方向性珪素鋼板の発展

坂 倉 昭*

1. 緒 言

優れた結晶方向性を有する方向性珪素鋼板 HI-B の製造方法⁽¹⁾が1965年に発表され、変圧器鉄心材料として優れた性能が発揮されるようになった。現在、最も優れた市販製品(0.18 mm)の鉄損特性($W_{17/50}$)⁽²⁾は0.76 W/kgであり、従来のプロセスによる製品に比べて30~40%向上し、理想条件(珪素含有量、板厚、結晶方向性、結晶粒度、表面皮膜等)での鉄損値に近づいている。この値として、野沢⁽³⁾は0.35 W/kg(3.5%Si, 0.15 mm)、西池ら⁽⁴⁾は0.32 W/kg(3.3%Si, 0.10 mm)を挙げている。このような鉄損値の大幅な向上は、(110)[001]理論方位にほぼ近い結晶方位が2次再結晶によって得られることが背景にあり、これを基礎とする履歴損失の向上⁽⁵⁾と、磁区制御(張力効果など)による渦電流損失の向上⁽⁶⁾を通じて達成された。これらの重要な関係を図1および図2に示す。また上に述べた(110)[001]理論方位に近い方位の2次再結晶粒の生成には、特殊な結晶成長抑制作用をもつ析出物 AlN が関与していることが明らかになっている。

本解説では、方向性珪素鋼板における結晶方位の極限追究が何故必要であったか、そのためどのような研究がなされたかを歴史的に述べる。さらに、現在最も優れた鉄損値をもつ HI-B についてその方向性発現の機構を明らかにするため、種々の析出形態にある AlN を含む3種類の代表的な結晶方位の単結晶について、その冷延・再結晶挙動を総括した。

図1 結晶方向性による履歴損失の向上。

2. 方向性珪素鋼板発展の歴史と要点

鉄に珪素を加えると磁気特性が良くなることは、1900年英国人の Hadfield ら⁽⁷⁾によって見いだされた。1903年頃から欧米各国で当時は熱間圧延法による無方向性珪素鋼板として工業生産が始まり、日本には1925年に技術が導入されて八幡製鉄所で製造が進み変圧器の鉄心材料として重要視され

* 日新製鋼株式会社顧問(〒272 市川市高谷新町7-1)

On the Development of Grain Oriented Silicon Steel; Akira Sakakura (Nisshin Steel Co., Ltd., Ichikawa)

Keywords: primary recrystallization, secondary recrystallization, normal grain growth, precipitates, AlN, mechanical inhibition, preferred orientation inhibition, grain oriented silicon steel

1993年10月21日受理

図2 鉄損におよぼす張力効果の方向性による差異。

た。Goss⁽⁸⁾は1934年に有名な2段冷延法による方向性珪素鋼板の製造法を発表したが、工業製品としての発展はアームコ社を除いては語れない。創始者である Verity⁽⁹⁾は経営方針の1つに新しい技術の開発を挙げ、Goss 特許を取得してその工業化に全力を尽くしたが、1945年頃から量産が可能となり大きく貢献した。アームコ社は、この技術によって欧米先進各国にライセンスをつくり、日本でも八幡製鉄所が1958年に技術を導入して製造を始めた。やや遅れて富士製鉄(当時)や川崎製鉄も独自の方法で競合しながら生産を開始し、図3⁽¹⁰⁾に示すように磁性は次第に向上した。

近代磁気学の祖といわれた A. Ewing 卿が1878年に英国から東京帝国大学に招かれ、鉄の磁気的性質に関する研究を始めた。強磁性体のヒステリシス現象をはじめとする多くの成果と研究に対する考え方は、独自の原子モデルと磁歪の研究、元素の原子帯磁率の周期性に関する発見でそれぞれ有名な長岡、本多両教授によって引き継がれた⁽¹¹⁾。さらに1926年には鉄の単結晶を用いた研究により<100>方向が磁化容易軸であるという事実が本多、茅両教授⁽¹²⁾によって発表された。この発見は方向性珪素鋼板の製造に関する考え方の基本となったのである。たとえば Goss は、履歴損失に対する単結晶の顕著な利点はあるものの渦電流損失の弊害があることを強調し、微細粒組織でかつ方向性の優れた鋼板が自分の狙いであって、これは熱延と冷延の適当な組合せによって得られると正論を述べている。この考え方は、方向性を最優先して履歴損失を下げ、粗大結晶粒の問題は磁区制御によって解決しようとする HI-B や RG-H など高磁束密度方向性珪素鋼

図3 珪素鋼板(0.35 mm)の鉄損($W_{15/50}$)最良値の推移。

板が出現するまでの20年以上にわたって研究者の脳裏を離れなかった。しかしながら、Goss 法による方向性制御の程度では、いかに板厚を薄くしても越えられない壁⁽¹³⁾のあることがわかり、筆者らは1958年に、鉄損の極限追求のため方向性の飛躍的向上を第1の目標として研究を行った。すなわち、析出物 AlN の2次再結晶に果たす優れた効果は、立方組織の研究⁽¹⁴⁾の過程で偶然に見い出されたものであるが、HI-B においても同様に良い効果を発揮し、図3に示すように鉄損値は一段と改善された。

3%Si珪素鉄の冷延・再結晶に関する研究については、1940年以降方向性珪素鋼板の商品化が進むとともに、欧米と日本の各社で、大別して、1つは工業生産に直結する製造法の研究とこれを裏付ける基礎研究が行われた。前者は、熱延板から出発し(110)[001]方位にできる限り近い方位の2次再結晶粒を得るための析出物あるいは固溶元素を発見することにあった。これらに関する発表は数百に及ぶが、結局工業生産に用いられている析出物は MnS である。さらに高磁束密度方向性珪素鋼板では、HI-B(AlN)、RG-H(Se, Sb 添加)⁽¹⁵⁾、シレクトパーム(B, S, N 添加)⁽¹⁶⁾等が開発されたが、現在では AlN を利用する1段強冷延法に集約されつつある。後者については、Dunnら⁽¹⁷⁾⁻⁽²⁰⁾が各種初方位の単結晶を用いて冷延・再結晶現象の体系化を行った。最も著名な研究成果としては、(110)[001]方位単結晶の冷延・1次再結晶方位は、各々{111}<112>、(110)[001]であり、さらに2次再結晶により、いくつかの方位をもつ粗大結晶粒が発生

すること、またこれらの方位は1次再結晶後の副方位と一致するというのである。これらの結果から、粒界エネルギーを駆動力とする2次再結晶の理論がDunn⁽²⁰⁾によって提唱された。またわが国においても、1960年代以降、田岡ら⁽²¹⁾⁽²²⁾の研究がある。1950年代に入り2方向性珪素鋼板が脚光を浴びるとともに、立方組織に関して、筆者ら⁽¹⁴⁾⁽³⁰⁾、Walterら⁽²³⁾⁽²⁴⁾、和田ら⁽²⁵⁾やAssmusら⁽²⁶⁾によって、再結晶に関する核配向説と成長配向説の論争を伴いながら研究が活発に進められた。しかしながら、まだ微量の析出物を含む高純度珪素鉄単結晶に関する研究は殆ど行われておらず、特にHI-Bの優れた結晶方向性発現の機構については明らかにされていないのが現状である。

3. 析出物を含む珪素鋼単結晶の再結晶挙動

一例として、筆者らの行った析出物AINを含む珪素鋼単結晶の冷延・再結晶挙動について述べることにする。

AINを含む3種類の代表的な結晶方位(110)[001]、(100)[001]、(100)[011]方位単結晶の作製は、HI-B⁽¹⁾と立方組織⁽¹⁴⁾の製造方法を基に、それぞれ2種類のAl含有量の素材を用いて行った。析出物AINを含有させるために、最終焼鈍は高温での保定(1473 K, 72 ks)および冷却工程のすべてを窒素含有雰囲気(50%N₂+50%H₂)中で行った。最終焼鈍後、(110)面および(100)面と圧延面とのなす角度が5度以内の粗大結晶粒を採取して出発単結晶とした。これら出発単結晶の成分分析値を表1に示す。これら出発単結晶を、AINの析出形態を変化させるために予備熱処理(固溶・析出処理)し、ついで冷延(クロス冷延)した後、1次再結晶低温焼鈍(I)、2次再結晶高温焼鈍(II)した。これらの処理条件、処理に伴うAINの変化並びに最終焼鈍後の結晶組織・方位との関係を表2に総括した。

(i) (110)[001]方位単結晶から出発する場合⁽²⁷⁾

1 μm前後のAINを多量に含む単結晶GP1, 2とAINを含まない単結晶GN1を冷延・再結晶焼鈍した場合、得られる2次再結晶方位は、Dunnによって名付けられたA, B, C(表2★)と同様である。しかしながら、AINを完全に固溶させた単結晶GQ2では全く異なった再結晶挙動を示すことがわ

図4 単結晶GQ2の再結晶挙動を示す板表面腐食孔。

かった。すなわち、図4に示すように、823 Kでの低温焼鈍後、{111}<112>方位冷延組織に1次再結晶粒がなかなか発生せず、表面に(110)[001]や{111}<110>方位粒が見られる程度である。さらに高温焼鈍を施すと、1173 Kで{111}<110>方位粒が増加し、1473 Kでは完全な{111}<110>方位粒の成長組織となるが、極まれに(110)(001)方位の2次再結晶粒が発生することが観察された。この結果を確認するために、Al含有量を増した単結晶GQ4を作製し、AINを一旦固溶後、図5に示すように微細に再析出させて、前記の単結晶GQ2および同一処理の単結晶GQ3の結果と比較した。その結果、冷延後、823 Kでの低温焼鈍により微細なAINを追加析出させ、ついで1473 Kでの高温焼鈍をしたところ、完全な(110)[001]方位の2次再結晶粒が再現することがわかった。これは従来全く観察されなかった現象⁽²⁸⁾⁽²⁹⁾である。その結晶組織と結晶方位を図6に示した。

AINの形態を変えた3つの単結晶GP3, GQ3, GQ4の冷延

表1 出発単結晶の作製法と化学分析値。

出発単結晶の結晶方位	作製方法	化学分析値※							板厚および直径, mm	実験試料番号
		Si	Mn	AS-Al	C	S	T-N	AIN		
(110)[001]	文献(1)	3.00	—	0.028	—	—	141	139	0.75, 100φ	GP1, 2, GQ1, 2, GN1, 2 GP3, GQ3, GQ4
		2.95	0.11	0.041	20	5	189	176	0.95, 100φ	
(100)[001] (100)[011]	文献(14)	2.95	—	0.019	70	—	142	128	1.00, 100φ	CP, CQ, CN RP, RQ, RN
		2.95	—	0.026	40	8	150	130	1.00, 100φ	

※ Si, Mn, AS(Acid Soluble)-Al: 質量%表示; C, S, T(Total)-N, AIN(N as AIN): ppm表示

表2 (110)[001]-G, (100)[001]-C, (100)[001]-R 方位を有する出発単結晶の予備熱処理並びに冷延・焼鈍条件と最終結晶組織・結晶方位との関係.

試料 No.	予 備 熱 処 理 温度, 時間, ガス K, ks, N ₂ %	N as AlN, ppm	圧下率, 最終板厚 %, mm	焼 鈍 I 温度, 時間, ガス K, ks, N ₂ %	N as AlN, ppm	焼鈍 II (同左)	最終結晶組織並びに結晶方位★
GP1 2	—	139	80, 0.15	1073, 0.06, N25 823, 144, N25	140 —	1473 72 N25	A, B, C-方位 2 次再結晶 B, C-方位 2 次再結晶
GQ1 2	1573, 1.2, N50, WQ	4		1073, 0.06, N25 823, 144, N25	5 53		B-方位 2 次再結晶 C-PGG, (110)[001]-SG
GN1 2	1473, 288, N00+1473, 72, Vacuum	1		1073, 0.06, N25 823, 144, N25	1 —		A, B, C-方位 2 次再結晶 (110)[001]~A-PGG
GP3 GQ3 GQ4	— 1573, 1.2, N50, WQ※ 1573, 1.2, N50, WQ+873, 1.8, N50, AC	167 8 70	80, 0.19	823, 144, N25	170 89 85	1173 36, N25 + 1473 18, N25	A, B, C-方位 2 次再結晶 C-PGG (110)[001]-SG
CP CQ CN	— 1573, 0.6, N75, WQ 1473, 72, N00	128 20 1					(100)[001]-SC {113}<301>-PGG {113}<301>-PGG
RP RQ RN	— 1623, 1.8, N75, WQ 1473, 72, N00	130 13 4	クロス圧延 50×50, 0.25	—	130 13 4	1473 72 N00	(001)[110]-SR {1,3,10}<421>-PGG {113}<110>, {113}<332> + {1,3,10}<421>-PGG

※ N00, N25, N50, WQ(AC) : (N₂O%+H₂100%), (N₂25%+H₂75%), (N₂50%+H₂50%), 水冷(空冷)

★ A : {120}<001>, B : {362}<013>~{121}<012>, C : {111}<110>方位 2 次再結晶組織(C.G. Dunn)

PGG : 1 次再結晶粒成長組織, SG, SC, SR : 各初方位再現 2 次再結晶組織

図5 出発単結晶 GQ4 に析出した AlN.

組織は何れもよく知られた{111}<112>方位である. それを 823 K での低温焼鈍すると, GP3 では{120}<001>方位の非常に細かい 1 次再結晶粒, GQ3 では{111}<110>方位でパン

ケーキ状の粗大粒, GQ4 では{111}<110>と{120}<001>方位の混在した細かい 1 次再結晶粒が得られた. 高温焼鈍での変化については, GQ3 では 1173 K での保定中に{111}<110>方位粒が(110)[001]方位粒を食って成長し, 最終的には図 6 に示すように, 0.5 ~ 1.0 mm 径の粗大粒になる. これに対して GQ4 では, 1173 K での保定中に, 3 つの 1 次再結晶粒成分(110)[001], {120}<001>, {110}<001>方位の強度に変化が生じ, さらに高温において(110)[001]副方位 1 次再結晶粒が 2 次再結晶する. GP3 では, Dunn によって報告された A, B, C 方位 2 次再結晶粒が{120}<001>方位の地の 1 次再結晶粒を食って成長することがわかった.

このような再結晶挙動の差は AlN の析出状態に基因することは明らかである. すなわち, GQ4 では, 図 5 に示すように, 予備熱処理後に 10~15 nm の微細な AlN として, 約 70 ppm の窒素が析出している. また, 冷延・焼鈍後には微細な AlN が追加析出して, 全析出の窒素量は 85 ppm にも達する. 一方, GQ2, GQ3 は出発単結晶の段階では AlN は析出していないが, 823 K での低温焼鈍により, 微細な AlN として, それぞれ 53, 89 ppm の窒素が析出する. これらの AlN は, {111}<112>方位冷延組織と特定な析出方位関係を保って析出することが推測され, サブ粒(Subgrain)を形成するための転位の移動が制御されるであろう. その結果{111}<110>方位サブ粒は(110)[001]方位サブ粒に比べて一層成長し易くなる. これは AlN による選択抑制効果によるものと考えられ, Al キルド深絞用鋼における{111}<110>方

図6 単結晶 GP3, GQ3, GQ4 の最終焼鈍後の結晶組織と2次再結晶方位を示す(100)極点図(GQ4)。

位出現の機構とも一致するものである。

(2) (100)[001]方位単結晶から出発する場合⁽³⁰⁾

(100)[001]方位高純度珪素鉄単結晶の冷延・再結晶については、Walter ら⁽²³⁾⁽²⁴⁾や和田ら⁽²⁵⁾の研究がある。ここでは要点のみを図7に示した。すなわち、冷延組織(A)には明瞭な変形帯と遷移帯が腐食孔によって観察され、再結晶開始組織(A')では1次再結晶粒は明らかに遷移帯から発生していることがわかる。また冷延組織の1つの変形帯中に見られる AlN(B)は、腐食孔との対比から{100}面や{120}面に多く析出していることがわかる。

(100)[001]方位の単結晶から出発する場合には、1 μm 前後の比較的大きな AlN が存在する単結晶 CP に限って、2

次再結晶により(100)[001]初方位を再現することが見出された。一方、AlN が極めて微細な形で析出している CQ や全く存在しない CN では、Walter ら⁽²³⁾によって報告された{113}<301>方位の1次再結晶粒成長組織となる。この結晶組織と方位を図8に示した。

HCP(hexagonal close packed, $a=0.3104$, $c=0.4965$ nm)の AlN と母相珪素鉄との析出方位関係については、1 μm サイズの針状 AlN 約2000個の中、明確な電子線解析が可能であった出発単結晶中の122個、冷延後の155個について調査した。その結果、針状 AlN の大半は{100}_{Fe} および{120}_{Fe} 面に析出し、さらに次の関係⁽³⁰⁾を有することがわかった。

$\{10.1\}_{\text{AlN}} \parallel \{120\}_{\text{Fe}}$ あるいは $\{12.2\}_{\text{AlN}} \parallel \{122\}_{\text{Fe}}$
析出物が存在する場合、2次再結晶の駆動力 E/V は、

$$E/V = k(\sigma_M/D_M - \sigma_G/D_G) - I, \quad I = I_R + I_P$$

σ_M : 地を形成する1次再結晶粒間の粒界エネルギー

σ_G : 地と成長粒の間の粒界エネルギー

D_M, D_G : 地および成長粒の平均直径

I : 析出物による粒界移動の抑制力

I_R : 機械的抑制力

I_P : 析出方位による選択抑制力

で示される。ここで析出方位による選択抑制力 I_P について考察しよう。結晶粒界が1つの析出物を通過する時、その移動の抑制効果については、たとえば Zener により、形、寸法、容積比等の因子によって示される機械的抑制力(mechanical inhibition term)によって議論された。筆者は母相結晶と析出物との間の特別な析出方位関係から生じる新しい抑制効果を考え、これを選択抑制力(preferred orientation inhibition term)と名付けた。すなわち、AlN が母相結晶に対してある特定の析出方位関係を持つということは、その析出方位がエネルギー的に安定であるからである。これを前提にすれば、図9に示すように、粒界移動が AlN を越えて起こる場合、新しい結晶に対しても AlN との析出方位関係が維持されるために、 $I_P=0$ である。また新しい結晶に対して AlN との析出方位関係が破壊されるような場合には、 $I=I_R+I_P$ の抑制力が働くと考えられる。つまり、AlN と母相結晶

図7 単結晶 CP の冷延後および1次再結晶粒発生後における結晶組織(A, A')と析出 AlN(B, B')。

図8 単結晶 CN, CP の最終焼鈍後の結晶組織ならびに方位を示す(100)極点図.

● $\{113\}\langle 301 \rangle$ 方位 1 次再結晶粒成長組織 (CN).

○ (100)[001] 方位 2 次再結晶組織 (CP).

図9 AlN による選択抑制効果を示すモデル.

との間の析出方位関係によって結晶成長の駆動力に差を生ずることになり、成長粒の結晶方位がより厳密に制御されることになる。その結果、(100)[001] 方位単結晶から出発する

場合、冷延組織に存在する AlN は、成長する (100)[001] 方位 1 次再結晶粒に対して好ましい析出方位関係にあるため抑制力を示さないが、 $\{113\}\langle 301 \rangle$ 方位 1 次再結晶粒の成長は抑制されるのである。

(3) (100)[011] 方位単結晶から出発する場合⁽³¹⁾

(100)[011] 方位を有し、1 μm 前後の比較的大きな AlN を含有する単結晶 RP をクロス冷延・再結晶焼鈍すると、確率は低い(100)[011] 方位の 2 次再結晶粒が発生する。一方、10~100 nm の微細な AlN を含む単結晶 RQ では、図 10 に示したように、 $\{1, 3, 10\}\langle 421 \rangle$ 方位の粗大結晶粒が成長し、さらに AlN を含まない単結晶 RN では、 $\{1, 3, 10\}\langle 421 \rangle$ 並びに $\{113\}\langle 110 \rangle$ 方位および $\{113\}\langle 332 \rangle$ 両方位の 1 次再結晶粒成長組織となる。クロス冷延の場合、有効なすべり系の増加を考えれば図 10 に示した理論方位すべての 1 次再結晶核の生成が可能である。しかしながら、大量に微細な AlN の析出している RQ では、サブ粒形成のための転位の動きは抑制され、容易にポリゴナイズしない。さらに、単結晶 RQ で、 $\{1, 3, 10\}\langle 421 \rangle$ 方位サブ粒のみが 1273 K 前後の温度で粗大粒に成長するのは AlN の選択抑制力によると考えられる。高温焼鈍で新しく析出する AlN は、(100)[011] 方位の冷延組織に析出し、この際成長する $\{1, 3, 10\}\langle 421 \rangle$ 方位サブ粒は、他の再結晶核である $\{113\}\langle 110 \rangle$ 並びに $\{113\}\langle 332 \rangle$ 方位サブ粒よりも AlN による抑制を受け難いのである。

4. 今後の研究

HI-B の製造工程において、2 次再結晶粒の発生源が熱延

図10 単結晶 RP, RQ の最終焼鈍後の結晶組織並びに方位を示す(100)極点図(RQ).

板の表面に存在する(110)[001]理論方位に限りなく近い粗大粒であることは明らかである⁽²⁹⁾。この粗大粒が冷延・焼鈍後に微細なAlNの存在によって2次再結晶し、さらに板厚中央部の地の結晶粒を食って成長する。この際AlNの持つ特殊な選択抑制効果により成長粒の結晶方位がより厳密に制御されることになろう。

珪素鋼の組織を構成する2次再結晶粒は、鋼中に析出する微細な析出物に依存するところ大である。この現象の根本的な追究には、可能な限り高純度化した鉄-珪素合金の試作やその冷延・再結晶挙動を基礎として、各種の析出物を含む合金についての挙動が研究されることが望ましい。また高濃度の珪素を含んだ合金の圧延性、再結晶挙動、電磁気特性などの基礎研究が必要となる。これらと平行して、本解説で述べたように、高純度の単結晶から各種の析出物を含む珪素鉄単結晶についての冷延・再結晶挙動が十分研究されることにより、さらに高性能の方向性珪素鋼の開発が進むものと確信する。

文 献

- (1) 田口 悟, 坂倉 昭, 高島弘教: 特公昭40-15644.
- (2) K. Ueno, N. Takahashi and T. Nozawa: J. Materials Eng., **12**(1990), 11.
- (3) 野沢忠生: 日本応用磁気学会誌, **12**(1988), 5.
- (4) 西池氏裕, 松村 治, 伊藤 庸: 日本応用磁気学会誌, **12**(1988), 19.

- (5) S. Taguchi and A. Sakakura: J. Appl. Phys., **40**(1969), 1539.
- (6) T. Yamamoto, S. Taguchi and A. Sakakura: IEEE Trans. Mag., **MAG-8**(1972), 677.
- (7) W. F. Barrett, W. Brown and R. A. Hadfield: J. Inst. Electrical Eng., **31**(1902), 674.
- (8) N. P. Goss: U. S. P. 1, 965, 559(1934).
- (9) C. Borth: True Steel(1941, Rep. 1978).
- (10) 藤元克己: 珪素鋼物語・回想断片, (1988), 2月.
- (11) S. Chikazumi: J. Appl. Phys., **53**(1982), 7631.
- (12) K. Honda and S. Kaya: Sci. Repts. Tohoku Univ., **15**(1926), 721.
- (13) M. F. Littmann: J. Appl. Phys., **38**(1967), 1074.
- (14) 田口 悟, 坂倉 昭: 特公昭35-2657.
- (15) 今中拓一, 菅 孝宏, 小畑良夫, 佐藤 徹: 特公昭51-13469.
- (16) クラレンス・レイク・シラー: 特開昭54-89917.
- (17) C. G. Dunn: Acta Met., **2**(1954), 173.
- (18) P. K. Koh and C. G. Dunn: Trans. AIME, **203**(1955), 401.
- (19) C. G. Dunn and P. K. Koh: Trans. AIME, **206**(1956), 1017.
- (20) C. G. Dunn: Acta Met., **1**(1953), 163.
- (21) 田岡忠美, 古林英一, 竹内 伸: 鉄と鋼, **54**(1968), 162.
- (22) 田岡忠美, 古林英一, 竹内 伸: 鉄と鋼, **54**(1968), 190.
- (23) J. L. Walter and W. R. Hibbard: Trans. AIME, **212**(1958), 731.
- (24) J. L. Walter and E. F. Koch: Acta Met., **10**(1962), 1059.
- (25) 和田敏哉, 黒木克郎, 高田敏彦: 日本金属学会誌, **40**(1976), 1298.
- (26) F. Assmus, K. Detert and G. Ibe: Z. Metall., **48**(1957), 341.
- (27) A. Sakakura: J. Appl. Phys., **40**(1969), 1534.
- (28) F. Matsumoto, K. Kuroki and A. Sakakura: AIP Conf. Proc., No. 24, Mag. & Mag. Materials, (1974), 566.
- (29) S. Taguchi, A. Sakakura, F. Matsumoto and K. Kuroki: J. Mag. & Mag. Materials, **2**(1976), 121.
- (30) S. Taguchi and A. Sakakura: Acta Met., **14**(1966), 405.
- (31) A. Sakakura and S. Taguchi: Trans. AIME, **2**(1971), 205.