金 属 間 化 合 物

——その期待される未来——*

和 泉 修**

1. は じ め に

この10年間、金属間化合物に対する関心が俄かに高まり、これに関する研究論文や解説単行本が急増し、また講演会やシンポジウムの開催も盛んである。1984年以降の主な国際シンポジウムを拾い上げてみると、金属間化合物への興味と期待は、今や燎原の火のごとく全世界に広がっている。

どうしてこのような盛況振りを招いたのであろうか。かつては硬い、脆いということで、金属間化合物は実用材料として見向きもされなかった。他の金属・合金が華々しい発展を遂げる中で、金属間化合物は正に落ちこぼれの存在であったのである。今から約30年も前に、金属間化合物の特異な機械的性質に注目し、その開発研究を盛り立てようとする動きがあった⁽¹⁾。しかし、折角のその試みも挫折の憂き目を見るのである。脆いという天性のゆえの非運であった。ところが、1979年のわが日本金属学会誌に、 $L1_2$ 型金属間化合物 Ni_3Al の多結晶材が微量のボロン添加により室温でも延性化されるという報告⁽²⁾が掲載されるや、事情は一変した。この成果は早速米国においても追試され、数年後になって“dramatic improvement”として紹介された⁽³⁾。その後ボロンの添加効果に関する研究を手はじめに、異常性解明のための基礎的研究、さらには新材料開発のための応用研究も一斉に展開されるに至った⁽⁴⁾。

とにかく金属間化合物は脆いものという常識は覆えされた。脆性の原因も明らかになりつつあり、それに基づいて延性化の概念が構築され、ボロン添加以外の手法も次々と確立されて来ている⁽⁵⁾。本稿ではこの辺りの最近の経緯を概観し、主として構造材料としての金属間化合物の将来を展望したい。

2. 金属間化合物の機械的性質の特徴

(1) 強さと脆さ

金属間化合物は合金を構成する金属と異なる結晶構造をもって出現する合金相である。構成金属の種類により原子の結合様式、結晶構造は多様であり、2元系に限っても結晶構造は百数十種におよぶ。そのため金属間化合物の機械的性質の特徴として、強度が高く延性に乏しいものが多い。

強度が高い要因として考えられるのは、原子結合様式と複雑な結晶構造である。例えば共有結合性が強いとすべり面上の原子間結合力を高め、変形抵抗を増大させる。また結晶構造が複雑であると結晶の対称性が低く、単位胞が大きいと転位のパーガース・ベクトルが大となり、すべり面間隔が小さくなる。その結果パイエルス応力が増大して転位がすべり難しく、加えてすべり系の数が制限されるため難加工のものが多くなる。金属間化合物には規則格子を組むものが多いが、その中を動く転位が分解して面欠陥を挟む超格子転位となる場合は変形応力は必ずしも高くならないが、この面欠陥の界面エネルギーがすべり面以外の結晶面の方が低い場合には交差すべりを誘発し、転位はピン止めされた形となって変形応力は増大する。その結果加工硬化は大となり、また温度上昇につれ交差すべりが熱的に活性化されるとピン止めの頻度が増し、図1に示すような温度上昇につれて強度も増大するという異常性を示すことになる。この異常性のゆえに金属間化合物は耐熱材料として期待されたのである。

次に延性の乏しさ(脆性)についてであるが、多くの金属間化合物は巨視的すべり変形が始まる前に弾性域で破壊応力に達したり、急激な加工硬化のために変形開始後直ちに破壊応力に達したり、あるいは転位間の反応によりマイクロ・クラックが早期に発生して破断してしまうため、ほとんど塑性を示さない場合が多い。この場合の破壊様式は粒内劈開破壊である。

* 1989年4月4日、横浜国立大学における第104回本会大会において講演

** 東北大学教授；金属材料研究所

現在：東北大学名誉教授

Intermetallic Compounds—Their Promising Future; Osamu Izumi (Institute for Materials Research, Tohoku Univ., Sendai. Present situation: Professor Emeritus of Tohoku University)

Keywords: intermetallic compound, brittleness, ductility improvement, deformation, fracture, grain boundary, ordered alloy

1989年1月13日受理

図1 Ni_3Al 単結晶の圧縮降伏応力の温度ならびに方位依存性.

一方金属間化合物の脆性は粒界破壊に基づく場合も多い. そもそも何故結晶粒界で割れるのか, 粒界脆性に関する因子は多々あるが, 最も基本的なものに限定すれば次の三つに絞られる.

(a) 独立した活動すべり系の数の不足

いわゆる von Mises の条件である. 単結晶が自由にその形状を変え得るためには, 活動すべり系の数は5個以上なければならない. 多結晶の場合にはこの数が不足すると粒界での連続性を保つことが出来ず, 粒界で離間, すなわち粒界破壊を起こしてしまう.

(b) 有害不純物の粒界偏析

粒界強度を劣化させるような不純物が粒界に偏析すると粒界が弱くなり, 粒界で破壊し易くなる. この事例は従来数多く見られ, また理解し易い因果関係である.

(c) 粒界構造に基づく本質的粒界脆性

粒界での乱れた原子配列により原子結合欠陥が生じ, 粒界面の結合力が低下して粒界破壊を起こす. これは粒内と粒界の強度の不均衡によりもたらされるものであり, 従って粒内で異種原子が整然と配列する規則合金の場合に, 度合いが強調される可能性がある.

(2) 脆さ対策

(i) 劈開破壊への対応

前述のように, 劈開破壊は塑性変形が進行する以前に変形応力が材料の破壊応力に達してしまうために生じる. 従って劈開破壊を避けるための対応の仕方としては, 変形応力または破壊応力を制御する以外にない. そのための手段として考えられるのは材料改質面からのアプローチと, 変形条件面からのアプローチである. これらの具体例は次節で紹介される.

(ii) 粒界破壊への対応

前項で述べた粒界破壊の要因の中, (a)のすべり系の数は結晶構造に依存する問題で, von Mises の条件を満足させるためには対称性の良い結晶型を選ぶ以外にない. (b)の有害不純物は, 当然のことながらそのような不純物を排除, もしくはその粒界への偏析を防ぐプロセスを工夫すれば良い. ところが(a)も(b)も充分満足していながら, 著しい粒界脆性を示して全く塑性変形出来ないというのが金属間化合物の姿であり, それが常識となっていた. 何故粒界が脆いのか. この問題に関する系統的検討が試みられ, 粒界脆性に関する(c)の要因がクローズ・アップされ, それに基づく脆性克服のための合金設計の理念が構築されるに至ったのである. 以下その概略を L_{12} 型金属間化合物を例に説明しよう.

L_{12} 型結晶構造というのは図2に示すように面立方晶系の一種で, 例えば Ni_3Al の場合は Ni 原子が面心の位置, Al 原子がコーナーの位置を占める規則格子である. このような単純な結晶構造でありながら, 図1に示すように温度が上昇すると強度が増大するという普通の材料とは逆の挙動を示すのである. 従って耐熱材料として強い期待が寄せられているのであるが, 簡単に粒界破壊を起こして全く塑性変形することが出来なかった. すべり系解析の結果⁽²⁾, von Mises の条件は充分満足されており, 粒界脆性の要因(a)は除外された. 要因(b)に関しては, イオンマイクロアナライザー⁽²⁾やオージェ電子分光分析⁽⁶⁾の結果, これまた否定された. 残る要因は(c)ということになる. そこで規則構造を組む金属間化合物の粒界構造の系統的解析がなされたのである⁽⁷⁾⁽⁸⁾.

原子論的微視的尺度の解析の詳細は文献(7), (8)に譲ることとして, ここではその結論だけを示そう. 図3は L_{12} 型金属間化合物 A_3B の粒界近傍の結晶構造と結合形態の例で, 特に異種原子間 A-B 結合対に注目して示したものである. 金属間化合物の特性は A-B 結合対に強く依存する. 粒界構造の幾何学的コンピューター解析⁽⁹⁾によれば, 粒界領域では A-A (金属-金属) 結合対が大半を占め(図中白丸-白丸), A-B 結合対の出現頻度は激減し, B-B 結合対はほとんどみられない. ところで

図2 L_{12} 型結晶構造.

図3 $L1_2$ 型金属間化合物粒界近傍の化学結合状態を示す模式図。実線はA-B結合対を、破線はA-A結合対を示す。

A-B 結合対の共有結合的性格が強くなると、結合の方向性と偏極性が強まる。従って原子配列の乱れた粒界においては、界面を挟む A-B 結合の方向性(理想角度)を満たす確率が低下して結合強度が弱まり、また偏極性ゆえに電子密度が A-B で高く A-A で低いという電荷分布の不均一性を招くであろう。このため電荷稀薄の A-A 金属結合領域は粒界結合に実質上関与しない‘cavity’ともみなせる結合欠陥を形成することになり、これまた粒界強度を低下させる結果をもたらすことになる。このように A-B 共有結合性の強い金属間化合物の粒界は、本質的に脆弱であることがわかる。

かかる観点に立てば、粒界脆性を克服する方法が導き出される。それは粒界面上の電荷分布の均質化を図るということである。そのためには、

- a: 電荷稀薄の領域に電荷を補給してやる。
- b: 局在する共有結合対を金属結合対に置換する。
- c: 共有結合性の弱い A 元素と B 元素を選択する。
- d: 粒界の乱れを極小にするよう結晶方位(集合組織)を制御する。

などが考えられる。a は電子供与体(ドナー)たるべき原子を粒界の電荷稀薄領域に侵入させることであり、b は A-B 結合の B の一部を A に近い元素で置換することであり、c は共有結合性が強くない A と B をはじめてから選択することであり、そして d は尖鋭な集合組織を形成させて粒界の整合性を良くすることである。

以上の脆さ対策として、劈開破壊ならびに粒界破壊への対応の具体例を次節において紹介する。

3. 金属間化合物の変形能改善

(1) 劈開破壊への対策

(i) 材料改質

前述したように、劈開破壊の原因は変形応力と破壊応力との不均衡による。従ってそれへの対策としては、簡単に破壊応力に達しないように変形応力を下げてやる

図4 $L1_0$ 型 TiAl の結晶構造。

か、破壊応力を高めてやるか、あるいは結晶構造を変化させて塑性変形を容易にしてやるかである。

変形応力を下げる最も基本的な方法は材料の高純化である。 $L1_0$ 型(図4)TiAl は強度の逆温度依存性(図5)を示すため軽量耐熱材料として各国で開発が競われているが、その劈開脆性ゆえに実用化には至っていない。最近高純度地金を使用することにより、何も第3元素を添加しなくとも2.7%の常温延性が得られることが報告された⁽¹⁰⁾。この場合高純化による変形応力の低下以外に、TiAl と Ti_3Al が層状組織を形成するという組織的要因が加味されていると考えられる。

第3元素の添加により TiAl の破壊を抑制しようとする試みは数多くなされている。例えば~2.5原子%V 添加により約533 Kでの温間伸び約5%が得られ⁽¹¹⁾、また2原子%Mn 添加により約3%の常温伸びが得られている⁽¹²⁾。これらの機構は未詳であるが、第2相の分

図5 TiAl 単結晶の0.2%耐力の方位ならびに温度依存性。

散や変形双晶の促進が寄与していると考えられる。

一方、結晶構造が原因ですべり系の数が不足する場合には、すべり系の数が多い別の結晶構造に変換させることも一つの考え方である。その良い例が最密六方晶系の Co_3V についての試み⁽¹³⁾である。 Co_3V はすべり系の数が少ないため極めて脆い規則合金であった。この合金の構成成分たる Co を Ni と Fe で置換すると電子濃度が低下して Ll_2 型構造に変化する。このようにして得られた $(\text{Fe}, \text{Co})_3\text{V}$, $(\text{Fe}, \text{Co}, \text{Ni})_3\text{V}$, $(\text{Fe}, \text{Ni})_3\text{V}$ の Ll_2 型金属間化合物は、何れも常温で約40%の伸びを示し、かつ高温強度にも優れるため、耐熱材料として有望視されている。

(ii) 超塑性的挙動の利用

脆性材料の極致といわれるセンダスト合金は図6に示す D0_3 型結晶構造を有し、磁気ヘッドコアに製造する場合には鋳物をスライス加工するか、あるいは圧粉成形する以外に方法はなかった。しかし一連の系統的研究⁽¹⁴⁾の結果、この材料は高温で定常変形を示し、かつ高ひずみ速度依存性を有することから、超塑性的挙動が

図6 D0_3 型 A_3B 金属間化合物結晶構造。

図7 センダストの延性-脆性範囲。

図8 センダスト熱間変形材の微細結晶領域の電顕組織。

予測された。その結果図7に示すように変形温度-ひずみ速度関係図で延性領域が発見されたのである。組織を観察すると元の結晶粒界近傍は帯状の微細結晶領域となっており、その部分を電顕観察すると図8のように、転位の存在する結晶粒と存在しない粒とが混在している。これらのことより、この超塑性的挙動には動的回復・再結晶が主要な役割を果たしていると考えられた。

同様な超塑性的挙動は微細結晶組織の Ll_2 型 Ni_3Al でも観察され、図9にその試料の外観を示す⁽¹⁵⁾。この場合の試料はボロンを微量添加して常温延性化したものを、冷間圧延と再結晶焼鈍により微細組織としたものである(粒径: $1.6 \mu\text{m}$)。従来ボロンを添加しても高温では

図9 脆性金属間化合物 Ni_3Al の超塑性伸び

図10 側圧付加押し法。

脆化するといわれていたが、組織調整により高温での延性化が可能となったのである。

(iii) 変形応力状態制御

一般に割れは引張り応力成分の存在により発生する。従って静水圧下では割れは発生せず、これを熱間プレスに利用したのが HIP である。この原理をさらに押し出し加工に適用したのが静水圧押し出しや側圧付加押し⁽¹⁶⁾である。前者は装置が複雑高価で低速押し出しが困難であるのに対し、後者はこれらの難点が軽減されるといわれる。これは図10に示すように、コンテナとビレットの間にピロフィライトのような中間材を挿入し、先ずアウターステムにより中間材を圧縮してビレットに側圧を加えながら、インナーステムによりビレットを押し出す方法である。これによりセンダストや TiAl などの押し出しが出来たといわれる。

(2) 粒界破壊への対策

2(2)の(ii)に述べた立場に立っての粒界脆性克服の具体例を以下に示そう。

(i) 侵入型元素の添加

1979年、微量のボロン添加により Ni_3Al 多結晶材の常温延性が改善され、粒界破壊を生じないで大きな変形能を示すことが、日本金属学会誌に報告された⁽²⁾。この成果は早速米国においても追認され⁽³⁾、これを契機に金属間化合物に対する関心は、燎原の火のごとく全世界に広がった。図11はその報告に掲載されたもので、金属間化合物延性化に関する最初のデータである。ボロン添加により破壊様式は粒界脆性破壊から粒内延性破壊に移行する。奇妙なことに、オージェ電子分光分析によるとボロンは粒界面上に偏析するが、自由表面には偏析しない⁽¹⁷⁾。すなわちボロンは粒界構造に変化をもたらし、粒界を補強していることを示唆している。図3で示したように、粒界面上では A-B 共有結合対のために不均質な電荷分布を生じ、結合欠陥領域を生じている。一方、ボロンはニッケルに添加されると電子を放出するド

図11 ボロン添加による Ni_3Al 多結晶材の常温延性の改善。

ナーとしてはたつき、原子結合を強化することが知られている⁽¹⁸⁾。従って Ni_3Al の粒界に偏析したボロンは、粒界の不均質な電荷分布を均質化し、粒界を補強して粒界破壊を防いだものと解される。

ボロン添加による粒界破壊の抑制効果は、その後他の L1_2 型金属間化合物である Ni_3Ga , Ni_3Si , $\text{Ni}_3(\text{Si}, \text{Ti})$ でも認められた⁽⁵⁾。ここで興味あることは、ボロン添加の効果は何れの場合も、ニッケルが75原子%より過剰な組成で発現することである。何故そうなのか、このボロン添加の効果については、その後も引き続き各方面で研究が続けられている。

(ii) 置換型元素の添加

同様の観点から、粒界構造の改質は置換型元素の添加によっても果たすことが出来る。 L1_2 型 Ni_3Al はⅧ族元素の Ni とⅢb 族元素の Al とから構成され、Ni 原子は面心の位置、Al 原子はコーナーの位置を占める。そして第3元素を添加する場合、元素の性質に応じて置換挙動は三つに大別される。すなわち、優先的に Al と置換するか、Ni と置換するか、あるいは双方と置換するかである。これらの検討結果⁽⁵⁾を以下に要約する。

先ず元素の性格が Al と類似し、Al と優先的に置換する b 亜族元素 (Sb, Si, Ge, Ga) を数%添加しても何ら延性改善効果が認められなかったばかりか、かえって粒界脆性を助長した。

次に真金属元素 (Cu, Co, Fe, Mn) を添加した場合は図12に示すように面白い結果が得られた。すなわち延・脆性を曲げ試験で比較したわけであるが、Cu や Co は延性改善効果が無く、破壊は脆性的な粒界破壊である。これに反し、Fe や Mn は約5%以上添加すると顕著な改善効果を呈し、延性的な粒内破壊となる。Cu や Co は Ni と優先的に置換するため、粒界構造の改質にはほとんど寄与しないのに対し、Fe や Mn は Ni と Al の双方、もしくは最近の研究によればむしろ Al と優先的に置換するため、粒界構造の改質 (Ni-Al 共有結合性を Ni-Fe, Ni-Mn 金属結合で稀釈) に寄与したものと考えられ

図12 Ni_3Al に真金属元素を添加した場合の曲げ試験結果. 図13 L1_2 型 $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Mn})$ (再結晶材) の(a)伸び値と(b)降伏応力の組成と温度依存性.

る. 図13は Ni_3Al に Mn を添加した場合の伸びと強度の温度変化を示す⁽¹⁹⁾. このような効果はさらに最近 Ni_3Si への Ti 添加についても確かめられている⁽²⁰⁾.

ところで金属間化合物の性質は化学量論組成からのずれに強く影響される. 前述のように, Ni_3Al のボロン添加による延性改善効果は, 化学量論組成より Ni 過剰側においてのみ有効である. 図14は L1_2 型 A_3B 合金の伸びの B 元素濃度依存性を示す. 化学量論組成より A 元素過剰側で伸びが増大している. 例えば Ni_3Al において Ni 過剰ということは, Ni を添加して Al と置換するということであり, 置換型元素の添加と同義である. すなわち, 過剰 Ni 原子によって新たに導入された Ni-Ni 金属結合により, 粒界面上の電荷分布が均質化され, Ni 過剰側で延性改善がもたらされたと考えることが出来る.

図14 L1_2 型 A_3B 金属間化合物の伸びの B 原子濃度依存性 ($\text{Ni}_3\text{Al} + \text{B}$ のデータは C.T.Liu による).

以上述べたような粒界構造の考え方は, 延性改善の方策として既存の金属間化合物の改質を図るというに止まらず, 延性能・変形能を持った金属間化合物を予測し, 合金設計するという可能性の途を拓くものである.

(iii) 合金構成元素の選択

上述の考え方を確かめる意味で, L1_2 型 A_3B 各種金属間化合物について機械試験と組織観察を行った⁽²¹⁾. 結晶構造は何れも L1_2 型 (図2) であるが, 構成元素の種類により原子結合形態は異なる. 総じて言えば, B 原子が b 亜族元素であれば, 遷移金属元素であるときよりも共有結合性が強い. すなわち, 粒界面上での電荷分布がより不均質になり, 粒界結合強度が弱いと予想される. 事実, 図15に示すように, B 原子が b 亜族の場合には何れの場合も脆性的な粒界破壊を示し, 塑性変形は不可能であった. 一方, B 原子が遷移金属である場合は, 図16に示すように明らかな延性挙動を示し, 割れは粒内破壊であった. これらの結果は, 前述の粒界構造と延(脆)性との因果関係についての考え方を支持するものである.

(iv) 集合組織制御

Ni_3Al 再結晶板の三点曲げ試験結果⁽²²⁾によると, 粒界割れは優先的に大傾角(ランダム)粒界に沿って伝播し, 双晶境界や低傾角粒界を避けて通る. このことから, 結晶方位を制御して割れ難い粒界のみにしてやれ

図15 遷移金属-b 亜族元素より構成される L_{12} 型金属間化合物の曲げ試験結果. 図16 遷移金属同士で構成される L_{12} 型金属間化合物の曲げ試験結果. 図17 L_{12} 型 Ni_3Fe の立方体集合組織マトリックス中に発生した粒界割れ.

ば、延性改善につながるのではなかろうか——との発想に到達する。結晶方位を制御する方法としては一方向凝固と再結晶集合組織の制御がある。整列した柱状晶組織の鋳造材が加工容易であることは、われわれが良く経験することである。以下に再結晶集合組織についての検討結果⁽²³⁾を紹介する。

図17はパーマロイ Ni_3Fe についての結果で、99%の高加工度で冷間圧延後、1173 K で再結晶集合組織形成熱処理してから 743 K で規則化処理 (L_{12} 型構造となる) したものである。ほとんど全体が立方体集合組織となっているが、左の写真で示すように僅かにランダム方位の結晶粒 (R で示す) が混入することがある。これは X 線で捉えることは出来ない。これを引張ると、右の写真に示すように R 粒界でのみ割れが発生する。初めの圧延加工度を低くすると、集合組織形成の度合いが低下し、ランダム粒界が増えて粒界割れは全面に発生する。この結果は集合組織の制御が延性改善に有効であることを示している。

(3) 環境脆化への対策

金属間化合物の脆さを克服する努力は着々と成果を挙げ、その将来に明るい展望が開けつつある。ところが最近その実用化を阻む別の問題が生じて来た。それは環境中に存在する水素や酸素による脆化である。しかもそれは予想外に敏感なのである。

当初、水素脆性は電解水素チャージ試料、または水素ガス雰囲気中での引張り試験で見出された。ところが最近、例えば図18に示すように大気中で得られる伸び値が、真空中で得られる値よりも遥かに小さくなるのが次々と見つかった⁽⁵⁾。この脆性の特徴は(1)ひずみ速度依存性を示し、低ひずみ速度ほど顕著になる。(2)現象は可逆的であり、水素チャージした試料をそのまま、もしくはベーキング処理を施し、真空中で引張ると再び伸びが回復する。(3)脆化は常温近傍に限られる。(4)多結晶では粒界破壊、単結晶では劈開破壊することなどである。

この水素脆性は外部環境(または材料内部)から輸送さ

図18 Co_3Ti の室温における引張り応力-ひずみ曲線におよぼす環境効果.

れて来た水素が、クラック先端の高い応力集中場に凝集し、そこでの原子結合力もしくは塑性性を低下させることにより生じる“動的”機構によるものと考えられる。それゆえ、水素の凝集が消失する高温、あるいは水素の輸送が困難な極低温ではこの脆性が現れず、(3)の特徴を示すこととなる。今後、機構解明のための微視的研究が望まれるが、この脆化対策として次の事項が挙げられる⁽⁷⁾。

- a: ボロン添加の Ni_3Al を予め高温で酸化処理すると、強固な保護皮膜が形成されて延性劣化を防ぐ。
- b: ボロンを添加すると常温での水素脆化は生じない。これはボロン原子が場所を先取りし、水素の侵入を拒むためと考えられる。
- c: 第3元素として鉄やアルミニウムを Co_3Ti に添加すると、図19に示すように脆化を防ぐ。この合金効果の機構は未詳である。

一方、ボロンを添加した Ni_3Al が高温大気中で著しく

図19 Co_3Ti の常温環境効果に対する添加元素の影響.

延性を低下することが、高温真空試験との対比で報告された⁽²⁴⁾(図20)。この場合もひずみ速度依存性が観察され、大気中の酸素が粒界に作用して動的脆化が生じたものと考えられている。この高温脆化には約8%のクロム添加が有効であるという。しかし、同じ Ll_2 型の Co_3Ti 系合金では高温酸素脆性は認められず⁽²⁵⁾、 Ni_3Al との対比が興味深い。

以上のように、水素と酸素による動的脆化への対策の確立は、金属間化合物の構造材料への実用化において不可欠であり、今後の重要な研究課題の一つであろう。

図20 Ni_3Al の延性に及ぼす環境効果。(室温~1273 K)

4. 金属間化合物の将来展望

従来の実用合金には見られない極めて特徴的な結合様式、結晶構造ゆえに、金属間化合物は異常ともいえる物性・機械性を秘めており、未来の機能材料、構造材料として大きな期待を集めるようになった。しかしその脆さ、変形能の乏しさの克服に手間どったため、金属間化合物は先ず機能材料として先行した。

例えば A-15 型化合物 (Nb_3Sn , V_3Ga), NaCl 型化合物 (NbC , NbN , MoC , MoN), ロジウム・ボライド化合物 (RERh_4B_4), シェブレル化合物 ($(\text{Eu}_{1-x}\text{Sn}_x)\text{Mo}_6\text{S}_8$, $\text{M}_x\text{Mo}_6\text{S}_8$), それから最近の一連の酸化物 ($(\text{La}_{1-x}\text{Ba}_x)_2\text{CuO}_4$, $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$, $\text{BiSrCaCu}_2\text{O}_x$) は超電導材料として新エネルギー時代の担い手と目されている。MnBi, MnAl, PtCo, SmCo₅, $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ などは磁石材料として、 Ni_3Fe , $\text{Fe}_3(\text{Al}, \text{Si})$ は磁芯材料としてエレクトロニクス時代の花形である。SiC, GaP, GaAs, GaSb, InSb, CdS, CdSe などは整流器, ダイオード, トランジスター, 集積回路, 光電子, 電子コピーなどとして百花繚乱たる半導体文明を招来しつつある。水素吸蔵材としての FeTi , Ti_3Sn , LaNi_5 , TiCo などは次世代のクリーンエネルギーの分野で重要な役割を果たすであろう。NiTi, CuZn, Cu·Al·Ni などの形状記憶合金は宇宙材料, 生体材料, ヒートエンジンなどへの適用が考えられている。

一方構造材料として金属間化合物を眺めると、本稿で

述べたように延性改善が果たされつつある現在、その将来性に明るい展望が急速に広がって来ている。期待される分野としては何ととっても先ず耐熱材料関係であろう。高効率のジェットエンジンには従来のニッケル基超合金を遥かに凌駕する耐熱性が要求される。靱性を兼ね備えた耐熱材料となると金属間化合物の分野にそれを求めなければならない。またスペースプレーンなどの高速飛翔体の計画に対しては、機体材料として従来のアルミニウム合金やチタン合金では到底間に合わず、ここでも金属間化合物に期待が寄せられている。高速化にともなう風圧と摩擦熱の増大に加えて、耐疲労性をも確保しなければならないのである。現在 TiAl ははじめとする軽量耐熱材料の開発研究が、各国で盛んに展開されている。

つい10年前までは全く不毛の地であったこの分野が、現在では開拓の斧の音で賑やかになりつつある。かつて結晶学の奥に鎮座していたこの物質が、今や生命を得て材料工学の世界に躍り出たのである。その見せる強烈な個性に人々は驚き、大きな期待を抱く。しかしここで忘れてはならないことは研究はやっと緒についたばかりであり、この材料の大半は未知のペールに包まれたままであることである。その健全な成長を期待するならば、謙虚にして地道な材料研究の姿勢が必要であろう。その生命への真の理解と協調があってはじめて、金属間化合物の期待される未来像が鮮やかに書き出されるのである。

本稿を閉じるに当たり、この未開の原野に敢然と身を投じ、開拓の斧を振りかざし、振りかざしつつ明るい展望を切り開かれた各位に心から敬意と謝意を捧げると同

時に、今後のさらなる御健闘・御発展を切に祈念するものである。

文 献

- (1) J. H. Westbrook, ed.: *Mechanical Properties of Intermetallic Compounds*, John Wiley & Sons, (1960).
- (2) 青木 清, 和泉 修: 日本金属学会誌, **43**(1979), 1190.
- (3) C. L. White, R. A. Padgett, C. T. Liu and S. M. Yalisove: *Scripta Metall.*, **18**(1984), 1417.
- (4) 辻本得蔵: 日本金属学会会報, **26**(1987), 716.
- (5) 高杉隆幸, 和泉 修: 日本金属学会会報, **27**(1988), 637.
- (6) T. Takasugi, E. P. George, D. P. Pope and O. Izumi: *Scripta Metall.*, **19**(1984), 551.
- (7) O. Izumi and T. Takasugi: *Jnl. Mater. Res.*, **3**(1988), 426.
- (8) 高杉隆幸: 日本金属学会会報, **25**(1986), 595.
- (9) T. Takasugi and O. Izumi: *Acta Metall.*, **31**(1983), 1187.
- (10) T. Kawabata, M. Tadano and O. Izumi: *Scripta Metall.*, **22**(1988), 1725.
- (11) M. J. Blackburn and M. P. Smith: U. S. Patent No. 4, 294, 615, Oct. 13, 1981.
- (12) 橋本健紀, 土肥春夫, 中野 理, 辻本得蔵: 日本金属学会講演概要, (1984・10月), 465.
- (13) C. T. Liu: *International Metals Reviews*, **29**(1984), 168.
- (14) 花田修治, 渡辺貞夫, 佐藤 敬, 和泉 修: 日本金属学会誌, **45**(1981), 1279, 1285, 1293; **47**(1983), 329, 336.
- (15) 金 睦淳, 花田修治, 渡辺貞夫, 和泉 修: 日本金属学会誌, **52**(1988), 1020.
- (16) 太田口 稔, 信木 稔, 海江田義也, 小口 醇: 塑性と加工, **23**(1982), 892.
- (17) C. T. Liu, C. L. White and J. A. Horton: *Acta Metall.*, **33**(1985), 213.
- (18) R. P. Messmer and C. L. Briant: *Acta Metall.*, **30**(1982), 457.
- (19) N. Masahashi, T. Takasugi and O. Izumi: *Met. Trans.*, **19A**(1988), 345.
- (20) 高杉隆幸, 永島雅和, 和泉 修: 日本金属学会講演概要, (1988・3月), 241.
- (21) T. Takasugi and O. Izumi: *Acta Metall.*, **33**(1985), 1247.
- (22) S. Hanada, T. Ogura, S. Watanabe, O. Izumi and T. Masumoto: *Acta Metall.*, **34**(1986), 13.
- (23) H. Makita, S. Hanada and O. Izumi: *Trans. LIM*, **29**(1988), 448.
- (24) C. T. Liu and C. L. White: *Acta Metall.*, **35**(1987), 643.
- (25) 高沢正樹, 高杉隆幸, 和泉 修: 日本金属学会講演概要, (1988・3月), 240.