

合金鋼の延性におよぼす静水圧の影響*

信 木 稔** 小 口 醇**

Minoru Nobuki and Atsushi Oguchi: Effect of Hydrostatic Pressure on the Ductility of an Alloy Steel. A heat treated alloy steel (0.39% C, 0.77% Mn, 1.81% Ni, 0.78% Cr, 0.23% Mo) was tested in tension at atmospheric pressure under 12000 kg/cm² at room temperature in order to investigate the behavior of the increase in ductility under hydrostatic pressure and the possibility of the increase in tensile strength of the material prestrained under pressure. The results obtained are as follows: (1) The density of cracks generated due to plastic deformation is observed to be the same order of magnitude both by the prestrainings at atmospheric pressure and under 12000 kg/cm² at small strains. However, with increasing amount of prestraining, the crack density becomes larger at atmospheric pressure. Moreover, when the material is deformed under high hydrostatic pressure, it can be deformed further even to the strains where the crack density is larger than that observed just before fracture at atmospheric pressure. (2) When the quenched material is tempered at various temperatures and prestrained under 12000 kg/cm², or vice versa, the tensile strength is observed to be higher with lower tempering temperature and larger prestrain. In these cases, it can be thought that the former is more advantageous than the latter because of larger residual strain to fracture.

(Received May 27, 1975)

I. 緒 言

前に 0.45% C を含む炭素鋼の熱処理材を用いて延性におよぼす静水圧の効果および静水圧下で予ひずみを与えた材料の強さの変化について報告した⁽¹⁾。そこではこの種の強力材料についても高静水圧下における破断延性の増加は純金属と同じ傾向であり、予ひずみ材の強さは予ひずみの値がある限界を越えると急激に低下すること等を明らかにしたが、その際問題となったことは延性破壊の原因となる欠陥の増加は静水圧によってどのように変化するかということであった。またこの種の強力材料の加工による強じん化の可能性、あるいは加工限界を明らかにすることは実用上からも重要であると考えられる。本報告では構造用合金鋼の熱処理材を用いて高静水圧下における延性増加の挙動を欠陥の増加という面から大気圧下の場合と比較検討し、また高静水圧下で予ひずみを与えた材料の強じん化の可能性について調べた結果を述べる。

II. 試料および実験方法

実験に用いた材料は構造用合金鋼 SNCM 8 である。直径 10 mm の熱間圧延棒材から試験片 平行部直径 2 mm、長さ 10 mm に加工した後 820°C から油焼入れし、室温～600°C の温度で焼もどし処理を行なった。用いた材料の化学成分は Table 1 に示す。

静水圧下での試験に用いた装置についてはすでに報告した⁽²⁾ので詳細な説明は省略するが、圧力媒体にはホワイトガソリンを用い、最高 15000 kg/cm² までの任意の一定圧

力中で、あるいは圧力を変化させて引張試験することができものである。なお、静水圧下での引張装置と試料の形状は前報と同じである⁽¹⁾。大気圧下の引張試験にはインストロンを併用した。引張速度は全て 0.5 mm/min とし温度は室温である。また、走査型電子顕微鏡によって破面観察を行なった。

Table 1 Chemical composition of the material.

Element	wt%
C	0.39
Si	0.01
Mn	0.77
Ni	1.81
Cr	0.78
Mo	0.23

III. 実験結果および考察

1. 変形による欠陥の増加

Fig. 1 は焼入れ後各種の温度で焼もどし処理を 2 hr 行なった試料の大気圧下および 12000 kg/cm² 下における引張応力(公称応力)と伸びひずみの関係を表わしたものである。ただし高静水圧下における変形応力の増加はさほど大きくないし、本報告では議論の対象としないので無視して、応力-ひずみ曲線は大気圧下と重ね合わせて示してある。

いずれの試料も大気圧下および 12000 kg/cm² 下において巨視的には全てカップ・コーン型の延性破断を生じ、降伏以前に破壊を起すいわゆるぜい性破壊はみられなかつ

** 金属材料技術研究所(National Research Institute for Metals, Tokyo)

* 1974 年 11 月金属学会東大阪大会に発表

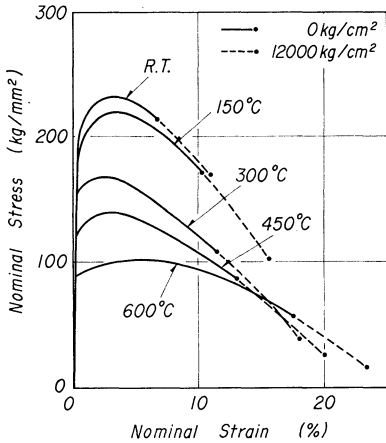


Fig.1 Examples of the nominal stress-strain relation at atmospheric pressure under 12000 kg/cm² for the materials quenched and tempered at various temperatures. The tempering temperature is shown in the figure.

た。また一般に観察されているように、これらの試料においても高静水圧による応力-ひずみ曲線の変化は一様伸びの段階では認められず、局部変形の段階において顕著で、いわゆる破断絞りの増加が認められた。

また破面の観察によれば、焼入れのままの試料では大気圧下、高静水圧下共ディンプルとともに、クラックを伴ったぜい性破壊的な破面が認められた。300°C以上の焼もどし材料では破面にはクラックはほとんどみられずいわゆるディンプルパターンであって、これらの場合はボイドの成長、合体によって破壊していると考えられる。また大気圧下および高静水圧下で焼入れ材に予ひずみを加えた後 300°C以上で焼もどして大気圧下で破断した場合にはクラックとディンプルが混在した破面であった。これらの場合の例を Photo.1 に示す。この結果、焼入れ材では大気圧下、高静水圧下共変形に伴って試料内部にクラックが発生し、一方 300°C以上の温度で焼もどした材料では変形

中にボイドが発生しこれが成長し、いずれ合体して破壊が生ずると考えることができる。

Fig.2 は焼入れした材料に大気圧下(A)あるいは 12000 kg/cm²(B)で予ひずみ($\ln(A_0/A_s)$)を与え、その試料をそのまま大気圧下で引張試験して残余延性($\ln(A_s/A_f)$)を求めたものである。ここで A_0 , A_s , A_f はそれぞれ予ひずみ前後および破断時の試料の最小断面積である。またこれらの予ひずみを与えた焼入れ材について 300°C, 2 hr 焼もどしを行なった後、大気圧下において残余延性を求めた結果(CおよびD)も同図に示した。

図にみられるとおり、予ひずみの量が小さい間は残余延性に圧力による差は観察されない。しかし予ひずみの量が約 0.15 以上になると高静水圧下で予ひずみを与えた試料の方が残余延性が大きくなる。この傾向は予ひずみを加え

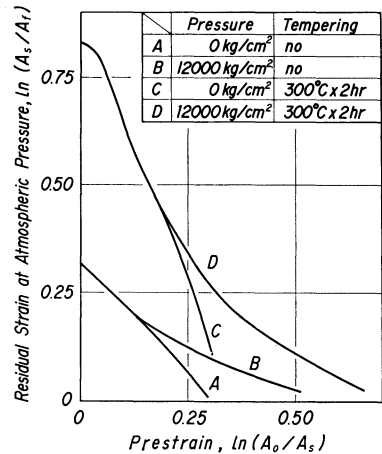


Fig.2 Relation between the prestrain at atmospheric pressure (A) or under 12000 kg/cm² (B) and the residual strain at atmospheric pressure for the quenched material. The same relation obtained for the material prestrained and tempered at 300°C for 2 hr is also shown (C, D).

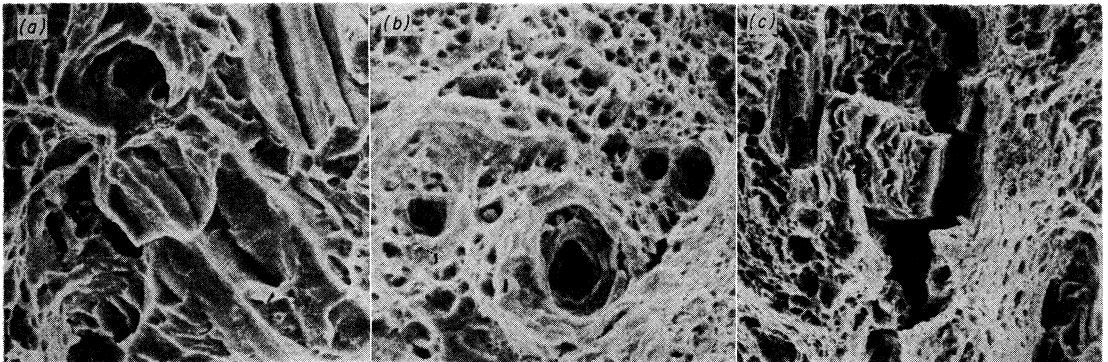


Photo.1 Scanning electron micrographs of the fractured surface of the specimen. ($\times 3000 \times \frac{3}{5}$) (a) quenched and fractured at atmospheric pressure, (b) quenched and tempered at 300°C then fractured at atmospheric pressure, (c) quenched, prestrained under 12000 kg/cm² and tempered at 300°C then fractured at atmospheric pressure.

た焼入れ材を 300°C で焼もどしを行なった試料でも全く同様である。先に述べたように焼入れ材の場合、変形に伴ってクラックが発生していくから、この残余延性の差は予ひずみ材の内部に生じたクラックの量に差があることによるものと考えられる。むろん変形に伴って生ずる転位の集積や局部的内部応力の集中あるいは残留オーステナイトの変態といったものもクラックの原因となるから一種の変形による欠陥と考えられる。したがって図にみられる曲線 A, B の差にはこれらの周囲圧力による差も含まれている可能性がある。ところで図中の曲線 C, D に示したように焼入れ材に予ひずみを与えた後 300°C で焼もどしを行なうと残余延性は大きく増加する。おそらくそのために破壊形態はデンプル破面を呈するが、なお残余延性には焼もどしを行なわなかった場合と同様に、予ひずみを大気圧下で与えたかあるいは高静水圧下で与えたかによって差がある。これは予ひずみを与えたときに生ずるクラックが、高静水圧下では少ないためと考えられる。

先に破面観察について述べたように焼入れ材は 300°C 以上の温度で焼もどしを行なうとほぼ完全にポイドの成長で破壊し、破面にはクラックはほとんど見当らなくなる。そこで焼入れ材に予ひずみを与え、クラックを発生成長させた後 300°C で焼もどしを行なった後大気圧下で破断させ、その破面にみられる約 4 μ 以上の大きさのクラックの分布密度を求めた結果を Fig. 3 に示す。図には予ひずみを大気圧下および 12000 kg/cm² 下で与えた結果を示している。なお図のクラック密度は破面より求めたクラック密度に (A_s/A_f) を乗じて、焼もどし後の破壊時の断面収縮の分だけ補正した値である。

焼入れ材を変形させたときには試料内部にクラックが生じているはずであるが、これを 300°C で焼もどした後破断する際、試料中にさらにクラックが増加しないという保証はない。しかしそれ程大きな変化はないと考えられるから図に示した結果は変形によるクラックの増加の大よその傾向は示していると考えてよいであろう。

図に明らかなように、変形に伴うクラック密度の増加はひずみ約 0.15 までは大気圧下、高静水圧下共大差はないが、それ以上のひずみでは大気圧下の方が大きい。この結

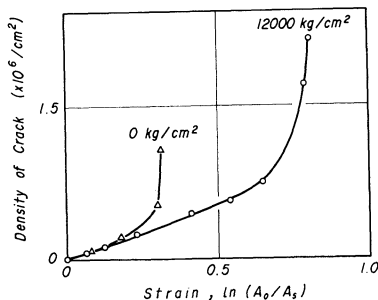


Fig. 3 Relation between the strain at atmospheric pressure or under 12000 kg/cm² and the density of cracks induced in the material.

果は Fig. 2 に示した結果の検討において推察されたことと一致している。また大気圧下、高静水圧下共、試料が破断する直前にクラック密度の急激な増加が認められる。これはクラック密度がある値に達すると急速にクラックの連結が始まり巨視的な破壊を生ずるためであろう。このクラックが急速に連結をはじめときのクラック密度は高静水圧下の方が大きい。この事実はクラックの成長が高静水圧下で抑制されていることを示している。

前報⁽¹⁾において筆者らは焼入れ硬化炭素鋼に高静水圧下で大きな変形を与えた場合、大気圧下における残余延性がなくなるひずみ以上の変形を与えると大気圧下においては破壊応力が著しく低下することを報告した。この現象は、高静水圧下では破壊延性は大幅に大気圧下に較べて増加するが、過度の変形を加えると内部欠陥の量が大气圧下での破壊時の欠陥量以上に大きくなり、この試料は大気圧下においては非常に低い荷重で破壊してしまうためと推察された。これは本報告における Fig. 3 によって明らかとなった。

以上は焼入れ材において、予ひずみに伴う欠陥がクラックである場合であるが、同様なことは欠陥がポイドとして発生、成長する場合にも当てはめられるであろう。

2. 高静水圧下加工による材料の強化

上に述べたように高静水圧下である量の予ひずみを与えたと同じひずみを大気圧下で与えた場合に較べて内部欠陥

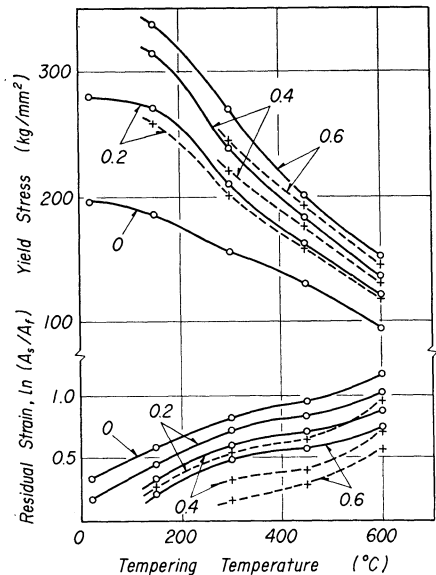


Fig. 4 Effect of prestrain under 12000 kg/cm² and tempering temperature on the residual strain and the yield stress at atmospheric pressure. The amount of prestrain is indicated in the figure. Solid lines represent the results when the quenched material is tempered and then prestrained and, broken lines represent the results of the opposite process.

(クラック、ポイド等)の量は少ない。したがって高静水圧下で材料を加工することにより残余延性を減少させずに強化することができる。Fig. 4 は焼入れ後種々の温度で焼もどしを行なった材料について、まず 12000 kg/cm² 下で予ひずみを与え、これを大気圧下で引張試験を行なったときの残余延性と降伏応力を求めた結果である。図中曲線に矢印で示した数値は予ひずみの量である。また同図には焼入れのままの状態でも 12000 kg/cm² 下で予ひずみを与え、その後種々の温度で焼もどしを行ないこれを大気圧下で引張試験を行なったときの結果を破線で示した。図にみられるとおり、焼もどしを行なってから加工した場合と、加工後焼もどしを行なった場合で降伏応力のレベルはおよそ同程度であるが、残余延性は前者の方が大きい。

焼もどし処理後に高静水圧下で予ひずみを与えた場合、高静水圧下、大気圧下共変形に伴って生ずる欠陥の主体はポイドである。一方焼もどしする前に予ひずみを加えた場合には欠陥はクラックであると考えられる。これを焼もどしすればその後増加していく欠陥はポイドであろうことは前に述べた。すなわち両者共(熱処理、予ひずみ)の過程を経た後はポイドの成長、合体で破壊するが、予ひずみを与えた時点で材料内部に生じている欠陥が一方はポイドであり他の一方はクラックであるという差がこの残余延性の差として現われているのであろう。しかしその詳細については現時点では明らかでない。

しかしいずれにせよ Fig. 4 に示しているように、たとえば焼入れ材の破断ひずみは約 0.3 であるが、150°C の焼もどし材に 12000 kg/cm² 下で約 0.2 の予ひずみを加えた材料では残余延性は約 0.4 で、降伏応力は焼入れ材の約 200 kg/cm² から約 260 kg/cm² に増加している。ここでは加えた予ひずみは全て引張ひずみであるが、高静水圧下における押し加工のような場合には加工様式そのものが圧縮の応力成分が主となって欠陥の発生や成長を抑えるという

点で引張の予ひずみを与える場合よりも有利となるから、ここに得られた値よりもさらに優れた機械的性質が期待できるであろう。

IV. 結 論

構造用合金鋼(SNCM 8)の焼入れ材、焼もどし処理材を用い、室温において大気圧下および 12000 kg/cm² 下で引張試験を行ない、高静水圧による延性増加の挙動および予ひずみ材の引張強さの変化を調べた結果を得た。

(1) 焼入れ材、焼もどし材のいずれも大気圧下および 12000 kg/cm² 下でカップ・コーン型の破断を生じた。また 300°C 以上の焼もどし材料の破壊は主としてポイドの成長により生じ、150°C 以下の焼もどし材はクラックの成長により生じた。

(2) 大気圧下または 12000 kg/cm² 下で予ひずみを加えた後、300°C で焼もどしてから大気圧下で破断した場合の破面にみられるクラックの分布密度から求めた予ひずみ時に発生したクラックの密度は、同一ひずみで比較すると予ひずみが小さい間は差はないがひずみが大きくなると大気圧下で変形した方が大きい。また、高静水圧下で変形した場合はクラック密度が大気圧下における破断直前のクラック密度以上になってもさらに変形できる。

(3) 焼入れ材に 12000 kg/cm² 下での引張予ひずみの附与と焼もどし処理を行なった場合、その順序によらず材料の降伏応力は焼もどし温度が低い程また、予ひずみが大きい程高い値を示した。しかし焼もどし処理後予ひずみを与えた場合の方が大きな残余ひずみがあり材料の強化には有利と考えられる。

文 献

- (1) 信木 稔, 小口 醇: 金属学会誌, **38**(1974), 401.
- (2) 吉田 進, 小口 醇: 材料, **18**(1969), 779.