からである。

($p_s)_t$ が降伏応力の増加とともに単調に増加する関係になく、炭素含有量の単調増加関係になっているという本実験の結果は、衝撃圧力負荷した炭素鋼中での双晶発生が基本的にはパーライト量の多寡によって支配されることを示している。

3.4 衝撃圧処理した試料の降伏応力と液圧処理または調質圧延した試料の降伏応力の比較

3.4.1 衝撃圧力を加えた試料と液圧処理した試料の降伏応力の比較 図5には、衝撃圧力をうけた鋼の降伏応力のほかに耐圧1200 MPaの液圧処理装

図12 双晶形成臨界衝撃圧力($p_s)_t$ に及ぼす炭素含有量の影響

置⁽¹⁴⁾により 1 000 MPa (約 1 万気圧) までの各種圧力で液圧処理を施した 4 種の炭素鋼の降伏応力も併示している。1 000 MPa 以下の圧力で衝撃圧力負荷および液圧処理をうけた試料の降伏応力の低下は 0.06 % C 鋼では酷似している。0.17 % C 鋼では、 $p_s \approx 1 100$ MPa の衝撃圧処理材が未処理材の 235 MPa から 146 MPa へ低下し降伏点伸びも完全に消えるのに対して、約 1 000 MPa の液圧処理では 181 MPa までしか低下せず降伏点伸びも完全には消滅しなかった。0.44 % C 鋼の場合には、約 1 000 MPa の衝撃圧処理によって降伏応力がかなり低下して降伏点伸びが消滅したが、1 000 MPa までの液圧処理を施しても降伏挙動および応力-ひずみ曲線には変化が認められなかった。共析組成の 0.85 % C 鋼では、衝撃圧力負荷しても液圧処理の場合と同じように応力-ひずみ曲線は変わらなかった。

上述したように、降伏挙動の変化の程度は、炭素含有量が増すにつれて衝撃圧処理のときより液圧処理のときのほうが小さくなる。降伏挙動に及ぼす両処理の影響にちがいがみられる理由は以下のように考えられる。液圧処理では、静水圧成分しか作用しないためにフェライト粒子中に存在する非金属介在物近傍のみしか降伏応力低下の原因となる自由転位が形成されず、しかも炭素含有量が増加するにつれて増大するパーライトが骨材のように働いて非金属介在物周囲の塑性変形をも生じ難くするものと考えられる。その結果、炭素含有量が増すにつれて降伏応力を最も低下させるに要する液圧が高くなるとともに液圧処理による降伏応力の低下量も小さくなるのであろう。一方、衝撃圧力負荷では、試料中を伝ばする衝撃波の前面において静水圧成分に偏差応力が付加される⁽⁹⁾のでフェライト地

中に存在する非金属介在物近傍に塑性変形が起きやすく、したがって自由転位が形成されやすくなり、液圧処理の場合に比べて降伏応力低下が大きくなるものと思われる (0.44 % C 鋼)。

3・4・2 衝撃圧力を加えた試料と調質圧延した試料の降伏応力の比較 調質圧延⁽⁵⁾⁽⁶⁾によっても軟鋼の降伏点伸びの消滅と降伏応力の低下が認められる。そこで、ここでは衝撃圧処理と調質圧延による降伏応力低下挙動について比較する。

各試料の降伏応力の圧延圧下率による変化を図 13 に示す。降伏応力は、圧下率の増大とともに、0.85 % C 鋼では減少することなく単調に増すのみであるが、残りの 3 種の鋼では極小を経てのみ増大する。この極小が現れる圧下率は、0.06 % C 鋼と 0.17 % C 鋼では 1 % であり、0.44 % C 鋼では 0.5 % である。3 種の鋼に対して極小降伏応力の値はそれぞれ 150, 195 および 296 MPa となり、これらの極小降伏応力は衝撃圧処理による極小降伏応力の 120, 146 および 240 MPa に比べて大きい。すなわち、降伏応力の低下は調質圧延によるよりも衝撃圧処理におけるほうがはるかに顕著に生じる。

3・4・3 衝撃圧処理、液圧処理および調質圧延による降伏応力低下の比較 焼鈍状態の降伏応力と各種処理後の降伏応力の最低値を炭素含有量に対して示すと図 14 のようになる。これから、(1) 0.85 % C 鋼の降伏応力はいずれの処理によっても低下しない。(2) 降伏応力を最も低下させる処理は衝撃圧処理である。

図 13 降伏応力に及ぼす圧延圧下率の影響

図 14 降伏応力に及ぼす炭素含有量の影響 (○: 焼鈍試料の降伏応力; ●, ●および×: 衝撃圧処理, 液圧処理および調質圧延によってそれぞれ最も低下した降伏応力)

(3) 液圧処理と調質圧延による降伏応力低下を比べると、0.06% C 鋼と 0.17% C 鋼では液圧処理によるほうが大きく、0.44% C 鋼では逆に調質圧延によるほうが大きい、ということがわかる。降伏応力の低下はフェライトマトリックス中で自由転位が生じるためとされているので、自由転位は降伏応力の低下量の大きい処理におけるほど生じやすいものと考えることができる。

4. 結 論

0.06~0.85% の範囲で炭素含有量を変えた 4 種類の炭素鋼の降伏および双晶発生挙動に及ぼす爆薬による衝撃圧処理の影響を調べ、それらの挙動が炭素含有量によってどのようにちがうかを検討した。また、衝撃圧処理による降伏応力の変化を液圧処理および調質圧延による場合と比較した。得られた結果を要約すると以下ようになる。

(1) 0.06% C 鋼, 0.17% C 鋼 および 0.44% C 鋼の降伏応力は、300 MPa 以上の衝撃圧力をうけると圧力の増大とともに極小値まで減少した。ただし、0.85% C 鋼の降伏応力は全く低下しなかった。炭素含有量が多い(組織中に占めるフェライト量が少ない)鋼ほど、フェライト中に形成される自由転位の数が少なくなるために衝撃圧力による降伏応力の低下量(および低下率)は小さく、かつ降伏応力を極小にする衝撃圧力は高圧側へ移行した。

(2) 0.06% C 鋼, 0.17% C 鋼 および 0.44% C 鋼の降伏比は、焼なまし状態ではそれぞれ 0.65, 0.65 および 0.53 であったが、衝撃圧処理によっていずれの鋼の場合も 0.38~0.40 まで低下させることができた。なお、0.85% C 鋼の降伏比は焼なまし状態における 0.37 以下にはならなかった。

(3) 双晶を形成しはじめる衝撃圧力〔双晶形成臨界衝撃圧力(p_s)_c〕は 0.06% C 鋼に対する 720 MPa

から 0.85% C 鋼に対する 3100 MPa まで炭素含有量とともに直線的に増大した。ただし、(p_s)_c の大小は降伏応力の大小と対応しなかった。また、双晶密度は、炭素含有量の多い(組織中に占めるパーライト量が多い)鋼ほど小さく、衝撃圧力が増すにつれて単調に増大した。

(4) 液圧処理による降伏応力の低下は、衝撃圧処理の場合に比べて、0.06% C 鋼では同程度であったが、0.17% C 鋼では小さく、0.44% C 鋼と 0.85% C 鋼では全くみられなかった。また、調質圧延によつては衝撃圧処理の場合と同じように 0.85% C 鋼を除く 3 種の鋼で降伏応力の低下が認められたが、その低下は衝撃圧処理のときより少なかった。

本研究を遂行するに当たって、試料を提供していただいた新日本製鐵(株)の矢田 浩氏に感謝申し上げる。

文 献

- (1) Ohmori, M., ほか 2 名, *Bull. JSME*, **29**-251(1986), 1419.
- (2) Ohmori, M., ほか 2 名, *Trans. Japan Inst. Metals*, **26**-11(1985), 840.
- (3) Bullen, F. P., ほか 3 名, *Philos. Mag.*, **9**-98(1964), 285.
- (4) 大森, 日本金属学会誌, **43**-11(1979), 1008.
- (5) 周藤, ストレッチャ・ストレイン, (1970), 63, 日本金属学会.
- (6) 大森・ほか 2 名, 日本金属学会講演概要, (1982-9), 463.
- (7) 大森・ほか 3 名, 日本金属学会講演概要, (1984-10), 569.
- (8) Radcliffe, S. V., Irreversible Effects of High Pressure and Temperature on Materials, *Proc. Inter. Conf.*, Philadelphia, (1964), 141, ASTM.
- (9) Duvall, G. E., *Response of Metals to High Velocity Deformation*, (1961), 165, Interscience.
- (10) Singh, S. and Soundraraj, A., *J. Appl. Phys.*, (1958), 111.
- (11) Zukas, E. G. and Fowler, C. M., 文献(9)の 343 ページ.
- (12) Bowden, H. G. and Kelly, P. M., *Met. Sci. J.* **1**(1967), 75.
- (13) Minshall, F. S., 文献(9)の 249 ページ.
- (14) 大森・山本, 日本塑性加工学会春期講演会講演論文集, (1978-5), 521.