

論 文

UDC 669.12-172 : 539.4.013

鉄ウィスカーの引張特性におよぼす
試料断面積の影響について*

中 田 栄 一**・木 原 重 光***

Effect of the Cross-sectional Area on the Tensile
Properties of Iron Whiskers

Eiichi NAKATA and Shigemitsu KIHARA

Synopsis:

The tensile test and the creep test of the iron whiskers having [100] and [111] growth directions which were produced by the reduction of iron chloride were carried out.

The cross-sectional area dependence of the feature of the stress-strain curves and the creep curves of iron whiskers was observed. Work hardening did not appear on the stress-strain curves of [111] iron whiskers, which were similar to the curves calculated from the Johnston-Gilman theory on LiF single crystal.

The equation for the relation between stress and strain of the iron whisker was derived from the Johnston-Gilman theory. The equation was solved under the condition of various initial mobile dislocation densities and dislocation multiplication rates. The result showed that the calculated stress-strain curves corresponded with the experimental stress-strain curves of [111] iron whiskers under the assumption that the initial mobile dislocation density and dislocation multiplication rate were reduced with a reduction of the cross-sectional area of iron whisker.

(Received July 11, 1972)

1. 結 言

金属の機械的性質は、現在転位論を用いて比較的巧妙に説明されている。また電子顕微鏡技術の進歩にともない転位の直接観察が比較的容易となり、転位の個々の性質についてはかなり研究が進んでいる。しかし、その個々の転位とバルクの状態の金属におけるマクロ現象との対応については、転位の量、転位の動的観察の困難なことから、その研究は十分進んでいるとはいえず、転位論的説明の十分でない部分もある。

ところでウィスカーは、結晶の完全性の非常に高い単結晶であるといわれ、理想値に近い強さが観察されたことも報告されている¹⁾。かりに完全結晶でないとしても、その太さから考えてその内部に含まれる格子欠陥の数は、非常に少ないことが予想される。そしてそのような単純な構造の格子欠陥をもつと予想されるウィスカーによる種々の機械的性質の観察は、転位の個々の挙動とマクロ的な現象との対応について興味ある情報を与えると考えられる。ところで金属ウィスカーの塑性の研究の中で^{2)~6)}、現在塑性研究の標準的装置として用いられてい

るインストロン型試験機での研究は比較的少ない¹⁾⁶⁾。そこで本実験は鉄ウィスカーの常温での引張試験およびクリープ試験を行ない、ウィスカーの断面積が引張特性におよぼす影響について転位論的考察を行なった。

2. 実 験 方 法

2.1 試料作製方法

鉄ウィスカーは塩化第1鉄と酸化第2鉄を約10:1に混合した粉末を鉄ボートに入れ、水素気流中で700~800°Cに1~2hr保持すると、鉄ボートの底部あるいは、側面に成長する。本実験で得られたウィスカーの成長方位は[100]と[111]方位のものだけであり、成長方向に垂直な断面の形状は、正方形、長方形、正六角形を呈し、X線ラウエ写真から求めたそれぞれの面指数、および成長方位はFig. 1に示すようであつた。

* 昭和45年10月 本会講演大会にて発表
昭和45年7月11日 受付

** 早稲田大学理工学部 工博

*** 早稲田大学理工学部

現在 石川島播磨重工業(株)技術研究所

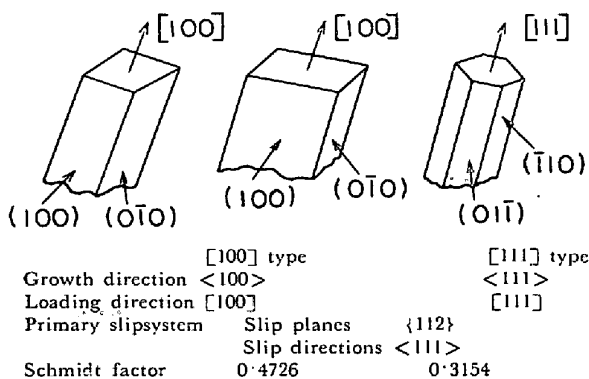


Fig. 1. Relation between the shapes (schematically drawn) and the growth orientations of iron whiskers.

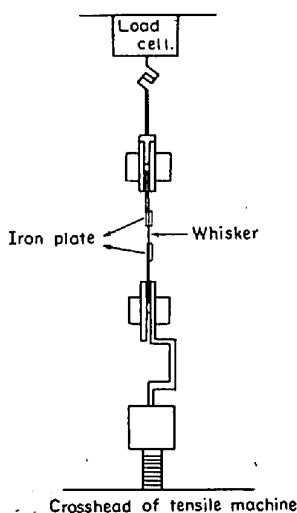


Fig. 2. Schematic representation of stressing fixture for iron whisker.

2.2 引張試験方法

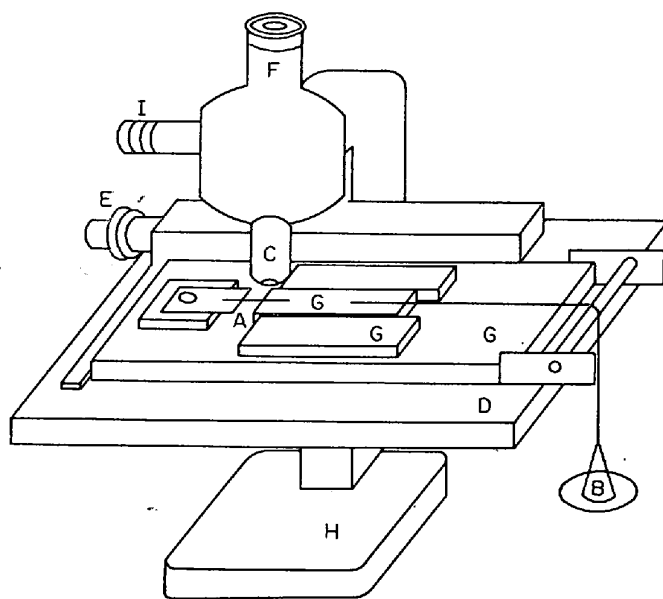
鉄 whisker のうち、適当な長さ(約 10 mm) 以上であり、長手方向での太さが均一なものを選び、25 mm × 10 mm 厚さ 0.4 mm の純鉄板に接着剤(アルファシアノアクリレート)を用いて接着し、オートグラフ IS 5000 に最大荷重 100 g 用のロードセルを装置して引張試験を行なった。試料取り付け部分の略図を Fig. 2 に示す。引張試験終了後光学顕微鏡で確認した結果、接着部のずれはまったく認められなかった。

試験機のクロスヘッド変位速度は 0.5 mm/min で行ない、試料標点距離を 3 mm とした。この場合、ひずみ速度は、0.167/min となる。

また whisker の断面積の測定には傾角顕微鏡を用いて、各側面の幅と面のなす角度を測定して算出した。

2.3 クリープ試験方法

一定応力下でのクリープ試験を行なうために Fig. 3



A : Whisker, B : Weight, C : Object lens, D : Stage of microscope, E : Adjustable screw, F : Eyepiece, G : Glass, H : Stem of microscope, I : Lamp.

Fig. 3. Schematic representation of apparatus for tensile test of iron whiskers under constant load.

に示すような装置を用いた。Whisker の一端を接着されたガラス(G)が同じガラス(G)の上をすべる装置であり、ガラス間の摩擦力は 1 g 重に相当し、Whisker (A) に与えられる荷重は、荷重用皿と重錘の重量から 1 g 重を差し引いた値である。実際には、一定応力とするためには変形による whisker の横方向の収縮によって断面積が減少するために、徐々に荷重を減じていく必要があるが、この実験で測定する小さい変形(最大 5%) では、横方向の収縮による応力の増加は無視できるものとした。また変形は whisker 上の標点の移動を顕微鏡で読み取る方法で測定した。

3. 実験結果

[100], [111] 方位を引張軸にもつ whisker の代表的な応力-ひずみ曲線をそれぞれ Fig. 4, Fig. 5 に示す*。これらの応力-ひずみ曲線は引張軸方位(成長方位)によって Fig. 6 に示すような 2 つの形状に大別することができる。また、この曲線中に示した τ_e , τ_y , τ_d , τ_b を以後、弾性限、上降伏点、下降伏点、最大応力点と呼ぶ。なお応力-ひずみ曲線における縦軸は分解せん断応力であり、[100], [111] whisker とともに第 1 次すべり系は、すべり面 {112} すべり方向 $\langle 111 \rangle$ であった。

* これらの応力-ひずみ曲線の弾性域での傾きと試料断面積の関係は、明確ではなかった。本実験では、同一のロードセルで、100 倍にもおよぶ強度の相違のあるものを測っており、弾性域の傾きについてのこれらの結果は、議論できなかった。

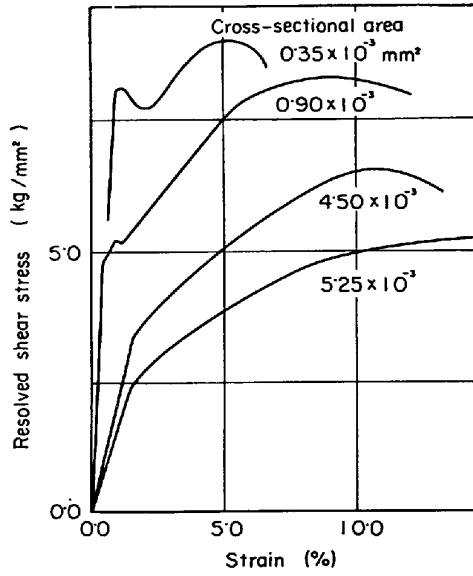


Fig. 4. Typical stress-strain curves of [100] iron whiskers.

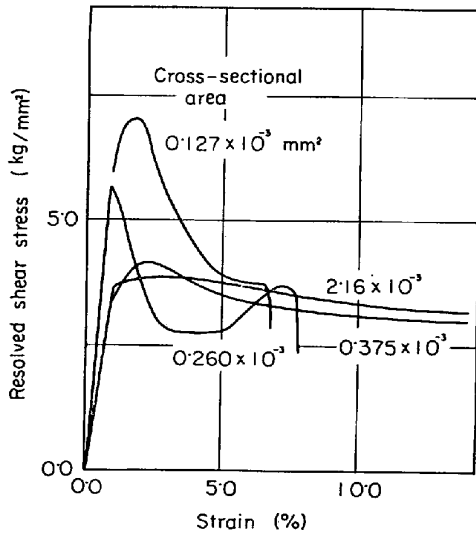
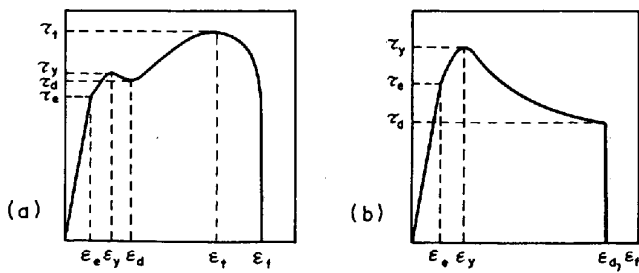


Fig. 5. Typical stress-strain curves of [111] iron whiskers.



τ_e : Elastic limit, τ_y : Upper yield point, τ_d : Lower yield point, τ_l : Maximum stress point.

Fig. 6. Schematic stress-strain curves for iron whiskers with two growth directions (a) [100] (b) [111].

引張試験の結果から、次の事実が明らかになった。

(1) Fig. 7 に示すように、[100] whisker の弾性限および上降伏点は、いずれも whisker の断面積の減少とともに高くなる。

弾性限 τ_e (kg/mm²) と断面積 S (mm²) の関係を求めると、

$$\tau_e = 0.63 S^{-0.303} \dots\dots\dots (1)$$

(ただし $2 \times 10^{-4} < S < 3 \times 10^{-3}$)

となり、また上降伏点 τ_y (kg/mm²) と S (mm²) の関係を求めると、

$$\tau_y = 0.76 S^{-0.279} \dots\dots\dots (2)$$

(ただし $2 \times 10^{-4} < S < 3 \times 10^{-3}$)

となる。

また [111] whisker においても、Fig. 8 に示すように断面積の減少とともに、弾性限 τ_e 、上降伏点 τ_y が高くなるが、その関係は [100] whisker に比べてややばらつきが大きかった。

(2) 断面積の小さい whisker では降伏点における応力降下が顕著であった。いまこの降伏点における応力

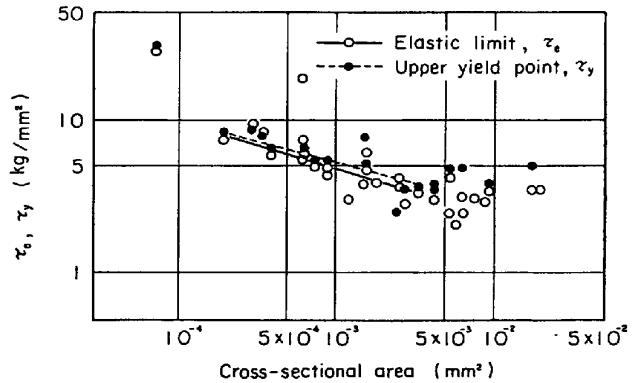


Fig. 7. Relation between cross-sectional area and elastic limit τ_e , upper yield point τ_y of [100] iron whiskers.

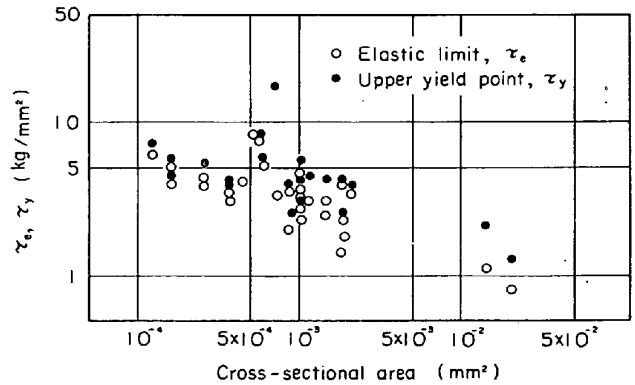


Fig. 8. Relation between cross-sectional area and elastic limit τ_e , upper yield point τ_y of [111] iron whiskers.

降下の割合を降伏点降下率 (percent yield drop), すなわち, $\{(\tau_y - \tau_d) / \tau_d\} \times 100$ として表わし, 断面積 S (mm^2) との関係を求めると, Fig. 9 に示すようになり, その関係は [100] ウィスカーについては,

$$\text{Percent yield drop} = 12.6 \times 10^{-4} S^{-1} \dots\dots (3)$$

(ただし $10^{-4} < S < 4 \times 10^{-3}$)

となり, [111] ウィスカーについては

$$\text{Percent yield drop} = 4.9 \times 10^{-2} S^{-0.93} \dots\dots (4)$$

(ただし $10^{-4} < S < 4 \times 10^{-3}$)

となった。

(3) [111] ウィスカーにおいては, 見かけ上ほとんど加工硬化を起こさない。そしてその応力-ひずみ曲線は, JOHNSTON と GILMAN が LiF 単結晶における転位の運動の観察をもとに提案した理論式によつて表わされる応力-ひずみ曲線⁷⁾⁸⁾によく類似している。

なお, 本実験にもちいたウィスカーは, BRENNER¹⁾ が理想強度に近い強度を観察した径 1μ (断面積, 約 10^{-6}mm^2) のものと比較して, 太いウィスカーであり, 本実

験にもちいた太さの範囲のウィスカーの強度は, パルクの純鉄単結晶の強度とほとんどかわらなかつた。

(4) ウィスカーにおける破断伸びは, Fig. 10 に示されるように, [100], [111] ウィスカーともにはばらつきが大きい, 断面積の増大にともない伸びが増大する傾向がある。

(5) 繰返し引張試験を行ない, [100], [111] ウィスカーについて, それぞれ Fig. 11, Fig. 12 のような結果

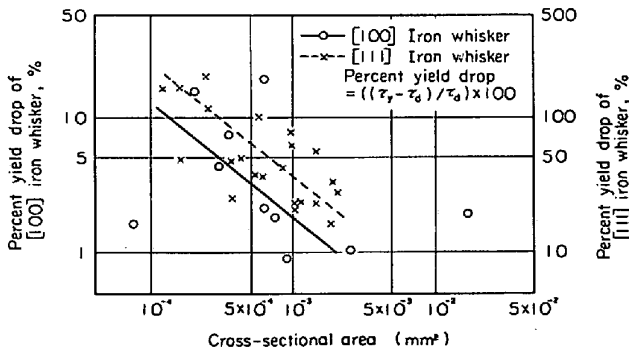


Fig. 9. Relation between cross-sectional area and percent yield drop of iron whiskers with [100] and [111] growth directions.

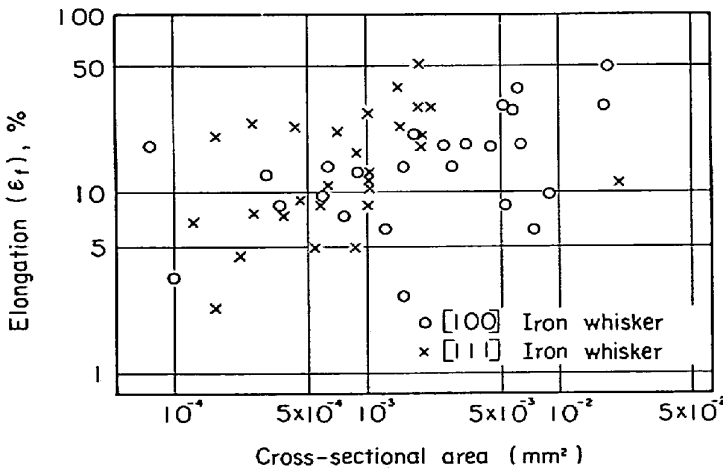


Fig. 10. Relation between cross-sectional area and elongation of iron whiskers with [100] and [111] growth directions.

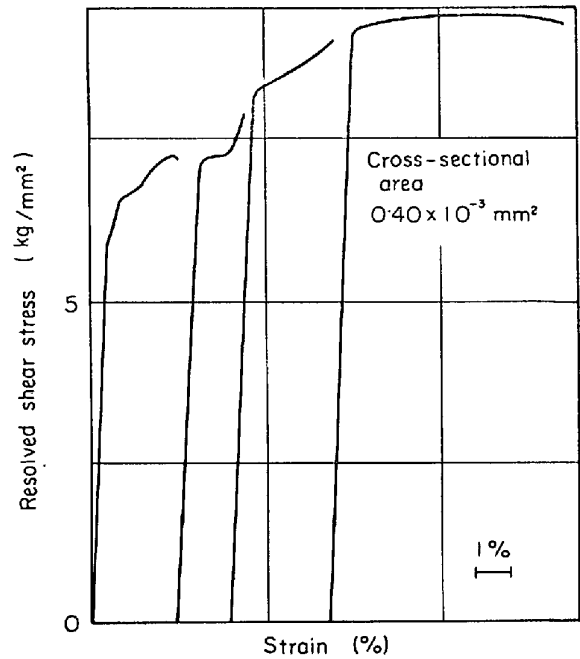


Fig. 11. Stress-strain curves of [100] iron whisker on cyclic tensile test.

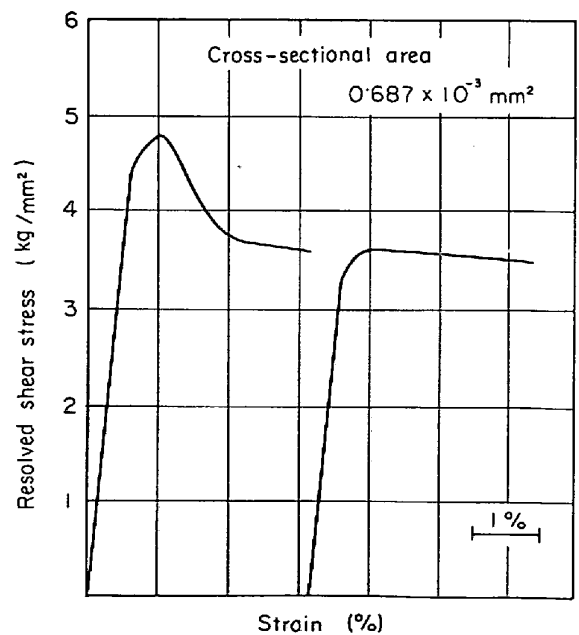


Fig. 12. Stress-strain curves of [111] iron whisker on cyclic tensile test.

を得た。[100] ウィスカーでは加工硬化を示し、繰返しごとに上降伏点が増加したが、[111] ウィスカーでは繰返しによつて上降伏点と降伏点降下率が減少した。

(6) 定応力下でのクリープ試験を行ない、[100] ウィスカーについて、Fig. 13, [111] ウィスカーについて Fig. 14, Fig. 15 に示すようなクリープ曲線を得た。Fig. 13 からわかるように、[100] ウィスカーでは、作用せん断応力 6.0 kg/mm^2 を与えた場合、断面積の小さいものは、大きいものに比較して曲線の立上りがゆる

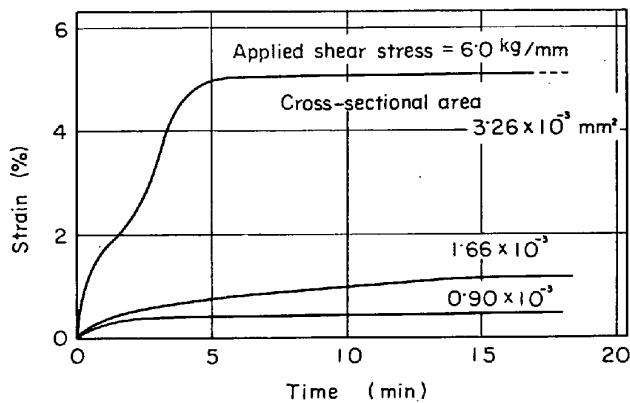


Fig. 13. Creep curves of [100] iron whiskers.

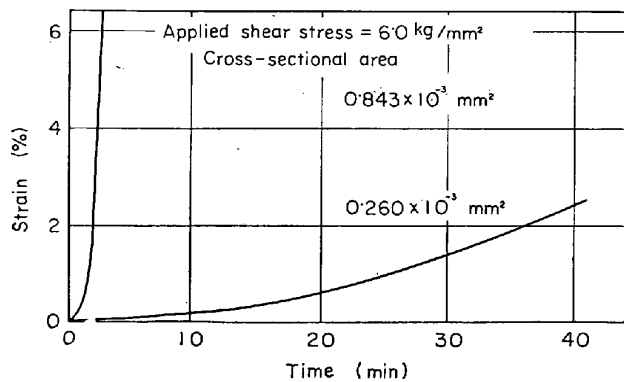


Fig. 14. Creep curves of [111] iron whiskers.

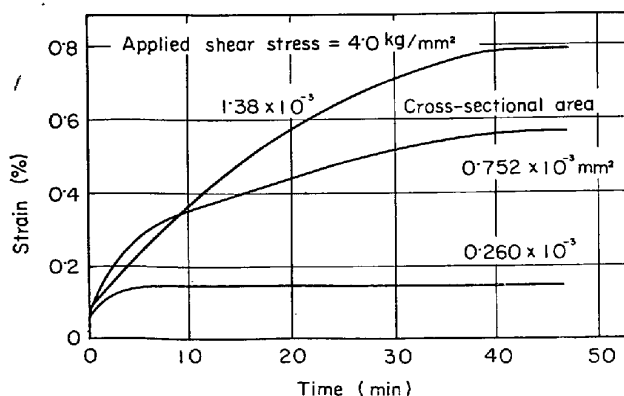


Fig. 15. Creep curves of [111] iron whiskers.

やかで、少ないひずみ量で加工硬化した。また [111] ウィスカーでは、Fig. 14 からわかるように、作用せん断応力 6.0 kg/mm^2 を与えた場合は、ほとんど加工硬化せず、断面積の小さいものは、約 20 min の潜伏期間の後、ゆるやかに変形を開始した。しかし、作用せん断応力 4.0 kg/mm^2 では、Fig. 15 にみられるように少ないひずみ量で加工硬化を起し、[100] ウィスカーと似た挙動を示した。

4. 考 察

上述した実験結果は、いずれもウィスカーの断面積の変化によつて引張試験における応力-ひずみ挙動が変化することを示している。ウィスカーの断面積の減少が、弾性限 τ_e 、上降伏点 τ_y 、および降伏点降下率を高める原因として、次の4つの因子が考えられる。(1) 表面積/体積比の増大の効果、(2) 表面酸化層への転位の推積による応力集中の減少の効果、(3) ウィスカー中の転位密度の減少の効果、(4) 転位増殖率の減少の効果。

以下にこの4つの因子について、個々に考察を試みた。

4.1 断面積の減少にともなう表面積/体積比の増大

試料を引張変形させるときに、試験機が試料に与えるエネルギーは、試料の形状を変化させるに要するエネルギーと試料の表面積を増大させるに要するエネルギーの和として消費される。そして、試料が細くなると、試料の表面積と体積の比が増大し、引張変形の際、試料の表面積を増大させるに要するエネルギーが無視できなくなり、見かけ上細い試料の方が、太い試料よりも変形に大きな応力を必要としたかのような結果が得られるという可能性がある。そこで、試料の太さが引張試験結果にどの程度の影響を与えるかについて計算を試みた。

いま、直径 $2r$ 、長さ l の丸棒に引張応力 σ を与えて、 x 伸ばしたとする。この場合、試料の形状を変化させるに要するエネルギー E_v は

$$E_v = \pi r^2 \sigma x \dots\dots\dots (5)$$

となる。また、表面積を増大させるに要するエネルギー E_s は

$$E_s = G[2\pi r(l+x)(1-x/2l) - 2\pi rl] \dots\dots\dots (6)$$

となる。ここで G は表面エネルギー、またポアソン比を 0.5 とした。したがつて、表面積を増大させるに要するエネルギー E_s と形状を変化させるに要するエネルギー E_v との比は

$$E_s/E_v = G/\tau \sigma \dots\dots\dots (7)$$

となる。ところで、鉄の表面エネルギーを 1700 erg/cm^2 ⁹⁾ とし、本実験で用いた鉄ウィスカーの断面直径

$10^{-2} \sim 10^{-3}$ cm, 測定された引張降伏応力 $10^9 \sim 10^{10}$ dyn/cm² を (7) 式に代入すると, E_s/E_v は 1.7×10^{-4} となり, この程度の太さの試料の引張試験では, E_s は E_v にくらべて無視できるほど小さく, 本実験における, 鉄ウイスキーの降伏応力の断面積依存性は, 断面積の減少とともに表面積/体積比の増大によつて見かけの引張変形応力が高められたためではないことが判明した.

4.2 断面積の減少とともに表面酸化層への転位の堆積による応力集中の減少

本実験に用いた鉄ウイスキーは, 水素気流中で成長後, 常温まで水素気流中で冷却され, 引張試験を行なうまでの間, デシケーター(シリカゲル入)の中に保存された. 引張試験終了後も, 試料表面には光学顕微鏡で認められるような酸化層は存在しなかつたが, 大気との接触によつて, ごく薄い酸化層が存在することが予想される. そして, その酸化層は内部の金属より高い剛性を有する. そこで細いウイスキーにおいては, Fig. 6 で定義した上降伏点 τ_y は, ウイスキー内部で運動を始めた転位が表面酸化層に向かつて堆積し応力集中を起こす結果, 表面酸化層が破壊する点であるという可能性がある. そこで転位堆積による応力集中と試料太さの関係を求めた.

いま, Fig. 16 に示すようにすべり面にせん断応力 τ が作用して, 酸化層に向かつて距離 L の間に n 個の転位が堆積すると, すべり面の延長上 x 点 (ただし $L \gg x > d$ の範囲) での応力 τ' は,

$$\tau' = \tau(L/x)^{1/2} \dots\dots\dots (8)$$

となる¹⁰⁾. いま上降伏点 τ_y が, この応力集中によつて酸化層が破壊される点であるとすると, τ_y 点においては,

$$\tau(L/x)^{1/2} = \tau_f \dots\dots\dots (9)$$

となつている. ただし, ここで τ_f は酸化層のせん断強さである. x を予想される酸化層の厚さ t にとり, L を試料断面の直径 r に近似すると, (9) 式は,

$$\tau = \tau_f t^{1/2} r^{-1/2} \dots\dots\dots (10)$$

となる. そして, $t = 100 \text{ \AA}$, $\tau_f = 100 \text{ kg/mm}^2$ であると仮定すると, (10) 式は,

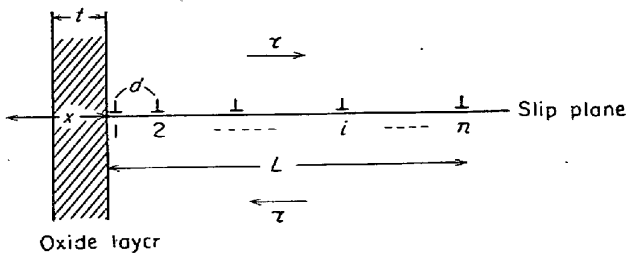


Fig. 16. Schematic representation of pile up dislocation toward oxide layer.

$$\tau = 0.316 r^{-1/2} \dots\dots\dots (11)$$

となり, (2) 式で示される [100] ウイスキーにおける τ_y と試料径 ($\sqrt{S} = r$) の関係を示す実験式とかなりよい一致を示す.

4.3 断面積の減少とともにウイスキー中の転位密度の減少

4.3.1 上降伏点および降伏点降下率におよぼす効果

ウイスキーの成長が, ウイスキー中心部から外側へ順次原子が吸着していく機構で進行するとすれば¹¹⁾, 中心部より外周部の方が原子配列の乱れが大きくなり, 細いウイスキーほど結晶の完全性が高く, 転位密度が小さいと考えられる. しかし, 変形前に結晶中に存在する転位の密度が, その結晶の応力-ひずみ曲線にどのような影響を与えるかは明らかでない. ところで, 上述したように, [111] ウイスキーの応力-ひずみ曲線は, JOHNSTON と GILMAN が LiF 単結晶における転位の観察を基に計算によつて導いた応力-ひずみ曲線に類似している. そこで, JOHNSTON-GILMAN 理論に従い純鉄の応力とひずみの関係を表わす方程式を導き, この方程式を解く過程で初期可動転位密度 (変形前に結晶中に存在する動きうる転位の密度) が, 応力-ひずみ曲線に与える影響について検討した. この場合, [111] ウイスキーでは, 見かけ上, 加工硬化が起こらず JOHNSTON-GILMAN 理論との対応を考えるにあつて, 加工硬化の影響を無視できるので, 以下の検討は, [111] ウイスキーについてのみ行なつた.

一般に α 鉄中の転位は交さすべりしやすく, 転位の増殖は二重交さすべりによるといわれている¹²⁾. そして, このように運動する転位が新しい転位源となつて増殖を繰り返すような増殖機構をもつ結晶のすべり変形速度 $\dot{\epsilon}$ は,

$$\dot{\epsilon} = Dbv \dots\dots\dots (12)$$

で与えられる. ただし, ここで D は単位体積中にある同じすべり系の転位の全長, v はその転位の運動速度, b は転位のバーガスベクトルである⁸⁾. ところで HAHN¹³⁾ によれば, 純鉄において D と転位密度 n の関係は

$$D = 0.1 n \dots\dots\dots (13)$$

である. また転位密度 n と塑性ひずみ ϵ の関係は

$$n = \beta \epsilon^i \dots\dots\dots (14)$$

である. ただし, ここで β, i は定数である. さらに, 転位の運動速度 v は, STEIN と LOW¹⁴⁾ によつて $3.25\% \text{ Si}$ ・鉄において測定されており,

$$v = (\tau/\tau_0)^m \dots\dots\dots (15)$$

となる. ただし, ここで τ_0, m は定数である. (12), (13), (14), (15) 式から

$$\dot{\epsilon} = 0.1 n b \beta \epsilon^i (\tau/\tau_0)^m \dots\dots\dots (16)$$

の関係が得られる。そして、インストロン型試験機における塑性変形 ϵ と引張荷重 F の関係は、

$$\epsilon = (V_c t - F/K) / L_0 \dots\dots\dots (17)$$

である⁸⁾。ただし、ここで V_c はクロスヘッド変位速度、 t はクロスヘッドを動かし始めてからの時間、 K は試験機および試料の有効バネ定数、 L_0 は試料の最初の長さである。そこで塑性変形速度 $\dot{\epsilon}$ は

$$\dot{\epsilon} = \{V_c - dF/(K \cdot dt)\} / L_0 \dots\dots\dots (18)$$

で表わされる。いま [111] ウィスカーを [111] 方向に引張るとき、すべり面は {112}、すべり方向は $\langle 111 \rangle$ であり、分解せん断応力 τ は、

$$\tau = 0.32 F / S \dots\dots\dots (19)$$

である。ただし、ここで S は試料断面積である。またインストロン型試験機のクロスヘッドの変位 y は、

$$y = V_c t \dots\dots\dots (20)$$

で表わされる。

(16), (17), (18), (19), (20) 式から

$$d\tau/dy = A - B \{ (y - \tau/A) / L_0 \}^i (\tau/\tau_0)^m \dots\dots (21)$$

となる。ただし、ここで $A = 0.32 K/S$, $B = 0.032 K \cdot L_0 \cdot \beta \cdot b / (S \cdot V_c)$ である。(21) 式は純鉄における理論応力-ひずみ曲線を表わす微分方程式である。この式は、解析的に解くことはできないので RUNGE-KUTTA 法により

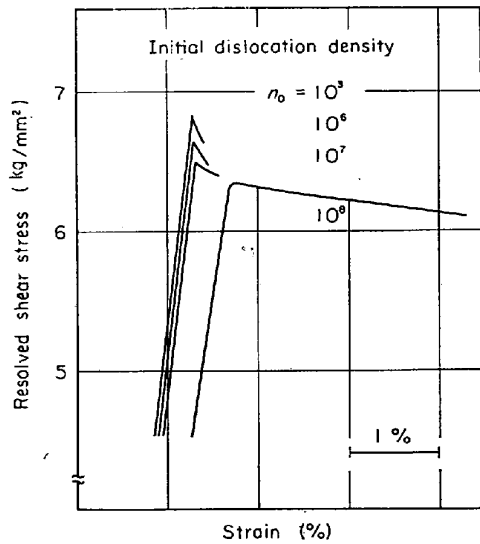


Fig. 17. Effect of initial mobile dislocation density on calculated stress-strain curves.

電子計算機を用いて数値解法により解いた。この場合、 τ と y の初期値を与えなければならないが、(14), (17) 式からわかるように、 y の初期値は初期可動転位密度 n_0 によって決定される。つまり、(21) 式を種々の初期値を与えて解くことにより、理論応力-ひずみ曲線に与える初期可動転位密度 n_0 の影響を知ることができる。そこで、 n_0 を $10^3 \sim 10^9 / \text{cm}^2$ の間で変化させて、(21) 式を解き、Fig. 17 のような結果を得た。ただし、ここで(21) 式の各定数は、Table 1 に示すような値を用いた。

ここに得られた理論応力-ひずみ曲線は、Fig. 5 に示した [111] ウィスカーの応力-ひずみ曲線によく似ており、また Fig. 17 における初期可動転位密度 n_0 の減少が、上降伏点と降伏点降下率を高める傾向と、Fig. 5 における断面積の減少が、上降伏点と降伏点降下率を高める傾向とがよい一致を示した。

また、Fig. 12 に示した [111] ウィスカーの繰返し引張試験における、第 2 回目の引張時の上降伏点および降伏点降下率が第 1 回目のそれらより低いという事実を、第 1 回目の引張りひずみによって結晶中の可動転位密度が増加したためであると考え、Fig. 17 に示された結果とよい対応を示す。

4.3.2 クリープ曲線におよぼす効果

JOHNSTON-GILMAN 理論によるクリープ曲線の算出は、応力-ひずみ曲線の算出の時と同様の仮定で求められる⁸⁾。ただ、(16) 式は加工硬化の影響を考慮して書きなおされる。すなわち、

$$\dot{\epsilon} = 0.1 n b \beta \epsilon^i (\tau_a / \tau_0 - H \cdot \epsilon / \tau_0)^m \dots\dots\dots (22)$$

となる。ただし、ここで τ_a は作用せん断応力、 H は加工硬化係数である。

4.3.1 で行なつたと同様、初期可動転位密度 n_0 を $10^5 \sim 10^7 / \text{cm}^2$ の間で変化させて(22) 式を解き、Fig. 18(a) のような結果を得た。この結果から明らかなように、初期可動転位密度はクリープ曲線に大きな影響を与えない。

また、加工硬化係数 H を $0.1 \sim 0.4$ の間で変化させて(22) 式を解いた結果、Fig. 18(b) のようになり、 H の大きいものは、少ないひずみ量で曲線が飽和した。Fig. 13, Fig. 15 と対応させると、断面積の小さいウィスカーは、加工硬化係数が大きくなければならないが、引張

Table 1. Values of constants used for the solution of the equation (21).

K kg/mm ²	S mm ²	L_0 mm	b Å	β cm ⁻²	V_c mm/min	τ_0 kg/mm ²	i	m
15.0	9×10^{-4}	3.0	2.48	2.0×10^{-9}	0.5	10.2	0.7	35.0

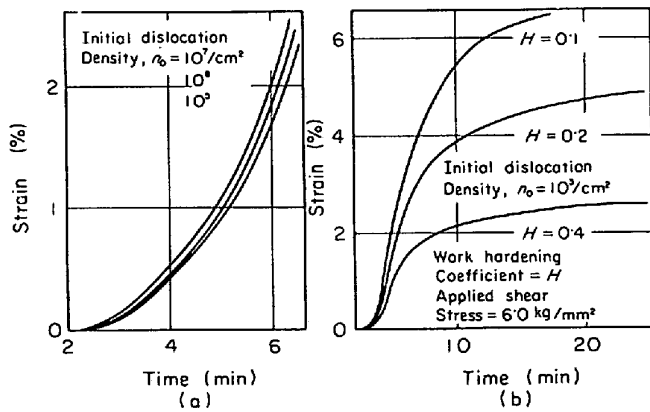


Fig. 18. Effect of initial mobile dislocation density and work hardening coefficient on calculated creep curves.

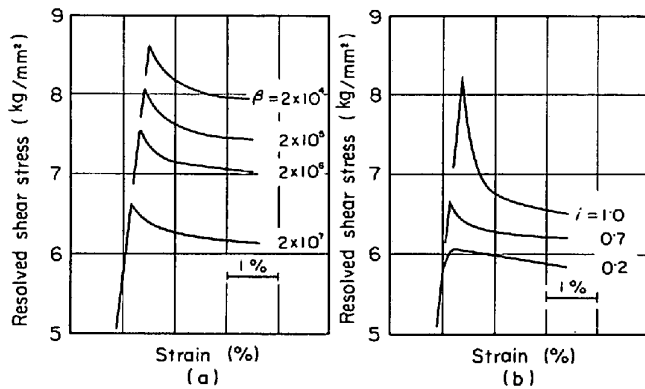


Fig. 19. Effect of β , i on calculated stress-strain curves.

試験の結果からは、そのような事実は認められない。

4.4 断面積の減少にともなう転位増殖率の減少

4.4.1 上降伏点および降伏点降下率におよぼす効果

4.3項でJOHNSTON-GILMANの理論応力-ひずみ曲線におよぼす初期可動転位密度の影響を考察した際、(21)式の定数のうち β と i の値は、HAHN¹³⁾の報告から引用したが、この β と i の値は、結晶中の転位の増殖率を表わす定数である。つまり、 β の値が小さい、あるいは i の値が大きいことは、いずれも転位の増殖が起こりにくいことを意味している。ところでウイスキーの断面積が減少すると、結晶中のすべり面の面積が減少し、また格子欠陥濃度が減少するためにすべり面上の応力場の均一性が高くなると考えられる。これらのことは、いずれも1本の転位がすべり面上の一端から他端へ抜ける途中で交さすべりを起こして転位を増殖する確率を低くする効果をもっている。したがって、断面積の小さいウイスキーでは、転位の増殖が起こりにくい、つまり、細いウイスキーについての β と i の値は、バルクの純鉄で測定され

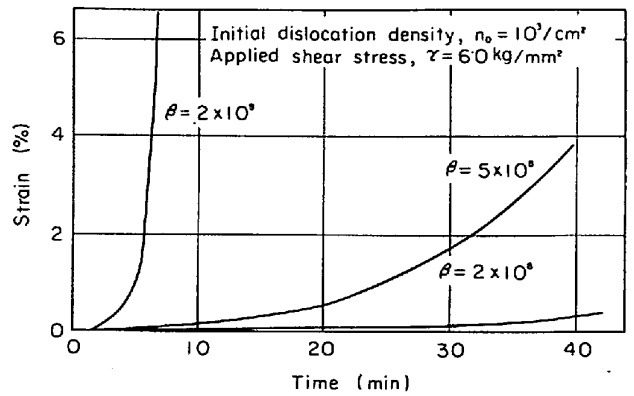


Fig. 20. Effect of β on calculated creep curves.

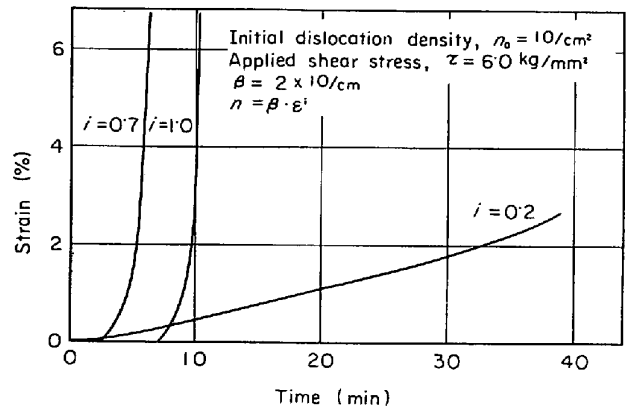


Fig. 21. Effect of i on calculated creep curves.

た値と異なっている可能性がある。

転位増殖率の変化が、理論応力-ひずみ曲線にどのような影響を与えるかを調べるために、 β を $2 \times 10^4 \sim 2 \times 10^7$ 、 i を $0.2 \sim 1.0$ の間で変化させて、(21)式を解きFig. 19のような結果を得た。Fig. 19(a)から明らかのように、 β の減少は上降伏点の増大をもたらす、 i の増加は上降伏点と降伏点降下率の増大をもたらす。よって鉄ウイスキーの断面積の減少が、転位増殖率の減少をもたらすと仮定すると、鉄ウイスキーの断面積の減少が、上降伏点および降伏点降下率を増大させる傾向を説明できる。

4.4.2 クリープ曲線におよぼす効果

JOHNSTON-GILMANの理論クリープ曲線におよぼす転位増殖率の影響を調べるために、4.4.1項と同様、 β を $2 \times 10^4 \sim 2 \times 10^8$ 、 i を $0.2 \sim 1.0$ の間で変化させて、(22)式を解き、 β と i についてそれぞれFig. 20, Fig. 21に示すような結果を得た。 β を小さくすると曲線の立上りは、ゆるやかになり、潜伏期間が表われる。このことは、Fig. 14に示される[111]ウイスキーのクリープ曲線におよぼす断面積の減少の効果とよい対応を示す。また、 i を大きくすると潜伏期間は長くなるが、曲線の立上りは急になり、Fig. 15に示される[111]ウイスキーのク

リープ曲線におよぼす断面積減少の効果と理論クリープ曲線におよぼす i の増大の効果は対応しない。

5. 結 論

[100] および [111] 成長方位をもつ鉄ウィスカーの引張試験およびクリープ試験を行ない、つぎのような結論を得た。

(1) [100], [111] ウィスカーともに、断面積の減少にともない、弾性限、上降伏点、および降伏点降下率が高くなる。

(2) [111] ウィスカーでは、見かけ上加工硬化がまったく起こらず、応力-ひずみ曲線は、JOHNSTON-GILMAN 理論から求められる曲線によく似ていた。

(3) [111] ウィスカーでは、繰返し引張試験の結果、一度降伏点を越えて変形させて除荷した後、再度変形させると上降伏点および降伏点降下率は 1 回目より低下した。

(4) 常温におけるクリープ試験の結果、[111] ウィスカーは、高応力下では加工硬化せず、断面積の小さいものは、クリープ曲線に一定の潜伏期間があらわれ、その後ゆるやかに変形を開始した。

(5) 上降伏点がウィスカー断面積の減少にともない増大する傾向は、ウィスカー表面の非常に薄い酸化層が破壊する点が、上降伏点であるとする、酸化層に向かっつての転位の堆積による応力集中とウィスカー断面積の関係によつて説明することができる。

(6) JOHNSTON-GILMAN 理論を純鉄に適用し、応力とひずみ、およびひずみと時間（一定応力下での）の関

係を示す理論式を導き、この式を初期可動転位密度、および転位増殖率を表わす定数を変化させて解いた。そして、理論応力-ひずみ曲線、および理論クリープ曲線と実験で得られた鉄ウィスカーの応力-ひずみ曲線、およびクリープ曲線に対応させた結果、ウィスカーの断面積の減少にともないウィスカー中の初期可動転位密度と転位増殖率が減少すると仮定すると、上述した(1)~(4)の実験結果をよく説明できることが判明した。

文 献

- 1) S. S. BRENNER: J. Appl. Phys., 27 (1956) 12, p. 1484
- 2) K. YOSHIDA, et al.: J. Phys. Soc. Japan, 24 (1968) 5, p. 1055
- 3) M. N. SHETY: *ibid.*, 24 (1968) 6, p. 1264
- 4) S. S. BRENNER: J. Appl. Phys., 28 (1957) 9, p. 1023
- 5) S. Z. BOKSHEIN, et al.: Soviet Physics-Solidstate, 8 (1966) 3, p. 552
- 6) 大蔵明光, ほか: 鉄と鋼, 57 (1971) 10, p. 1714
- 7) W. G. JOHNSTON: J. Appl. Phys., 33 (1962) 9, p. 2716
- 8) W. G. JOHNSTON and J. J. GILMAN: J. Appl. Phys., 30 (1959) 2, p. 129
- 9) A. BOND: Chem. Revs., 52 (1953), p. 417
- 10) J. WEERTMAN and J. R. WEERTMAN: 訳中村正久 基礎転位論, [丸善] p. 126
- 11) S. S. BRENNER and G. W. SEARS: Acta Met., 4 (1956) 5, p. 268
- 12) 鈴木秀次: 鉄と鋼, 53 (1967) 12, p. 1442
- 13) G. T. HAHN: Acta Met., 10 (1962) 8, p. 727
- 14) D. F. STEIN and J. R. Low, Jr.: J. Appl. Phys., 31 (1960) 2, p. 362