高温圧延されたアルフェル合金のヤング弾性率

沼 倉 健 一*

Ken'ichi Numakura: Young's Modulus of Hot-Rolled "Alfer" Sheet.

The elastic anisotropy of hot-rolled "Alfer" sheets was studied. The young's modulus of "Alfer" sheet was found closely dependent upon the roll direction, and the Young's modulus vs. roll direction curve showed a maximum in cross direction, another maximum in 15° (165°) direction, and a minimum in 45° (135°) direction to the roll direction. In the case of a specimen with lower degree of roll reduction, the maximum in 15° (165°) direction became gradually smaller with rise of heating temperature, and finally disappeared at higher temperature. The Young's modulus in each direction parabolically decreased with the rise of heating temperature. Furthermore, the general theoretical expression was presented for Young's modulus of rolled b.c.c. magnetic substance, and Young's modulus in θ direction of grain-oriented polycrystalline sheet E^θ was found to be expressed as follows.

$$\left(\frac{1}{E^\theta}\right) = \sum_{i=1}^n K_{\{100\}i} \frac{1}{E_{\{100\}(\varphi \sim \varphi)}} + \sum_{i=1}^n K_{\{110\}i} \frac{1}{E_{\{110\}(\eta \sim \theta)}} + \left(\frac{1}{E_{\{A\}}}\right) \cdot h_{\{A\}}, h_{\{100\}} = \sum_{i=1}^n K_{\{100\}i},$$

$$h_{\{100\}} + h_{\{110\}} + h_{\{A\}} = 1.$$

Where, φ and η are the angle between the principal direction $\langle 100 \rangle$ and roll direction in the $\{100\}$ or $\{110\}$ planes parallel to roll plane respectively, and $h_{\{100\}}$, $h_{\{110\}}$ and $h_{\{A\}}$ are the fractions of grain numbers having the principal plane $\{100\}$, $\{110\}$ and the others parallel to roll plane respectively. $\{A\}$ means random orientation. $K_{\{100\}i}$ and $K_{\{110\}i}$ are the fractions of above planes taking the angle of φ or η to the principal direction respectively. Using the above equation and the elastic coefficients S_{ik} obtained by the author, and assuming the same crystal orientation as in the case of magnetostriction, the theoretical young's modulus was calculated. A good agreement existed between the theoretical and the experimental results.

(Received March 20, 1961)

I. 緒 言

すでに、前論文⁽¹⁾において述べたように、アルフェル合金の熱間圧延板は圧延およびその後に行う焼鈍によつて発生した結晶配列の異方性のために、測定方向によつて磁歪が著しく変化し、また加熱温度によつても可成り変化する

ことが判つた。ところで、物質内の内部応力 σ_i は、飽和磁歪 λ_s とヤング弾性率 E との相乗積で表わされ、三者の間には、密接な関係が存在する。またアルフェル合金の磁歪振動子としての利用を考慮すると弾性特性を決定することは実用面からいっても極めて大切なことである。

さて、Kuczynski⁽²⁾ は面心立方格子金属、例えば、Cu, Ag, Au 等を繰引きすると、その線軸に平行して、 $\langle 111 \rangle$ (2) G.C.Kuczynski: Nature, 165 (1950), No.4197.

* 東北大学金属材料研究所

(1) 沼倉：本誌，25 (1961), 732.

或いは $\langle 100 \rangle$ 方向の微結晶からなる二重繊維構造を示すことから⁽³⁾次のような実験式を呈示している。

$$1/E = X_{111}/E_{111} + X_{100}/E_{100} \quad (1)$$

ここで、 E はヤング弾性率の観測値で、 X_{111} 、 X_{100} はそれぞれ $\langle 111 \rangle$ および $\langle 100 \rangle$ 方向に向いた線中結晶の割合である。

しかし、アルフェル合金圧延板のように、体心立方格子合金においては再結晶繊維構造がやや複雑で、事実上則した理論表示はそう簡単ではなく、一般磁性材料の圧延板に対する弾性異方性の理論的表示式は著者の知る範囲では未だ見当らない。従つて著者は得られた弾性異方性に対して理論表示を試みた。

II. 試料および測定方法

試料は前論文⁽¹⁾に用いた A・F-2 および A・F-3 試料と同じものである。

測定方法は、従来用いてきた静的な撓曲法である。

III. 測定結果および考察

Fig. 1 は A・F-2 試料を圧延の儘の状態から 1000°C ま

Fig. 1 Young's modulus, E , vs. roll direction curves for variously heat-treated A・F-2 specimens.

で、500°, 600°, 800°, 1000°C の各温度で 1 時間加熱し炉冷した場合のヤング弾性率と圧延方向との関係を示したものである。図から判る通り、ヤング弾性率の圧延方向に対する方向依存性は極めて著しく、また、加熱温度によつても曲線の傾向が多少変化する。各熱処理段階において、共通しておる点は圧延方向に直角な方向が極大を示し、この方向を中心として 0, 180° 両方向が対称的であることである。圧延の儘では、15° (165°) 方向に、もう一つの極大が存在し、30° (150°) 方向に一つの極小が存在していたが、500°, 600°C と加熱温度が高くなるにつれて、極大の山が次第に小さくなり、800°C 以上になると、最早や極大は消失する。そして 1000°C で 1 時間加熱したものは比較的単純且平坦な曲線となる。Fig. 2 には、圧延率の大きい A・F-3 試料の実験結果を示す。この場合にも、異方性の傾向は前者と大同小異であるが、1000°C で 1 時間加熱してもなお圧延の儘の傾向が保たれている。すなわち、15° (165°) 方向

に一つの極大と 45° (135°) 方向に一つの極小が存在し、加熱による傾向変化は殆んど認められない。この圧延による

Fig. 2 Young's modulus, E , vs. roll direction curves for variously heat-treated A・F-3 specimens.

弾性異方性の発生原因は熱間圧延によつて発生した二重繊維構造と、再結晶温度以上に加熱したことによつて新たに発生した再結晶繊維構造とに存在するものと考えられる。また、A・F-2 試料においては、加熱温度が高くなるにつれて、15° (165°) 方向の極大値が漸次減少しやがて消失してしまうが、これは A・F-3 試料に比べて圧延率が低いために、再結晶繊維構造が優先するためと考えられる。

Fig. 3 には、A・F-2 試料の三つの代表方向として 0°, 45°, 90° 方向のヤング弾性率と加熱温度との関係を示した。曲線の傾向はいずれも極めてよく類似しており、加熱温度の上昇と共に抛物線的に減少している。変化の度合は 90° 方向が一番大きく、45° 方向がこれに次ぎ、0° 方向が一番小さい。

Fig. 3 Young's modulus, E , vs. heating temperature curves for A・F-2-1 (0°), -4 (45°), and -7 (90°) specimens.

このように加熱によつてヤング弾性率が低下するのは加工によつて蓄えられた内部応力が漸次弛緩することと、再結晶による結晶粒の反転、転位の消長、規則化等の諸現象が複雑に作用し合っているためと考えられる。

さて、アルフェル磁歪合金は一定方向の熱間圧延および熱処理を繰り返すことによつて、内部結晶粒を回転させ、容易磁化方向を或る特定方向に集中配列させることが出来る。また一般に圧延磁性材料では、或る特定面が圧延面に平行となる。従つて、この種の圧延材では構成微結晶の結晶学的な面と圧延面との平行関係を求めればよい。

(3) E. Schmid, G. Wassermann: Z. Phys., **42** (1927), 779.

いま、圧延面に {100} 面が比較的僅少な角度で一致している結晶粒を {100} 結晶、{110} 面が一致しているものを {110} 結晶と称し、このいずれにも属さないものを均等分布の結晶と称することにする。

さて、立方晶系におけるヤング弾性率は {100}, {110} の各主要面内では、それぞれ次式で示すことが出来る。

$$1/E_{\{100\}} = S_{11} - 1/4(S_{11} - S_{12} - 1/2 S_{44})(1 - \cos 4\varphi) \quad (1)$$

$$1/E_{\{110\}} = S_{11} - 1/2(S_{11} - S_{12} - 1/2 S_{44})(1 + 2 \cos^2 \eta - 3 \cos^4 \eta) \quad (2)$$

ここで、 φ は {100} 面内における $\langle 100 \rangle$ 方向よりの角度、 η は {110} 面内における $\langle 100 \rangle$ 方向よりの角度である。

従つて、均等群に対するヤング弾性率を $E_{\{A\}}$ とし、{100} 結晶、{110} 結晶および均等群結晶が圧延面と比較的僅少差で平行となる数の確率をそれぞれ $h_{\{100\}}$, $h_{\{110\}}$, $h_{\{A\}}$ とすれば、求めようとする異方性多結晶圧延板の θ 方向のヤング弾性率 $(1/E)_{\theta}$ は、

$$(1/E)_{\theta} = (1/E_{\{100\}})_{\theta} \cdot h_{\{100\}} + (1/E_{\{110\}})_{\theta} \cdot h_{\{110\}} + (1/E_{\{A\}})_{\theta} \cdot h_{\{A\}} \quad (3)$$

$$\text{但し } h_{\{100\}} + h_{\{110\}} + h_{\{A\}} = 1$$

次に、 φ または η なる角度を有する面の数の割合をそれぞれ $K_{\{100\}i}$, $K_{\{110\}i}$ とすれば

$$(1/E)_{\theta} = \sum_{i=1}^n K_{\{100\}i} 1/E_{\{100\}}(\varphi_i \sim \theta) + \sum_{i=1}^n K_{\{110\}i} 1/E_{\{110\}}(\eta_i \sim \theta) + (1/E_{\{A\}})_{\theta} \cdot h_{\{A\}} \quad (4)$$

また、 $E_{\{A\}}$ の値は、著者らが先に求めた均等分布に対するヤング弾性率の表示式 (5) から求めることが出来る (4)。

$$1/E_{\{A\}} = 1/26(9/E_{\langle 100 \rangle} + 17/E_{\langle 111 \rangle}) \quad (5)$$

従つて、Table 1 に示した結晶分布を仮定し、著者が先に求めた Fe_3Al 単結晶の弾性恒数 (5) から Voigt の変形係数 S_{ik} を導き、その値を用いて計算を行つた。Fig. 4 には、このようにして得られた計算値と、著者が求めた実験値を示す。実験値は A・F-3 試料を 1000°C で 1 時間熱処理した後の測定結果である。

(4) Y. Shirakawa, K. Numakura: Sci. Rep. RITU, A10(1958), 51.

(5) K. Numakura: J. Phys. Soc. Japan, 16(1961), 2344.

IV. 総 括

圧延率の異なる 2 種のアルフェル合金圧延板を用い、圧延状態から焼鈍温度を種々変え、ヤング弾性率を測定し、

Table 1 Crystal orientations used for calculation.

$$h_{\{100\}} : h_{\{110\}} : h_{\{A\}} = 4 : 4 : 2$$

i	φ_i	$K_{\{100\}i}$	η_i	$K_{\{110\}i}$
1	0°	0.06	0°	0.16
2	45°	0.28	45°	0.16
3	90°	0.06	90°	0.08

Fig. 4 Young's modulus, E vs. roll direction curves. Full line: experiment, Dotted line: theory.

次の結果を得た。

(1) 高温圧延されたアルフェル合金のヤング弾性率は圧延方向に対する方向に著しく依存し、そしてその曲線の傾向は圧延方向に直角な方向が極大を示し、 15° (165°) 方向に一つの極大と、 45° (135°) 方向に一つの極小が存在する。

(2) 圧延率の比較的低い試料では、加熱温度の上昇につれて、 15° (165°) 方向の極大が漸次小さくなり、遂には消失する。

(3) 各方向のヤング弾性率は加熱温度が上昇すると共に抛物線をえがいて減少する。変化の度合は 90° 方向が大きく、 0° 方向が小さい。

(4) 体心立方格子を有する圧延磁性材のヤング弾性率に対する表示式を求めた。この表示式を用いて計算した結果は測定値と定性的に一致した。

終りに本研究の遂行に当つて、終始御鞭撻御指導を賜わつた白川勇記教授に心から深謝の意を表する。