- (23) H. Tůma, M. Vyklický und K. Löbl : Arch. Eisenhüttenw., **41** (1970), 983.
- (24) Y. Jeannin, C. Mannerskantz and F. D. Richardson : Trans. Met. Soc. AIME, **227** (1963), 300.
- (25) 例えば, T.S. Yun : Trans. A.S.M., **54** (1961), 129.
- (26) 平野賢一, 田中良治 : 日本金属学会会報, **9** (1970), 341.
- (27) 松木博人, 内山米雄 : 日新製鋼技報, No.35, Nov., (1976), 12.

N₂-H₂-CH₄ 混合ガスによる S15C 鋼の イオン軟窒化処理について*

曾 根 匠** 綱 沢 栄二** 山 中 久 彦**

Takumi Sone, Eiji Tsunasawa and Kyuhiko Yamanaka : On the Ion-Softnitriding of S15C Steel with N₂-H₂-CH₄ Gas Mixtures. S15C steel was ion-softnitrided with N₂-H₂-CH₄ gas mixtures of various compositions at 823 K for 14.4 ks under a pressure of 6.67×10^2 Pa. Then, the properties of the produced layer were investigated by means of micro-vickers hardness testing, X-ray diffraction, EPMA analysis and wear testing. The following results were obtained.

(1) In the higher CH₄ gas content in the atmosphere, the compound layer was thin (less than 2 μm) and the diffusion layer was shallow or did not exist. That region was approximately given by

$$[\text{CH}_4\%] \geq 1/12[\text{N}_2\%] + 1/3$$

at 823 K under a pressure of 6.67×10^2 Pa.

(2) The ε-Fe₂₋₃(CN) phase was formed easily by the addition of CH₄ gas. The Fe₃C phase was formed and the sooting appeared with increasing CH₄ gas content in the atmosphere. In the lower N₂ gas atmosphere, however, those occurred at the lower CH₄ gas content.

(3) The wear characteristic of the ion-softnitrided S15C steel little depended on the phase, thickness (about 7~13 μm), nitrogen and carbon contents of the compound layer, and the ion-softnitrided S15C steel showed far better wear resistance than the normalized S15C steel. The amount of wear of the ion-softnitrided S15C steel was less than that of the ion-nitrided S15C steel at high speed and load.

(Received August 26, 1978)

I. 緒 言

前報⁽¹⁾において, 各種炭素鋼に N₂-H₂ 混合ガス雰囲気中でイオン窒化処理を行ない, 窒化生成層と基体炭素量の関係について検討し, 化合物層の相, 厚さおよび拡散層深さは基体炭素量に影響されることを明らかにした。しかし, それらは, 雰囲気中の炭素源によっても影響されると考えられ, N₂-H₂ 混合ガス雰囲気中に炭化水素系ガスを添加すると化合物層としての γ'-Fe₄N 単相は容易に ε-Fe₂₋₃N (C 固溶) となることが報告されている^{(2)~(4)}。また, 都市ガスや N₂-H₂ 混合ガス雰囲気中に炭素源を含有する CH₄, CO ガスなどの添加によるイオン浸炭窒化に関する研究は二, 三報告されている^{(5)~(8)}が, 低温 (873 K 以下) での処理を主体にした研究は少ない⁽⁶⁾。そこで, 本実験では N₂-H₂ 混合ガス雰囲気中に CH₄ ガスを添加して,

イオン軟窒化処理†を行なった場合に生じる窒化生成層と雰囲気中の CH₄ ガス量との関係について検討した。あわせて, イオン軟窒化処理した S15C 鋼の耐摩耗性をも調べた。

II. 試料および実験方法

試料はその化学組成を Table 1 に示すような市販の S15C 鋼を用い, 前処理として 1173 K で 5.4 ks の焼ならしを行なった。試料の形状は直径 30 mm, 厚さ 10 mm の円板状で熱電対を挿入するために側面に直径 1 mm の穴をあけたものである。試料は処理前にバフ研摩後, アセトンで脱脂および洗浄を行なった。

使用したイオン軟窒化処理装置は既報⁽⁹⁾のイオン窒化処

** 大阪府立工業技術研究所 (Osaka Prefectural Industrial Research Institute, Osaka)

* 1977 年 10 月日本金属学会広島大会に発表

† NH₃ ガスと浸炭性ガスを用いた 873 K 以下のガス浸炭窒化処理を一般にガス軟窒化処理と称している。それと同義的な意味において, 本実験における 823 K でのイオン浸炭窒化処理をイオン軟窒化処理とした。

Table 1 Chemical composition of specimen. (wt%)

Specimen	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al
S15C	0.15	0.26	0.39	0.012	0.009	0.02	0.02	0.00	0.06

理装置に CH_4 ガスを導入するための流量計を新たに取りつけたものである。処理温度は直径 1.0 mm の CA シース熱電対を試料に挿入して、また、真空度はマクレオード真空計により測定した。ガス圧力の調整は排気系のバルブの開閉によって行なった。

イオン軟窒化処理のための雰囲気には $\text{N}_2\text{-H}_2\text{-CH}_4$ 混合ガスを使用した。まず、ベルジャ内を 1.33×10^{-1} Pa まで減圧後、 $\text{N}_2, \text{H}_2, \text{CH}_4$ ガスを導入し、所定のガス圧力、ガス組成で処理温度までの昇温時間は 900 s と一定にして処理した。処理条件としてはガス圧力を 6.67×10^2 Pa、処理温度を 823 K、処理時間を 14.4 ks と一定にし、雰囲気中の CH_4 ガス量を 0~10% に変化させた (CH_4 ガス量 0% の場合はイオン窒化処理であり、前報⁽¹⁾で得られた結果を比較のために用いた)。処理後、試料はすべて真空中で自然冷却した。

上記のイオン軟窒化処理を施した試料について光学顕微鏡観察、測微計による化合物層厚さ、拡散層深さの測定、マイクロビッカース硬さ (荷重 100 g) 試験、X 線回折、EPMA による表面窒素量と表面炭素量の測定および摩耗試験を行なった。X 線回折は $\text{CoK}\alpha$ 線 (30 kV, 10 mA) でディフラクトメータを使用した。EPMA 分析は加速電圧 15 kV、試料電流 0.1 μA 、電子線径約 $\phi 5.5 \mu\text{m}$ で回折結晶は PbSD を用いた。摩耗試験は大越式迅速摩耗試験機による大気中での乾燥摩擦とした。相手回転試験片としては熱処理して硬さが Hv 約 650 の軸受鋼 (SUS-2) を用い、1 回の試験ごとに砥石で表面を研削後、アセトンで脱脂および洗浄して表面状態を常に一定に保持した。試験条件は最終荷重 2.1 kg、摩擦距離 200 m とし、摩擦速度を 0.301~4.36 m/s の範囲で変化させた。また、摩擦速度 4.36 m/s、摩擦距離 200 m とし、最終荷重を 2.1~12.6 kg の範囲で変えた。

III. 実験結果および考察

1. 組織

Photo.1 に (a) 80% N_2 -15% H_2 -5% CH_4 、(b) 80% N_2 -13% H_2 -7% CH_4 のガス組成でイオン軟窒化処理した試料の断面組織を示す。腐食液としては 3% ナイタルを使用した。Photo.1(a) のようにイオン軟窒化処理した試料もイオン窒化処理⁽¹⁾した場合と同様に最表面に白色の化合物層が存在し、そして、その下に試料を真空中で冷却しているので試料の冷却速度が遅いために $\gamma\text{-Fe}_4\text{N}^{(10)(11)}$ (粗大) および $\alpha\text{-Fe}_{16}\text{N}_2^{(10)}$ (微細) と考えられる大小 2 種類の針状析出物が認められた。しかし、雰囲気中の CH_4 ガス量が多くなる (この CH_4 ガス量は雰囲気中の N_2 ガス量によ

Photo.1 Microstructures of the specimen ion-softnitrided in the (a) 80% N_2 -15% H_2 -5% CH_4 and (b) 80% N_2 -13% H_2 -7% CH_4 gas atmospheres at 823 K for 14.4 ks under a pressure of 6.67×10^2 Pa.

て変化する) と Photo.1(b) のように白色の化合物層が非常に薄くなり、針状の析出物も認められなくなった。この場合、後述の X 線回折の結果、 Fe_3C の回折線の強度が強くなり、白色の化合物層は主に Fe_3C であると考えられる。

2. 化合物層厚さと拡散層深さ

Fig.1 に雰囲気中のガス組成と化合物層厚さの関係を示す。80% N_2 ガス雰囲気中において、化合物層厚さは CH_4 ガス量 3% で極大値約 13 μm となり、その後厚さは減少するが、 CH_4 ガス量 7% 以上では非常に薄く (1~2 μm) なる。雰囲気中の N_2 ガス量が減少すると化合物層厚さの極大値は小さくなり、極大値を示す CH_4 ガス量は N_2 ガス量の減少とともに低 CH_4 ガス量側へ移行する傾向が認められる。そして、20% N_2 ガス雰囲気中では化合物層厚さの極大値は存在せず、 CH_4 ガスを添加 (CH_4 ガス量 1%) しても、イオン窒化 (CH_4 ガス量 0%) 処理の場合とほとんど化合物層厚さは変わらず約 7 μm であり、 CH_4 ガス量 2% 以上で厚さは非常に薄く (1~1.5 μm) なる。

Fig.2 に雰囲気中のガス組成と拡散層深さの関係を示す。拡散層深さはイオン軟窒化処理を施した試料を 573 K で 3.6 ks の時効処理を行ない、針状の $\gamma\text{-Fe}_4\text{N}$ が認めら

Fig.1 Relation between the gas composition and the thickness of the compound layer when ion-softnitrided in the N₂-H₂-CH₄ gas atmosphere at 823 K for 14.4 ks under a pressure of 6.67×10^2 Pa.

Fig.2 Relation between the gas composition and the depth of the diffusion layer when ion-softnitrided in the N₂-H₂-CH₄ gas atmosphere at 823 K for 14.4 ks under a pressure of 6.67×10^2 Pa.

れる距離をもってその深さとした⁽¹⁾⁽¹²⁾。80%N₂ ガス雰囲気中において、拡散層深さはCH₄ ガス量6%まで一定であるが、7%以上で非常に減少するか、存在しなくなる。雰囲気中のN₂ ガス量が低下すると、拡散層が認められなくなる限界のCH₄ ガス量は減少し、20%N₂ ガス雰囲気中ではCH₄ ガス量2%以上で拡散層は存在しない。このような限界のCH₄ ガス量はFig.1における化合物層が非常に薄くなる場合と一致している。Fig.1, Fig.2より明らかのように、CH₄ ガス量が多くなると窒化効果を減ずるが、その傾向は雰囲気中のN₂ ガス量が減少するとともに低CH₄ ガス量側へ移行する。すなわち、化合物層、拡散層を形成するイオン軟窒化処理を行なうには、それらの構成元素を供給する雰囲気中のN₂ ガス量、CH₄ ガス量によって規定できると考えられる。そこで、ガス組成と化合物層厚さの関係について検討を行なった。Fig.1において、[N₂%]-[CH₄%]平面に垂直な面を設定し、厚い化合物層を生成する領域と薄い化合物層を生成する領域の境界を考えてみると、近似的に図中に示したA面によってそれらの領域は分割できる。[N₂%]-[CH₄%]平面に垂直なA面の方程式は定数を a, b, c とすると、一般に次式で表わされる。

$$a[\text{N}_2\%] + b[\text{CH}_4\%] + c = 0$$

化合物層が薄くなる境界条件、80%N₂-7%CH₄, 20%N₂-2%CH₄を上式に代入して a, b, c の値を求めると、

$$[\text{N}_2\%] - 12[\text{CH}_4\%] + 4 = 0$$

となり、化合物層が薄く(2μm以下)なる領域は次式で表わされる。

$$[\text{CH}_4\%] \geq 1/12[\text{N}_2\%] + 1/3$$

すなわち、Fig.1, 2よりCH₄ ガスを用いて6μm以上の化合物層厚さ、約0.5mmの拡散層深さを得るイオン軟窒化処理は少なくとも次式で表わされる領域で行なう必要がある。

$$[\text{CH}_4\%] < 1/12[\text{N}_2\%] + 1/3$$

このような関係式は当然使用する炭化水素系ガスの種類によっても変化すると考えられるが、N₂-H₂-CH₄混合ガスを使用してイオン軟窒化処理する場合の一応の目安となるであろう。

3. 表面硬さおよび断面硬さ分布

表面硬さにおよぼすCH₄ガス添加の影響をTable 2に示す。表面硬さは処理後、試料表面を軽くバフ研磨し、表面より直接硬さ測定を行なった。この場合、化合物層の厚さが硬さに影響すると考えられるので、ほぼ同程度の化合物層厚さ(約7μmと約10μm)を有するイオン窒化材とイオン軟窒化材について比較した。イオン軟窒化材はイオン窒化材に比べて表面硬さは高くなることがわかる。

Fig.3に(a)20%N₂と(b)80%N₂ガス雰囲気中において、

Fig.3 Variation in hardness distribution from the surface of the specimen ion-softnitrided with varying CH₄ gas contents in (a) 20%N₂ and (b) 80%N₂ gas atmospheres at 823 K for 14.4 ks under a pressure of 6.67×10^2 Pa.

Table 2 Effect of CH₄ gas addition on the surface hardness.

Gas composition (%)			Thickness of compound layer (μm)	Surface hardness (Hv, Load 100 g)
N ₂	H ₂	CH ₄		
20	80	0	7.5	390
20	79	1	7.2	430
80	20	0	10.5	586
80	15	5	10.1	628

CH₄ ガス量を変えて処理した試料の断面硬さ分布を示す。CH₄ ガス量によって、たとえば、80%N₂ ガス雰囲気中ではCH₄ ガス量6% までは拡散層の硬さ分布は変化せず、また、イオン窒化材(CH₄ ガス量0%)とも差異はない。しかし、CH₄ ガス量が多くなると表面部から内部まで同じ硬さで、硬さの増加は認められず、窒化が進行していないことがわかる。これは拡散層深さの結果(Fig.2)とよく対応する。

4. 生成相の同定

イオン軟窒化処理することにより試料表面に生成した炭窒化物の同定をX線回折(CoK α 線)で行なった。Fig.4に20%N₂ ガス雰囲気中でCH₄ ガス量(a)0%,(b)1%,(c)2%として処理した試料表面からのX線回折図形を示す。CH₄ ガス量0%であるイオン窒化処理においては前報⁽¹⁾に示したように γ' -Fe₄Nと基地の α -Fe⁽¹¹⁾の回折線のみで、化合物層は γ' -Fe₄N単相であるが、CH₄ ガス量1%になると ϵ -Fe₂₋₃(CN)の回折線が認められ、化合物層は ϵ -Fe₂₋₃(CN)と γ' -Fe₄Nの2相となる。CH₄ ガス量2%以上になるとFig.4(c)のように炭窒化物の回折線は認められず、Fe₃Cと α -Feの回折線となり、化合物層はFe₃C相となる。このような場合、Fig.1に示すように化合物層は非常に薄くなった。Fig.5に80%N₂ ガス雰囲気中でCH₄ ガス量(a)0%,(b)1%,(c)5%として処理した試料表面からのX線回折図形を示す。図よりCH₄ ガスを添加すると ϵ -Fe₂₋₃(CN)の回折強度が強くなり、生成する ϵ -Fe₂₋₃(CN)

の量が多くなることがわかる。CH₄ ガス量が5%になると炭窒化物の他にFe₃Cの回折線も認められるようになり、化合物層は ϵ -Fe₂₋₃(CN), γ' -Fe₄N,Fe₃Cの3相となる。さらに、CH₄ ガス量が多くなり、9%以上になると、Fig.4(c)のようにFe₃Cと α -Feの回折線しか認められなくなる。Fig.4, Fig.5よりCH₄ ガスの添加は化合物層の相組成に著しく影響し、 ϵ -Fe₂₋₃(CN),Fe₃Cを生成しやすくする。

Fig.6に雰囲気中のガス組成と試料に生成する炭窒化物との関係を示す。また、目視によって確認した煤の析出(スーティング)が生じた結果についても示す。雰囲気中のCH₄ ガス量が多くなるとFe₃Cが生成し、スーティングが起こるが、その傾向は雰囲気中のN₂ ガス量が減少するにつれて低CH₄ ガス量側へ移行する。このことは狩野⁽⁶⁾も認めている。

Fig.6 Relation between the gas composition and the phase of the compound layer when ion-softrnitrated in the N₂-H₂-CH₄ gas atmosphere at 823 K for 14.4 ks under a pressure of 6.67×10^2 Pa.

5. 表面窒素量および表面炭素量

80%N₂ ガス雰囲気中でCH₄ ガス量を変化して処理した試料の表面窒素量と表面炭素量をEPMAによって線分析した。窒素量を求めるために、標準試料として純鉄(0%N)、イオン窒化処理によって γ' -Fe₄N(5.7~6.1%N⁽¹³⁾)単相を生成させた試料およびNH₃ ガス窒化処理で ϵ -Fe₂N(11.1~11.35%N⁽¹³⁾)相を生成させた試料を用いて検量線を作成した⁽¹⁴⁾。また、炭素量を求めるためには標準試料として既知の炭素量を有する鋼(0.044~1.2%C)およびFe₃C(6.69%C⁽¹⁵⁾)単相の試料を用いて検量線を作成した⁽¹⁶⁾。Fig.7にCH₄ ガス量に対する表面窒素量と表面炭素量の変化を示す。雰囲気中のCH₄ ガス量が増すにつれて表面窒素量は減少し、逆に表面炭素量は増加することがわかる。Fig.7におけるそれぞれの窒素量、炭素量の値をFe-N-C系3元状態図⁽¹⁷⁾にあてはめてみると、たとえば、6.52%N,0.76%C(CH₄ ガス量3%)では ϵ -Fe₂₋₃(CN)+ γ' -Fe₄N,5.43%N,1.90%C(CH₄ ガス量5%)では ϵ -Fe₂₋₃(CN)+ γ' -Fe₄N+Fe₃Cの領域であり、Fig.5,6のX線回折結果とよく一致する。

Fig.4 X-ray diffraction charts obtained from the surface of the specimen treated with varying CH₄ gas contents in the 20%N₂ gas atmosphere at 823 K for 14.4 ks under a pressure of 6.67×10^2 Pa. (a) 0%CH₄, (b) 1%CH₄, (c) 2%CH₄.

Fig.5 X-ray diffraction charts obtained from the surface of the specimen treated with varying CH₄ gas contents in the 80%N₂ gas atmosphere at 823 K for 14.4 ks under a pressure of 6.67×10^2 Pa. (a) 0%CH₄, (b) 1%CH₄, (c) 5%CH₄.

Fig.7 Variation in nitrogen and carbon contents in the surface of the specimen with CH₄ gas content when ion-softnitrided in the 80%N₂ gas atmosphere at 823 K for 14.4 ks under a pressure of 6.67×10^2 Pa.

6. 耐摩耗性

最終荷重 2.1 kg, 摩擦距離 200 m と一定にし, 相手回転試験片を SUJ-2 (Hv 約 650) として, 大気中乾燥状態で摩擦速度を変化させて摩耗試験を行ない, それぞれの場合の比摩耗量⁽¹⁸⁾を求めて, イオン軟窒化処理した S15C 鋼の耐摩耗性を検討した. 軟窒化処理においては化合物層が耐摩耗性に寄与しており⁽¹⁹⁾, 拡散層が疲労強度を向上させる⁽²⁰⁾ことを考慮して, 本実験では化合物層が厚く(約 7~13 μm), 拡散層も深い(約 0.5 mm)試料について摩耗試験を行なった.

Fig.8 に 80%N₂ ガス雰囲気中において, CH₄ ガス量 1%, 3%, 5% に変化させてイオン軟窒化処理した試料の摩擦速度に対する比摩耗量の変化を示す. 20%N₂ ガス雰囲気中で CH₄ ガス量 1% で処理した試料も同様な傾向であった. 比較のために焼ならし材, イオン窒化材(CH₄ ガス量 0%)の結果⁽¹⁾も図示した. イオン軟窒化材は CH₄ ガス量に関係なくほぼ同一の摩耗特性を示し, 焼ならし材の摩耗が極大となる領域および高速域での摩耗が非常に減少した. すなわち, 本実験の条件下において, イオン軟窒化材は化合物層の相組成, 化合物層の厚さ(約 7~13 μm), 化合物層の窒素量, 炭素量に関係なく同一な摩耗特性を示し, 焼ならし材に比較して良好な耐摩耗性を示す. また, イオン窒化材と比べても, 摩擦速度 1.96 m/s までは比摩耗量の差異はほとんどないが, それ以上の摩擦速度で比摩耗量が若干少なくなる傾向を示す. Fig.8 において高速域でイオン軟窒化材とイオン窒化材で比摩耗量に差が認められたので, 摩擦速度 4.36 m/s, 摩擦距離 200 m と一定にして, 最終荷重を 2.1~12.6 kg の範囲に変化させた場合の荷重に対する摩耗量の変化を焼ならし材, イオン窒化材, イオン軟窒化材について検討した. その結果を Fig.9 に示す. イオン軟窒化材はイオン窒化材とはほぼ同一の化合物層厚さ(約 10 μm)を選定するために CH₄ ガス量 5% の試

Fig.8 Variation in specific wear with sliding speed in the specimen ion-softnitrided with varying CH₄ gas contents in the 80%N₂ gas atmosphere at 823 K for 14.4 ks under a pressure of 6.67×10^2 Pa. Load : 2.1 kg, sliding distance : 200 m.

Fig.9 Variation in wear loss with load in the specimen normalized, ion-nitrided and ion-softnitrided. Sliding speed : 4.36 m/s, sliding distance : 200 m. Ion-nitrided : 6.67×10^2 Pa, 823 K, 14.4 ks, 80%N₂-20%H₂. Ion-softnitrided : 6.67×10^2 Pa, 823 K, 14.4 ks, 80%N₂-15%H₂-5%CH₄.

料について試験した. 荷重が大きくなってもイオン軟窒化材の摩耗量がもっとも少なく, 良好な耐摩耗性を示した. Fig.8,9 よりイオン軟窒化材はイオン窒化材に比較して高速, 高荷重での摩耗に対して有効であることがわかる.

IV. 結 言

N₂-H₂ 混合ガス中に CH₄ ガスを添加して, S15C 鋼をイオン軟窒化処理した場合に生じる窒化生成層と CH₄ ガス量の関係およびイオン軟窒化材の耐摩耗性を調べて得られた結果はつぎのようである.

(1) 雰囲気中の CH₄ ガス添加量が增大すると化合物層は薄くなり, 拡散層は存在しなくなるが, その限界 CH₄ ガス量は N₂ ガス量が低下するにつれて減少する. この場合, 化合物層が薄く (2 μm 以下) なる領域はガス圧力 6.67

$\times 10^2$ Pa, 処理温度 823 K においては近似的に次式で表わされた。

$$[\text{CH}_4\%] \geq 1/12[\text{N}_2\%] + 1/3$$

(2) 化合物層を構成する相は CH_4 ガス量によって影響され、 CH_4 ガスを添加すると $\epsilon\text{-Fe}_{2-3}(\text{CN})$ 相が生成しやすくなる。そして、 CH_4 ガス量の増大につれて Fe_3C が生じ、スーティングが起こる。その傾向は、雰囲気中の N_2 ガス量が減少するにつれて低 CH_4 ガス量側へ移行する。

(3) 本実験の条件下において、イオン窒化材は化合物層の相組成、厚さ (約 7~13 μm) および化合物層の窒素量、炭素量に関係なく同様な摩耗特性となり、焼ならし材の摩耗が極大となる領域および高速域での摩耗が著しく減少し、焼ならし材に比較して非常に良好な耐摩耗性を示す。また、イオン窒化材に比べても高速、高荷重での摩耗が少なくなる。

終りに、本実験の EPMA 分析に関して御便宜いただいた川崎重工業株式会社技術研究所の喜多 清氏、清重正典氏に対して深く感謝いたします。

文 献

- (1) 曾根 匠, 山中久彦: 日本金属学会誌, **41**(1977), 620.
- (2) K. Keller: Härterei-Techn. Mitt., **26**(1971), 120.
- (3) B. Edenhofer: Heat Treatment of Metals, **1**(1974), 59.
- (4) M. Confente, M. Gantois und H. Michel: Härterei-Techn. Mitt., **30**(1975), 86.
- (5) B. Edenhofer: Härterei-Techn. Mitt., **28**(1973), 165.
- (6) 狩野邦彦, 佐賀紀彦, 蒔田 強: 日本金属学会講演概要, (1974・4月), 132.
- (7) 浦尾亮一, 中島和夫, 千早 正: 日本金属学会誌, **39**(1975), 894.
- (8) P. Collignon, G. Hisler, H. Michel und M. Gantois: Härterei-Techn. Mitt., **32**(1977), 69.
- (9) 曾根 匠, 山中久彦: 日本金属学会誌, **40**(1976), 908.
- (10) G. R. Booker, J. Norbury and A. L. Sutton: J. Iron Steel Inst., **187**(1957), 205.
- (11) 大黒 貴, 金子 晨: 日本金属学会誌, **33**(1969), 673.
- (12) 織田貞四郎, 大黒 貴, 池永 勝, 金子 晨: 日本金属学会誌, **26**(1962), 362.
- (13) M. Hansen: *Constitution of Binary Alloys*, McGraw-Hill, New York, (1958), 671.
- (14) 網沢栄二, 曾根 匠, 山中久彦: 大阪府立工業技術研究所報告, **65**(1975), 1.
- (15) ASM: Metals Handbook, **8**(1973), 275.
- (16) 網沢栄二, 山中久彦: 大阪府立工業奨励館報告, **45**(1968), 60.
- (17) F. K. Naumann und G. Langenscheid: Arch. Eisenhüttenw., **36**(1965), 677.
- (18) 大越 諄, 佐田登志夫, 水野万亀雄: 日本機械学会論文集, **21**(1955), 555.
- (19) 佐藤健児: 金属の摩耗とその対策, 養賢堂, (1969), 62.
- (20) たとえば, 今井勇之進, 香川博幸: 日本金属学会誌, **30**(1966), 290.

Ni-Pd-Mn3元固溶体における飽和磁化と磁気変態点*

大矢 義博** 鈴木 朝夫** 一ノ瀬幸雄***

Yoshihiro Oya, Tomoo Suzuki and Yukio Ichinose: Saturation Magnetization and Curie Temperature in Ni-Pd-Mn Ternary *fcc* Solid Solution. This paper describes the development of the "Thermoseed", a thermally self-regulating implant for induction thermocoagulation of the brain lesions. The thermoseed should have a low Curie temperature and a high saturation magnetization that will cease heating at predetermined temperatures, i.e., 343~373 K.

In contrast to many nickel base alloys, the saturation magnetization of nickel is increased or kept constant by the additions of manganese and/or palladium in spite of the lowering of the Curie temperature. The Ni-Pd-Mn ternary system presented by Köster and Sallam has been re-examined, and the composition dependence of both the Curie temperature and the saturation magnetization has been determined in the ternary *fcc* solid solution range. The desired compositions for a thermoseed are selected as the intersection of ridge of the saturation magnetization and the contour of the desired Curie temperature.

(Received September 8, 1978)

** 東京工業大学精密工学研究所 (Research Laboratory of Precision Machinery and Electronics, Tokyo Institute of Technology, Yokohama)

*** 株式会社日立製作所中央研究所, 現在: 長岡技術科学大学 (Central Research Laboratory, Hitachi Ltd., Kokubunji. Present address: The Technological University of Nagaoka, Nagaoka)

* 1977 年 10 月日本金属学会広島大会に発表