

## 論 文

UDC 669.14.018.8-157.8 : 669.15'24'26-194 : 538.22 : 539.22

冷間圧延後時効した 17-7 PH 鋼の機械的および  
磁氣的性質の異方性\*

木村 康夫\*\*・山根 孟洋\*\*\*・豊田 収\*\*\*

Anisotropies of Mechanical and Magnetic Properties in a Cold-Rolled  
and Aged 17-7 PH Steel

Yasuo KIMURA, Takehiro YAMANE, and Osamu TOYODA

## Synopsis:

In a cold-rolled and aged 17-7 PH spring steel, the relations between the anisotropies of mechanical and magnetic properties and textures have been investigated.

The rolling textures of martensite in 17-7 PH steel consist chiefly of two principal components,  $\{211\}\langle 011\rangle$  and  $\{100\}\langle 011\rangle$ , which are similar to those in mild steel. After aging the cold-rolled 17-7 PH steel, new component is not found in martensite, but a new component near  $\{113\}\langle 211\rangle$  appears in austenite transformed reversely from martensite.

After aging the cold-rolled 17-7 PH steel at around 500°C, the highest values of tensile strength and Young's modulus are obtained in the transverse direction to the rolling direction of sheet, and the highest residual induction is observed in the rolling direction.

The magnetic torque curves of cold-rolled 17-7 PH sheet show the cubic anisotropy. However, uniaxial anisotropy increases rapidly by subsequent aging at around 650°C and the easy direction of magnetization is parallel to rolling direction.

It may be concluded that the good spring material with ferromagnetism is obtained, when the iron-base alloys having semi-hard magnetic property and high Young's modulus are cold-rolled, cut parallel to the rolling direction and aged in the temperature range when the residual induction is increased and at the same time the coercive force is decreased.

(Received Apr. 3, 1971)

## 1. 緒 言

現在、機器用ばね材料としては非磁性のベリリウム銅、洋白などの銅合金が主として用いられている。一方、ステンレス鋼は耐食性がよく、疲れ強さが大きく、クリープしにくいという優れた性質を有するため、最近ばね材料として使用量が増加してきている。これらのばね用ステンレス鋼は冷間加工後時効して使用されるために通常磁性を有することが一つの欠点となっている。

しかし、電子交換機の小型クロスバスイッチの一つとしての保持ヒンガ材は直接電磁氣的に駆動して高速に確実に作動することが要求される。そのためには磁性を有することが望ましく、この方面に利用されるばね材料としてステンレス鋼が注目され出し、ステンレス鋼、Fe-Ni 系合金などの磁性についていくつかの報告<sup>1)~5)</sup>があ

る。

ここでは代表的なばね用ステンレス鋼 17-7 PH 鋼を取り上げ、冷間圧延の際に生じた機械的性質と磁氣的性質の異方性が時効によつていかに変化するかを調べた。さらにこれらの異方性と集合組織との関係、強磁性ばね材料の特徴などについて述べる。

## 2. 実験方法

17-7 PH 鋼は真空高周波誘導炉で、電解鉄、フェロクロム、電解ニッケル、電解マンガン为原料として用い、100 kg 溶解後真空中で鑄造した。鑄塊は熱間鍛造後厚さ 3.5 mm、幅 250 mm に熱間圧延した。1100°C で

\* 昭和46年4月3日受付

\*\* 三菱製鋼(株)技術研究所 工博

\*\*\* 三菱製鋼(株)技術研究所

Table 1. Chemical composition of 17-1 pH steel used (%).

Ni	Cr	Al	Mn
6.80	17.51	1.30	0.71
Si	C	S	P
0.38	0.02	0.008	0.016

溶体化処理後最小厚さ 0.22 mm, 圧延率 94%まで冷間圧延した. なお 17-7 PH 鋼の化学分析結果は Table 1 に示すとおりである.

試験片は圧延方向に対して平行方向(0°方向), 45°方向, 直角方向(90°方向)の3方向にそれぞれ平行に切出した.

硬さはマイクロビッカース硬さ計を用い測定した. 引張試験はインストロン型試験機を用いて引張速度 1 mm/min で行なった. 縦弾性係数 E は 10×65 mm に切断した試験片について高力板ばね試験機を用いて測定した.

磁性測定は 10×50 mm 試験片にサーチコイルを巻き, つぼ型電磁石にはさんで自記磁束計によって行なった. 磁場 500 Oe で飽和まで磁化されると見なし, 飽和磁束密度  $B_s$  は磁場 500 Oe における磁束密度  $B_{500}$ -500 G によって求めた. また磁気トルクは 15 mm 径の円板試験片を 2000 Oe の磁場中につきし磁気トルク計で測定した.

集合組織は表面をわずかに腐食した試料について, 対陰極として Fe を用い反射法 (Schulz 法) により 60°まで測定した.

### 3. 実験結果

#### 3.1 圧延による硬さと磁性の変化

17-7 PH 鋼の硬さが圧延率によっていかに変化するかを Fig. 1 に示した. 圧延率が増加すると硬さは徐々に上昇し, 500°C で 1 時間時効するとビッカース硬さで 150~200 ほど圧延状態の値よりも増加する.

17-7 PH 鋼の磁性の圧延率による変化を Fig. 2 に示した. 1100°C で 1 時間溶体化処理後冷却した場合の飽和磁束密度  $B_s$  は 8100 G で, ついで 30% 圧延すると  $B_s$  は 13800 G に上昇する. さらに圧延率を上げても飽和磁束密度はほぼ一定である. 飽和磁束密度は強磁性相の量に比例するから, 17-7 PH 鋼は溶体化処理では非磁性オーステナイト  $\gamma$  相がかなり残留しているが, わずか 30% 圧延でほぼ完全に強磁性マルテンサイト  $\alpha'$  相

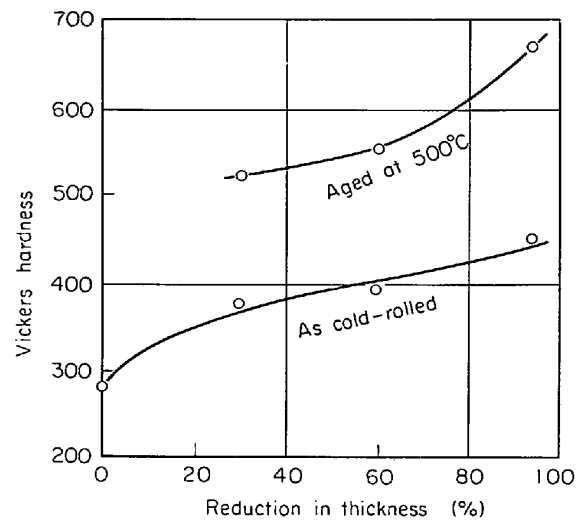


Fig. 1. Effect of reduction in thickness on the hardness of 17-7 PH steel.

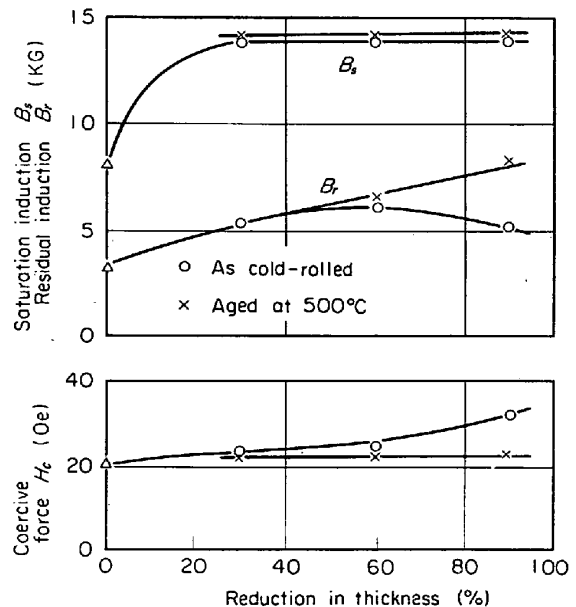


Fig. 2. Effect of reduction in thickness on the magnetic properties of 17-7 PH steel.

となるのがわかる.

また, 圧延方向に対して平行方向に測定した残留磁束密度は圧延状態のままでは圧延率 60% 付近で最高値をとるが, 500°C 時効後には圧延率の増加とともに上昇する. 圧延後 500°C で時効すると圧延状態よりも残留磁束密度は上昇するが, 保磁力は低下する. なお, 500°C 時効後の保磁力は圧延率によらずほぼ一定である.

#### 3.2 強圧延後時効による機械的性質の変化

##### 3.2.1 硬さ

94%冷間圧延後時効したときの 17-7 PH 鋼の硬さの変化を Fig. 3 に示した. 冷間圧延状態のビッカース硬さは 440 であるが, 時効温度が上昇するほど硬化し,

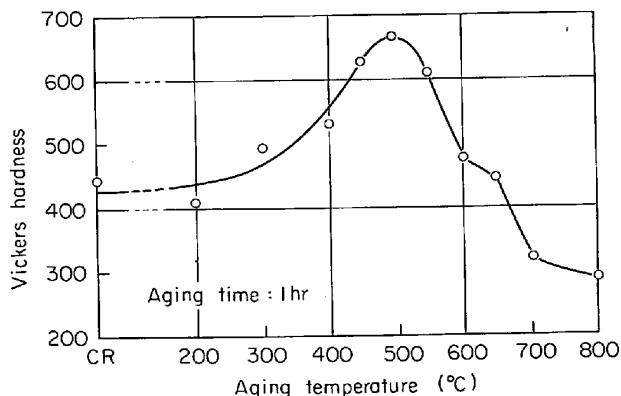


Fig. 3. Effect of aging on the Vickers hardness in 94% cold-rolled denoted as CR 17-7 PH steel.

500°C 付近の時効では 660 に達する。550°C を越えてから軟化するのはい部の  $\alpha'$  相が  $\gamma$  相に逆変態することが主因と思われる。

### 3.2.2 引張強さ

17-7 PH 鋼を 94% 圧延後時効したときの引張強さ  $\sigma_B$  の変化を Fig. 4 に示す。時効による  $\sigma_B$  の変化は硬さと同様な傾向を示すが、 $\sigma_B$  の値は圧延方向に対して直角方向、平行方向、45° 方向の順に小さくなる。引張強さが方向によつて異なるのは引張方向による結晶粒の数の違い、集合組織などによるものと思われる。

### 3.2.3 縦弾性係数

17-7 PH 鋼の縦弾性係数  $E$  は 94% 冷間圧延後時効により Fig. 5 に示すような変化をする。縦弾性係数は圧延方向に対して直角方向がもつとも大きく、ついで平行方向、45° 方向の順に小さくなる。最高値は 450°C 付近の時効でえられ、直角方向で 22 700 kg/mm<sup>2</sup>、平行

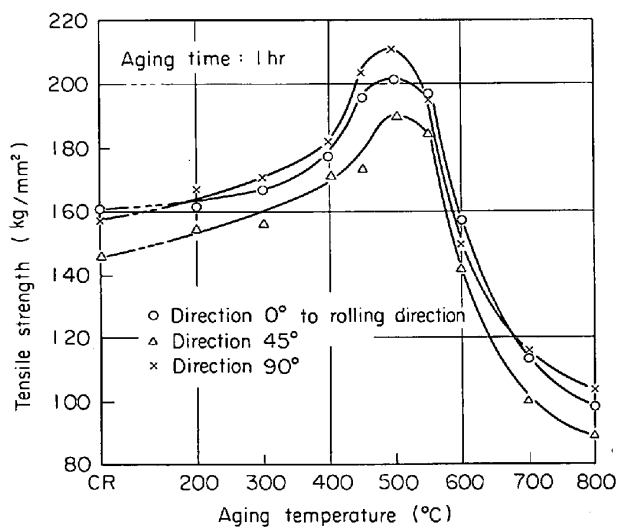


Fig. 4. Effect of aging on the tensile strength in 94% cold-rolled 17-7 PH steel.

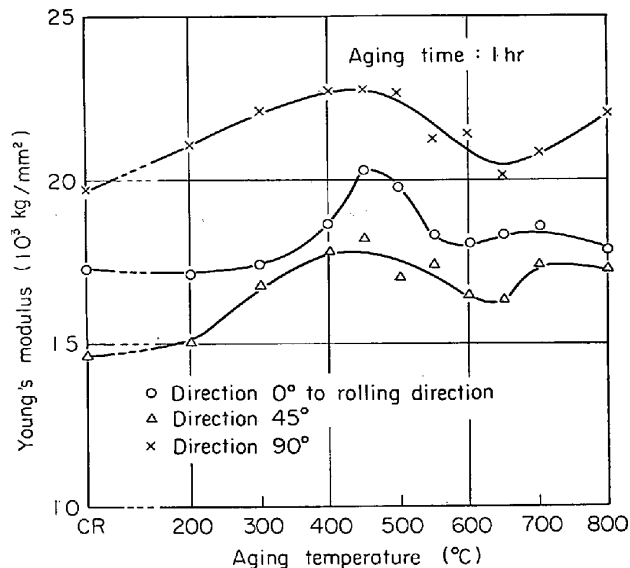


Fig. 5. Effect of aging on the Young's modulus in 94% cold-rolled 17-7 PH steel.

方向で、20 300 kg/mm<sup>2</sup>、45° 方向で 18 100 kg/mm<sup>2</sup> となり、方向によつて非常に差がある。

### 3.3 冷間圧延後時効による磁性的変化

#### 3.3.1 飽和および残留磁束密度と保磁力

17-7 PH 鋼を 94% 冷間圧延後 800°C までの各温度で 1 時間時効したときの飽和磁束密度  $B_s$ 、残留磁束密度  $B_r$ 、および保磁力  $H_c$  の変化を Fig. 6 に示した。

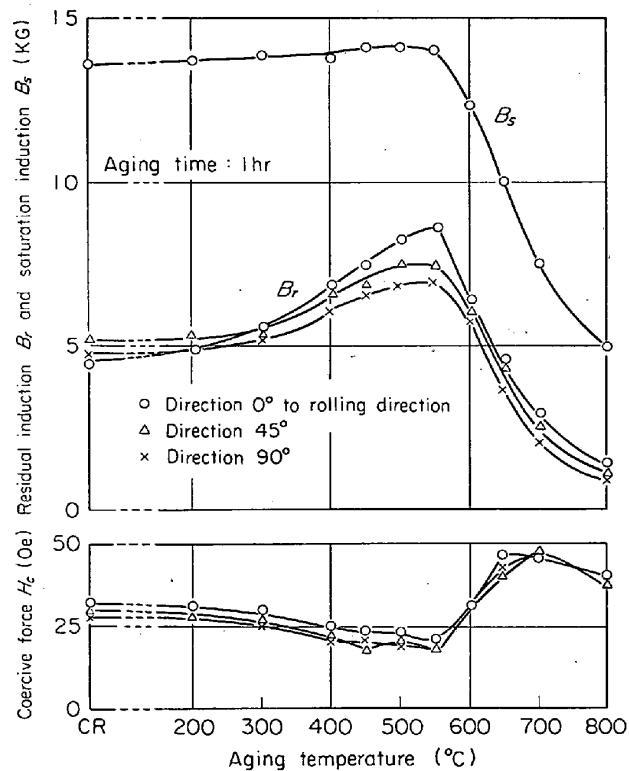


Fig. 6. Effect of aging on the magnetic properties in 94% cold-rolled 17-7 PH steel.

17-7 PH 鋼の飽和磁束密度  $B_s$  は圧延状態で 13 800 G であるが、400~500°C 時効で 14 000 G とわずかに上昇する。さらに時効温度が上昇すると  $B_s$  は低下する傾向がある。残留磁束密度  $B_r$  は 400°C 付近の時効から上昇し 500~550°C 付近で最高値をとり、より高温で時効すると低下する。残留磁束密度は圧延状態で 45° 方向が、300°C より高い温度で時効すると圧延方向が他の方向に比してもっとも高い値を示す。550°C 時効における圧延方向の残留磁束密度  $B_r$  は 8 600 G に達する。このように 600°C を越えた温度で時効すると飽和および残留磁束密度が低下するのは冷間圧延によつて生じた強磁性  $\alpha'$  相が非磁性  $\gamma$  相へ逆変態するためである。

保磁力  $H_c$  は圧延後時効すると徐々に低下し、450~550°C の時効で 20 Oe まで低下するが、保磁力の方向による差はほとんどない。飽和磁束密度が低下する 650~700°C の時効で保磁力の上昇が認められる。強磁性  $\alpha'$  相が非磁性  $\gamma$  相へ逆変態する場合に、非磁性  $\gamma$  相が強磁性  $\alpha'$  相を取り囲み、 $\alpha'$  相が微細化してゆくために保磁力が上昇するものと考えられる。このような挙動は Fe-Co-V(-Cr) 系磁石合金 Vicalloy にも認められている<sup>6)</sup>。

3.3.2 磁気トルク

17-7 PH 鋼を 94% 圧延後 300~700°C の各温度で 1 hr 時効したときの磁気トルク曲線を Fig. 7 に示した。圧延のままでは圧延方向から 37° 方向付近に磁化容易方向があるが、500°C 時効では圧延方向から 30° 方向に磁化容易方向が移る。このように時効温度が高くなるに従い、単軸異方性が増大してきて圧延方向に磁化容易方向が移り、650°C 時効では磁化容易方向が圧延方向に完全に一致する。450~600°C 時効では圧延方向の残留磁束密度が他の方向よりも大きくなるのがトルク曲線から期待されるが、事実 Fig. 6 から明らかなように圧延方向の残留磁束密度がもっとも大きい。

一般にトルク曲線を調和解析すると、

$$L = L_u \sin 2\theta + L_c \sin 4\theta \dots\dots\dots (1)$$

となる。なお  $\theta$  は圧延方向からの角度とする。17-7 PH 鋼を 94% 冷間圧延後時効したときのトルク係数  $L_u$  と  $L_c$  と時効温度の関係を Fig. 8 に示す。 $L_c$  は 400 と 650°C 付近でわずかに増加するが、 $L_u$  の絶対値は時効温度の上昇とともに順次大きくなり、600~700°C で  $2 \times 10^4 \text{ erg/cm}^3$  という大きな値を示すようになる。このように 600~700°C 時効では圧延方向を容易磁化方向とする単軸異方性が支配的となる。

17-7 PH 鋼を強圧延後時効によるトルク係数の変化は冷間圧延可能な永久磁石合金 Vicalloy のトルク係数

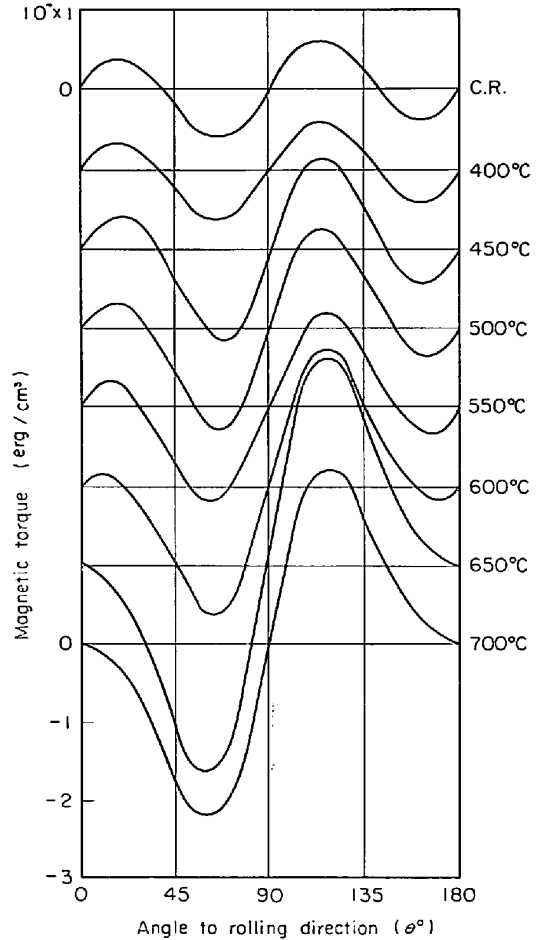


Fig. 7. Changes in magnetic torque curves of 94% cold-rolled 17-7 PH steel by aging.

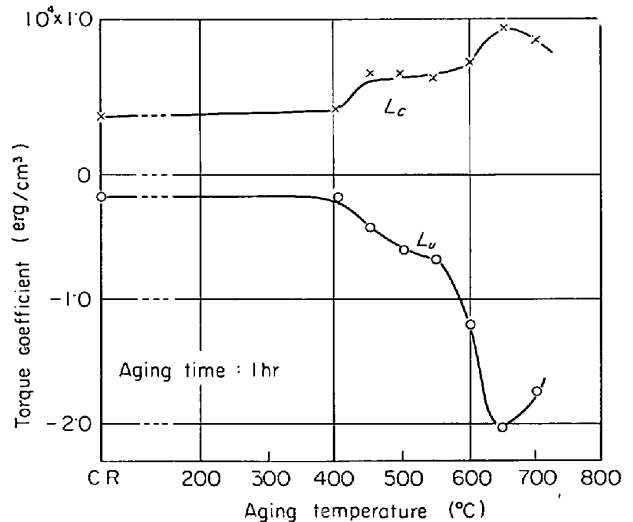


Fig. 8. Effect of aging on the magnetic torque coefficients of 94% cold-rolled 17-7 PH steel.

の挙動に非常によく似ているが、その値は約 1 桁小さい<sup>6)</sup>。

3.4 強圧延後時効による集合組織の変化

94% 圧延した 17-7 PH 鋼の  $\alpha'$  相の {100} および

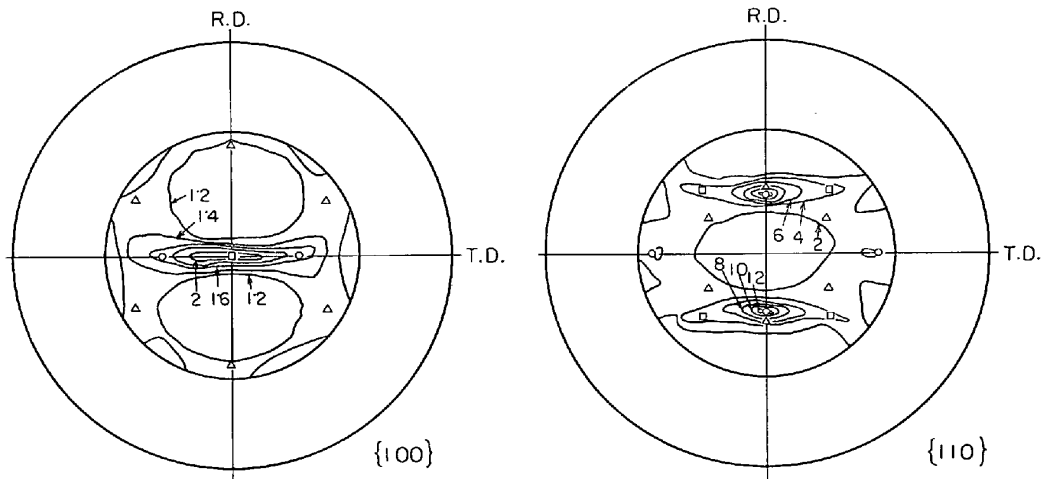


Fig. 9.  $\{100\}$  and  $\{110\}$  pole figures of  $\alpha'$ -phase in 94% cold-rolled 17-7 PH steel.

□ :  $\{100\}\langle 011 \rangle$     ○ :  $\{211\}\langle 011 \rangle$     △ :  $\{111\}\langle 112 \rangle$

$\{110\}$  極点図を Fig. 9 に示す。わずかな圧延率でほぼ完全に強磁性  $\alpha'$  相のみからなっているから、冷間圧延した軟鋼板の極点図と同様な極点図をとることが期待される。軟鋼の圧延集合組織は  $\{111\}\langle 112 \rangle$ ,  $\{211\}\langle 011 \rangle$  および  $\{100\}\langle 011 \rangle$  の主方位をもっている<sup>7)8)</sup>。94% 冷間圧延した 17-7 PH 鋼の集合組織は主として圧延方向を  $\langle 011 \rangle$  方向とする  $\{211\}\langle 011 \rangle$  および  $\{100\}\langle 011 \rangle$  の方位からなっている。

17-7 PH 鋼を 94% 冷間圧延後 500°C および 600°C で時効したときの  $\alpha'$  相の  $\{100\}$  および  $\{110\}$  極点図を Fig. 10 と Fig. 11 にそれぞれ示した。冷間圧延状態の集合組織とほぼ同様である。600°C で時効した場合の  $\gamma$  相の  $\{111\}$  極点図を Fig. 12 に示した。阿部・伊藤・福元<sup>9)</sup> によれば  $\gamma$  相を加工して生じた  $\alpha'$  相の圧延

集合組織をもつ 18-8 ステンレス鋼では焼戻しによつて優先方位のない  $\gamma$  相が  $\alpha'$  相から新たに形成される場合<sup>10)</sup>と残留した  $\gamma$  相の再結晶した方位が再結晶集合組織の主方位となる場合<sup>11)</sup>があるそうである。17-7 PH 鋼を冷間圧延後時効した場合には  $\gamma$  相は  $\{311\}\langle 112 \rangle$  方位に近い弱い集合組織を示しており、18% Cr-12% Ni 鋼を強圧延し、600°C で 30 min 時効したときの集合組織によく似ている<sup>12)</sup>。

#### 4. 考 察

##### 4.1 17-7 PH 鋼の相変態

17-7 PH 鋼を溶体化処理後冷却した場合、飽和磁束密度が 8 100 G であるが、30% 冷間圧延すると 13 800 G になる。わずかな加工によりほぼ完全にマルテンサ

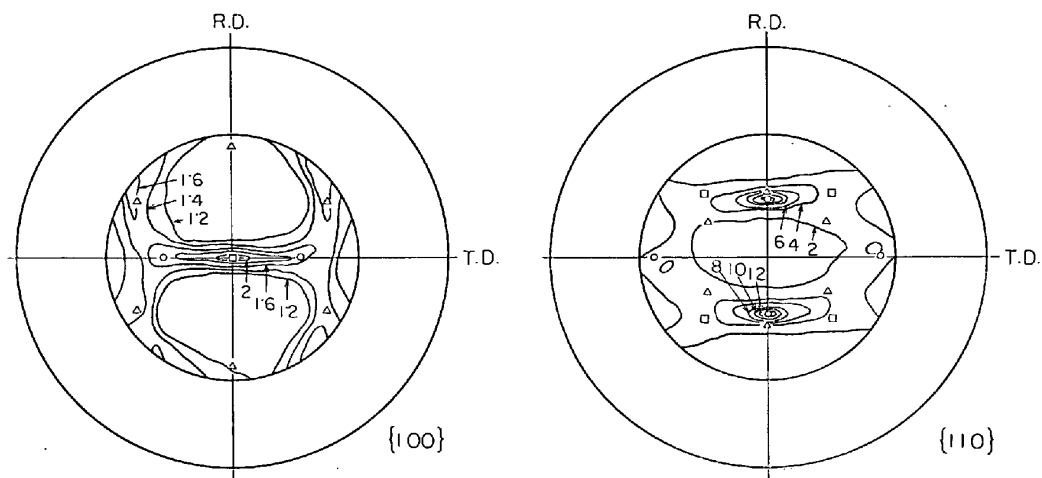


Fig. 10.  $\{100\}$  and  $\{110\}$  pole figures of  $\alpha'$ -phase in 17-7 PH steel which is 94% cold-rolled and aged at 500°C for 1 hr.

□ :  $\{100\}\langle 011 \rangle$     ○ :  $\{211\}\langle 011 \rangle$     △ :  $\{111\}\langle 112 \rangle$

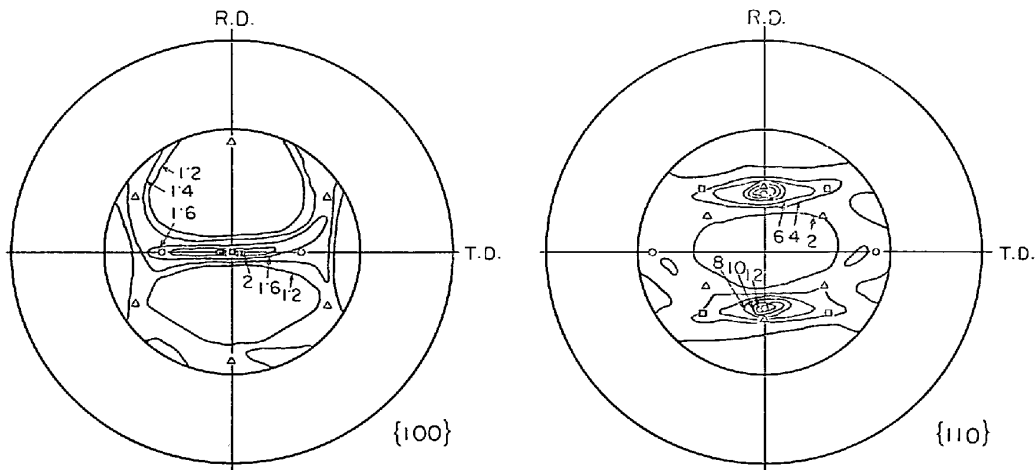


Fig. 11. {100} and {110} pole figures of  $\alpha'$ -phase in 17-7 PH steel which is 94% cold-rolled and aged at 600°C for 1 hr.

□ : {100}⟨011⟩    ○ : {211}⟨011⟩    △ : {111}⟨112⟩

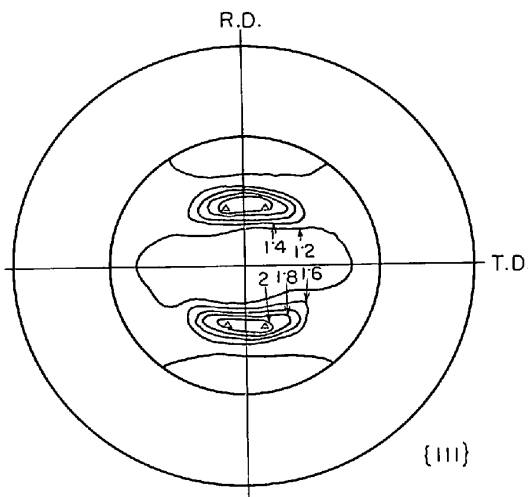


Fig. 12. {111} pole figure of  $\gamma$ -phase in 17-7 PH steel which is 94% cold-rolled and aged at 600°C for 1 hr.

△ : {113}⟨211⟩

イト変態することがわかる。KRAUSS ら<sup>13)</sup>によれば、0.068% C, 17.08% Cr, 7.43% Ni の 17-7 PH 鋼の Ms 点は室温以下である。しかし、湯川・水谷・坂<sup>14)</sup>が <0.01% C-17% Cr-7% Ni 合金の状態図を求めた結果、0.07% C 程度の市販の 17-7 PH 鋼と異なり  $\gamma$  相は室温付近できわめて不安定で、1050°C で溶体化処理後冷却するのみで室温で  $\gamma$  相はほとんど残留せずマルテンサイト組織がえられると報告している。本実験で用いた 17-7 PH 鋼は 0.02% C と低炭素で、しかも Ni が低い方によつてゐるため、本実験の 17-7 PH 鋼の Ms 点は室温以上にあると考えられる。

飽和磁束密度は一般に強磁性相の量に比例する。400~450°C の時効で飽和磁束密度が 200 G ほど増加する

のは多分強圧延後にわずか残留した非磁性  $\gamma$  相が強磁性  $\alpha'$  相に変態するためと思われる。KRAUSS ら<sup>13)</sup>は 17-7 PH 鋼を 370°C で 1 hr 時効すると残留オーステナイトが約 7% 減少することを見出している。また 450~500°C 付近の時効では Ni<sub>3</sub>Al が析出するために硬さが非常に上昇するが、磁性にはほとんど影響を及ぼさないようである。600°C 以上で時効すると飽和磁束密度が低下し、保磁力が上昇する。保磁力の上昇は強磁性  $\alpha'$  相の一部が非磁性  $\gamma$  相に逆変態するためである。

4.2 縦弾性係数と集合組織

18-8 ステンレス鋼を温度を変えて圧延すると高い温度 (800°C 付近) では銅型の集合組織、低い温度 (200°C 付近) では黄銅型の集合組織を示し、さらに室温で圧延すると  $\alpha$  相に変態し、軟鋼の集合組織とほぼ同様な集合組織を示す<sup>15)</sup>。

軟鋼の圧延集合組織は {111}⟨112⟩, {211}⟨011⟩ および {100}⟨011⟩ の主方位をもち、圧延方向と直角方向は Table 2 に示すとおりである。

材料の立方軸からそれぞれ  $\alpha^\circ$ ,  $\beta^\circ$  および  $\gamma^\circ$  の方向の縦弾性係数  $E$  は次式で表わされる<sup>16)</sup>。

$$\frac{1}{E} = \frac{1}{E_{100}} - 3 \left( \frac{1}{E_{100}} - \frac{1}{E_{111}} \right) \times (\cos^2 \alpha \cos^2 \beta + \cos^2 \beta \cos^2 \gamma + \cos^2 \gamma \cos^2 \alpha) \dots \dots \dots (2)$$

Table 2. The rolling textures in body-centered cubic metals.

Texture	Rolling direction	Transverse direction
{100}⟨011⟩	⟨011⟩	⟨011⟩
{211}⟨011⟩	⟨011⟩	⟨111⟩
{111}⟨112⟩	⟨112⟩	⟨011⟩

Table 3. Relation between rolling texture and Young's modulus in the direction at various angles to rolling direction.

Texture	Young's modulus at angles to rolling direction (kg/mm <sup>2</sup> )		
	0°	45°	90°
{100}<011>	22 500	13 500	22 500
{211}<011>	22 500	17 600	29 000
{111}<112>	22 500	22 500	22 500

(2) 式を用いて鉄の <111> 方向の縦弾性係数  $E_{111}=29\,000$  kg/mm<sup>2</sup>, <100> 方向の縦弾性係数  $E_{100}=13\,500$  kg/mm<sup>2</sup> を代入して圧延方向に対して平行方向 (0° 方向), 45° 方向, 直角方向 (90° 方向) の  $E$  を求めると Table 3 のようになる。

{100}<011> の場合,  $E_0=E_{90}>E_{45}$ , {211}<011> の場合  $E_{90}>E_0>E_{45}$ , また {111}<112> の場合  $E_0=E_{45}=E_{90}$  である。本実験の集合組織の測定結果からみると, {100}<011> と {211}<011> が主であるから, 両者が 1:1 の割合で含まれていると仮定すると  $E_{90}=27\,800$  kg/mm<sup>2</sup>,  $E_0=22\,500$  kg/mm<sup>2</sup>,  $E_{45}=15\,600$  kg/mm<sup>2</sup> で  $E_{90}>E_0>E_{45}$  となる。他方, 縦弾性係数測定結果は Table 4 に示す通りで, 実験値は計算値より値が小さいが,  $E_0/E_{90}$  および  $E_{45}/E_{90}$  の比率は比較的よく一致している。

#### 4.3 磁気結晶異方性と集合組織

立方体の結晶磁気異方性エネルギー  $E_k$  は次式で表わされる。

$$E_k = K_0 + K_1(\cos^2\alpha \cos^2\beta + \cos^2\beta \cos^2\gamma + \cos^2\gamma \cos^2\alpha) + K_2 \cos^2\alpha \cos^2\beta \cos^2\gamma \dots \dots (3)$$

なお,  $K_0, K_1, K_2$  はそれぞれ結晶異方性定数を示す代表的な ( $hkl$ ) 面でのトルク  $L = -dE_k/d\theta$  は Table 5 のようになる<sup>17)</sup>。

17-7 PH 鋼を強圧延後時効した場合のトルク曲線を調和解析すると  $\sin 2\theta$  と  $\sin 4\theta$  の項から成っているから, {100}<011> と {211}<011> の集合組織が優先していると思われる。しかし 600~700°C で時効した際に増大する単軸異方性は圧延により誘導された  $\alpha'$  相が逆変態で非磁性  $\gamma$  相により取り囲まれ, 圧延方向に伸びた微

Table 5. Rolling textures and magnetic torques.

Rolling textures	Magnetic torque $L = -dE_k/d\theta$
{100}<011>	$K_1(\sin 4\theta)/2$
{211}<011>	$K_1(-2 \sin 2\theta + 7 \sin 4\theta)/24$ $+ K_2(13 \sin 2\theta - 20 \sin 4\theta + 25 \sin 6\theta)/576$
{111}<112>	$K_2(\sin 6\theta)/18$

細な形になるために生じた磁気異方性と思われる。

強圧延後 500°C で時効した 17-7 PH 鋼の場合には圧延方向を容易磁化方向とする単軸異方性が生じ優先するために圧延方向の磁性が他の方向に比べてよくなる。この場合圧延方向に平行な方向は主として<011> 方向であるから縦弾性係数も割合に大きい。そこでばね特性と磁性がともに良好な強磁性ばね材料としては強圧延後圧延方向に切出し, 500°C 付近で時効したものがよいことになる。

## 5. 総 括

17-7 PH 鋼を圧延率 94%まで冷間圧延した後 800°C までの各温度で時効したときの集合組織, 機械的および磁氣的性質の異方性を測定した結果を総括すると,

1)  $\alpha'$  相の集合組織は {211}<011>, {100}<011> が主方位で, 500~600°C で時効してもほとんど変化しない。また, 600°C 時効によつて生じた  $\gamma$  相は {113}<211> 方位に近い弱い集合組織を示す。

2) 引張強さ, 縦弾性係数の値は圧延方向に対して直角方向, 平行方向, 45° 方向の順に小さくなる。最高値は引張強さでは 500°C 時効, 縦弾性係数では 450°C 時効でえられた。

3) 強圧延後時効したときの残留磁束密度の最高値は 500°C 付近で時効したときにえられた。残留磁束密度は圧延方向に対して平行方向, 45° 方向, 直角方向の順に小さくなる。保磁力は方向によつてほとんど変化しない。

4) 圧延状態の磁気トルクは集合組織から期待されるように主として等軸異方性をもち, 650°C 付近で時効すると圧延方向を容易磁化方向とする単軸異方性が非常に

Table 4. Comparison between the calculated and observed values of Young's modulus.

	Values of Young's modulus (kg/mm <sup>2</sup> )			Ratio (%)	
	$E_{90}$	$E_0$	$E_{45}$	$E_0/E_{90}$	$E_{45}/E_{90}$
Calculated values	25 800	22 500	15 600	87	61
Observed values (as cold rolled)	19 700	17 300	14 700	88	75
Observed values (aged at 500°C)	22 600	19 700	16 700	87	74

優勢となる。

5) 良好な強磁性ばね材料は半硬質磁性を有し、縦弾性係数が高い材料で、強圧延後圧延方向に切出し、残留磁束密度が上昇し保磁力が低下する温度範囲 (17-7 PH 鋼の場合には 450~500°C 付近) で時効を行なうことによりえられる。

#### 文 献

- 1) 木村, 金井, 須田: ばね技術研究会秋期大会 (1968) 講演
- 2) 宮崎, 江上, 石島: 日本金属学会秋期大会 (1968) 講演
- 3) 西畑, 熊谷, 鮎沢, 中山: 同上 秋期大会 (1969) 講演
- 4) 西畑, 熊谷, 三石, 鮎沢, 中山: 電気通信研究所研究実用化報告, 18 (1969), p. 743
- 5) 辺見, 岡田, 伊沢: Fujitsu, 20 (1969), p. 181
- 6) 木村: 日本金属学会誌, 26 (1962), p. 12, 27 (1963), p. 84, Trans. JIM, 4 (1963), p. 22
- 7) J. BENNEWITZ: Arch. Eisenhüttenw., 33 (1962), p. 393
- 8) N. P. GOSS: Trans. ASM, 29 (1941), p. 20
- 9) 阿部, 伊藤, 福元: 日本金属学会誌, 31 (1967), p. 37
- 10) P. BASTIEN and R. MARGERAND: Rev. Metall., 56 (1959), p. 463
- 11) S. R. GOODMAN and H. HU: Trans. Met. Soc. AIME, 233 (1965), p. 103
- 12) M. J. DICKSON and D. GREEN: Materials Science and Engineering, 4 (1969), p. 304
- 13) G. KRAUSS Jr. and B. L. AVERBACH: Trans. ASM, 52 (1960), p. 434
- 14) 湯川, 水谷, 坂: 日本金属学会誌, 31 (1967), p. 846
- 15) S. R. GOODMAN and H. HU: Trans. Met. Soc. AIME, 230 (1964), p. 1413
- 16) C. S. BARRETT: Structure of Metals, (1952), p. 533 [McGraw-Hill Book Co.]
- 17) R. M. BOZORTH: Ferromagnetism (1951), p. 563 [D. van Nostrand Co.]