高静水圧下における金属の変形能増加について*

大 森 正 信** 吉 永 芳 豊**
助 川 一 弥*** 丸 山 善 昭***

Deformation Characteristics of Some Metals under Hydrostatic Pressure

by

Masanobu OHMORI, Yoshitoyo YOSHINAGA

(Faculty of Engineering, Hiroshima University, Hiroshima)

Kazuya SUKEGAWA and Yoshiaki MARUYAMA

(Graduate School, Hiroshima University, Hiroshima)

Hereunder is presented a report of an experimental study in which tests were made, under hydrostatic pressure up to 3000 kg/cm², of three polycrystalline metals, mild steel, 70-30 brass and pure industrial aluminium, with respect both to their tension and torsion, with a view to finding the characteristics in their increase in ductility due to the pressure superimposed on them. Besides these tests a tension test of aluminium crystals of high purity was also carried out under various pressures. The main results of the study are summarized as follows.

(1) The increase in ductility due to the superimposed pressure is meant, concerning the tensile deformation, by the increase not in uniform elongation but local elongation or in fracture strain, and, concerning the torsional deformation, by the increase in uniform shear strain, leading to the failure along the axis of the specimen.

(2) When two specimens of one metal were subjected to incipient strain under certain pressure, to be more precise, when one of the specimens was subjected to as large strain as the other, but while the one was processed under atmospheric pressure, the other was processed under high hydrostatic pressure, and when the strain has since been kept on both the specimens under as high pressure as at the beginning until the failure has begun to occur, the larger residual strain has been being presented up to the failure in that specimen which was subjected to the incipient strain under high hydrostatic pressure, than in the other that was processed under atmospheric pressure. These different-effects from each other given on the specimens can be considered as suggestive of their origin intrinsically impressed in the structure of these specimens which were differently affected incipiently from each other, *i.e.* one under atmospheric pressure and the other under hydrostatic pressure. It is noteworthy, on the other hand, however, that there is no such intrinsic difference effected on the specimens in evidence as has been suggested above in the microscopic examination which was conducted for comparative studies of dislocation cell structure of mild steel and of slip line patterns in single crystalline high purity aluminium. These metals were stretched or twisted, each under the respective kind of pressure either atmospheric or hydrostatic. Neither of the specimens presented any difference in the result of its treatment.

(3) In mild steel its fracture strain increases to the failure due to tension under high hydrostatic pressure. In pure industrial aluminium its shear strain increases to the failure due to torsion under high hydrostatic pressure. It is noteworthy in this connection that the lower the speed of deformation in these metals drops, the higher the rate of increase in the strain in them rises, though it is not known yet how the phenomena are to be accounted for.

(Received Apr. 1, 1971)

1 緒 言

静水圧力を重畳して塑性変形を加えると、ある種の

高分子材料では延性の低下がみられるが、すべての金属および合金は大気圧下におけるよりずっと大きい変形量を示してのち破断にいたることがよく知られている。最近では、この特性を意識的に利用した金属の塑性加工のいくつかが実際に行なわれている。^{1)2) 3)~6)}

* 原稿受理 昭和46年4月1日

** 広島大学工学部 広島市千田町

*** 広島大学大学院 広島市千田町

Table I. Details of specimens.

Material	Heat treatment	Chemical analysis (wt.%)	Loading	Dimmension of specimen (mm)
Mild steel	Annealed at 920°C	C : 0.14, Si : 0.20, Mn : 0.49, P : 0.008, S : 0.013, Ni : 0.04	Tension Torsion	Dia. × Length 3 × 14 6 × 8
70-30 brass	Annealed at 600°C	Cu : 70.52 Zn : Bal.	Tension Torsion	3 × 14 6 × 6
Pure industrial aluminium (2S-Al)	Annealed at 400°C	Cu : 0.09, Fe : 0.33, Si : 0.14, Mn : 0.02, Zn : 0.01, Al : 99.4	Tension Torsion	5 × 10 8 × 10
High purity aluminium crystal	—	Si : 0.002, Fe : 0.003, Cu : 0.003, Al : 99.992	Tension	Thickness : 0.5 Width : 5.5 Length : 22

ところで、高静水圧力下でなぜ金属の延性が増加するのかという問題に対しては、今日までのところ巨視的な力学を基礎にした二、三の説明はあるが^{7)~9)}、延性増加の物理的な背景を論じたり、または、それを明らかにしようとした研究は、著者らの知るかぎりきわめてまれにしかない。¹⁰⁾そこで、著者らはこの問題を明らかにする目的をもって典型的な実用金属のいくつかを対象にして研究をはじめた。その結果、静水圧力重量による金属の延性増加の特徴を二、三知ったので、ここではそれらについて報告する。

2 実 験

2・1 試料

実験に用いた試料は、軟鋼、70-30黄銅、工業用純アルミニウム(2S-Al)、および高純度アルミニウム単結晶の4種で、それら試料の熱処理、組成、負荷の種類などを Table I に一括して示した。高純度アルミニウム単結晶の引張り軸方向の結晶方位はX線ラウエ法背面反射により決定した。実験に用いた試料の方位を Fig. 1 に示す。軟鋼試料については、日本電子(株)製 120 型(加速電圧 120 kV)の電子顕微鏡を用いて薄膜の透過電顕観察をも一部行なった。

Fig. 1. Axial orientations of high purity aluminium crystals.

2・2 高圧塑性変形装置

装置の詳細はすでに報告してある¹¹⁾ので、ここではその概略をのべるにとどめる。本装置は、引張り、圧縮、ねじり、および二、三の簡単な塑性加工が行なえるもので高圧容器自体は耐圧 5 000 kg/cm² であるが、高圧ポンプの制約から現在のところ 3 000 kg/cm² までの実験にとどめている。引張りなどを行なうときには、0.28, 2.8, および 28 mm/min のいずれかの速度を、また、ねじり試験を行なうときには、0.04, 0.4, および 4 rpm のいずれかの回転速度をそれぞれえらぶことができる。引張試験の際には、高圧容器外で Fig. 2

Fig. 2. Yokes for tension tests.

に示すような引張治具に試料を組込んでのち容器内に装填する。ねじり試験は、上下プランジャー間に試料をとりつけ、上プランジャーを固定させたまま下プランジャーを回転させることによって行なう。

試験圧力はブルドン管圧力計によって、また、試料に加わる荷重やトルクは高圧容器内に設けた箔ひずみゲージ貼付のロード・セルの出力を外部にとりだして自動平衡型多ペン記録計に入れて自記させることによって、それぞれ、測定した。本実験はすべて室温で行なったものである。

3 結 果

3・1 多結晶試料の引張り

Fig. 3. Typical examples of engineering stress-strain curves recorded in tensions of mild steel (a), 70-30 brass (b) and pure industrial aluminium (c) at 1 kg/cm² and high hydrostatic pressures, respectively. Tensile speed: 0.28 mm/min.

Fig. 3に、軟鋼、70-30黄銅、および 2S-Al のそれぞれを大気圧下と高圧下で引張ったときの公称応力-ひずみ曲線を示す。このときの引張速度はいずれも 0.28 mm/min である。いずれの試料の場合も、本実験の圧力範囲内では試験圧力にかかわりなく応力-ひ

Fig. 4. Reductions in area of mild steel and 70-30 brass stretched at three speeds as a function of pressure.

Fig. 5. Reduction in area of pure industrial aluminium stretched at three speeds as a function of pressure.

ずみ曲線はほとんど重なり合うが、高圧下では破断点¹²⁾¹³⁾が低いということだけがちがっている。このことは、均一伸びは圧力によらず、高圧下では破断ひずみのみが大きくなるということを意味している。事実、同一金属試料を大気圧下と高圧下で引張ったときの均一伸びを比較したところ、ほとんど差は認められなかった。

Fig. 4は軟鋼と70-30黄銅の断面収縮率を、Fig. 5は 2S-Al の断面収縮率を引張速度をパラメータにし

Fig. 6. Typical examples of torque-twist angle curves recorded in torsions of mild steel (a), 70-30 brass (b) and pure industrial aluminium (c) at 1 kg/cm² and high hydrostatic pressures, respectively.

て試験圧力に対して示したものである。3金属の断面収縮率とも圧力に対してほぼ直線的に増加しており、軟鋼では引張速度が低いほど断面収縮率の圧力による増加割合が大きくなっているが、他の2金属では引張速度によるちがいはみられない。2S-A1の断面収縮率は、大気圧下ですでにいちじるしく大きい(95%)が、1500 kg/cm²になるとほとんど100%に達する。

3・2 多結晶試料のねじり

Fig. 6に3金属の大気圧下と高圧下で得たトルク-ねじれ角曲線の例を示す。いずれの金属の場合も、Fig. 3に示した引張応力-ひずみ曲線にみられたと同じように、同一ねじれ角におけるトルクの大きさはほとんど圧力には関係しない。ただし、高圧下では破断がかなりおきているというちがいがみられる。試料表面に試料軸と平行にえがいた直線のケガキ線が一樣にねじれたら線になることから、高圧下における破断までのねじれ角の増加が局所的なねじれの増大によるものでないといえる。このように、破断までのねじれ角が高圧下ではかなり増加するにもかかわらず引張変形での均一伸びが圧力によらないということ(Fig. 3)は興味深いので、この点についてはさらに検討中である。

破断までのねじれ角を試料表面におけるせん断ひずみになおし、それを圧力に対して、軟鋼と70-30黄銅についてはFig. 7に、2S-A1についてはFig. 8に、それぞれ示した。前2者の試料については一種類の振り速度

Fig. 7. Shear strains to failure measured on specimen surfaces of mild steel and 70-30 brass twisted under various pressures.

Fig. 8. Shear strain to failure measured on specimen surface of pure industrial aluminium twisted under various pressures.

(0.4 rpm)で実験したのみであるが、2S-A1試料については0.04, 0.4, および4 rpmの3速度でねじったときの破断せん断ひずみを示してある。軟鋼と70-30黄銅の破断せん断ひずみは、その絶対値に差はあるが、圧力に対していずれもほぼ同じ傾きをもって直線的に上昇している。2S-A1の結果は、第1に、Fig. 4にみた軟鋼の断面収縮率の場合と類似して、ねじり速度が低くなるほど破断せん断ひずみの圧力による増加割合が大きくなっており、第2に、いずれのねじり速度においても、破断せん断ひずみはそれぞれ速度によって定まるある圧力で飽和してそれ以上の圧力では一定になり、第3に、破断せん断ひずみの飽和値と飽和圧力はねじり速度が大きくなるにつれて高くなる、という特徴を示している。低いねじり速度から順に、上述の飽和値はそれぞれ、約11.9, 12.9, および13.8であり、飽和圧力は約250, 500, および800 kg/cm²である。

3・3 大気圧と高圧下でそれぞれ予ひずみを与えたときの変形能

圧力による延性増加の特徴をさらによく知るために、ねじり試験に用いた3種の試料について、つぎの(1)、および(2)のような実験を行なった。すなわち(1):はじめ高圧下で種々の角度までねじったのちひきつづき大気圧下で試料が破断するまでねじる。(2):(1)の場合と逆に、はじめ大気圧下で種々の角度までねじったのちひきつづき高圧下で試料が破断するまでねじる。この実験でいう高圧とは、軟鋼と70-30黄銅に対しては3000 kg/cm²、2S-A1に対しては1000 kg/cm²である。これらの実験はすべて0.4 rpmの速度で行なったものである。ねじれ角のかわりに試料表面におけるせん断ひずみを用いて、軟鋼、70-30黄銅、および2S-A1のおおのの結果をFig. 9, 10 および11に示した。図中のプロットは、2~3個の測定点の平均を表わす。高圧下である量の予ひずみを与え、そののち大気圧下でひきつづき変形を続けると、破断までの全ひずみは、はじめから大気圧下で変形させたときよりも大きくかつ予ひずみ量の増大とともに大きくなる。逆に大気圧

Fig. 9. Total shear strain for mild steel twisted to failure under 3000 or 1 kg/cm² after prestraining in torsion under 1 or 3000 kg/cm². Twist speed: 0.4 rpm.

Fig. 10. Total shear strain for 70-30 brass twisted to failure under 3000 or 1 kg/cm² after prestraining in torsion under 1 or 3000 kg/cm². Twist speed: 0.4 rpm.

Fig. 11. Total shear strain for pure industrial aluminium twisted to failure under 1000 or 1 kg/cm² after prestraining in torsion under 1 or 1000 kg/cm². Twist speed: 0.4 rpm.

下で予ひずみを与えてのち高圧下でひきつづき変形を続けるときの破断までの全ひずみは、はじめから高圧下で変形させたときよりも小さくかつ予ひずみ量とともに小さくなる。このことは、はじめの状態が全く同等である同一金属に異なる圧力の下で同量の巨視的ひずみを与えると、その性質に差が生ずることを意味している。その差がどのようなものであるかをみる目的で、高純度アルミニウムと軟鋼の微視的組織を観察した。

3・4 高純度アルミニウム単結晶の引張り

ひずみ焼なまし法によって作成した99.992% Alの短冊状単結晶(寸法は Table I)の表面を電解研磨して結晶方位を決定し、つづいて、大気圧、1500、および3000 kg/cm²の圧力下で引張試験を行なっておもにすべり模様を観察した。一個の単結晶から2本の試料をとって対とし、そのうちの一方を大気圧下で、他の一方を高圧下で同量のひずみを与えた。Fig. 1に示したHおよびQ方位をもつ試料を大気圧下と1500 kg/cm²の圧力下で引張ったときの荷重-伸び曲線をFig. 12に例示したが、いずれの方位をもつ試料の曲線も、Fig. 3に示した多結晶試料の場合と同じように、試験圧力がちがってもほとんど重なり、破断点の位置がちがうのみである。

R方位(Fig. 1)の試料を大気圧と3000 kg/cm²で公称ひずみ4.5%まで0.28 mm/minの速さで引張っ

Fig. 12. Load-extension curves of high purity aluminium crystals having axial orientations of H and Q shown in Fig. 1. Tensile speed: 2.8 mm/min.

Fig. 13. Slip line patterns on high purity aluminium crystal having axial orientation R in Fig. 1 (150× $\frac{1}{2}$). Deformed up to 4.5% at tensile speed of 0.28 mm/min. (a): stretched at 1 kg/cm², and (b): stretched under 3000 kg/cm². Arrows show tensile axes.

たときのすべり模様をFig. 13に示す。両すべり模様の間には大きい差は認められないが、多少のちがいはある。すなわち、大気圧下変形のすべり線はほぼ同じ太さ(すべり量)で、それらすべり線間に微細なすべり線がわずかにみられるにすぎない。それに反して、高圧下変形で現われるすべり線の太さにはむらがあり、細いすべり線がかなり多く現われている。これらの細いすべり線をも数えると、高圧下変形のすべり線の密度の方が大気圧下変形のすべり線のそれより若干大きい。さらに大きい10, 25, 40%の公称ひずみを与えたときと破断させたときのすべり模様には、大気圧下変形と高圧下変形とで記述すべき差は見い出されなかった。

3・5 軟鋼試料の電子顕微鏡観察

大気圧と3000 kg/cm²の圧力下で、同じねじれ角だけねじった軟鋼試料の平行部表面から中心軸に向かって1 mm入った位置より電子顕微鏡観察試料を採取した。検鏡位置は65%の巨視的せん断ひずみ(相当ひず

Fig. 14. Transmission electron micrographs of mild steel. (a): annealed, (b) and (c): deformed up to 65% shear strain at twist speed of 0.4 rpm under 1 and 3000 kg/cm², respectively.

みにして38%)をうけている。試料は、まず0.2mmの厚さまでわずかの切込を与えながら平面研削盤によって薄くし、その後電解腐食により薄膜として透過電子顕微鏡観察に供した。参考のために、変形を与えない焼なましのままの試料からも上にのべたと同じ方法で薄膜試料を作り検鏡した。フェライト部分で得られた組織を Fig. 14 に示す。(a)は焼なまし軟鋼の組織で、転位密度も低く転位のもつれはほとんどないといっよい。このことから、平面研削盤で0.2mm厚さまで研削しても転位構造に変化をもたらさないといえる。(b)は大気圧下変形の場合、(c)は3000 kg/cm²の圧力下変形の場合の組織で、いずれもはっきりしたセルを形成しており、大気圧下変形の場合には(b)にみるようにセルは比較的多角形的で伸びておらず、3000 kg/cm²の圧力下変形のときには(c)のようにセルが長くのびたいわゆる lath structure を示す視野が多かった。ただし、平均のセル寸法に有意な差はみられなかった。

4 考 察

4・1 異なる圧力下で予ひずみを加えたときの変形能

一定の高静水圧力下で金属に変形を加えて破断にいたらしめる限りにおいては、その金属の延性が大気圧下で変形させる場合に比べて増加することを、たとえば Ryabinin⁸⁾ によつてなされているように、力学的に説明することも可能である。しかし、Fig. 9~11 にみたように、たとえば高圧下である予ひずみを与えてのちひきつづき大気圧下で破断まで変形させたときの全ひずみがはじめから大気圧下で破断まで変形させたときの全ひずみより大きいという実験結果は、高圧下における金属の延性増加を力学のみでは完全に説明し得ないことを示している。つまり、すでに3・3でのべたように、大気圧下と高圧下で同量の巨視的なひずみを与えた試料はその後の破断までのひずみにちがいを生じているので、いわば性質が異なるとみるべきであろう。そのような性質の差異がどのような理由

に基づくものか現在までのところ明らかにされていないが、なんらかの内部構造⁷⁾のちがいに基づくものと考えざるを得ない。Bridgman⁷⁾は、静水圧力の下で各種の鋼に引張りまたは圧縮によつて予ひずみを与え、その後ひきつづき大気圧下で引張り、圧縮、またはねじりのいずれかで破断まで変形させた結果、(1)ある一定の静水圧力下で予ひずみを加えると、破断までの全ひずみは予ひずみ量の増大とともに大きくなり、(2)予ひずみ量を一定にすると、破断までの全ひずみは予ひずみを与える静水圧力が高くなるほど増大することを明らかにしている。Pugh¹²⁾は Al-11% Si 合金の円柱試料を 160 000 lb/in² (11 400 kg/cm²) の静水圧力下で圧縮予ひずみを加えてのちひきつづき大気圧下で試料円柱面の中央部にクラックが現われるまで圧縮試験¹⁴⁾を続け、同様の結論を得ている。最近、大矢根は大気圧下と 2700 kg/cm² の圧力の下における銅の引張試験で同じ観察を行なっている。これら一連の実験結果はいずれも本実験の結果が示唆すると同じ示唆を与えるものである。

4・2 変形能の圧力による増加割合

Fig. 8 に示した 2S-Al のねじり試験結果によれば、大気圧下における破断までのせん断ひずみは変形速度とともにわずかながら増大しており、これはアルミニウムの常温引張りにおける延性(全伸び)が引張速度とともに増大する¹⁵⁾¹⁶⁾ことに対応している。800 kg/cm²以上の圧力の下における破断までのせん断ひずみ(飽和せん断ひずみ)におよぼす変形速度の影響は、大気圧下における破断までのせん断ひずみに対するより著しく大きい。破断までのせん断ひずみは 0.04 rpm から 4 rpm までの速度上昇によって大気圧下では6%程度増加するにすぎないが、800 kg/cm²以上の圧力の下では約20%も増加している。このことは、高圧力下で高速度の変形を加えることによってアルミニウムの常温変形能を著しく高め得る可能性のあることを示している。2S-Al のこのような特徴は、亜鉛の遷移圧

Table II. Ratios of increase in ductility for mild steel, 70-30 brass and pure industrial aluminium (2S-Al).
Ductilities in tension and torsion are defined here as true fracture strain at neck and as shear strain on specimen to failure, respectively.

Loading	Material	Deformation speed	Ratio of increase in ductility
Tension	Mild steel	0.28 mm/min	$4.6 \times 10^{-4} / \text{kg} \cdot \text{cm}^{-2}$
		2.8 "	2.4×10^{-4} "
		28 "	1.3×10^{-4} "
	70-30 brass	0.28, 2.8, 28 "	2.5×10^{-4} "
	2 S-Al	0.28, 2.8, 28 "	19×10^{-4} "
Torsion	Mild steel	0.4 rpm	$7.0 \times 10^{-4} / \text{kg} \cdot \text{cm}^{-2}$
	70-30 brass	0.4 "	7.3×10^{-4} "
	2 S-Al	0.04 "	105×10^{-4} "
		0.4 "	75×10^{-4} "
		4 "	52×10^{-4} "

力以上の圧力下での破断までのせん断ひずみが変形速度の増加とともに低下することと対照的である。

また、Fig. 8において、2S-Alの破断までのせん断ひずみの圧力による増加割合が変形速度の低下とともに大きくなることが注目される。かかる特徴は、変形速度が低いとき、すなわち、変形中に同一圧力に長い間さらされることによって4・1にのべたようななんらかの内部構造の変化が一層促進されるためか、または、のちにのべるように強度に関係するものであろう。本実験に用いた3種¹⁷⁾の多結晶試料についてのねじり試験で求めた破断までのせん断ひずみと引張試験で求めたぐりれ破断部の対数ひずみの圧力による増加割合をTable IIに表示した。この表から、2S-Alのほか⁹⁾に軟鋼を引張った場合の破断ひずみの圧力による増加割合もゆっくり変形させるほど大きくなることがわかる。この増加割合は、異種金属間で比べると引張強度が低いものほど大きく、また、同じ金属でも熱処理などによってかたさを変えると小さいかたさになるように処理した方が大きいことが報告されている。Table IIに表示した本実験結果は上の報告と一致している。引張強度が大きい金属の延性の圧力による増加割合が低いということは、変形抵抗が大きい金属に対して静水圧力がその内部構造に変化をもたらしくするためかも知れない。本実験に用いた軟鋼と2S-Alのいずれも変形速度を増すとそれらの変形抵抗曲線が上昇するので、両試料の破断ひずみの圧力による増加割合が変形速度の減少とともに大きくなるのは、高圧下にさらされる時間が長いだけでなく、強度が減少することにも関係あるとおもわれる。70-30黄銅の常温変形抵抗曲線は変形速度を大幅に変えてもほとんど変わら

ないので、破断ひずみの圧力による増加割合は変形速度の影響を受けないのであろう。ある種の金属では変度¹⁹⁾²⁰⁾が破断ひずみの増加割合に関与することがわかったが、どのような機構を通じて関与の可否不明であり、これについてはさらに今後の検討にまきたい。

4・3 微視的組織の観察

すでにのべたように、大気圧下と高静水圧力下でそれぞれ同量の巨視的ひずみを与えた場合の試料間にはなんらの内部構造のちがいがなければならぬと考えられた。ただし、圧力がちがっても破断があとに延ばされるかどうかのちがいがあるだけで応力-ひずみ曲線やトルク-ねじれ角曲線は事実上重なってしまうという実験事実(Fig. 3および6)が得られているので、ここで類推された内部構造のちがいは、延性に差をもたらすが変形抵抗にはほとんど差をもたらさないようなものでなければならないことになる。かかる内部構造のちがいは考えにくい、差しあたりアルミニウム単結晶のすべり模様と軟鋼のセル組織をしらべた。しかし、アルミニウムにおけるすべり線の現われ方には延性増加と関連づけ得るような明確な特徴はみられなかった。また、軟鋼のセル組織の観察においても、高圧下で変形したものには比較的多くの領域でFig. 14(c)に示したようなlath structureがみられたがセル寸法などには差が認められず、本実験の範囲内では延性増加と直接関係づけられるような特別の組織は確認されなかった。

5 結 論

大気圧から3000 kg/cm²までの圧力範囲で、軟鋼、70-30黄銅、および工業用純アルミニウムの各多結晶

の引張りおよびねじり試験を行なうとともに、高純度アルミニウム単結晶の引張試験を行ない、これら金属の高圧下における延性増加の特徴をしらべた。また、延性増加が微視的組織に関連づけられるかどうかをみるため、軟鋼と高純度アルミニウム単結晶の微視的組織の観察も試みた。本実験の結果をまとめるとつぎのようになる。

(1) 圧力によって延性が増加するという内容のは、引張変形では均一伸びはほとんど変わらず破断ひずみが増加することであり、ねじり変形では試料軸に沿っての均一ひずみが増加することである。

(2) 同一金属のおおのにおおに大気圧下と高圧下で同一量の予ひずみを与えてのち等しい圧力下でひきつづき変形を加えると、破断までの全ひずみは高圧下で予ひずみを加えた方が大きかった。この結果は、予ひずみを加えた段階で両試料の内部構造の間になんらかの差異が生じたことを示唆している。

(3) 軟鋼の引張りにおける破断ひずみと工業用純アルミニウムのねじりにおける破断までのせん断ひずみの圧力による増加割合は、いずれも、変形速度が低くなるほど大きくなった。ただし、この理由はまだ明らかではない。

(4) 軟鋼のセル構造と高純度アルミニウム単結晶のすべり模様のいずれも、大気圧下変形と高圧下変形ではほとんど相異はみられず、上の(2)で示唆された内部構造の差異があることを示すような組織上の証拠は得られなかった。

終わりに、軟鋼試料の透過電子顕微鏡写真を数多く撮っていただいた日本電子(株)、EM応用研究室の柴富氏に厚くお礼申しあげる。

参 考 文 献

- 1) Pae, K. D., and D. R. Mears, *J. Polymer Sci.*, **B6**, 269 (1968).
- 2) Mears, D. R., K. D. Pae, and J. A. Sauer, *J. Applied Phys.*, **40**, 4229 (1969).
- 3) Beresnev, B. I., L. F. Verschagin, Yu. N. Ryabinin, and L. D. Livshits, "Some Problems of Large Plastic Deformation of Metals at High Pressures" (1963) Pergamon Press.
- 4) Alexander, J. M., and B. Lengyel, *J. Inst. Metals*, **93**, 137 (1964—65).
- 5) Pugh, H. L. D., and A. H. Low, *J. Inst. Metals*, **93**, 201 (1964—65).
- 6) 西原正夫, 日本機械学会誌, **73**, 1246 (1970); 日本金属学会会報, **10**, 21 (1971).
- 7) Bridgman, P. W., "Studies in Large Plastic Flow and Fracture: with Special Emphasis on the Effects of Hydrostatic Pressure" (1964) Harvard Univ. Press.
- 8) Ryabinin, Yu. N., *Solid State Physics*, **1**, 878 (1959).
- 9) 矢島正美, 石井 満, 小林 勝, 塑性と加工, **9**, 847 (1968).
- 10) たとえば, Herø, H., and J. A. Mikkelsen, *J. Inst. Metals*, **97**, 18 (1969).
- 11) 大森正信, 吉永芳豊, 川畑 武, 実升義彦, 日本金属学会誌, **33**, 509 (1969).
- 12) Pugh, H. L. D., *NEL Report*, No. 142 (1964).
- 13) Alexander, J. M., *J. Inst. Metals*, **93**, 366 (1964—65).
- 14) 大矢根守哉, 高圧を利用した塑性加工シンポジウム予稿集, p. 17 (1971) 日本材料学会
- 15) 大森正信, 吉永芳豊, 沖本繁之, 日本金属学会講演会発表 (1971—4).
- 16) 河田幸三, 福井伸二, 清野次郎, 応用物理, **32**, 742 (1963).
- 17) 大森正信, 吉永芳豊, 川畑 武, 実升義彦, 日本金属学会誌, **33**, 1176 (1969).
- 18) 軟鋼については, 大森正信, 吉永芳豊, 塑性と加工, **8**, 297 (1967); 2 S-Al については 15).
- 19) Baron, H. G., *J. Iron and Steel Inst.*, **182**, 354 (1956).
- 20) 大森正信, 吉永芳豊, 林 一郎, 沖本繁之, 日本金属学会講演会発表 (1970—10) 投稿準備中.