高静水圧力下の多結晶金属材料のねじりクリープ変形*

元 家 勝 彦** 山 蔭 哲 郎*** 大 南 正 瑛****

Torsional Creep of Polycrystalline Metallic Materials under
Hydrostatic Pressure at Room Temperature

by

Katsuhiko MOTOIE

(Faculty of Engineering, Hiroshima-Denki Institute of Technology, Hiroshima)

Tetsuro YAMAKAGE and Masateru OHNAMI

(Faculty of Science and Engineering, Ritsumeikan University, Kyoto)

It has been confirmed by the present authors, as the result of the experimental studies they performed of the creep of pure aluminum and pure iron in the normal temperature range below $0.5 T_m$, $1 T_m$ being the absolute melting temperature, that the creep rate of polycrystalline metals tends to decrease with the increase in hydrostatic pressure regardless of such a normal temperature range in which its diffusion mechanism is not to be expected theoretically^{3),13)}. It has also been confirmed that the effect of hydrostatic pressure on the flow stress of metals can be described satisfactorily by assuming the formulation of yield condition including the first invariant of stress $J_1 = \sigma_{kk}$,

$$(a) \quad J_2' = k(k^2 + CkJ_1 + DJ_1^2)^{1/2},$$

and further that the qualitative explanation of creep rate decreasing with hydrostatic pressure of metals subjected to constant load is given uniformly by this yield condition from a side view of continuum mechanics.

Secondly, however, in order to understand better the relationship of hydrostatic pressure to the deformation mechanism in plasticity and creep of metals it is necessary to evaluate quantitatively the difference in the intensity of the influence of hydrostatic pressure between these deformations.

In the present study, therefore, it has been aimed at to evaluate numerically the change in the structure of metallic materials, *i.e.* the effects of hydrostatic pressure on the magnitude both of their plastic and of their creep deformation, and with these ends in view, various hydrostatic tests, creep tests and simple torsion tests, of polycrystalline materials, *e.g.* pure aluminum, pure iron and pure zinc, have been carried out under several levels of hydrostatic pressure at room temperature. It is to be noticed that the torsion test is found effective in the investigation because its stress condition does not cause the change in the form of the test specimens, nor does it enter into the hydrostatic stress component.

The results are summarized as follows :

(1) There has been little influence of hydrostatic pressure on the plastic flow stress of pure aluminum but on pure iron there has been effect to some extent after leaving plastic deformation, while remarkable influence appears on pure zinc in an early stage of deformation. On the whole, such effects grows gradually with advanced deformation.

(2) The shape of the yield surface that varies with plastic deformation is determined by replacing the parameters both C and D in the Eq. (a) with numerical values. The calculated values of C and D , without regard to the kind of metal, are nearly zero during the shearing strain between zero and 30% but increases rapidly with the advanced shearing strain.

(3) On the creep of metals at room temperature, the confining pressure has a distinctive

* 原受理 昭和45年10月27日

** 正 会 員 広島電機大学 広島県安芸郡瀬野川町中野

*** 学生会員 立命館大学大学院 京都市北区等持院北町

**** 正 会 員 立命館大学 京都市北区等持院北町

effect of decreasing the creep rate. The numerical values of C and D in the creep process of pure zinc agree with those in their static plastic flow respectively. Therefore, it is clear that the intensity of the influence of hydrostatic pressure on the creep rate is of the same magnitude as that on the static plastic deformation.

(Received Oct. 27, 1970)

1 緒 言

多結晶金属材料のクリープおよびクリープ破壊におよぼす静水圧力成分の影響を明らかにすることを目的とし、筆者らはすでに純アルミニウム (99.75%Al)、純鉄 (0.05%C) の常温における静水圧力重畳引張クリープ試験を行ない、塑性流動応力にあまり著しい静水圧力の依存性の認められない多結晶金属においても、クリープでは比較的顕著な静水圧力の影響が認められ、Butcher¹⁾ らやまた Hull²⁾ らの実験結果と定性的に一致するクリープ速度の減少とクリープ破断寿命の増加を確認している。しかし、試験材料の種類、試験温度、変形量等におおの相違があるため、クリープへの静水圧力の影響程度はむろんのこと、それらに対する理論的な説明づけは必ずしも一致していない。

Butcher³⁾ らや Hull⁴⁾ らは、材料の構造変化と静水圧力の関係を無視して、試験温度が $0.5 T_m$ (T_m は融点の絶対温度 °K) 以上の温度領域であることから、静水圧力による定常クリープ速度の減少や破断寿命の増加を拡散機構の観点から説明しているが、これらは筆者らの上述した $0.5 T_m$ 以下の低温クリープ実験結果に適応しえない。そこで筆者らは、材料の構造変化と静水圧力との関係から、静水圧力によるクリープ速度の減少効果を定性的に説明してきた。しかし、定量的評価においては、引張試験時のくびれ等による形状変化と静水圧力が関連するため、引張試験からでは充分検討しえなかった。

したがってここでは、変形中の形状変化をある程度無視しえるねじり試験を行ない、できるだけ広いひずみ領域での塑性流動応力への静水圧力の影響を定量的に評価し、同時にねじりクリープ試験を行ない、これらのクリープ速度への依存度に検討を加え、通常の応力状態によって発生する際の静水圧力成分のクリープでの取り扱いにも若干考察を加えた。なお、クリープを含む塑性流動における温度と静水圧力の相互の関連性については別報に詳しいので、ここでは省略する。

2 実験装置および実験方法

実験装置の本体は既報の引張試験装置と本質的に変わりなく、最高使用圧力は 10 000 気圧のものであるが、高圧室を Fig. 1 に示すようにねじり試験用に若干の改良を施した。ここでは特にねじりによって生ずる軸方向の変位を拘束しないように充分考慮されている。また定荷重試験、定ひずみ試験等を可能にするため、

Fig. 2 に示すように、自動負荷機構にし、この荷重検出部のロード・セルとしてコイルばね (最大トルク 150 kg·cm) を使用した。Fig. 3 はコイルばねによるロード・セルで、トルクによるばねの微小ねじれ角は、図のようなリンク機構で変位を拡大するとともに差動変圧器のコアの直線の移動に交換され、これを圧力容器外に取り付けた差動変圧器にて電氣的増幅し検出した。したがって、クリープのような定荷重試験における試験片⑤の一定荷重は、この差動変圧器の出力にて

Fig. 1. Torsion mechanism assembled in the pressure container bore.

Fig. 2. Schematic diagram of the testing apparatus employed in the study on creep behaviors of metals under hydrostatic pressure.

Fig. 3. Diagram showing assemble of load cell used coil spring.

モータ③を制御し、クリープ中常に保持された。

なお、この種の試験装置で常に問題となるのは静水圧力下でのロード・セルの再現性と時間的安定性であるが、コイルばねの復元力を利用したロード・セルは、抵抗線ひずみゲージによるものに比べ感度の面で劣るが、圧力による影響を除去しえる点でまざっている。とくに、コイル部を圧力容器外に設置した状態で差動変圧器を使用した場合、コアが圧力にさらされるのみであるため、取り扱いが簡単であるだけでなく、荷重計測の精度を高めることができる。なおコアを覆っている円筒管は磁性の少ないチタン合金(6Al-4V-Ti合金)であり、これによる影響も皆無に等しい。むしろ、ここで静水圧力によるコアの体積減少で生じる差動変圧器の感度変化が調べられたが、約 4000 kg/cm^2 までの圧力に対する変化は認められなかった。

実験に際しては、まず最初に静水圧力を徐々に上昇させ所定の圧力に設定した後、圧力漏れの有無の確認、さらにロード・セルの安定性のチェック、付属のマイクロメータによる圧力負荷時の差動変圧器感度特性の確認等をすべて行なって、実験を開始した。試験片のねじれ角はトルク軸の回転角度からばねのねじれ角を差し引いて求めることができる。

3 試験片供試材と形状寸法

多結晶金属材料に静水圧力のみを加えた場合、結晶粒界近傍で結晶粒界移動、すべり、多重すべり、あるいは双晶などの形で微視的塑性流動が誘起されることが、Davidson らによって指摘されており、この点を考え合わせると、静水圧力下における材料の力学的挙動と結晶構造を切り離せない。したがって、本実験ではアルミニウム(99.66% Al)、純鉄(0.002% C)さ

らに純亜鉛(99.91% Zn)の三種類の多結晶金属材料を供試材として採用した。これらのおおのの化学組成を Table I に示す。

純アルミニウムと純亜鉛はおおのの引抜き材、鍛造材から Fig. 4 の(a)に示す形状寸法に機械加工し、前者はその後 360°C で1時間真空焼なましを行なって、また後者は未焼なましのまま使用した。一方純鉄は鍛造素材で、これを図の(b)に示す形状に機械加工した後 900°C で1時間真空焼なましを行なった。

Table I. Chemical composition (%) of specimens.

Pure Zinc (99.91% Zn)

Zn	Cd	Pb	Fe	Sn
99.91	0.084	0.0021	0.0007	—

Pure Aluminum (99.66% Al)

Al	Cu	Si	Fe	Mn	Zn	Cr	Ti
99.66	0.004	0.096	0.24	—	—	—	—

Pure Iron (0.002% C)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
0.002	<0.005	0.001	0.003	0.006	0.001	0.004	<0.001

Fig. 4. Form and size of specimens.

4 実験結果および考察

4.1 静水圧力下での静的ねじり

Fig. 5 は一定せん断ひずみ速度 $\dot{\gamma} = 2.3\%/min$ で変形させた純アルミニウムの各静水圧力下におけるねじり試験結果であり、トルク T -比ねじれ角 θ 線図より、Prandtl の式

Fig. 5. Shear stress-strain curves for pure aluminum under hydrostatic pressure.

$$\tau = \frac{1}{2\pi R^3 \theta^2} \frac{d}{d\theta} (T\theta^3) \quad (1)$$

を用いて、外皮 (R : 最外半径) におけるせん断応力 τ を図式解によって求め、これを縦軸に取って示した。これと同様の純鉄、純亜鉛の結果をおのおの Fig. 6, 7 に示す。ここで純亜鉛のひずみ速度はアルミニウムと同様 2.3%/min であるが、純鉄は 2.0%/min であり、また試験温度はすべて 15°C (油中) 一定である。これらから明らかなように、純アルミニウムの塑性流動曲線には静水圧力効果がほとんどみられないのに比して、純鉄では変形のある時点から、また亜鉛では塑性変形のほとんど初期から静水圧力の効果が顕著に現われ、いずれにせよ破断で最大となる (Fig. 7 における破断点はトルクの減少し始める点とみなし、それ以後の部分は省略している)。亜鉛の破断時におけるせん断応力と静水圧力の関係を Fig. 8 に、また破断時におけるせん断ひずみと静水圧力の関係を Fig. 9 に示す。破断時のせん断応力は静水圧力の増加とともに約 2 倍に達する点あたりまでほとんど直線的に増加し、700 kg/cm² の静水圧力付近から、それ以上の静水圧力に対してはほとんどその変化が認められなくなり、破断応力への静水圧力効果が次第に飽和してくる。このように静水圧力の効果が飽和して、その効果がそれ以上現われないような臨界圧力が破断時だけでなく変形過程における塑性流動にも認められた、たとえば Fig. 7

Fig. 6. Shear stress-strain curves for pure iron under hydrostatic pressure.

Fig. 7. Shear stress-strain curves for pure zinc under hydrostatic pressure.

Fig. 8. Effect of pressure on shearing stress at fracture for pure zinc.

Fig. 9. Effect of pressure on shearing strain at fracture for pure zinc.

の純亜鉛の場合、せん断ひずみ γ が 10% 近傍の所では大気圧 $p=0$ kg/cm² と静水圧力 $p=500$ kg/cm² の間で降伏せん断応力に相違が認められるのに対して 500 kg/cm² と 800, 1000, 1200, 1500 kg/cm² の間にそれらの変動は現われていない。この臨界圧力は γ が 10% あたりでは 0~500 kg/cm², 30% で 500~800 kg/cm², 100% で 1000~1200 kg/cm² となり、変形とともに上昇していく傾向にある。また破断時のせん断ひずみは Fig. 9 において明らかなように、静水圧力の増加とともにほとんど直線的に増加し、亜鉛などの稠密六方格子金属の引張試験で一般に認められる遷移圧力のいわゆるぜい性から延性への急激な不連続遷移は現われていないが、同様の傾向が Crossland, Bresnev, 大森らの実験結果にもうかがわれる。

そこで今、このような各ひずみ段階での静水圧力による塑性流動応力の増加とクリープ変形との関連性を考察するにあたり、静水圧力軸にそった降伏曲面の種々のひずみ段階における形状をさらに厳密に検討してみる。

4.2 任意のひずみにおける降伏曲線と静水圧力の関係

応力-ひずみ曲線より任意の単純せん断応力 τ を取り、これを八面体せん断応力 $\tau_{oct} = \sqrt{2/3} \tau$ に換算しなおし、またこのときの p を八面体垂直応力 $\sigma_{oct} = -$

p に置きかえて, $\sigma_{oct}-\tau_{oct}$ 面上にプロットすると, 純アルミニウム, 純鉄および純亜鉛に対しておのの Fig. 10, 11 さらに Fig. 12 の結果をえる. 図中の実線は応力の第 1 不変量 J_2 を含めた降伏条件,

$$J_2 = k(k^2 + CkJ_1 + DJ_1^2)^{1/2} \quad (2)$$

の仮定の上に立って誘導された次式, すなわち

$$\left(\frac{\tau_{oct}}{\tau_e}\right)^4 = 4D\left(\frac{\sigma_{oct}}{\tau_e} + \frac{C}{6D}\right)^2 + 9\left(4 - \frac{C^2}{D}\right) \quad (3)$$

をもとにし, 実験点に一致するように各パラメータ C , D の値を決定して求めたものである. ここで, J_2 は偏差応力 σ'_{ij} の第 2 不変量で, k は大気圧下での単

Fig. 10. Influence of hydrostatic pressure of stress on plastic yielding at various shearing strains for pure aluminum.

Fig. 11. Influence of hydrostatic pressure of stress on plastic yielding at various shearing strains for pure iron.

Fig. 12. Influence of hydrostatic pressure of stress on plastic yielding at various shearing strains for pure zinc.

純ねじりの任意のひずみ状態における降伏応力 τ_e に等しく, また C , D は材料の降伏強度におよぼす静水圧力の影響度を表わすパラメータ (スカラー) で, おそらく履歴ひずみ $\int d\epsilon_{ij}$, 温度 T の関数でもあろう.

なお, この種の降伏条件式の妥当性についての論議は別報に詳しいのでここではこれを省略する. これらの図によると, 実験点は材料の種類によらず全般的にひずみの小さい領域のところで Mises の理論に一致し σ_{oct} 軸に平行な直線となり, C , D の値はおのの零となる. しかし, ひずみが大きくなるにしたがって実験点は Mises の直線から次第に離れ, (3)式による解析曲線は正の静水圧力軸上に交点をもつ放物線となる.

この傾向は純アルミニウムや純鉄ではあまり鮮明に現われていないが, 純亜鉛で最も顕著である. ここで純亜鉛の場合, Fig. 7 でも明らかなごとく, 単純せん断ひずみ γ が 60% の点では大気圧下の実験点は存在しないにもかかわらず, $\sigma_{oct}=0$ の所で $\gamma=60\%$ と $\gamma=150\%$ の線が交わり, 大気圧において 150% まで塑性変形することになる. しかし, $\sigma_{oct}=0$ においては γ が約 30% の点で破断するため, $\sigma_{oct}=0$ で $\gamma=20\%$ の実験点が破断点をも表わし, また $\gamma=150\%$ の塑性流動応力曲線は $\sigma_{oct} < -5 \text{ kg/mm}^2$ の領域で $\gamma=150\%$ の降伏曲線を表わしているが, $\sigma_{oct}=5 \text{ kg/mm}^2$, γ が約 80% の点で破断しているため, $\sigma_{oct} > -5 \text{ kg/mm}^2$ の領域では実際に存在しないことになる. したがって, $\sigma_{oct}=0$ では γ が 30% 以上の塑性変形を生じず, 先に破断が起きる. このように静水圧力成分が変動すると, 静水圧力軸に沿った任意のひずみにおける塑性流動応力曲線が存在しない領域を生じ, そこではそれ以前のひずみ段階で破壊曲線が現われることがこの解析曲線から推定され, とくに大気圧 ($\sigma_{oct}=\sigma/3$) での引張りの破断に対する実験点がねじり試験結果より計算された $\gamma=1\%$ における塑性流動応力曲線の近傍に位置していることからこのようなことが期待される. また, この破断曲線が変形量の小さい位置で現われる場合, たとえば $\sigma_{oct} \geq -1 \text{ kg/mm}^2$ の領域では破断面はぜい性破壊の様相を, 破壊曲線が変形量の大きい位置で現われる $\sigma_{oct} \leq -5 \text{ kg/mm}^2$ の領域では延性破壊の様相を呈した. これは Ludwick による破壊の概念に類似しているが, かれは破壊強度曲線を応力状態にかかわらず一元的に固定して考え, ただ塑性流動応力曲線のみを変化させて延性破壊とぜい性破壊を説明している. しかし, 実際には応力状態によって破壊強度曲線も塑性流動応力曲線とともに変化し, この二曲線の交わる点も応力状態, とくに静水圧応力の正負の相違やその大小によって変化し, それによって延性, ぜい性破壊の相違を生じるものと解釈される.

このように, 塑性流動応力曲線や破壊曲線は静水圧

力に依存するが、材料の破壊にいたるまでのパラメータ C 、 D の値と、その時の静水圧力成分からこれらの曲線を解析的に推定することが可能である。

次いで、Fig. 10~12 で求めた各 γ に対する C 、 D をもとにして、パラメータ C 、 D の塑性変形との関連性を、純アルミニウム、純鉄および純亜鉛の各々に対して、Fig. 13, 14 さらに Fig. 15 に表示しなおした。この図より明らかなように、 C 、 D はひずみの関数であり、 γ に対する変化状態は材料の種類によらず一つの傾向を示している。すなわち、単純せん断ひずみ γ の 10~20% あたりまでは C 、 D の値は零に近く、それ以後 γ とともに急激に増加し始め、対数的オーダーの増加を示す。いいかえれば、変形量の小さなところでは静水圧力の影響はほとんどなく、Mises の降伏条件に一致するが、変形が進展するにしたがって静水圧力の影響程度は大となり、破壊で最大となる。この傾向が純アルミニウムや純鉄のように一般に静水圧力の影

Fig. 13. Numerical values of parameters C and D as function of shearing strain for pure aluminum.

Fig. 14. Numerical values of parameters C and D as function of shearing strain for pure iron.

Fig. 15. Numerical values of parameters C and D as function of shearing strain for pure zinc.

響のないと評価されている材料にもみられることに注意する必要がある。むしろ C 、 D の値からすると、純亜鉛の場合が最も静水圧力の影響を強く受け、これらに比べ純鉄は $\gamma=50\%$ あたりで約 1/10、純アルミニウムは約 1/1000 程度に弱められており、この量的関係からも純アルミニウムは塑性流動応力にはほとんど静水圧力の影響を受けないとみなしても妥当といえる。

4・3 静水圧力下のねじりクリープ

Fig. 16 は、純亜鉛について温度 15°C (油中)、単純せん断応力 $\tau=3.5 \text{ kg/mm}^2$ 一定のもとで静水圧力を大気圧より段階的に変化させた場合の各ねじりクリープ曲線の比較を示したものである。なお、ここでは定常域からの部分のみを示し、第一期クリープは省略した。黒丸は大気圧下で行なったねじりクリープの実験点で、この変形領域で定常状態にあることを確かめたものである。一方、白丸は一定ねじり応力 $\tau=3.5 \text{ kg/mm}^2$ を加えた状態のまま大気圧から 800 kg/cm^2 までの静水圧力を一定時間間隔でもって 8 段階変化させた時のクリープ実験結果である。ただし、時間は定常状態の任意の点を基準にして取った。またこの実験において静水圧力を上昇させるに要した時間は 1 分弱程度であるため、その間の種々の因子による影響は無視できる。この図から明らかなことであるが、静水圧力を上昇させていくに従ってクリープ曲線の傾き、すなわち、クリープ速度は減少している。

Fig. 16. Partial creep curves of polycrystalline 99.91% pure zinc, at 15°C, at a constant shearing stress of 3.5 kg/mm^2 , showing the effect of hydrostatic pressure on creep.

この挙動に対する説明として、Butcher らによって¹⁾¹²⁾報告されている静水圧力のクリープ変形機構への影響もその原因の一つとして考えられるが、Fig. 16 のクリープ実験とは逆に、最初に 800 kg/cm^2 の下で単純せん断応力を加えたねじりクリープを行ない、次に大気圧下で同一のせん断応力を加えた時点でえられるクリープ速度は、先の 800 kg/cm^2 のもとでのクリープ速度とほとんど変わらないことから考えて、以前に受けた圧力効果は圧力を取り除いた時点においても一時材料内にその効果が残留しているものと解釈される。これは Fig. 16 の傾向に矛盾するようであるが、次の

ように理解すれば説明しえる。すなわち, 材料を大気圧から高い圧力場に放置するとその材料の応力-ひずみ線図はFig. 17のように $p=0$ のものから $p>0$ のものにほとんど瞬間的に移行する。したがって, クリープ曲線は図の C_1 のようになる。しかし, これに反して高圧力場にあったものを大気圧にもどすと, 永久的体積変化でみられるようにその過程は不可逆的であるので, その材料の応力-ひずみ線図は $p>0$ のものから $p=0$ のものに移行せず, その時点で $p>0$ の状態を保持し, クリープ曲線も破線のようにならず C_2 のようになるものと考えられる。したがってこの静水圧力によるクリープ速度の減少効果を静水圧力による材料の構造変化としてとらえ, 静水圧力は材料を硬化させるものと見なせば, このクリープ速度の減少効果は見掛け上クリープ応力が低下したものとして理解されよう。

Fig. 17. Diagram showing the difference in creep curve between contribution of hydrostatic pressure changing from atmosphere to $p>0$ and that of hydrostatic pressure changing from $p>0$ to atmosphere.

したがって, ここではクリープへの静水圧力の影響を強度, いいかえれば連続体力学の降伏と関連させて考察を加えてみる。ここで, 静水圧力により材料は静的ねじり試験で得られたと同程度の構造変化を受け, それに伴って変形抵抗が増加すると考え, (2)式の降伏条件を採用する。また, クリープにおいて, 定常域のある任意時刻で単純せん断応力 τ と単純せん断クリープ速度 $\dot{\gamma}$ とに

$$\dot{\gamma} = \beta \tau^n \quad (4)$$

の関係が成立するものと仮定すると, 同一せん断応力 τ 負荷時における大気圧下と静水圧力 p 下での各せん断クリープ速度比 $\dot{\gamma}_p/\dot{\gamma}_0$ は

$$\left(\frac{\dot{\gamma}_p}{\dot{\gamma}_0}\right)^{4/n} - 3C\left(\frac{p}{\tau}\right)\left(\frac{\dot{\gamma}_p}{\dot{\gamma}_0}\right)^{3/n}$$

Fig. 18. Analytical and experimental representation of the effect of hydrostatic pressure on shearing creep rate of pure zinc at constant shearing stress.

$$+9D\left(\frac{p}{\tau}\right)^2\left(\frac{\dot{\gamma}_p}{\dot{\gamma}_0}\right)^{2/n} = 1 \quad (5)$$

の関係式で与えられる。

Fig. 18はFig. 16の実験結果から各静水圧力における単純せん断クリープ速度 $\dot{\gamma}_p$ と大気圧下におけるそれ $\dot{\gamma}_0$ との比 $\dot{\gamma}_p/\dot{\gamma}_0$ を取り, そのときの圧力 p をクリープ応力 τ で除してこれらをプロットしたものである。また, 一点鎖線は静水圧力下で求めた純亜鉛の $\gamma=30\sim40\%$ における $C=-0.65$ と $D=-0.021$ の値を(5)式に代入して計算した解析結果であり, 破線は(5)式で $C^2=4D$ とおき, $C'=C/2$ として実験結果に一致するよう, この C' の値を決定して求めたものである。ここで n はクリープ速度(4)式のべき数であり, $\tau=2.38, 2.81, 3.12, 3.24 \text{ kg/mm}^2$ の4種の応力段階による純亜鉛のクリープ実験結果から求められ, $n=5$ である。このように(5)式による解析結果は非常に良好な一致を示しており, このことから純亜鉛材料に関しては静水圧力による常温クリープ速度の減少効果は塑性流動応力の上昇によるクリープ応力のみかけ上の減少によるものであり, その効果は静的塑性流動によるものと同程度であるとみなしてほとんど誤りはないと思われる。

なお, 先の引張クリープ試験で得られた純アルミニウム (99.75% Al) と純鉄 (0.005% C) の C' の値は同一種類の材料, 同一温度および同一ひずみ段階での静的ねじり試験における $C'\approx C/2$ (Fig. 13, 14 参照) に比べていくぶん大きな値をとっているが, これは常温での短時間クリープでクリープ応力を高く設定したため, 若干くびれを生じ, これによる影響が C' の評価に含まれたものと考えられる。

4・4 静水圧応力成分のクリープへの影響

次いで, 通常の応力状態で生じる静水圧応力成分のクリープへの影響を, 大気圧下における引張りとねじりクリープの比較の上で検討してみる。

すなわち、単軸引張応力 (σ_z) 状態では一般に $J_1 = \sigma_z$ なる静水圧力成分が発生するのに反して、単純ねじり応力 (τ) 状態では $J_1 = 0$ であるため、これらによる影響があるとすれば、たとえば Mises 基準で設定された同一相当応力 $\bar{\sigma}$ のもとでの $\sigma_z = \sqrt{3}\tau$ なる条件で単軸引張と単純ねじり試験が行なわれても、両クリープ速度比 $r = \dot{\epsilon}_z / (\dot{\gamma}/\sqrt{3})$ は $r = 1$ にならない。このことは Finnie¹⁴⁾ によってすでに指摘されているとおりであるが、ここで静水圧力成分が r に関係するものとし、相当応力の基準を (2) 式に $C' = C/2 (C^2 = 4D)$ と置いて評価しなせば、 $\sigma_z = \sqrt{3}\tau$ なる応力条件の場合 r は

$$r = \dot{\epsilon}_z / (\dot{\gamma}/\sqrt{3}) = \left(\frac{1}{2} \right)^n (-\sqrt{3}C' + \sqrt{3C'^2 + 4})^n \quad (6)$$

で与えられる。ただし、 n は (4) 式と同一の意味のものである。むしろこの式で $C' = 0$ 、すなわち (2) 式が Mises 型に環元されるさいには $r = 1$ となり、 $C' = 0$ かあるいは $n = 0$ (n は 2 から 10 までの値をとるので $n = 0$ なる条件は実際の金属では存在しない) 以外の一般的な場合には $r \neq 1$ であり、 C' の数値にしたがって $r \geq 1$ なることは明らかである。Fig. 19 は種々の n に対する速度比 r の C' による変化を上式にしたがって示したものであるが、この C' の値は静的試験において -10^{-1} 程度のオーダーであるため、この範囲に限定して示した。これから明らかなように、 $|C'|$ が 10^{-2} 以下の数値を取るさいには、 $r \approx 1$ ではほとんど Mises 型に一致するとみなして問題はない。しかし、 $|C'|$ の値がちょうど静水圧力下での静的試験で求めた 10^{-1} の近傍であるとき、静水圧力の影響が顕著になり始める点に相当し、 $n = 2$ のような場合には $r \approx 1.2$ 程度となり、実験誤差によるものと識別することが困難であるが、これより若干 C' の絶対値が増加すると急激に静水圧力の影響があらわれ $r > 1$ となって、一般に単軸引張クリープ速度が高くなる方向で Mises 基準からずれることは注目に値する。

Fig. 19. Analytical variation of the ratio of simple tensile creep rate $\dot{\epsilon}_z$ to simple shearing creep rate $\dot{\gamma}/\sqrt{3}$ at the same equivalent stress (Mises) with the numerical value C' of the parameter of the intensity of the influence of hydrostatic pressure.

5 結 言

純アルミニウム、純鉄さらに純亜鉛の三種類の多結晶金属材料についての静水圧力下でのねじり試験を、また亜鉛の常温下における静水圧力重畳ねじりクリープ試験を行ない、塑性流動応力や破壊におよぼす静水圧力の影響、さらにクリープひずみ速度におよぼす静水圧力の影響を実験的に検討するとともに、 J_1 の項を含んだ降伏条件式 $J_2' = k(k^2 + CkJ_1 + DJ_1^2)^{1/2}$ がこれらに対する静水圧力の影響を定性的に説明しえ、また定量的評価も可能であることを確認し、次の結論をえた。

(1) 純アルミニウムの塑性流動曲線には静水圧力効果がほとんどみられないのに比して、純鉄では塑性変形のある時点から、また亜鉛では塑性変形のほとんど初期から静水圧力の効果が顕著に現われ、全般的にこれらの効果は破断に近づくにつれて大となる。またこのような静水圧力の効果が飽和して、その効果がそれ以上現われないような臨界圧力が破断時だけでなく変形過程における塑性流動にも認められる。

(2) 塑性変形と共に変化する降伏曲面は (2) 式で表示することができ、これを実験結果に一致させて求めた C 、 D の値によると、材料の種類によらず、 $r = 10 \sim 30\%$ までの領域では $C = D = 0$ となり Mises の理論に一致するが、それ以後急激に C 、 D の値は大きくなり、静水圧力の影響を強く受ける。また、 C 、 D の値からすると、純亜鉛の場合が最も静水圧力の影響を強く受け、これに比べ純鉄は $r = 50\%$ あたりで約 1/10、純アルミニウムは約 1/1000 程度に弱められる。

(3) 静水圧力は常温クリープにおいてはそのひずみ速度を減少させる効果を持つ。また亜鉛に対する静的ねじりあるいはクリープの両結果から求めた C 、 D の値は一致し、このことから純亜鉛に関する静水圧力によるクリープ速度の減少効果は塑性流動応力の上昇によるクリープ応力のみかけ上の減少によるものであり、その効果は静的塑性流動によるものと同程度である。

(4) C' の値が -10^{-1} 程度のオーダーより若干絶対値が増加すると急激に静水圧力の影響があらわれ、引張りとねじりクリープのひずみ速度比は、一般に単軸引張クリープ速度が高くなる方向で Mises 基準からずれる。

終わりに本実験を行なうにあたり、装置の製作に対する有益なる助言と、試験片の加工について便宜を与えていただいた舞鶴工專、阿波屋義照助教授に対して感謝の意を表する。

(昭和45年5月19日 第19期日本材料学会通常総会講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) Butcher, B. M., and A. L. Ruoff, J. App. Phys., **32**,

- 2036 (1961).
- 2) Hull, D., and E. Rimmer, *Phil. Mag.*, **4**, 673 (1959).
- 3) 遠藤外雄, 大南正瑛, 阿波屋義昭, 元家勝彦, 橋本卓男, 日本機械学会第44期全国大会講演会前刷, No. 162, 119 (1966).
- 4) 大南正瑛, 元家勝彦, 山蔭哲郎, *材料*, **20**, 395 (1971).
- 5) 遠藤外雄, 大南正瑛, 阿波屋義昭, 元家勝彦, 日本機械学会第43期通常総会講演会前刷, No. 147, 73 (1966).
- 6) Davidson, T.E., J.C. Uy, and A. P. Lee, *Trans. AIME*, **233**, 820 (1965).
- 7) Pugh, H. Ll. D., and D. Green, *MERL Plasticity Report*, No.128 (1956).
- 8) Crossland, B., *Proc. Inst. Mech, Eng.*, **168**, 935 (1954).
- 9) Bresnev, B.I., L.F. Vevshchagin, Yu. N. Ryabinin and L.D. Līvshits, "Some Problems of Large Plastic Deformation of Metals at High Pressure" (1963) Pergamon Press.
- 10) 大森正信, 吉永芳豊, 川畑 武, 実升義彦, *Proc. 13th Jap. Cong. Mat. Res.*, 139 (1970).
- 11) Ludwick, P., *Z. Metallkde.*, **15**, 207 (1924).
- 12) Butcher, B. M., Thesis (Ph. D), (1962) Cornell University
- 13) 大南正瑛, 元家勝彦, *Proc. 12th Jap. Cong. Mat. Res.*, 78 (1969).
- 14) Finnie, J., and W.R. Heller, "Creep of Engineering Materials" (1959) McGraw-Hill