

Fe-Cr-Ni-C-Al系およびFe-Cr-Ni-C-Si系合金の磁気特性とミクロ組織に及ぼすAlとSiの影響

横山 紳一郎*・乾 勉*²・南埜 宜俊*³・辻 伸泰*³

Effect of Aluminum and Silicon on Magnetic Properties and Microstructures of Fe-Cr-Ni-C-Al and Fe-Cr-Ni-C-Si Alloys

Shin-ichiro YOKOYAMA, Tsutomu INUI, Yoritoshi MINAMINO and Nobuhiro TSUJI

Synopsis : The magnetic properties and microstructures of Fe-17.5mass%Cr-2.0mass%Ni-0.5mass%C-*a* mass%Al ($a=0.04-2.38$) and Fe-17.5mass%Cr-2.0mass%Ni-0.5mass%C-*a* mass%Si ($a=0.18-1.94$) alloys were investigated in order to develop a magnetic material exhibiting high electric resistivity and softmagnetism when annealed at low temperatures, and paramagnetism when dissolution treated at high temperature. The addition of Al or Si was effective in increasing the electric resistivity, and improving the softmagnetism of the alloys step-annealed at 1053K and 923K. The improvement of the softmagnetism was discussed from the increase in the transformation temperature and variation of the microstructures. In the lower Al or Si content ($\leq 0.7\%$ Al or 1.6% Si), the alloys consisted of ($\alpha+\gamma+M_{23}C_6$) phases at 1053K, the first annealing temperature. The mole fraction of the γ phase decreased with increasing Al or Si content because of the increase in the A_{c1} temperature. This change caused the decrease in the dislocation density due to the $\gamma\rightarrow\alpha'$ transformation, and resulted in the improvement of the softmagnetism. On the other hand, most of the alloys were transformed to the paramagnetic γ phase by dissolution treatment at 1473K. However, the higher Al content alloys ($\geq 1.91\%$ Al) consisted of ($\gamma+\alpha$) phases, and exhibited higher relative permeability than the others. This phenomenon was also interpreted from the increase in the transformation temperature with increasing Al content.

Key words : electric resistivity; softmagnetism; paramagnetism; microstructure; Fe-Cr-Ni-C-Al alloy; Fe-Cr-Ni-C-Si alloy; aluminum; silicon; transformation temperature; dislocation density; $M_{23}C_6$; grain size.

1. 緒言

単一組成の合金でありながら、焼鈍組織 (α 相+炭化物) では強磁性を示し、一方、溶体化処理により炭化物を固溶させた組織 (γ 相) では常磁性を示す材料として、著者らは、Fe-Cr-C系とFe-Cr-Ni-C系合金に着目し、それらの合金の磁気特性とミクロ組織を報告した¹⁾。既報¹⁾では、Fe-17.5mass%Cr-*z* mass%Ni-0.5mass%C ($z=1.0-2.4$) 合金における Ni 量の増加は、常磁性の γ 相の安定化に有効であり、更に、安定な常磁性が得られる Fe-17.5mass%Cr-2.0mass%Ni-0.5mass%C 合金の強磁性状態での磁気特性は、最適焼鈍状態で比最大透磁率 713、磁場 4000 ($A\ m^{-1}$) での磁束密度 1.33 (T)、保磁力 880 ($A\ m^{-1}$) であることを示した。この種の磁性材料は、元々、磁気回路の小型化と接合工数低減の要求に応える目的で開発され、小型電磁弁の磁気回路部品として実用化されている²⁾。その磁気回路の応答性を向上させるためには、強磁性状態において、高電気抵抗率で、かつ高透磁率、低保磁力の軟磁性をもった材料が必要とされている。

α -Feの電気抵抗率を高め、かつ軟磁性を向上させる添加元素としては、AlとSiが知られており³⁾、同様の効果が、Fe-Cr系合金においても報告されている^{4,5)}。しかし、先に報告したFe-Cr-Ni-C系合金の焼鈍状態での電気抵抗率と軟磁性、および溶体化処理状態での常磁性に及ぼすAlまたはSi添加の影響に関する報告は見当たらず、この合金系における磁気特性とミクロ組織の相関関係を明確化した研究も見当たらない。それ故、本研究の目的は、Fe-Cr-Ni-C-X (X=Al, Si) 系合金の電気抵抗率、磁気特性とミクロ組織に及ぼすAl, Si量の影響を明確にし、溶体化処理状態での常磁性を損ねることなく、焼鈍状態でFe-Cr-Ni-C系合金よりも高電気抵抗、かつ優れた軟磁性を有する材料を開発することである。

2. 実験方法

Fe-17.5mass%Cr-2.0mass%Ni-0.5mass%C-*a* mass%Al ($a=0.04-2.38$) 組成、およびFe-17.5mass%Cr-2.0mass%Ni-0.5mass%C-*a* mass%Si ($a=0.18-1.94$) 組成の計10種類の合

平成15年1月14日受付 平成15年4月25日受理 (Received on Jan. 14, 2003; Accepted on Apr. 25, 2003)

* 日立金属 (株) 冶金研究所 (Metallurgical Research Laboratory, Hitachi Metals Ltd., 2107-2 Yasugi-cho Yasugi 692-8601)

* 2 日立金属 (株) 冶金研究所 (現: (株) ハイメック) (Metallurgical Research Laboratory, Hitachi Metals Ltd., now HIMEC Ltd.)

* 3 大阪大学大学院工学研究科 (Graduate School of Engineering, Osaka University)

Table 1. Chemical compositions of the materials (mass%).

No.	C	Si	Mn	Ni	Cr	Al	Fe	Note
#1	0.50	0.18	0.46	2.00	17.70	0.04	Bal.	Base alloy
#2	0.50	0.19	0.47	2.00	17.76	0.47	Bal.	Effect of Al
#3	0.51	0.19	0.47	2.00	17.76	0.96	Bal.	
#4	0.51	0.20	0.47	1.99	17.76	1.48	Bal.	
#5	0.51	0.20	0.49	2.00	17.67	1.91	Bal.	
#6	0.51	0.19	0.51	1.98	17.76	2.38	Bal.	
#7	0.51	0.44	0.47	2.02	17.56	0.02	Bal.	Effect of Si
#8	0.50	0.91	0.48	1.99	17.54	0.02	Bal.	
#9	0.50	1.44	0.48	1.99	17.55	0.01	Bal.	
#10	0.50	1.94	0.48	1.98	17.60	0.01	Bal.	

金を真空溶解炉により溶製した。各試料の組成を Table 1 に示す。これらの合金を大気炉中において 1493K で 10h 均質化処理後、炉冷した。均質化処理した合金を 1273K に加熱して熱間鍛造を行い、20 mm×80 mm×500 mm 程度の鍛造材を得た。この鍛造材の一部を切り出し、Fig. 1a に示す熱処理条件で 2 段階焼鈍した後、φ7 mm×19.5 mm の熱膨張測定試料を切り出した。熱膨張測定装置により、各試料を 303K から 1273K まで 0.083K s⁻¹ の速度で昇温し、昇温時の熱膨張曲線を得た。更に 1273K で 300s 保持後、1273K から 373K まで 0.083 K s⁻¹ の速度で降温し、降温時の熱膨張曲線を得た。昇温および降温時の熱膨張曲線から、それぞれ A_{c1}, A_{c3} および A_{r1}, A_{r3} の各変態点を決定した。また、鍛造材の残部を 1273K に加熱して熱間圧延を行い、厚さ 5 mm の板材を得た。熱間加工時の酸化スケールを除去した後、Ar 雰囲気炉中で Fig. 1a に示す 2 段階焼鈍により軟化処理を行った。この焼鈍材を冷間圧延し、板厚 1 mm の冷間圧延材を得た。

冷間圧延材より、電気抵抗率測定試料として 1 mm×10 mm×80 mm の試験片、磁性測定試料として板厚 1 mm、外径 45 mm、内径 33 mm のリング試料をそれぞれ放電加工機により切り出した。これらの試験片を Ar 雰囲気炉中で Fig. 1b-d に示す各条件で焼鈍し、各特性の測定に供した。4 端子法の電気抵抗測定装置により、電気抵抗率を測定した。また、リング試料に 1 次 150 回、2 次 30 回の巻線を施し、直流磁束計を用いて最大印加磁場 4000 A m⁻¹ の条件で直流 B-H 特性を測定した。

一方、同じ冷間圧延材より、1 mm×20 mm×20 mm 程度の試験片を切り出し、真空炉中で Fig. 1e に示す条件で 1473K での溶体化処理を行った後、透磁率計を用いて比透磁率 μ_r を測定した。X 線回折により各試料の相同定を行い、光学顕微鏡、走査型電子顕微鏡 (SEM)、透過型電子顕微鏡 (TEM) を用いて組織観察を行った。

3. 結果と考察

3.1 焼鈍材の電気抵抗率、直流磁気特性と SEM 組織に及ぼす Al, Si 量の影響

Fig. 1b の熱処理条件により 1053K と 923K での 2 段階の焼鈍を施した試料の電気抵抗率、直流磁気特性、相、SEM

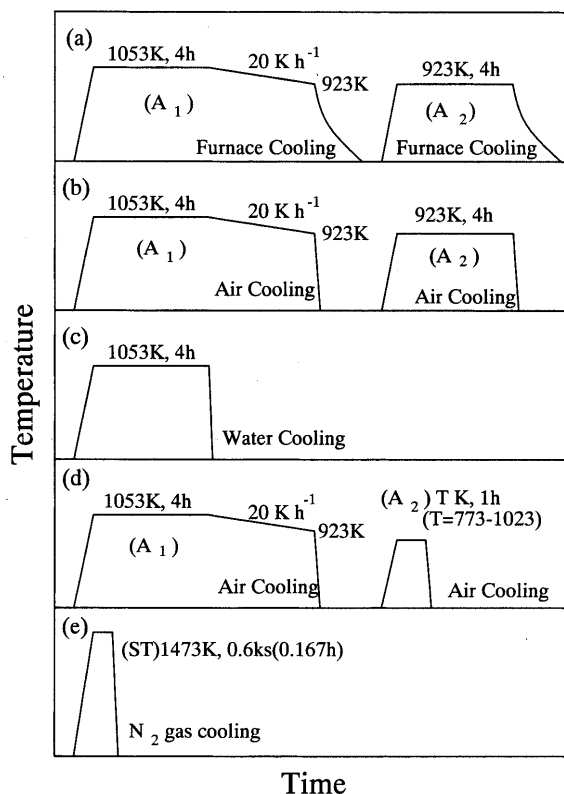


Fig. 1. Schematic diagrams for the heat treatments: (a) annealing pattern to soften the samples, (b)-(d) annealing patterns to test the samples, (e) solution treatment for the samples.

組織をそれぞれ Fig. 2-5 に示す。

Fig. 2 は、電気抵抗率 ρ に及ぼす Al と Si の影響を示す。電気抵抗率 ρ は、Al や Si 量とともに単調に増加することが分かる。

Fig. 3 の直流磁気特性において、図中 △ は Al 量の影響を示す。比最大透磁率 μ_m は、0.47% Al 組成で顕著に増加する。以後も Al 量の増加に伴い、特性の変化が見られるが、その変化は 0.47% Al 以下の低 Al 域ほど顕著ではない。磁場 4000 A m⁻¹ での磁束密度 B は、0.47% Al 組成で顕著に増加し、以後、Al 量の増加に伴い緩やかに低下する。保磁力 H_c は、0.47% Al 組成で顕著に低下し、以後、緩やかに低下し続ける。

一方、図中 ● は Si 量の影響を示す。比最大透磁率は、Si 量とともに単調に増加する。磁場 4000 A m⁻¹ での磁束密度は、0.44% Si 組成で顕著に増加し、以後も緩やかに増

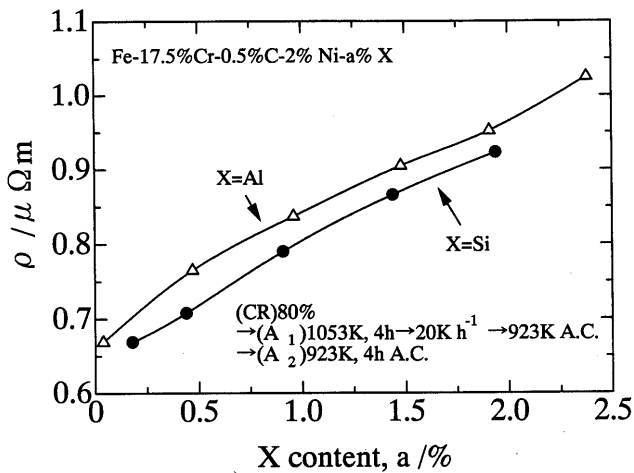


Fig. 2. Effect of aluminum or silicon content on the electric resistivity of the Fe-17.5mass%Cr-0.5mass%C-2.0mass%Ni-a mass%X (X=Al, Si) alloys annealed at the condition shown in Fig. 1b.

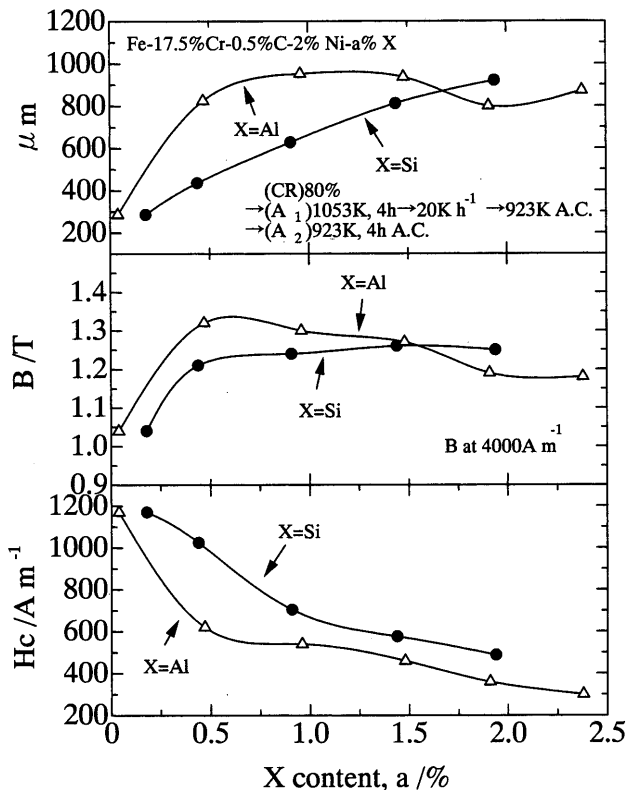


Fig. 3. Effect of aluminum or silicon content on the DC magnetic properties of the Fe-17.5mass%Cr-0.5mass%C-2.0mass%Ni-a mass%X (X=Al, Si) alloys annealed at the condition shown in Fig. 1b.

加し続ける。保磁力は、0.91% Si 組成で顕著に低下し、以後も緩やかに低下し続ける。

この様に、Al や Si 量の増加は、軟磁性の向上に効果的であり、その効果は、特に低 Al、低 Si 域で顕著であることが分かる。また、Al は Si と比較して少ない含有量で軟磁性を向上させる効果が大きいことが分かる。

Fig. 4 は、相同定の結果を示す。Fig. 4 から、いずれの Al, Si 組成においても、 α 相と $M_{23}C_6$ 相が検出されている

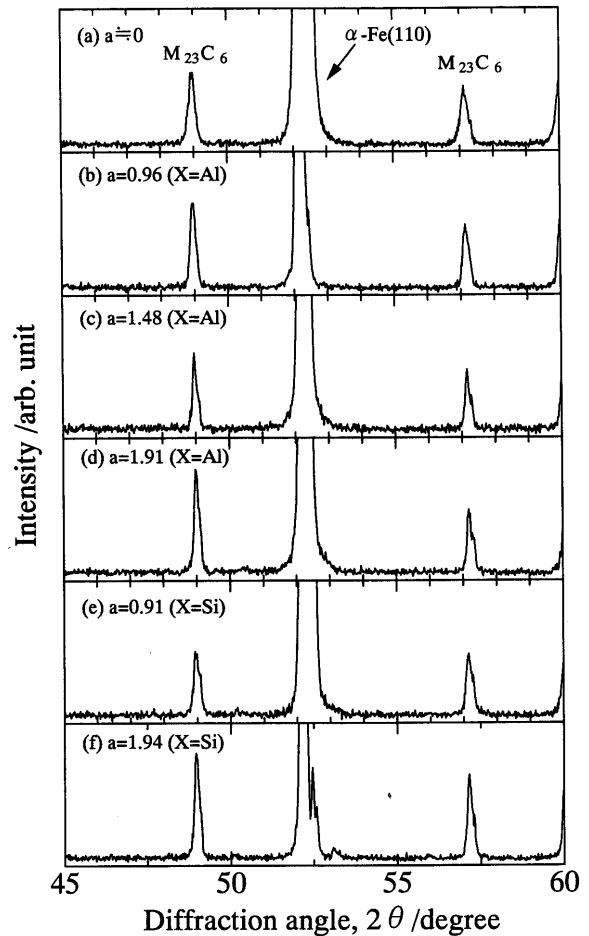


Fig. 4. X-ray diffraction patterns of the Fe-17.5mass%Cr-0.5mass%C-2.0mass%Ni-a mass%X (X=Al, Si) alloys annealed at the condition shown in Fig. 1b: (a) $a=0$, (b) $a=0.96$ (X=Al), (c) $a=1.48$ (X=Al), (d) $a=1.91$ (X=Al), (e) $a=0.91$ (X=Si), (f) $a=1.94$ (X=Si).

ことが分かる。

Fig. 5 の SEM 組織において、Fig. 5a は、Al や Si を僅かに含む #1 材 (0.04% Al, 0.18% Si) の組織である。Fig. 5b は、#3 材 (0.96% Al) の組織であり、観察される $M_{23}C_6$ 粒子の大きさは、#1 材 (Fig. 5a) と大差無い。しかし、#1 材 (Fig. 5a) と比較して微細な $M_{23}C_6$ 粒子が減少し、個々の $M_{23}C_6$ 粒子が丸みを帯びている。また、母相の結晶粒径は、#1 材よりも若干大きくなっている。

Fig. 5c, d は、それぞれ #4 材 (1.48% Al) と #5 材 (1.91% Al) の組織である。これらの組織では、#3 材 (Fig. 5b) と比較して $M_{23}C_6$ 粒子の粗大化が起っており、結晶粒も顕著に粗大化していることが分かる。

一方、Fig. 5e, f は、それぞれ #8 材 (0.91% Si)、#10 材 (1.94% Si) の組織である。Si 量の増加によって $M_{23}C_6$ 粒子は丸みを帯びた形状に変化して行くが、Al 量を増加させた場合ほどの顕著な粗大化は起っていない。

バルク軟磁性材料の軟磁性を向上させるためには、結晶中の介在物や析出物を減らし、結晶粒を粗大化させると効果的であることは、よく知られている。したがって、

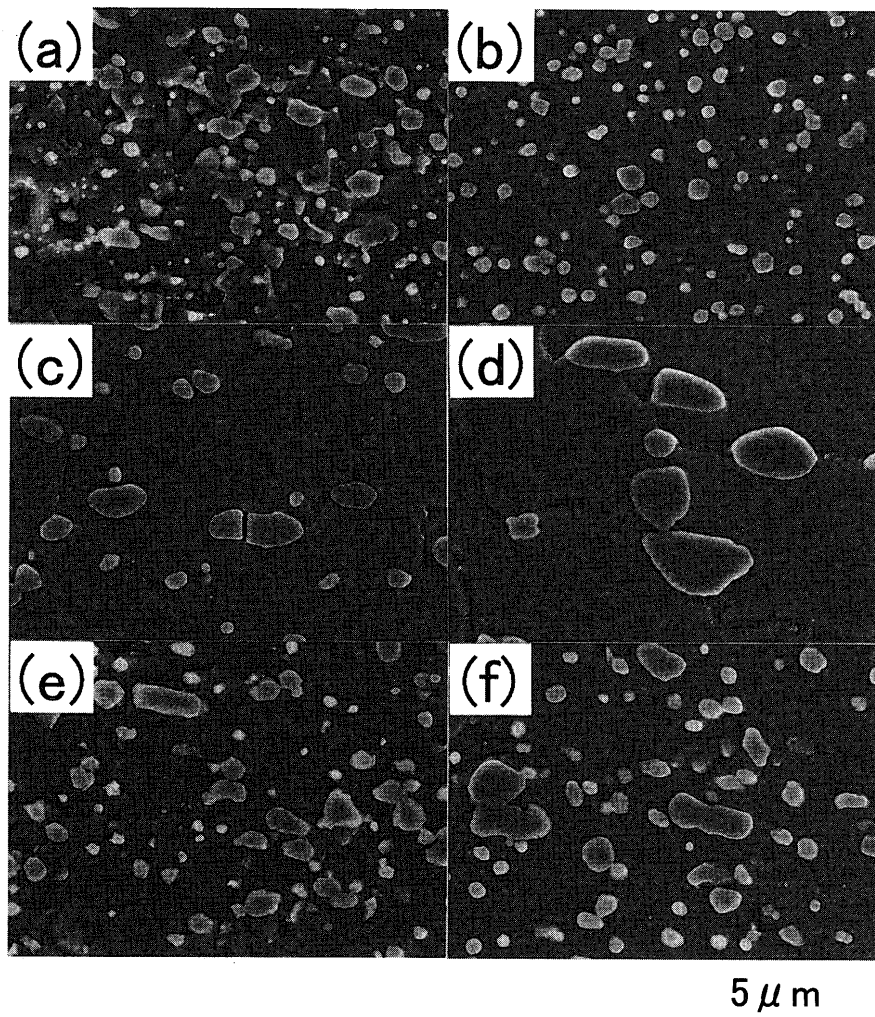


Fig. 5. SEM micrographs of the Fe-17.5mass%Cr-0.5mass%C-2.0mass%Ni-*a* mass%X (X=Al, Si) alloys annealed at the condition shown in Fig. 1b: (a) *a*=0, (b) *a*=0.96 (X=Al), (c) *a*=1.48 (X=Al), (d) *a*=1.91 (X=Al), (e) *a*=0.91 (X=Si), (f) *a*=1.94 (X=Si).

$M_{23}C_6$ 粒子や結晶粒径が顕著に粗大化する高Al域においては、これらの組織変化が軟磁性の向上に寄与すると考えられる。

尚、Fig. 1b の熱処理条件では、第1段階目の熱処理として1053Kで4h保持後、923Kまで20K h⁻¹の冷却速度で徐冷し、更に第2段階目の熱処理として923Kでの焼鈍（以下、再焼鈍）を行っている。したがって、Fig. 5 のSEM組織には、第1焼鈍と再焼鈍の影響が混合していることが考えられる。これら2段階焼鈍の影響の有無を明確にするため、Fig. 1c の熱処理条件により1053Kで4h保持後、水冷した試料の組織をSEM観察した。1053Kから水冷後の各試料の組織は、それぞれ Fig. 5 に示す2段階焼鈍後の組織と同じ形態であった。したがって、 $M_{23}C_6$ 粒子の形態や結晶粒径は、1053Kでの4hの保持によって決定されており、第1焼鈍時の徐冷や再焼鈍による影響は極めて少ないと言える。

3.2 変態点に及ぼすAl, Si量の影響

A_{c1} および A_{c3} 変態点に及ぼすAl, Si量の影響を Fig. 6 に

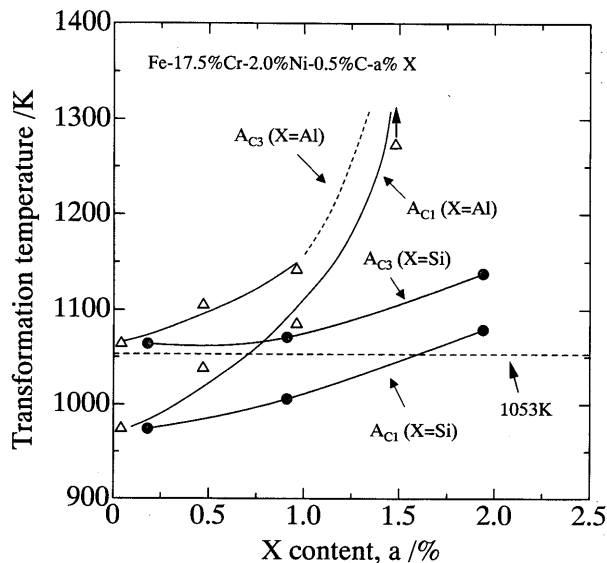


Fig. 6. Effect of aluminum or silicon content on the transformation temperatures.

示す。A_{c1}点とA_{c3}点は、AlやSi量の増加とともに上昇するが、Alは、Siと比較すると少ない含有量で変態点を上昇させる効果が大きく、1.48% Al組成 (#4材)では、1273KまでA_{c1}点が検出されなかった。また、第1焼鈍時の保持温度(1053K)を図中に破線で示す。0.04% Al, 0.18% Si組成の#1材では、1053KはA_{c1}点とA_{c3}点の間に存在し、この温度でα相とγ相が共存している。更に、1053Kから水冷した組織にもM₂₃C₆粒子が観察されることから、#1材は1053Kで(α+γ+M₂₃C₆)相となっていると言える。A_{c1}点は、それぞれ約0.7% Al, 約1.6% Si以上のAl, Si組成において1053K以上となることが示唆される。したがって、この組成より低Alまたは低Siの組成では、1053Kで(α+γ+M₂₃C₆)相となり、高Alまたは高Si組成では(α+M₂₃C₆)相となると考えられる。

サーモカルクにより計算した1053K平衡状態でのα, γ, M₂₃C₆各相のモル分率に及ぼすAl, Si量の影響をFig. 7に示す。AlやSi量の増加により、α相のモル分率は上昇し、γ相のモル分率は低下する。一方、M₂₃C₆相のモル分率は、AlやSi量に依存しない傾向を示している。Fig. 6から、約0.7%以上のAl組成と約1.6%以上のSi組成では、1053Kでγ相は存在しないと考えられるので、実験結果と計算結果は完全には一致しない。しかしながら、Al, Si量の増加に伴うα, γ各相のモル分率変化の傾向は、変態点の挙動(Fig. 6)と整合している。また、Fig. 7のモル分率の傾向は、磁気特性の傾向(Fig. 3)とも整合が取れている。このことから、低Al, 低Si域では、AlやSi量の増加とともに変態点が上昇して1053Kでのγ相の存在比率が減少することが、軟磁性の向上に寄与すると考えられる。したがって、γ相が減少して行く低Al, 低Si域と結晶粒やM₂₃C₆粒子が粗大化する高Al域とでは、軟磁性の向上に寄与する組織的な要因は異なると考えられる。Fig. 3より、磁気特性の変化は、特に低Al, 低Si域で顕著である。このことから、低Al, 低Si域におけるγ相の減少は、高Al域における結晶粒やM₂₃C₆粒子の粗大化と比較して、軟磁性の向上への寄与が大きいと言える。また、AlとSiを比較すると、Alの方が、少ない含有量で軟磁性を向上させる効果が高いことは、変態点を上昇させ、γ相を減らす効果が、Siよりも大きいと認められる。

SEM組織(Fig. 5)の変化も、変態点との関係で説明できる。上述の議論から、0.7% Al以下または1.6% Si以下の#1材と#8材の組織(Fig. 5a, e)に観察されるM₂₃C₆粒子は、α, γの二相と平衡していると考えられる。また、A_{c1}点が1053K直上の#3材と#5材の組織(Fig. 5b, f)に観察されるM₂₃C₆粒子は、α相のみと平衡していると考えられるが、変態点の近傍ゆえに、僅かにγ相の影響を受けていることも考えられる。更に、A_{c1}点が1053Kより顕著に高い#4材と#5材の組織(Fig. 5c, d)では、M₂₃C₆粒子は、明らかにα相のみと平衡していると考えられる。1053Kでγ相が存在

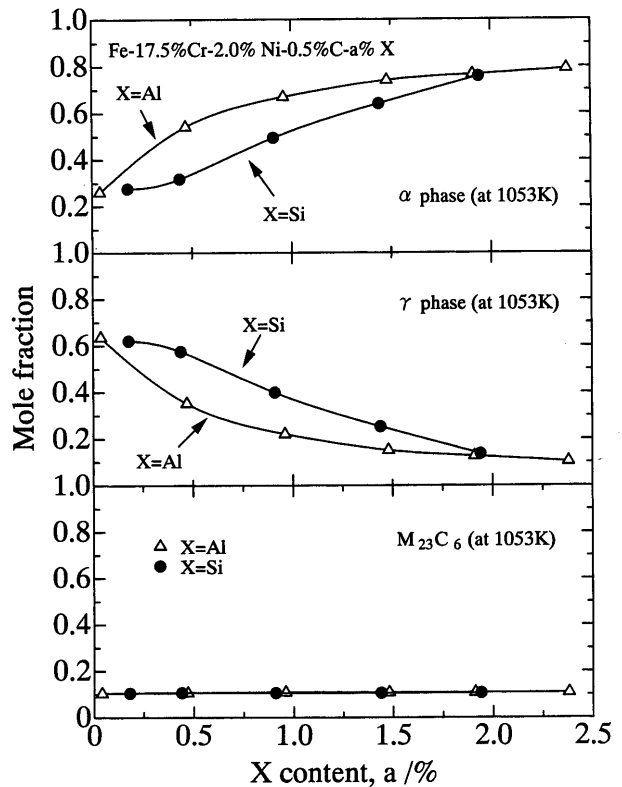


Fig. 7. Effect of aluminum or silicon content on the mole fraction of α, γ and M₂₃C₆ phases at 1053K calculated by thermo-calc.

する組織では、γ相から微細なM₂₃C₆粒子が析出すると考えられる。変態点の上昇とともにγ相は減少するので、微細に析出するM₂₃C₆粒子も減少すると考えられる。変態点が更に上昇してγ相が存在しなくなると、Cは母相から完全に吐き出されるため、M₂₃C₆粒子の粗大化が起こると考えられる。また、γ相の減少やM₂₃C₆粒子の粗大化により、α結晶粒の成長に対するピンニング効果は小さくなるので、結晶粒も粗大化すると考えられる。

3.3 保磁力の再焼鈍温度依存性に及ぼすAl, Siの影響

Fig. 1dの熱処理条件により、再焼鈍温度を変化させた試料の磁気特性とTEM組織を、それぞれFig. 8, 9に示す。

Fig. 8は、#3材(0.96% Al, 図中△)と#8材(0.91% Si, 図中●)における保磁力の再焼鈍温度依存性を示す。比較として、#1材(0.04% Al, 0.18% Si)の保磁力の再焼鈍温度依存性を図中に破線で示す。#3材(0.96% Al)の第1焼鈍後の保磁力は、#1材と比較して顕著に低下している。また、#3材の保磁力は、再焼鈍温度にほとんど依存しない。一方、#8材(0.91% Si)では、第1焼鈍後の保磁力は、#1材よりも若干、小さい。また、823–923Kの範囲での再焼鈍により、保磁力は低下し、923Kを超える温度での再焼鈍により、保磁力は再び増加する。#8材は、#1材と似た挙動を示している。

TEM組織(Fig. 9)において、図中aとdは#1材、bとeは#3材、cとfは#8材の組織を示す。また、図中a-cは、

各試料の第1焼鈍後 (1053K) の組織を示し、d-f は、各試料の保磁力が最も低下する再焼鈍温度での組織を示す (d (848K), e (873K), f (873K))。#1材の第1焼鈍後の転位密度は高いが (Fig. 9a), 848K で再焼鈍した組織では、転位密度は減少する (Fig. 9d)。これに対し #3材には、第1焼鈍後、

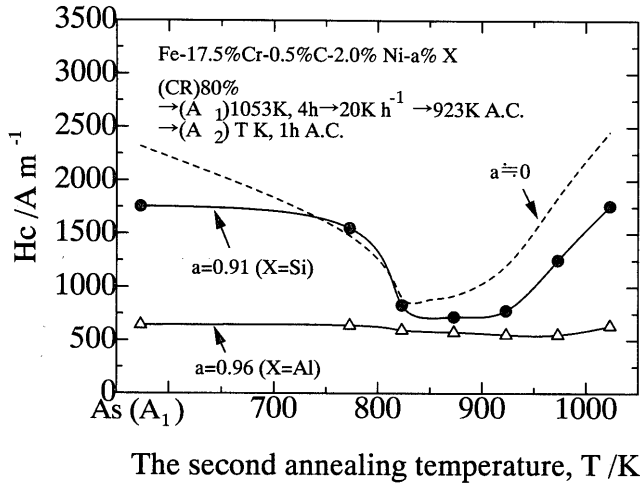


Fig. 8. Re-annealing temperature dependence of the coercive force of the Fe-17.5mass%Cr-0.5mass%C-2.0mass%Ni-a mass%X (X=Al, Si) alloys annealed at the condition shown in Fig. 1d.

再焼鈍後のいずれにも転位はほとんど観察されない (Fig. 9b, e)。また、#8材の第1焼鈍後の母相には転位が観察されるが (Fig. 9c), #1材 (Fig. 9a) と比較すると、転位密度は低い。また、#8材を 898K で再焼鈍すると、転位はほとんど観察されなくなる (Fig. 9f)。これらの TEM 組織は、Fig. 8 に示す保磁力の傾向と整合しており、転位密度が低い組織において、低い保磁力が得られている。すなわち、保磁力の変化は、転位密度の変化によることが分かる。

Al, Si 量の増加による転位密度の低下も、変態点および 1053K での γ 相の存在比率によって説明できる。#1材では、1053K で γ 相が存在する。また、変態点測定より、#1材の A_{11} 点は 489K, A_{13} 点は 590K と低温域まで γ 相が安定であることから、1053K から 923K まで徐冷しても γ 相は残存し、923K からの空冷中に $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態が起こって転位が導入されると考えられる。

一方、#3材では 1053K で γ 相は存在しないか、存在してもごく僅かと考えられるので、 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態による転位は極めて少ないと考えられる。また、#8材を 1053K で保持中には #1材と同様、 γ 相が存在する。しかし、Fig. 6, 7 より 1053K での γ 相の存在比率は、#1材よりも低いと考えられるので、 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態の変態量は、#1材よりも少ないと考え

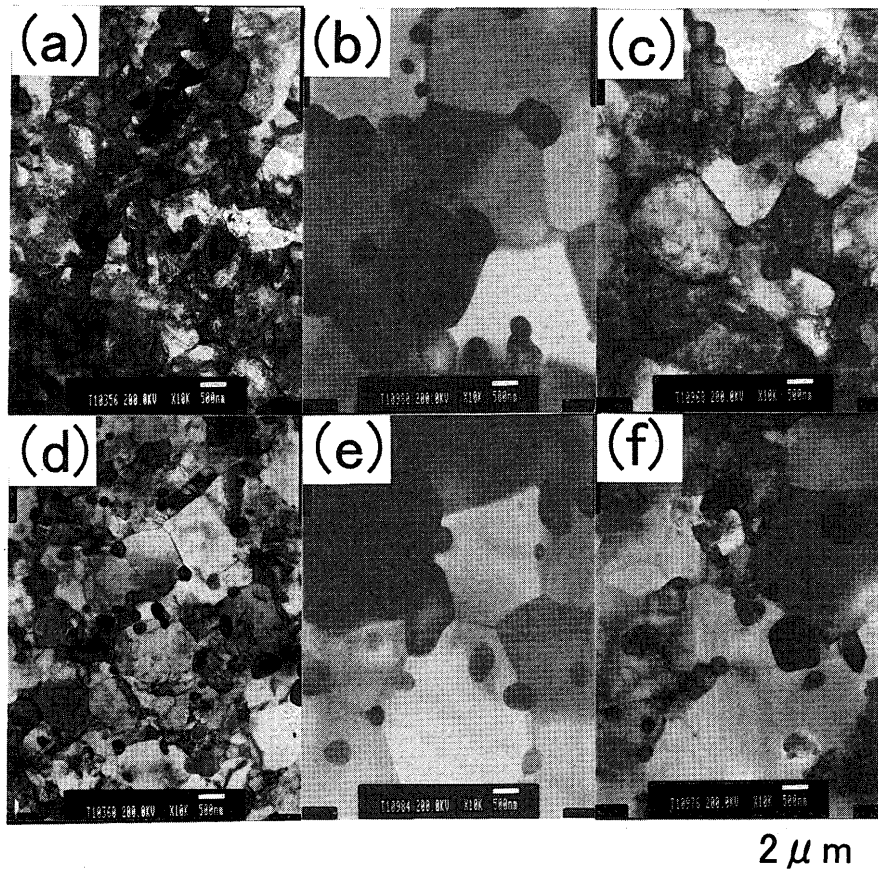


Fig. 9. TEM micrographs of the Fe-17.5mass%Cr-0.5mass%C-2.0mass%Ni-a mass%X (X=Al, Si) alloys annealed at the condition shown in Fig. 1d. (a)-(c) After the first annealing treatment at 1053K: (a) $a=0$, (b) $a=0.96$ (X=Al), (c) $a=0.91$ (X=Si). (d)-(f) After the re-annealing treatment at T (K): (d) $a=0$, $T=848$, (e) $a=0.96$ (X=Al), $T=873$, (f) $a=0.91$ (X=Si), $T=873$.

られる。

これらの解釈は、第1焼鈍後の転位密度、保磁力と整合している。すなわち、転位密度は、 γ 相の存在比率が高い#1, #8, #3材の順に高くなっており (Fig. 9a-c)、この順に保磁力も高くなっている (Fig. 8)。これらの結果より、1053Kで存在する γ 相は、室温まで冷却された状態では α' 相となって転位を発生し、軟磁性を劣化させることが分かる。

また、#1材や#8材において再焼鈍により保磁力が低下する現象は、 α' が分解して α になるためと考えられ、この α' の分解に伴って母相中の転位は低減されると考えられる。ただし、再焼鈍温度が上昇して逆変態 γ が生じると、第1焼鈍時と同様に、空中中の $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態によって転位が発生し、保磁力が増加すると考えられる。また、#3材においては、第1焼鈍後の組織に α' がほとんど形成されてい

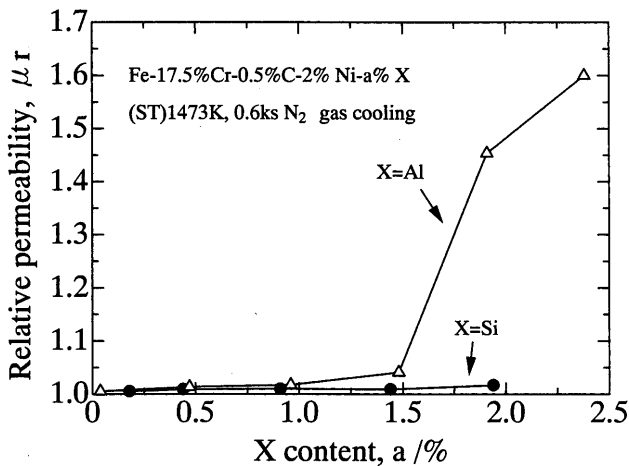


Fig. 10. Effect of aluminum or silicon content on the relative permeability of the dissolution treated Fe-17.5mass%Cr-0.5mass%C-2.0mass%Ni-a mass%X (X=Al, Si) alloys.

ないので、再焼鈍を施しても保磁力、組織形態に変化が生じないと考えられる。

3.4 溶体化処理材の磁気特性とマイクロ組織に及ぼすAl, Si量の影響

Fig. 1eの熱処理条件により、1473Kで溶体化処理した試料の比透磁率、相、光顕組織を、それぞれ Fig.10-12 に示

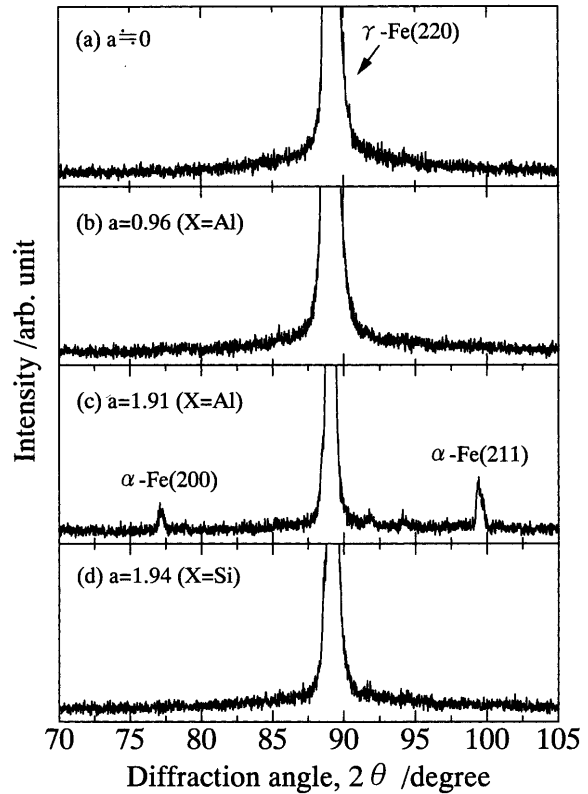


Fig. 11. X-ray diffraction patterns of the dissolution treated Fe-17.5mass%Cr-0.5mass%C-2.0mass%Ni-a mass%X (X=Al, Si) alloys: (a) $a=0$, (b) $a=0.96$ (X=Al), (c) $a=1.91$ (X=Al), (d) $a=1.94$ (X=Si).

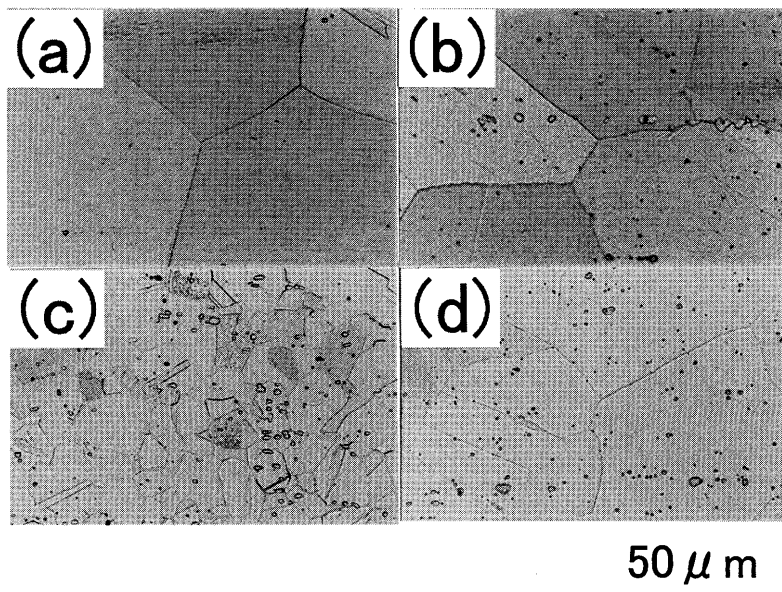


Fig. 12. Microstructures of the dissolution treated Fe-17.5mass%Cr-0.5mass%C-2.0mass%Ni-a mass%X (X=Al, Si) alloys: (a) $a=0$, (b) $a=0.96$ (X=Al), (c) $a=1.91$ (X=Al), (d) $a=1.94$ (X=Si).

す。Fig.10より、溶体化処理材の比透磁率は、いずれの合金においても、焼鈍材の比最大透磁率 (Fig. 3) と比較して顕著に低い値を示している。ただし、比透磁率は、1.48% Al 組成で増加し始め、1.91% Al 以上の高Al組成で顕著に増加する。すなわち、高Al域では、常磁性が損なわれている。一方、Si量が増加しても、比透磁率はほとんど変化せず、1.94%以下の範囲で低い値を示している。

相同定結果 (Fig.11) より、#1材 (0.04% Al, 0.18% Si)、#3材 (0.96% Al)、#10材 (1.94% Si) には、いずれも γ 相のみが検出されている (Fig.11a, b, d)。これに対し、#5材 (1.91% Al) には、 γ 相とともに α 相が検出されている (Fig.11c)。これらの相は、比透磁率 (Fig.10) と整合しており、1.91% Al 組成での比透磁率の上昇は、 α 相の存在によることが分かる。Al量増加に伴う変態点の上昇により、#5材では、1473Kにおいても α 相が存在することが分かる。

光顕組織 (Fig.12) において、#1材では、 γ 粒界のみが観察される (Fig.12a)、#3材 (0.96% Al)、#5材 (1.91% Al)、#10材 (1.94% Si) では、若干の未固溶炭化物が観察される (Fig.12b-d)。これは、AlやSi量の増加に伴って γ 相に対するCの固溶度が低下するためと考えられる。また、#5材では、他の試料と比較して微細な結晶粒となっている (Fig.12c)。#5材の結晶粒が他の試料と比較して微細になる現象は、Fig.11cに示す様に ($\gamma+\alpha$) の二相組織となるので、互いの相の結晶粒成長が抑制され合ったためと考えられる。以上の結果から、溶体化処理状態での常磁性を損ねることなく、焼鈍状態での電気抵抗率を高め、かつ優れた軟磁性が得られる材料として、1.0% Al または 2.0% Si 組成の合金が適している。

4. 結論

(1) Al や Si 量の増加は、焼鈍材の電気抵抗率の増加

と軟磁性の向上に効果的である。

(2) 軟磁性の向上は、Al や Si 量の増加に伴う変態点の上昇と組織形態の変化によって説明できる。焼鈍温度 (1053K) において ($\alpha+\gamma+M_{23}C_6$) 相となる低Al、低Si域では、Al や Si 量の増加とともに γ 相の比率が減少し、 $\gamma\rightarrow\alpha'$ 変態により発生する転位密度が減少することによって、軟磁性は向上する。また、1053Kで ($\alpha+M_{23}C_6$) 相となる高Al組成域では、 $M_{23}C_6$ 粒子と α 相の結晶粒径が粗大化することによって、軟磁性は向上する。

(3) 溶体化処理材の比透磁率は、いずれの合金においても焼鈍材と比較して顕著に低い値を示し、常磁性を示した。ただし、1.48% Al以上の高Al域では、比透磁率 μ_r が上昇し、常磁性が損なわれる。この現象は、Al量増加に伴う変態点の上昇により、溶体化温度 (1473K) においても α 相が存在することによって説明できる。

(4) 溶体化状態での常磁性を損ねることなく、焼鈍状態での電気抵抗率を高め、かつ軟磁性を向上させる材料として、1.0% Al または 2.0% Si 組成の合金が適している。

本稿の執筆に際し、貴重なご助言を頂きました元 日立金属(株)冶金研究所長の渡辺 力蔵 博士に感謝申し上げます。

文 献

- 1) S.Yokoyama and T.Inui: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 222.
- 2) K.Takeuchi, S.Sugiura, Y.Katayama, T.Inui and J.Sunakawa: *Materia Jpn.*, **36** (1997), 358.
- 3) 長島富雄: 磁性体ハンドブック, 近角聡信編, 朝倉書店, 東京, (1975), 1071.
- 4) T.Kato and I.Sekio: *Denki Seiko*, **42** (1971), 41.
- 5) A.Saito, S.Yahagi, Y.Iwai, K.Takeuchi and A.Kuromiya: *Materia Jpn.*, **29** (1990), 478.