

アモルファス合金の可能性

Possibilities of Amorphous Alloys

井野博満*

Hiromitsu INO

近年、アモルファス合金(または金属ガラス)の研究が盛んになり、¹⁻⁵⁾ 磁性材料や複合材料などさまざまな分野で関心が持たれている。本稿では、その製法と特性を概括し、機能材料としての可能性・問題点と、この新しい物質の学問的興味のありかたについて述べる

1. はじめに

金属や合金は、通常、原子が規則正しく並んで結晶を作っている。結晶粒の大きさは $0.1\ \mu\text{m}$ 程度の微細粒から数mm以上の粗大結晶に至るまでさまざまである。アモルファス(非晶質)とは、そのような長距離の周期的原子配列が阻止された固体の状態をさして、字義のごとく否定形で定義される。

X線や電子線の回折図形で観測される Bragg 反射は、原子の周期的配列によって、ある方向の散乱X線が強められる現象であるが、アモルファスであるか否かも、この Bragg 反射が存在せず、代わりに、ぼやけたハロー・パターンが観測されることによって判定する(図1)。しかし、周期的に並ぶ原子の数が極端に少なくなると、結晶であっても Bragg 反射はぼけてくる。たとえば、コンピュータのなかで、 $2\ \text{nm}$ ($20\ \text{\AA}$)程度の極微細な結晶粒をつなぎ合わせ、次いで粒界の応力を緩和させてやると、その原子配列からアモルファス類似の回折図形が期待される。こういうことから、アモルファスというのは、そのような微結晶の集合だというモデルを主張する人もいる。⁶⁾

X線回折図形を無限遠の逆格子空間まで正確に観測できれば、その Fourier 変換は厳密な動径分布関数を与えるから、微結晶モデルが適当か否かはわかることになるが、実際には観測はある波数で切られるし、バックグラウンドの補正等もあって、そうはいかない。

2. で述べるように、熔けた金属合金を急冷凝固することによってアモルファス合金を得るのであるが、それが $2\ \text{nm}$ 程度の微結晶集合体だとするならば、少し冷却条件を悪くすれば、粒径 $5\ \text{nm}$ とか $10\ \text{nm}$ とかの微結晶ができてよさそうであるが、そのような微結晶が作れた

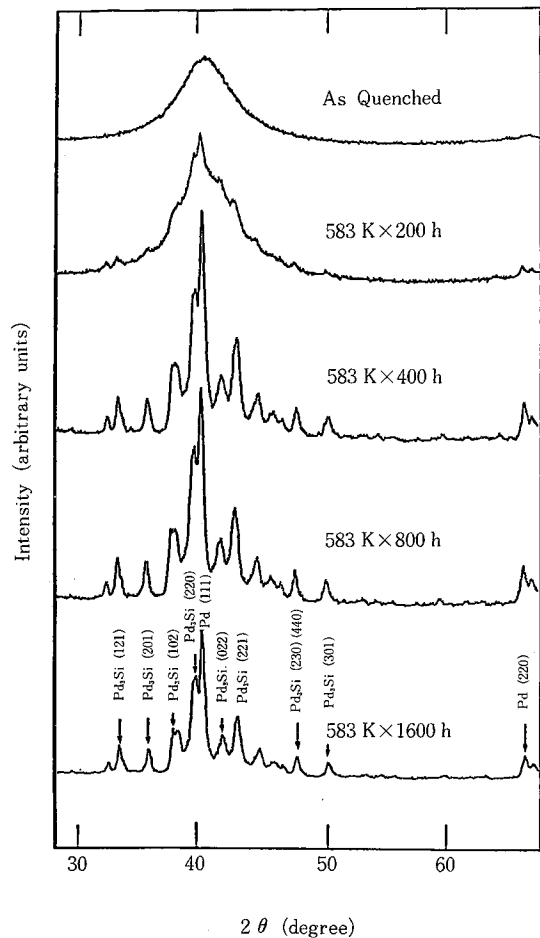


図1 X線ディフラクトメータによる測定例。最上段が液体急冷した $\text{Pd}_{30}\text{Si}_{20}$ のアモルファス状態、以下その分解過程を示し、最下段では Pd_3Si とPdの結晶状態になっている。^{33,34)}

* 東京大学生産技術研究所 第4部

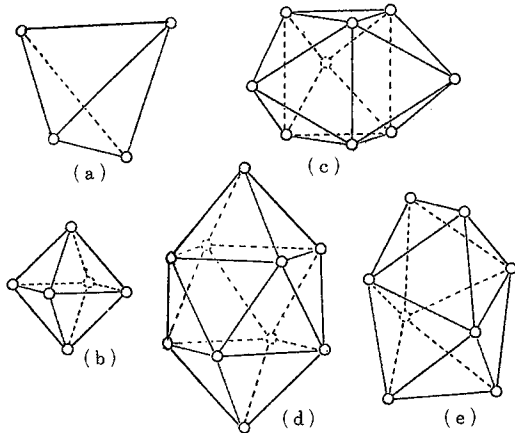


図2 Bernalモデルにおけるアモルファス金属の基本単位⁹⁾

という話は聞かない。それゆえ、アモルファス合金はいわゆる微結晶の集合体とは異なると直観的に考えているのであるが、今後、電子顕微鏡による格子像観察^{7,8)}などの直接的方法によっても答が出されるであろう。

アモルファス金属のモデルとして、一応広く受け入れられているのは、剛体球を密にランダムにつめ込んだ構造で、社会運動家としても有名なイギリスの物理学者Bernalがボールベアリングに漆を接着剤とした模型を使って調べたもので、Bernalモデルと呼ばれている。⁹⁾ 図2は、Bernalが模型から抽出した構造単位で、四面体、八面体、十四面体などである。注意すべきことは、Bernalのモデルは、原子径が一種類で、純金属の構造には対応させられるが、実際に作られているアモルファス合金には、そのままではあてはまらないことである。

2. アモルファス合金の製作法

アモルファス合金は、熔融金属を急冷凝固して作る。有史以来、最もはやい金属の冷却法は水焼入れであったが、その冷却速度はたかだか 10^4 度/秒の程度で、合金の結晶核生成・成長を阻止できない。金属の高い熱伝導度に着目して、Duwezら¹⁰⁾(California Inst. Tech.)がアモルファス $Au_{70}Si_{30}$ を得たのは、すでに20年前のことである。彼らが用いた方法は、gun法と呼ばれ、高圧Heガスでマイラー膜を破り、その衝撃波で熔融金属のつぶを清浄な銅板の上にたたきつける。この方法では $10^6 \sim 10^7$ 度/秒の冷却速度が実現されるのである。

図3は、筆者らの研究室で用いている方法で、高周波コイルで100~200mgの試料を浮遊溶解し、落下させたつぶを光学的に検知して電磁ピストンを作動させ、ピストンカバーの2枚の銀板で挟み込み急冷する。¹¹⁾直径20mm、厚さ50 μ m程度の均一な円板状試料ができ、各種の物性測定に使いやすい。

以上2つの方法は研究室向きであるのに対し、連続したリボン状試料ができる回転ドラム法、双ロール法、片ロール法が発明されて、70年代に至り実用材料としての可能性が着目されてきた。^{1~5)}

これら諸方法の冷却機構はいずれも同じで、試料から熱を奪う速さを律速するのは、通常、試料と金属板との界面であり、Newton冷却と呼ばれる。界面の熱伝達係数を h とすると、冷却速度は

$$\dot{T} = h(T - T_0) / \rho c t \quad (1)$$

で与えられる。ここに、 T_0, ρ, c, t はそれぞれ試料の初期温度、密度、比熱、厚さである。はやい冷却速度を得

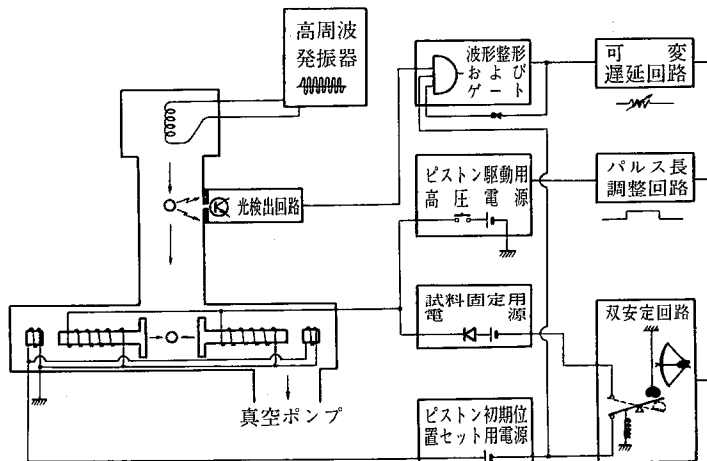


図3 対ピストン急冷凝固装置のブロック図、左方に、高周波浮遊コイル、光検出部、ピストンを示し、右方にピストン駆動電気回路を示す。¹¹⁾

るには、下地をきれいにして h を大にすること、薄い試料をつくるのが大事である。

最近では、実用上の観点から、試料断面を円形に近づける目的で、リボン状試料を線引すること¹²⁾や、ノズルを使わずに熔融金属の槽からロールで線をはねとばす方法 (melt extraction 法)¹³⁾ が試みられている。なお、磁気バブル材料などの用途で注目されるアモルファス磁性薄膜は、スパッタ法で作られることが多い。また、高融点金属をベースとした系に対しては、容易に高温が得られるプラズマ熔射法を応用することが考えられる。

純金属のアモルファスは、極低温での真空蒸着法によって作ることができる。Bi について成功したのが初めてで、それが結晶にはない超伝導性を示すことで注目された。¹⁴⁾ その後、Ga, Fe, Ni, Cr, Au などでも作られ、¹⁵⁻¹⁷⁾ 蒸着法の歴史は古いのであるが、薄い試料のため物性が測りにくいことと、いずれも不安定で室温以下で結晶化してしまうため、急速な発展はない。現在、ふつうにアモルファス金属と呼ばれているものは、すべて合金である。

なお、アモルファス合金に、米国では Metglas (Allied Chemical 社)、西独では Vitrovac (Vacaumschmelze 社) という商品名がつけられた。東北大金研で開発された合金は Amomet と名づけられている。

3. アモルファス合金の特徴

アモルファス合金の特徴は、第一に構造が幾何学的に均一で、組成も均質なことである。結晶においては、必ず結晶粒界や転位などの不均一領域が存在するし、析出や粒界偏析によって不均質な組織になることが避けられないことを考えると大きなちがいである。このことが、アモルファス合金の高い機械的強さ、靱性、耐摩耗性、耐食性、優れた軟磁性特性など、実用的に着目されている諸性質のもとになっている。

表1に Fe 基アモルファス合金の引張り強さを示す。これらの値は現用鉄鋼材料の最高値を超えている。これは、転位が存在しないため、変形機構・破壊機構が通常の金属合金とは全く異なっているためである。しかも、酸化物ガラスとは異なって、金属結合の特徴はそのまま

なので、変形能が大きく靱性も高い。¹⁸⁾ 粒界腐食がないため耐食性も高い。たとえば、Cr を含む Fe 基アモルファス ($\text{Fe}_{70}\text{Cr}_{10}\text{P}_{18}\text{C}_7$) の例では、1 規定 HCl 溶液中での腐食速度は <0.0001 mm/年で、304 ステンレス鋼 ($\text{Fe}_{74}\text{Cr}_{18}\text{Ni}_8$) の ~ 10 mm/年にくらべて 6 桁も小さい。¹⁹⁾

そのほかの特徴として、従来得られなかった化学組成の合金を急冷という操作によって実現できること、製造プロセスが単純で省エネルギーの観点から優れていることがあげられる。一方、実用化を阻んでいる最大の問題は熱的不安定性であり、これについては 5. で詳述する。

4. 機能材料としての可能性

アモルファス合金が実用材料として期待されている分野は、構造材料・磁性材料・超伝導材料などであるが、誕生して日が浅いので、そのほかの分野にも適した系が開発される可能性は大きい。

構造材料としては、製法上の制約から、厚く大きい材料を得ることは困難なので、小型材やゴム・プラスチックなどの複合材がまず実用化されるだろう。複合アモルファス合金を作ろうという試みも始められている。²⁰⁾ 計測器材料としては、インバー特性やエリナー特性を示す合金 (Fe-B など) がみつまっている。²¹⁾

最も実用化が近いと期待されているのは軟磁性材料の分野である。表2に示す高透磁率合金はパーマロイやセンドラストに代わる磁気ヘッド材料や小型トランスのコア材料として、Fe 基高磁束密度合金は珪素鋼板に代わるパワートランス材料として実用化研究が進められている。

一般に、初透磁率 μ_i を決めるものは結晶磁気異方性 K で、回転磁化領域では、

$$\mu_i \propto I_s^2 / K \quad (2)$$

ここに I_s は飽和磁化量、である。²²⁾ しかし、都合のよいことにアモルファス合金では $K=0$ であり、また、磁壁移動を妨げる析出物や結晶粒界も存在しない。そこで問題になるのは磁歪常数 λ で、内部応力 σ があると磁気弾性異方性を生じ、磁壁移動を妨げる。このとき、

表1 いくつかの Fe 基アモルファス合金の引張り強さ。 T_x は結晶化温度。

合金組成	引張り強さ	備考
$\text{Fe}_{80}\text{B}_{20}$	370 kg/mm ²	Metglas, $T_x=390^\circ\text{C}$
$\text{Fe}_{78}\text{Mo}_2\text{B}_{20}$	370 "	Metglas
$\text{Fe}_{32}\text{Ni}_{36}\text{Cr}_{14}\text{P}_{12}\text{B}_6$	200 "	Metglas, 耐食性大
$\text{Fe}_{72}\text{Cr}_8\text{P}_{13}\text{C}_7$	385 "	Amomet, $T_x=440^\circ\text{C}$
$\text{Fe}_{78}\text{Si}_{10}\text{B}_{12}$	340 "	Amomet, $T_x=500^\circ\text{C}$
高張力 (ハイテン) 鋼	50~90 kg/mm ²	
オースフォーミング鋼	250~300 "	

表2 アモルファス磁性材料の特性と結晶との比較

B_s は飽和磁化, H_c は抗磁率, μ は透磁率,
 λ は磁歪常数である.

高透磁率材料

合金組成	B_s	H_c	μ	λ
Fe ₄₀ Ni ₄₀ P ₁₄ B ₆ (Metglas)	6 kG	10 mOe	5,000 (1 kHz)	7×10^{-6}
Fe ₄₀ Ni ₃₈ Mo ₄ B ₁₈ (Metglas)	8.8	7	7,000 (")	$< 10^{-6}$
Fe ₅ Co ₇₅ Si ₅ B ₁₅ (Amomet)	8.3	5	20,000 (")	
Mo パーマロイ (Ni ₇₉ Fe ₁₇ Mo ₄)	8.7	50	20,000 (DC)	
センダスト (Fe ₇₄ Si _{16.6} Al _{9.4})	11	50	30,000 (DC)	

高磁束密度材料

合金組成	B_s	H_c	T_x
Fe ₈₀ B ₂₀ (Metglas)	16 kG	40 mOe	400°C
Fe ₇₂ Co ₈ Si ₅ B ₁₅ (Amomet)	16	7	490
Fe ₇₇ Co ₉ B ₈ C ₆ (Amomet)	18.8		
珪素鋼	20	100	—
異方性 50 Ni パーマロイ (Fe ₅₀ Ni ₅₀)	16	50	—

$$\mu_i \propto I_s^2 / \lambda \sigma \quad (3)$$

となる。²²⁾ したがって $\lambda \approx 0$ の材料を選べば高い透磁率が実現できる。表2の Fe₅Co₇₅Si₅B₁₅ はそのような組成に対応している。そのほか、アモルファス磁性体は、0.01 Oe 以下の小さな抗磁力、機械的強さ（磁気ヘッドで重要な耐摩耗性など）、電気抵抗が高いため渦電流損失が少ないことなどの点も優れている。熱的不安定性のほか、急冷凝固過程で生ずる内部応力や原子配列の異方性、熱処理中の誘導磁気異方性などの問題があり、²³⁾ その改善の努力がなされている。

超伝導材料に関しては、アモルファス合金で実現された最も高い遷移温度 T_c は Mo₈₀P₁₀B₁₀ の 9.0 K であり、²⁴⁾ 結晶での最高値 21.55 K (Nb₃Ge) にくらべて低い。結晶では得られない組成での高い T_c を持つ合金の可能性が追求されている。筆者らの研究室で得られたアモルファス La-Sn 合金は超伝導元素同志の系であり注目される。²⁵⁾ また、アモルファスでは“ねばい”超伝導線が得られるという期待も大きい。²⁶⁾

そのほか、粉末状のアモルファス合金ができると、磁気テープや触媒などの用途が考えられる。さらに、半導体へ目を移せば、アモルファス・シリコンが太陽電池の基材として関心の的となっているが、半金属的性質のアモルファスなども新しい可能性を生むであろう。

なお、アモルファス材料ではないが、融液からの急冷凝固という手段が新しい材料開発の可能性をつくり出している。たとえば、アモルファス超伝導体を作り、それ自体は T_c は低い、結晶化させて高い T_c の A15 構造とし、リボン状試料を簡単につくる試みがある。他の例

では、圧延が困難なセンダスト合金を双ロール法によってリボン状とし、磁気ヘッドに応用することが実現しつつある。

5. 熱的不安定性の問題

アモルファス合金は材料としての大きな可能性を秘めているが、その最大の壁は構造不安定性の問題である。これは、アモルファスが急冷凝固によって作られる本質的に不安定な相であることの宿命である。といっても、力学的衝撃によって結晶化してしまうようなことはまず起こらない。問題は温度を上げたときの構造変化である。準安定（不安定）な相を利用することは、金属学ではよくあることで、最もなじみの深い鋼も、急冷無拡散変態によってのみ得られるマルテンサイト構造を利用している。したがって、どの程度の温度まで安定か、安定性を増すにはどうするか、ということである。

Fe 基アモルファス合金においては、結晶化温度 $T_x \approx 500^\circ\text{C}$ のものが得られている（表1）がまだ十分とは言えない。しかも問題は T_x よりはるかに低温で何らかの構造変化が起こり、時効とともに性質が変化してゆくことである。ある場合には靱性を失い、ある場合は透磁率が劣化する。このような変化は、アモルファス状態での構造緩和——原子の局所的配置換によると考えられるが、現象を明確につかまえることが困難で、その機構はほとんど解明されていない。メスバウアー効果・X線小角散乱・熱分析などによる物性的研究が重要になると思われる。

初めに述べたように、アモルファス自体、否定形で定義されたものであるから、完全（理想）結晶に対応する完全（理想）非晶質という概念は確定していない。実際

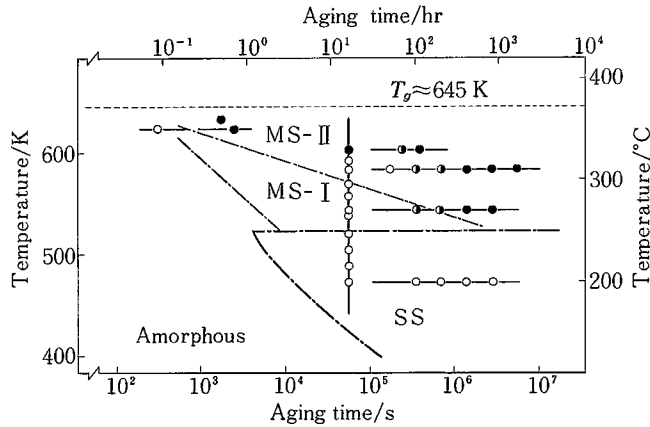


図4 アモルファス Pd₈₀Si₂₀ の変態図.³⁵⁾ 白丸 (○) はアモルファスが安定な状態, 白と黒の半々の丸 (◐) は, わずかに結晶化が認められた状態, 黒丸 (●) は結晶化が進行した状態. 図1のデータと対照されたし. 図中のSS, MS-I, MS-IIの領域は, Matsumoto et al.³¹⁾による.

問題として, 作り方によって構造は全く同じではなく, 同一組成でも結晶化温度や結晶化過程が異なってしまう.

たとえば, Fe₈₀B₂₀において, 双ロール法によって作った試料と Allied Chemical社の Metglas(片ロール法)の結晶化過程を比較した研究²⁹⁾では, Johnson-Mehl-Avramiの式^{27, 28)}

$$y = 1 - \exp[-(kt)^n], \quad (4)$$

ここに y は変態した体積の割合, k は常数, t は時効時間, によって定義される反応次数 n の値が, 前者では 1.3, 後者では 2.4 と大きく異なった. また, 後者の片ロール法で作った試料では, 金属板に接触した面よりも, 反対側の自由表面の方が先に結晶化していることがX線回折により確認された. このように, 一見同じアモルファス状態であっても, 熱安定性には大きな差があることがわかる.

これも早くから研究がなされているアモルファスPd-Si合金においては, Masumoto et al.^{30, 31)}は, 結晶化過程の準安定相としてMS-I, MS-II, SS(過飽和固溶体)の出現を報告しているが, 筆者らの研究室での結果では, それらは出現せずアモルファスから最終安定相Pd₃Si+Pdへの分解が観測されるのみであった.³²⁻³⁴⁾

図1は310°Cで時効した場合の測定例である. 図4に両者を比較した結果³⁵⁾を示す. SSやMS-Iが観測される低温領域でわれわれの試料は安定なことがわかる. 反応プロセスについても, われわれの結果が(4)式にのり $n=3\sim 4$ を得ているのに対し, Maeda et al.³⁶⁾は自己触媒反応によく乗るとしている.

これらのちがいの原因としては, (1) 試料作成の際の冷却速度のちがいが — 筆者ら是对ピストン法, 他は回転

ドラムカロール法, (2) 熱処理中の雰囲気のちがいが — 筆者らは高真空中, 他はシリコン・オイルまたはアルゴンガス中, の2点に絞られている. (2) が主因とするとアモルファスは雰囲気に敏感ということで注意せねばならない.

アモルファス合金が実用材料として使われる場合, 室温ないしは100°C程度での長時間の時効によって特性が劣化しないことが大切である. たとえば, アモルファスFe-B合金は, 方向性珪素鋼板に代わるパワートランス材料として, とくに米国で実用化研究が進められているが, 100°C前後のトランス使用温度で何年間劣化しないかが不明なことが一番の問題点であると言われている. 前述したように同じ組成のFe-Bでも結晶化の様子が異なることが一因であろう. 図4のPd-Siの場合も, アモルファスが安定な領域の境界線を低温度に外挿すると, Masumoto et al.の結果³¹⁾と筆者らの結果とでは非常に大きなちがいがでてくる.

アモルファスの熱的不安定性の問題については, 各合金系について低温時効挙動のデータ蓄積をきちんと行い, さらに, その原因を金属組織学的・原子論的に解明することが実用化への道を開く上で不可欠であろう. 一方, より安定性の高い系を得るため, 高融点金属をベースとした系やメタロイド元素を含まない金属同志の系についての研究が重要と思われる.

6. 合金学の素材としての可能性

伝統的な固体物理学の方法は, 原子が周期的に並んでいることを基礎として成り立っている. 周期性の乱れというのは, 結晶中に1つの点欠陥や不純物原子が導入されただけで取扱いが大変難しくなるのであるから, アモ

ルファスのようにすべてが乱れている系をどう取り扱ったらよいかは、新しい課題として物性物理学への強い刺激となっている。³⁷⁾

一方、よく知られているように、合金の機械的性質等は構造敏感 (structural sensitive) であると言われ、種々の格子欠陥や微量不純物、第二相の析出などによっていちじるしく影響される。このことは、金属学の研究が、物理学的手法でひとすじ縄にはゆかないことを意味しており、経験的学問の豊かさを保証する一方、理論で現象を切れないというもどかしさともなっている。

アモルファス合金では、しかし、すべてが乱れていることによって、逆に、構造敏感性が失われ、原子間の結合力がさまざまな物性に直接的に反映されるようになると考えられる。事実、Fe系アモルファス合金の硬さや結晶化温度が平均価電子数 e/a に比例して変化することが明らかにされ、³⁸⁾ 超伝導転移温度²⁶⁾ についても e/a との強い相関が示されている。このことは、合金の電子論的研究によって、機械的性質をも含めた諸物性を解く1つの道すじを与えるものと期待されるのである。

アモルファス合金が得られている系を大別すると、

- (1) 遷移金属元素 (Fe, Ni, Co, Nb, Mo, Pd, Au など) とメタロイド元素 (B, C, P, Si, Ge, など) との合金
- (2) 稀土類金属元素 (La, Gd など) と遷移金属元素 (Fe, Ni, Co, Au, Cu など) との合金
- (3) 遷移金属同志で、周期律表の後半にある元素 (Fe, Ni, Pd, Rh, Cu など) と前半にある元素 (主に Zr) との合金

となる。なお、ここで、一価貴金属 Cu, Au は d 電子が結合に関与すると考えられるので、遷移金属に含めて分類した。

さて、これらの系の共通点はその平衡状態図が共晶型の合金であることで、アモルファスの形成能は、多くの場合、その結晶組成付近で高くなる。たとえば (1) に属する Fe-B 系では、共晶組成は 17 at% B でアモルファス形成範囲はおおよそ 10~28 at% B³⁹⁾ で共晶組成を中心に広がっている。Rd-Si 系では、共晶組成 16 at% Si, アモルファス形成範囲 8~25 at% Si である。⁴⁰⁾ (2) に属する La-Au 系でも、共晶組成 16 at% Au でアモルファス形成範囲は 3~25 at% Au である。⁴¹⁾ (3) に属する Cu-Zr 系では複数の共晶組成があるが、やはりその付近でアモルファスはできやすい。⁴²⁾ その理由は、共晶組成付近での結晶の単一相の自由エネルギーは非常に高いので、結晶化が起こるには組成変化を起こす原子の長距離拡散が必要だからと考えられる。

融体中の原子の流動が事実上なくなる温度をガラス化温度 T_g と呼び、通常、粘度が 10^{13} ポアズ以上となる温度で示される。融液からの急冷によってアモルファスを

得るには、結晶化を起こす危険温度領域を結晶核の生成・成長速度以上で通過させる必要がある。⁴³⁾ そのためには融点 T_m が低く T_g との差が小さい方がよい。したがって、成分元素の融点にくらべて、共晶温度の降下がいちじるしい系がアモルファスになりやすい。この降下量は、二体原子対相互作用近似で考えると、 $V = V_{AB} - (V_{AA} + V_{BB})/2$ で定義される原子の入れ換えのエネルギーの液体中と固体中での差にほぼ比例することを導くことができる。ここに、 V_{AA}, V_{BB}, V_{AB} はそれぞれ、原子 A と A, B と B, A と B の間の結合エネルギーである。

どうい合金系でこの降下量が大きくなるのかについて、Turnbull⁴⁴⁾ は、貴金属かほとんど閉じた d 殻を持つ遷移金属 (A) とより電気的に正な多価金属 (B) との間で有利な結合が生じ、A 元素中に B 元素が入りこんでアモルファスが形成されるという考えを提起している。同時に、B 元素中に A 元素が固溶するとき、特異な金属・金属間侵入型固溶体⁴⁵⁾ が形成されるとしている。しかし、La-Au のように、アモルファス、侵入型固溶体とも、B 中に A が入る系もあるから、この考えの妥当性についてはより深い検討が必要である。

一方、アモルファス合金のできやすさを、2つの元素の原子半径のちがいに帰する考えも、それなりの根拠がある。前述の (1), (2) のグループに属する系では、その原子半径比は 0.6~0.8 程度の値に入ってくる。そして、小さい方の原子の数 (20%) は、ちょうど、Bernal 模型の際の数に合うことが指摘されている。しかし、(3) のグループでは、原子半径比はより 1 に近いし、原子数の割合も 1:1 程度で、とても際に入るわけにはいかない。

Bernal 模型は純金属アモルファスに対応するモデルということ述べたが、合金元素が入ったとき、それが際に入るのみで、Bernal 模型の枠組を変えないとは考えにくい。事実、動径分布関数に組成によって変わり、メスパウアー効果の結果も組成はよって原子のまわりの対称性 (四重極結合の大きさとして観測される) が変わることをはっきりと示している。四重極分裂の大きさは、Pd-Si 合金の場合、Si 濃度が高くなるにつれて、金属間化合物 Pd_5Si の値に近づく。^{32~34)}

以上述べたように、どのような合金系がアモルファスになりやすくその理由はなぜか、そのときの原子配列はどうかという問題と、アモルファス合金の原子間ポテンシャルの特徴から、機械的性質を含めた諸特性を導くという問題は、合金をより深く理解する上で、豊富な新しい素材を提供するものと思われる。

本稿執筆にあたり、共同研究者である七尾進講師はじめ研究室の諸氏に感謝する。

(1980年9月13日受理)

参 考 文 献

入手しやすい解説として,

- 1) “非水晶質金属の特性”, 日本金属学会会報, **15**, No. 3 特集, 1976.
 - 2) “アモルファス合金の物性と応用”, 金属, **49**, No. 9, No. 11 特集, アグネ出版, 1979.
- 日本での研究動向を知る一つとして, 次の文部省科学研究費総合研究班の報告集が出版されている.
- 3) “Structure and Properties of Amorphous Metals”, Sci. Rep. Res. Inst. Tohoku Univ. Ser. A **26**, Suppl., 1978.
 - 4) “同 II”, 同 **28**, Suppl., 1980.
- 超急冷国際会議の報告集として
- 5) “Rapidly Quenched Metals III” **1, 2**, Edited by B. Cantor, Metals Society, 1978.
- なお, 第4回の上記国際会議は, 1981年夏, 仙台で開催される予定.
- 6) 藤田英一, 日本金属学会会報 **15**, 180, 1976.
 - 7) T. Imura, M. Doi and H. Kosaki, Sci. Rep. RITU, **A26**, Suppl. 47, 1978.
 - 8) 市野瀬英喜, 田中真一, 石田洋一, 日本金属学会秋期大会講演概要集, 318, 1980.
 - 9) J. D. Bernal, Nature, **185**, 68, 1960, Proc. Roy. Soc., **280**, 299, 1964.
 - 10) P. Duwez, R. H. Willen and W. Klement, J. Appl. Phys., **31**, 1136, 1960, Nature, **187**, 869, 1960.
 - 11) 井野博満, 大屋広茂, 川野紘志郎, 七尾進, 並木徹, 吉岡振一郎, 生産研究, **28**, 58, 1976.
 - 12) 高山新司, 日本金属学会春期大会講演概要集, 216, 1980.
 - 13) R. E. Maringer and C. E. Mobley, “Spinning Wire from Molten Metal”, Am. Inst. Chem. Eng. Symposium Series 180, **74**, 16, 1978.
 - 14) W. Buckel and R. Hirsch, Z. Physik, **133**, 109, 1954.
 - 15) S. Fujime, Japan. J. Appl. Phys. **5**, 59, 643, 739, 763, 778, 1029, 1966, **6**, 305, 1967.
 - 16) K. Notomi, K. Yamakawa and F. E. Fujita, J. Pys. Soc. Japan **28**, 1372, 1970.
 - 17) T. Ichikawa, phys. stat. sol. (a) **19**, 707, 1973, (b) **56**, 707, 1973.
 - 18) 増本健, 日本金属学会会報, **15**, 194, 1976.
 - 19) 橋本功二, 同, **15**, 203, 1976.
 - 20) 島貫専治, 猪俣浩一郎, 長谷川迪雄, 羽賀正勝, 日本金属学会春期大会講演概要集, 203, 1980, Japan J. Appl. Phys. Letters(in press).
 - 21) 深道和明, 金属, **49**, No. 9, 21, 1979.
 - 22) 茅誠司, “強磁性”, 岩波全書, 131, 1952.
 - 23) 藤森啓安, “機能材料における材料学的諸問題” シンポジウム予稿, p18, 日本金属学会, 1979.
 - 24) W. L. Johnson, S. J. Poon, J. Durand and P. Duwez, Phys. Rev. B **18**, 206, 1978.
 - 25) 川野紘志郎, 七尾進, 井野博満, 西川精一, 日本金属学会秋期大会講演概要集, 338, 1979.
 - 26) 井上明久, 増本健, 固体物理, **15**, 241, 1980.
 - 27) W. A. Johnson and R. F. Mehl, Am. Inst. Min. (Metall.) Eng., **135**, 416, 1939.
 - 28) M. Avrami, J. Phys. Chem., **9**, 177, 1941.
 - 29) A. S. Schaafsma, H. Suijders and F. van der Woude, “Rapidly Quenched Metals III”, **1**, 428, 1978.
 - 30) T. Masumoto and R. Maddin, Mater. Sci. Eng., **19**, 1, 1975.
 - 31) T. Masumoto, Y. Waseda, H. Kimura and A. Inoue, Sci. Rep. RITU, **A26**, 21, 1976.
 - 32) H. Ino, S. Nanao and T. Muto, J. Phys. Soc. Japan, **46**, 63, 1979.
 - 33) S. Nanao, A. Matsuzaki, K. Tokumitsu, H. Ino and S. Nishikawa, Sci. Rep. RITU, **A28**, Suppl., 104, 1980.
 - 34) 七尾進, 松崎博博, 徳満和人, 井野博満, 西川精一, 生産研究, **32**, 80, 1980.
 - 35) K. Tokumitsu, S. Nanao, H. Ino and S. Nishikawa, Trans. Japan Inst. Metals, 投稿中.
 - 36) M. Maeda, K. Mukasa and Y. Kudo, Sci. Rep. RITU, **A28**, Suppl., 118, 1980.
 - 37) “ランダム系の物理学”, 講習会テキスト, 日本物理学会, 1980.
 - 38) M. Naka, S. Tomizawa, T. Watanabe and T. Matsumoto, “Rapidly Quenched Metals II”, Edited by N. I. Grant and B. C. Giesen, MIT, 273, 1976.
 - 39) R. Hasegawa and R. Ray, J. Appl. Phys., **49**, 4174, 1978.
 - 40) B. G. Lewis and H. A. Davies, Mat. Sci. Eng., **23**, 179, 1976.
 - 41) S. Nanao, Y. Ohji, J. Sugiura and H. Ino, “Rapidly Quenched Metals III”, **2**, 48, 1978.
 - 42) P. G. Zielinski, J. Ostatek, M. Kijek and H. Matyja, “Rapidly Quenched Metals III”, **1**, 337, 1978.
 - 43) 新宮秀夫, 尾崎良平, 日本金属学会会報, **15**, 171, 1976.
 - 44) D. Turnbull, J. de Physique, **34**, Colloque C4, 1, 1974.
 - 45) 楠克之, 井野博満, 西川精一, 日本金属学会会報, **16**, 699, 1977.