

討7 ねじり変形における熱間定常状態変形とレストレーション過程

東京工業大学 中村正久 ○植木正憲
大同製鋼 中研 大宝雄蔵

1. 結 言

高温変形の特徴は、定常クリープのように加工硬化と動的レストレーションとがつり合った定常状態変形である。熱間加工のように、ひずみ速度がクリープより大きい場合には定常状態が現われるひずみ域は大きくなり、このような状態は、引張試験法ではほとんどとらえることができない。

一方、定常クリープにおける動的レストレーション過程は、材料使用の立場から重要であるので、理論的考案が進んでいる。著者らは、熱間加工にみられるような高ひずみ速度下での動的レストレーション過程も、これと連続して生じる現象であろうと考えた。したがってまず、定常クリープのひずみ速度と同程度の大きさのひずみ速度から、実際の熱間加工のひずみ速度にわたる広範な実験を行ない、定常状態変形の変形抵抗のひずみ速度と応力との関係に注目して、広いひずみ速度の範囲において成立するといわれている Garofalo の式の適用性を試みるとともに、クリープのデータを含めた従来のべき関係式による整理との比較検討を行なった。

すなわち、本研究は、ねじり変形によって、熱間加工における定常状態変形のひずみ速度の応力依存性、動的レストレーション過程を律速している機構などを、変形組織の顕微鏡観察を含めて、数種の代表的な金属および合金について検討したものである。

2. せん断応力 — せん断ひずみ曲線の形状

代表的な金属および合金として、面心立方晶の Al (99.99%)、Cu (99.99%)、低炭素 1.9%Cr - 1.1%Ni ステンレス鋼 (SUS 28) および 0.06% C 極軟鋼 (γ 域) を選び、積層欠陥エネルギーの影響を調べることを意図し、さらに、上記極軟鋼の α 域での実験により体心立方晶の比較材とした。

各試料の応力-ひずみ曲線は、試料によって異なるある温度 T_c (Al : $0.5 T_m$ 、Cu : $0.55 T_m$ 、SUS 28 : $0.6 T_m$ 、 αFe : $0.4 T_m$ 、 T_m (°K) は試料の絶対融点温度) 以上の温度で現われる定常状態変形曲線の形がもっとも特徴的であった。この定常状態変形曲線は、定常状態への達し方によって、Al 型と Cu 型とに大きく分類することができる。それは変形にともなう動的レストレーションの機構が原因にな

っているものと考えられる。図 1 と図 2 は、それぞれ Al と Cu の中空円筒試験片のねじり変形曲線を示す。すなわち Al 型は、ゆるやかな加工硬化ののち定常状態変形に移り、ピークは示さない。SUS 28 と αFe はこの型に近い。Cu 型は、加工硬化途中で軟化を起し、応力-ひずみ曲線に極大点を示し、ひずみとともに減少して、一定の応力値となる。 γFe はこの型に近い。

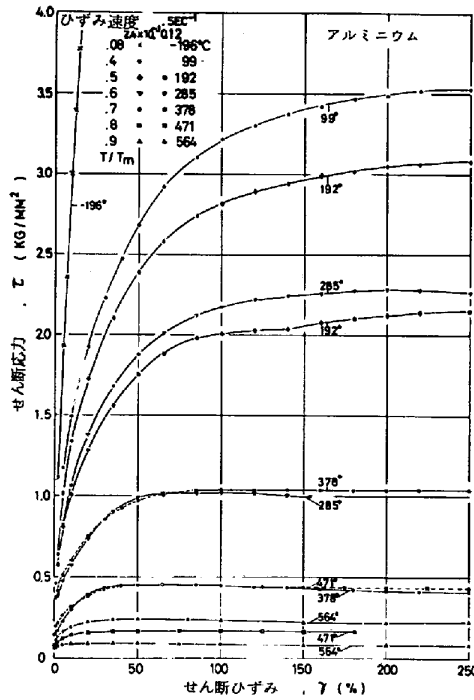


図 1 アルミニウムのせん断応力-せん断ひずみ曲線

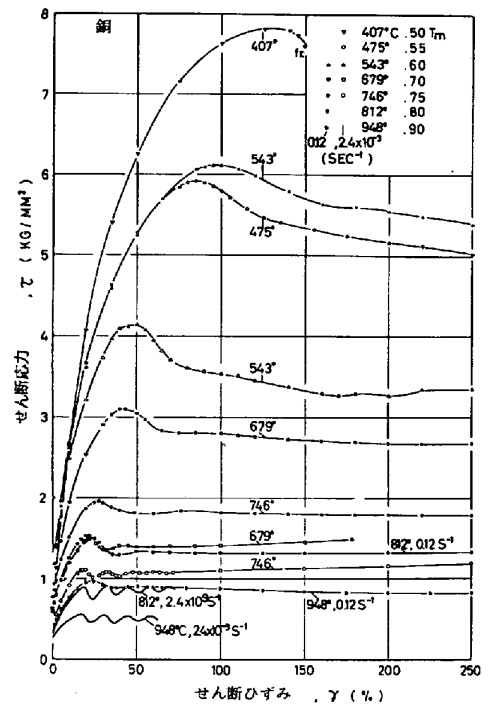


図 2 銅のせん断応力-せん断ひずみ曲線

3. ひずみ速度の応力依存性

近年、多くの研究者たち¹⁾によって、熱間変形を1つの熱活性化過程と考え、クリープのデータの解析に用いられたひずみ速度式によって整理されてきている。熱間加工における定常状態変形応力、ひずみ速度、温度のデータを関係づけるために、もっともよく用いられる式は、最初に Garofalo²⁾ によってクリープに対して提案されたつぎの式である。

$$\dot{\epsilon} = A_1 [\sinh(\alpha \sigma)]^n \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

ここで、 A_1 、 α 、 n は温度および応力に依存しない定数であり、 Q は実験的な活性化エネルギーであり、また温度に依存しないと仮定されている。熱間加工においてはまた、つぎのような関係式によっても整理しうる。

$$\dot{\epsilon} = A_2 \alpha n' \quad (2)$$

ここでは、クリープのべき関係式と違って、 A_2 と n' は、もはや一定ではなく応力とともに変化する。そこで著者らは(2)式による整理をまず行ない、つづいて(1)式による整理も試みた。

3-1 べき関係式による整理

上記のべき関係式によって整理した結果をクリープのデータも含めて図3(A1)、図4(a)(オーステナイトステンレス鋼)について示す。A1においては、低応力領域において0.7、0.8、0.9 Tmで良好な直線性を示しており、 $n' = 4.0 \sim 4.3$ であった。併記した Servi と Grant³⁾の99.99%Alのクリープデータからおよそ外挿できる。

オーステナイトステンレス鋼では、0.6 Tm(729℃)以上の温度で、定常状態変形が現われ、指数 n' は低応力側で5.2、高応力側で10であった。同様な整理をCuおよび軟鋼について

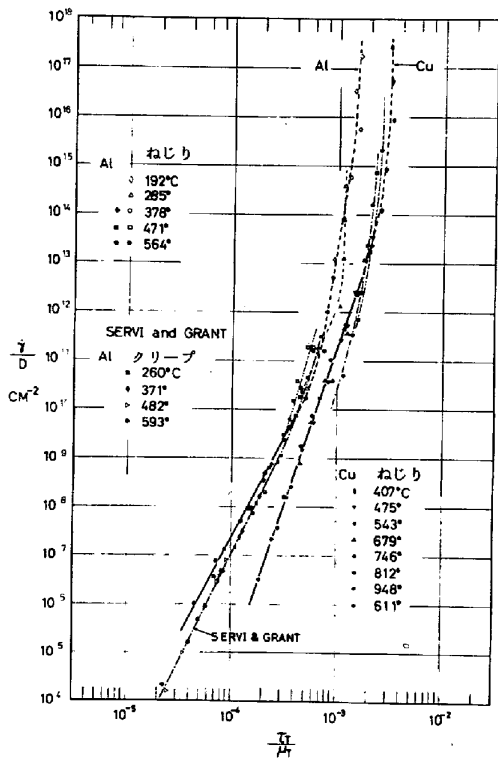


図5 アルミニウムと銅の変形応力とひずみ速度の両対数によるプロット

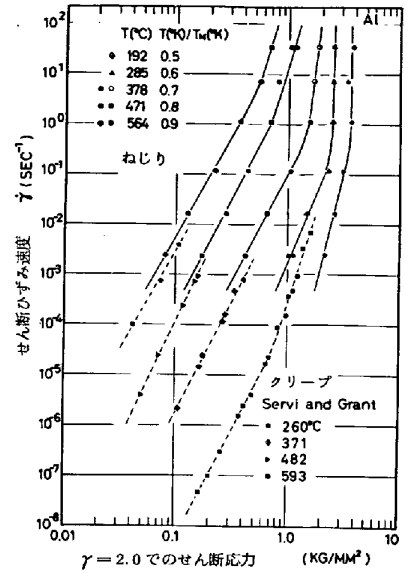


図3 アルミニウムの定常状態変形におけるひずみ速度の応力依存性

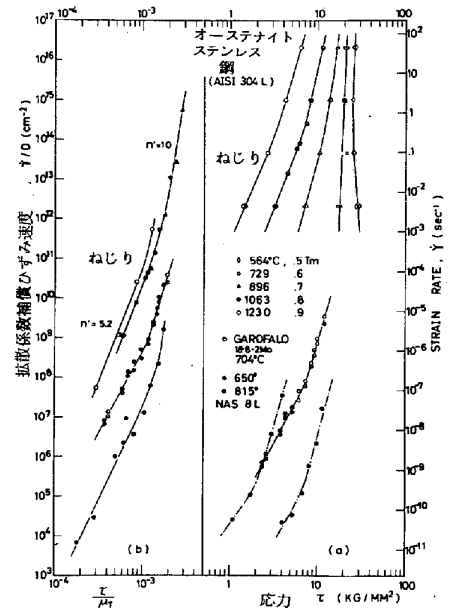


図4 オーステナイトステンレス鋼の定常状態変形におけるひずみ速度の応力依存性

も行ったところ、Cuの場合0.75~0.9 Tmでは、実験のひずみ速度の範囲内で1本の直線によって表わすことができ、指数 n' は6.5であった。極軟鋼は0.4 Tm(448℃)以上の温度で定常状態変形曲線を示した。低応力側において n' は5.7であった。

つぎに、拡散係数および剛性率の温度変化を補償した場合の定常状態変形のひずみ速度の応力依存性を図5にAlとCu、図4(b)に、オーステナイトステンレス鋼について示す。Alにおいては、0.7~0.9 Tmの温度範囲では拡散係数Dの活性化エネルギーが変形に対する熱活性化過程の活性化エネルギーに等しいことを裏づけている。同様にCuの場合も、約0.65 Tm以上では、すべて1本の直線にまとまる。オーステナイトステンレス鋼の場合は、図4(b)に示すように、0.7 Tmと0.8 Tmでは、1本の曲線で表わすことができるが0.9 Tmでの結果は平行であるが、高ひずみ速度側へずれている。

3-2 Sinh 応力関係式による整理

前述のごとく、従来のべき関係式によれば、低応力領域においては、かなり良好な直線性を示すが、高応力領域においては直線からの偏倚がみられる。またつぎのような指数関係式すなわち、

$$\dot{\epsilon} = A_0 \exp(\beta \sigma) \tag{3}$$

によれば、測定値は(2)式の場合とは逆に高応力領域においてよく適合する。そこで高応力領域における β の値および低応力領域における n' の値を用いて、 $\alpha = \beta / n'$ なる関係から近似的に α の値を求め、(1)式に従って、 $\dot{\epsilon}$ に対して $\text{Sinh}(\alpha \sigma)$ を両対数でプロットすると、全応力範囲において一本の直線としてデータがプロットされる。前述の定常状態せん断応力で、せん断ひずみ速度 $\dot{\gamma}$ を、Misesの式によって、それぞれ有効応力 σ 、有効ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ に換算し、(1)式による整理を行なったところ、Cu およびオーステナイトステンレス鋼については、それぞれ図6および図7のようになった。これらの直線の傾きから、べきSinh 応力依存性として、Cu の場合6.14、オーステナイトステンレス鋼で5.77であり、Al の場合は4.03であった。

つぎに、式(1)から得られる次式を、実験的な活性化エネルギーの測定に用いた。

$$Q = 2.3 R \left[\frac{\partial \log \text{Sinh}(\alpha \sigma)}{\partial 1/T} \right] \dot{\epsilon} \tag{4}$$

つまり、一定のひずみ速度に対して $\log \sinh(\alpha \sigma) - 1/T$ のプロットをとれば、この直線の傾きから、 Q の値が計算でき、オーステナイトステンレス鋼、Cu、Alについて、それぞれ、10.2、56.7、41.7 Kcal/Moleと測定された。いずれも他の研究者らによる結果⁴⁾と良好な一致を示した。

(1)式をZener-Hollomon型因子 Z で表現すると、

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) = A' [\text{Sinh}(\alpha \sigma)]^n \tag{5}$$

のようになり、(4)式から算出された実験的な活性化エネルギーを用いて、ひずみ速度、温度、応力のデータを両対数紙上に同時にプロットしうる。オーステナイトステンレス鋼について、このような整理を行なったところ、図8にみられるように、改善されたZener-Hollomon因子 Z は $\text{Sinh}(\alpha \sigma)$ に対して、ひずみ速度、応力、温度の広い範囲で直線によって関係づけられている。

4. レストレーション過程の律速機構

定常状態変形中の試料を急冷して顕微鏡観察を行なうと、再結晶組織をしている場合もあるが、そうでなければかならずポリゴン化が生じている。動的レストレーションの機構として直接再結晶がありうるかどうかは疑問になっている。たとえばAlとCuの定常状態変形は非常に異なった挙動を示しており、Cuでは明らかに再結晶粒が観察され、Alではポリゴン化組織が観察された。Cuに見られる再結晶組織は定常状態変形中に生じたものか、冷却の途中に現われたものかは完全に区別をつけることはできない。おそらくは前者であろうと考えることができるということである。それはつぎのような実験によっている。変形を中断し、ただちに水冷したのち、再びもとの条件で試験を行なった場合、Alでは、ほとんど完全にままと同じ変形曲線を続けるが、Cuでは、一度冷却することによって軟化が生じている。しかし温度0.6 Tm以下、ひずみ速度0.12/sec以下の実験ではこの軟化はきわめて小さく、高温変形中の組織の凍結はほとんど完全に行なわれていると見なすことができたので、これらの観察から類推して考えれば、Cuの動的レストレーションには少なくとも部分的に再結晶があり、それが原因となって、図2に示したような振動型の応力-ひずみ関係

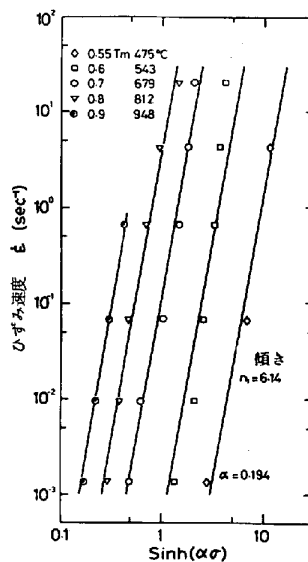


図6 銅の定常状態変形に対する(1)式の適用

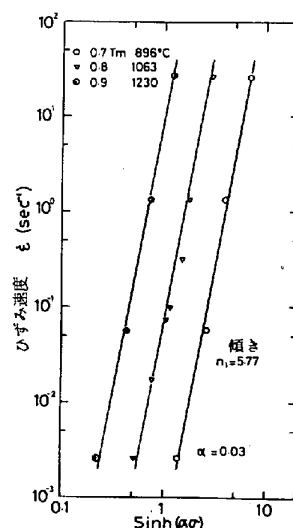


図7 オーステナイトステンレス鋼に対する(1)式の適用

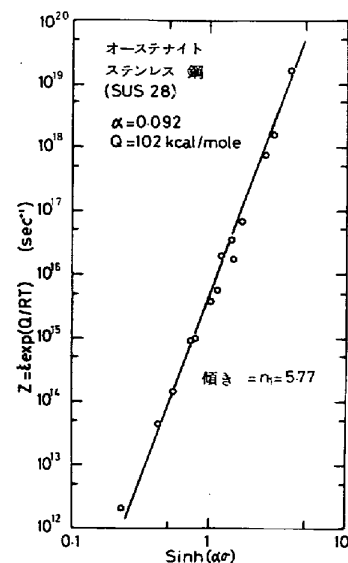


図8 Zener-Hollomon型因子Zに対するSinh(alpha sigma)のプロット

'72-A90

を得たものと解釈してよいであろう。

変形組織の一例として、オーステナイトステンレス鋼について、1063℃ (0.8 Tm) で0.17/sec のひずみ速度で260%変形した試料の透過電子顕微鏡による観察を写真1に示す。亜結晶粒の形状が、これより低い温度で観察される組織に比べて、伸びた形ではなく、方向性がないことが特徴である。転位はほとんど網目を形成しており、結晶粒界も存在している。

以上のような顕微鏡組織を4種類の金属および合金について観察した結果、定常状態変形の開始温度 T_c 、および定常状態変形のひずみ速度の応力依存性における低応力域の下限の温度 T_c' ($\dot{\gamma}/D$ と $\dot{\epsilon}/\mu$ の比例関係が成立する下限温度。図5参照。)における変形組織を次表のようにまとめることができる。



写真-1 ×17,000
オーステナイトステンレス鋼の変形組織

表-1 定常状態変形が生じるための動的レストレーション過程

Al	T = T _c	C + R	T _c < T < T _c '	P + R	T = T _c '	P	T > T _c '	P
Cu		C + R		C + R		(C) + R		R
オーステナイトステンレス鋼		C + R		P		P + (R)		P + (R)
極軟鋼		C		C + R		P + R		P + R
		(α域)						
		(γ域)		-		-		R

(注) T_c、T_c' 既述、C : セル組織、P : ポリゴン化、R : 再結晶

5. 結 言

与えられた熱間ねじり条件に対してひずみ速度、応力、温度は、べき Sinh 応力関係式を用いて相互に関係づけられ得る。そしてこの温度で補償されたひずみ速度つまり Zener - Hollomon 因子 Z を応力のべき Sinh 関数に対してプロットすると直線が得られる。このことにより、内挿法により任意の温度とひずみ速度における変形抵抗の大きさを知ることができるので、このようなプロットは、実際操業上において非常に有用なものであると考えられる。

つぎに、各試料の動的レストレーション過程は、Al はポリゴン化、Cu は再結晶、オーステナイトステンレス鋼は主にポリゴン化、極軟鋼は、再結晶とポリゴン化の共存であった。

参 考 文 献

- 1) たとえば、C. M. Sellars & W. J. McG. Tegart, M'em. Sci. Rev. M'et. 63 (1966) 731
- 2) F. Garofalo, Trans. AIME, 227 (1963) 351
- 3) I.S. Servi & N.J. Grant, Trans. AIME 191 (1951) 909
- 4) たとえば、H. J. McQueen, Journal of Metals (1968) 31