

## 論 文

UDC 669.14.018.8-41 : 539.22 : 548.23

一方向凝固インゴットから圧延した 18-8 ステンレス  
鋼板の集合組織と異方性\*

木村 康夫\*\*・山根 孟洋\*\*\*

Rolling Textures and Anisotropy in Mechanical and Magnetic Properties  
in Unidirectionally Solidified and Cold-Rolled 18-8 Stainless Steel

Yasuo KIMURA and Takehiro YAMANE

## Synopsis:

18-8 stainless steel ingots solidified unidirectionally were cold-rolled in the longitudinal, transverse and perpendicular directions of columnar crystals.

During cold-rolling to 95% reduction in thickness, all the specimens transform from  $\gamma$  phase to  $\alpha$  phase. This strain-induced transformation proceeds most slowly in the specimen cold-rolled in the direction parallel to the growth direction of columnar crystals.

The cold-rolling textures of  $\alpha$  phase consist mainly of  $\{211\}\langle 011\rangle$  and  $\{100\}\langle 011\rangle$  orientations.  $\{211\}\langle 011\rangle$  orientation is the major component of the specimen rolled in the direction parallel to the growth direction of columnar crystals, whereas it is  $\{100\}\langle 011\rangle$  orientation for the other specimens.

The maximum value of Young's modulus is obtained by cold-rolling and subsequent tempering at 550°C. Lowering of saturation magnetization, rise of coercive force, and increase in the magnetic anisotropy by tempering at around 600°C are supposed to be correlated with the shape anisotropy of ferromagnetic  $\alpha$  phase in non-magnetic  $\gamma$  phase, formed by reverse transformation.

(Received May 15, 1971)

## 1. 結 言

金属の機械的性質，磁氣的性質などは一般に結晶方向により異なつた値を示す。そこで金属材料の性質を改善する一つの方法として工業的に金属材料の集合組織を規制することが重要であり，多くの研究がなされている<sup>1)2)</sup>。インゴットに生ずる柱状晶は熱流方向に平行に金属の特定の結晶軸が整列した単純繊維組織を示す。たとえば立方晶金属では柱状晶の長く伸びた方向が $\langle 001\rangle$ 軸に平行である。アルニコ鑄造磁石合金では $\langle 001\rangle$ 方向が容易磁化方向であるから，柱状晶の伸びた方向に磁場方向を一致させ，熱処理すると優れた磁性がえられる<sup>3)4)</sup>。磁性改善のために一方向凝固はよく利用されている<sup>5)</sup>また一方向凝固したニッケル基超合金ではクリープ強度が上昇し，現にタービン翼などに利用されている<sup>6)7)8)</sup>。このほかに低合金鋼を一方向凝固した鑄造品は延性と疲れ限度が普通の鑄造品に比較して優れているという報告<sup>9)10)</sup>があるが工業的にはほとんど利用されていないようである。

機器用ばね材料として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に用いられている。これらのばね用ステンレス鋼は一般に冷間加工後焼戻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つている。しかし電子交換方式による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で確実に作動することが要求される。このため磁性を有することがむしろ望ましく，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ている。

18-8 ステンレス鋼は鑄造のままではほぼ非磁性 $\gamma$ 相のみからなつているが，強圧延すると加工誘起変態により強磁性 $\alpha$ 相を生じる。強圧延後焼戻した 18-8 ステンレス鋼は現在ばね材料として利用されている。ここでは

\* 昭和46年4月本会講演大会にて発表  
昭和46年5月15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

18-8 ステンレス鋼について一方向凝固した後、柱状晶の長さ方向、直角方向および垂直方向の3方向にそれぞれ強圧延した材料の集合組織と機械的および磁氣的性質の異方性を調べた結果を報告する。

## 2. 実験方法

18-8 ステンレス鋼は電解鉄、フェロクロム、電解ニッケル、電解マンガン为原料とし、高周波誘導炉で溶解し、底面に150 mm厚さの鉄製チルをおいた発熱鋳型に鑄造した。一方向凝固した底面約100 mm、高さ約180 mmのインゴットを縦割し、マクロ腐食した結果をPhoto. 1に示す。一方向凝固の結果、非常によく柱状晶

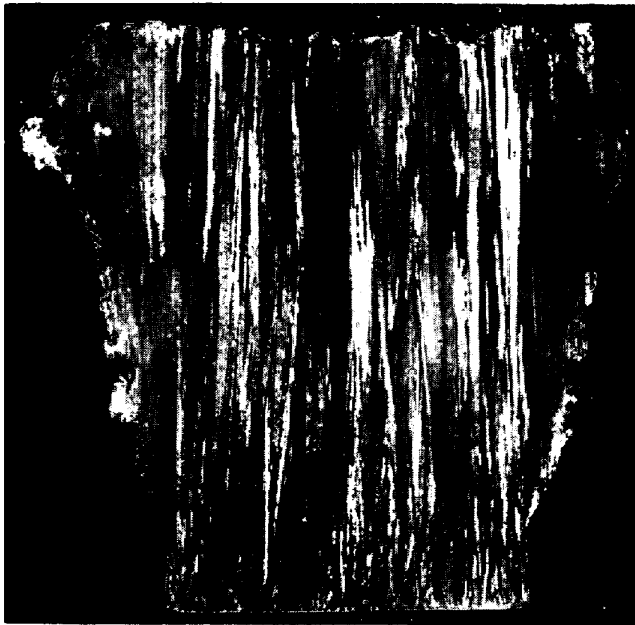


Photo. 1. Macrostructure on vertical section ingot. (2/3).

Table 1. Chemical composition of 18-8 stainless steel used (%).

Ni	Cr	Mn	Si	C	P	S
8.02	17.03	0.45	0.086	0.03	0.008	0.021

が平行に揃って伸びていることがわかる。柱状晶の大きさはインゴットの上の方が粗く、平均長さは約30 mm、平均幅は約6 mmである。化学分析結果はTable 1に示す通りで、18-8 ステンレス鋼としてはCrが少し低く、むしろ17Cr8Ni-Fe合金と呼ぶ方が正しい。

インゴットの底面に平行に切断した面についてX線回折をとつた結果をFig. 1に示す。このX線回折測定結果では $\gamma$ 相の(200)の非常に強い反射と $\alpha$ 相の(110)の非常に弱い反射が認められた。磁性測定によると透磁率 $\mu = 1.1$ で強磁性 $\alpha$ 相がわずかに存在していることがわかる。このように一方向凝固したインゴットはわずかに $\alpha$ 相を含む $\gamma$ 相の $\langle 001 \rangle$ 単純繊維組織を示す。

インゴットをFig. 2に示すように幅75 mm、長さ75 mm、厚さ7 mmの六面体に切断した。この場合、六面体の3つの稜はそれぞれ柱状晶の長さ方向、直角方向、垂直方向に一致するようにした。さらに図に示すように圧延方向をa, b, c方向にした試料をそれぞれ試料A, 試料B, 試料Cと名付けることにした。

圧延による圧下率は22, 38, 58, 80, 90, 95%とし、圧延板の試験片は圧延方向に平行方向(0°方向)、45°方向、直角方向(90°方向)に切出した。

硬さはマイクロピッカース硬さ計を用いて測定した。縦弾性係数 $E$ は $65 \times 10 \text{ mm}^2$ 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。

磁性は $45 \times 10 \text{ mm}^2$ の短冊型試験片にサーチコイルを

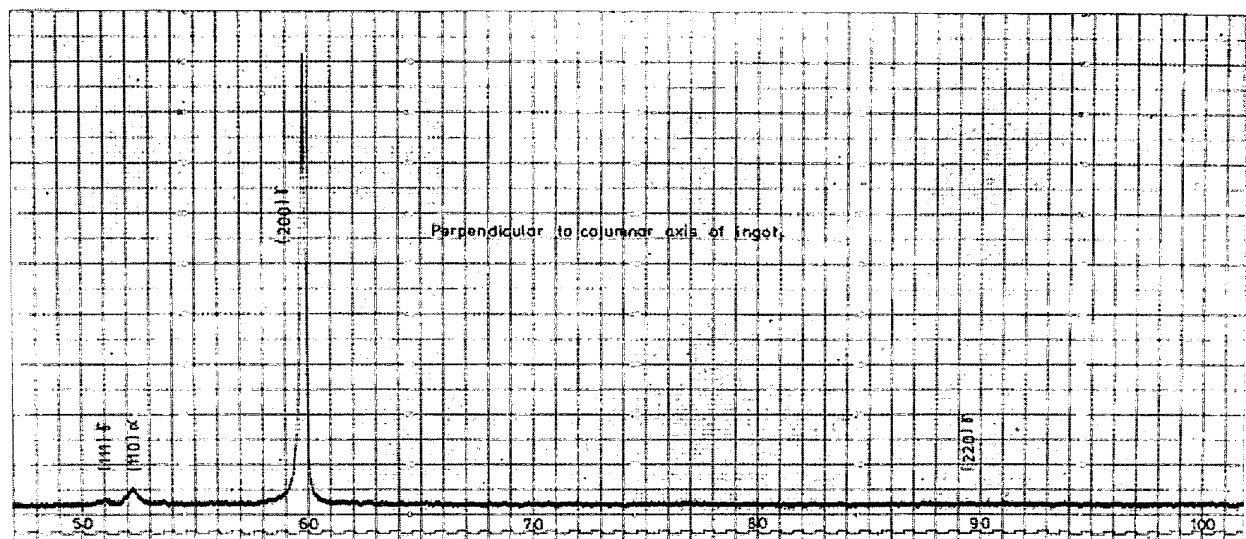


Fig. 1. X-ray diffraction from a surface perpendicular to columnar axis of ingot.

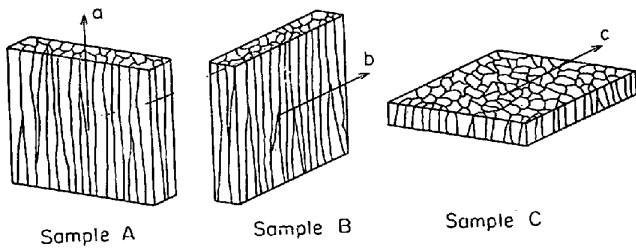


Fig. 2. Cutting of samples and rolling direction of each sample.

巻き電磁石にはさんで自記磁束計を用い、飽和磁束密度  $B_s (=4\pi I_s)$ 、残留磁束密度  $B_r$  および保磁力  $H_c$  を測定した。なお飽和磁束密度は磁場の強さ  $500 O_e$  で飽和したもののみなし、磁場の強さ  $500 O_e$  における磁束密度  $B_{500}$  から  $500 G$  をひいた値とした。また磁気トルクは  $15 mm$  径の円板試験片を  $2000 O_e$  の磁場中につるし、磁気トルク計で測定した。

集合組織は試験片の表面および内部についての極点図を X線反射法 (Schulz 法) で測定した。

### 3. 実験結果

#### 3.1 圧延による磁性の変化

18-8ステンレス鋼を圧延した場合、圧延方向の磁性の変化を Fig. 3 に示した。非磁性  $\gamma$  相は圧延すると加工誘起変態によつて強磁性  $\alpha$  相になる。飽和磁束密度は試料 B および C では圧延率の増加とともに急激に上昇し、約 60% の圧延率でほぼ  $12kG$  に達し、さらに圧延率

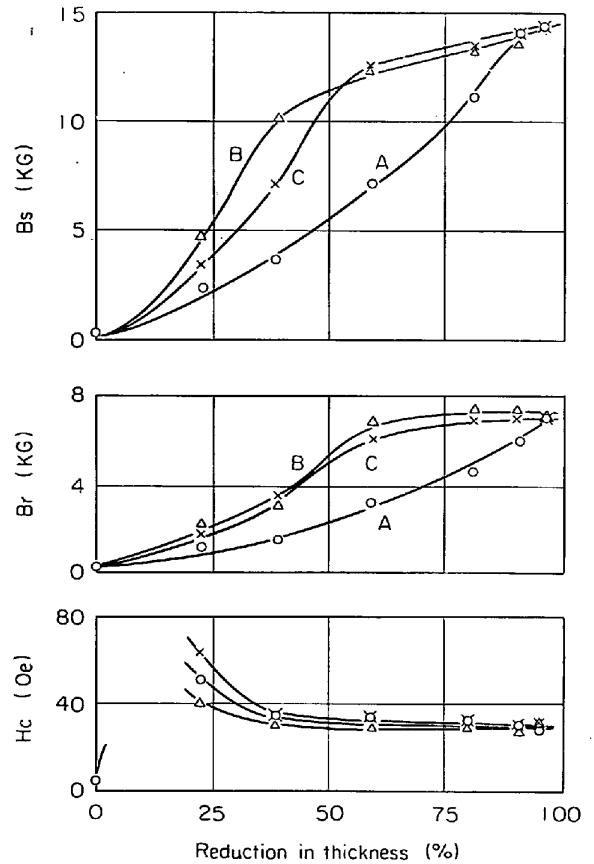


Fig. 3. Effect of reduction in thickness on the magnetic properties of each sample.

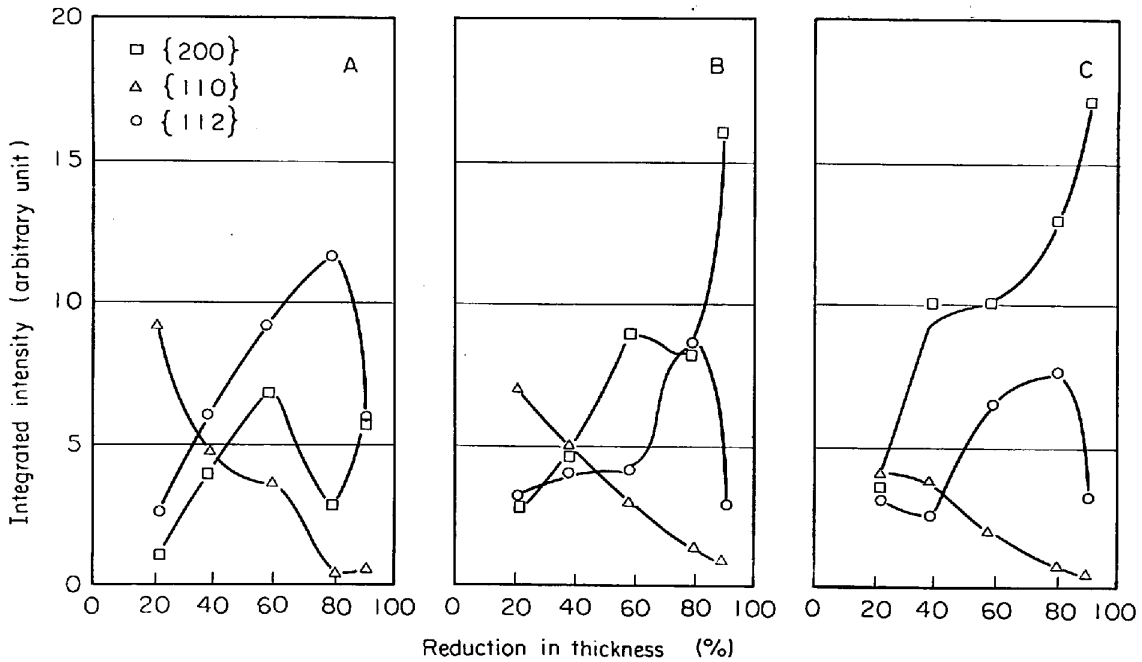


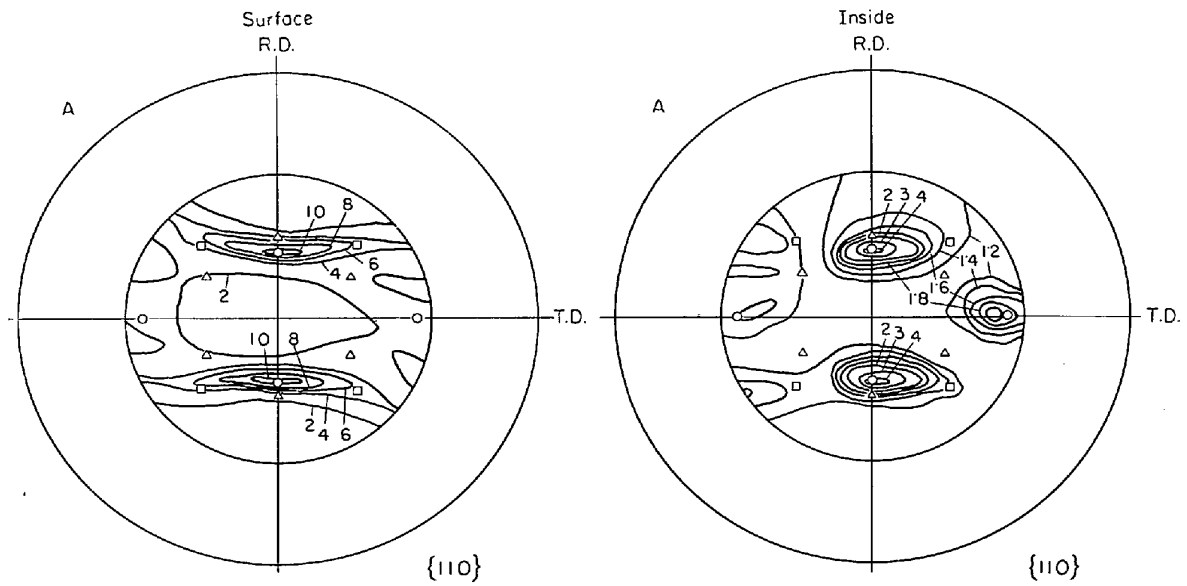
Fig. 4. Relation between integrated intensities of  $\{200\}$ ,  $\{110\}$  and  $\{112\}$  lines from  $\alpha$ -phase and reduction in thickness for samples A, B and C.

を上げるとわずかず上昇した圧延率 95% で 14.5kG に達する。他方、試料Aでは圧延率の増加に伴う飽和磁束密度の増加率が試料BおよびCに比べて低く、圧延率 60%で飽和磁束密度が約 5 kG 低く、圧延率 95% で試料BおよびCの飽和磁束密度に大体等しくなる。飽和磁束密度の値は一般に強磁性相の飽和磁化の強さと相対的な量の積に比例する。試料BおよびCは加工誘起変態が生じやすいが、試料Aでは試料BおよびCに比して変態しにくいことを Fig. 3 は示している。

残留磁束密度も飽和磁束密度と同様に試料BとCは60%圧延で約 6kG に達し、それ以上の圧延率でほとんど増加しない。試料Aの残留磁束密度は圧延率の増加とともに増加し、95%圧延後に試料BまたはCの値に等しくなる。保磁力は飽和磁束密度の傾向とことなり、圧延率が 20% 以上では圧延率が高くなるほど低下してゆく。

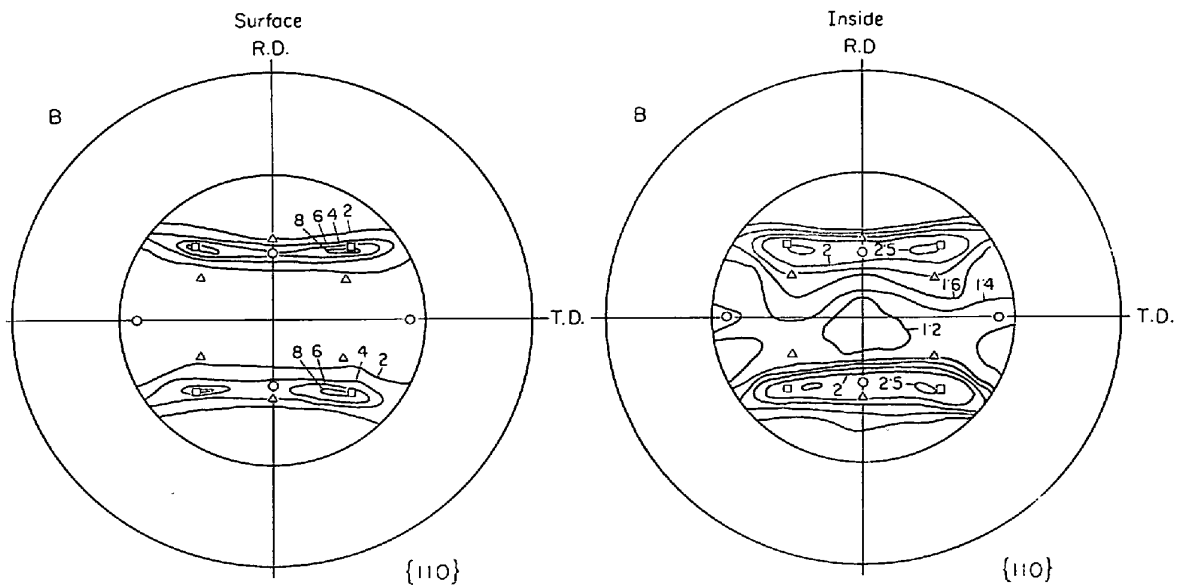
3.2 圧延による集合組織の変化

18-8ステンレス鋼を冷間圧延した場合の圧延率による試料表面のα相の反射積分強度の変化を Fig. 4 に示



□: {100}<011>, ○: {211}<011>, △: {111}<112>

Fig. 5. {110} pole figures of α-phase for surface-and inside-textures in sample A cold-rolled to 90% reduction in thickness.



□: {100}<011>, ○: {211}<011>, △: {111}<112>

Fig. 6. {110} pole figures of α-phase for surface-and inside-textures in sample B cold-rolled to 90% reduction in thickness.

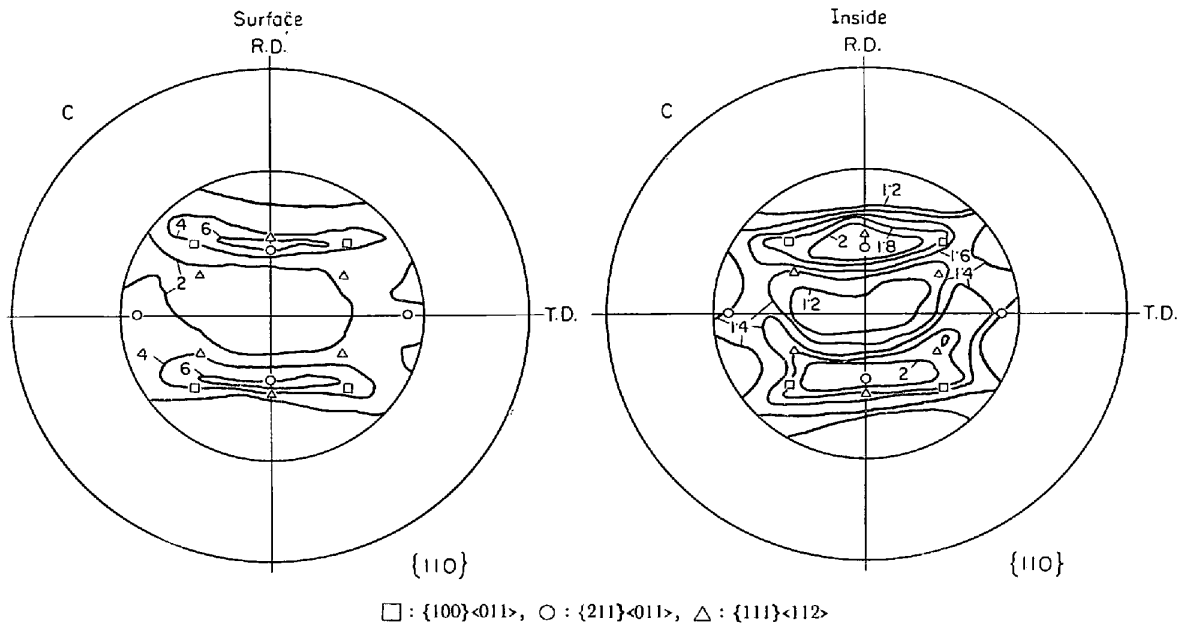


Fig. 7.  $\{110\}$  pole figures of  $\alpha$ -phase for surface-and inside-textures in sample C cold-rolled to 90% reduction in thickness.

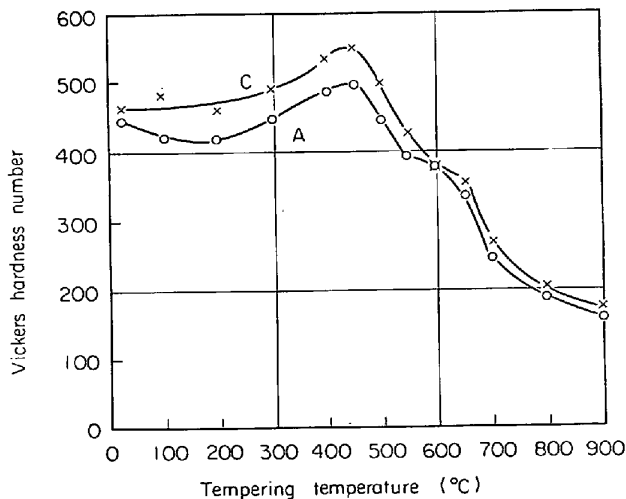


Fig. 8. Change in Vickers hardness by tempering.

す。Fig. 4 から圧延率の増加とともに  $(110)$  の積分強度が急激に減少し、他方  $(200)$ ,  $(211)$  積分強度が増加することがわかる。なお試料 A では 90% 圧延を除くと  $(211)$  の積分強度が圧延率とともに等しく増加する。また試料 B および C では  $(200)$  の積分強度の増加がとくに著しい。

18-8 ステンレス鋼を 90% 冷間圧延した試料 A, B, C の  $\alpha$  相の  $\{110\}$  極点図を Fig. 5, Fig. 6, Fig. 7 にそれぞれ示した。  $\alpha$  鉄の冷間圧延集合組織は  $\{211\}\langle 011\rangle + \{100\}\langle 011\rangle$  および  $\{111\}\langle 112\rangle$  の各優先方位に集積することが知られている<sup>11)</sup>。

試料 A, B, C いずれも主として  $\{211\}\langle 011\rangle$ ,  $\{100\}\langle 011\rangle$  集合組織からなっているが、試料 A では  $\{211\}$

$\langle 011\rangle$  集合組織が、試料 B および C では  $\{100\}\langle 011\rangle$  集合組織が優位していることがわかる。このように柱状晶の伸びた方向に圧延した場合と、そうでない場合とは集合組織がかなり異なっている。

### 3.3 強圧延後焼戻しによる機械的性質の変化

80% 冷間圧延後 900°C までの各温度で 1 hr 焼戻したときの試料 A および C のピッカース硬さの変化を Fig. 8 に示した。試料 A では Fig. 3 から明らかなように  $\gamma$  相がわずかに存在しているため、試料の硬さは試料 C よりわずかに低い。いずれの場合も冷間圧延後 450°C 付近で焼戻しすると硬化する。このような現象はすでに小高<sup>12)</sup>らによつて報告されている。

80% 冷間圧延後 700°C までの各温度で 1 hr 焼戻したとき試料 A, B, C の圧延方向 (0° 方向), 45° 方向, 幅方向 (90° 方向) の縦弾性係数の変化を Fig. 9 に示した。圧延した試料 A で縦弾性係数は 90° 方向, 0° 方向, 45° 方向の順に、試料 B と C で 90° 方向, 45° 方向, 0° 方向の順に小さくなり、この傾向は焼戻しによつて変わらない。またいずれの場合も 90° 方向の縦弾性係数が最大で 550°C 付近の焼戻しで最高値を示している。

### 3.4 強圧延後焼戻しによる磁性の変化

#### 3.4.1 飽和および残留磁束密度と保磁力

80% 冷間圧延した試料 A, B, C を 800°C までの各温度で 1 hr 焼戻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. 10 に示した。試料 B と C の飽和磁束密度は圧延のままで 13kG であるが焼戻温度が 400~500°C 付近になるとわずかに上昇

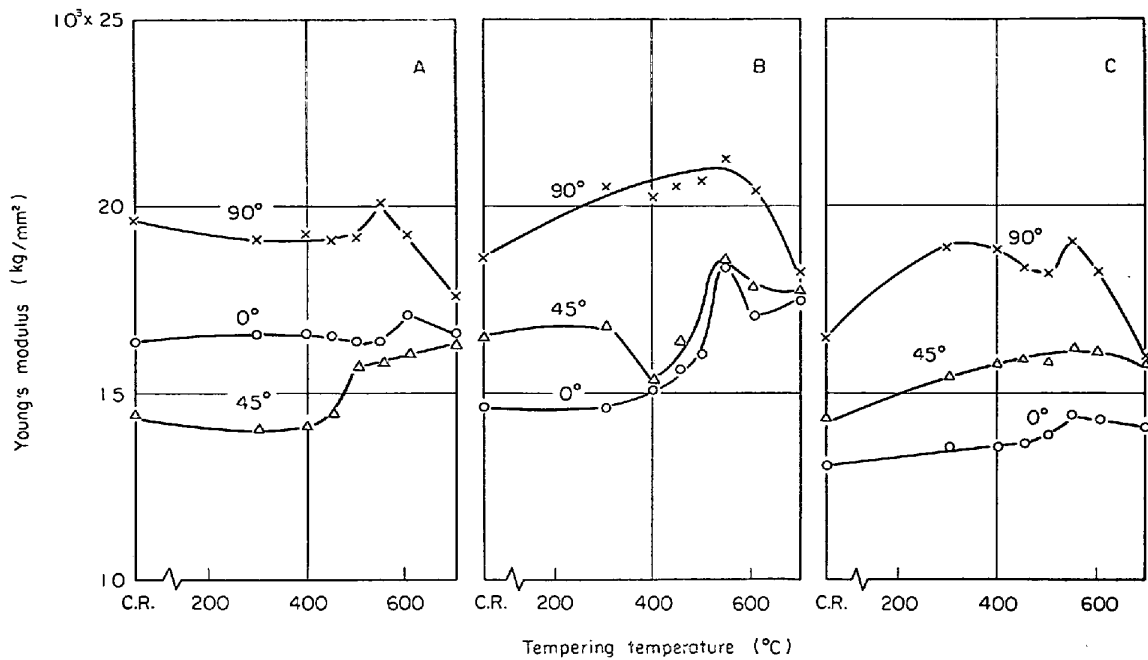


Fig. 9. Relation between Young's modulus in direction 0°, 45° or 90° from rolling direction and tempering temperature in samples A, B and C.

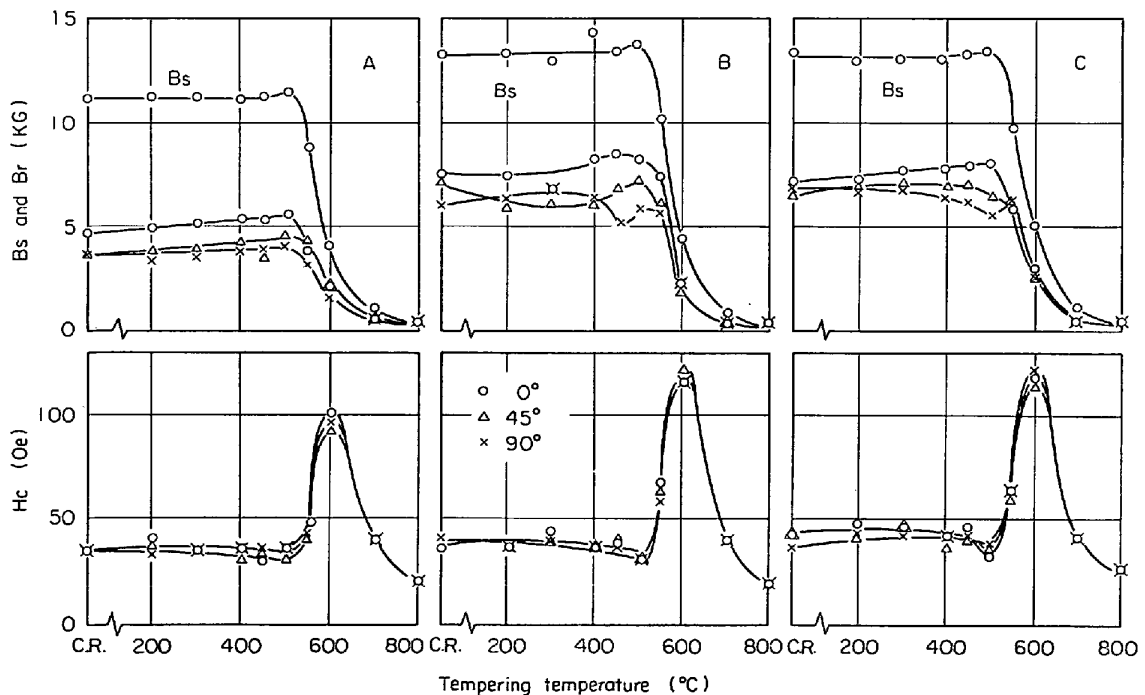


Fig. 10. Relation between magnetic properties in direction 0°, 45° or 90° from rolling direction and tempering temperature in samples A, B and C.

し 13.2~13.7kG になる。焼戻温度が 550°C 以上になると飽和磁束密度は低下し始め、700°C 焼戻で零に近ずき、圧延により誘起された  $\alpha$  相が  $\gamma$  相に逆変態したことがわかる。このような変化は 17-7 PH 鋼においても認められている<sup>13)</sup>。試料 B と C の残留磁束密度は圧延方向

でもつとも高い値を示し、450~500°C 焼戻しで最高値 8.0~8.5kG になる。また、試料 B と C の保磁力は焼戻温度上昇に伴い徐々に低下し、500°C 焼戻しで 30 Oe まで低下するが、ふたたび上昇し 600°C 焼戻しで最高の保磁力 120 Oe に達する。

試料Aの焼戻しによる磁性の変化は試料BまたはCの変化と傾向がよく似ているが、飽和および残留磁束密度と保磁力の絶対値はいずれも低い。

3.4.2 磁気トルク

80%冷間圧延した試料A, B, Cを 300~700°Cの各

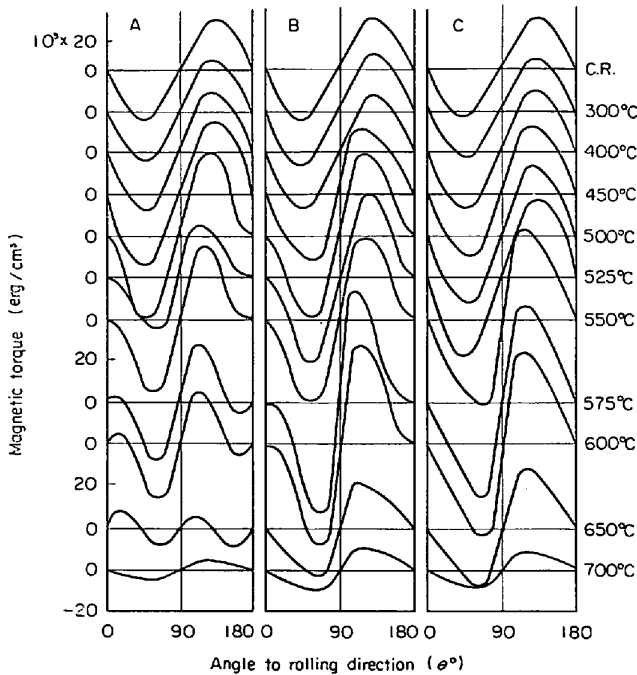


Fig. 11. Magnetic torque curve of samples A, B and C, which were cold-rolled and tempered at temperatures from 300 to 700°C.

温度で 1 hr 焼戻したときの磁気トルク曲線を Fig. 11 に示す。試料A, B, Cいずれも圧延のままに圧延方向を容易磁化方向とする単軸異方性を示す。焼戻温度が高くなると単軸異方性がいくらか大きくなり、ついで小さくなる。

磁気トルク曲線を調和解析すると

$$L = L_u \sin 2\theta + L_c \sin 4\theta + L_s \sin 6\theta \dots \dots \dots (1)$$

で示すことができる、試料A, B, Cの磁気トルク係数  $L_u$ ,  $L_c$ ,  $L_s$  の焼戻しによる変化を Fig. 12 に示した。全般的にトルク係数  $L_u$  は圧延状態から大きな値を示し、試料Aでは 500°C 付近の焼戻しで、試料BとCは 550~600°C 付近の焼戻しで極小値をつくる。トルク係数  $L_c$  は 550~650°C 付近の焼戻しでかなり大きな値を示す。またトルク係数  $L_s$  は  $L_u$ ,  $L_c$  に比して値が小さい。トルク係数  $L_u$  は負であるから、圧延方向を容易磁化方向とし、またトルク係数  $L_c$  は正であるから圧延方向から 45° 方向を容易磁化方向とする。磁気トルク係数  $L_u$  の絶対値は試料Aの 575, 600, 650°C 焼戻しを除いて  $L_c$  よりも大きいから、試料は圧延方向を容易磁化方向とする単軸異方性を示す。この結果は残留磁束密度が試料Aの 550~600°C 焼戻しを除いて圧延方向でもつとも高い値を示す Fig. 10 の結果と大体一致している。

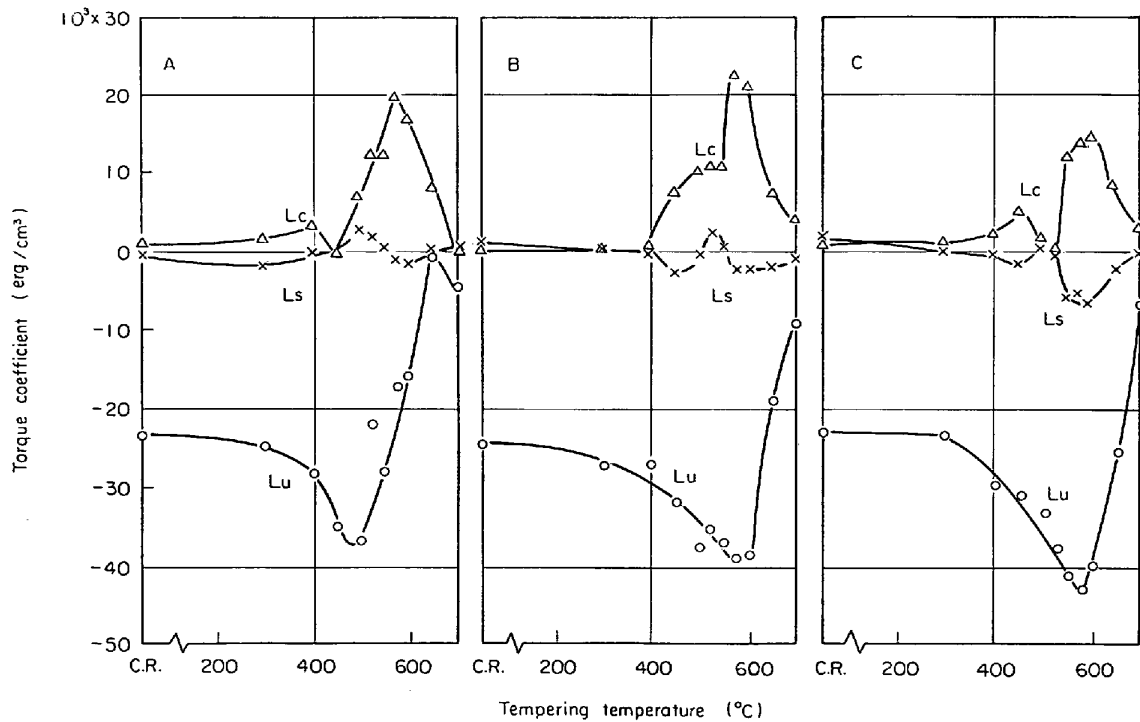


Fig. 12. Change in magnetic torque coefficients  $L_u$ ,  $L_c$  and  $L_s$  by tempering.

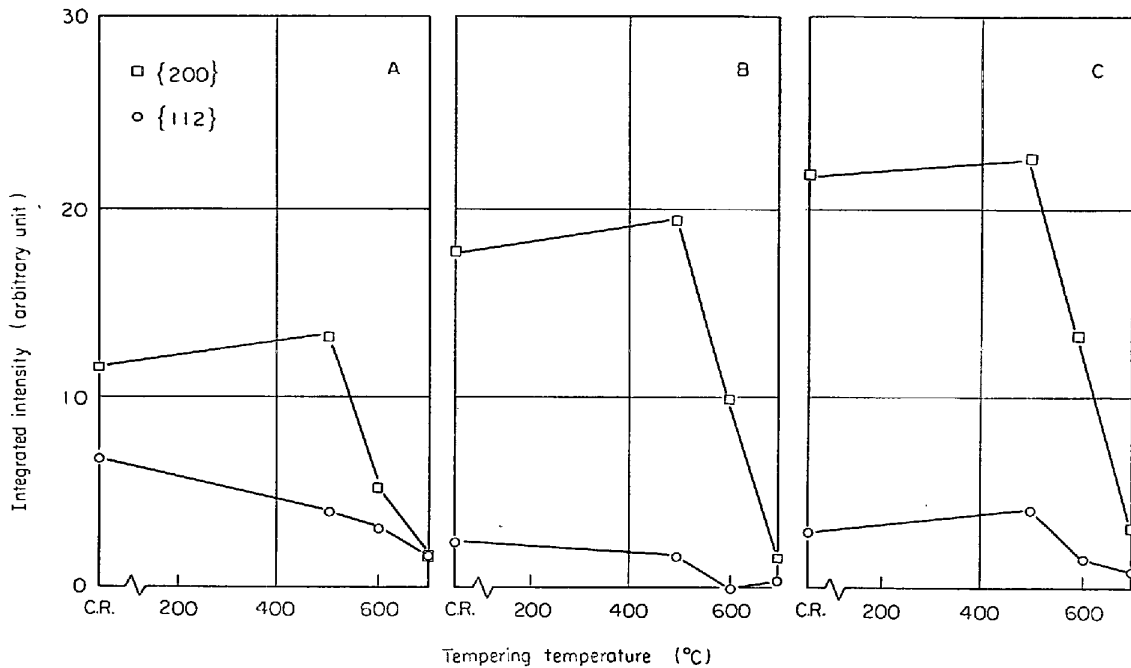


Fig. 13. Change in integrated intensities of {200} and {112} lines from  $\alpha$ -phase by tempering.

### 3.5 強圧延後焼戻しによる集合組織の変化

90%冷間圧延後 500, 600, 700°C で各 1 hr 焼戻した後の  $\alpha$  相の {200} および {112} の反射積分強度の変化を Fig. 13 に示した. 500°C で焼戻すと  $\alpha$  相の {200} の集積がやや強くなるが, 600, 700°C で焼戻すと  $\alpha$  相の {200} および {112} の反射積分強度が急激に減少する. また 500°C 以上の温度で焼戻すと  $\gamma$  相が現われるようになり, 加工誘起変態により生じた  $\alpha$  相が逆変態することがわかる.

## 4. 考 察

### 4.1 加工誘起変態および集合組織の試料による相違

ABUKU と CHIKAZUMI<sup>14)</sup>は 18Cr-12Ni-Fe 合金の単結晶について {100}⟨001⟩, {100}⟨011⟩, {110}⟨011⟩ 方向に圧延した場合には加工誘起によるマルテンサイト変態が起こるが, {110}⟨001⟩ 方向に圧延した場合にはマルテンサイト変態が起きないことを見出し, これらの加工誘起変態機構を示した. 本実験の試料 A では {110}⟨001⟩ 方位の結晶がかなり含まれているため, この方位を含まない試料 B および C に比してマルテンサイト変態が起こりにくいと思われる. しかし本合金では 18Cr-12Ni-Fe 合金に比して Cr, Ni 含有量が少ないこと, また多結晶であることなどの理由により, 加工誘起変態が起こりやすく, 試料 A の飽和磁束密度は圧延率を高めると試料 B または C の飽和磁束密度に近づき, 圧延率 95% で一致するものと思われる.

18-8 ステンレス鋼を 200~800°C の温度範囲で温度をかえて圧延すると, 積層欠陥エネルギーの変化によつて黄銅型から銅型に到るまでの連続した面心立方格子型  $\gamma$  相の圧延集合組織がえられる. しかし室温で圧延すると, 体心立方格子型  $\alpha$  相を生じ, 極軟鋼と同じ集合組織を示すようになる<sup>15)</sup>.

多結晶体に立方金属の圧延集合組織に関する DILLAMORE と ROBERTS<sup>16)</sup>の研究は一次迂りと交互迂りが混つた場合には {211}⟨011⟩ 方位から {100}⟨011⟩ + {211}⟨011⟩ 方位に分散することを示唆した. また BENNEWITZ<sup>17)</sup>は極低炭素鋼と 3~3.25% けい素鋼に関する研究で弱い {110}⟨001⟩ 方位の熱間圧延板を圧延すると {554}⟨225⟩ 方位に, ついで {211}⟨011⟩ 方位に回転し, {211}⟨011⟩ 方位がさらに {100}⟨011⟩ 方位または {111}⟨011⟩ 方位に回転することを示した.

本実験の試料 B と C の場合には圧延率増加とともに  $\alpha$  相の {100}⟨011⟩ 成分と {211}⟨011⟩ 成分が増加し, 圧延方向を  $\langle 011 \rangle$  軸に平行にした集合組織を示す. 90% 圧延で {211}⟨011⟩ 成分が減少し, {100}⟨011⟩ 成分が増加するという結果は BENNEWITZ<sup>17)</sup>の結果と一致している. また試料 A では試料 B と C に比して加工誘起変態しにくいから {211}⟨011⟩ 成分が多いと思われる.

### 4.2 圧延後の縦弾性係数

軟鋼の圧延集合組織は一般に {100}⟨011⟩, {211}⟨011⟩ および {111}⟨112⟩ である.  $\langle 001 \rangle$  方向の縦弾性係数を  $E_{\langle 001 \rangle}$  とし, {100}⟨011⟩, {211}⟨011⟩, {111}⟨112⟩ 方位



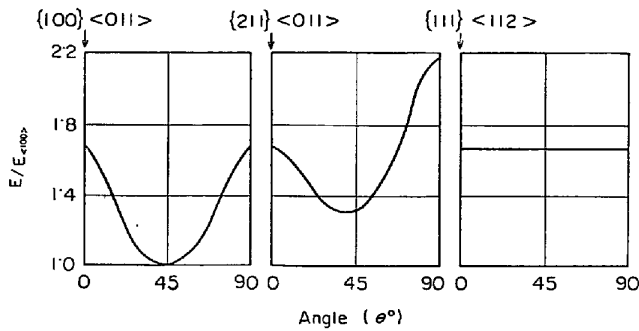


Fig. 14. The dependence of calculated  $E/E_{\langle 001 \rangle}$  on angle for low-index simple crystals.

の単結晶で角度  $\theta$  方向で測定した縦弾性係数を  $E$  とすれば、 $E/E_{\langle 001 \rangle}$  と角度  $\theta$  の関係は計算によつて Fig. 14 に示すようになる。このように  $\{211\}\langle 011 \rangle$  方位の軟鋼の縦弾性係数は  $90^\circ$  方向、 $0^\circ$  方向、 $45^\circ$  方向の順に減少する。また  $\{100\}\langle 011 \rangle$  方位の軟鋼の縦弾性係数は  $0^\circ$  方向と  $90^\circ$  方向が等しく、 $45^\circ$  方向で最小になる。 $\{111\}\langle 112 \rangle$  方位ではすべての方向で等しい値を示す。

18-8 ステンレス鋼の加工誘起  $\alpha$  相の圧延集合組織は前述したように試料 A, B, C いずれも主として  $\{100\}\langle 011 \rangle$  および  $\{211\}\langle 011 \rangle$  方位をとつている。そこで 18-8 ステンレス鋼の縦弾性係数は圧延方向から  $90^\circ$  方向、 $0^\circ$  方向、 $45^\circ$  方向の順に小さくなるのが予想される。試料 A では Fig. 9 から明らかなようにこの関係を満足しているが、試料 B と C では  $90^\circ$  方向、 $45^\circ$  方向、 $0^\circ$  方向の順に小さくなり、 $0^\circ$  方向と  $45^\circ$  方向の縦弾性係数の大きさが逆転している。なお 18-8 ステンレス鋼圧延板の縦弾性係数に関する高村ら<sup>18)</sup>、神余<sup>19)</sup>の研究では  $90^\circ$  方向、 $45^\circ$  方向、 $0^\circ$  方向の順に縦弾性係数が小さくなつてゐる。試料 B と C の集合組織はあまり違わないが、縦弾性係数の絶対値および焼戻しによる変化はかなり異なつてゐる。もつとも高い縦弾性係数は試料 B を圧延後  $90^\circ$  方向に切出し、 $550^\circ\text{C}$  で焼戻したときにえられる。

4-3 強圧延後焼戻しによる磁性の変化

強圧延後  $500^\circ\text{C}$  付近の焼戻しで飽和磁束密度がわずかに上昇し保磁力が低下するのは非磁性  $\gamma$  相 (または  $\epsilon$  相) が強磁性  $\alpha$  相に変態し、非磁性相が減少し、磁壁移動が起こりやすくなるためと考えられる。また  $600^\circ\text{C}$  付近の焼戻しで単軸異方性が大きくなり、保磁力が高くなるのは逆変態により生じた非磁性  $\gamma$  相にとり囲まれた微細な強磁性  $\alpha$  相の形状異方性によるものと考えられる。

次に、 $\{100\}\langle 011 \rangle$ 、 $\{211\}\langle 011 \rangle$  および  $\{111\}\langle 112 \rangle$  方位をもつ板の磁気トルク曲線を考察することにする。これらの圧延集合組織をもつ板の磁気トルクを Table 2 に

Table 2. Rolling textures and magnetic torques.

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

示す。

結晶磁気異方性常数  $K_1$  は一般に  $K_2$  よりも大きいから、 $K_2$  を無視することにする。18-8 ステンレス鋼の冷間圧延板の磁気トルクが結晶磁気異方性に依存するとすれば集合組織が  $\{100\}\langle 011 \rangle$  方位と  $\{211\}\langle 011 \rangle$  方位からなつてゐるから Table 2 より圧延方向から  $45^\circ$  方向を容易磁化方向とする  $\sin 4\theta$  の項を主体とする磁気トルク曲線を示すはずである。しかし測定された磁気トルク曲線はいずれの試料でも圧延方向を容易磁化方向とする単軸異方性が非常に優位しているが、この単軸異方性は圧延により誘起された異方性である。焼戻しにより圧延状態よりも単軸異方性が大きくなるのは、 $\alpha$  相が焼戻しにより  $\gamma$  相に逆変態するとき、非磁性  $\gamma$  相にとり囲まれた圧延方向に伸びた微細な強磁性  $\alpha$  相ができるためと思われる。

5. 総 括

18-8 ステンレス鋼を一方向凝固した後、柱状晶の長さ方向、直角方向および垂直方向の 3 方向にそれぞれ強圧延した試料 A, B, C について集合組織と機械的および磁氣的性質の異方性を調べた。その結果を総括すると次のようになる。

1. 圧延による加工誘起変態の挙動を飽和磁束密度で測定した。飽和磁束密度は試料 B と C では圧延率 60% で 12kG になるが、試料 A では 7kG にしかならない。しかし圧延率 95% になるとすべての試料の飽和磁束密度はほぼ等しくなる。このように柱状晶の成長方向に圧延した試料 A では加工誘起変態が起こりにくい。
2. 圧延で誘起された  $\alpha$  相の集合組織は  $\{211\}\langle 011 \rangle$  方位と  $\{100\}\langle 011 \rangle$  方位からなつており、試料 A では主として  $\{211\}\langle 011 \rangle$  方位に、試料 B と C では主として  $\{100\}\langle 011 \rangle$  方位に集積している。
3. 縦弾性係数は試料 A では圧延方向から  $90^\circ$ 、 $0^\circ$ 、 $45^\circ$  方向の順に、試料 B と C では圧延方向から  $90^\circ$ 、 $45^\circ$ 、 $0^\circ$  の順に小さくなり、その傾向が異なる。縦弾性係数の最高値は冷間圧延後  $550^\circ\text{C}$  で焼戻したときにえられた。
4. 圧延方向の残留磁束密度は他の方向よりも高い値

を示し、その最高値は 450~550°C 焼戻しでえられる。保磁力は焼戻温度の上昇に伴い、徐々に低下し、飽和磁束密度がもつとも高くなる 500°C 付近で最小値をとり、600°C 焼戻しで最高値をとる。保磁力が最高値を示す 600°C 付近の焼戻しで飽和磁束密度は大幅に低下する。これらの磁性の挙動は逆変態により生じた非磁性  $\gamma$  相に取囲まれた微細な強磁性  $\alpha$  相の形状異方性によると考えられる。

5. 磁気トルク曲線は  $L_u \sin 2\theta + L_c \sin 4\theta$  によつて表わされる。なお、 $L_u$  は負の付号、 $L_c$  は正の付号をもつ。トルク係数  $L_u$  の絶対値はトルク係数  $L_c$  よりも大きく、圧延方向を容易磁化方向とする圧延により誘起された単軸異方性が優位している。

おわりに種々ご指導を賜わつた東京大学梶山正孝教授に深謝するとともに、研究につき貴重なご意見をいただいた東京大学阿部秀夫教授に感謝する次第である。

#### 文 献

- 1) C. S. BARRETT: "Structure of Metals" (1952) [McGraw-Hill Book Co.]
- 2) G. WASSERMANN and J. GREWEN: "Texturen Metallischer Werkstoffe" (1962) [Springer-Verlag]
- 3) D. G. EBELING: U. S. Patent 2578407 (1948), D. G. EBELING and A. A. BURR: J. Metals, 5 (1953), p. 537
- 4) M. McCaIG: Proc. Phys. Soc. B62, (1949), p. 652
- 5) N. MAKINO and Y. KIMURA: J. Appl. Phys., 36 (1965), p. 1185
- 6) F. L. VERSNYDER, R. B. BARLOW, L. W. SINK and B. J. PEARCEY: Mod. Casting, 52 (1967) 6, p. 68
- 7) B. J. PEARCEY, B. H. KEAR, and R. W. SMA-SHEY: Trans. Amer. Soc. Metals, 60 (1967), p. 634
- 8) F. VERSNYDER and M. E. SHANK: Mater. Sci. Eng., 6 (1970), p. 213
- 9) R. F. POLICH and M. C. FLEMINGS: Mod. Casting, 47 (1965) 2, p. 84
- 10) R. F. POLICH and M. C. FLEMINGS: Trans. Amer. Found. Soc., 73 (1966), p. 28
- 11) 長島: 「集合組織」(1966), p. 23 [日本金属学会]
- 12) 小高: 日本金属学会誌, 18 (1954), p. 455
- 13) 木村, 山根, 豊田: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 285
- 14) S. ABUKU and S. CHIKAZUMI: J. Phys. Soc. Japan, 23 (1967), p. 83
- 15) S. R. GOODMAN and H. Hu: Trans. AIME, 230 (1964), p. 1413
- 16) I. L. DILLAMORE and W. T. ROBERTS: Acta Met, 12 (1964), p. 281
- 17) J. BENNEWITZ: Arch. Eisenhüttenw., 33 (1962), p. 393
- 18) 高村, 西畑, 小野, 熊谷, 太田, 佐藤: 通研研究実用化報告, 18 (1969), p. 715
- 19) 神余: 日新製鋼技報, 17 (1967), p. 63