塑性變形を與えた軟鋼の磁性に及ぼす加熱の影響*

篠田 軍 治** 川 崎 正***

Gunji Shinoda and Tadashi Kawasaki: The Effect of Annealing Upon the Magnetic Properties of Plastically Deformed Mild Steel. Having examined the effect of annealing upon the magnetic properties of the plastically deformed mild steels, we obtained the following results. The permeability of perfectly annealed mild steel was decreased by plastic deformation, and restored to the original values when the specimen was annealed at the temperature above 450° after deformation. On the other hand the strain sensitivity was increased by plastic deformation, and it vanished or turned into negative when the specimen was annealed at the temperatures $450\sim 700^{\circ}$. The reason may be as follows: If the specimen is annealed at the temperatures $450\sim 700^{\circ}$ after deformation, the residual stress caused by plastic deformation disappears perfectly, and as cementite precipitates, the lattice structure of ferrite becomes almost as perfect as that of pure iron. As the size of the ferrite grains are rather small, the interior of the crystal grain will have little defects and dislocations except for their boundaries. Insignificant strain sensitivity will be a property of these perfect crystals.

When the annealing temperature is above 820° , the strain sensitivity appears again, and it seems that the internal structure of specimen restores its original state which contains the considerably many microscopic internal stresses caused by resolution of carbon. And when the annealing temperature is about 100° and 300° , the magnetic properties show abnormal changes. These two changes will be closely connected to the aging and blue-shortness respectively.

From the manner of changes of magnetization curve and strain sensitivity, it is inferred that the internal domain structures of specimen are not always identical, although the magnetization curves are quite the same.

The result mentioned above will be explained successfully by our idea "Unit Region". However, this idea we advocate now, is not synonymous with the so-called region advocated by Kondorski (J. Phys. USSR. 1941, 93).

(Received February 27, 1950)

I. 緒 言

さきに軟鋼に弾性限内の単純引張又は壓縮を與えた場合の磁性の變化について實驗を行いその結果を報告したが⁽¹⁾實驗に使つた材料はよく焼鈍されたもののみであつた。そこで今回は弾性限以上の應力を受けた場合並びにかように塑性變形を受けた後種々の温度に加熱焼鈍した場合に磁性が如何に變化するか、また一度塑性變形によつて變化した組織が加熱によつて元の状態に戻る事が可能であるかを調べる目的で次ぎに述べる實驗を行つた。試料は著者等の中の一人が田中⁽²⁾、鈴木⁽²⁾両氏と共にX線的、機械的試験

を行つてその結果を本誌⁽³⁾に發表したもので電解鐵から作つた軟鋼⁽⁴⁾である。實驗装置はさきの實驗⁽¹⁾と同じものを用い、試験片は Fig. 1 に示す寸法に加工したもの1本を

Fig. 1 Test Piece

用いて 820° で 40 分焼鈍後約 $30^{\circ}/\text{hr}$ の割合で徐冷した場合を假に標準状態と考え、これを常温で數%引張り塑性變形を與えたままの状態並びにこれを 100° で 40 分加熱した場合、續いて $300^{\circ}, 450^{\circ}, 550^{\circ}, 650^{\circ}, 820^{\circ}$ でそれぞれ焼鈍した場合の磁性を測定して標準状態のものと比較してみた。

** 大阪大學工學部精密工學教室

*** 姫路工業大學機械工學教室

* 昭和 25 年 4 月本會東京大會に發表

(1) 篠田, 川崎, 日本機械學會論文集, 第 1 部。

(2) 東京工業大學

(3) 篠田, 田中, 鈴木, 塑性變形を與えた軟鋼に及ぼす加熱の影響 (昭和 24 年度本會秋期大會に發表)。

(4) 東京工大にて製作した電解鐵を原料とした軟鋼 0.2% C, 0.35% Si, 0.09% Mn, 0.043% P, 0.029% S。

II. 實驗結果

(A) 磁化曲線: 素材より所定の寸法に仕上げた場合並びにそれを 820° 40 分焼鈍したものの磁化曲線は Fig. 2 に示す如く殆んど變化がないが最大導磁率は焼鈍のものの方が幾分高い。これに常溫で 6.6% 引張塑性變形を與えると初導磁率, 最大導磁率は共に急激に減少して磁化曲線の傾斜は頗るゆるやかになった。塑性變形後 100°, 300°, 450°, 550°, 650°, 820° でそれぞれ 40 分焼鈍した場合の磁化曲線

Fig. 2 Magnetization Curves.

Fig. 3 Effect of Annealing upon the Permeability.

にコイルを巻いて一定の電流を流して磁化し、弾性限内の荷重を與え、磁氣感應の變化を彈動檢流計で測つて Fig. 4~7 のような結果を得た。これらの圖は磁化コイルに流す電流を變えて種々の磁界で磁化した場合を示したもので圖には代表的なものの一部だけを載せた弾性限内の引張による磁氣感應度 B の變化は磁界の小さい時と十分大きくして飽和した時には認められないが、その中間の不連続回轉

域では相當著しいことがわかる。

荷重を上げて行くと一般に磁氣感應は實線で示したように引張應力が小さい時には荷重と共に増大し後次第に減少する。荷重を下げてゆくと上げて行つた時と似た曲線を辿

Fig. 4 Effect of Stresses on Magnetic Induction, at State of A.

Fig. 5 Effect of Stresses on Magnetic Induction, at State of B. (After elongation of 6.6%)

Fig. 6 Effect of Stresses on Magnetic Induction, at State of B. (Annealed at 300° after elongation)

Fig. 7 Effect of Stresses on Magnetic Induction, at State of C.

るが元の曲線とは一致せず引張線で示したようになる。焼鈍したものに 6.6% の永久引張變形を與えると Fig. 5 に示すように荷重による磁氣感應度の増大は非常に著しくな

り、300°で焼鈍すると、Fig. 6 のように相当小さくなる。焼鈍温度を 450°, 550°, 650° とすると何れも Fig. 7 のような曲線になって荷重をかけると B は却つて減少し、行きと歸りは殆んど曲線になる。然るに焼鈍温度を 820° に上げると再び最初の形、即ち Fig. 4 と同じような曲線になって来る。

要するに、450~650° で焼鈍したものを除くと B の応力 σ による変化は相當著しい、換言すれば $dB/d\sigma$ は相當な値を持つことがわかつた。これは歪感度 (Strain Sensitivity⁽⁶⁾) といわれるものである。この値と B との關係を示すと各曲線の上に示したような圖になる。焼鈍温度と歪感度との關係を示すにはこの曲線と横軸との間の面積を取るのが適當と思われるが、實際上大差ないので Bozorth 等に依つて $\Delta_{\max} = (dB/d\sigma)_{\max}$ を求めて、これと焼鈍温度との關係を求めると Fig. 1 の實線のようにになる。圖の點

Fig. 8 Effect of Annealing upon the Maximum Strain Sensitivity and $\Delta B_{\max}$, where unit of $\Delta_{\max}$ and $\Delta B_{\max}$ are Gauss per kg/mm² and Gauss respectively.

線は磁気感應度の應力による変化の最大量 $\Delta B_{\max}$ を示すもので、傾向は $\Delta_{\max}$ と同じである。

(C) 補助實驗: 以上の事を更に確めるために同じ試験片に7.65%の再加工を與えて同様な實驗を試みたが結果は殆んど同じようになった。この實驗においては7.65%永久變形の後順次100°, 220°, 300°, 400°, 480°, 610°, 700°, 820°で焼鈍し、各状態における磁化曲線を示すと Fig. 9 のようである。またこの場合の σ - B 曲線は前の Fig. 4~7 と全く同じようなものが得られた。Fig. 10 は再加工後の導磁率、最大歪感度 $\Delta_{\max}$ 及び磁気感應度の變化の最大量 $\Delta B_{\max}$ の焼鈍温度による變化を示すものである。

(D) 結果の總括: 以上の結果を總括すると次ぎのことが言える。

(5) Bozorth, Rev. Mod. Phys., 17(1945), 72.

(i) よく焼鈍された軟鋼に塑性變形を與えると導磁率は著しく減少し歪感度は上昇する。(ii) 塑性變形を與えた後450~700°で焼鈍すると歪感度は零又は負となる。(iii)

Fig. 9 Magnetization Curves.

Fig. 10 Effect of Annealing upon the μ_0 , $\mu_{\max}$, $\Delta_{\max}$, $\Delta B_{\max}$.

σ - B 曲線は 820° に加熱後徐冷した状態 (A)、これを常温で塑性變形を與えた状態 (B)、450~700° で焼鈍した状態 (C) の三つの型にわかれる。(iv) 磁化曲線は塑性變形を受けるとその傾向がゆるやかになるが、これは約 450° 以上の温度で焼鈍すれば始めの状態 [(A) と同じよう] になって来る: しかし磁化曲線の形状が同じ場合でも歪感度が違うので材料内部の磁区構造は必しも同じといえない。(v)

磁性に及ぼす應力の影響は材料の欠陥、轉位等に著しく左右されるが、上の三つの型の如何なる状態においても最大歪感度を與える磁歪感度の値は常に $B/B_s \leq 0.5$ である。 B_s は磁歪感度の飽和値である。(vi) 塑性變形を受けた材料を 820° 以上の温度で十分焼鈍すると、材料は略々始めの状態(A)に復歸して歪感度が出て来る。

III. 結果に對する考察

塑性變形による磁性の變化の主要な原因は殘留應力であると考えられ、この實驗によつて變形後初導磁率 μ_0 が著しく低下したことは Kersten⁽⁶⁾ が單結晶について導いている關係

$$\mu_0 = \frac{8\pi}{9} \frac{I_s^2}{\lambda \sigma}$$

によつて説明することが出来る。この式で I_s は磁化の飽和値、 σ は内部應力、 λ は材料が磁氣的に均質であると考えた場合の飽和磁歪の値である。

磁性回復の過程をみるに焼鈍温度の上昇と共に單調に行われなくて、焼鈍温度 100° , 300° , $450 \sim 700^\circ$ においてそれぞれ特異な變化が起つてゐるが、Fig. 3 において $\mu_{\max}$ の値が塑性變形後よりもこれを 100° で加熱した場合の方が小さくなつており、磁化曲線も變形後のものよりも 100° で加熱したものの方が下側に來たことは塑性變形後 100° で加熱することによつて材料の内部應力はかえつて増加することを意味するものである。これは塑性變形を受けた材料の時効と密接な關係があると思われる⁽⁷⁾⁽⁸⁾。Fig. 10 において $\lambda_{\max}$ の値が 100° 加熱のものが變形後のものよりも増加していることも同じ原因によると考えられる。

後の實驗結果においては焼鈍温度 300° において導磁率の急激な減少と、歪感度の異常な増加を示したがこれは所謂青熱脆性の影響と考えられる。もつとも最初の實驗においてこの現象が明瞭にあらわれなかつたがこれは加工度が低いことに原因したものである。材料が普通の軟鋼と違つて Mn が特に少いのでこのような特異性が顯著に現われたのであろう。

焼鈍温度を更に高め $450^\circ \sim 700^\circ$ にすると導磁率は次第に標準状態の値に戻り、歪感度も減少する。これはこの範圍の温度に加熱することによつて塑性變形に基く殘留應力が完全に消失すると同時にセメントナイトが析出してフェライトは純鐵格子に近いものになるからであらう。炭素が固溶していなくて微視的な格子歪がなくなれば、磁氣的性質に及ぼす應力の影響が残らなくなるのも不思議ではあるまい。Fig. 2 及び Fig. 9 に示したように 450° 以上の温度で焼鈍した場合に磁化曲線は標準状態のものと殆んど一致

し或いはかえつてその上位に來ることは以上に述べた見解を裏書するものと考えられる。著者等の中の一入と田中、鈴木兩氏⁽⁷⁾の研究によると約10%内外塑性引張變形を與えた同じ材料を 450° で焼鈍した場合に X 線解析の結果内部應力が零であることを報じているが、Fig. 3 及び Fig. 10 において導磁率が 450° 又は 480° において一つの極大値を持つてゐることは上の結果と密接な關係があるものであらう。又この状態においては歪感度が零又は負であると共に σ -B 曲線も特異性を示したがそれと同じ原因であらう。

焼鈍温度が A_1 點以上に高くなつた場合には、塑性變形による殘留應力は勿論除去されるから、磁化曲線の形は状態(C)のものと殆んど變りはない。然るにかゝる高温で α 中の炭素の溶解度は再び減少すると同時に $\alpha \rightarrow \gamma$ の變態が起るから再び不安定な状態になり、これを常温まで冷却した試料でも微視的な内部應力が残つていて歪感度が出て來て σ -B 曲線は始めの形に復歸するのである。

状態(A)及び(B)は何れも微視的な内部應力を保留した状態であるが、その原因は全く違つたもので、(A)では内部應力は炭素の固溶によるものであつてあらゆる方向に一樣に配向させており、(B)ではそれがある特定の方向に向く確率が多くなるものと想像される。

IV. 磁區論による考察

磁區論によれば磁界並びに應力は磁區の磁化ベクトルを磁界の方向或いは應力の方向に最も近い磁化容易軸の方向に回轉せしめる働を持つてゐることを示しているが、この實驗の結果によれば磁化ベクトル回轉の機構は兩者において根本的に相異なるものであることが明らかになつた。既に述べたように我々は(A), (B), (C)なる三つの異つた状態を定義し、(A)を標準状態と考えた。今(A)に屬する性質を標準のものであると考えると、Table 1 に示したよ

Table 1

	B-H Curve	σ -B Curve	Internal Stress
A	Normal	Normal	At random micro ones exist.
B	Abnormal	Normal	Micro and oriented micro ones exist.
C	Normal	Abnormal	Both not exist.

うに(B)では σ -B 曲線は(A)と變りないが B-H 曲線は標準のものではない。また(C)では B-H 曲線は標準のものになつてゐるが σ -B 曲線は特異な形状になつてゐる。そして Fig. 3, 8, 10 に示したように導磁率が減少する場合には歪感度は増加し、これは轉位や欠陥の方から説明出来る方が磁區論の立場からもよく説明することが出来るのである。

今 180° 區壁と 90° 區壁を比較するに磁界が働いた場合には磁化ベクトルが 180° 回轉する區壁の方が 90° だけ回轉する區壁よりも動き易く、應力が働いた場合には 90° 區壁は簡単に移動するが 180° 區壁は動かないと考えて見

(6) Becker u. Kersten, Z. Phys., 64(1930), 660.

(7) 篠田, 低温焼鈍による内部組織の變化(昭和24年度本會秋期大會分科會)。

(8) 山田, 軟鋼の逆ウィーデマン効果に及ぼす焼鈍の影響(應用物理未刊)。

ることにしよう。

如何なる強磁性単結晶體も外部から磁界の働きがない限りそれ自身が磁石ではありえないから一つの結晶粒がそれ自體一つの磁區であることはない。即ち一般の場合に磁區は1個が單獨に獨立して存在し得るものでなく幾つかの磁區が組合されて、全體としては外部に磁氣作用を持たない形で存在すると考えられる。そこで今その最小の組合せを假りに單位磁域⁽⁹⁾と名付けることにすると、單位磁域は4個の磁區より成り、その配列はエネルギーが最小で而も外部に磁氣作用を及ぼさないという假定によつて恐らく Fig. 11 のようなものと思われる。そして一つの結晶粒は

Fig. 11 Diagrams Show Schematically the distribution of Domain in the "Unit Region" (b) and General Domain Structure (a).

このような單位磁域の集合によつて出來たものとする。

今一つの單位磁域に一定方向の磁界が働く場合を考えてみる。この場合各磁區の磁化ベクトルは磁界の方向に最も近い磁化容易軸の方向に回轉するが、磁化ベクトルが90°の方向轉換をすると長さの變化を伴わねばならないから、これは180°の方向轉換よりも、より多くのエネルギーを要することになり先ず180°區壁の移動が先に起ると考えねばならない。従つて磁界の強さ H の増加と共に單位磁域が磁化する模様を示すと Fig. 12 (a) のようである。次ぎ

Fig. 12 Diagrams Show Schematically the Changes of Domain Structure of "Unit Region" caused by Field, Tension and Compression respectively. Positive Magnetostriiction.

(9) こゝでいう單位磁域なるものは、擾亂磁場に関する理論的考察において Kondorski J. Phys. USSR. 1941, 93) が提稱したregionとは同一のものである。

に單位磁域にある方向の張力 σ が働く場合を考えると、張力 σ は磁化ベクトル I_s を張力の方向に回轉させるが強磁性體を磁化することは出來ないこと並びに張力を與えた試料の磁區模様 (Domain Pattern⁽¹⁰⁾) を観察すると、常に張力の方向に平行な壁が見られる事實によつて、張力の働きにより Fig. 12 (b) に示したように 90° 區壁が移動して、その結果張力の方向に最も近い二つの磁化容易軸の方向に向く磁區の容積が一樣に増加し、あたかも 180° 區壁が張力の方向に延びて行つた如くなり終りには 90° 區壁は消失する。更に張力が增大すると磁化ベクトルは異方性エネルギーに打ち勝つて互に張力と平行になるまで回轉する。従つて σ - B 曲線は Fig. 12 (T-3) の状態で B の値は極大となつてその後 σ の増加と共にえつて減少することになる。

同じように壓縮が働く場合には 90° 區壁が張力の場合と逆方向に移動し壓縮應力 σ の増加と共に單位磁域内の磁區配列變化の模様は Fig. 12 (C) に示すようである。

Fig. 13

の回轉方向はある一定の向きにのみ起ることを物語るものである。何故ならば標準状態にある單位磁域に張力が働いて、Fig. 12 (b) の變化が起る場合、若し Fig. 14 (a) に示

Fig. 14 Diagrams Show Schematically the Translation of 90° Wall caused by tension.

すように上側の磁區の右向き磁化ベクトル I_{s2} の一部は逆時計方向に 90°、他は時計方向に 90° 回轉して Fig. 12 (b) の (T-2), (T-3) の變化が起るとすれば、 I_s ベクトルの回轉による外部への磁氣作用は互いに打ち消されて検流計には荷重に相當した電流は流れないからである。従つて張力による I_s ベクトルの方向轉換はある一定の方向に向つてのみ行われ Fig. 14 (b) のように一部は 90°、他の一部は同じ向きに 270° 回轉するものと考えられる。従つ

(10) H. J. Williams, R. M. Bozorth, Phys. Rev., 75(1949), 155.

て張力によつて 90° 區壁が移動するとき單位容積當りのエネルギーの變化は 180° 區壁の移動の場合と同様に $12I_s H$ となる。

以上に述べたように強磁性體は單位磁域の集合體であると考え、又磁區の磁化ベクトルを回轉せしめる原因は全く異なる二つの効果即ち磁界の作用と應力の作用であると考え、我々の行つたこの度の實驗結果を合理的に説明することが出来る。

もつとも塑性引張を與えた時に磁化曲線の傾きが減少するのは、弾性限を越えた荷重の場合で内部組織が變化するのでこのような考えだけでは説明し難いが、後に弾性歪が残つて、外側は壓縮、内側に引張應力が存在することは確かである。従つてこれに軸方向の張力が働くと 90° 區壁は張力によつて容易に動くことが出来るから、引張側では直に消失し、壓縮側でも磁區配列は標準状態に戻り、更に (T-2), (T-3) に變化し得る。Fig. 12 からわかるように 180° 區壁の面積が大きい程磁界によつて磁化され易いのであるから、塑性引張後張力を與えると非常に磁化され易くなり歪感度が増大するのである。

以上のように塑性變形による材料の歪感度の上昇が容易に説明されるが、同時に Fig. 4~7 に現われるような σ -

B 曲線の B の極大値 $B_{\max}$ を與える應力 σ_0 の値が塑性變形後荷重の大きい方へずれたことも我々の考えからよくうなづける。即ちこれは Fig. 12 の (C-2), (C-3) のような状態にある單位磁域は初期に 180° 區壁が面積を減じているからである。

次に (C) の状態であるがこの状態におけるフェライトの格子を考えると僅少の Si と極めて僅かな C, P, S, Mn を含むのみで結晶粒も小さいから格子としては欠陥がない、換言すれば材料の欠陥は結晶の境界にはあつても結晶粒の内部には少く、結晶粒自體は一つの crystallite のように完全な結晶 (Perfect crystal) に近いものである。

こうした欠陥の少い結晶粒へは境界から欠陥や轉位も中には入り難く、それらが結晶粒子内を移動する機會も少ないのと同じように應力による區壁の移動も起り難いのではないかと考えられる。併しこの點に關しては今後の研究を俟たなければ斷言は出来ない。

終りに臨み種々實驗材料を提供下された東京工大田中博士、コイルその他御便宜を計つて頂いた東京芝浦電氣綱干工場の山本、塚本兩氏及びデータの整理を援助された來田助手に對して謝意を表する尙本研究の經費の一部は文部省科學研究費より支辨した。