



新しい機能を持った新しい金属間化合物を 求めて

山 口 正 治*

Looking for New Intermetallic Compounds with New Unique Properties

Masaharu YAMAGUCHI

1. は じ め に

新しい機能を持った新しい素材を求めて、いま“Gold rush”的熱気が Materials science のみならずあらゆる Science の分野に充満している。近年の目を見はるような情報関連分野における技術革新と、それを支えた半導体あるいは光ファイバーなどの新素材との関係を見れば明らかなごとく、現代の高度に発達した技術体系を革新するためには新しい素材の出現が不可欠である。この認識が“Gold rush”ならぬ“新素材 rush”のうねりを生んでいるのである。このような時代的背景のもとに、これからの新しい技術体系を支え得る新しい素材を求めて、金属間化合物と総称される一群の物質が注目され、盛んに研究されている。これらの研究の現状について広く触れることは紙面の制約からとても不可能であるから、この点についてはすでに刊行されている単行本^{1)~4)}、解説類^{5)~7)}を参照していただくことにし、ここではいま注目されている金属間化合物の中から構造材料部門代表として遷移金属アルミナイド、機能材料部門代表として超電導化合物である A15 型金属間化合物や Mo の窒化物を取り上げ、その研究の現状と問題点について考えてみたい。特に上の二つの化合物群を取り上げたのは構造材料として金属間化合物をみた時、その最大かつ共通の難点である脆さをいかに克服するか、あるいはさらに優れたあるいは新しい機能を持った金属間化合物を探索する時、どのような道筋に従って探索すればよいか、といった金属間化合物研究における基本的な問題を考える上で、好個の例と成り得ると考えるからである。

2. 構造材料として注目されている金属間化合物 —遷移金属アルミナイド—

金属間化合物は、その構成原子間の結合が強く、かつ結晶構造も複雑であることが多いため、一般には変形能

に乏しい脆い材料である。しかしこの強い結合は、金属間化合物の優れた特徴の一つである硬さや強さの原因になつてると共に、Al のような耐酸化性に優れた元素を多量に含む高融点金属間化合物の場合には、高温までこれらの元素を安定に保持し、優れた耐酸化性を発揮する原因にもなっている。このような事情から構造材料としての金属間化合物の用途は、その硬さを利用した耐摩耗性材料並びに高温強度と構成元素の耐酸化性を利用した耐熱材料が主流であつたし、現在もその傾向に変わりはない。そして硬さや耐熱性を生かしつつ実用上、最低限必要な常温延性あるいは靱性をいかにして確保するかという問題が実用的な構造用金属間化合物あるいはそれを主体とする構造用材料開発の歴史を形作ってきたといつても過言ではない。

耐熱材料としての金属間化合物では、耐酸化性に優れ、かつ高融点である必要性から遷移金属のアルミナイド、さらにその中でも変形能が期待できる単純な結晶構造を持つた Fe 族元素 (Fe, Ni, Co) および Ti のアルミナイドが主たる研究対象となつて現在に至っている。しかし、いずれも金属間化合物単相のまま実用化されるまでには至っていない。構造用耐熱材料として用いるためには最低限 1~3%、耐熱コーティング材の場合には 0.3% 程度の常温引張延性が必要であるといわれているが、金属間化合物単相ではこの常温延性の壁を突破できなかったことがその主たる原因である。従つて、金属間化合物を主な構成相とする現用材料では、たとえば Ni 基超合金 (主たる構成相は Ni₃Al 基の金属間化合物と Ni 基固溶体) あるいは耐熱コーティング材である NiCrAlY や CoCrAlY (主たる構成相はそれぞれ Ni および Co 基固溶体と NiAl および CoAl 基の金属間化合物) のように、金属間化合物相と延性を有する固溶体相とからなる二相あるいはそれ以上の多相合金として用いることによつて先の延性の壁を乗り越えている。しかし、

昭和 61 年 9 月 11 日受付 (Received Sep. 11, 1986) (依頼解説)

* 大阪大学工学部助教授 工博 (Faculty of Engineering, Osaka University, 2-1 Yamadaoka Suita 565)

Key words: intermetallic compound; functional characteristics advanced materials; transition metal aluminide; structural component; heat resistance; superconductivity; phase; deformability.

近年に至つてようやく金属間化合物単相のまま、この延性の壁を突破する例が報告され始めている。以下にこのような例について触れてみたい。

2・1 Ni_3Al

Ni_3Al は図 1 に示すように Ni-Al 二元系に現れる 4 種の金属間化合物の一つであり、fcc 格子を基礎とする L1_2 型構造を持っている。しかも温度の上昇と共に強度

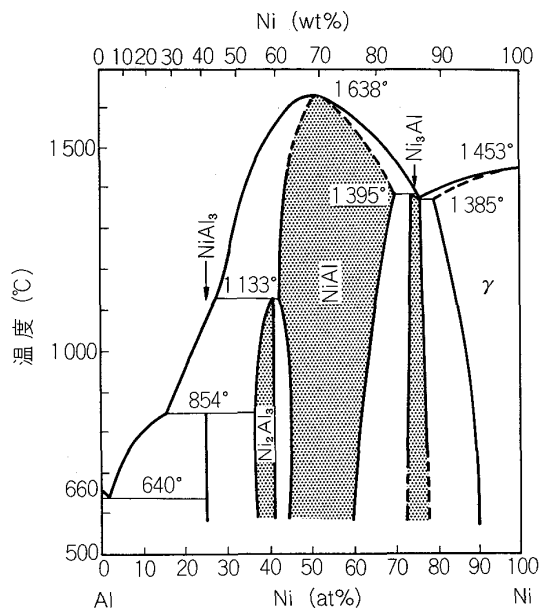
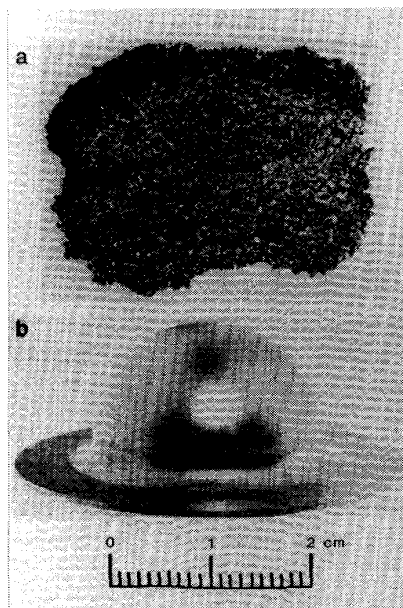


図 1 Ni-Al 二元系平衡状態図¹³⁾



a : B 無添加材の 1200°C 熱間圧延後の状態 (激しい粒界割れが生じている)
b : 0.05 wt% B 添加材を室温にて深絞りしたもの
写真 1 Ni_3Al の加工性¹²⁾

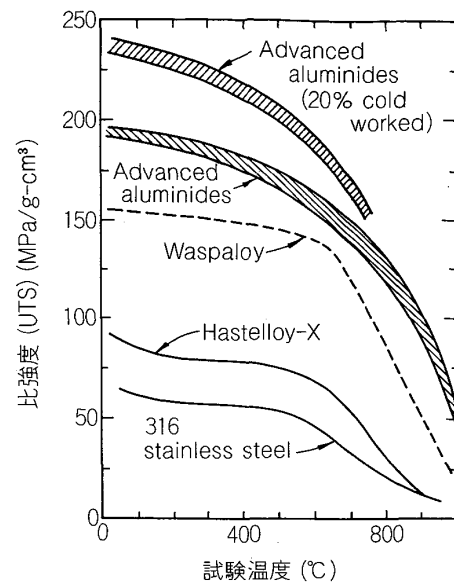


図 2 Advanced aluminide alloys (0.5~1.0 at% Hf を添加した B-doped Ni_3Al) と Ni 基超合金の比強度の比較¹²⁾

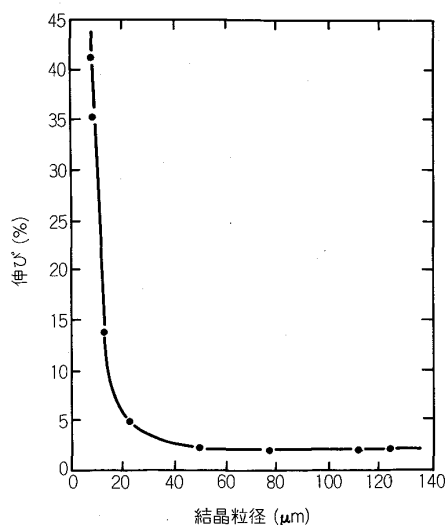
も上昇するという特異な性質を持っていて^{8)~11)}、すでに述べたように Ni 基超合金の高温強度を担う主たる構成相として用いられている。構造材料として用いられる金属間化合物の中では最も重要なものである。しかしながら結晶粒界が脆いため、この金属間化合物の単結晶は加工できても、多結晶を加工することができなかった(写真 1 a)。しかし B を微量添加することによって粒界を強化できることが明らかになり⁹⁾、現在では写真 1 b に示すように室温で多結晶材の深絞りすら可能になっている¹²⁾。さらに Ni 量の多い超合金に比べ Ni_3Al は Ni 量が少なく省資的であると共に、Al の量の多い分だけ軽量であるから比強度にも優れている(図 2)¹²⁾。もつとも耐クリープ性、耐酸化、耐ホットコロージョン性等々に総合的に優れていることが要求される本格的耐熱材料として、 Ni_3Al 単相材料が果して Ni 基超合金を越えることができるかどうか、それは今後の研究に待たねばならない。しかし、今すぐに Ni 基超合金に替わる材料として実用できなくても、写真 1 b のように冷間深絞り加工すら可能になった Ni_3Al を有効に生かし得る用途があるはずである。新しい用途が開発されることを期待したい。

2・2 NiAl および FeAl

NiAl は図 1 に示すように 1638°C の Congruent melting point を持ち¹³⁾ bcc 格子を基礎とする B2 型構造を持った金属間化合物である。一方 FeAl は Fe-Al 二元系における Fe 側一次固溶体領域内に存在し、約 1250°C の融点を持った同じく B2 型金属間化合物である。この二つの B2 型アルミナイドに関する研究が

1978~1980 年に起こったコバルトの供給不足と Ta, Nb 等の希少金属の価格の高騰をきっかけに, NASA を中心に米国で集中的に行われている¹⁴⁾. Cr に加え Co, Ta, Nb が現用の Ni 基超合金にとって非常に重要な合金元素であるが, これら金属の産地が偏在しているため, 戦略的意味を込めて Ni 基超合金の代替材料, すなわち NiAl はガスタービンエンジンの高温部材, FeAl は中間温度部材として用い得るかどうか, その可能性を評価することが目的であつたと報告されている. 従つて研究は製造プロセス (溶解, 粉末冶金, 急冷凝固), 高温変形, クリープ試験, 第三合金元素添加効果, 室温近傍における変形能の改良等多岐にわたつたといわれている. その中では, 著者の知る限り変形能の改良に関して最も注目すべき成果が報告されている.

すなわち, NiAl や FeAl は Ni_3Al と同様結晶粒界が脆く, しかも $0.5 T_m$ 以下では単結晶といえども圧縮以外の方法では変形できない程度に脆い金属間化合物であると考えられていたが, 結晶粒を微細化することによって引張延性が得られることが明らかにされている¹⁵⁾. 図 3 は NiAl 多結晶の結晶粒径と破断伸びの関係を示している¹⁵⁾. 400°C における実験結果であるが, 結晶粒径が $20\ \mu\text{m}$ 以下の範囲で伸びが大きくなり, $10\ \mu\text{m}$ では約 40% の破断伸びが得られている. NiAl の脆さを知る者にとって 40% もの破断伸びは, まさに驚異的数字である. なお, この NiAl の結晶粒微細化は熱間押出し (1000°C) によつて再結晶材を得た後, 再び熱間押出し (500°C) を行うという一種の Thermo-mechanical 処理によつてなされている. 今後, 室温でも引張り延性が確保され, 第三元素の添加等によつて高温での結晶粒成長を抑制できれば, 耐酸化性被覆材に留まらず, 新しいし



引張試験温度: 400°C 歪み速度: $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ¹⁵⁾

図 3 NiAl (51Ni/49Al) における伸びと結晶粒径の関係¹⁵⁾

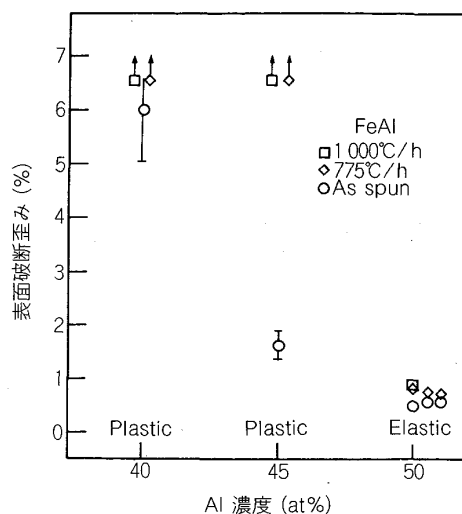
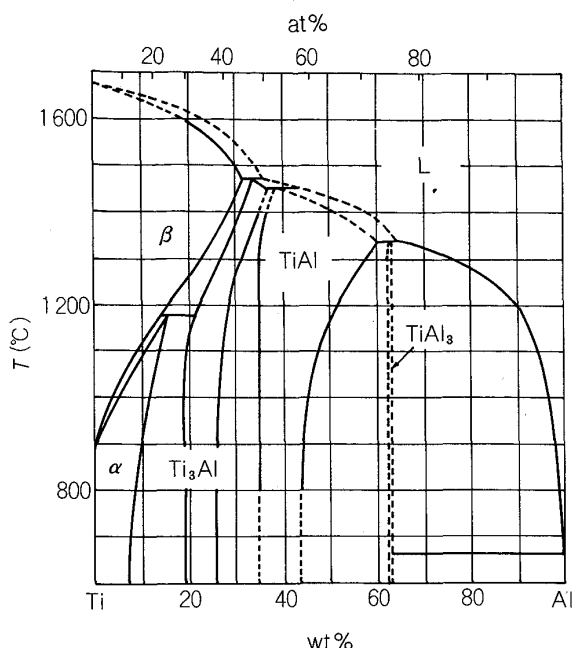


図 4 室温曲げ試験を行つた FeAl 急冷薄帯の破断歪みと Al 濃度の関係 上向きの矢印は 180° 曲げ-曲げ戻しが可能であつた試料¹⁶⁾

かも省資源かつ軽量の高温構造材として実用化される可能性を秘めている.

FeAl の場合にも, 結晶粒微細化による常温延性改善の可能性について研究がなされている^{16)~18)}. たとえば FeAl の急冷薄帯 (結晶質) を, $775\sim 1000^\circ\text{C}$ の温度範囲で再加熱すれば, 図 4 に示すように常温で 180° 曲げた後, 再びもとに曲げ戻しても破断しないものが得られている¹⁶⁾. 薄帯の結晶粒径は約 $10\ \mu\text{m}$ であつたと報告されているが, このような常温延性が必ずしも結晶粒微細化だけによるものでないことは, (i) As-span の状態では 180° 曲げの後曲げ戻しができるほどの延性を示さないこと, (ii) このような延性を得るには急冷後 $775\sim 1000^\circ\text{C}$ に再加熱する必要があること, (iii) 延性が得られている薄帯は化学量論組成の薄帯ではなく, $40\sim 45 \text{ at}\% \text{ Al}$ の Fe-rich FeAl であることをみれば明白である.

高い曲げ延性が得られている薄帯では, 粒界破壊が抑制され, 粒内のへき開破壊が主な破壊モードになつていくことから, 上記のような熱処理, 化学量論組成からのずれ等が粒界強化に寄与していると考えざるを得ない. 粒界強化のメカニズムはまだ明らかではないが, 今後メカニズムの解明を進めてゆけば, 適切な合金配合あるいは Thermo-mechanical 処理等によつて, B2 型アルミナイドの延性をさらに改善できる可能性を示唆しているように思う. 今後, 粒界強化のメカニズムさらに延性出現のメカニズムの解明を進めなければならないが, 同時にこのような素材の新しい用途を開発することが, この方面の研究をますます活性化するためにも重要である. なお, 常温延性を有する NiAl 急冷薄帯はまだ得られていない¹⁶⁾. FeAl の場合には低温では独立なすべり系の多

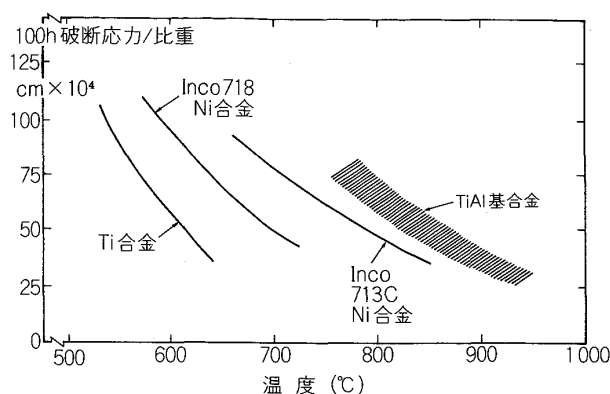
図5 Ti-Al 二元系平衡状態図²⁵⁾

い〈111〉すべりが活動するに対して、NiAlでは独立なすべり系の少ない〈001〉すべりのみが活動するという結晶塑性上の本質的な違い^{19)~21)}が効いているのかもしれない。

この他、常温延性は改善されないが、NiAl中のAlを50%Tiで置換すれば、B2型よりさらに強固な結合を持つL2₁型の三元金属間化合物Ni₂AlTiが形成され、高温強度が著しく向上することも明らかになっている²²⁾²³⁾。実用材料の中では、Tiを含むNi基超合金の表面をアルミナ化させた時、基材とコーティング層の界面にこの金属間化合物が形成されることがあり、コーティング層の機械的特性への影響に興味を持たれる²⁴⁾。

2.3 TiAl

図5はTi-Al二元系状態図を示している²⁵⁾。図から明らかなようにTi-Al系にはTi₃Al、TiAl、TiAl₃の三種の金属間化合物が存在するが、それぞれD0₁₉、L1₀、D0₂₂型の結晶構造を持ち、いずれも結晶構造上塑性が期待できないほど複雑な構造ではない。なかでもTiAlは他の化合物より硬度が低く、延性が期待されると共に優れた高温強度を持っていることが明らかとなり、1950年代中頃から軽量耐熱材料を目指して研究が始められた²⁶⁾。最近ではNi₃Alに認められている温度の上昇と共に強さも上昇する、いわゆる異常強化現象すら発見されている²⁷⁾。実用材料としてのTiAlの開発上の困難は常温の引張り延性(1~3%伸び)をいかに確保するかにあつたが、すでに米国では常温引張り延性1.5%以上のV(<4%)添加合金が開発され、図6に示すよう

図6 Vを含むTiAl基合金のラプチャー比強度²⁸⁾

にInco 713C Ni基超合金より優れたクリープ・ラプチャー比強度を誇っている²⁸⁾。我が国でもMnを添加することにより常温で3%以上の伸びが得られるTiAl基合金が開発されている²⁹⁾。このTiAl基合金におけるMn添加の効果は、L1₀型あるいはD0₂₂型構造のような面心正方晶の結晶に本質的に発生しやすい変形双晶をより容易に発生させ、かつ面心正方晶の軸比を小さくして結晶構造の異方性を小さくし、常温での変形を容易にすることにあると考えられている。

TiAlは通常のTi合金より耐酸化性に優れているが、最近Ni基超合金たとえばInco 713C(Ni基超合金の中では必ずしも耐酸化性の良い方ではない)を比較材として耐酸化性試験が行われ、比較材よりかなり劣っていることが明らかにされた³⁰⁾。今後TiAlを実用化するには何らかの耐酸化性コーティングを開発する必要があると考えられる。TiAlよりAl側にあるAl₃TiならTiAlよりはるかに耐酸化性に優れていると期待されるが、TiAlよりさらに常温延性に乏しい点が問題である。しかし最近の我々の研究によれば、Al₃Tiも主として変形双晶によって変形し、常温でも0.5%程度の圧縮なら可能であることが明らかになっている^{31)~32)}。

以上、新しい構造材として注目されている金属間化合物の中から鉄族元素とTiのアルミナイドについてその研究の現状を述べたが、この他構造材としてその機械的性質が研究されている金属間化合物もほとんどL1₂型あるいはB2型構造を持つ立方晶の化合物でその数はそれほど多くはない。構造材である限りある程度の延性が求められ、それを満たし得る金属間化合物の範囲が自ら限定されるからである。今後ともある限られた範囲の化合物について、その機械的性質の解明と脆さの克服、さらには新しい用途の開発に向けて研究努力が投入されると思われる。もつとも限られた範囲とはいえ、深絞りのできるNi₃Alや40%も伸びるNiAl、180°曲げ-曲げ戻しのできるFeAl薄帯、さらには本格的軽量耐熱材料として実用化寸前のTiAlの出現等は目を見張る研究の

進展であり、金属間化合物の将来性の豊かさを物語っている。

さて、次にいわゆる機能材料部門の金属間化合物に目を転じてみたい。構造材料部門の土俵が力学物性一つであるに対して、いわゆる機能材料部門には電気・磁気・光・音……等々日進月歩の物性部門に係わる多数の土俵があるから、当然ながらここでは極めて多種多様な金属間化合物が研究されている。したがって、この部門の金属間化合物研究の流れを大づかみし、今後を予測することはたいへん困難ではあるが、超電導化合物を例に取りながらあえてこの問題について私見を述べ、それに係わる研究を二、三紹介して本稿の後半を締めくくりたいと思う。

3. 機能材料部門の金属間化合物の行方 —非平衡化合物と非平衡プロセス—

超電導金属間化合物では、A15 型構造の Nb_3Sn 、 V_3Ga がすでに実用化され、強磁場を必要とする各種実験装置に用いられている。 Nb_3Sn と V_3Ga の超電導臨界温度 (T_c) はそれぞれ約 18 K、約 17 K であるから、これらの装置を作動させるためには Nb_3Sn や V_3Ga のコイルをそれぞれの T_c 以下に冷却しなければならない。そのために普通液体 He (4.2 K) が冷媒として用いられているが、He は資源的に極めて希少である上、液体 He 温度のような極低温の取扱いははなはだ面倒であるから、できれば液体水素 (20.3 K)、夢をいうならば安価かつ取扱いの容易な液体 N_2 (77 K) を冷媒として用いることのできる超電導材料の開発が求められている。

このような高 T_c 超電導材料の探索は、さまざまな方面から試みられているが⁴⁾³⁵⁾³⁶⁾、たとえば A15 型金属間化合物の場合、化合物の格子定数が小さくなればなるほど、また長範囲規則度が高くなればなるほど、その T_c が高くなることがわかっているため、探索の目標はできるだけ小さな格子定数のしかも化学量論組成の化合物に絞られている。そこで、一般に高い T_c を示す Nb 基の A15 型金属間化合物が表 1 のように系統的に追跡され、ついに 1973 年 Nb_3Ge で $T_c=23.6$ K を記録するに至った³³⁾。それでは次の目標は何か？ もし、Ge と Si が同じ IV_b 族に属するよく似た性質の元素であること、同じダイヤモンド型構造を持ち、Si の格子定数が

Ge のそれより約 4% 小さいことを知っていれば、自然に Nb_3Si を思いつくはずである。事実、 Nb_3Si の T_c は 25~38 K にも達すると推定されているが³⁴⁾、実際にこのような Nb_3Si を作り出すことは容易なことではない。なぜなら Nb-Si 二元系には A15 型構造を持つ金属間化合物は存在せず、普通に Nb と Si が結合してできる Nb_3Si は Ti_3P 型構造 (Cu_3Au 型構造という説もある) に結晶し³⁷⁾、A15 型構造の Nb_3Si はまず形成され得ないのである。もちろん A15 型でない Nb_3Si の T_c は 1.5 K と非常に低い。従って、もし我々が A15 型構造を持つ Nb_3Si を作り得たとすれば、それは普通の状態では自然界に存在し得ないはずのいわゆる非平衡化合物である。このように状態図の枠組あるいは自然な状態での原子の結びつき方の枠組を越えて新しい化合物を開発しようとする試みが、機能材料部門の金属間化合物の場合特に顕著である。この傾向は近年急速に発展しつつある液体急冷、気相急冷 (蒸着、スパッタリング、MBE) イオン打込み、高圧合成、レーザー照射等々の非平衡物質合成法に支えられて、機能材料部門の金属間化合物研究における一大潮流となりつつある。先に述べた A15 型 Nb_3Si の合成についても、蒸着法、液体急冷法、高圧合成法等が試みられ、まだ Nb_3Ge の T_c を凌駕するには至っていないが約 18 K の T_c を持つ A15 型化合物が得られている³⁵⁾。

さて、優れた特性を求めて非平衡化合物にまで探索の手を伸ばすには、たとえば高 T_c が期待できる A15 型金属間化合物として Nb_3Si が格子定数をたよりに選び出されたように、目標設定のための何らかの作業仮説が必要である。以下にこのような作業仮説の一例を挙げて、非平衡化合物探索の道筋についてもう少し詳しく考えてみたい。

いま、ある一群の化合物たとえば AX (特定の元素 A と種々異なつた元素 X が 1:1 に結合している) に注目し、これらの化合物のある物性値 P を周期律表に基づ

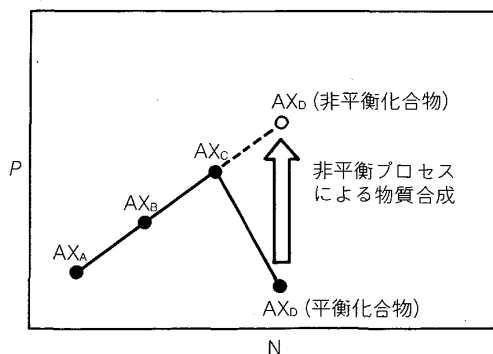


図 7 一連の金属間化合物における構成元素の変化に伴う物性 (P) の変化 N はたとえば $X_A \sim X_D$ 元素の族番号

表 1. A 15 型構造を持つ Nb 基金属間化合物の超電導特性³³⁾

化合物	発見年度	臨界温度 (K)	臨界磁場 (KG)	格子定数 (Å)
Nb_3Ge	1973	23.6	370	5.133
Nb_3Ga	1971	20.7	340	5.166
Nb_3Al	1958	18.8	290	5.182
Nb_3Sn	1954	18.3	220	5.291

いて図7のように整理してみた場合を考えてみよう。この時 $X_A \sim X_D$ が周期律表の同じ周期に属する元素なら原子番号順に、同じ族に属する元素なら上あるいは下から順にプロットされることが多いが、大まかにいえば前者の場合、物性値 P に対する価電子数の効果を、後者では X 元素の原子半径や原子量の効果を見ていることになる。整理の結果、 AX_A , AX_B , AX_C のように物性値が連続的に変化した後、 AX_D の所で不連続的に変化していたとすれば、 AX_C と AX_D の間で結晶構造が突然変化している場合が多い。すなわち、 A 元素と X_D 元素が普通の状態では 1:1 に結合すれば、もはや化合物 $AX_A \sim AX_C$ と同じ構造には結晶し得ず、異なった構造をとり、その結果物性値 P も不連続に低下していることが多いのである。従つて、もし何らかの非平衡のプロセスによつて $AX_A \sim AX_C$ と同じ構造の非平衡化合物 AX_D を得ることができれば、図上で外挿されるような物性値が得られるはずである。このように一群の化合物を系統的に整理し、構造と物性の不連続に注目すれば追求すべき非平衡化合物の一つの目標を定めることができる。

簡単な例を挙げよう。たとえば第6周期の IV_A 族～ VI_A 族遷移元素の MC 炭化物を見れば、HfC (立方晶) - TaC (立方晶) ... WC (六方晶) のように TaC と WC 間に構造の不連続が存在する。立方晶の炭化物は一般には高密度相であるから、より高密度で強靱な新超硬材料を得る目的のために、非平衡化合物である立方晶の WC は合成を試みる目標となり得る訳である。事実、かつて高压合成が試みられたが、現在スパッタリング法によつて立方晶 WC が得られている。

もう一つ例を挙げよう。図8は図の上部に示した NaCl 型構造を持つ IV_A 族～ VI_A 族遷移金属の炭化物と窒化物の超電導臨界温度 T_c を、単に原子番号ではなく単位胞当たりの価電子密度の関数として系統的に整理し

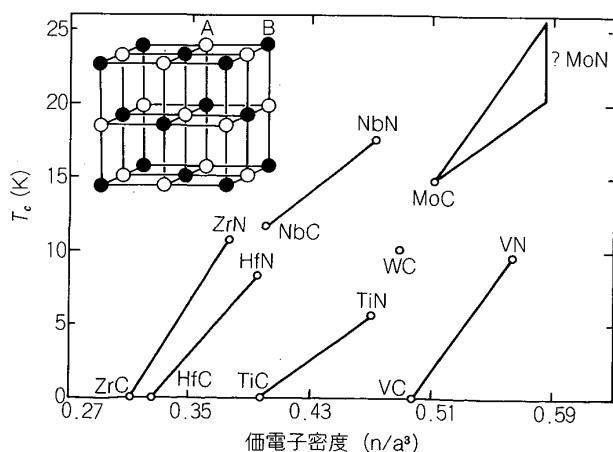


図8 NaCl 型遷移金属炭化物および窒化物の超電導臨界温度³⁸⁾

たものである³⁸⁾。図から明らかなように、すべて炭化物より窒化物の方が T_c が高く、しかも最も T_c の高い炭化物を作る元素は Mo である。それでは Mo の NaCl 型窒化物を作ればどの程度の T_c が期待できるだろうか。図では ZrC-ZrN 系と TiC-TiN 系のそれぞれ最大と最小の勾配を用いて 20～27 K と予測している。この予測が NaCl 型 MoN の T_c の理論値とよく一致したこともあつて、その後 NaCl 型 MoN の合成が盛んに試みられるようになった。図9は Mo-N 系の状態図³⁹⁾を示しているが、平衡状態では MoN (δ 相) は六方晶の構造を持ち NaCl 型の MoN はもちろん普通の状態では存在し得ない非平衡化合物である。従つてその合成は非平衡のプロセスによらねばならない。現在のところ、窒素ガス中の反応性スパッタリング法によつて最高 12.7 K の T_c を持つ NaCl 型 MoN が得られているに留まつているが、組成・結晶構造・電子構造共に良質の結晶が得られるにつれ、今後 T_c がさらに向上すると期待されてい

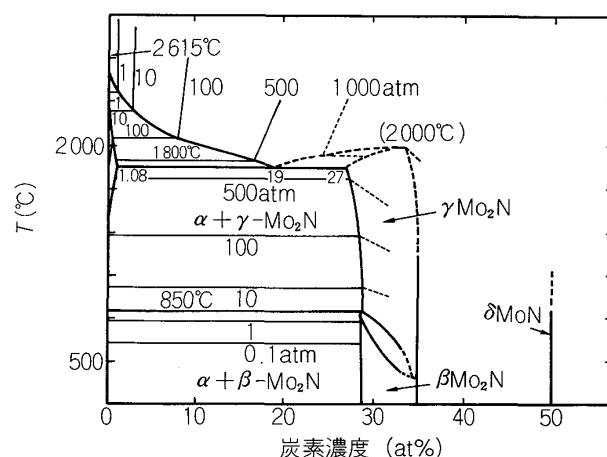
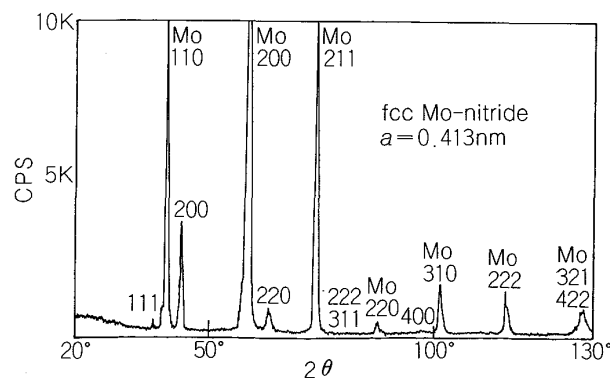
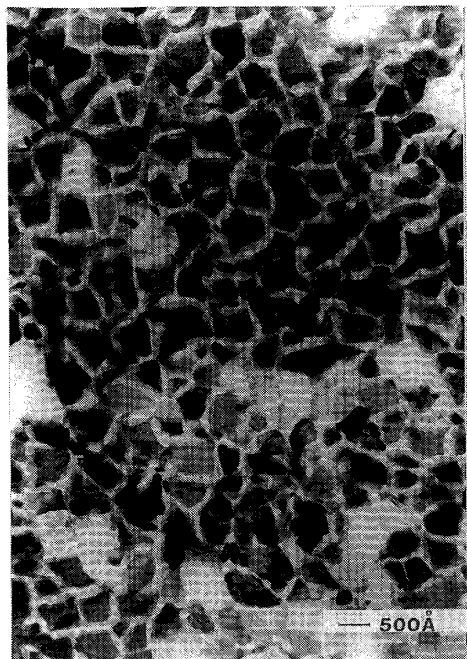


図9 Mo-N 二元系平衡状態図³⁹⁾



ガラスレーザーによる大気中照射 パルス幅: 500 PS パワー密度: $\sim 10^{11}$ W/cm²
図10 レーザー照射した Mo 表面からの X 線回折プロファイル



ガラスレーザーによる大気中照射 パルス幅: 100 PS パワー密度: $\sim 10^{11}$ W/cm²

写真2 レーザー光照射後 Mo 表面に形成された膜の TEM 組織

る⁴⁰⁾。

この他我々のグループでは、Mo の表面に強力なガラスレーザー光を照射することによつて、瞬間的に Mo 表面に超高温、超高压状態を発生させ、この極限的環境の中で NaCl 型の MoN を合成する試みを続けている⁴¹⁾。図 10 は大気中でレーザー光を照射した Mo 表面から得られた X 線回折パターンの一例を、写真 2 は表面に形成された膜の TEM 組織を示している。膜は非常に微細な結晶粒から成り立っていて、大気中照射であるにもかかわらず X 線回折パターンには地の Mo と共に窒化物と思われる相からの反射が明瞭に観察される。ただし、その格子定数の大きさから窒化物は NaCl 型 MoN ではなく、fcc 型の Mo₂N (γ 相) であろうと思われる。今後、照射雰囲気をも 100% 窒素にし、さらにガス圧を上げるなど改良を重ねて、より NaCl 型 MoN に近い窒化物を得たいと考えている。

このようにさまざまな試みにもかかわらず、いまだ図 8 に予測された高い T_c を持つ NaCl 型 MoN が得られていないのは残念であるが、それにしても図 8 の予測がこのように多くの実験的研究を励起し得たことは注目に値する。このことは、非平衡化合物のようにほとんど未知の領域にある物質の探索には、先導的役割を果たす適切な予測が是非必要であること、と同時に新しい化合物素材を求めて非平衡領域へ探索の手を伸ばそうとする研究者の熱気と非平衡化合物への期待をも同時に物語つて

いる。

4. お わ り に

金属間化合物を構造材料関係のものといわゆる機能材料関係のものに大別し、前者の分野ではいま注目されている二、三の金属間化合物について、後者の分野では新しい素材を非平衡化合物に求めようとする動きについて解説した。構造材料関係の金属間化合物の分野では従来の脆さのイメージを払拭するようなユニークな素材がいくつか生まれている。この方面の研究をさらに活気づけるためにもこれらの素材に対する新しい用途が 1 日も早く開発されることを期待したい。一方、機能材料関係の化合物の分野では、今後さまざまな非平衡的手法によつて、ますます新しい機能を持った素材が生み出されるに違いない。非平衡的手法によつて我々はどこまで非平衡を達成できるのか、極めてみたい気がする。いささか夢のような話が多くなり、まとまりを欠く内容となつてしまつたが、今後の金属間化合物を考える上で多少とも参考になれば幸いである。

文 献

- 1) 本間基文, 北田正弘編: 機能材料入門 (上, 下) (1981) [アグネ]
- 2) 山口正治, 馬越佑吉: 金属間化合物 (1984) [日刊工業新聞社]
- 3) 金子秀夫: 新合金 (1985) [産業図書]
- 4) 金属系新素材 (科学技術庁金属材料技術研究所編) (1986) [日刊工業新聞社]
- 5) 先端金属材料・加工技術調査報告書 (VI)—金属間化合物部会報告—(総合鋳造センター研究調査報告 295-6) (和泉修編) (1983年 9 月)
- 6) 金属間化合物の塑性変形能調査研究報告書 (素形材センター研究調査報告書 302-6) (和泉修編) (1984 年 9 月)
- 7) 特集 “いま金属間化合物がおもしろい” 金属, **54** (1984) 10, 11
- 8) 竹内 伸: 日本金属学会会報, **18** (1979), p. 249
- 9) 和泉 修: 日本金属学会会報, **20** (1981), p. 472
- 10) 鈴木朝夫: 日本金属学会会報, **21** (1982), p. 19
- 11) 山口正治, 馬越佑吉: 日本金属学会会報, **22** (1983), p. 868
- 12) C. T. LIU and J. O. STIEGLER: Science, **226** (1984), p. 636
- 13) M. HANSEN and K. ANDERKO: Constitution of Binary Alloys (second edition) (1958) [New York: McGraw-Hill Book Company]
- 14) J. R. STEPHENS: High Temperature Intermetallic Alloys (1985) Materials Research Society Symposia Proceedings, **39**, p. 381
- 15) E. M. SCHULSON and D. R. BAKER: Scr. Metall., **17** (1983), p. 519
- 16) D. J. GAYDOSH and M. A. CRIMP: High Temperature Intermetallic Alloys, Materials Research Society Symposia Proceedings, **39** (1985), p. 429
- 17) J. D. WHITTENBERGER: Mater. Sci. Eng., **77** (1986), p. 103
- 18) M. A. CRIMP and K. VEDULA: Mater. Sci. Eng., **78** (1986), p. 193
- 19) T. YAMAGATA and H. YOSHIDA: Mater. Sci. Eng., **12** (1973),

- p. 95
- 20) Y. UMAKOSHI and M. YAMAGUCHI: *Phil. Mag.*, **41A** (1980), p. 573, **44A** (1981), p. 711
- 21) M. G. MENDIRATTA, H. M. KIM and H. A. LIPSITT: *Metall. Trans.*, **15A** (1984), p. 395
- 22) P. R. STRUTT, R. S. POLVANI and J. C. INGRAM: *Metall. Trans.*, **7A** (1976), p. 23
- 23) M. YAMAGUCHI and Y. UMAKOSHI: *Phil. Mag.*, **50** (1984), p. 205
- 24) P. SHEN, D. GAN and C. C. LIN: *Mater. Sci. Eng.*, **78** (1986), p. 163
- 25) T. TSUJIMOTO and M. ADACHI: *J. Inst. Met.*, **94** (1966), p. 358, **95** (1967), p. 146, p. 221
- 26) J. B. MCANDREW and H. D. KESSLER: *J. Met.*, **8** (1956), p. 1348
- 27) T. KAWABATA, T. KANAI and O. IZUMI: *Acta Metall.*, **33** (1985), p. 1355
- 28) 辻本得蔵, 太田口稔: *金属*, **54** (1984) 10, p. 24
- 29) 橋本健紀, 土肥春夫, 辻本得蔵: 日本金属学会シンポジウム—規則合金・金属間化合物の塑性変形—(1986年7月16日), p. 17
- 30) 鶴見浩一, 宮下卓也, 日野春樹, 藤岡順三, 西山幸夫: 日本金属学会シンポジウム—規則合金・金属間化合物の塑性変形—(1986年7月16日) p. 13
- 31) 山口正治, 馬越佑吉, 山根寿己: 日本金属学会シンポジウム—規則合金, 金属間化合物の塑性変形—(1986年7月16日), p. 21
- 32) M. YAMAGUCHI, Y. UMAKOSHI and T. YAMANE: *Phil. Mag.*, 印刷中
- 33) 中川愛彦: *真空*, **22** (1979), p. 1
- 34) D. D. HUGHES: *Cryogenics*, **15** (1975), p. 435
- 35) 戸叶一正: *金属物理セミナー*, **5** (1981), p. 65
- 36) 戸叶一正, 太刀川恭治: 日本金属学会会報, **22** (1983), p. 488
- 37) F. A. SHUNK: *Constitution of Binary Alloys* (second supplement) (1969) [New York: McGraw-Hill Book Company] p. 202
- 38) ZHAO YOU-XIANG and He SHOU-AN: *Solid State. Communications*, **45** (1983), p. 281
- 39) H. JEHN and P. ETTMAYER: *J. Less-common Metals*, **58** (1978), p. 85
- 40) 伊原英雄: *機能材料* (1985), 6, p. 33
- 41) M. YAMAGUCHI, Y. UMAKOSHI, C. YAMANAKA, T. YAMANE, M. NAKATSUKA, S. SAKABE and C. YAMANAKA: *Phil. Mag.*, **53** (1986), p. 653