

## 技術論文



Technical Paper

# Fe-18Co 合金の組織構造と磁気特性におよぼす Si 添加量と圧延圧下率の影響

佐藤 誉将\*<sup>1</sup>, 梶並 佳朋\*<sup>1</sup>, 入山 恭彦\*<sup>2</sup>

## Effect of rolling reduction rate and Si contents on microstructure and magnetic properties

Takamasa SATO, Yoshitomo KAJINAMI and Takahiko IRIYAMA

### Synopsis

A soft magnetic material with high saturation magnetization,  $B_s$ , low core loss, and good workability is required for the development of higher power density, high efficiency motors. We have been developing a new Fe-18Co-Si-Al alloys ( $x=0.5, 1.0, 1.5$  mass%) with high  $B_s$  and good workability. In this study, we investigated the effects of final rolling reduction rate on the microstructure, recrystallization behavior, and magnetic properties of Fe-18Co- $x$ Si-0.5Al alloys. It was found that rolling with 95 % reduction lowered the core loss of the annealed Fe-18Co-0.5Si-0.5Al alloys to 151 W/kg while maintaining high  $B_s$  above 2.2 T. The microstructure investigation revealed that the recrystallized texture changed from the  $\gamma$ -fiber (ND// $\langle 111 \rangle$ , hard axis) to  $\lambda$ -fiber (ND// $\langle 100 \rangle$ , easy axis) at 95 % reduction. This change of the recrystallized texture is thought to be the reason for the improvement of the core loss. On the other hand, the core loss of the high-Si alloys worsened at high rolling reductions. This result may be attributed to the dominant orientation  $e \{411\} \langle 148 \rangle$ , which is similar to that observed during recrystallization in Fe-Si alloys.

## 1. 緒言

電気モータ駆動システムは、世界全体の電力消費量の約 43 ~ 46 % を占めると推定されており、これは 6 Gt を超える CO<sub>2</sub> 排出量に相当する<sup>1)</sup>。この影響を低減するため、モータには高効率化が求められる。モータコアに用いられる軟磁性材料は、高効率モータの開発における重要な要素材料の一つである。無方向性電磁鋼板(Fe-Si 合金)は低鉄損であることから、各種モータのコア材料として一般的に用いられている。しかしながら、電気自動車、電動航空機、ドローン、さらには空飛ぶ車な

どの将来モビリティに搭載される高出力密度モータにおいては、より高い飽和磁束密度 ( $B_s$ ) を有する材料が求められる。そのため、低鉄損で高  $B_s$  を示す材料の開発が強く望まれている。

一方で、Permendur (Fe-49Co-2V mass%) は、高い  $B_s$  と優れた軟磁性特性を有することから、高性能モータに既に使用されている。しかしながら Permendur の欠点として、B2 型規則構造に起因する製造性および加工性の低さが挙げられる。規則化を抑制するための一つの考え方として、Fe-Co 合金中の Co 量を低減する方法がある。しかし Co 含有量を低減すると  $B_s$  や鉄損などの軟磁性特

2026年3月27日 受付

\* 1 大同特殊鋼(株)技術開発研究所 (Corporate Research &amp; Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

\* 2 元大同特殊鋼(株), 工博(Dr. Eng)

性が劣化するため、この手法をそのまま採用することはできない<sup>2)</sup>。

これまでに我々は、Fe-Co合金の規則化におよぼすCo含有量の影響を調査し、Fe-18Co合金において2.2 Tを超える高 $B_s$ を維持しつつ、規則化を抑制できることを明らかにした。また、Fe-18Co合金へSiおよびAlを添加することで、鉄損をはじめとする軟磁性特性が改善されることも見出した<sup>3)</sup>。しかし、高性能モータへの適用を考慮すると、モータ効率向上のためには、さらなる鉄損の低減が必要である。

前述のとおり、合金組成の観点ではSiおよびAlの添加が鉄損低減に有効であり、特にSi含有量の増加が鉄損低減により大きく寄与することが示されている。一方で、電磁鋼板の研究において、冷間圧下率を制御して集合組織を形成することにより鉄損を低減する検討が多く報告されている<sup>4)~7)</sup>。

本研究では、高性能モータコア材料の開発に向けて、Fe-18Co-xSi-0.5Al mass%合金におけるSi添加量および最終圧延の圧下率が組織構造ならびに磁気特性におよぼす影響について調査した。

## 2. 実験方法

### 2. 1 供試材

Si量の異なる3種の試料(0.5Si alloy, 1.0Si alloy, 1.5Si alloy)を真空溶解炉にて作製した。それらの化学成分をTable 1に示す。

作製したインゴットを大気雰囲気炉で1373 Kにて7.2 ks保持した後、鍛造によって厚さ40 mm、幅100 mmの形状へ成形した。鍛造材は、1173 Kで7.2 ksの熱処理後、厚さ4 mmまで熱間圧延され、Ar雰囲気中で1023 K、21.6 ksの熱処理を施した。熱処理材は、平面研削加工によりそれぞれ厚さ0.67 mm, 2.0 mm, 3.3 mmに削り出し、その後、圧延にて全ての試料を厚さ0.2 mmまで加工した(以後、これらを「圧延試料」と記す)。このように最終圧延前の厚さを調整することにより、圧下率70%, 90%, および95%の条件で、最終厚さを0.2 mmに統一した圧延試料を作製した(例えば、0.67 mm

から0.2 mmへの圧延は圧下率70%に相当する)。圧延試料は、窒素・水素混合ガス雰囲気中にて287 K/sの昇温速度で1223 Kまで加熱され、240 s保持された後、空冷された(以後、これらを「熱処理試料」と記す)。

### 2. 2 評価方法

圧延試料および熱処理試料に対し、TD (Transverse Direction) 面から光学顕微鏡を用いた組織観察と、微小硬さ計(フューチュアテック製FT-800)を用いた硬さ測定を行った。組織観察には銅コーリング溶液(塩酸、塩化第二銅、エタノール)で腐食した試料を用いた。硬さ測定はビッカース硬さ(荷重0.1 kg, 各試料中心部7個所の平均値)を測定した。

圧延試料および熱処理試料はND (Normal Direction) 面から板厚の1/4程を研削除去し、液体アルミナ研磨材で鏡面研磨した後、集合組織の測定に供した。集合組織の評価のため、EBSD (Electron Back Scatter Diffraction) (日本電子製JSM-7800F)を用いてODF (Orientation Distribution Function) を作製した。また集合組織を定量的に評価するために、ODFから $A$ パラメータを算出した。パラメータ $A_\theta$ は、任意の磁場印加方向 $\theta$ と体積分率を考慮した任意の結晶方位 $g$ との角度差で定義される $A_\theta(g)$ と、ODFで得られる任意の結晶方位の頻度 $f(g)$ との合成積で定義される(式(1))。モータのような回転電機用途では、磁界の方向が圧延板面内で均等に分布するため、 $A_\theta$ を圧延面内方向に積分して平均化し、 $A$ パラメータとして算出した(式(2))<sup>8)</sup>。

$$A_\theta = \int f(g)A_\theta(g)dg. \dots\dots\dots (1)$$

$$A = \int A_\theta d\theta. \dots\dots\dots (2)$$

本研究では、磁場印加方向を圧延面内に設定し、結晶方位をbcc-Feの磁化容易軸である<100>に設定して $A$ パラメータを算出した。この場合、 $A$ パラメータとして算出される角度が小さいほど、圧延面内に<100>方位を持つ結晶粒が多く集積していることを表し、軟磁気特性的に品質が高いことを意味する。

磁気特性評価用の試料は、熱処理後試料をエッチング

Table 1. Chemical composition of Fe-18Co-xSi-0.5Al.

Alloy	Composition (mass%)							
	C	Si	Mn	P	S	Co	Al	Fe
0.5Si alloy	<0.001	0.48	<0.01	<0.002	0.0005	18.01	0.47	Bal.
1.0Si alloy	<0.001	0.99	<0.01	<0.002	0.0005	18.10	0.47	Bal.
1.5Si alloy	<0.001	1.48	<0.01	<0.002	0.0004	18.08	0.48	Bal.

加工にて外径 28 mm × 内径 20 mm のリング形状にした後、リングホルダにエッチングリング 5 枚と絶縁紙 5 枚を交互に入れて作製した。ホルダに銅線を巻き、磁気特性評価に用いるトロイダルコアを作製した。直流磁化特性の測定は BH トレーサ（電子磁気工業製 BH-1000）を用い、最大印加磁界を 30 kA/m とした。鉄損  $P_c$  の測定は、交流 BH アナライザ（岩通計測製 SY8258）を用いて、最大励磁磁束密度を 1.5 T で一定とし、周波数を 0.05 ~ 10 kHz の範囲内で変化させて実施した。また、鉄損  $P_c$  におけるヒステリシス損失  $P_h$  と渦電流損失  $P_e$  の分離は以下のように行った。式 (3)、式 (4) に示すように、鉄損を周波数で割った値  $P_c/f$  の周波数依存性から、この  $P_c/f$  を 0 Hz に外挿した値を 1 周期当たりのヒステリシス損失係数 ( $K_h = P_h/f$ ) とし、これらより各周波数でのヒステリシス損失  $P_h$  を算出した<sup>9)</sup>。

$$P_c = P_h + P_e = K_h f + K_e f^n \dots\dots\dots (3)$$

$$\frac{P_c}{f} = K_h + K_e f^{n-1} \dots\dots\dots (4)$$

各 Fe-18Co-xSi-0.5Al 合金について、最終圧下率 70 % の条件で作製した熱処理材の電気抵抗を、四端子式電気抵抗計により測定し、その値を各合金の代表値として用いた。

### 3. 結果および考察

#### 3. 1 磁気特性

Fig. 1 に、印加磁界ごとに測定した熱処理試料の磁化  $B$  の値を示す。全ての試料において、30 kA/m における  $B$  は 2.2 T を超える高い値を示した。0.5Si 合金では、圧下率 95 % の試料が、90 % および 70 % の試料よりもわずかに高い  $B$  を示した。一方で、高い Si 含有量の 1.0Si 合金および 1.5Si 合金では、圧下率の変化による  $B$  の差異は認められなかった。

Fig. 2 (a), (b), (c) には、70 % の比較的低い圧下率における熱処理試料の 1.5 T、1 kHz における鉄損  $P_c$ 、渦電流損  $P_e$ 、およびヒステリシス損  $P_h$  と Si 添加量の関係を示す。Si の添加により  $P_c$ 、 $P_e$ 、 $P_h$  のいずれも低下する傾向が示された。特に  $P_c$  についてはその傾向が強く、 $P_c$  の低下の主因となっている。 $P_e$  は材料の電気抵抗が大きいほど低減する事が知られている<sup>10)</sup>。同様の試料において電気抵抗を測定した結果と、電気抵抗と  $P_c$  の関係を Fig. 3 と Fig. 4 にそれぞれ示す。Si 添加量

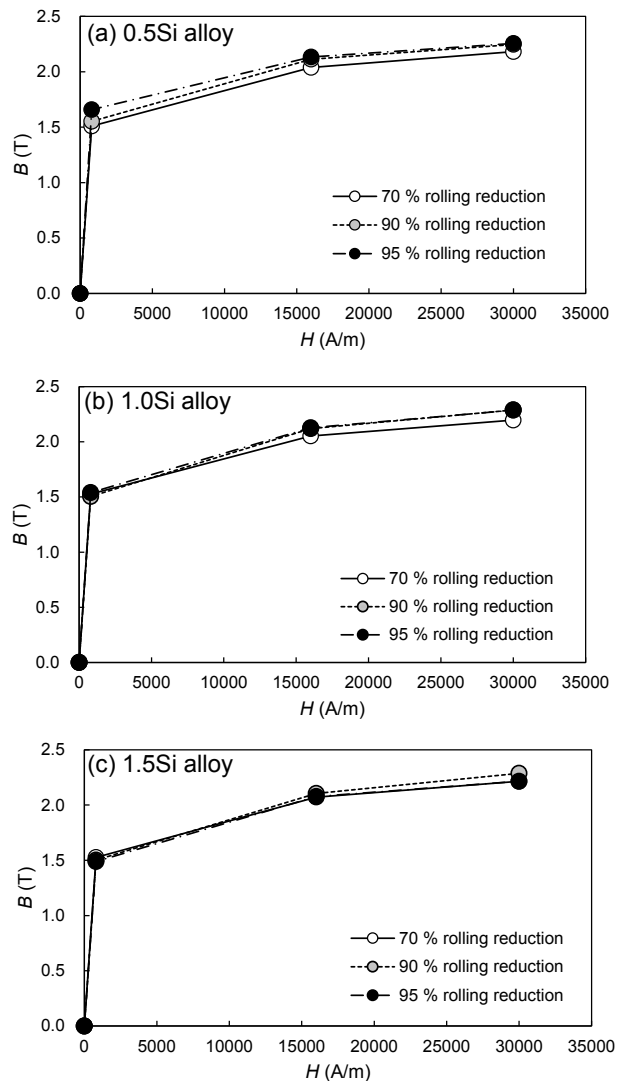


Fig. 1. Magnetization  $B$  at each applied magnetic field in annealed Fe-18Co-xSi-0.5Al alloys with different final rolling reductions: (a) 0.5Si alloy, (b) 1.0Si alloy, and (c) 1.5Si alloy.

の増加に伴い電気抵抗が増加し、それによって  $P_c$  が低減している事が分かる。電気抵抗の増加により  $P_c$  が低減した事が、高 Si 含有量合金において低い  $P_c$  値が得られた要因の一つであると考えられる。

Fig. 5 (a), (b), (c) には、熱処理試料において圧延圧下率の変化が各 1.5 T、1 kHz における  $P_c$ 、 $P_e$ 、および  $P_h$  におよぼす影響を示す。0.5Si 合金および 1.0Si 合金では、圧下率 95 % において  $P_c$  が減少した。一方で、1.5Si 合金では、圧下率の増加とともに  $P_c$  が増加した。

圧下率に対する  $P_c$  および  $P_h$  の変化を見ると、0.5Si 合金では、圧下率の増加に伴い  $P_c$ 、 $P_h$  ともに減少する

傾向が認められた。1.0Si合金では、圧下率の増加に伴い $P_c$ は減少したが、 $P_h$ が増加したため、全体の $P_e$ としては大きな変化が生じなかった。最も高いSi量を有する1.5Si合金では圧下率の増加に伴い $P_c$ は減少し、 $P_h$ は増加した。特に、圧下率を95%まで増加させた場合、 $P_h$ の悪化が顕著であった。これらの結果は後述するように、各試料の微細組織および集合組織に起因するものと考えられる。

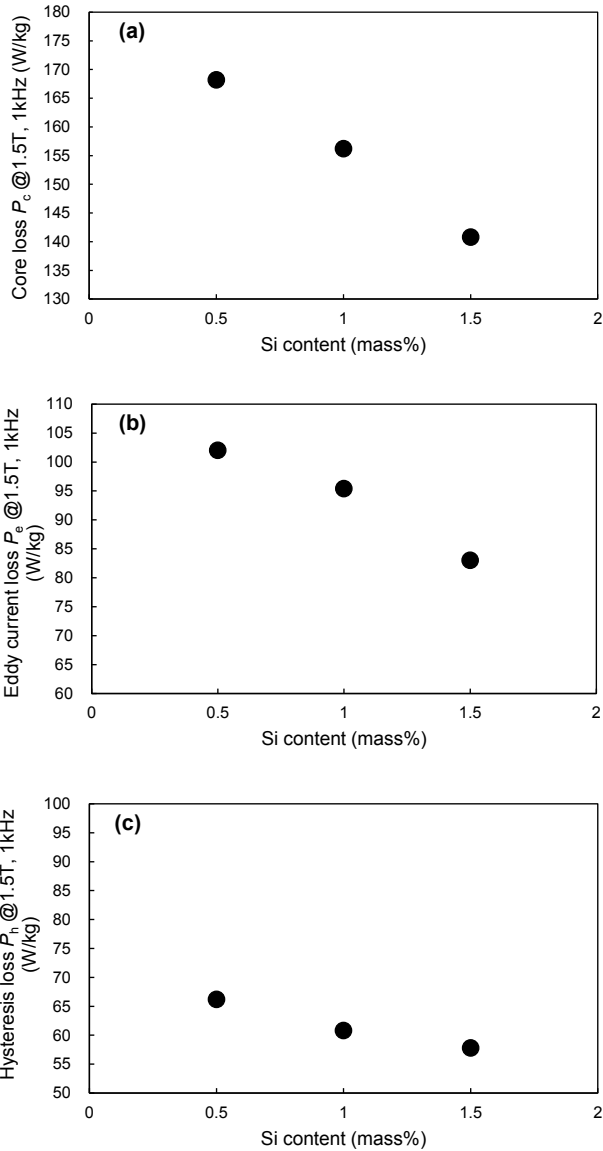


Fig. 2. Effect of Si content on the (a)  $P_c$ , (b)  $P_e$ , and (c)  $P_h$  in annealed Fe-18Co-xSi-0.5Al alloys with a final rolling reduction of 70 %.

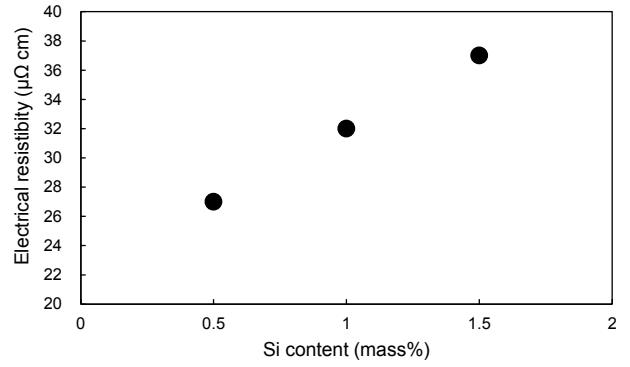


Fig. 3. Relationship between Si content and electrical resistivity in annealed Fe-18Co-xSi-0.5Al alloys with a final rolling reduction of 70 %.

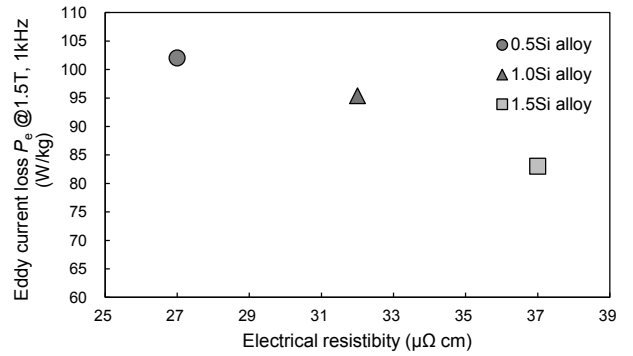


Fig. 4. Relationship between electrical resistivity and  $P_e$  in annealed Fe-18Co-xSi-0.5Al alloys with a final rolling reduction of 70 %.

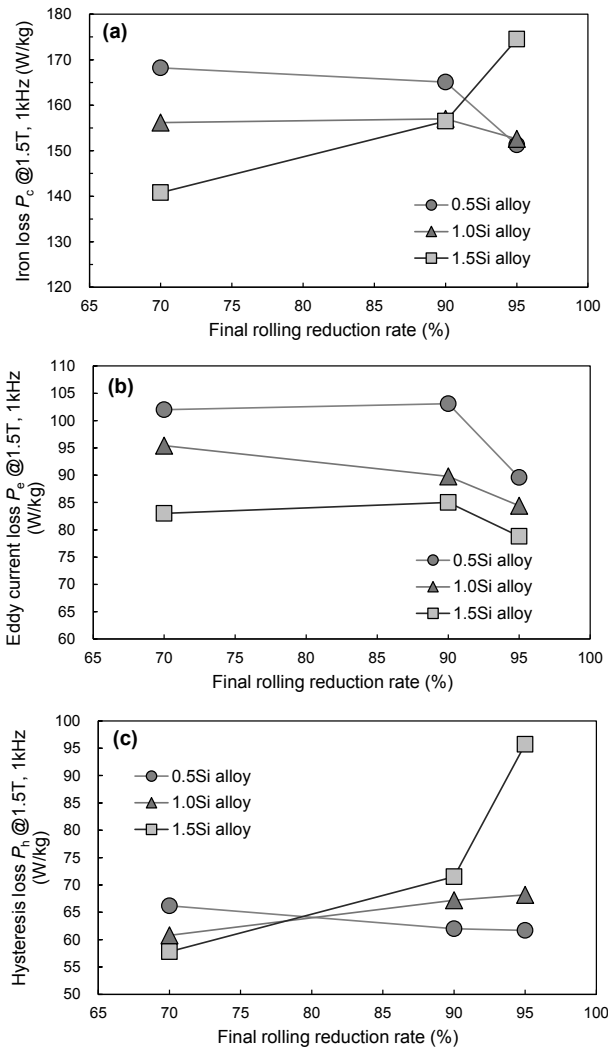


Fig. 5. Effect of final rolling reductions on the (a)  $P_c$ , (b)  $P_e$ , and (c)  $P_h$  in annealed Fe-18Co-xSi-0.5Al alloys.

### 3. 2 微細組織と集合組織

Fig. 6 (a), (b) には、Fe-18Co-xSi-0.5Al 合金の圧延試料および熱処理試料の TD 面の微細組織を、光学顕微鏡により観察した結果を示す。また、熱処理試料については、ビッカース硬さおよび画像解析により求めた平均結晶粒径も Fig. 6 に併せて示した。

全ての試料において、圧延状態では圧延方向に沿って伸長した結晶粒が観察されたが、熱処理により再結晶過程を経ることで、これらは等軸状の結晶粒へと変化していることが確認された。熱処理後、硬さは低下し、Si 含有量の多い試料ほど高い硬さを示した。これは、以前の報告<sup>3)</sup>にもあるように、Si 原子が Fe の BCC 結晶中に固溶することで積層欠陥エネルギーが低下し、転位の

交差すべりが抑制され、結果として転位が蓄積する現象に起因すると推察される。0.5Si 合金では、熱処理後の平均結晶粒径は圧下率の増加に伴い減少する傾向が見られた。これは一般的な BCC 結晶構造をもつ鉄鋼材料と同様の挙動である<sup>11)</sup>。Si 含有量の多い 1.0Si 合金および 1.5Si 合金においても、圧下率の増加に伴い熱処理後の平均結晶粒径は減少したが、各圧下率における平均結晶粒径は 0.5Si 合金よりも大きかった。

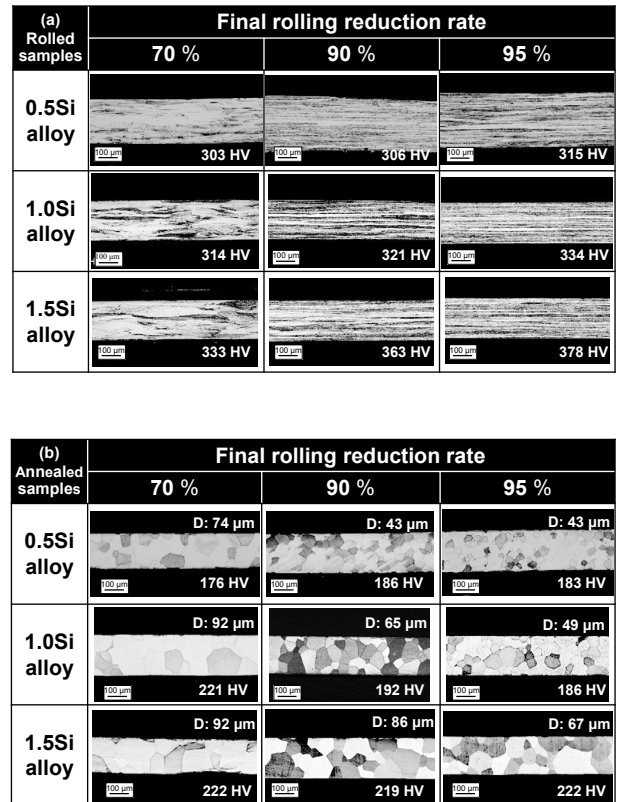


Fig. 6. Microstructure, Vickers hardness and average grain size along the TD of Fe-18Co-xSi-0.5Al alloys with different final rolling reductions: (a) as-rolled samples, (b) annealed samples.

Fig. 7 (a) には、EBSDにより得られた圧延試料の集合組織を示す。0.5Si合金では、圧下率70%の条件において、 $\alpha$ -fiber (RD// $\langle 110 \rangle$ ) および  $\gamma$ -fiber (ND// $\langle 111 \rangle$ ) が形成されており、圧下率を90%および95%に増加させると、 $\alpha$ -fiberの発達により顕著となった。

一方で、1.0Si合金および1.5Si合金といった高Si合金では、圧下率が70%の段階で既に $\alpha$ -fiberが強く発達しており、圧下率が90%および95%に増加することで、 $\{100\} \langle 110 \rangle \sim \{112\} \langle 110 \rangle$ に対応する $\alpha$ -fiberの発達がさらに顕著となった。富田らは、純鉄の圧延集合組織が、圧下率90%から99.8%へ増加する際に、 $\alpha$ -fiberと $\gamma$ -fiberの混成状態から $\alpha$ -fiber優勢へと変化することを報告している<sup>12)</sup>。また、前報<sup>3)</sup>において、Si原子のFe-Co格子への固溶は交差すべりを抑制し、圧下率が比較的低い条件であっても転位が蓄積することを明らかにした。

従って、本研究において観察された強い $\alpha$ -fiberの発達は、Si添加量を増加し転位蓄積が容易となった合金を強圧下圧延することで非常に大きな歪エネルギーが導入され、その結果として転位が蓄積したことに起因すると考えられる。

Fig. 7 (b) に熱処理試料の集合組織を示す。0.5Si合金では、圧下率70%の場合、ランダム方位に再結晶が進行した。一方、圧下率90%では $\alpha$ -fiberがわずかに発達し、95%では $\{115\} \langle 161 \rangle$ 方位および $\lambda$ -fiber (ND// $\langle 100 \rangle$ )が発達した。Si添加量の多い1.0Si合金と1.5Si合金の再結晶挙動は類似しており、圧下率70%では0.5Si合金と同様にランダム方位に再結晶したが、圧延圧下率が90、95%に高まるにつれ、 $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位の強度が強くなった。片岡らはFe-3Si合金再結晶挙動を調査しており、冷延圧下率が90%以上になると、再結晶後に $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位が主方位として発達する事を報告している<sup>13)</sup>。また安田らはFe-3%Si合金において、 $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位は転位密度の高い $\alpha$ -fiber加工粒、特に $\{100\} \langle 110 \rangle \sim \{112\} \langle 110 \rangle$ に隣接して優先的に再結晶すると報告している<sup>14)</sup>。本研究における高Si含有の1.0Si合金、1.5Si合金も、先行研究で示されたFe-Si合金と同様の挙動を示したものと考えられる。さらに、転位密度の高い $\alpha$ -fiber加工粒における $\{411\} \langle 148 \rangle$ 再結晶核の粒成長駆動力は大きい。Fig. 6に示したように、高Si合金において高圧下率条件で熱処理後の結晶粒径が低Si合金より大きくなったのは、これらの合金では成長しやすい $\{411\} \langle 148 \rangle$ 方位を有する結晶粒が多く存在したためであると考えられる。

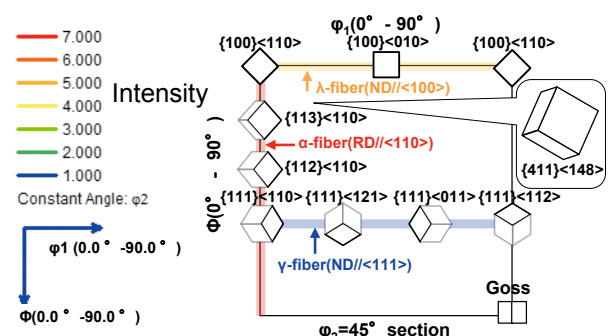
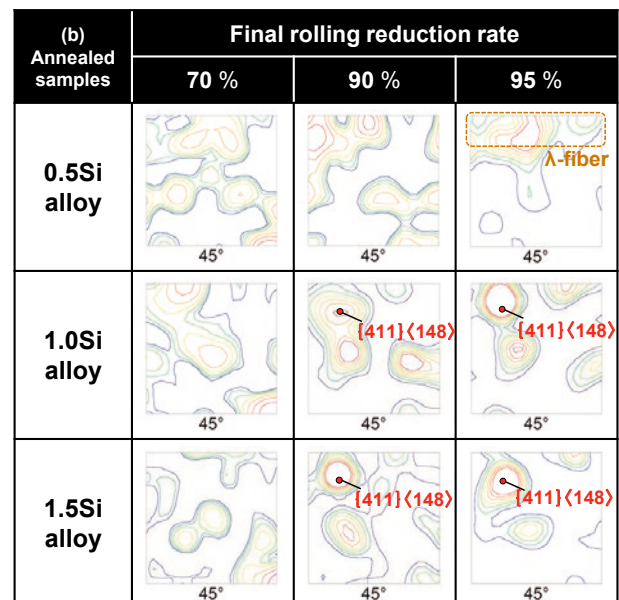
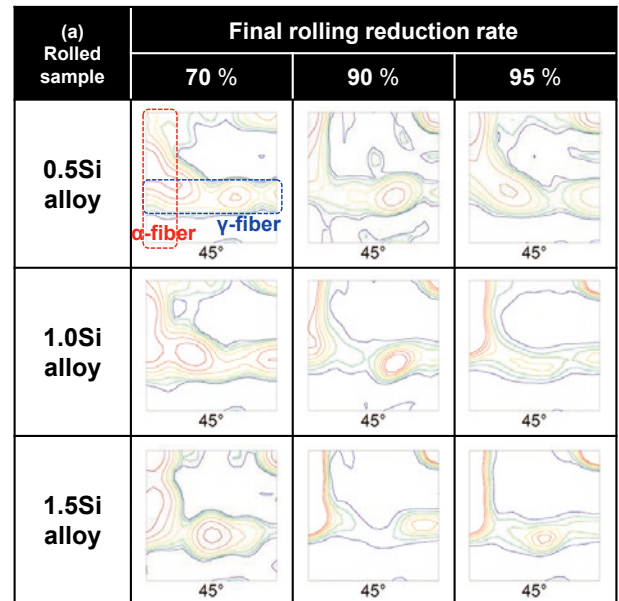


Fig. 7.  $\phi_2=45^\circ$  ODF sections of Fe-18Co-xSi-0.5Al alloys with different final rolling reductions: (a) as-rolled samples, (b) annealed samples.

次に、微細組織および集合組織が磁気特性におよぼす影響について議論する。まず、磁気特性を決定する主要因の一つである結晶粒径に着目する。Fig. 8 (a) には、熱処理試料の平均結晶粒径と  $P_e$  の関係を示す。全ての試料において、結晶粒径の減少に伴い  $P_e$  が低下する傾向が認められた。

一般に結晶粒径が小さくなると磁区幅が小さくなり、磁壁移動に伴う局所的な渦電流損である異常渦電流損が小さくなるため  $P_e$  は減少する<sup>15), 16)</sup>。異常渦電流損は結晶粒径の平方根に比例する事が知られており<sup>17)</sup>、本研究においても概ね同様の傾向が得られた。従って、これらの合金については圧下率の増加によって再結晶粒が微細化し、その結果として  $P_e$  が低減した事が考えられる。一方、一部では異なる傾向が示され、特に 0.5Si 合金の 90% 圧下率については平方根則から外れる傾向を示した。この要因は実際の磁区幅や磁区構造の違いなどが影響していると考えられるが詳細は不明なため、今後の直接の磁区観察を行うなどで現象解明に向けた調査を進めていく予定である。

次に熱処理試料の結晶粒径と  $P_h$  の関係を Fig. 8 (b) に示す。一般的には結晶粒径が小さくなると  $P_h$  が増加する。Fig. 8 (b) の結果は一般的な傾向と概ね一致するが、一部では異なる傾向が示された。0.5Si 合金では、圧下率 90% および 95% の高圧延条件において、再結晶後の結晶粒径が非常に微細であるにもかかわらず、 $P_h$  は低い値を示した。また 1.5Si 合金では、圧下率の増加に伴って結晶粒の微細化が確認されたものの、結晶粒径が同等の他の合金に比べて  $P_h$  の悪化が著しく大きいと見受けられた。これらの結果は、 $P_h$  が結晶粒径以外の要因に影響を受けている事を示唆している。

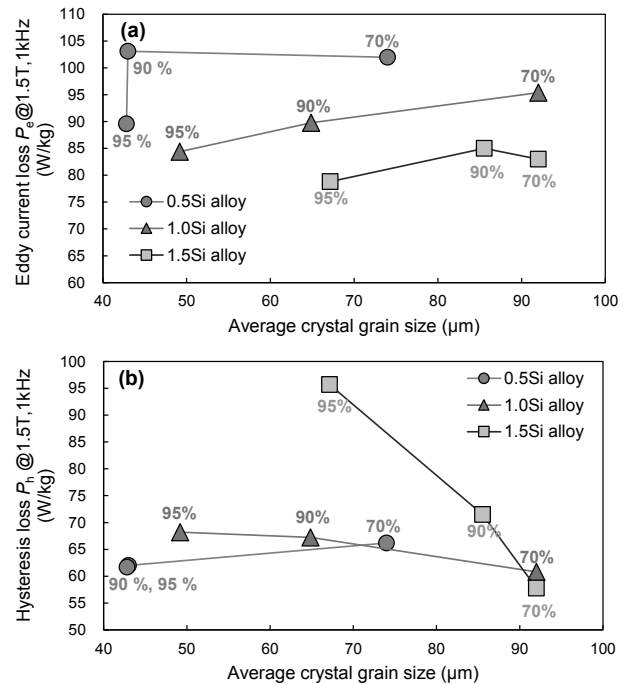


Fig. 8. Relationship between average grain size and (a)  $P_e$ , (b)  $P_h$  in annealed Fe-18Co-xSi-0.5Al alloys with different final rolling reductions.

集合組織は  $P_h$  と相関を持つ重要な因子である。0.5Si 合金では、高圧下率条件で圧延された試料において、熱処理後に  $\lambda$ -fiber が発達した。 $\lambda$ -fiber は、圧延面内に磁化容易軸である  $\langle 100 \rangle$  方位が強く配向した、モータコアにとって理想的な組織である<sup>18)</sup>。本研究では、各合金の熱処理試料に対して、圧延面内の  $\langle 100 \rangle$  方位の発達度合いを  $A$  パラメータとして定量化した。その結果を Fig. 9 に示す。Fig. 9 には、1.0Si 合金および 1.5Si 合金の結果も併せて示している。

0.5Si 合金では、圧下率の増加に伴い  $A$  パラメータが減少した。これは、圧延面内の  $\langle 100 \rangle$  方位粒が増加したことを示唆している。また、それに伴い  $P_h$  も低減した。

Fig. 8 (b) に示したように、0.5Si 合金は、圧下率の増加により結晶粒が微細化しているにもかかわらず、 $P_h$  が低い値を示した。これは、優れた軟磁性を有する  $\langle 100 \rangle$  方位粒が圧延面内で増加したことによるものと推察される。

また、他の合金においても、圧下率の増加に伴い  $A$  パラメータは減少しており、圧延面内で  $\langle 100 \rangle$  方位粒が増加したことが示唆される。しかし、これらの合金では  $P_h$  の改善は見られず、むしろ悪化した。特に、Si 量が最も多い 1.5Si 合金では、 $A$  パラメータの低下とともに

に  $P_h$  が著しく増加しており、従来の理論とは整合しない挙動を示した。そこで、1.0Si 合金および 1.5Si 合金において、圧下率の増加に伴う  $P_h$  の悪化について、その他の要因を考察する。

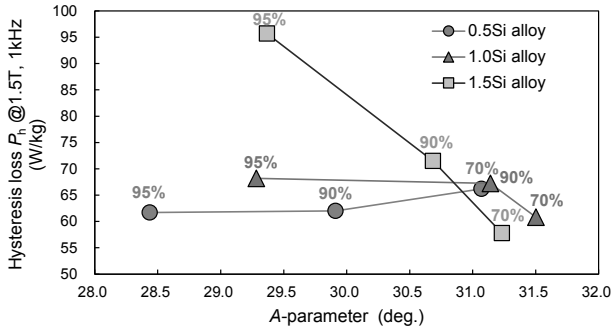


Fig. 9. Relationship between A-parameter and  $P_h$  in annealed Fe-18Co-xSi-0.5Al alloys with different final rolling reductions.

1.0Si 合金および 1.5Si 合金では、圧下率 90 % 以上の熱処理試料において、 $\{411\} \langle 148 \rangle$  方位粒の発達が顕著に観察された。Fig.10 には、EBSD の結晶方位マップから得た  $\{411\} \langle 148 \rangle$  方位粒の存在比と  $P_h$  の関係を示す。1.0Si 合金および 1.5Si 合金では、圧下率の増加に伴い  $\{411\} \langle 148 \rangle$  方位粒の頻度が増加し、それに対応して  $P_h$  も増加していることが確認できる。

早川らは、Fe-Si 合金において  $\{411\} \langle 148 \rangle$  方位粒が多く再結晶すると平均結晶粒径が大きくなるため、良好な軟磁性が期待できると報告している<sup>19)</sup>。しかしながら、 $\{411\} \langle 148 \rangle$  方位は磁化困難軸である。従って、1.0Si 合金および 1.5Si 合金において、高圧下率条件で軟磁性が劣化した主な要因は、結晶粒径の微細化に加えて、磁化困難軸である  $\{411\} \langle 148 \rangle$  方位粒の割合が増加したことによるものと考えられる。

以上の結果より、Fe-18Co-xSi-0.5Al 合金の鉄損を低減するためには、過度な圧下率の圧延により  $\alpha$ -fiber を発達させ、 $\{411\} \langle 148 \rangle$  再結晶粒を多量に生成させることや、再結晶後の結晶粒を微細化させることは望ましくない。各合金において、転位の蓄積特性を考慮しつつ、最適な転位量を得られる圧下率を選択し、圧延面内に  $\langle 100 \rangle$  方位粒を増加させるために  $\lambda$ -fiber を強く発達させること、 $\{411\} \langle 148 \rangle$  方位粒を過剰に増加させないこと、そして再結晶後の結晶粒が過度に微細化しないよう制御することが、鉄損低減にとって重要であると考えられる。

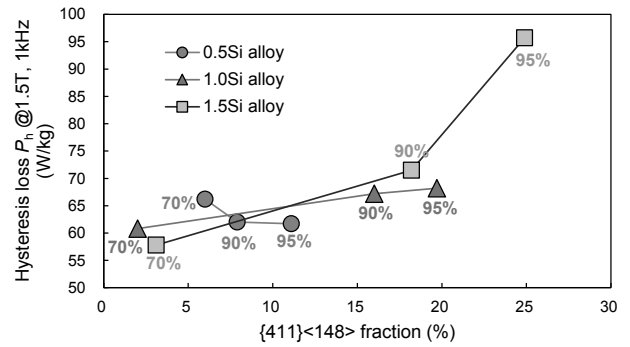


Fig. 10. Relationship between  $\{411\} \langle 148 \rangle$  fraction and  $P_h$  in annealed Fe-18Co-xSi-0.5Al alloys with different final rolling reductions.

## 4. 結 言

本研究では、Fe-18Co-xSi-0.5Al 合金における最終圧延圧下率が微細組織、再結晶挙動、および磁気特性におよぼす影響を調査した。その結果、圧下率 95 % の圧延を施すことで、熱処理後の 0.5Si 合金における鉄損を、高い飽和磁束密度 (2.2 T 以上) を維持しつつ 151 W/kg まで低減できることが明らかとなった。

これらの集合組織を調査した結果、圧下率 95 % で再結晶組織が磁化困難軸の  $\gamma$ -fiber (ND//  $\langle 111 \rangle$ ) から磁化容易軸の  $\lambda$ -fiber (ND//  $\langle 100 \rangle$ ) へと変化することが確認された。

一方で、高 Si 含有合金 (1.0Si 合金, 1.5Si 合金) では、高圧下率で圧延した場合に鉄損が悪化した。この結果は、Fe-Si 合金の再結晶過程で見られるように、主要方位が  $\{411\} \langle 148 \rangle$  となったこと、さらに結晶粒が微細化したことに起因すると考えられる。

以上の結果に基づき、Fe-18Co-xSi-0.5Al 合金の鉄損を低減するためには、合金組成に応じて変化する転位蓄積のしやすさを考慮し、適切な転位量を得られる圧下率を選択することが重要であると考えられる。

## (文 献)

- 1) P. Waide and C. U. Brunner: IEA Energy Papers, 2011/07, OECD Publishing, 2011, 11.
- 2) R. S. Sundar and S. C. Deevi: International Materials Reviews, 50(3) (2005), 157.
- 3) T. Sato, and H. Takabayashi: AIP Advances, 13(2023), 035306.
- 4) J.J. Sidor, K.Verbeken, E.Gomes, J.Schneider, P.R.Calvillo and L.A.I.Kestens: Mater. Charact, 71 (2012), 49.
- 5) M. Takashima, M.Komatsubara and N.Morito: ISIJ Int, 37(1997), 1263.
- 6) E. J. Gutierrez-Castaneda and A. Salinas-Rodriguez: J. Magn. Magn. Mater, 323(2011), 2524.
- 7) M. deCampos, F.J.G.Landgraf, I.G.S.Falleiros and G. C. Fronzaglia: ISIJ Int, 44(2004), 1733.
- 8) L. Kestens and S. Jacobs: Texture, Stress, and Microstructure, 2008(2008), 173083.
- 9) 武本聡, 齊藤貴伸: 電気製鋼, 82(2011), 1, 57.
- 10) 金子秀夫, 本間基文: 磁性材料, 日本金属学会, (1995), 119.
- 11) 日本金属学会, 鉄鋼材料, (1985), 66.
- 12) 富田美穂, 稲熊徹, 坂本広明, 潮田浩作: 鉄と鋼, 101(2015), 3, 204.
- 13) T. Kataoka, H. Atsumi, M. Yasuda, N. Morishige and K. Murakami: ISIJ Int, 61(2021), 960.
- 14) M. Yasuda, T. Kataoka, Y. Ushigami, K. Murakami and K. Ushioda: ISIJ Int, 58(2018), 1893.
- 15) 齊藤貴伸, 武本聡: 電気製鋼, 77(2006), 4, 285.
- 16) R. H. Pry and C. P. Bean: J. Appl. Phys, 29(1958), 532.
- 17) M.F. de Camposa, J.C. Teixeira, F.J.G. Landgraf: J. Magn. Magn. Mater, 301(2006), 94.
- 18) M. Mehdi, Y. He, E.J. Hilinski, L.A.I. Kestens and A. Edrissy: Acta Materialia, 185(2020), 10, 540
- 19) 早川康之: 鉄と鋼, 106(2020), 10, 683.



佐藤 誉将



梶並 佳朋



入山 恭彦