

技術論文



Fe-Co 系合金の組織と磁気特性におよぼす Si と Al 添加の影響

佐藤 誉将*, 高林 宏之*

Effect of Si and Al Addition on Microstructure and Magnetic Properties of Fe-Co Alloy

Takamasa SATO and Hiroyuki TAKABAYASHI

Synopsis

Fe-Co alloys are promising materials for high power density motors, since they have higher B_s than Fe-Si steels which are most commonly used for motor cores. It is known, however, that Fe-Co alloys generally have poor workability due to the existence of a brittle phase, ordered B2. In this study, effects of Co content and Si/Al addition to the Fe-Co alloys on their workability and magnetic properties were investigated. The neutron diffraction measurements of Fe-Co alloys with different Co contents of 5, 18, 27, and 49 mass% were first conducted to determine the existence of an ordered B2 phase. The results showed that the B2 phase was observed in the Fe-Co alloys with Co contents of 27 and 49 mass%, while it did not exist in the alloys with 5 and 18 mass%, which suggests the latter two alloys have better workability. Then, we checked the effect of Si/Al addition on the magnetic properties of the Fe-18Co alloy, and found that the co-addition of Si/Al reduces the coercivity, H_c , to about 60 A/m and iron loss to less than 170 W/kg while maintaining a high B value at 30 000 A/m above 2.2 T.

1. 緒言

電気モータ駆動システムは全世界の電力消費の 43 % ~ 46 % を占め、年間 6 Gt 以上の CO₂ 排出をもたらすと推定されている¹⁾。そのため、持続可能な社会を実現させるためには、モータの効率を向上させることが重要であり、モータコアに使用される軟磁性材料は、モータの高効率化を実現するための重要な材料の一つである。

一般に、Fe に Si や Al を添加すると、電気抵抗率が増加し、結晶磁気異方性が減少し、磁歪定数が 0 に近づいて鉄損失が減少するなど、軟磁気特性が向上することが知られている²⁾。このため、モータコア用軟磁性材料

としては Fe に Si を添加した合金である電磁鋼板が最も一般的に使用されている。しかし、電気自動車、電動航空機、ドローン、空飛ぶ車など、今後登場するであろう未来のモビリティに搭載される、高出力密度モータの仕様を満たすには、従来の電磁鋼板では、飽和磁束密度（以下、 B_s という）がやや低く、課題がある。そのため、鉄損失が小さく、かつ、高い B_s を有する材料の開発が強く望まれている。

Fe-Co 合金は安定したバルク材料の中で、最も高い B_s を持つことがよく知られている。Fe-49Co-2V (mass%) の組成を有するパーメンジュールは良好な軟磁気特性を有するため、既に一部の高性能モータに使用されてい

2023年3月22日 受付

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

るが、パーメンジュールには脆いB2相（規則相）が存在するため、加工性や被削性が悪いという欠点がある。B2相の生成を抑制する手段の一つとして、Fe-Co合金中のCo量を減少させることが挙げられる。しかし、B2相の生成とFe-Co合金中のCo量の関係について、実験的に求めた報告は少ない。またパーメンジュールは、そのFe-Co比率を変化させると急激に軟磁気特性が劣化することが知られている³⁾。本研究では、高 B_s 、低鉄損、良好な加工性を有するモータコア用軟磁性材料を開発するために、まず、Co含有量の異なるFe-Co合金について中性子回折測定を行い、Co含有量がB2相生成におよぼす影響を調査した。次に、選定したFe-18Co（mass%）合金の軟磁気特性を向上させるため、微細組織、加工性、軟磁気特性におよぼすSiとAlの添加影響を調査した。

2. 試験方法

2. 1 供試材

Co含有量の異なる4種類の試料（Fe-49Co-2V, Fe-27Co, Fe-18Co, Fe-5Co（mass%））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14.4 ks保持した後、鍛造によって直径20 mmの形状に成形した。

中性子回折測定用試料はこの鍛造材から板厚3 mm、幅3 mm、長さ35 mmの棒状小片を切り出して作製した。中性子回折はJ-PARC（Japan Proton Accelerator Research Complex）の物質・生命科学実験施設にあるiMATERIA スペクトロメータで行った。

Fe-18Co合金へのSi, Al添加影響調査のため、0～1.5 mass%の範囲でSiとAlを添加した試料を真空溶解炉にて作製した。それらの化学成分をTable 2に示す。作製したインゴットを大気雰囲気炉にて1373 Kで7.2 ks保持し、鍛造によって板厚40 mm、幅100 mmに成形した。この鍛造材を大気雰囲気中において1173 Kで7.2 ks保持した後、板厚4 mmまで熱間圧延を行い、さらに組織調整のために、Ar雰囲気において1023 Kで21.6 ks保持する焼なまし処理を実施した。焼なまし処理材から平面研削加工により板厚0.67 mmの試験片を削り出し、続く最終圧延用の試料とした。最終圧延はシャルピー衝撃試験で得た各合金の延性-脆性遷移温度（DBTT：Ductile-Brittle Transition Temperature）を下回らないように、保持温度473 Kの温間圧延とした。板厚0.67 mmの削り出し材を0.2 mmまで温間圧延を行うことで圧下率70%の圧延材を作製した。以下、この試料を圧延試料という。得られた圧延試料を窒素と水素の混合雰囲気中で昇温速度287 K/sにて1223 Kまで加熱し、240 s保持した後、空冷した。以下、この試料を熱処理試料という。

2. 2 評価方法

試作したFe-18Co-Si/Al合金の加工性評価は、焼なまし処理材から試験片を切り出し、シャルピー衝撃試験機（株東京衝機製ICA500J）にて室温から423 Kの衝撃値を測定して行った。各試験温度で測定した衝撃値から、DBTTを求めた。DBTTはエネルギー遷移温度（ T_E ）で評価した。圧延試料および熱処理試料に対し、TD（Transverse Direction）方向から光学顕微鏡を用いた組織観察と、微小硬さ計（株フューチャアテック製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で腐食した

Table 1. Chemical composition of Fe-Co alloys (mass%)

Alloy	C	Si	Mn	S	Ni	Cr	V	Co	Al	Fe
Fe-49Co-2V	0.009	0.05	0.06	0.005	0.05	0.03	1.97	48.70	0.03	Bal.
73Fe-27Co	0.007	0.24	0.25	0.005	0.62	0.61	0.27	27.16	0.04	Bal.
82Fe-18Co	< 0.001	< 0.01	< 0.01	0.0004	0.01	< 0.01	< 0.01	18.15	0.005	Bal.
95Fe-5Co	< 0.001	< 0.01	< 0.01	0.0007	0.01	< 0.01	< 0.01	5.00	0.002	Bal.

Table 2. Chemical composition of Fe-18Co alloy and Si/Al-added Fe-18Co alloys (mass%)

Alloy	C	Si	Mn	S	Ni	Cr	V	Co	Al	Fe
82Fe-18Co	< 0.001	< 0.01	< 0.01	0.0004	0.01	< 0.01	< 0.01	18.15	0.005	Bal.
82Fe-18Co-1.5Si	< 0.001	1.48	< 0.01	0.0004	0.01	< 0.01	< 0.01	18.12	0.01	Bal.
82Fe-18Co-1.0Si-0.5Al	< 0.001	0.99	< 0.01	0.0005	0.01	< 0.01	< 0.01	18.1	0.47	Bal.
82Fe-18Co-0.5Si-1.0Al	< 0.001	0.50	< 0.01	0.0006	0.01	< 0.01	< 0.01	18.02	1.02	Bal.
82Fe-18Co-1.5Al	< 0.001	< 0.01	< 0.01	0.0004	0.01	< 0.01	< 0.01	17.9	1.51	Bal.

試料を用いた。硬さ測定はビッカース硬度（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) 面を機械研磨で板厚の 3/4 まで減厚し、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 BackScatter Diffraction) (日本電子(株)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⁴⁾を算出した。パラメータ A_θ は、任意の磁場印加方向 θ 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_θ 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))。

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

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

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 $\langle 100 \rangle$ 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 $\langle 100 \rangle$ 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(株)製 BH-1000) を用い、最大印加磁界を 30 kA/m とした。鉄損失 P_c の測定は、交流 BH アナライザ (岩通計測(株)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、鉄損失 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、鉄損失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⁵⁾。

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

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

3. 結果および考察

3. 1 Fe-Co合金におけるB2相の存在

Fig. 1 に、Table 1 に示した Co 含有量の異なる 4 種類の試料の中性子回折結果を示す。Fe-49Co-2V 合金と Fe-27Co 合金では規則相に由来する B2 相のピークが明確に検出されたのに対し、Fe-18Co 合金と Fe-5Co 合金では B2 相のピークが検出されず、後者 2 つの合金は良好な加工性を有することが示唆された。よって、B2 相が生成せず、より高い B_s が期待される Fe-18Co 合金を選択し、この合金への Si と Al の添加効果を調査した。

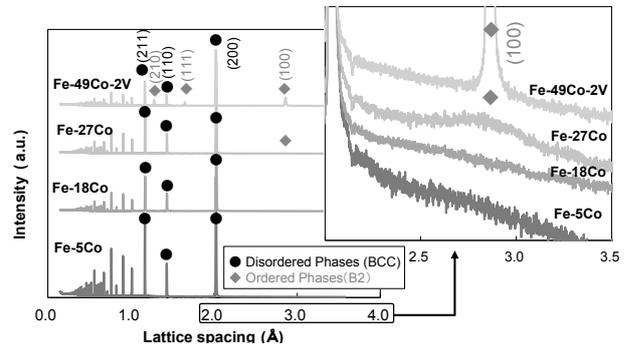


Fig. 1. Neutron diffraction patterns of the Fe-Co alloys.

3. 2. 1 Fe-18Co合金とFe-18Co-Si/Al合金の加工性

Fig. 2 に、Table 2 に示した試料の DBTT を示す。Fe-18Co 合金と Fe-18Co-1.5Al 合金の DBTT は室温であった。一方、Fe-18Co-1.5Si 合金は 423 K と高い DBTT を示し、Si, Al を複合添加した Fe-18Co-Si/Al 合金の DBTT は、これらの試料の中間値であった。一般に、bcc 構造を持つ Fe-Si 合金の脆性破壊は、塑性変形過程の転位蓄積による応力の集中で生じる変形双晶が要因と考えられている^{6), 7)}。また Griffiths らは Si 原子が bcc-Fe 結晶に固溶すると、Fe の積層欠陥エネルギーを低下させ、転位の交差すべりが抑制されることを報告している⁸⁾。これらの報告から、Fe に Si を添加すると、転位の交差すべりが抑制されることで転位が蓄積されやすくなり、その結果、変形双晶が発生し素材の脆化を引き起こすことが予想される。Fig. 2 に示す Si 添加による Fe-Co 合金の脆化は、これらの先行文献と同様の理由によるものと考えられる。

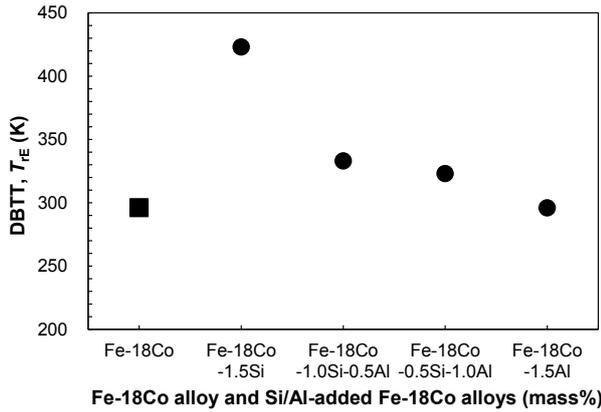


Fig. 2. Effect of Si and Al addition on the ductile-brittle transition temperature of Fe-18Co alloy.

3. 2. 2 Fe-18Co合金とFe-18Co-Si/Al合金の微細組織と集合組織

Fig. 3(a), (b) に Fe-18Co 合金と Fe-18Co-Si/Al 合金の圧延試料と熱処理試料を、TD 方向から光学顕微鏡にて観察した組織写真を示す。Fig. 3 にはビッカース硬度と、熱処理試料においては画像解析から算出した平均結晶粒径 D も併せて示す。圧延試料は圧延方向に延びた組織が観察された。熱処理後、これらの組織は等軸粒へと変化し、硬さの低下も確認されることから、いずれの試料も再結晶が完了したと分かる。Si を添加した試料の硬さは、Si を添加していない試料よりも高いが、これは Fig. 2 について述べた内容と同様の理由であると考えられる。また、Fe-18Co-Si/Al 合金の熱処理試料の平均結晶粒径はいずれの試料も約 90 μm でほぼ同じ大きさとなった。

Fig. 4(a) に EBSD を用いて取得した Fe-18Co 合金と Fe-18Co-Si/Al 合金の圧延試料の ODF を示す。Fe-18Co 合金の圧延集合組織は α-fiber (RD//<110>) と γ-fiber (ND//<111>) から成り、主方位は γ-fiber に分類される {111} <011> であった。Barnett らは、圧下率 65 % で圧延した IF (Interstitial Free) 鋼の圧延集合組織は α-fiber

と γ-fiber から成り、その主方位が γ-fiber の {111} <112> であることを報告している⁹⁾。従って、Fe-18Co 合金は、圧延集合組織の形成挙動において鉄と同様の挙動を示したと考えられる。Fe-18Co-Si/Al 合金の圧延集合組織も α-fiber と γ-fiber が確認された。Al を単独添加した Fe-18Co-1.5Al 合金は Fe-18Co 合金と類似した圧延集合組織となった。一方で、Fe-18Co-Si/Al 合金の Si 添加量が増加すると、圧延集合組織は γ-fiber から α-fiber に遷移していき、Si を単独添加した Fe-18Co-1.5Si 合金では、λ-fiber (ND//<100>) に分類される {100} <110> が主方位になった。Tomita らは純鉄の圧延において、圧下率を 90 % から 99.8 % に高めることで、圧延集合組織が α-fiber と γ-fiber の混成状態から、α-fiber へ変化することを報告しており¹⁰⁾、その挙動は本研究の Fe-18Co-Si/Al 合金における Si 添加量を増加した際の圧延集合組織形成過程と類似している。従って、今回は圧下率が 70 % と比較的低いにもかかわらず、Fe-Co 格子に Si 原子が固溶することで交差すべりが抑制され、既に述べたように転位が蓄積しやすくなったことで、見かけ上強圧下で圧延されたような圧延集合組織となったことが予想される。Shingaki ら¹¹⁾ や Ruzakov ら¹²⁾ は、冷間圧延した Fe-3.2 mass%Si 合金において、変形双晶を伴う圧下率 66 % の圧延で {100} <110> が主方位として安定することを報告している。本研究で圧延後の Fe-18Co-1.5Si の主配向が {100} <110> であったことは、上記の推定を支持するものと考えられる。熱処理試料の集合組織を Fig. 4(b) に示す。熱処理後、再結晶した Fe-18Co 合金の集合組織はランダムな配向に変化している。IF 鋼では一般に圧下率が 70 % 以下の場合、γ-fiber に分類される {111} <110> 再結晶粒が発達するが^{9), 13)}、Fe-18Co 合金は異なる挙動を示した。また、Fe-18Co-Si/Al 合金においても熱処理後、再結晶した集合組織はおおむねランダムであった。Makita らは、純銅において結晶粒界近傍と粒内の変形の不均一性が顕著になると、再結晶集合組織がランダムになることを報告している¹⁴⁾。

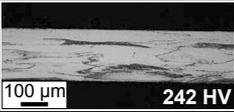
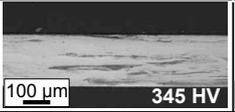
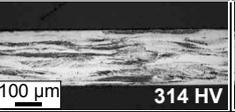
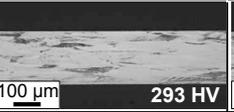
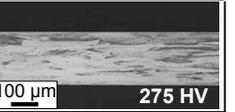
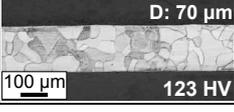
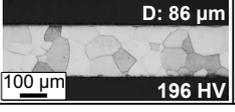
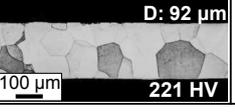
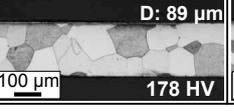
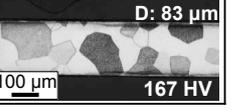
Alloy	Fe-18Co	Fe-18Co-1.5Si	Fe-18Co-1.0Si-0.5Al	Fe-18Co-0.5Si-1.0Al	Fe-18Co-1.5Al
Rolled (a)					
Annealed at 1223 K (b)					

Fig. 3. Microstructures, Vickers hardness and average crystal grain size from TD of Fe-18Co alloy and Si/Al-added Fe-18Co alloys. (a): Rolled samples, (b): Annealed samples (1223 K).

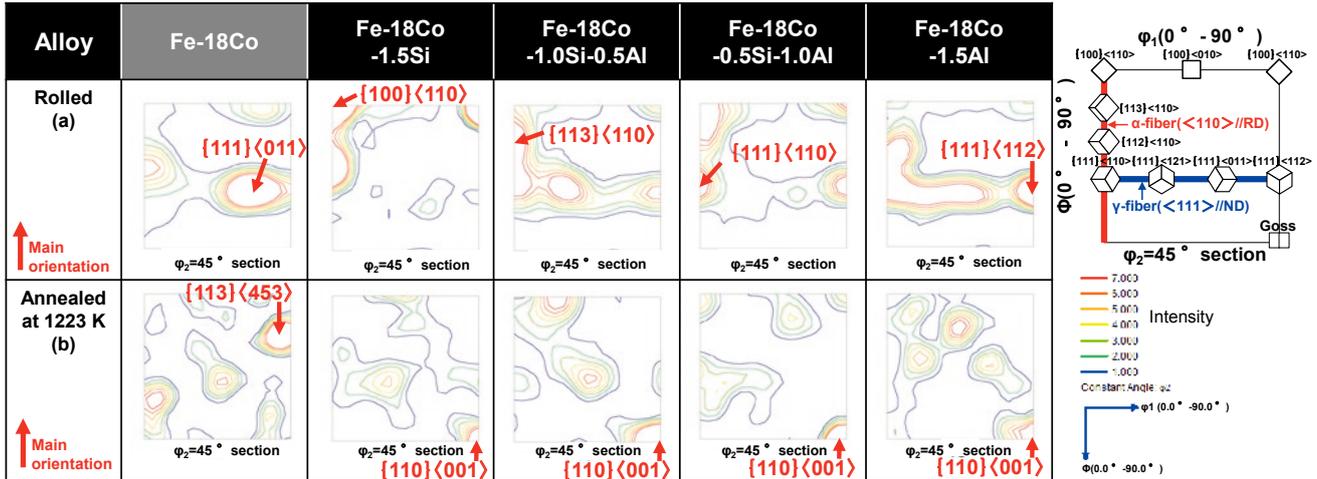


Fig. 4. $\phi_2=45^\circ$ ODF sections of Fe-18Co alloy and Si/Al-added Fe-18Co alloys showing texture followed by (a) rolled samples, (b) annealed samples (1223 K).

本研究では、Fe への Co の部分置換や、Si, Al を添加することで、Makita らの報告と同様の挙動を示した可能性がある。

各試料の集合組織状態を定量的に評価するために、熱処理試料の ODF から A パラメータを算出した。その結果を Fig. 5 に示す。熱処理試料の A パラメータは、Si, Al 無添加の Fe-18Co 合金が最も小さい値を示した。また熱処理試料の A パラメータは Si, Al 添加比率を変化しても大きく変化しなかった。Leo らは軟磁気特性が最も良いとされる $\{100\}\langle 001\rangle$ 方位の A パラメータを調査した結果、その値が 22.5° となることを報告している⁴⁾。本研究における A パラメータの値はこの値に比べるといずれも高いため、各合金間での A パラメータの違いはあまり大きな差異ではないと考えられる。またこの集合組織状態は軟磁気特性にとって不利であることを示唆している。

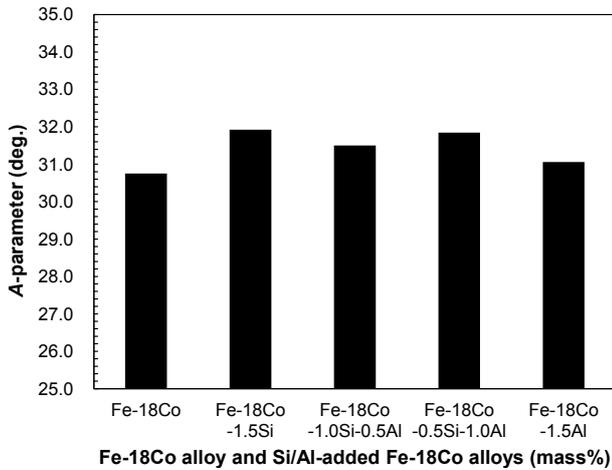


Fig. 5. Effect of Si and Al addition on the A-parameter of Fe-18Co alloy after annealing calculated from the ODF.

3. 2. 3 Fe-18Co合金とFe-18Co-Si/Al合金の磁気特性

次に各合金の磁気特性を調査した。熱処理試料の保磁力 H_c 、最大比透磁率 μ_m を、Fig. 6, Fig. 7 にそれぞれ示す。Fe-18Co 合金へ Si と Al を添加することで軟磁気特性が向上していることが分かる。

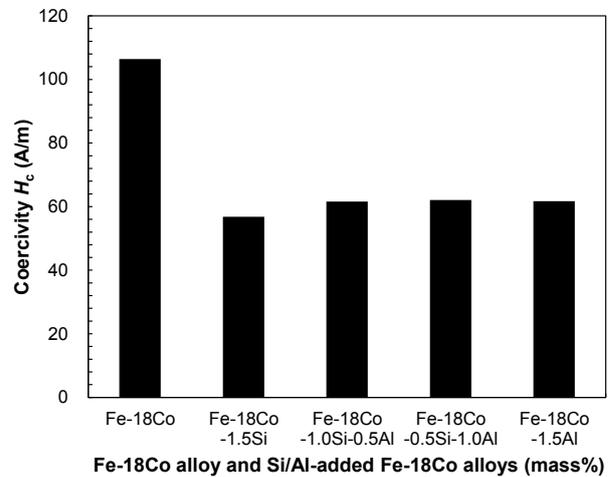


Fig. 6. Effect of Si and Al addition on the coercivity (H_c) of Fe-18Co alloy after annealing.

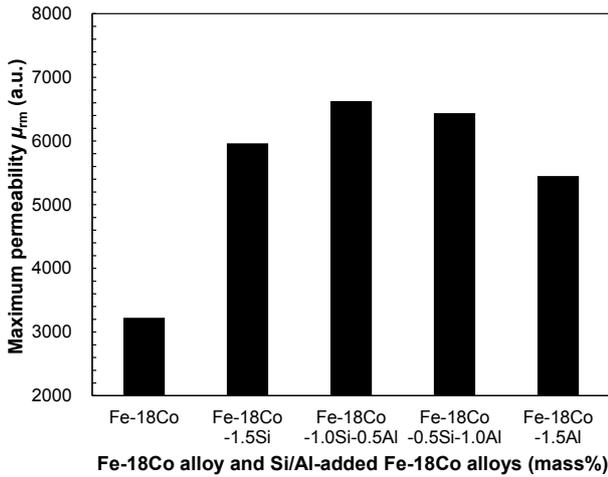


Fig. 7. Effect of Si and Al addition on the maximum permeability (μ_m) of Fe-18Co alloy.

Fig. 8 に熱処理試料における、印加磁界 30 000 A/m の磁束密度 ($B_{30\,000}$) を示す。各合金の $B_{30\,000}$ は 2.3 T から 2.2 T の高い値を示した。Si, Al 添加試料の $B_{30\,000}$ が Si, Al 無添加試料に比べてわずかに減少したのは、bcc 結晶中の Fe サイトを Si, Al という非磁性元素が一部置換したためであると推察される。

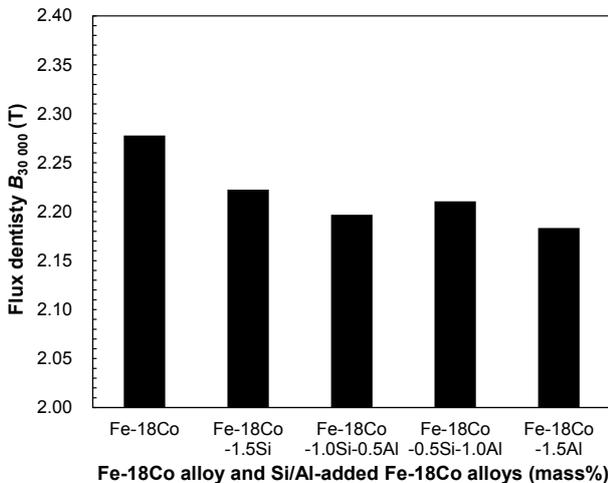


Fig. 8. Effect of Si and Al addition on the flux density at 30 000 A/m ($B_{30\,000}$) of Fe-18Co alloy.

Fig. 9 に、熱処理試料の 1.5 T, 1 kHz での鉄損失 P_e を示す。また、ヒステリシス損失 P_h と渦電流損失 P_e も Fig. 9 に併せて示す。 P_e , P_h , P_e は Si, Al の添加により減少した。また、Si の添加は Al よりも鉄損の低減に効果的であることが分かった。

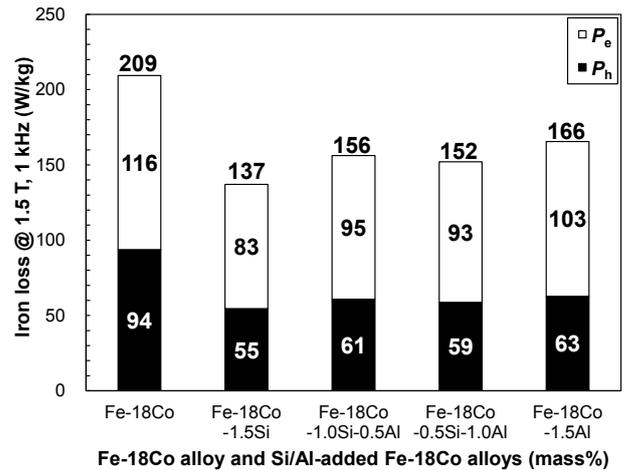


Fig. 9. Effect of Si and Al addition on iron loss, hysteresis loss (P_h) and eddy current loss (P_e) of Fe-18Co alloy after annealing.

次に、Si, Al 添加により軟磁気特性が向上した理由について考察する。軟磁気特性を左右する主な要因として、微細組織と材料の固有特性がある。まず、微細組織について再度磁気特性との相関を確認する。

Fig. 10 に、熱処理試料の A パラメータと P_h の関係を示す。本研究では、 A パラメータが小さければ、圧延面内方向に $\langle 100 \rangle$ 方位粒が多く含まれることになり、軟磁気特性が改善される。しかし、Fig. 10 は逆の挙動を示しており、軟磁気特性に優れた Si, Al 添加試料は、Si, Al 無添加試料に比べて A パラメータが大きくなっていることが分かる。その他の微細組織に関する磁気特性影響因子として平均結晶粒径が挙げられるが、平均結晶粒径については Fig. 3 で示したように各 Si, Al 添加試料間ではほとんど差が無いことが確認されている。従って本研究の試料においては、集合組織状態や平均結晶粒径などの微細組織が磁気特性の支配的要因ではないことが推察される。もう一つの要因である固有特性については、一般に Fe に Si や Al を添加すると結晶磁気異方性 K_u が減少し、磁歪定数 λ が減少することが知られている。Si, Al 添加後、こうした変化が Fig. 6 や Fig. 7 に示す軟磁気特性に影響したと考えられる。なお、Fe に Si を添加すると、Al を添加するよりも K_u が低下することが報告されている²⁾。Fig. 6 から分かるように、Fe-18Co 合金に Si を添加すると、Al を添加するよりも H_c が低下するという結果は、この推定を裏付けている。一方、

Fig. 7 に示す μ_{m} は少し複雑な挙動を示した。Si を単独添加した試料は μ_{m} が最大にならず、Si と Al を複合添加した試料の μ_{m} が最大になった。この要因は磁区構造の違いが影響していると予想されるが、詳細は不明なため、今後これらの現象を解明するために更なる調査を進めていく予定である。

Fig. 11 に熱処理試料の電気抵抗率と P_e の関係を示す。Fe-18Co 合金に Si と Al を添加することにより、電気抵抗率が増加し、 P_e が減少していることが分かるため、固有特性として電気抵抗率も磁気特性改善の主要因であると考えられる。

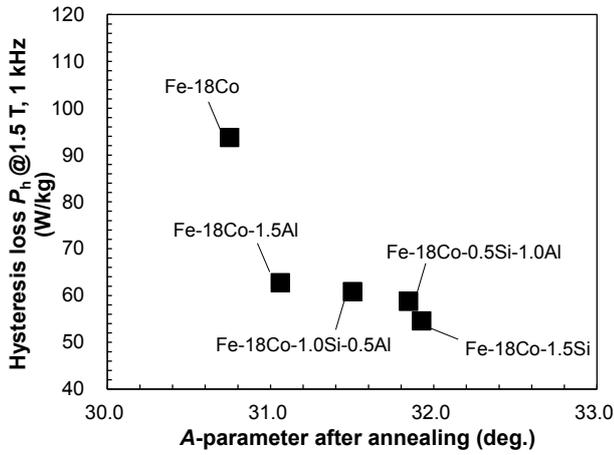


Fig. 10. Relationship between hysteresis loss (P_h) and A-parameter of Fe-18Co alloy and Fe-18Co-Si/Al alloys after annealing.

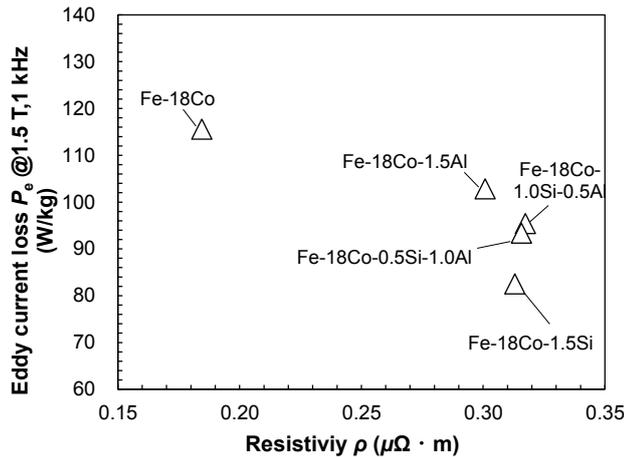


Fig. 11. Relationship between eddy current loss (P_e) and resistivity (ρ) of Fe-18Co alloy and Fe-18Co-Si/Al alloys after annealing.

4. 結 言

Fe-Co 合金の Co 含有量が規則相生成へおよぼす影響と、Fe-18Co 合金への Si, Al 添加が、組織と磁気特性におよぼす影響を詳細に調べた結果、以下の結論が得られた。

- (1) Fe-49Co-2V合金と Fe-27Co合金は B2相を有し、Fe-18Co合金と Fe-5Co合金は B2相を有さない。後者 2 合金は加工性が良好であることが示唆された。
- (2) Fe-18Co合金へ Si を添加すると DBTTが上昇し、熱処理試料のビッカース硬度が上昇した。
- (3) Fe-18Co合金へ Si, Al を添加すると、2.2 T以上の高い B_{30000} を維持しながら、 μ_{m} , H_c , P_h , P_e といった軟磁気特性が著しく改善された。
- (4) (1)~(3) から、Fe-18Co-Si/Al合金は、高出力密度・高効率モータの軟磁性材料として有望である可能性が示唆された。

(文 献)

- 1) P. Waide and C. U. Brunner: IEA Energy Papers, No. 2011/07, OECD Publishing, 2011, 11.
- 2) 金子秀夫, 本間基文: 磁性材料, 日本金属学会, 1995, 144.
- 3) R. S. Sundar and S. C. Deevi: International Materials Reviews, 50(2005), 3, 157.
- 4) L. Kestens and S. Jacobs: Texture, Stress, and Microstructure, 2008(2008), 173083.
- 5) 武本聡: 電気製鋼, 82(2011), 1, 57.
- 6) R. Priestner and W. C. Leslie: Philos. Mag., 11(1965), 895.
- 7) W. D. Biggs and P. L. Pratt: Acta Metall., 6(1958), 694.
- 8) D. Griffiths and J. N. Riley: Acta Metall., 14(1966), 755.
- 9) M. R. Barnett and L. Kestens: ISIJ International, 39(1999), 9, 923.
- 10) 富田美穂, 稲熊徹, 坂本広明, 潮田浩作: 鉄と鋼, 101(2015), 3, 204.
- 11) Y. Shingaki, M. Takashima and Y. Hayakawa: Metall. Mater. Trans. A, 48(2017), 1, 551.
- 12) G. M. Rusakov, M. L. Lobanov, A. A. Redikultsev and I. V. Kagan: Metall. Mater. Trans. A, 42(2011), 1435
- 13) 稲垣裕輔: 日本金属学会誌, 50(1986), 3, 250.

- 14) 牧田春光, 花田修治, 和泉修: 日本金属学会誌, 49 (1985), 12, 1027.

本論文は, 「AIP Advances」13巻, 035306に掲載された“Effect of Si/Al addition on magnetic properties of Fe-Co alloy” ©Takamasa Sato, Hiroyuki Takabayashi (2023) (CC BY 4.0, <https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>) [DOI: 10.1063/9.0000457] の内容を翻訳し, 加筆修正したものである.



佐藤誉将

高林宏之