

論 文

高 Mn 非磁性鋼の磁氣的性質におよぼす
合金元素の影響佐伯 修*・高田 寿*²・須藤 正俊*³・大木 継秋*³Effects of Alloying Elements on the Magnetic Properties of High
Manganese Non-magnetic Steels

Osamu SAEKI, Hisashi TAKADA, Masatoshi SUDO, and Tsuguaki OHKI

Synopsis :

Effects of C, Mn, Ni, Si, and N on structural changes and magnetic properties of cold-worked and heat-treated high manganese non-magnetic steels were studied by means of optical and transmission-electron microscopy, X ray diffraction, magnetic measurement, and Mössbauer spectroscopy.

Additions of C, Mn, Ni, and Si restrain increase in permeability with cold working. Additions of C and Si accelerate increase in permeability with isothermal annealing at 600°C, and those of Mn and Ni restrain this increase. The increase of the permeability with cold working corresponds to the appearance of strain-induced martensite. The increase of the permeability with isothermal annealing at 600°C is considered to be caused mainly by the ferrite among the pearlitic constituent precipitates. When the amount of ferrite is over 2%, the permeability is above 1.1.

From these results, it is found that the permeability of steels containing optimum alloying elements such as 0.65%C, 14%Mn, 2%Cr, and 2%Ni remains at a low level under cold working and heat treatment.

1. 緒 言

核融合、磁気浮上高速鉄道などは将来の発展が大いに期待されている分野であるが、これらの装置や設備は強磁界のもとで使用されるため、これに用いる構造用材料として非磁性材料が必要となる。従来より非磁性鋼としてはオーステナイト系ステンレス鋼とオーステナイト系高 Mn 鋼があるが、後者は前者にくらべ一般的に耐力が 10 kgf/mm² ほど高く、強度的に構造部材として有利でありまた Ni 含有量が少ないために安価であるなどの利点を有している。そこで近年、オーステナイト系高 Mn 非磁性鋼が核融合部材や磁気浮上高速鉄道用部材に使用されるようになった。非磁性鋼とは磁気に感じない鋼の工業的総称であり通常透磁率が 1.5 以下のものをいう¹⁾²⁾ が核融合設備の構造部材としてはさらに低いほど望ましい。本研究では非磁性の目安を透磁率 1.02 においた。この高 Mn 非磁性鋼は冷間加工を施すとマルテンサイト (α') 相を生じることがある^{3)~5)}。また本鋼を溶接構造物として使用する場合には溶接継手の応力除去焼鈍を施すことがあるが、この焼鈍は通常 550~600

°C の温度範囲で行われておりその際炭化物が析出することがある。たとえばハッドフィールド鋼は 600°C 付近に炭化物析出のノーズがありしかも粒界炭化物は 600°C では 10 s 程度の短時間処理でも析出することが報告されている^{6)~9)}。この炭化物の析出におよぼす合金元素の影響、冷間加工の影響、また再加熱後の機械的性質に関しては多くの報告がある^{10)~16)}。冷間加工による α' および再加熱による炭化物の出現に伴って透磁率が変化する¹⁷⁾がこの透磁率変化におよぼす合金元素の影響についてもいくつかの報告がある²⁾¹⁷⁾。しかしその詳細は不明な点が多い。そこで本研究では熱間で圧延して鋼板を製造するのに適した¹⁸⁾ 0.65%C-14%Mn-2%Cr 鋼を基本鋼として、冷間加工や溶接継手の応力除去焼鈍を想定した熱処理を施した際の透磁率変化におよぼす Mn, C, Ni, Si, N の影響を調査するとともに透磁率を上昇させる原因が何であるかを磁気測定、光学、電子顕微鏡観察およびメスバウアー効果により調べさらに冷間加工および 600°C 等温焼鈍により出現する α' 、フェライト (α) の量の推定を試みた。

昭和 56 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 5 月 17 日受付 (Received May 17, 1982)

* (株)神戸製鋼所 工博 (Kobe Steel, Ltd.)

*² (株)神戸製鋼所中央研究所 工博 (Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd.)*³ (株)神戸製鋼所中央研究所 (Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakinocho Chuo-ku Kobe 651)

Table 1. Chemical composition of steels used.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N
M 1	0.51	0.56	14.40	0.029	0.004	2.16	-	0.013
M 2	0.54	0.58	13.40	0.028	0.003	2.22	-	0.014
M 3	0.48	0.60	12.00	0.026	0.004	2.18	-	0.017
M 4	0.54	0.57	10.40	0.026	0.004	2.18	-	0.013
C 1	0.25	0.63	13.84	0.027	0.021	2.04	-	0.043
C 2	0.64	0.66	13.80	0.026	0.003	2.31	-	0.026
C 3	0.75	0.69	14.05	0.028	0.022	2.13	-	0.036
N 1	0.75	0.69	13.85	0.027	0.049	2.08	-	0.036
N 2	0.53	0.20	14.24	0.027	0.027	2.08	1.04	0.027
N 3	0.60	0.62	13.44	0.035	0.003	2.01	2.00	0.032
N 4	0.74	0.62	13.84	0.028	0.026	2.04	3.16	0.031
S 1	0.60	0.30	13.90	0.027	0.001	2.04	-	0.017
S 2	0.70	1.34	14.40	0.026	0.001	2.06	-	0.018
S 3	0.72	2.60	14.80	0.027	0.002	2.04	-	0.018
S 4	0.70	3.51	14.50	0.024	0.001	2.02	-	0.019
NA	0.40	0.61	11.16	0.023	0.010	3.79	-	0.075
NC	0.41	0.62	14.00	0.023	0.009	2.14	-	0.059

2. 実験方法

0.65% C-14% Mn-2% Cr を基本成分とし, C, Mn, Ni, Si, N の含有量を変化させた計 5 系列の 90 kg 鋼塊を小型高周波真空溶解炉で溶製した. Table 1 に供試鋼の成分を示す. M1~M4 は Mn, C1~C3 は C, N1~N4 は Ni, S1~S4 は Si, NA, NC は N の効果を調査するためのものである. 鋼塊は熱間鍛造で直径 20, 11 mm の丸棒に鍛伸した後, 1 200°C に 30 min 保持後水冷の溶体化処理を施した. 直径 11 mm の丸棒の表面脱炭層を除き 9 mm とし再加熱用および引張用試験片を採取した. 直径 20 mm の丸棒は 1 200°C × 30 min 均熱後 2 パスの熱間圧延 (熱延) により厚さ 3 mm の板とし再び 1 200°C で 30 min 保持後水冷の溶体化処理を施した. 溶体化処理後の再加熱は溶接後の応力除去焼鈍を想定した 600°C を採用し, 保持中の脱炭をできるだけ少なくするために塩浴を用いて行い, 10~2 000 min 保持後水冷した. 熱処理後, 化学研磨により表面層を 30~40 μ 除去した. 冷間加工は透磁率測定用試料については直径 9 mm の丸棒の引張 (加工率 5~30%), 電顕観察用試料は厚さ 3 mm の板の冷間圧延 (圧下率 22~23%) により施した. 5~30% の引張歪みを与えた丸棒および 600°C の等温焼鈍を施した丸棒より試験片を採取しエメリー研磨後電解研磨により研磨による歪みを除去し, 3% ナイタル腐食後光学顕微鏡による組織観察を行った.

透磁率の測定は 5~30% の引張り歪みを付与した丸棒より平行部 200 mm を切り出した試料および直径 9 mm, 長さ 200 mm の丸棒の 600°C 等温焼鈍材について ASTM A 342 第 1 法に準ずる方法で行った. 透磁率は磁場の強さ 200 Oe のときの値とした. 一方試料 NA, S3

の丸棒に引張りにより 10~60% の歪みを付与した材料および S3 の 600°C 等温焼鈍材について電磁石型磁化器と直流磁気自動記録計を用いて磁場 5 000 Oe までの磁化曲線を求めた. 試験片形状は 5 mm ϕ × 10 mm l である.

一方 22~23% の冷間圧延を加えた冷延板および板厚 3 mm の熱延板に溶体化処理後 600°C 等温焼鈍を施した板とを機械研磨によりおよそ 100 μ の厚さとした後, -60°C に冷却した 10% 硝酸+メチルアルコール溶液を用いた電解研磨法により薄膜を作製し 200 kV 電顕にて透過電顕観察を行った.

メスbauer効果は鉄合金の磁氣的性質を調べるのに有効な手段である. ここでは 600°C 等温焼鈍による透磁率の上昇の原因をメスbauer効果により調べた. 厚さ 3 mm の熱延板を溶体化処理後 600°C 等温焼鈍を施し機械研磨により 1 mm とし, さらに化学研磨と電解研磨により 30~40 μ の厚さとした試験片および 600°C 等温焼鈍を施した試料より電解抽出した炭化物について, 島津 MEG 1A 型メスbauer分光分析装置を用い, 10 mCi の ^{57}Co (Pd) を線源として室温での吸収スペクトルを観察した. 抽出した炭化物中の成分を化学分析により定量した. また, メスbauer効果測定用試料と同じ試料について回転対陰極型 X線発生装置を用いて出現する相の確認を行った.

3. 実験結果および考察

3.1 冷間加工に伴う磁気特性変化におよぼす合金元素の影響

0.65% C-14% Mn-2% Cr を基本成分とする鋼中の C,

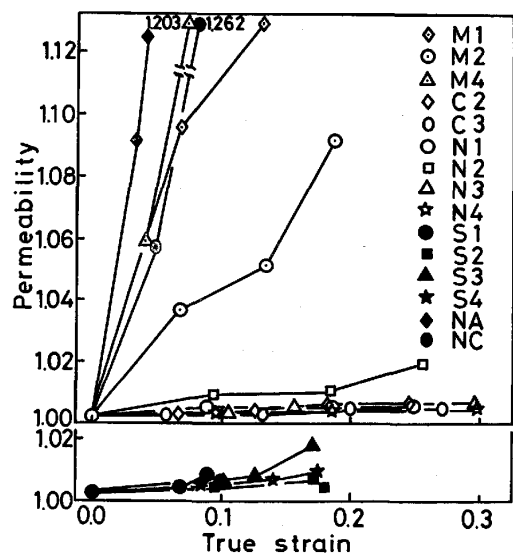


Fig. 1. Effect of cold working on permeability of high manganese steels having various chemical composition.

Mn, Ni, Si, N 含有量を変え、冷間加工として引張りにより歪みを付与した時の透磁率変化を調べた。Fig. 1に引張りによりおよそ 30% までの歪みを与えたときの透磁率変化におよぼす合金元素の影響を示す。Mn 添加の影響についてみると、C がおよそ 0.5% のときには Mn が 10~14% の範囲で 10% の冷間加工により透磁率が 1.04 以上に達しており、さらに加工度の増大に伴い著しい透磁率の上昇がみられる。また Mn 量が少ないほど冷間加工に伴う透磁率の上昇は大きいようであるが、必ずしも Mn 量の順になつておらず、たとえば 14% Mn 添加鋼 M1 と 13.4% Mn 添加鋼 M2 を比較すると Mn 量の多い前者の方が透磁率が大きいという結果を示している。これは両者のわずかな C 量の差が原因であると考えられる。次に C 量の影響についてみると、0.25% C 添加鋼の C1 は数%の加工で透磁率が急上昇し測定が不可能となる。14.4%~10.4% Mn 添加鋼 M1~M4 の結果と考え合わせると、C 量が 0.5% 以下では 10% 程度の冷間加工で透磁率を 1.02 以下に保つことは困難であることがわかる。C 量を 0.6% 以上含む 0.64% C および 0.74% C 添加鋼 C2, C3 は 30% 程度の冷間加工を加えても透磁率は 1.02 以下である。次に Ni の影響についてみると、Ni を 1% 含有し C 量が 0.53% の N2 は C 量が 0.54% で Ni を含有していない M2 とくらべ冷間加工による透磁率の上昇をおさえる効果のあることがわかる。また Si 添加鋼は C 量がいずれも 0.6% 以上であるため冷間加工による透磁率の変化は少ない。N 添加鋼はわずかの冷間加工で透磁率が急激に上昇しているが、これは C 量が 0.4% と低いためであり、0.07% 程度の N 添加ではほとんど効果のないことがわかる。

SUS 301, 304 などのオーステナイト系ステンレス鋼は冷間加工を施すとマルテンサイト (ϵ あるいは α') を生じることが知られている。オーステナイト (γ) の安定度は合金元素、溶体化温度、結晶粒度などにより変化するが、なかでも合金元素の影響が大である^{19)~22)}。 γ の安定度の指標としては Md, Md₃₀, Ni 当量などが提案されている。提案者により多少の差はあれ、 γ を安定化する元素としては C, N, Si, Mn, Ni, Cr がありなかでも C, N の影響が大きい。

そこで次に本研究に用いた高 Mn 鋼の γ の安定度を上記の Md₃₀, Ni 当量により計算し透磁率測定結果と対比させてみた。

Md₃₀ については ANGEL の式²²⁾ (1) を用い、また Ni 当量 [Ni] については平山¹²⁾らが熱力学的立場から得た式(2)を用いてそれぞれ計算した。

$$Md_{30} = 413 - 462(C+N) - 9.2(Si) - 8.1(Mn)$$

$$- 13.7(Cr) - 9.5(Ni) - 19(Cu) \dots\dots\dots (1)$$

$$[Ni] = Ni + 0.65Cr + 0.98Mo + 1.05Mn$$

$$+ 0.35Si + 12.6C \dots\dots\dots (2)$$

その計算結果と 10% の冷間加工を加えたときの透磁率をプロットした結果を Fig. 2 に示す。Md₃₀ が 0°C 以下では透磁率は 1.02 以下でほとんど変化しないが、0°C 以上では Md₃₀ の上昇とともに直線的に急激に上昇することがわかる。また Ni 当量が 24 以上になると、透磁率は 1.02 以下となる。このように冷間加工による透磁率の変化は γ の安定性で説明できるが、出現する α' の量が同じでも合金成分が異なると、自発磁化が異なるために透磁率は変わってくると思われる。光学顕微鏡、電子顕微鏡による組織観察および X線回折実験により α' の出現を確認したが、その定量化はできなかつた。そこでここでは磁化曲線の測定結果をもとに α' 量の推定を試みた。Fig. 3 に冷間加工材の磁化曲線を示す。歪みは引張りにより与えたものである。この磁化曲

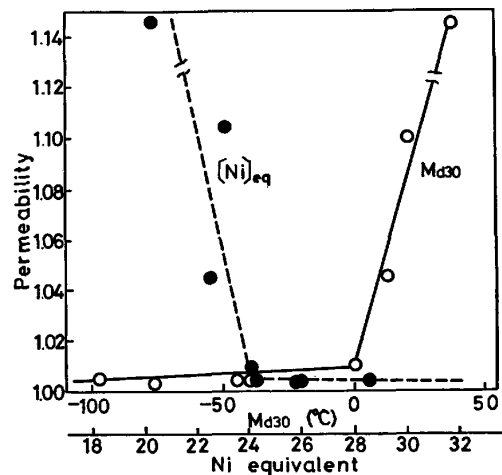


Fig. 2. Relationship between permeability after cold-worked 10% and Md₃₀, Ni equivalent.

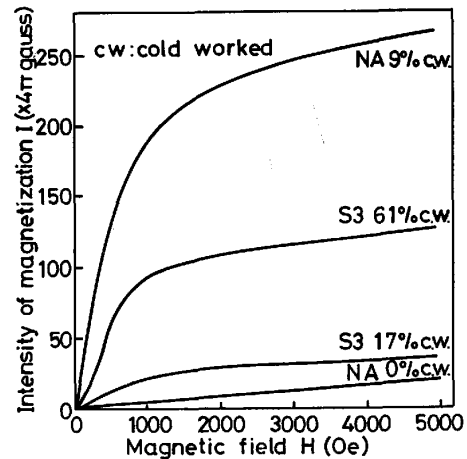


Fig. 3. Magnetization curves of cold-worked steels.

線を(3)式の Langevin 関数で近似し飽和磁化 (I_s) を求めた。

$$I = I_s \left\{ \coth KH - \frac{1}{KH} \right\} \dots\dots\dots (3)$$

ここで K は定数, H は磁場の強さである。ここでの試みは磁化曲線を適当な式に近似し, 目安としての α' の量を求めるものである。

本来, 非強磁性相中に粒子サイズが数 10 \AA 以下の強磁性相が分散した磁化曲線を Langevin 関数で近似できるのは, いわゆる超常磁性を示すものに限られるが²³⁾²⁴⁾, ここでは(3)式中の K の厳密な意味は考えず, 磁化曲線を最小2乗法により(3)式にのせ K, I_s を定数として求めた。自発磁化の値 (I_0) は純鉄の値 1710 gauss ²⁵⁾ をもとに単純希釈に従うものとして NA で 1402 gauss , S3 で 1300 gauss とした。これらの値をもとに α' の体積率 ($f_{\alpha'}$) を(4)式により求めた。

$$f_{\alpha'} = \frac{I_s}{I_0} \dots\dots\dots (4)$$

(4)式より求めた $f_{\alpha'}$ と加工率との関係を Fig. 4 に示す。 γ の不安定な NA は冷間加工とともに α' の量が急激に増加し, 20% 程度の加工で α' の生成量がおおよそ 12% ほどになる。一方比較的 γ が安定な S3 は 60% 程度の冷間加工を加えても α' の生成量は 1.5% 程度の値となつた。

3.2 600°C等温焼鈍に伴う磁気特性変化におよぼす合金元素の影響

高 Mn 鋼を 600°C 付近に恒温保持するとまず粒界へ炭化物が析出し, 保持時間が長くなるとパーライト状析出物が析出してくる^{6)~9)}。それに伴つて磁氣的性質も変化する。Fig. 5 a)~d)に 600°C に恒温保持した場合の透磁率変化におよぼす C, Mn, Ni, Si の影響を示す。まず Fig. 5 a)の C の効果をみると, C 量が 0.75

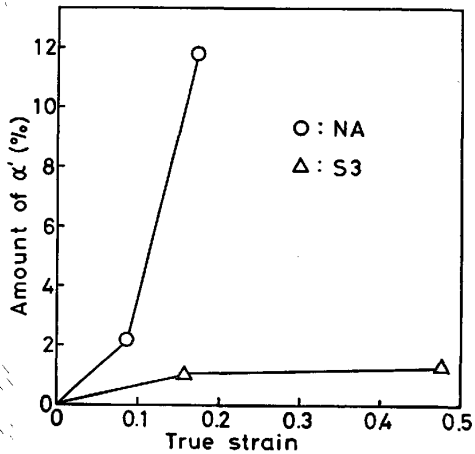


Fig. 4. Change in amount of α' as a function of strain.

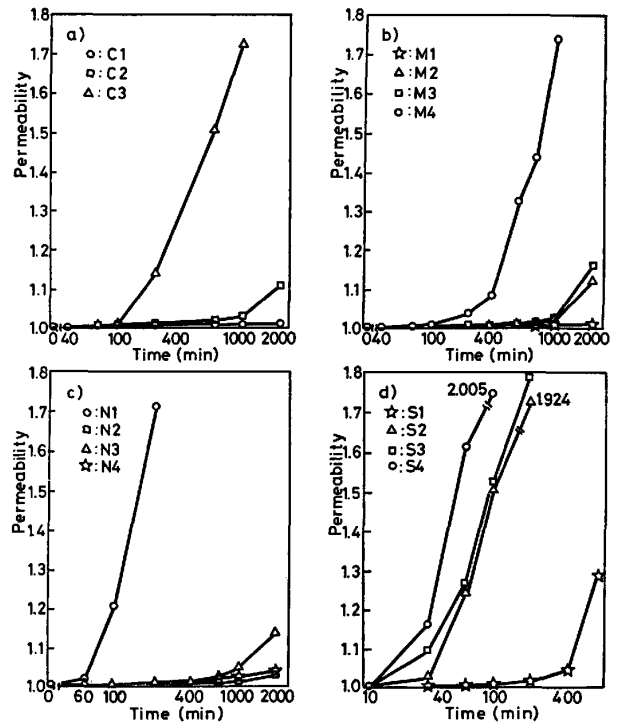
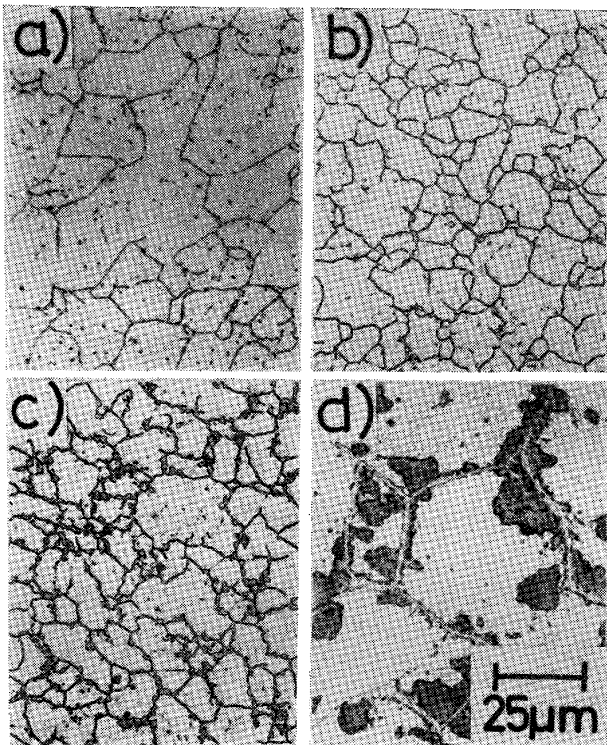


Fig. 5. Change in permeability of high manganese steels having various chemical composition as a function of holding time at 600°C.

% では 200 min 程度の保持時間で透磁率が急上昇しているが, C 量が 0.64% の場合は 1000 min 程度から上昇を始める。保持時間が 2000 min になると透磁率が 1.02 以下という要求特性を満足しなくなる。C 量が 0.25% と低くなると 2000 min の保持でも透磁率はほとんど変化しないが, C を極端に低くすると前述したように冷間加工時に問題となる。次に C 量を 0.48%~0.54% と低目におさえたときの透磁率変化におよぼす Mn の効果を Fig. 5 b) に示す。この図から Mn 量が低下するほど短い保持時間で透磁率の上昇が起こり 10%Mn では 200 min の保持で, また 12%~13%Mn では 1000 min の保持で透磁率の上昇が始まることがわかる。しかし Mn 量が 14.4% の場合には 2000 min 保持でも透磁率の変化は起こらない。しかし Fig. 5 a) からわかるように, Mn が 14% 添加されていても C 量が 0.7% となると透磁率は大きく変化する。つぎに Ni の効果について調べた Fig. 5 c) をみると, Ni を 2% 以上添加したものでは C 量が 0.6% 以上でも透磁率の変化は小さく, 熱処理に伴う透磁率の変化に対してきわめて安定したものになることが明らかである。一方 2% 程度の Si 添加は強度, 伸びともに上昇させ, 機械的性質の向上には有効であるが²⁶⁾, Fig. 5 d) に示すように, Si 量の増加は恒温保持による透磁率の上昇をはやめることが



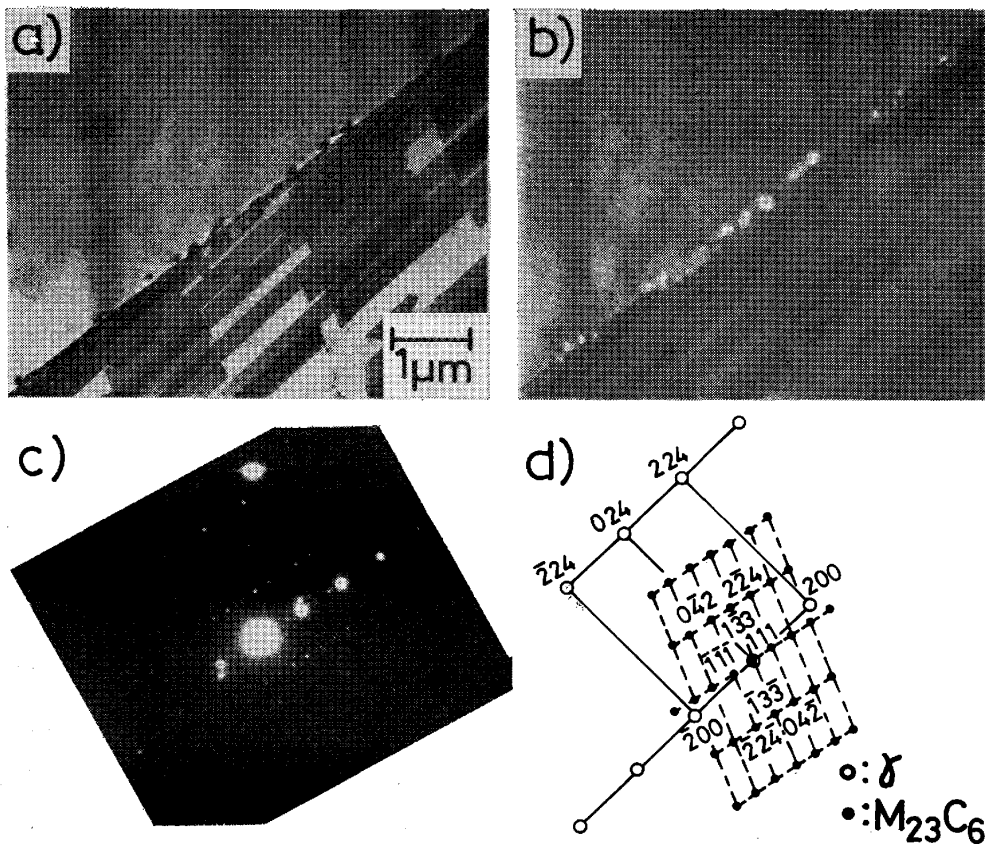
Heat treatment; a) 600°C×10min, b) 600°C×50min, c) 600°C×100min, d) 600°C×1000min.

Photo. 1. Optical micrographs of S3.

わかる。以上の結果より 0.65% C-14% Mn-2% Cr 鋼に 2% の Ni を添加すると 600°C の等温焼鈍を施しても透磁率の上昇がおさえられることが明らかとなった。

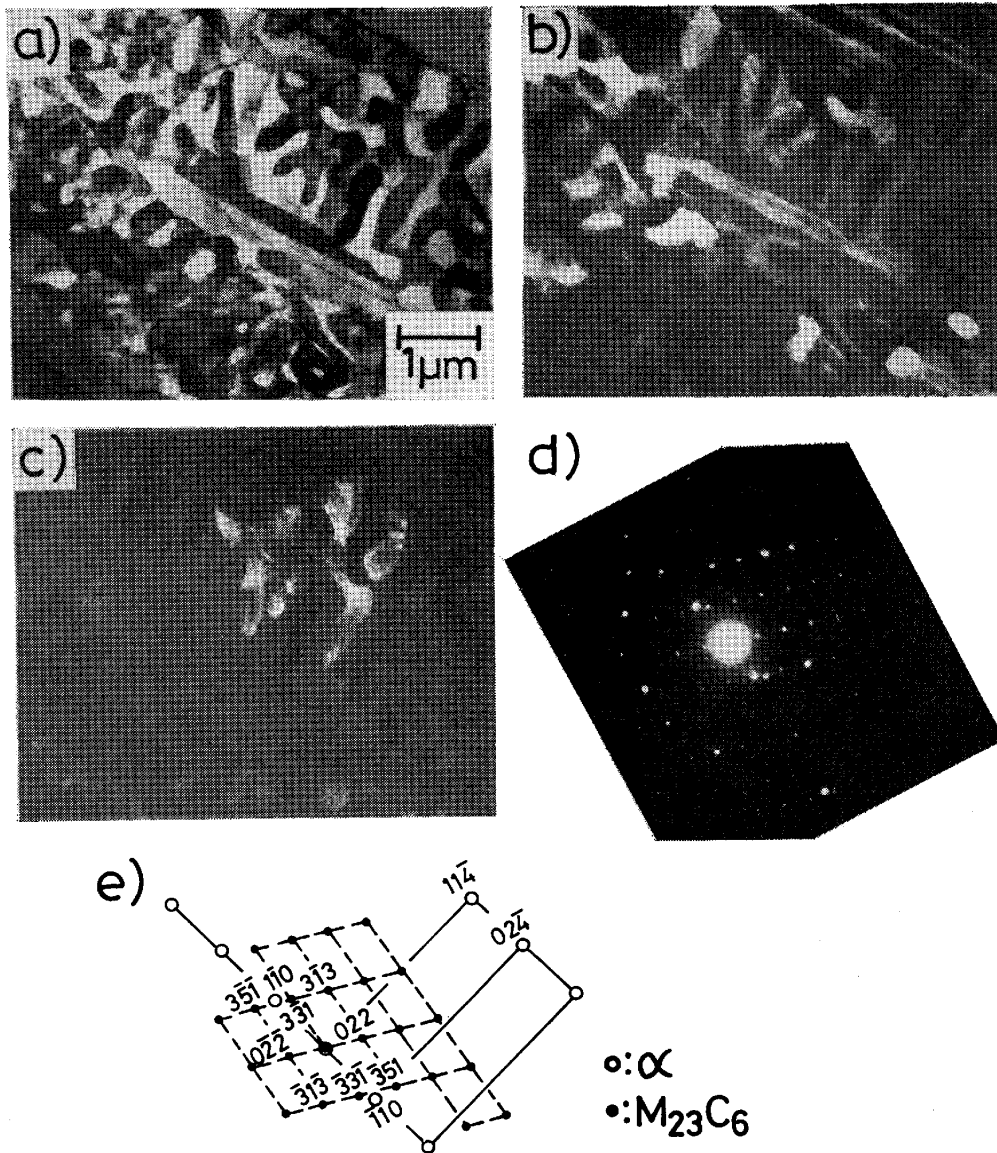
以上の透磁率の変化は光学顕微鏡により観察された析出物の量の変化に対応している。Photo. 1 に S3 を 600°C に 10, 50, 100 および 1000 min 保持したときの組織の変化を示す。短時間の処理では粒界に炭化物が析出し時間とともにその量が増え、この試料では保持時間が 100 min 程度になると粒界炭化物の他にパーライト状生成物が出現してくる。以下 S3 について析出物と透磁率変化との関係を詳細に調査した結果を述べる。

Photo. 2 に 600°C に 10 min 保持した S3 の透過電子顕微鏡による観察結果を示す。a) は粒界部分の明視野像であり d) の電子線回折の解析結果に示すようにマトリックスは γ で、粒界の析出物は $M_{23}C_6$ タイプの炭化物であることがわかる。数個所の電子線回折をとりその解析を行つたが、炭化物はいずれも $M_{23}C_6$ タイプで、X線回折で認められた M_3C タイプの炭化物は認められなかつた。なおマトリックスの γ と粒界炭化物の整合性は認められない。Photo. 3 に 600°C に 1000 min 保持した S3 の透過電顕観察結果を示す。a) はマトリッ



a) bright field image, b) dark field image of $M_{23}C_6$ ($1\bar{3}3$) Spot in d), c) diffraction pattern of area shown in a), d) indexed pattern of c).

Photo. 2. Transmission electron micrographs of S3 specimen heat treated at 600°C for 10 min.



a) bright field image, b) dark field image of α ($\bar{1}10$) spot in e), c) dark field image of $M_{23}C_6$ ($\bar{3}3\bar{1}$) spot in e), d) diffraction pattern of center area in a), e) indexed pattern of d).
 Photo. 3. Transmission electron micrographs of S3 Specimen heat treated at 600°C for 1000 min.

クス粒内に成長した析出物内部の明視野像であり、この析出物は e) の電子線回折の解析結果に示すようにフェライト (α) と $M_{23}C_6$ タイプの炭化物よりなる。この場合も炭化物は $M_{23}C_6$ タイプのみしか認められなかった。

X線回折実験の結果、保持時間 10 min では明確な α のピークは現れないが、1000 min ではマトリックスの γ の他に ϵ , α の出現を認めた。一方析出した炭化物のみを電解により抽出し、X線回折により調べたところ、析出物は主として $M_{23}C_6$, M_6C および M_3C タイプの炭化物であることを確認した。電子顕微鏡観察では $M_{23}C_6$ タイプの炭化物しか認められなかったが、 M_6C , M_3C タイプの炭化物もいく分含まれているようである。

以上の結果より析出物の増加による透磁率の上昇は

炭化物と α の寄与が考えられる。そこでそれぞれの磁性をメスbauer効果により調べてみた。 Fe_3C は Fig. 6 a) に示すように強磁性物質であり磁気分裂による6本の吸収線を示す。 Fe_3C の内部磁場は 206 kOe であつた。 $600^\circ\text{C} \times 1000 \text{ min}$ の処理材より電解抽出した炭化物のみのメスbauerアスペクトル Fig. 6 b) をみると速度0付近に幅広い1本の吸収線が現れた。スペクトルの幅が広く解析ができなかつたので断言はできないが、このスペクトルは非磁性のスペクトルと内部磁場の小さい強磁性物質のスペクトルの重なりと考えられる。 $600^\circ\text{C} \times 1000 \text{ min}$ の処理材は Fig. 6 c) に示すように速度0付近の炭化物とマトリックス γ の非磁性を示す吸収線の他に磁気分裂による吸収線が現れた。この磁気分裂は

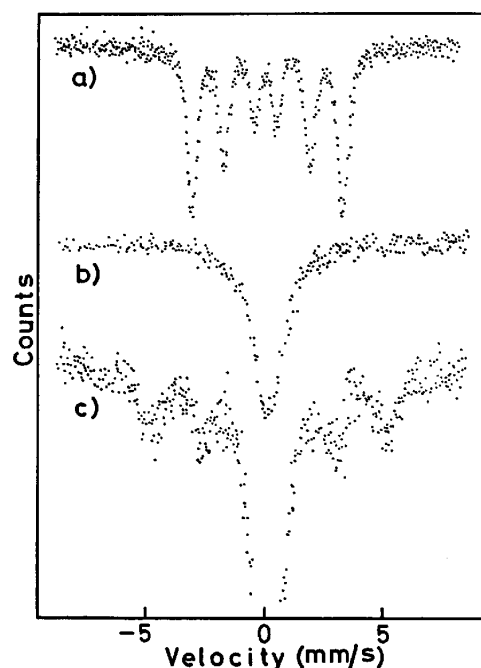


Fig. 6. Mössbauer spectra of a) Fe₃C b) extracted residue of S3 held at 600°C for 1000 min. c) S3 held at 600°C for 1000 min.

α によるもので内部磁場は 323 kOe であつた。

Fe₃C は強磁性物質であり 600°C の熱処理で析出する炭化物中にも M₃C タイプの炭化物が含まれていることから透磁率を上昇させる原因の1つにこの炭化物があげられる。この炭化物中の Fe, Mn, Cr の分析を行つたところ、保持時間とともに各成分は増加してゆくが、Mn/(Fe+Mn) も増加してゆくことが明らかとなつた。したがつて短時間で析出する炭化物は常温で磁性をもつが、ROBERTS²⁷⁾ が述べているように M₃C 中の Mn 含有量の増加とともに Curie 点が常温以下となり長時間の熱処理材中の M₃C は非磁性となるとも考えられる。しかし、10 min 保持材より電解抽出した炭化物のメスバウアースペクトルは明確な磁気分裂を示さなかつた。M₃C タイプの炭化物が少ないこと、炭化物中の Mn 濃度はマトリックス中の Mn と同程度であることなどから明確な磁気分裂を示さなかつたものと考えられるが、今後さらに詳細な検討が必要である。

Fig. 7 に 600°C に 10, 50, 100, 1000 min 保持した S3 の磁化曲線を示す。図に示すように 10 min 程度の短時間の焼鈍によつても磁化の強さ、従つて透磁率はわずかながら上昇する。組織観察の結果保持時間 10 min ではいまだパーライトは出現しておらず、炭化物もメスバウアースペクトルより弱磁性であるからこの透磁率を上昇させているのは、炭化物が析出したため γ 中の C 濃度が減少し一部 α に変わつているためと考えられる。X

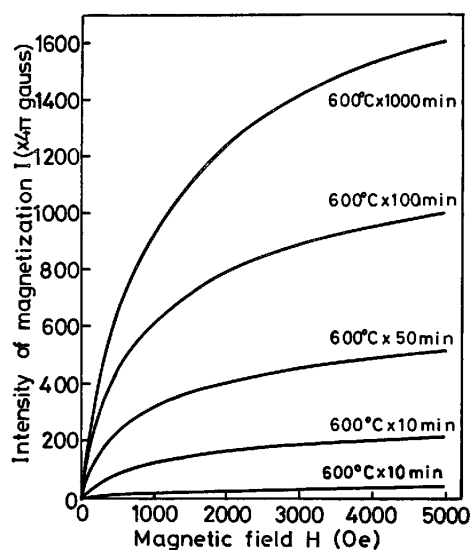


Fig. 7. Magnetization curves of heat-treated S3 at 600°C.

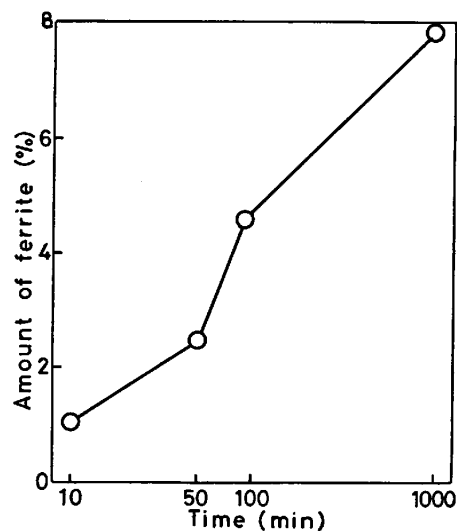


Fig. 8. Change in amount of ferrite as a function of holding time at 600°C.

線回折、電子顕微鏡観察のいずれの手段によつてもこの α が確認できなかったのは量が少ないためであろう。以上の結果より透磁率上昇に対する炭化物の寄与は無視できるくらい小さく、主たる要因は α であると考えられる。

そこで次に、磁性を担っているのは α のみと仮定し、磁化曲線よりその量の推定を試みた。手法は冷間加工により出現する α' を推定したと同様、磁化曲線を Langevin 関数 ((3)式) で近似し飽和磁化を求め(4)式より α の量を求めるものである。なお保持時間とともに出現する α 中の成分濃度も変化すると考えられ、それに伴つて自発磁化も変化すると考えられるが、メスバウアースペクトルの測定結果より、純鉄と比較して出現する α の内部磁場があまり変わらないことから自発磁化は一定と

した。Fig. 8 に保持時間による α 量変化の計算結果を示す。この結果と先の透磁率測定結果より α 量が 2% 程度となると透磁率が 1.1 以上となることがわかる。

4. 結 言

高 Mn 非磁性鋼 (基本成分 : 0.65% C-14% Mn-2% Cr) の冷間加工および 600°C 等温焼鈍を施した際の磁氣的性質変化におよぼす合金元素の影響を調べた結果次のことが明らかとなった。

1) C 量の増加は γ を安定化し、冷間加工に対する透磁率の上昇をおさえるが、600°C 等温焼鈍に伴う透磁率の上昇をはやめる。

2) Mn および Ni 量の増加は冷間加工に対する透磁率の上昇をおさえ、600°C 等温焼鈍に伴う透磁率の上昇を遅らせる。Si 量の増加は 600°C 等温焼鈍に伴う透磁率の上昇をはやめる。

3) 冷間加工に伴う透磁率の上昇は加工誘起変態により現れる α' により、 α' が 1.5% 程度以下なら透磁率は 1.02 以下に保ち得る。

4) 600°C 等温焼鈍時の透磁率上昇の主要原因は α の出現であり、炭化物は弱磁性でその寄与は無視できるくらい小さい。

5) 600°C 等温焼鈍材の磁化曲線を Langevin 関数で近似し出現する α 量を計算で求めた結果と透磁率の実験結果とから α 量がおよそ 2% 以上となると透磁率は 1.1 以上となる。

6) C 量を 0.65% 程度とし、焼鈍および冷間加工に対して安定した非磁性鋼の性能を十分に確保するために Ni を 2% 程度添加した 0.65% C-14% Mn-2% Cr-2% Ni 鋼が工業化のために最も望ましい高 Mn 非磁性鋼といえる。

おわりに、メスバウアー効果の実験について御援助いただいた九州大学総合理工学研究科の沖憲典助教授に心から感謝いたします。

文 献

- 1) 沢 繁樹: 日本金属学会会報, 18 (1979), p. 573
- 2) 行方二郎: 熱処理, 17 (1977), p. 130
- 3) 今井勇之進, 斎藤利生: 日本金属学会誌, 26 (1962), p. 283
- 4) K. SIPOS, L. REMY, and A. PINEOU: Metall., Trans., 7A (1976), p. 857
- 5) K. KATO, S. FUKUI, M. FUJIKURA, and K. ISHIDA: Trans. ISIJ, 16 (1976), p. 673
- 6) A. E. W. SMITH: JISI, 29 (1957), p. 425
- 7) 今井勇之進, 斎藤利生: 鉄と鋼, 46 (1960), p. 665
- 8) 今井勇之進, 斎藤利生: 日本金属学会誌, 25 (1961), p. 61
- 9) 鈴木 章, 高田 寿, 牧岡 稔, 後藤督高: 鉄と鋼, 55 (1969), p. 821
- 10) 今井勇之進, 斎藤利生: 鉄と鋼, 46 (1960), p. 1451
- 11) 今井勇之進, 斎藤利生: 鉄と鋼, 47 (1961), p. 929
- 12) 今井勇之進, 斎藤利生: 鉄と鋼, 47 (1961), p. 1682
- 13) 遠藤 信, 行方二郎: 日本金属学会誌, 27 (1963), p. 490
- 14) 遠藤 信, 行方二郎: 日本金属学会誌, 28 (1964), p. 849
- 15) 大内千秋, 高坂洋司, 上田正博, 田中淳一, 田村庸一: 日本鋼管技報, (1980) 87, p. 391
- 16) 加藤哲男, 藤倉正国, 矢萩慎一郎, 石田清仁: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 157
- 17) 加藤哲男, 藤倉正国, 矢萩慎一郎, 石田清仁: 電気製鋼, 49 (1978), p. 90
- 18) 笠松 裕, 石岡千里, 山香 誠, 平野宏通, 井原均, 清水真人: 鉄と鋼, 65 (1979), S 367
- 19) 田村今男: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 429
- 20) 平山俊成, 小切間正彦: 日本金属学会誌, 34 (1970), p. 507
- 21) 野原清彦, 小野 寛, 大橋延夫: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 772
- 22) T. ANGEL: JISI, 177 (1954), p. 165
- 23) 石川義和: 固体物理, 1 (1966), p. 25
- 24) 三井惟靖: 金属物理, 6 (1960), p. 60
- 25) 近角聡信: 強磁性体の物理 (1965) [裳華房]
- 26) 大木継秋, 須藤正俊, 山本浩太郎, 高田 寿: 鉄と鋼, 66 (1980), S 352
- 27) E. C. ROBERTS: Trans. ASM, 50 (1958), p. 129