

Fe-Cr-C系およびFe-Cr-C-Ni系合金の磁気特性

横山 紳一郎*・乾 勉*²

Magnetic Properties of Fe-Cr-C and Fe-Cr-C-Ni Alloys

Shin-ichiro YOKOYAMA and Tsutomu INUI

Synopsis : Structures and magnetic properties of Fe-17.5mass%Cr-0.5mass%C and Fe-17.5mass%Cr-0.5mass%C-zmass%Ni ($z=1-2.4$) alloys were studied. The Fe-17.5mass%Cr-0.5mass%C alloy consisted of ferromagnetic α and $M_{23}C_6$ phases when annealed at temperatures below the A_3 temperature, and showed good soft magnetic properties with a high relative permeability. On the other hand, the solution treatment of the alloy resulted in the formation of paramagnetic γ phase with a low relative permeability. However, the relative permeability of the alloy increased as the temperature decreased. This was due to the transformation from the γ phase to the ferromagnetic α' phase. The addition of Ni to the Fe-17.5mass%Cr-0.5mass%C alloy lowered the transformation temperature, M_s , and stabilized the paramagnetic γ phase. The annealing of the Fe-17.5mass%Cr-0.5mass%C-zmass%Ni alloys also resulted in the formation of ferromagnetic α and $M_{23}C_6$ phases, and showed soft magnetic properties. However, the soft magnetic properties of the Fe-17.5mass%Cr-0.5mass%C-zmass%Ni alloys were slightly inferior to those of the Fe-17.5mass%Cr-0.5mass%C alloy, mainly due to the smaller grain size of the Fe-17.5mass%Cr-0.5mass%C-zmass%Ni alloys. It was found that the soft magnetic properties of the Fe-17.5mass%Cr-0.5mass%C-zmass%Ni alloys were significantly dependent on the residual stress. The soft magnetic properties of the optimally annealed Fe-17.5mass%Cr-0.5mass%C-zmass%Ni alloys were superior to those of the commercial Fe-18mass%Cr-8mass%Ni alloy.

Key words: magnetic property; Fe-Cr-C; Fe-Cr-C-Ni; M_s point; $M_{23}C_6$; residual stress.

1. 緒言

磁気回路は、通常、強磁性の部品と弱磁性（常磁性）の部品を組合わせて形成される。単一の材料で強磁性と弱磁性の両方の特性を同時に満足することができれば、磁気回路を形成する際、接合等の工数低減が図れて便利である。また一体であるので境界部の信頼性も高くなる。このような観点から、単一組成の材料で強磁性と弱磁性の両方の磁気特性を実現させた材料のニーズがある。

この材料は、Fe基合金の相変態を利用して強磁性の α 相 (bcc) と弱磁性の γ 相 (fcc) を両立させた合金であり、18-8ステンレスを中心としたFe-Cr-Ni系合金が実用化されている。すなわち、Fe-Cr-Ni系合金は溶体化処理した γ 相の状態では弱磁性であり、冷間加工による加工誘起マルテンサイト変態で α' 相となると強磁性化する。この現象を利用して、 α' 相からなる部品の一部をレーザー加熱や高周波加熱によって γ 化した製品が、実用化されている^{1,2)}。

しかし、Fe-Cr-Ni系合金では強磁性の発現が加工誘起マルテンサイト変態によるため、変態時に導入される転位の影響により、得られる軟磁性に限界がある。それゆえ、強磁性と弱磁性の両方の磁気特性を実現させた上で、さらに強磁性状態での軟磁性を改善した合金の開発が望まれている。

Fe-高Cr-高C系合金は、 A_3 変態点以下で焼鈍すると(α +炭化物)組織となって強磁性を示す。また、 A_3 点より高温で溶体化処理して炭化物を固溶させると γ 相主体となって弱磁性を示す。このことから、著者らは、この合金系を組織制御することに着目した。とくに、この合金組織の α 相は、内部歪が大きい α' 相よりも優れた軟磁性が期待できる。しかし、 γ 相は M_s 点以下の温度では熱的に α' 化して強磁性化することから、Aktürkらは1473Kで溶体化処理したFe-8.3%Cr-1.1%C組成の合金で M_s 点を臨界温度として、 M_s 点以下の温度で磁気特性が大きく変化することを報告している³⁾。このことは、弱磁性化した合金を M_s 点以下の温度環境で使用すると、弱磁性の磁気特性が、強磁性に変化していくことを示唆している。実用的には温度変化による磁気特性の変化は、小さいことが望ましいので、 M_s 点を下げ、安定な γ 相とする必要がある。ここで、 γ 相を安定化する元素としては、まずCとNが挙げられ、次にNi, Mn, Cuが挙げられる。これらの元素のうち、炭化物や析出物の挙動に直接的な影響を及ぼさず、母相のみの M_s 点を変化させて γ 相を安定化させる元素としてNiを選択した。本研究の目的は、Fe-Cr-C系合金と併せて、Niを添加したFe-Cr-C-Ni系合金の磁気特性を調査することであり、強磁性状態ではFe-Cr-Ni系合金の冷間加工材よりも優れた軟磁性を示し、かつ弱磁性状態では低温環境まで安

平成13年10月3日受付 平成13年12月4日受理 (Received on Oct. 3, 2001; Accepted on Dec. 4, 2001)

* 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.)

定した磁気特性を維持できる合金を開発することである。合金開発にあたっての磁気特性の具体的な目標値は、強磁性状態において比最大透磁率 μ_m が500以上、 4000 A m^{-1} での磁束密度 B_{4000} が1.0 (T)以上、保磁力 H_c が $1000 \text{ (A m}^{-1})$ 以下、また弱磁性状態において比透磁率 μ_r が1.05以下で、233 Kまで μ_r が安定であることとした。

2. 実験方法

2.1 試料の準備

質量%でFe-17.5%Cr-0.5%C-z%Ni ($z=0\sim 2.4$)組成のインゴットを真空溶解により溶製した。溶製した試料の組成をTable 1の#1~#5に示す。これらのインゴットを1493K-10h炉冷の条件でソーキングした後、1273Kに加熱して熱間鍛造、熱間圧延を行い、厚さ5 mm、幅80 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. 1(a)の(A₁)に示す熱処理条件で軟化焼鈍を行った。Niを添加した試料#2~#5は、上記の軟化焼鈍によって十分に硬さが下がらなかったため、(A₁)処理後、Fig. 1(a)の(A₂)に示す熱処理条件により再焼鈍を行い、硬さを低下させた。これらの焼鈍材を冷間圧延し、板厚1 mmの冷間圧延材(圧下率80%)を得た。また比較材として、質量%でFe-18.0%Cr-8.4%Ni組成の溶体化処理材(板厚1.2 mm)を冷間圧延し、板厚0.6 mmの冷間圧延材(圧下率50%)を得た。比較材の組成をTable 1の#6に示す。

2.2 強磁性状態の特性調査

#1~#5の冷間圧延材より、磁性測定試料としてJIS規定の外径45 mm、内径33 mmのリングを放電加工機により採取した。また組織観察用試料として幅10 mm、長さ15 mm程度の金属片を採取した。これらの試験片をAr雰囲気炉中でFig. 1(b)に示す熱処理条件により2段階焼鈍を行った。また#4材の磁気特性と組織に及ぼす熱処理温度の影響を調べるため、Fig. 1(c)に示す熱処理条件により第2焼鈍の温度を変化させて熱処理を行った。各試料の磁気特性は、焼鈍後のリング試料に一次150回、二次30回の巻線を施し、直流自記磁束計を用いて最大印加磁場 $H_m=4000 \text{ A m}^{-1}$ の条件で測定した。走査型電子顕微鏡(SEM)による組織観察は、圧延時の縦断面を観察できるように樹脂に埋め込み鏡面研磨した後、王水で腐食し、加速電圧15 kVの条件で観察した。透過型電子顕微鏡(TEM)による組織観察は、塩化第2鉄溶液を用いたエッチング処理により試料の板厚を0.2 mmまで落とした後、さらにペーパー研磨とディンプルグラインダ研磨により20 μm まで減厚し、電解研磨を行った後、加速電圧200 kVの条件で観察した。また焼鈍材の相は、圧延時の平面を電解研磨した後、X線回折装置を用いて $2\theta=40^\circ\sim 60^\circ$ の範囲でX線回折を行い、同定した。残留応力測定は、X線応力測定装置を用いて、入射 $\psi_0=0\sim 45^\circ$ の条件で $\alpha\text{-Fe}(211)$ の残留応力を測定した。

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

No.	C	Si	Mn	Ni	Cr	Fe	Note
#1	0.50	0.16	0.46	—	17.47	Bal.	Effect of Ni
#2	0.51	0.18	0.52	1.01	17.60	Bal.	
#3	0.51	0.18	0.52	1.51	17.59	Bal.	
#4	0.51	0.18	0.52	1.97	17.67	Bal.	
#5	0.51	0.18	0.52	2.44	17.58	Bal.	
#6	0.03	0.22	0.43	8.42	18.01	Bal.	A comparative material

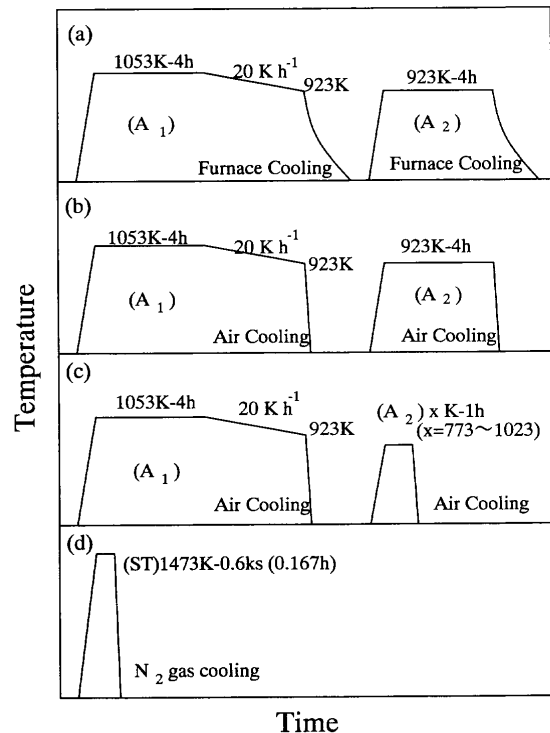


Fig. 1. Schematic diagrams for heat treatments in this study.

- (a) Annealing patterns to soften the samples #1~#5
 (b) Annealing patterns to test the samples #1~#5
 (c) Annealing patterns to test the sample #4
 (d) Solution treatment for the samples #1~#5

また比較材(#6)の磁気特性は、#1~#5と同様、冷間圧延材より磁性測定試料としてJIS規定の外径45 mm、内径33 mmのリングを放電加工機により採取し、熱処理を行わずに冷間圧延ままでの状態で一次150回、二次30回の巻線を施し、直流自記磁束計を用いて最大印加磁場 $H_m=4000 \text{ A m}^{-1}$ の条件で測定した。

2.3 弱磁性状態の特性調査

冷間圧延材より、磁性測定用試料として20 mm角の金属片、および組織観察用試料として幅10 mm、長さ15 mmの金属片を採取した。これらの試験片に対し、Ar雰囲気炉中でFig. 1(b)に示す熱処理条件により2段階焼鈍を施した後、真空炉中でFig. 1(d)に示す熱処理条件により1473Kで溶体化処理を行って調査に供した。各試料の比透磁率 μ_r は、透磁率計を用いて接触式プローブにより測定した。また μ_r の低温特性は、ドライアイスにより233~273Kに冷却保持したエタノール中に各試料を0.6 ks浸漬後、透磁率計

を用いて測定した。組織観察は、圧延時の縦断面が観察できるように樹脂に埋め込んで鏡面研磨した後、王水で腐食し、光学顕微鏡により観察した。

3. 結果と考察

3.1 Fe-Cr-C系合金の磁気特性

#1の試料を Fig. 1(b) の熱処理条件で焼鈍したときの直流 $B-H$ 特性を Fig. 2(a) に示す。比較材としての #6 の試料を 50% 冷間圧延したときの直流 $B-H$ 特性を Fig. 2(b) に示す。Fig. 2 から #1 の焼鈍材は、比較材よりも $B-H$ 特性の磁化急峻性が優れていることがわかる。また #1 材の比最大透磁率 μ_m は 1020, 4000 A m^{-1} での磁束密度 B_{4000} は 1.35 (T), 保磁力 H_c は $556 \text{ (A m}^{-1}\text{)}$ であり、本研究で目標 ($\mu_m \geq 500$, $B_{4000} \geq 1.0 \text{ (T)}$, $H_c \leq 1000 \text{ (A m}^{-1}\text{)})$ とした軟磁性を満たすことがわかる。

次に、#1 の試料に溶体化処理を行い、弱磁性の状態にできるかどうか調査した。Fig. 3 は #1 の試料を Fig. 1(d) に示す熱処理条件により 1473K で溶体化処理した後、253~273K の各温度に 0.6ks 保持した後の μ_r の温度依存性を示す。Fig. 3 から、溶体化処理ままの状態での比透磁率は $\mu_r = 1.17$ と弱磁性レベルであるが、目標レベル ($\mu_r \leq 1.05$) には到達していない。また環境温度が低温になるにつれ、 μ_r が上昇していくことがわかる。Irvine らにより、Fe-12%Cr-0.1%C 組成の M_s 点は、約 573K であると報告されている⁴⁾。また Steven らにより、Cr, C, Mn の各元素を 1 質量% 添加したときの M_s 点低下は、それぞれ 17K, 474K, 33K であり⁵⁾、さらに Payson らにより、Si を 1 質量% 添加したときの M_s 点低下は、11K であると報告されている⁶⁾。本研究で使用した #1 の試料は、Table 1 に示すように約 0.2% の Si と約 0.5% の Mn を含有しているため、これらの文献値から M_s 点は約 270K と推定される。したがって、Fig. 3 において低温になるにつれ μ_r が上昇する現象は、 M_s 点以下の温度での $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態によると考えられる。

3.2 Fe-Cr-C-Ni系溶体化処理材の磁気特性に及ぼす Ni 量の影響

Fig. 1(d) に示す熱処理条件により 1473K で溶体化処理した #1~#5 の試料の磁気特性と組織に及ぼす Ni 量の影響を Fig. 4~6 に示す。

Fig. 4 は、 μ_r に及ぼす Ni 量の影響を示す。Ni 無添加の組成では $\mu_r = 1.17$ であるが、Ni 量が 1% 以上の組成で $\mu_r \leq 1.01$ となり、Ni 添加により μ_r は低下し、目標特性 ($\mu_r \leq 1.05$) を満たすことがわかる。Fig. 5 は、1473K での溶体化処理で $\mu_r \leq 1.01$ となる 1.0~2.4% Ni 組成での μ_r の温度依存性を示す。Ni 量が 1.0% 組成では 253~263 K, 1.5% 組成では 243~253 K の温度範囲で μ_r の上昇がみられ、これらの温度範囲に各組成の M_s 点が存在することがわかる。Ni 量が 2.0%, および 2.4% の組成では 233K まで室温状態と変わら

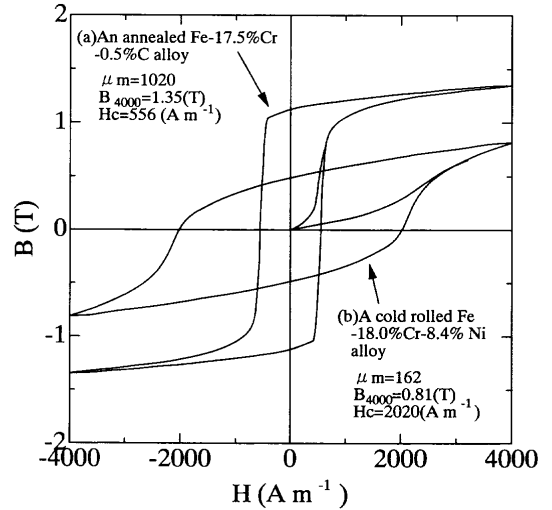


Fig. 2. Comparison of DC $B-H$ properties. (a) An annealed Fe-17.5%Cr-0.5%C alloy (annealed at the condition shown in Fig. 1(b)) (b) A cold rolled Fe-18.0%Cr-8.4%Ni alloy (reduction of 50%)

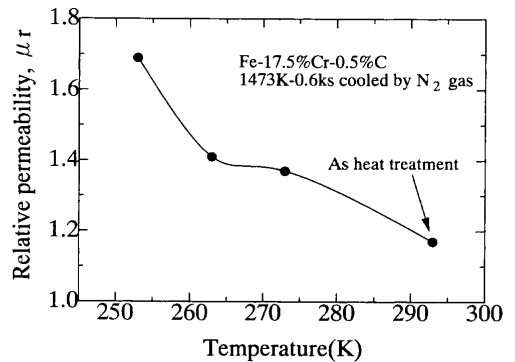


Fig. 3. Temperature dependence of relative permeability of an Fe-17.5%Cr-0.5%C alloy solution treated at 1473K for 0.6 ks.

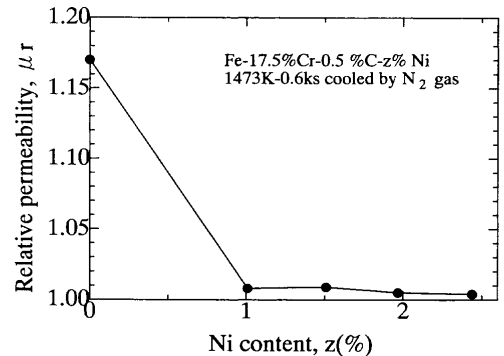


Fig. 4. Effect of Ni content on relative permeability of Fe-17.5%Cr-0.5%C-z%Ni alloys solution treated at 1473K for 0.6 ks.

ない安定した弱磁性が維持されている。この結果から Ni 添加量の増加により M_s 点は低下し、弱磁性が低温環境まで安定化することは明らかである。Steven らにより、Ni を 1 質量% 添加したときの M_s 点の低下は 17K であると報告

されている⁵⁾。この文献値から Fig. 5 に示した組成の Ms 点は、それぞれ 254K (1.0% Ni), 246K (1.5% Ni), 237K (2.0% Ni), 230K (2.4% Ni) と推定される。Fig. 5 の結果は、文献値から推定される Ms 点の値と整合している。

Fig. 6 は、1473K で溶体化処理のまま、および 1473K で溶体化処理後、233K に冷却したときのマイクロ組織に及ぼす Ni 量の影響を示す。Ni 無添加の組成では、溶体化処理後の γ 基地中に未発達な α' 組織が観察される (図中(a))。233K 冷却後の組織では、 α' 組織がさらに顕著に観察される (図中(b))。この組成に Ni を添加することにより、観察

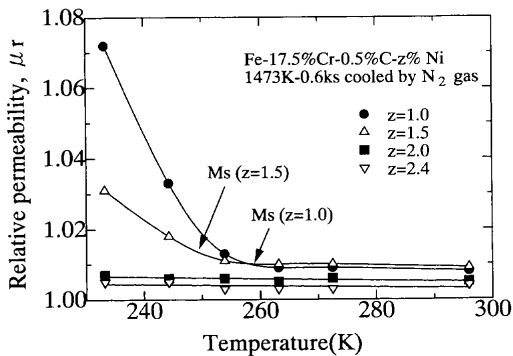


Fig. 5. Effect of Ni content on temperature dependence of relative permeability of Fe-17.5%Cr-0.5%C-z%Ni alloys solution treated at 1473K for 0.6 ks.

される α' 組織は減少していき、2.0% Ni の組成では 1473K 溶体化処理後、233K 冷却後のいずれの状態でも α' 組織は観察されない (図中(e) (f))。この観察結果は、Ni 添加により γ 組織が安定になることを示しており、Fig. 4~5 の結果と整合している。

3.3 Fe-Cr-C-Ni系焼鈍材の磁気特性に及ぼす Ni 量の影響

焼鈍材の磁気特性とマイクロ組織に及ぼす Ni 量の影響を Fig. 7~9 に示す。

Fig. 7 は、焼鈍材の直流磁気特性に及ぼす Ni 量の影響を示す。Ni 量の増加により比最大透磁率 μ_m 、磁束密度 B_{4000} 、残留磁束密度 B_r は低下し、 H_c は上昇することがわかる。すなわち Ni 添加により Fe-Cr-C 系の軟磁性は劣化することがわかる。

Fig. 8 は、焼鈍材のマイクロ組織に及ぼす Ni 量の影響を示す。Fig. 8 から Ni を添加することにより、炭化物形態は微細で数多くなることがわかる。また炭化物の微細化に伴って結晶粒成長のピンニング作用が高まり、結晶粒径も微細になることがわかる。Fig. 9 は、焼鈍材の X 線回折図形を示す。X 線回折の結果より Fig. 8 で観察される炭化物は、 $M_{23}C_6$ 型炭化物であることがわかる。

バルク軟磁性材料で優れた軟磁気特性を得るためには、結晶内の析出物、介在物や転位を極力減らし、また焼鈍に

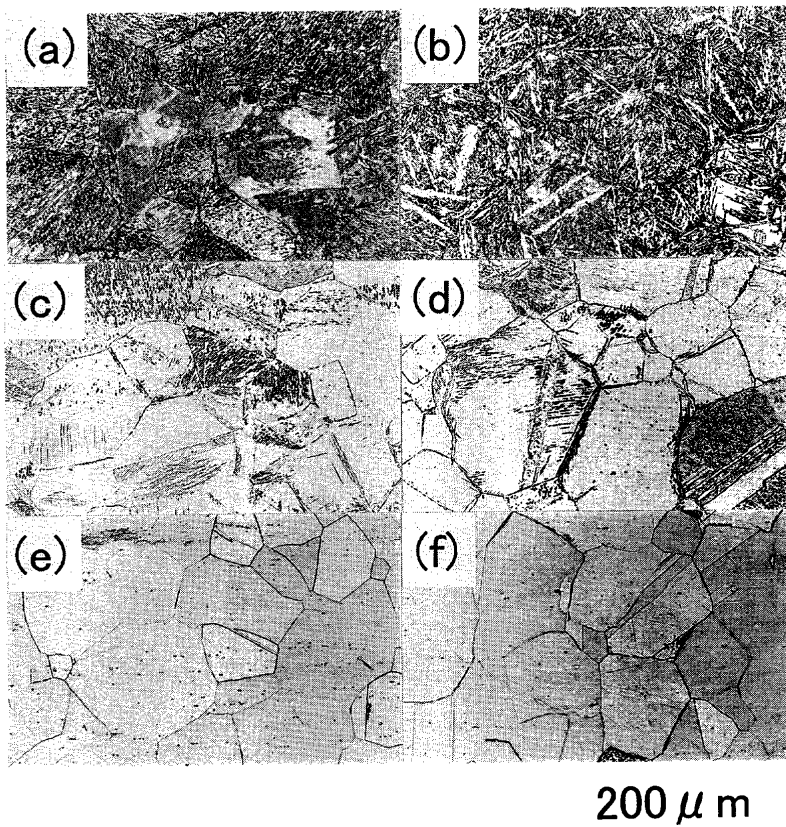


Fig. 6. Micrographs of solution treated Fe-17.5%Cr-0.5%C-z%Ni alloys. (a), (c), (e): As solution treatment (1473K-0.6 ks cooled by N_2 gas): (a) $z=0$, (c) $z=1.0$, (e) $z=2.0$ (b), (d), (f): Cooled in ethanol kept at 233K for 0.6 ks after solution treatment (1473K-0.6 ks cooled by N_2 gas \rightarrow 233K-0.6 ks in ethanol). (b) $z=0$, (d) $z=1.0$, (f) $z=2.0$

よって結晶粒径を大きくし、回転磁化と磁壁移動を容易にすることが一般的である。したがってFe-Cr-C系合金のNi添加による軟磁性劣化の要因として、Ni添加による $M_{23}C_6$ 型炭化物、および結晶粒径の微細化が考えられる。結晶粒成長は、 $M_{23}C_6$ によってピンニングされるので、 $M_{23}C_6$ が微細に分散していることは、そのこと自体の直接的効果の他に結晶粒を微細化するという間接的效果によって、軟磁

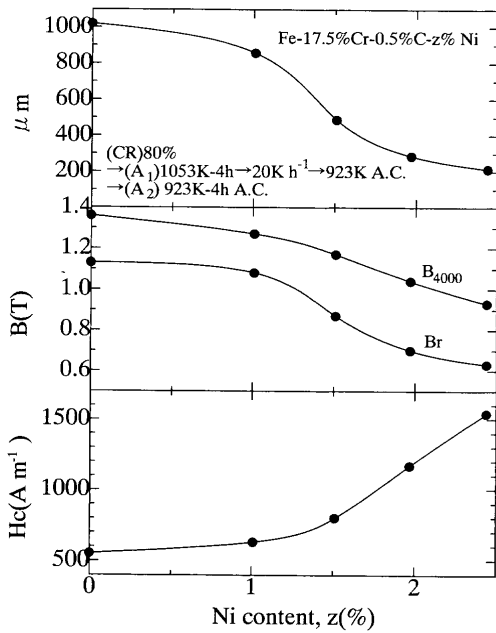


Fig. 7. Effect of Ni content on magnetic properties of annealed Fe-17.5%Cr-0.5%C-z%Ni alloys (annealed at the condition shown in Fig. 1(b)).

性劣化の要因になっていると考えられる。Ni添加により $M_{23}C_6$ の形態が微細となる要因は、Niを添加すると変態点が低下するので、 $M_{23}C_6$ の析出温度が下がり、拡散速度が小さい低温側での析出となるので、 $M_{23}C_6$ の成長が促進されないためと考えられる。

3.4 Fe-Cr-C-Ni系焼鈍材の磁気特性に及ぼす再焼鈍温度の影響

Ni添加によりMs点は、低下して安定した弱磁性が得られるが、焼鈍材の軟磁性は劣化することがわかった。そこで、Fig. 5で安定した弱磁性が得られた#4の試料の焼鈍状態での直流磁気特性を改善するため、焼鈍温度の適正化として第2焼鈍（以下、再焼鈍と記す）の温度の影響を調査した。直流磁気特性、残留応力、TEM観察組織に及ぼす再焼鈍温度の影響をFig.10~12に示す。

Fig.10は、直流磁気特性に及ぼす再焼鈍温度の影響を示す。Fig.10から、再焼鈍温度が800~900Kの範囲で最も優れた軟磁性が得られることがわかる。#4の試料の最適焼鈍条件での直流磁気特性は $\mu_m=713$, $B_{4000}=1.33$ (T), $H_c=880$ ($A m^{-1}$)である。この特性は、比較材の#6の試料を50%冷間圧延したFig. 2(b)の特性($\mu_m=162$, $B_{4000}=0.81$ (T), $H_c=2020$ ($A m^{-1}$))と比較して優れた軟磁性である。また、この特性は、Fig. 2(a)の#1焼鈍材の特性($\mu_m=1020$, $B_{4000}=1.35$ (T), $H_c=556$ ($A m^{-1}$))と比較すると若干劣るものの、本研究で目標とした特性($\mu_m \geq 500$, $B_{4000} \geq 1.0$ (T), $H_c \leq 1000$ ($A m^{-1}$))を満足している。

Fig.11は、残留応力に及ぼす再焼鈍温度の影響を示す。1053Kでの第1焼鈍後には約250 (MPa)の引張残留応力が

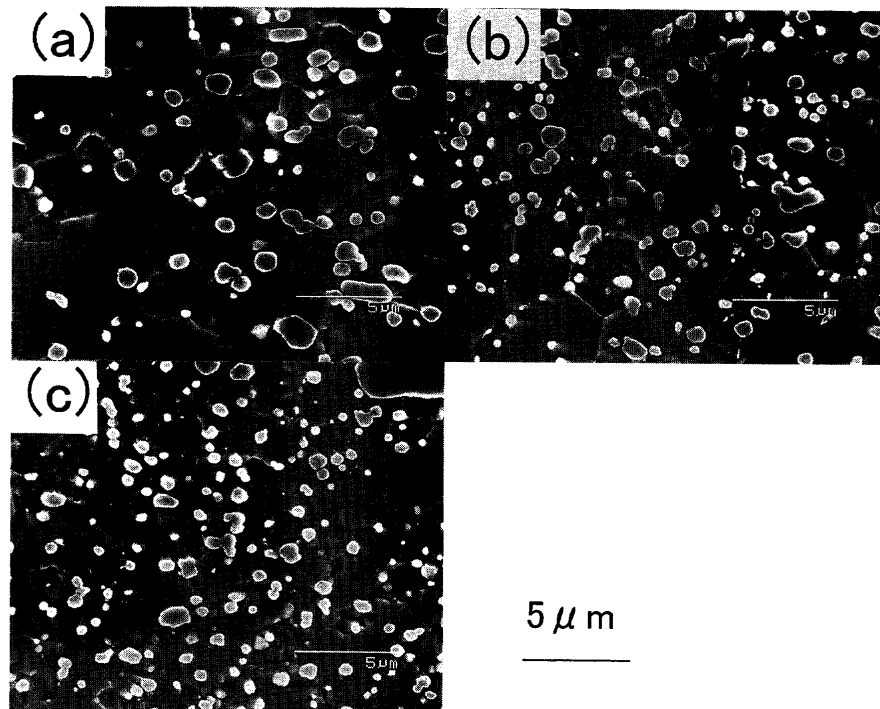


Fig. 8. Micrographs of annealed Fe-17.5%Cr-0.5%C-z%Ni alloys (annealed at the condition shown in Fig. 1(b)). (a) z=0, (b) z=1.0, (c) z=2.0

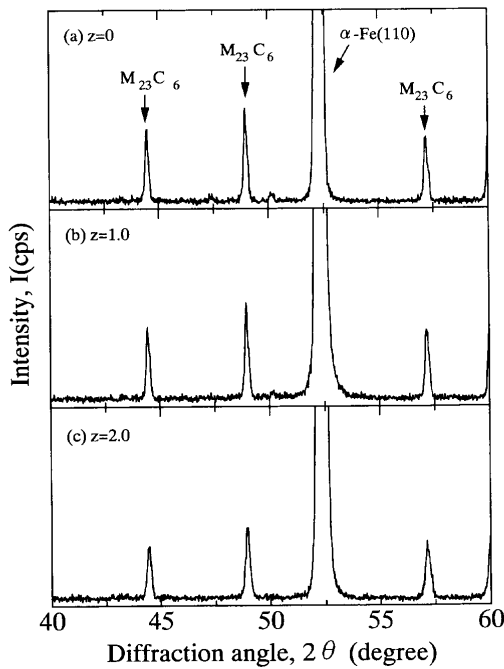


Fig. 9. X-ray diffraction patterns of annealed Fe-17.5%Cr-0.5%C-z%Ni alloys (annealed at the condition shown in Fig. 1(b)).

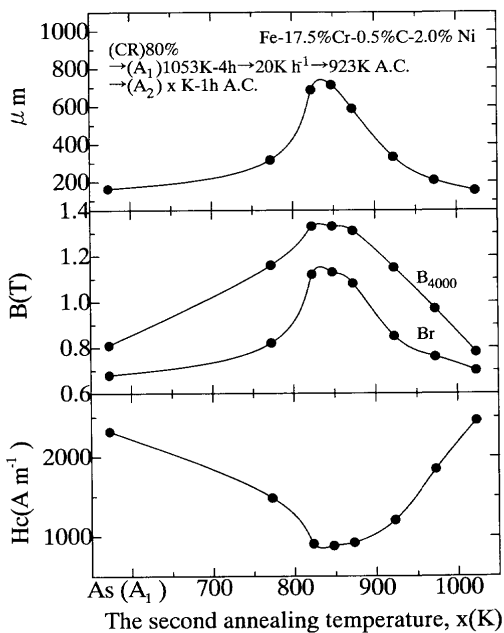


Fig. 10. Effect of the second annealing temperature on magnetic properties of an annealed Fe-17.5%Cr-0.5%C-2.0%Ni alloy (annealed at the condition shown in Fig.1(c)).

存在するが、再焼鈍温度の上昇とともに残留応力は除去されていくことがわかる。優れた軟磁性が得られる800~900Kでの再焼鈍後の残留応力は、ほぼゼロとなっていることがわかる。ただし、再焼鈍の温度が1000K付近にまで上昇すると、再び引張方向の残留応力が生じ、再焼鈍温度の上昇とともに残留応力が増加する。Fig.10~11の結果から、磁気特性と残留応力には相関があり、応力除去される

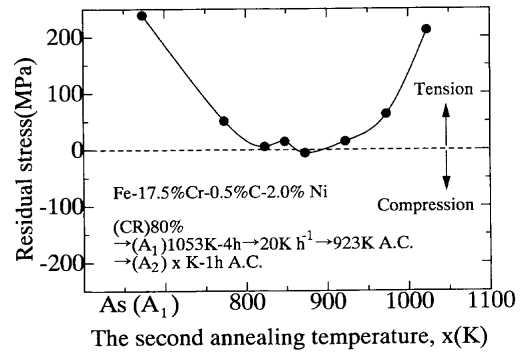


Fig. 11. Effect of the second annealing temperature on residual stress of an annealed Fe-17.5%Cr-0.5%C-2.0%Ni alloy (annealed at the condition shown in Fig. 1(c)).

温度で優れた軟磁性が得られることがわかる。再焼鈍温度を変化させたこれらの試料の組織をSEMで観察したが、SEMレベルでは母相、および炭化物形態に有意差は認められなかった。

Fig.12は、TEM観察組織に及ぼす再焼鈍温度の影響を示す。図中(a)は第1焼鈍後の組織であり、(b)~(d)は、それぞれ(b)773K、(c)848K、(d)923Kで再焼鈍を施した組織である。各写真中に見られる黒い斑点は炭化物である。この観察結果から、再焼鈍温度の変化による母相の変化は明瞭である。第1焼鈍後の組織(a)では、母相に歪が残存する様子が観察され、母相に影のような像が無数に観察される。773K再焼鈍材(b)にも、(a)と同様、影のような像は観察される。最も優れた軟磁性が得られる848K再焼鈍材(c)では、母相の歪は除去され、(a)、(b)に見られる影のような像は観察されない。923K再焼鈍材(d)では、(a)、(b)と比較すると少ないが、影のような像が観察され、母相に歪が生じている様子が観察される。この観察結果は、Fig.10~11の結果と整合し、再焼鈍温度の変化による磁気特性と残留応力の変化は、母相の変化によると言える。

再焼鈍により母相の組織形態と残留応力が変化する理由について考察する。まず第1焼鈍後に残留応力が生じる要因を考察する。熱膨張測定により本試料の変態点を測定すると、 $Ac_1=1018K$ 、 $Ac_3=1078K$ であった。第1焼鈍時の保持温度1053Kは Ac_1 点と Ac_3 点の間であり、加熱保持中、母相は $(\alpha+\gamma)$ の2相組織となっている。加熱保持後、923Kまでは $20K h^{-1}$ の冷却速度で徐冷しているが、Niを添加した#4の試料の組成では、 γ 相が安定となるため、徐冷中に α 相に変態できない γ 相が残存すると考えられる。徐冷後、923Kから空冷すると、この残存した γ 相が空冷時に $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態を起こし、母相が部分的に焼入れされるので、母相に残留応力が生じると考えられる。再焼鈍後に残留応力が低下するのは、 α' が分解して α になるためであると考えられ、再焼鈍温度が773~848Kと高くなるにつれ、 α' の分解過程が進むと考えられる。また、再焼鈍温度が900Kを超えると再び残留応力が高くなる理由は、 $\alpha' \rightarrow \gamma$ の逆変

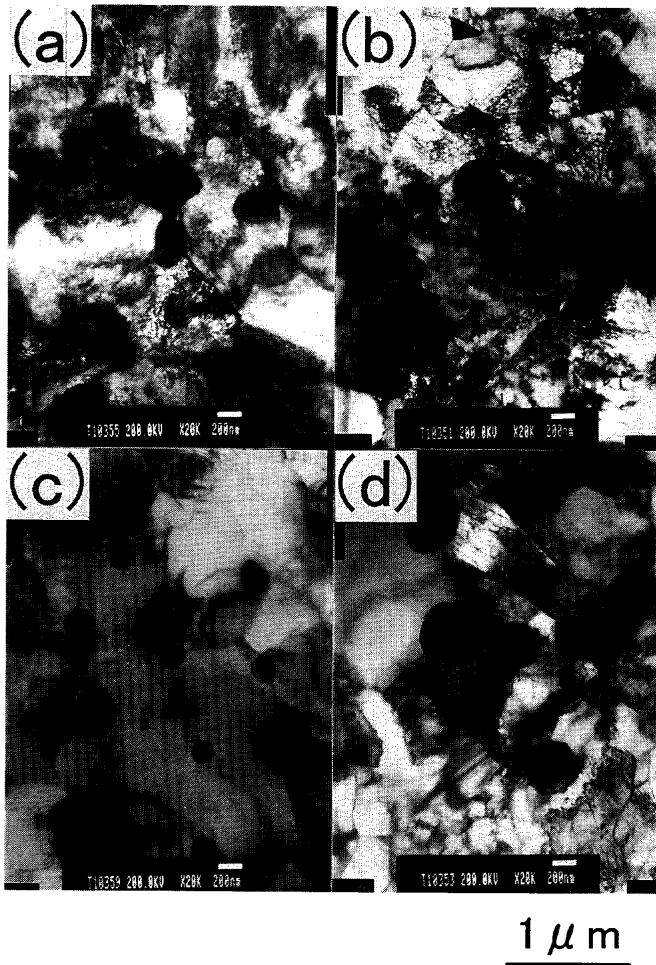


Fig. 12. Effect of the second annealing temperature on TEM images of an annealed Fe-17.5%Cr-0.5%C-2.0%Ni alloy.
 (a) after the (A₁) treatment shown in Fig. 1(c)
 (b)~(d) after the (A₂) treatment shown in Fig. 1(c): at xK for 1h: (b) x=773, (c) x=848, (d) x=923

態が生じ、第1焼鈍時と同様に、再焼鈍後の空冷によって母相が部分的に焼入れされるためと考えられる。またFig. 7でNi添加量の増加により、焼鈍材の保磁力が増加し、軟磁性が劣化することを示したが、これはFig. 8に示した炭化物と結晶粒径の変化のほかに、Niを添加することによって生じた母相の残留応力の影響も大きいと考えられる。

以上の検討結果から、強磁性と弱磁性の両方の磁気特性を実現させた上で、強磁性状態ではFe-Cr-Ni系合金を冷間加工した場合よりも優れた軟磁性を示し、かつ弱磁性状態では低温環境まで磁気特性が安定なFe-Cr-C-Ni系合金を開発することができた。#4材は、強磁性、弱磁性のいずれの状態でも本研究で目標とした磁気特性を満足した。

4. 結言

本研究は、強磁性と弱磁性の両方の特性を実現させた材料として、強磁性状態ではFe-Cr-Ni系の冷間加工材よりも優れた軟磁性を示し、弱磁性状態では低温環境まで安定した磁気特性を維持できる合金開発を目的とした。結論は、以下の通りである。

(1) Fe-17.5%Cr-0.5%C合金は、弱磁性状態の μ_r が高く、また低温での μ_r の安定性に劣る。これにNiを添加することにより、溶体化処理した弱磁性状態の μ_r は低下し、本研究で目標とした弱磁性の特性 ($\mu_r \leq 1.05$) を満足した。またMs点も低下し、 μ_r は233Kの低温環境まで安定となった。

(2) Ni添加により強磁性状態(焼鈍材)の軟磁性は劣化した。Ni添加による軟磁性の劣化は、 $M_{23}C_6$ 型炭化物の形態が微細となることと、結晶粒径が微細になること、および $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態に伴う残留応力が生じることによって説明できる。

(3) 低温まで安定した弱磁性を示すFe-17.5%Cr-0.5%C-2.0%Ni合金において、焼鈍状態で得られる最も優れた軟磁性は、 $\mu_m = 713$, $B_{4000} = 1.33$ (T), $H_c = 880$ (A m⁻¹)である。この特性は、従来のFe-18.0%Cr-8.4%Niを50%冷間圧延した材料の特性 ($\mu_m = 162$, $B_{4000} = 0.81$ (T), $H_c = 2020$ (A m⁻¹)) と比較して、優れた軟磁性であり、本研究で目標とした磁気特性 ($\mu_m \geq 500$, $B_{4000} \geq 1.0$ (T), $H_c \leq 1000$ (A m⁻¹)) を満足する。

(4) Fe-Cr-C-Ni系焼鈍材の磁気特性に及ぼす再焼鈍温度の影響は大きい。最も優れた軟磁性が得られる800~900Kでの再焼鈍後には、 α' の分解により母相の残留応力が除去されることが、X線応力測定とTEM観察により確認された。

本稿の執筆に際し、ご助言を頂きました大阪大学教授南埜宜俊博士、(株)日立金属インテック渡辺力蔵博士の両氏に感謝申し上げます。

文 献

- 1) M.Asakawa, C.Sudo, M.Kousou and T.Tsukamoto: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **30** (1989), 1593.
- 2) K.Takeuchi, S.Sugiura, Y.Katayama, T.Inui and J.Sunakawa: *Materia Jpn.*, **36** (1997), 358.
- 3) S.Aktürk, A.Gencer and T.N.Durlu: *J. Mater. Sci. Lett.*, **16** (1997), 389.
- 4) K.J.Irvine, D.J.Crowe and F.B.Pickering: *J. Iron Steel Inst.*, **195** (1960), 386.
- 5) W.Steven and A.G.Haynes: *J. Iron Steel Inst.*, **183** (1956), 349.
- 6) P.Payson and C.H.Savage: *Trans. Am. Soc. Met.*, **33** (1944), 261.