

超微細結晶粒組織からなる Fe 基軟磁性合金*

吉沢 克仁* 山内 清隆**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 53, No. 2 (1989), pp. 241-248

Fe Based Soft Magnetic Alloys Composed of Ultrafine Grain Structure

Yoshihito Yoshizawa** and Kiyotaka Yamauchi**

Magnetic properties of Fe-Cu-M-Si-B (M: Nb, Mo, Ta, W, etc.) alloys prepared by annealing amorphous alloys were investigated for development of new Fe based soft magnetic alloys. In the case of annealing the alloys above the crystallization temperature, excellent soft magnetic properties which correspond to those of Co based amorphous alloys were obtained. Especially, the alloys containing Cu and Nb were superior to the alloys containing other elements.

These new alloys were composed of ultrafine grain structure. The alloys were about 10 nm in grain diameter and the main phase of them was presumed to be a bcc Fe solid solution which contains Si and B. This might be attributed to the effect of the bcc Fe solid solution nucleation by Cu and the suppression of the grain growth by Nb.

The newly developed alloys are suitable for many kinds of magnetic components such as saturable reactors, choke coils and transformers because of their excellent soft magnetic properties and high saturation flux density.

(Received October 22, 1988)

Keywords: ultrafine grain structure, crystallization of amorphous alloys, iron-copper-niobium-silicon-boron alloy, magnetic properties, body-centered cubic lattice iron solid solution, soft magnetic material

1. 緒 言

Fe 基の軟磁性合金としては、純 Fe、珪素鋼、Fe-Al-Si 合金等が従来から知られており、飽和磁束密度が高い特長がある。しかしながら、軟磁気特性、特に高周波特性に関しては十分でなく用途が限定されている。近年、軟磁気特性に優れたアモルファス合金が開発され、スイッチング電源用磁心や磁気ヘッド等を中心に製品化が進められている⁽¹⁾⁽²⁾。しかし、これらの用途に使用されているのは主に軟磁気特性が優れ、磁歪がほぼ零の Co 基アモルファス合金が中心である。飽和磁束密度の高い Fe 基アモルファス合金は軟磁気特性が Co 基アモルファス合金より劣り磁歪も著しく大きいため含浸等による軟磁気特性の劣化が大きく、平滑チョーク等軟磁気特性よりむしろ飽和磁束密度が高いことがより重要な用途を中心に使用されている。

しかしながら、もし飽和磁束密度が高い Fe 系の合金において Co 基アモルファス合金に匹敵する軟磁気特性が得られれば特に高周波応用への用途が広がると考えられる。

そこで、著者らは、従来にない優れた軟磁気特性を示す新しい Fe 基軟磁性合金を開発することを目的に検討を行った。

近年、Fe 基軟磁性薄膜が磁気ヘッド用として盛んに研究されているが、軟磁気特性を改善する 1 つの方法として結晶粒を小さくすることが試みられている⁽³⁾。このような考えかたは、バルク材の軟磁気特性を改善するため結晶粒を大きくしようとする考え方とは逆であるが、薄膜でなくとも微結晶粒組織が得られれば軟磁気特性が改善される可能性があり、本研究の指針とした。

このような組織を得るために、まず初めに合金中に組成ゆらぎを作り結晶化しやすい領域、すなわち結晶の核となる領域を多数作るにより微結晶化することを試みた。このような組成ゆらぎを形成する効果期待できる添加元素としては Fe と分離する傾向がある Cu が挙げられる。Cu は Fe と室温の固体状態ではほとんど固溶しないが、超急冷法を用いればある程度の量の Cu を強制的に固溶させたアモルファス合金を得ることができると考えられる。この Cu を強制固溶させたアモルファス合金を熱処理すれ

* 1988 年 3 月日本金属学会習志野大会に一部発表

** 日立金属(株)磁性材料研究所(Magnetic & Electronic Materials Research Laboratory, Hitachi Metals, Ltd., Kumagaya)

ば、FeとCuが分離する傾向があるため結晶化温度の低いFeリッチの領域が形成し結晶化温度が低い領域が多数でき、そこが結晶化し組織が微細化することが期待される。しかし、予想に反してCuを添加しただけでは組織はそれ程微細化されず、結晶化させることにより軟磁気特性は劣化した。

そこで、次に結晶化温度を上昇させるような元素、たとえばNb, Ta, Mo等を添加した。その結果、Cuとこれらの元素を複合添加し超急冷法によりアモルファス化した後結晶化させた合金において優れた軟磁気特性が得られることを新規に見出した。

本報では、これらの中で特に優れた軟磁気特性が得られたCuとNbを複合添加した合金の磁気特性、熱処理条件、マイクロ組織、形成相等について報告する。

II. 実験方法

1. 試料の作製

アモルファス合金薄帯はFe-Cu-Nb-Si-B系溶融合金をスリット状のノズルから銅合金製の冷却ロール直上に噴出し、大気中で超急冷凝固させることによって作製した。板厚は約18μm、板幅は5mmである。

次に、この合金薄帯を外径19mm、内径15mmのトロイダル状の巻磁心とした後、窒素ガス雰囲気中で熱処理を行った。熱処理はあらかじめ所定温度に保持した環状炉に試料を入れ3.6ks保持後炉から取り出し空冷する方法で行った。

磁気測定は、熱処理後の試料をフェノール樹脂製のコアケースに入れ行った。直流磁気特性は横河北辰電機(株)製直流磁化自動記録装置、比透磁率はYHP製LCRメータ、磁心損失はノルマ社製U函数計により測定した。磁歪定数は歪ゲージを用いて測定した。比抵抗は4端子法により測定した。磁化の温度変化は東英工業(株)製VSMにより測定した。結晶化温度は理学電機(株)製DSCにより0.167K・s⁻¹の昇温速度で測定した。X線回折はCo-Kα線を用い理学電機(株)製ディフラクトメータで行った。マイクロ組織は日立製透過電子顕微鏡を用いて観察した。

III. 実験結果

1. Cu, Nb添加による磁気特性の変化

Fig.1に無磁場中で最適熱処理(最高の軟磁気特性が得られる熱処理条件)を行ったFe_{74.5-x}Cu_xNb₃Si_{13.5}B₉合金の磁気特性を示す(以下組成はすべてat%で表示する.)。

図からわかるようにCu量が増すに伴って、保磁力H_c、比透磁率、磁心損失等の軟磁気特性は著しく改善される。また、その値はCo基アモルファス合金の値に匹敵する。このようなすぐれた軟磁気特性は従来のFe基アモルファス合金では報告されておらず、本系合金はCu添加により

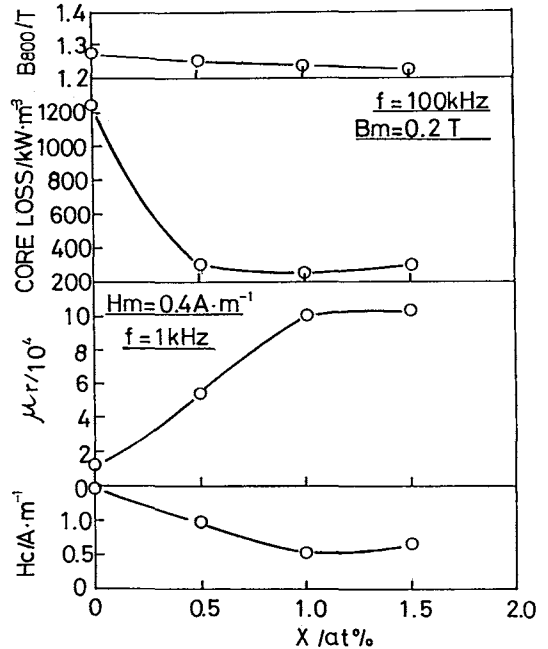


Fig.1 Magnetic properties as a function of Cu content in Fe_{74.5-x}Cu_xNb₃Si_{13.5}B₉ alloys annealed on the optimum condition.

まったく特異な特性変化を示すことがわかった。

Fig.2にFe_{74.5-x}Cu_xNb₃Si_{13.5}B₉アモルファス合金の結晶化温度T_xと最適熱処理温度T_aを示す。

Cuを添加すると結晶化温度は低下するが、最適熱処理温度は逆に高くなり、最適熱処理温度が結晶化温度以上になる。このような結果は従来のFe基アモルファス合金では得られておらず、Cu添加により特異な変化が合金中で起っていると考えられる。ところで、Cu単独添加では上記の変化は認められないので、次にNbの効果について検討した。

Fig.3に最適熱処理を行ったFe_{76.5-a}Cu₁Nb_aSi_{13.5}B₉合金の磁気特性を示す。

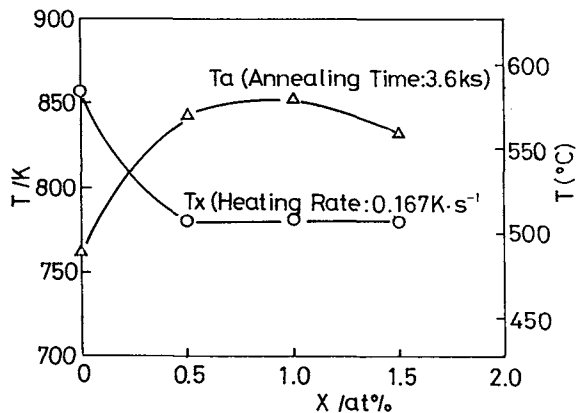


Fig.2 Optimum annealing temperature T_a and crystallization temperature T_x as a function of Cu content in Fe_{74.5-x}Cu_xNb₃Si_{13.5}B₉ alloys.

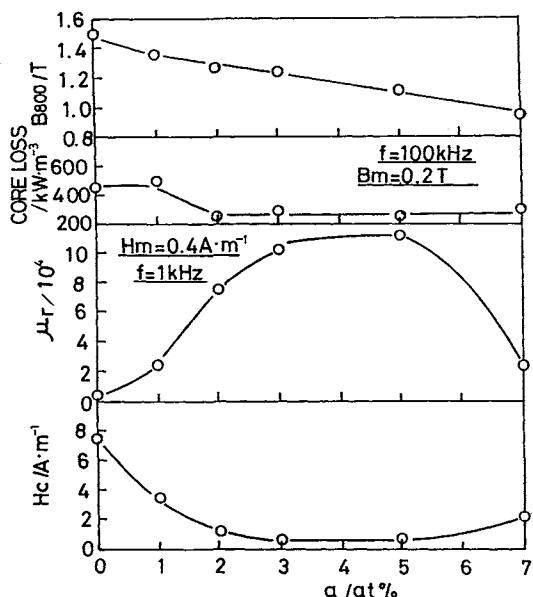


Fig.3 Magnetic properties as a function of Nb content in $\text{Fe}_{76.5-a}\text{Cu}_1\text{Nb}_a\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ alloys annealed on the optimum condition.

Nb 添加により飽和磁束密度は単調に低下するが、軟磁気特性は著しく改善される。以上の結果より Nb 単独添加あるいは Cu 単独添加では軟磁気特性はあまり改善されず、Cu と Nb を複合添加して初めて軟磁気特性が著しく改善されることが分かる。

Fig.4 に $\text{Fe}_{76.5-a}\text{Cu}_1\text{Nb}_a\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ アモルファス合金の結晶化温度 T_x と最適熱処理温度 T_a を示す。

Nb 無添加の場合、最適熱処理温度は結晶化温度より低く従来のアモルファス合金と同様の熱処理条件で優れた軟磁性が得られるが、Nb を添加していくと最適熱処理温度

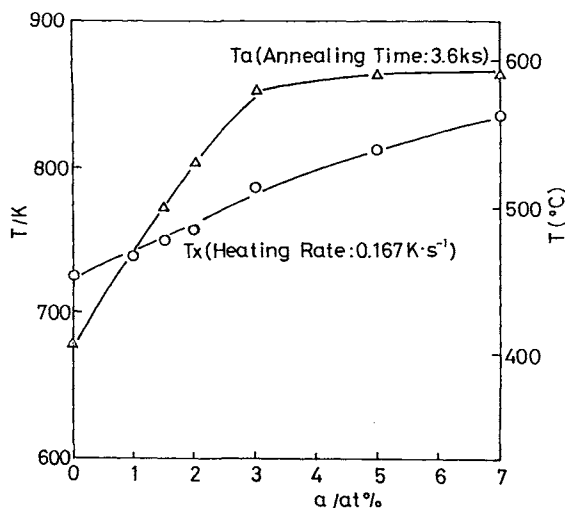


Fig.4 Optimum annealing temperature T_a and crystallization temperature T_x as a function of Nb content in $\text{Fe}_{76.5-a}\text{Cu}_1\text{Nb}_a\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ alloys.

は結晶化温度以上となる。これらの結果より Cu と Nb を複合添加すると最適熱処理温度は結晶化温度以上になり、かつ Co 基アモルファス合金に匹敵する優れた軟磁気特性が得られることが分かる。

2. X 線回折結果およびマイクロ組織

Fig.5 に $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 合金の急冷状態(熱処理前)、熱処理後および母合金(金型鑄造材)の X 線回折パターンを示す。

熱処理前の合金はアモルファス特有のハローパターンを示し、アモルファス単相であることが分かる。これに対して熱処理後の合金は bccFe 固溶体に相当する結晶ピークが認められ、ピークの半幅幅は通常の結晶材よりかなり広い。また、通常の鑄造法で製造された母合金は、bccFe 固溶体以外に Cu や Fe-B 化合物の結晶ピークが認められ、同組成のアモルファス合金を結晶化させた場合と著しく異なる相が形成している。すなわち本系合金は超急冷技術を用いたアモルファス合金を結晶化することにより化合物形成が抑制されほとんどが bccFe 相となることがわかった。

Fig.6 に熱処理後の $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 合金の透過電子顕微鏡により観察した合金内部のマイクロ組織を示す。

Cu と Nb を複合添加しアモルファス合金作製後熱処理した前記合金は粒径約 10 nm の超微細 bccFe 固溶体結晶粒が均一に分布した組織からなることがわかる。このような組織が得られるため本合金は結晶化後優れた軟磁気特性が得られると考えられる。なお、このような超微細結晶組織はアモルファス合金を結晶化することにより初めて実現されたものであり、通常の鑄造法では μm オーダーの結晶粒となりこのような組織は得られなかった。この新軟磁性合金は優れた軟磁性を示しかつ、超微細結晶粒組織からなることからこの合金を「ファインメット」と命名した。何故ファインメットが優れた軟磁性を示すかについては現在のところ十分明らかになっていないが、次のようなことが考えられる。

1つは結晶化により bccFe 固溶体が形成し、アモルファス状態に比べ磁歪が著しく小さくなり、応力-磁歪効果による局所異方性が減少することが考えられる。もう1つは先に述べたように均一に分布した超微細結晶粒組織であるため結晶磁気異方性に起因する局所異方性が減少することが挙げられる⁽⁴⁾⁽⁵⁾。

3. ファインメットの磁気特性

ファインメットはアモルファス合金と同様薄帯で得ることができるため、渦電流の影響を受けにくく高周波磁気特性に優れることが予想される。

Fig.7 にファインメット $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 合金の磁心損失の周波数依存性を従来の軟磁性材料と比較して示す。

ファインメットの磁心損失の周波数依存性は Co 基アモルファス合金とほぼ同等である。また、Fe 基アモルファス

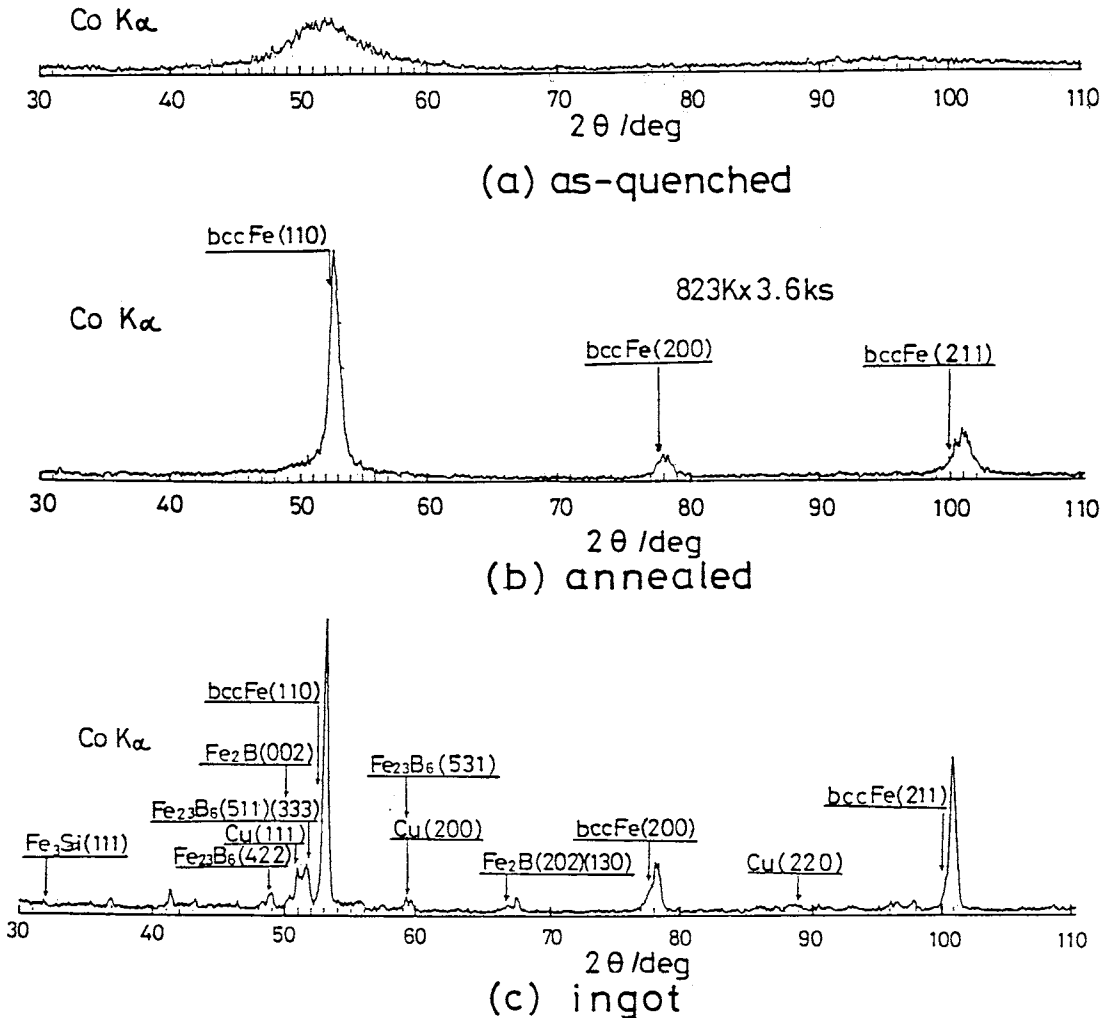


Fig.5 X-ray diffraction patterns of: (a) as-quenched; (b) annealed amorphous; (c) ingot of, $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ Alloys.

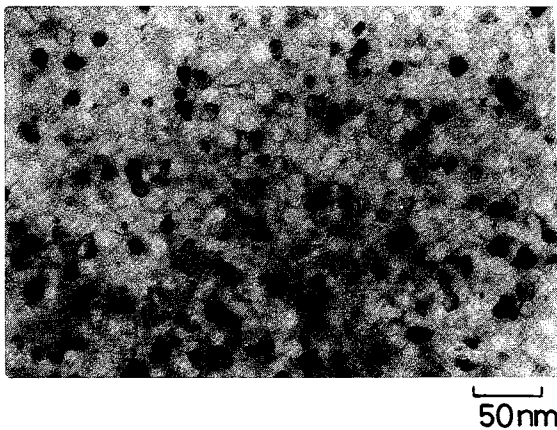


Fig.6 Microstructure of the alloy called "FINEMET" after annealing amorphous $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ alloy.

合金やフェライトより磁心損失が小さく優れた低損失材であることが分かる。このため、高周波トランスや平滑チョーク等への応用が期待できる。

Fig.8にファインメット $\text{Fe}_{73.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ 合金の比透磁率の周波数依存性を従来材と比較して示す。

ファインメットの比透磁率の周波数依存性は Co 基アモルファス合金とはほぼ同等である。また、低周波領域では Fe 基アモルファス合金や Mn-Zn フェライトより 1 オーダー高い比透磁率を示す。このようにファインメットは優れた比透磁率の周波数特性を示すためコモンモードチョークや各種センサー材等への応用が期待できる。

Table 1 にファインメットと従来材の諸特性を比較して示す。

ファインメットは 1 T 以上の高飽和磁束密度材であり、低磁歪で軟磁気特性が従来の Fe 基合金に比べて非常に優れている。比抵抗も結晶質合金としてはかなり高い部類に

属する。また、キュリー温度はアモルファス合金よりかなり高く温度特性の面でも有利である。

IV. 考 察

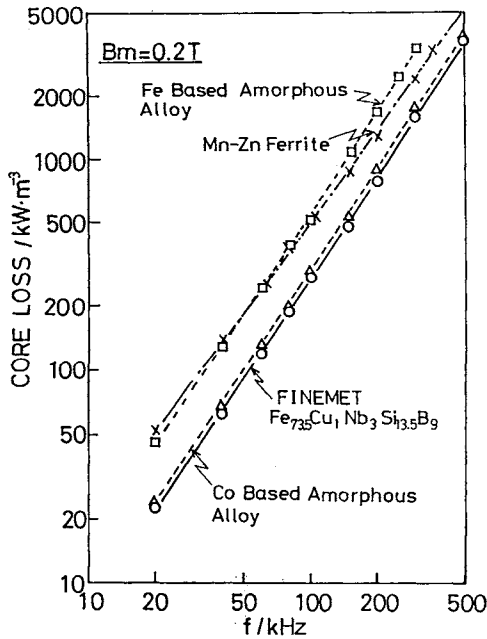


Fig.7 Frequency dependence of core loss at $B_m = 0.2$ T for FINEMET and amorphous alloys.

以上の結果から考えるとファインメットはアモルファス主体の合金ではなく、bccFe 固溶体結晶相主体の合金であると考えられるが、X 線回折やマイクロ組織観察だけから断定するのは危険であり、形成相により顕著に変化するキュリー温度や比抵抗等の物性値からも判断すべきであるとされる。また、結晶主体の合金だとすれば Cu や Nb が結晶化に重要な役割を果たしていると考えられる。そこで、これらの点につき考察する。

1. ファインメットの形成相

Fig.9 に $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ 合金の熱処理前および熱処理後の磁化の温度変化を示す。縦軸の磁化の値は室温 298 K の値で規格化してある。

熱処理前はアモルファス状態であり磁化の温度変化は大きく、キュリー温度は約 593 K と低い。これに対して 823 K で熱処理した合金は磁化の温度変化は小さくなっており主相のキュリー温度は著しく高くなっている。これはファインメットはアモルファス状態ではないことを裏付けている。また、キュリー温度は約 843 K であり、純 α Fe より低く Fe_3Si より高い。また、 Fe_2B に相当するキュリー温

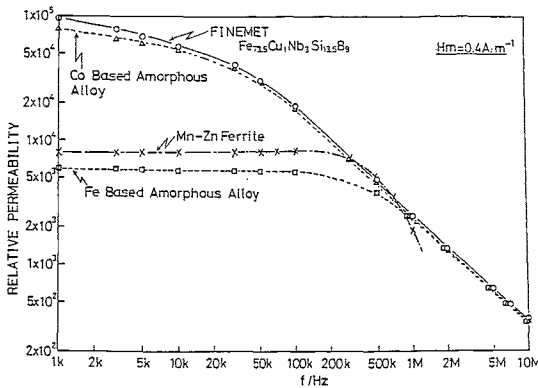


Fig.8 Frequency dependence of relative permeability for FINEMET and other materials.

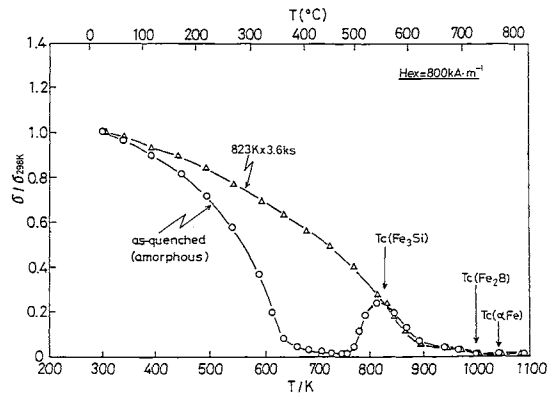


Fig.9 Temperature dependence of normalized magnetization for as-quenched and annealed $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ alloys.

Table 1 Typical magnetic properties of FINEMET and amorphous alloys.

	Alloy	t / μm	B_s /T	B_r/B_s /%	H_c / $A \cdot m^{-1}$	μ_r (1 kHz)	Core Loss / $kW \cdot m^{-3}$	λ_s (10^{-6})	Curie Temp. /K
F	Alloy 1	18	1.24	54	0.53	100000	280	+2.1	843
	Alloy 2	18	1.18	58	1.1	75000	280	~0	833
	FT-1H	20	1.35	90	0.8	5000	950	+2.3	843
	FT-1M	20	1.35	60	1.3	70000	350	+2.3	843
	FT-1L	20	1.35	7	1.6	22000	310	+2.3	843
A	Fe-Si-B-M	20	1.41	16	6.9	6000	460	+20	631
	Co-Fe-Si-B-M	18	0.53	50	0.32	80000	300	~0	453

F : FINEMET Alloy 1 : $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ at% Core Loss : 100 kHz, 0.2 T
 A : Amorphous Alloy Alloy 2 : $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{16.5}B_6$ at%

度が認められるが、これは測定昇温中に形成されたと考えられる。この結果より、主相は Si 等が固溶した bccFe であると考えられる。また X 線回折により格子定数を求めると約 0.2844 nm であり、純 α Fe の格子定数 0.28664 nm よりかなり小さい。従来報告されている Fe-Si 固溶体や超急冷法により作製された Fe-B 固溶体の格子定数は Si や B の固溶量が増加するに伴い小さくなることが知られており⁽⁶⁾⁽⁷⁾、格子定数が純 α Fe より小さいことからファインメットの bccFe 中には Si 等が固溶していると考えられる。また、同一 Si 量の Fe-Si 合金より格子定数は更に小さく、B も bccFe 中に固溶していると考えられる。なお、低い熱処理温度条件では当然のことながらアモルファス相が残存しているが、最適熱処理条件においてアモルファス相が残存しているか否かについては現在のところ不明である。

Fig.10 に $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ アモルファス合金を熱

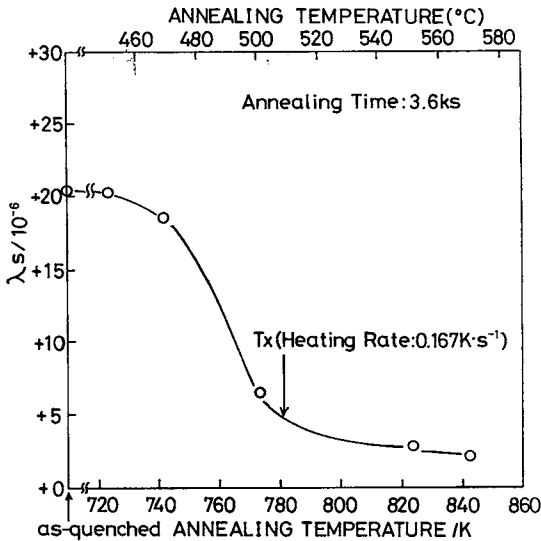


Fig.10 Saturation magnetostriction λ_s at room temperature as a function of annealing temperature for $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ alloys.

処理した場合の室温における飽和磁歪定数 λ_s の熱処理温度依存性を示す。

λ_s は結晶化温度より高い温度で熱処理することにより著しく小さくなっており；この結果からもファインメットはアモルファス合金ではないことが理解される。

以上、各種物性値の熱処理による変化から考えても、本開発合金は結晶主体の合金であると結論づけて良いと思われる。

2. Cu, Nb の結晶化に及ぼす影響について

Fig.11 に $Fe_{74.5}Nb_3Si_{13.5}B_9$ アモルファス合金と $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ アモルファス合金の DSC 曲線を示す。

Cu 添加により結晶化温度は低下し、かつ発熱ピークの形がブロードに変化している。この変化は結晶化により形成される相が変化していることを示していると推定される。

Fig.12 に Nb を単独添加した Cu 無添加アモルファス合金を結晶化させた後の X 線回折パターンを示す。

Cu 添加材は Fig.5 から分かるように bccFe 固溶体に相当する結晶ピークしか認められないのに対して、Cu 無添加材は bct Fe_3B や $Fe_{23}B_6$ に対応する Fe-B 化合物が認められ Cu 添加により bccFe 固溶体が形成しやすくな

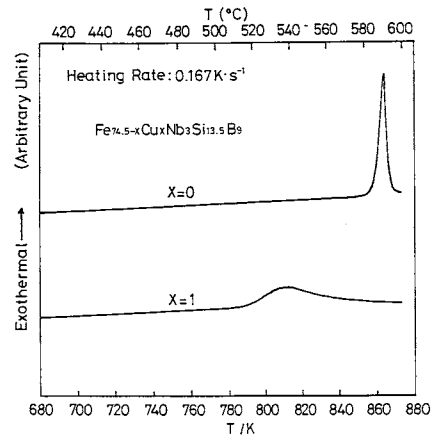


Fig.11 DSC curves of amorphous $Fe_{74.5}Nb_3Si_{13.5}B_9$ alloy and $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ alloy.

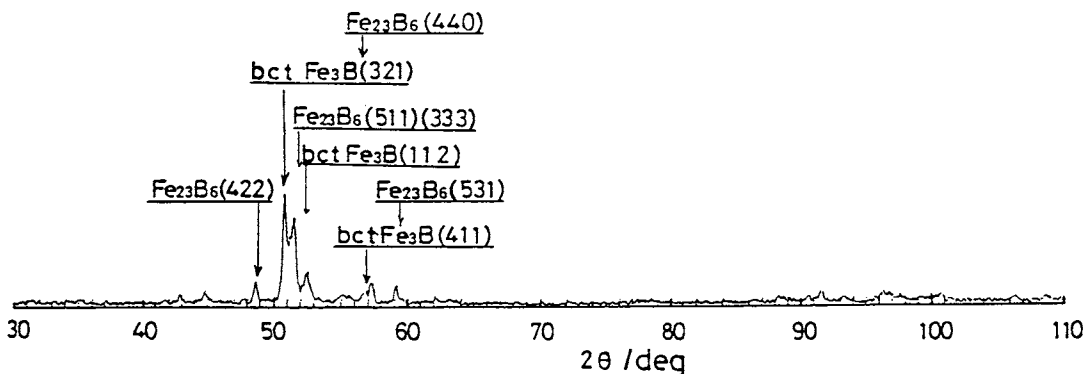


Fig.12 X-ray diffraction pattern of $Fe_{74.5}Nb_3Si_{13.5}B_9$ alloy crystallized at 823 K for 3.6 ks.

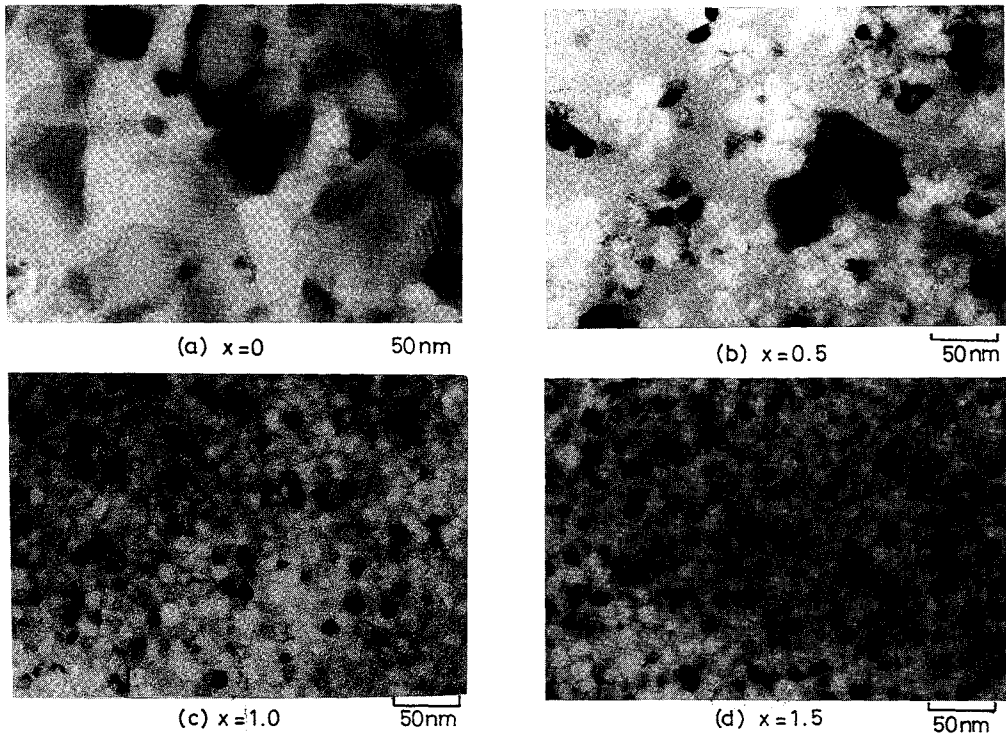


Fig.13 Microstructure of $\text{Fe}_{74.5-x}\text{Cu}_x\text{Nb}_3\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ alloys annealed (a) at 823 K for 3.6 ks; (b) at 823 K for 3.6 ks; (c) at 823 K for 3.6 ks; (d) at 823 K for 3.6 ks.

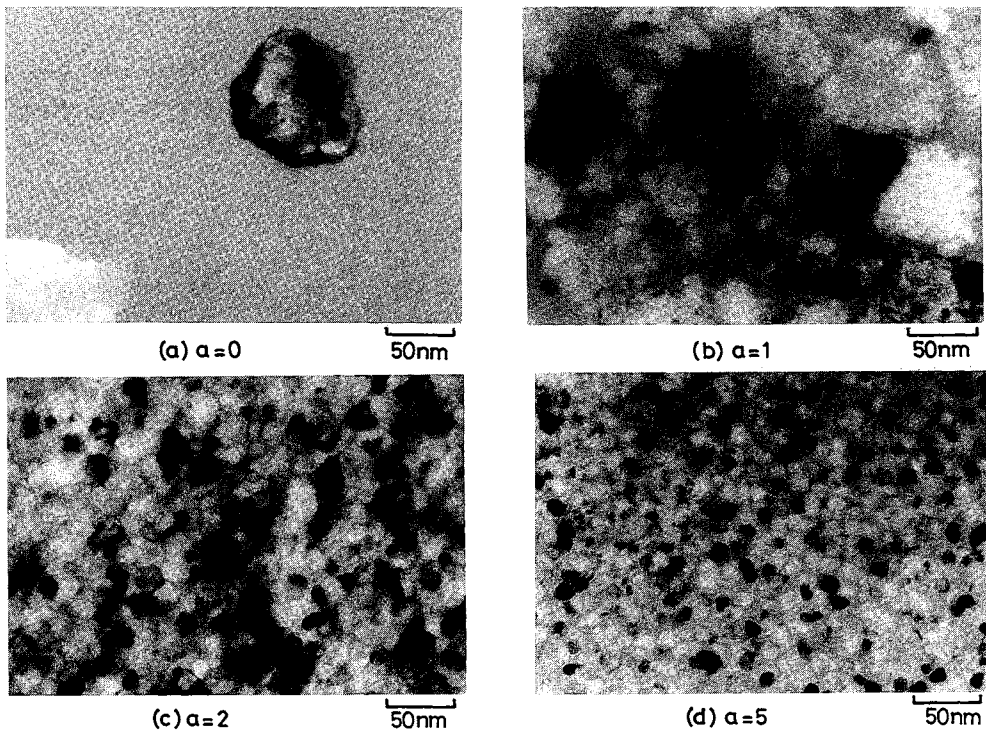


Fig.14 Microstructure of $\text{Fe}_{76.5-x}\text{Cu}_1\text{Nb}_a\text{Si}_{13.5}\text{B}_9$ alloys annealed: (a) at 693 K for 1.2 ks; (b) at 773 K for 3.6 ks; (c) at 823 K for 3.6 ks; (d) at 873 K for 3.6 ks.

り、化合物形成が抑制されることがわかる。

Fig.13に $Fe_{74.5-x}Cu_xNb_3Si_{13.5}B_9$ 合金の最適熱処理後のマイクロ組織を示す。

Cu 無添加材はかなり結晶粒が大きいのにに対して Cu 添加材の結晶粒は著しく小さい。また、Cu 0.5 at% 添加材は不均一の形態の結晶粒が少し形成しているが Cu 1 at%, 1.5 at% の場合は非常に均一な組織になっている。この結果より、Cu には結晶核形成効果があると推定される。

次に Nb の影響について考察する。Fig.14に最適熱処理後の $Fe_{76.5-a}Cu_1Nb_aSi_{13.5}B_9$ 合金のマイクロ組織を示す。

Nb 添加により結晶粒は著しく微細化されるが 3 at% を越えると変化は顕著ではなくなる。ところで、Nb を添加すると結晶化温度が上昇することが知られているが⁽⁸⁾、本系合金ではこの Nb の結晶化を抑制する効果が結晶粒微細化に影響を与えていると考えられる。

以上の結果をまとめ Cu と Nb の複合添加の結晶化組織に与える影響について考察する。

Fig.15 に Cu と Nb を複合添加した Fe-Si-B 系アモルファス合金の結晶化模式図を示す。

急冷状態はアモルファス状態であり強制的に Cu を固溶した状態となるため組成揺らぎは小さい。しかし、Cu と Fe の相互作用パラメーターが正でありお互いに分離する傾向があるため、これを熱処理するとアモルファス状態であっても組成ゆらぎが生じ、Fe リッチ領域が形成しこれを核にして結晶化が進行していく。しかし、Nb が存在しない場合は bccFe 固溶体結晶粒の周囲の結晶化温度が低いため、容易に結晶粒は成長できると考えられる。このため、Cu 単独添加の場合は結晶粒があまり微細化しないと考えられる。これに対し、更に Nb を添加した場合は bccFe 固溶体粒周囲の結晶化温度が Nb の効果によりかなり高くなるため、bccFe 固溶体結晶粒はあまり成長せず、Cu の効果により Fe リッチ領域が形成するとそこが優先的に結晶化し、最終的に組織は著しく微細化されると考えられる。なお Nb に換えて W, Ta, Mo 等の結晶化温度上昇に効果

がある元素を添加しても同様の組織となり同様のモデルを適用できると考えられる。

V. 結 言

優れた軟磁気特性を示す新しい Fe 基合金を開発することを目的に Fe-Si-B 系アモルファス合金の添加元素および熱処理条件等を検討し以下の結論を得た。

(1) Cu と Nb, Ta, W, Mo 等を複合添加することにより Co 基アモルファス合金に匹敵する優れた軟磁性が得られることを新規に見いだした。

(2) 上記特性は上記組成のアモルファス合金を熱処理により結晶化することにより得られる。

(3) 新開発合金「ファインメット」は 10 nm 程度の粒径の超微細な bccFe 固溶体結晶からなる合金である。

(4) 結晶化により超微細な結晶粒が形成する理由は Cu による bccFe 結晶核形成効果と Nb による結晶粒成長抑制効果のためであると考えられる。

(5) 超微細結晶軟磁性合金「ファインメット」が優れた軟磁性を示す理由は結晶化により bccFe 固溶体が形成し、磁歪がアモルファス状態より小さくなることと、均一な超微細な結晶粒組織となるため、結晶磁気異方性に起因する局所異方性が通常の粒径の合金より小さくなり異方性の分散が小さくなるためであると考えられる。

(6) 「ファインメット」は高飽和磁束密度、低磁歪で高周波磁気特性にも優れるため、高周波トランス、各種チョークコイル、可飽和リアクトル等幅広い応用が期待できる。

最後に、本研究を進めるにあたりマイクロ組織観察に御協力頂いた当社桑名工場 小熊 繁氏ならびに素材研究所 五十嵐 芳夫氏に深く感謝致します。

文 献

- (1) 宮崎 健, 山内清隆, 荒川俊介, 吉沢克仁, 中島晋: 日本金属学会会報, 26(1987), 299.
- (2) 河本 修, 藤島広毅, 隅谷真二, 糸雅宏好, 尾島輝彦: 日本金属学会会報, 27(1988), 293.
- (3) 石綿延行, 若林千鶴子, 松本隆幸: 信学技報, MR 86-22(1986), 9.
- (4) H. Hoffmann: IEEE Trans. Magn., MAG-9 (1973), 17.
- (5) H. Hoffmann: IEEE Trans. Magn., MAG-4 (1968), 32.
- (6) R.M. Bozorth: *Ferromagnetism*, D. Van Nostrand Co., (1951), p.74.
- (7) J.I. Budnick, F.H. Sanchez, Y.D. Zhang, M.C. Hoi, W.A. Hines, Z.Y. Zhang, S.H. Ge and R. Hasegawa: IEEE Trans. Magn., MAG-23 (1987), 1937.
- (8) H. Yoshino, K. Inomata, M. Hasegawa and T. Kobayashi: J. Appl. Phys., 55(1984), 1751.

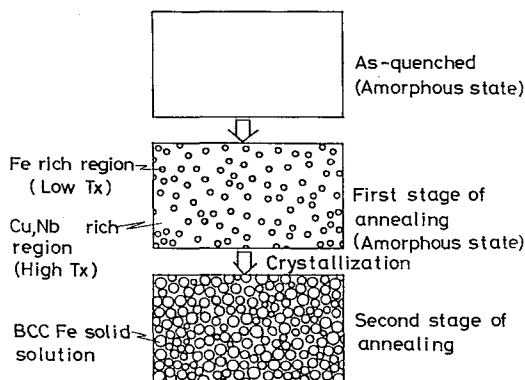


Fig.15 Saturation crystallization process of Fe-Cu-Nb-Si-B alloys.