# 転位の動的振る舞いと金属間化合物の力学特性\*

## 1. なぜ金属間化合物なのですか?

なぜ金属間化合物の研究をはじめたのですか?(脆くて使い物にならないのに).今から40年ほど前よく受けた質問である.弾性論で与えられる転位の応力場,歪場は結晶構造を考慮していない.しかし,計算機シミュレーションで得られた転位芯の構造は結晶構造に強く依存し,面心立方結晶(fcc)中の1/2<110>転位の歪は,最稠密面である{111}上に平面的に分布(図1(a))し,小さい変形抵抗で転位は運動する.従って,一般的には fcc 金属の強化は,転位自身の摩擦応力ではなく,析出物,格子欠陥,溶質原子等による外的要因でもたらされることは良く知られている.

一方,体心立方結晶(bcc)を〈111〉方向から眺めると原子 配列は正三角形を構成し,その原子位置は,らせん階段のよ うに〈111〉方向に高さが変化し,その隣接位置により右回 り,左回りと逆回りで上昇する.この結晶に1/2〈111〉らせ ん転位を導入すれば,右手系と左手系らせん位置でエネルギ ーは大きく異なり,その結果,転位芯近傍の歪は等価な三つ の{110}とその先端にて双晶側の{112}に分布し,風車状の 立体的な構造を形成する(図1(b)).この状態では運動が困 難であることは容易に想像できる.従って,運動するために は負荷応力あるいは熱の助けを借りて転位芯は出来るだけ運 動抵抗が小さい平面的なひずみ分布となる形状に構造変換し なければならない.これが低温で降伏応力が高く,強い温度 依存性を示す原因である.また,この転位の運動は平面的で はなく,交差すべりが容易である.

この転位芯構造とその動的振る舞いの影響を実験的に実証 するのが、当時の我々の目的であった.しかし、幸か不幸か 研究室には高純度単結晶作製装置がなく、止むをえず不純物 の影響を抑えるために溶質元素を大量に含み、その挙動が明 確な規則配列をした金属間化合物を研究対象にした.従っ

## 馬越佑 吉\*\*



図1 転位芯近傍の歪場の模式図. (a) fcc中の 1/2<110>転位(b) bcc中の1/2<111>らせん転位.

て、当時の実験材料は CuZn (B2 型)、Cu (ZnMn) (B2 型)、 (CuNi) Zn (B2 型)、AgMg (B2 型)、FeAl (B2 型)、FeCo (B2 型)、Fe<sub>3</sub>Al (D0<sub>3</sub> 型)、Cu<sub>2</sub>MnAl (L2<sub>1</sub> 型)、Ni<sub>2</sub>AlTi (L2<sub>1</sub> 型)、Co<sub>2</sub>TiAl (L2<sub>1</sub> 型) など bcc を基本格子とする化合物であ った.

そのすべり系および臨界分解せん断応力の結晶方位依存性 等を調べた.転位芯構造から予想される転位の運動挙動とは 大きく異なり,多くの場合,逆位相境界(APB)を挟み転位 対としてグループ運動するため,APBエネルギー最小の {110}上をすべるが,その規則化エネルギーに依存して転位 芯構造が変化し,{112}すべりを示すなど非常に複雑な挙動 を示した.

また、すべり方向について見れば bcc では観察し得ない <001>転位によるすべりが NiAl, AuZn に認められると共に、 FeAl, AgMg などでは高温で<111>から<001>へのすべり遷 移が認められた.計算機シミュレーションによる転位芯構造 の結果によれば、bcc では<001>らせん転位は弾性論で与え

<sup>\* 2012</sup>年3月28日, 横浜国立大学常盤台キャンパスにおける第150回本会春期大会において講演

<sup>\*\*</sup> 大阪大学名誉教授(〒565-0833 吹田市五月が丘西1番A-407号)

Effect of Dynamic Behaviour of Dislocations on Mechanical Properties in Intermetallic Compounds; Yukichi Umakoshi (Professor Emeritus, Osaka University, Suita) Kayworde: dislocation intermetallic combound high temberature material becudoelasticity magnetic property. TiAl ordered structure

Keywords: dislocation, intermetallic compound, high temperature material, pseudoelasticity, magnetic property, TiAl, ordered structure 2011年11月21日受理

られる構造に近く、その運動は困難であるが<sup>(1)</sup>、一方 B2 型 結晶中のそれは(110)に平面的に分布し、容易に運動でき る<sup>(2)</sup>.そのすべり面も(110)ないしは互いに垂直で等価な {110}を交差すべりし巨視的には非結晶学的なすべり面を示 し、実験結果と良い一致を示す.また降伏応力が逆温度依存 性を示すなど非常に興味深く本格的に取り組むこととなった.

### 2. 高温で強くなる

通常の金属材料は溶融温度 $(T_m)$ の $0.5T_m$ 以上になると軟化するが、金属間化合物の多くは $0.7\sim0.8T_m$ まで安定であり、ある種のものは温度上昇とともに降伏応力が上昇する異常強化現象を示し、耐熱材料として極めて魅力的である.この異常強化現象の原因は、(1) APBエネルギーの異方性、(2)転位芯構造に由来する交差すべり、(3)転位の運動形態の変化、(4)転位芯の構造安定性と溶質原子、空孔との相互作用、に大別できる.

当初この異常強化現象の研究が精力的に行われたのは, Ni<sub>3</sub>Ga, Ni<sub>3</sub>Ge, Ni<sub>3</sub>Al などのLl<sub>2</sub>型化合物であった.Ll<sub>2</sub>型 結晶中では,転位芯は最稠密面である{111}上に平面的に分 布し,この面上を運動する.一方,APBエネルギーが最小 となるのは{100}上であるが,転位の歪は{100}上には拡張 できず,この面上での転位運動は困難である.温度上昇ある いは{100}上への分解せん断応力の増加に伴い,1/2<110>部 分転位は熱的に安定なAPBエネルギー最小の{100}へと局 部的に交差すべりし,ジョグを形成するがこの面上では運動 できず,転位全体は{111}上を運動する.そのためこのジョ グが運動抵抗を与える.このジョグの形成頻度は温度上昇と ともに増加し,降伏応力の上昇をもたらす.いわば,APB エネルギー異方性主導の異常強化現象と言える<sup>(3)</sup>.

このような APB エネルギーの異方性に起因する異常強化 現象は Ni<sub>3</sub>Nb(D0<sub>4</sub>型)<sup>(4)</sup>, Ni<sub>3</sub>Ti(D0<sub>24</sub>型)<sup>(5)</sup>でも認められる.

さて、L12型化合物中の1/2〈110〉部分転位は,積層欠陥 を挟んで2本の1/6〈112〉ショックレー部分転位に分解して おり、交差すべり前には部分転位間の幅が収縮し、交差すべ り後は拡張する.この幅の変化は、ショックレー部分転位の 刃状成分と負荷応力軸との関係で決まる.APBエネルギー 主導のジョグ形成においても、この交差すべりの素過程は同 じであり、これが同じ応力軸であっても異常強化における圧 縮、引張時の降伏応力の違いを生み出し、その意味では転位 の構造が異常強化に関与しているとも言える<sup>(6)</sup>.

CuZn(B2型)も異常強化現象を示す.しかし,基本的なす べり面は結晶方位にかかわらず{110}であり,この面上に形 成される APB エネルギーが最小である.従って,L12型化 合物のように APB エネルギーの異方性が交差すべり,ジョ グ形成の駆動力とはなり得ない.臨界分解せん断応力の温度 依存性,結晶方位依存性(図2)を見ると,双晶側の{112}へ の分力が大きい方位ほど異常強化が顕著である.B2型結晶 においても,基本格子である bcc のらせん構造が 1/2<111〉 部分転位にも反映し, {112}に局部的に交差すべりするが,



図2 CuZn 単結晶の臨界分解せん断応力の方位依存性.

<111>超格子転位全体として{110}上を運動するため,この 交差すべり部分が変形抵抗を増加させる.いわば転位構造主 導型の異常強化現象と言える<sup>(7)</sup>.(1),(2)の異常強化は,その 発現機構から臨界分解せん断応力が強い結晶方位依存性を示 すのが大きな特徴である.

規則・不規則変態を有する金属間化合物においても異常強 化現象を示す場合がある.規則状態では,転位対としてグル ープ運動するが,規則度が低下すると部分転位単独で運動し, APBの張力が運動抵抗を増すため異常強化を引き起こす. いわば(3)転位の運動形態の変化に起因する異常強化現象で, (FeCo)<sub>3</sub>V(L1<sub>2</sub>型)<sup>(8)</sup>等で認められ,規則・不規則変態温度 直下に異常強化のピークが現れ,降伏応力が結晶方位に依存 しないのが特徴である.

(4)転位芯構造の安定性と溶質原子,空孔との相互作用に起 因する異常強化現象は,溶質原子,空孔の集積による転位芯 近傍の溶質原子雰囲気場形成と関係があり,高融点シリサイ ドにおいて認められる.その降伏応力は通常の合金が溶融す る1500~1900Kでピークを示し,超高温耐熱材料として極 めて魅力的である.その詳細については高融点シリサイトに 関する第4章にて述べる.

#### 3. Ni<sub>3</sub>Al から TiAl の時代へ

B 添加による Ni<sub>3</sub>Al の粒界脆化の抑制は, Ni<sub>3</sub>Al 母相の超 合金開発の夢を抱かせた.米国の航空機メーカーを中心に巨 額の研究費が投入され,粒界破壊の原因究明や抑制対策に取 り組んだ.確かに様々な対策は,室温近傍の Ni<sub>3</sub>Al の粒界強 化に寄与したが,通常の合金と異なり高温で母相の強度が上 昇し,逆に粒界強度は低下するため,高温使用温度領域での 問題解決には至らなかった.ある金属間化合物の国際会議に て,「あなた達にはゴルフ場で flag を探すようにお願いした が,frog を探している.これからは Ni<sub>3</sub>Al から撤退し TiAl に目標を変える.」の衝撃的な資金提供側のある発言があり, TiAl へと研究の主流は移った. TiAl(y相)は面心正方晶のL1<sub>0</sub>型構造で塑性異方性はそれ 程強くなく変形能に問題はないが、低強度である.従って、 この y 単相では耐熱材料としての魅力に乏しい.しかし、通 常のTiAl は少量のTi<sub>3</sub>Al(a<sub>2</sub> 相)を含み、この a<sub>2</sub> 相が微細な 層状組織を形成する.この層状組織の形成に伴い、TiAl は 高強度を示し、新軽量耐熱合金として注目されると共に、そ の変形挙動が調べられた.

図3(a)は帯溶融法で凝固方向を制御し,層状組織を一方向に制御した,PST(polysynthetically twinned)と呼ばれる 組織である. y相の{111}と $\alpha_2$ 相の(0001)が界面を形成して いる(図3(b)).層状に存在する $\alpha_2$ 相の変形への役割を明ら かにするため,層界面と応力負荷軸との角度( $\phi$ )を変えた場 合のTiAl-PST 結晶の降伏応力と伸びの変化を図3(c)に示 す. $\phi$ =45°の場合,界面に平行な{111}でy相のみの変形が 起こるため,y/y規則ドメイン境界の拘束はあるものの,そ れほど大きくなく,容易に変形し大きい伸びを示す.一方,  $\phi$ =0°および90°の場合は,y相中の変形は $y/\alpha_2$ 相界面で拘 束される<sup>(9)</sup>.この界面による転位運動の拘束は層間隔の減少







図 4 TiAl PST 結晶の y 相および α<sub>2</sub> 相のすべり系の 模式図.

に伴い,より顕著となる(10).

幾何学的にみれば φ=0°と90°両者は等価であるが、その 降伏応力,伸びは著しく異なる.図4に層界面に平行および 垂直に応力負荷した場合に, γ相ならびに α2 相中で活性化 されるすべり面を模式的に示した<sup>(9)</sup>. 平行な場合( $\phi=0^{\circ}$ )は,  $\alpha_2$ 相のすべりは柱面で起こり、一方垂直( $\phi = 90^\circ$ )の場合 は、錘面すべりのみが活性化される可能性がある. Ti<sub>3</sub>Al 単 結晶の結果によれば(11), 錘面すべりの臨界分解せん断応力 は 455 MPa と柱面すべりのそれより約9 倍高く, y 相の変 形を界面で強く拘束するため、これが TiAl-PST 結晶の降 伏応力の大きい異方性をもたらす.この層状組織は応力負荷 方向に依存して強度,変形能が大きく変化し,多結晶の伸 び,変形能と云う点では問題がある.そのため,強度,伸 び,破壊靭性を考慮して,添加元素探索,熱処理によりα2 相の体積率、分布、形態を制御し、柱状晶、層状組織および 微細 Duplex 組織の比率を最適化する合金設計がなされてい る. また, TiAl-PST の結果は強い異方性の存在を示し, こ の異方性を積極的に利用し、方向制御した層状組織を利用し て層方向と平行方向を荷重負荷軸とする材料設計といった方 向性も考え得る.

#### 4. 超高温耐熱材料としてのシリサイド

超合金に代表される金属系耐熱材料の溶融温度は 1800 K 近傍であり、当然これ以上の温度では使えない.この溶融温 度以上の超高温で使用可能な材料として、(1)結晶構造が比較 的簡単で対称性が良く転位による変形が期待できる、(2)溶融 温度が 2300 K 近傍あるいはそれ以上、(3)耐酸化性保護皮膜 を形成する Al, Si 等を含む.とりわけ SiO<sub>2</sub> は 1500 K 以上 の高温で半溶融状態となり、表面亀裂に流れ込み自己修復能 力があり優れた耐酸化性を示す.このような条件を満たす候 補材料として、MoSi<sub>2</sub>(C11<sub>b</sub>型)、WSi<sub>2</sub>(C11<sub>b</sub>型)、ReSi<sub>2</sub> (C11<sub>b</sub>型)、NbSi<sub>2</sub>(C40型)、TaSi<sub>2</sub>(C40型)などがある. MoSi<sub>2</sub> は 1723 K においても単結晶の降伏応力が最大 300 MPa と高強度を示すが、他のシリサイドと同様低温で脆 い<sup>(12)(13)</sup>.一方 NbSi<sub>2</sub> は底面すべりに限定されるが、単結晶 であれば室温でも変形が可能である.

これら高融点シリサイドは 1500~1800 K 近傍で降伏応力 がピークを持つ異常強化現象を示すが,結晶方位依存性は示 さない. その意味では第2章で述べた APB エネルギーの異 方性,転位芯構造に由来する交差すべりによる異常強化現象 とは異なる.

C11<sub>b</sub>型,C40型シリサイドのすべり面である(110)および (0001)面の原子配列を見ると、2層、3層といった積層周期 の違いはあるが、極めて類似している.NbSi<sub>2</sub>の変形は (0001)1/3[2110]で起こるがこの1/3[2110]転位は、図5に 示すように積層欠陥を挟んで2本の部分転位に分解する. この積層欠陥部分は母相のC40の3層周期とは異なり, C11<sub>b</sub>の2層周期である.従って、C11<sub>b</sub>型構造を安定化する 溶質元素、例えば Moを添加すれば Mo は転位近傍で溶質原 子雰囲気場を形成し、転位運動を拘束し強化をもたらす.

図 6 に C11<sub>b</sub>型構造を安定化すると思われる W, Mo を NbSi<sub>2</sub> に添加した場合の臨界分解せん断応力の温度依存性を 示す.いずれの場合も溶質元素の添加は異常強化現象を助長 し、このモデルの妥当性を支持している<sup>(14)</sup>.

MoSi<sub>2</sub>などの高融点シリサイドの最大の欠点は低温におけ る脆さと破壊靭性の低さにある.NbSi<sub>2</sub>は底面すべりといっ た限定された条件ではあるが,他のシリサイドと異なり,室 温においても変形可能である.NbSi<sub>2</sub>-MoSi<sub>2</sub>擬二元系合金 を帯溶融法により凝固方向を制御すればNbSi<sub>2</sub>(0001)// MoSi<sub>2</sub>(110)関係を維持した層状組織が作製でき,破壊靭性 が改善される可能性がある<sup>(15)</sup>.しかし,TiAlの例に見られ るように層状組織は塑性異方性を高め,変形能の劣化に繋が



図5 C40型結晶中の転位近傍の(a)積層構造変化と(b) 溶質原子雰囲気場.



図 6 NbSi<sub>2</sub> 単結晶の強度に及ぼす添加元素の影響.

る.従って, TiAlの場合,柱状晶,層状組織, Duplex 組織 をその要求条件に従って組織制御している.高融点シリサイ ドの場合,このような組織制御ならびに精密鋳造は困難であ り,超高温強度を活かした特殊な用途,例えばロケットのス ラストチャンバーなどの用途開拓を摸索すべきであろう.

### 5. 磁気特性で転位, 面欠陥を観る

電子顕微鏡の発達は、転位芯構造の観察をも可能にし、変 形機構の解明に寄与している.しかし、疲労変形のように高 密度の格子欠陥が導入され、しかも巨視的な領域の情報を得 るには必ずしも有効とは言えない.強磁性結晶中に転位を導 入すると転位の応力場に依存して磁気スピンが回転し、磁気 特性が変化する.この磁気特性の異方性を詳細に解析すれば 転位の観察が可能である.マックスプランク研究所に滞在中 にこの手法により、純鉄単結晶の加工硬化と転位密度、分布 との関係を明らかにした<sup>(16)</sup>.さて、化合物に注目すると、 APB が形成されると、原子対を構成する原子の種類が変化 するため、磁気特性が大きく変化し、磁気特性変化を通じて APB を観ることが可能である.

Ni<sub>3</sub>Fe (L1<sub>2</sub>型)単結晶を疲労変形した際の例を紹介す る<sup>(17)</sup>.図7に(111)すべり面上の転位(a)並びにAPB(b)に 起因する磁気異方性の計算値を示す.転位の種類によって異 方性は異なり,また,APBのそれは大きく異なりその影響 も大きい.図8はこのNi<sub>3</sub>Fe 単結晶を室温において0.25%の



図 7 Ni<sub>3</sub>Fe 単結晶の磁気異方性の結晶方位依存性に及 ぼす(a) 転位(b) APB の影響.



図8 Ni<sub>3</sub>Fe 単結晶の疲労変形に伴う飽和磁化率の変化.

塑性歪振幅制御疲労試験を行った際の代表的なサイクル数に おける飽和磁化率の(111)上の結晶方位依存性を示す. 交番 変形に伴い、10<sup>2</sup> サイクルまでは疲労硬化するが、それ以上 の繰り返し変形数の増加に伴い一転して急速に応力は低下 し、いわゆる疲労軟化が起こる.図8の磁気特性の異方性 と図7を比較すると、10<sup>2</sup> サイクルにおいては APB の存在 を強く示唆している.転位近傍の応力場と磁気スピンとの相 互作用に比べれば、APB 形成による原子対の変化はより顕 著に磁気特性の変化に反映される.従って、10<sup>2</sup> サイクルに おいては、変形は APB を挟んで 2 本の1/2(110)部分転位対 がグループ運動していることを示している.変形の進行に伴 い飽和磁化率の結晶方位依存性は著しく変化し、APB より も転位の影響が顕著となる. このような磁気特性変化と応力 の変形に伴う変化を考えると、疲労変形初期には部分転位対 が運動し変形を担うが、変形の進行に伴い局部的に規則構造 が乱れ、変形は APB を形成することなく部分転位の運動に よって担われ、その領域の拡大によって疲労軟化が起こる. 10<sup>3</sup> サイクルにおける図8の曲線の解析による転位密度は 10<sup>14</sup> m<sup>-2</sup>, 刃状転位, らせん転位, 60°転位の比率は3:2: 5 であった. このように, 高密度転位ならびに面欠陥の観察 には磁気特性変化は極めて有効な手法である.

もう一つ磁気特性を使った例を紹介しよう.FeA1(B2型) は第一隣接原子対がFe-A1であるため、常磁性である.し かし、変形すると1/2〈111〉部分転位間に形成されるAPB リボンには第一隣接にFe-Fe原子対が形成されるため、自 発磁化が発生する(図9).交番変形により転位密度が増加す ると、APBリボンの総面積も増加し、それに比例して自発 磁化は増加する.しかし、ある転位密度以上では転位の交錯 により APB チューブが形成され(図9(a))、自発磁化は急速 に増加し破壊に至る.この APB チューブは熱的に不安定で 573 K での熱処理により消失し、自発磁化は図9(b)に示す ように低下することからも、自発磁化の急激な増加は APB チューブの形成を反映している.この自発磁化の変化を利用 すれば、疲労変形における材料の寿命予測への応用も可能で ある<sup>(18)</sup>.

#### (a) (b) 131回(破壊) ○疲労変形まま Whm<sup>2</sup> 6 △疲労変形後573Kで2時間熱処理 5 APB 室温 <149>方位 /10-3 塑性歪振幅0.050 % 4 APBリボン 100回 Мs APB= 3 Ţ 自発磁化 50回 2 10回 í, 80回 APBリボン ٥<sub>0</sub> 2 8 10 APBチューフ 4 6 12 転位密度, $\rho_{disl}$ /10<sup>13</sup> m<sup>-2</sup>

#### ま て り あ 第51巻 第5号(2012) Materia Japan

## 6. 転位の可逆運動による超(擬)弾性

NiTi に代表される熱弾性型マルテンサイト変態を有する 合金(形状記憶合金)は、荷重負荷時に変形しても荷重を除去 すると形状を回復する、いわゆる超弾性現象を示す場合があ る.しかし,結晶中を転位が運動すると塑性歪を生じ,結晶 は元の形には戻らない. 金属間化合物も例外ではなく, 超格 子転位が部分転位対としてグループ運動する限り同様であ る.しかし、D03型規則構造を形成する Fe3Al 化合物単結晶 において、図10(a)に示すように荷重を除くと元の形状に復 元する超弾性現象が認められた. D03型結晶中では通常 <111>超格子転位は2種類のAPBを挟んで4本の1/4(111) 部分転位がグループ運動する.しかし,後続転位の運動が拘 東されると、先導転位は APB を形成しつつ運動し、荷重が と荷重負荷,除荷時の転位にかかる応力は図10(b)のように なり、Fe-23.0 at%Alの場合、転位の摩擦抵抗( $\tau_0$ )に比べ APBの張力(th)による復元力が大きく転位は元の位置に戻 り超弾性を示す<sup>(19)</sup>.この超弾性はAl濃度に依存し、化学量 論組成よりずれた 23 at% Al において最も顕著である. この 組成では微細な規則ドメインが形成される.荷重負荷時には 先導転位はこの規則ドメイン境界を通過する際にステップ状 のAPBを形成するが、後続転位がこのステップAPBを通 過するためには更に高いエネルギーの面欠陥を形成する必要 があり、そのため後続転位の運動が困難となる. 除荷時には 先導転位は形成した APB の張力により元の位置に戻る.こ のような転位の往復運動により超弾性が起こる. このような 転位の往復運動に APB が強く関わっている意味で APB 超 弾性と呼んでいる. Fe-23 at%Al 単結晶の超弾性は相変態 が関与している形状記憶合金と異なり 223~473 K の広い温 度領域で観察される. 低温においては転位の摩擦応力が急激 に増加し、また高温では温度上昇に伴いステップ APB 等の 面欠陥が熱的に不安定となり、APB 超弾性が消失する.

この APB 超弾性現象を改善するためには、転位の摩擦応 力( $\tau_0$ )が小さく、APB による張力( $\tau_b$ )すなわち規則化エネル ギーが大きいことが望ましい。Fe-23 at%Al 合金に対し、 規則化エネルギーを増加させる観点から添加元素を選択し、 APB 超弾性への寄与を調べた。図11は各種第三元素を添加





図 9 FeAl 単結晶の疲労変形に伴う(a) APB チューブ
形成と(b) 自発磁化と転位密度の関係.



図11 Fe-23 at%Al中のAPBのバックストレスと転位 の摩擦応力に及ぼす添加元素の影響.

転位を引き戻す応力との関係を示す。この図面から明らかな ように Ga の添加が有効である.

Fe<sub>3</sub>Ga も DO<sub>3</sub>型規則構造を形成し,規則ドメインの形成 の有無,規則化エネルギーの違いにより,1本の部分転位で なく2本の部分転位対の往復運動といった相違はあるが, APB 超弾性を示す<sup>(20)</sup>. この転位の往復運動による内部摩擦 の増加は制振材料としての応用の可能性を示唆している.熱 弾性型マルテンサイトに由来する超弾性は低応力で起こるが、 APB 超弾性は転位運動に由来するため、比較的高い応力に も耐え得る. また, この種合金は磁気ドメインを形成し, こ の磁壁移動によるエネルギー吸収も制振特性には効果的であ る. このように耐熱材料のみならず、機能材料としての夢も 拡がってゆく.

#### 7. おわり に

山口正治先生(京都大学名誉教授)と未踏の分野に挑戦し, 二人三脚で苦しい時代を切り抜けた. 学会賞受賞に際し, ま ずお礼申し上げたい.フンボルト財団客員研究員としてドイ ツ滞在中には A. Seeger, H. Kronmüller(マックスプランク 研究所名誉教授), H. Mughrabi(エアランゲン・ニュールン ベルグ大学名誉教授)からは磁気特性と格子欠陥との関係な どを学んだ. V. Vitek, D. P. Pope(ペンシルバニア大学教授) とは転位芯構造, 面欠陥の安定性, 金属間化合物の異常強化 機構などを共に研究した,いわば同志である.

すばらしい研究室のスタッフにも恵まれた. 古城紀雄(大 阪大学名誉教授),柴柳敏哉(富山大学教授),藤谷渉(大阪大 学技術専門職員)と学生時代から研究室に残った中野貴由(大 阪大学教授),安田弘行(同准教授),萩原幸司(同准教授), 永瀬丈嗣(同講師)達には研究のみならず,研究室運営等でも 協力頂いた. 謝意を表したい.

また、多数の優秀な学生にも囲まれた.大学に奉職した小 泉雄一郎(東北大学准教授),上田正人(関西大学准教授),坂 田利弥(東京大学准教授), 仁野章弘(秋田大学助教), 石本卓

也(大阪大学助教), 宮部さやか(同助教)達が更に飛躍するこ とを期待する.

金属材料の研究は紀元前22世紀頃のアナトリアの製鉄技 術の普及に始まり、長く人類社会の発展に貢献している、そ のため膨大な知識の蓄積があり、新規分野の開拓は容易では ない.いまこそ若い世代の新たな感性による大胆な挑戦を必 要としている.先生方はそれを許容する環境を醸成して戴き たい.

「使われてこそ材料」を標榜するなら「学問で身をたて世の ため人のために尽くす」気概を持って研究、教育に当ること を切望する.

#### 文 献

- (1) M. Yamaguchi and Y. Umakoshi: Phys. Stat. Soli., (a), 31 (1975), 101-106
- (2) M. Yamaguchi and Y. Umakoshi: Scr. Metall., 9(1975), 637-640.
- (3) S. Takeuchi and E. Kuramoto: Acta Metall., 21(1973), 415-425.
- (4) K. Hagihara, T. Nakano and Y. Umakoshi: Acta Metall., 48 (2000), 1469-1480.
- (5) K. Hagihara, T. Nakano and Y. Umakoshi: Acta Metall., 51 (2003), 2623-2637.
- (6) Y. Umakoshi, D. P. Pope and V. Vitek: Acta Metall., 32 (1984), 449-456.
- (7) Y. Umakoshi, M. Yamaguchi, Y. Namba and K. Murakami: Acta Metall., 24(1976), 89-93.
- (8) Y. Umakoshi, J. R. Boland, D. P. Pope and V. Vitek: Mater. Sci. Eng., 64(1984), 27–35.
- (9) Y. Umakoshi and T. Nakano: ISIJ Int., 32(1992), 1339-1347.
- (10) Y. Umakoshi and T. Nakano: Acta Metall., 41(1993), 1155-1161.
- (11) T. Nakano, Y. Koizumi, T. Tsujimoto and Y. Umakoshi: Intermetallics, 4(1996), 571-579.
- (12) Y. Umakoshi, T. Sakagami, T. Yamane and T. Hirano: Acta Metall., 38(1990), 909-915.
- (13) T. Nakano, M. Azuma and Y. Umakoshi: Acta Mater., 50 (2002), 3731 - 3742.
- (14) T. Nakano, M. Kishimoto, D. Furuta and Y. Umakoshi: Acta Mater., 48(2000), 3465-3475.
- (15) T. Nakano, Y. Nakai, S. Maeda and Y. Umakoshi: Acta Mater., **50**(2002), 1781–1795.
- (16) Y. Umakoshi and H. Kronmüller: Phys. Stat. Soli., 66(1981), 509-520.
- (17) H. Y. Yasuda, D. Furuta, A. Sasaki and Y. Umakoshi: J. Appl. Phys., 88(2000), 5909–5914.
- (18) H. Y. Yasuda, R. Jimba and Y. Umakoshi: Scr. Mater., 48 (2003), 589-592.
- (19) H. Y. Yasuda, K. Nakano, T. Nakajima, M. Ueda and Y. Umakoshi: Acta Mater., 51 (2003), 5101-5112.
- (20) H. Y. Yasuda, M. Aoki and Y. Umakoshi: Acta Mater., 55 (2007), 2407-2415.



馬越佑吉

1969年3月 大阪大学大学院工学研究科修士課程修 了後, 1991年11月 大阪大学教授 2002年4月 大阪大学工学部長・工学研究科長 2004年8月 大阪大学理事・副学長 2005年4月 日本学術会議会員(2期6年間) 2008年4月 独立行政法人物質·材料研究機構理事 現在 大阪大学名誉教授 専門分野:結晶塑性学 ◎材料研究を通じて人類社会の発展に貢献する. \*\*\*\*\*