最近の研究

β チタン形状記憶合金を通じて見る マルテンサイト変態組織

稲邑朋也*

1. はじめに

Ti-Ni 合金は、室温近傍で優れた形状記憶・超弾性特性を 示すが、近年急速に進んでいる低侵襲医療への応用では、 Ni アレルギーの危険性が指摘されており⁽¹⁾、人体に安全な 元素から構成された、生体用形状記憶・超弾性合金の開発が 望まれている⁽²⁾.一部の準安定 β チタン合金では、 β (bcc) 相域から室温近傍まで急冷すると図1に示す $\beta \rightarrow \alpha$ "(Corthorhombic)マルテンサイト変態が起こり⁽³⁾、それによる 形状記憶効果と超弾性が得られることから、生体用合金とし て注目されている⁽²⁾.

β チタン合金の形状記憶効果は、1971年に Baker⁽⁴⁾が Ti-Nb 合金で発見して以来、Duerig ら (Ti-V-Fe-Al)⁽⁵⁾, Sugimoto ら (Ti-Al-Sn-Zr-Mo)によっても報告され⁽⁶⁾, Sasano らが Ti-Mo-Al で超弾性(但し室温以下)を見いだし ている⁽⁷⁾. また木村らは、 β チタン合金の生体用形状記憶合 金としての利用にいち早く着目し、Ti-V-Fe-Al 合金の形状 記憶効果に及ぼす添加元素や熱処理の効果を研究し



た⁽⁸⁾⁻⁽¹¹⁾. ところが,結晶構造,マルテンサイト変態組織と 変態挙動に関する十分な基礎データが得られていなかったこ ともあり,これらの研究は,形状記憶合金の研究者からも, チタン合金の研究者からも,今日ほどの注目を集めなかっ た.しかし1990年代中頃から,Niなどの有害元素を含まな い新しい生体用形状記憶・超弾性合金の有望な候補材料とし て β チタン合金に強い関心が集まりはじめ⁽¹²⁾,2000年前後 から添加元素や加工熱処理が力学特性や変態挙動に及ぼす影 響が,我が国を中心に本格的に研究され⁽¹³⁾⁻⁽¹⁷⁾,集合組織 制御⁽¹⁸⁾⁻⁽²¹⁾や格子変形歪みの組成依存性⁽²²⁾を利用して,Ti-Niに匹敵する回復歪みを発生する合金が開発されてお り⁽²³⁾,力学特性や相変態挙動に関しては本誌でも概説され ている⁽²⁴⁾.

こうした研究の流れの中で、筆者は2003年から β チタン 形状記憶合金のマルテンサイト変態組織に関する研究を行っ ている.それらは、 β チタン合金固有の諸問題に関する研究 と、マルテンサイト変態組織に潜む普遍的性質を β チタン 合金の組織を通じて捉えようとする研究に大別される.本稿 では、前者に属するものの1つとして、30年以上に渡り明 確な結論が出ていなかった、 β チタン形状記憶合金の α "マ ルテンサイト相の規則化の有無と逆位相境界(APB)状欠陥 に関する話題⁽²⁵⁾をとりあげ、後者に対応するものとして、 マルテンサイトの自己調整組織に対する理解の深化⁽²⁶⁾につ いてご紹介する.

2. α["] マルテンサイトの規則化の有無と APB 状欠陥

β チタン(bcc)は不規則構造であるから,無拡散変態によって生じる α'' マルテンサイトも不規則構造となるのが自然である. Brown らは Ti-20 mol%Nb 合金において, α'' 相の

* 東京工業大学准教授;精密工学研究所(〒226-8503 横浜市緑区長津田町4259)

Microstructure of Martensite: Viewing through β -titanium Shape Memory Alloy; Tomonari Inamura (Precision and Intelligence Laboratory, Tokyo Institute of Technology, Yokohama)

Keywords: crystallography, microstructure, martensite, self-accommodation, titanium alloy, shape memory alloy 2014年 4 月28日受理[doi:10.2320/materia.53.321]

空間群は *Cmcm* であり、4c サイト(0, y, 1/4)を Ti, Nb 原子 が不規則に占めており y=1/5 であることを、X 線回折によ って明らかにした⁽³⁾. 以下では、下付 b は母相(β : bcc)を 示し、 α ["]相の諸量に対しては下付文字を原則として付けな いで表記する.

ところが、Ti-Mo⁽²⁷⁾、Ti-Mn⁽²⁸⁾、Ti-V-Al⁽²⁹⁾、Ti-Nb⁽³⁰⁾の マルテンサイトにおいて、規則・不規則変態に伴って形成さ れる逆位相境界(APB)に似た形態を呈する面欠陥(以下, APB 状欠陥)の存在が透過型電子顕微鏡(TEM)により明ら かにされた.また Pak ら⁽²⁹⁾、Ahmed ら⁽³⁰⁾は、APB 状欠陥 に加えて、規則格子反射を観察したことから、 α'' 相が規則 化していると結論した.さらに Pak らは⁽²⁹⁾、 α'' マルテンサ イト内部に高密度の線状コントラストも観察しており、理論 的には発生が困難な、高密度な(101)複合双晶であると推察 している.この様に、 α'' マルテンサイト相の構造や下部組 織については諸説ある状況であった.

筆者らはまず,規則格子反射が観察されている過去の報告 は、いずれも電子回折を用いている点に注目し、多重回折を 無視できるX線回折によって消滅則を吟味した. 図2は Ti-22Nb-3A1(mol%)合金から得らた θ -2 θ X線回折パター ンと、過去報告された規則構造からの回折パターン(Rietan-FP⁽³¹⁾によるシミュレーション)を比較している. 図2より 明らかに Pak ら、Ahmed らが報告した規則構造や、母相 bcc に B2型規則度が発生した場合に現れるであろう B19型 規則構造の回折パターンは実験結果と全く一致しない. 実験 で得られた回折パターンはa=316.0±0.2 pm, b=480.7± 0.2 pm, c=465.4±0.2 pm のC 底心斜方晶で矛盾なく指数 付けされ、消滅則は hkl: h+k=odd, 0kl: k=odd, h0l: h or l=odd, hk0: h+k=odd, h00: h=odd, 0k0: k=odd,



図2 Ti-22Nb-3AlのXRD回折パターンと、これまで提唱されてきた規則構造の回折パターン(計算値)の比較.

00*l*:*l*=oddであり, Brownの報告通り*Cmcm*のものに一 致する.

次に格子不変変形(LID)を必要とせず格子変形だけで不変 面条件を達成できる⁽²²⁾Ti-23Nb-3Al(mol%)を用いてTEM 観察を行った.図3の様に種々の方位から電子回折図形を解 析した結果,映進面に起因した消滅則が,電子線の多重回折 によって,あたかも破れているかのように見えることが分か った.例えば,[110]入射パターンでは消滅するはずの00*l*: l=odd がはっきりと見えているが,001軸周りに傾斜して得 られる[010]入射パターンでは00*l*:l=odd は消滅してい る.注意深く電子回折図形を解析した結果,Pakら⁽²⁹⁾, Ahmed ら⁽³⁰⁾が規則格子反射として報告した反射は,全て多 重回折であったと考えれば,彼らの実験結果もCmcmの消 減則で矛盾無く説明されることがわかっている^{(22)†}.以上よ り,規則化を示す証拠はなく, α "相は不規則構造であると 考えられる.

その一方で、同じ試料で観察された全ての α " 晶には、 APB 状欠陥が見られた. 図4(a)は晶癖面からほぼ垂直な方 向から見た明視野像、図4(b)~(f)は同じマルテンサイトプ レートを種々の入射方位から、図中に表示した g*の二波条 件下で撮影した暗視野像である. 図4(a)、(b)ではリボン状 のコントラストが見えるが、入射方位と回折条件を変化させ るとまるで全く異なる欠陥があるかのように見える. 特に図 4(c)、(e)では Pak らが報告した様に、微細な双晶が存在す るかの様なコントラストを呈している. しかし本合金は LID を必要としないので⁽²²⁾、これらの APB 状欠陥は変形 によって生じたものではない. また β 相(母相)には APB 状 欠陥は一切観察されないことから、本欠陥は変態時の格子変 形そのものによって形成されたことになる. 種々の方位から の観察と、シングルトレース解析の結果、面欠陥は図5に示 す様な、晶癖面に垂直に伸びたチューブ状であることが分か



図3 001(1=odd)反射が多重回折であることを示す電 子回折図形の一例.

[†] 以前は、規則構造であることは形状記憶効果が発現するための 必要条件とする見方もあったので、強い先入観が解析時に目を 曇らせたのではないかと想像する。



図4 Ti-23Nb-3Alにおける APB 状欠陥の TEM 像 (a) 晶癖面にほぼ垂直な方位からの明視野像, (b) g*=ī30, (c) g*=1īī, (d) g*=ī11, (e) g*=200, (f) g*=110の二波条件下で撮影した同 一視野の暗視野像.



図 5 APB 状欠陥の(a)チューブ方向のシングルトレー ス解析, (b)模式図.



図6 変態時に生じる Shuffling 方向の不均一性による 変位ベクトル **R**_{TR}.

った. 51種類の回折条件下でコントラスト実験を行った結 果,面欠陥の変位ベクトル $R = [R_x, R_y, R_z]$ は, $R_z = 1/2, R_x$ + $R_y \sim 半整数, 2R_x + 4R_y \sim 整数を満たすことが分かった⁽²⁵⁾.$

図6は α "マルテンサイト変態の格子変形と原子 shuffling の模式図である。図6(a)は格子変形前の母相(bcc),6(b)は 格子変形と shuffling が生じて α "マルテンサイト相になった

ま て り あ 第53巻 第7号(2014) Materia Japan

もので、上下のα"結晶は、格子変形歪みは同じだが大きさ (1/2-y)の shuffling の向きが異なっており、両者の間には **R**_{TR}=[0,-2y,1/2]の変位が存在する.この型の変位ベク トルは, α"マルテンサイトと同じ格子対応と shuffling モー ドを持つ別の合金系において実際に観察されている. Banerjee らは Ti-6.5Al-3.3Mo-1.5Zr-0.25Si (mass%)の α'(hcp)マルテンサイトにおいて観察される APB 状欠陥の コントラストを上記 R_{TR}で説明した⁽³²⁾.また松田らは, Ti-Pd 合金の B19 マルテンサイト相においても同様の変位 ベクトルをもった面欠陥を見いだしている⁽³³⁾.本研究にお いても、R_z=1/2 であるから、面欠陥の変位ベクトルの主成 分は R_{TR} と考えられる. ところが図 4(e) が示す通り, g*= 200でも欠陥のコントラストは明瞭に観察されており、本合 金においてはゼロでない Rx 成分を持っていることがわか る.したがって面欠陥の変位ベクトルは**R**_{TR}になんらかの 微小な変位ベクトルを加えたものと考えるのが妥当に思われ る.

変態前の β 相には,拡散を必要とせずに形成される,ナ ノサイズの athermal ω 相(六方晶)が均一に分散形成してい る.しかし α'' 相に変態すると athermal ω 相は消失する.詳 細は参考文献⁽²⁵⁾に譲るが,特定の athermal ω 相バリアント による原子変位が R_{TR} に重なっていると考えることによっ て,コントラスト実験の結果を極めてうまく説明でき,R =[-3/50, -23/50, 1/2]と決定できた.この結果は, α'' マル テンサイト変態時の原子運動が,特定の ω 相バリアントと 何らかの相互作用を持っていることを示唆している.

この様に,過去に報告された, α["]マルテンサイトの規則 化の証拠とされてきた過去の実験結果,即ち消滅則の破れと APB 状組織は,いずれも規則化とは関係のない現象に由来 することが明らかになり, α["]マルテンサイト相は不規則構 造であることが明確になった.

APB 状欠陥は、マルテンサイトの晶系が異なる Ti-Ni 系 合金(34),(35)においても発見されており、格子変形に伴う シャフリングに等価な複数の方向が存在するマルテンサイト 変態では一般的に起こることが、明らかにされつつある.

3. 自己調整組織に対する理解の深化

外場の無い状態で形状記憶合金をマルテンサイト変態させ ると、不変面条件(IP 条件)を満たしたマルテンサイトプレ ート(晶癖面バリアント:HV)が形成されるが、各 HV の体 積率は等しくなり、巨視的には僅かな体積変化以外の形状変 化を伴わない.しかし微視的には、結晶学的に等価な特定の HV が互いに連結したクラスター(HV クラスター)から成る 「自己調整組織」が形成されている⁽³⁶⁾.形状記憶合金の駆動 1 サイクルは、①自己調整組織の変形(再配列)→②加熱によ る逆変態→③冷却によるマルテンサイト変態に伴う自己調整 組織の形成、の3段階に分けられる.①のプロセスは双晶 変形による HV 同士の相互変換によってなされるが、この プロセスにおいて転位によるすべり変形が生じると、形状記 憶特性が劣化する.また転位の発生は,変態温度のシフト等 を引き起こしてしまうので,駆動サイクルの各段階において 可能な限り転位の発生を抑制させることが重要である.一般 的には合金の強度を上昇させて転位の発生を抑制するが,開 発途上の新合金では,例えばβチタン形状記憶合金の様に 加工硬化が小さく,かつ有効な析出硬化法が見いだされてい ない合金系も存在する.また既存合金においても,転位の発 生しにくい変態組織を形成させることでさらなる高性能化を 計ることもできる.従って,自己調整組織の形態やマルテン サイト同士の結合界面の構造を決定する支配因子を明らかに し,自己調整組織自体を制御することは,重要な課題である と筆者は考えている.この目的を達するためには,自己調整 組織の構造と支配因子に対する理解を,現状以上に深化させ る必要がある.

従来の考え方では,HVのもたらす全形状変化の変形勾配 を**P**とし,**P**の算術平均が単位行列に近いほど,変態歪み がより緩和された優先形態であるとされる⁽³⁶⁾.**P**の算術平 均は,実験結果をある程度説明できるが,空間平均を取って いることと同じであり,特定のHV同士の結合界面に関す る情報は失われてしまう.またしばしば,高頻度に出現する 組織形態を説明することができない⁽⁴⁰⁾⁻⁽⁴²⁾.よって自己調 整組織に対する理解をより深める為には,別の考え方が必要 となる.

Ball と James は, HV 同士が結合する場合には,結合部 で物体の連続性を保つ条件として Kinematic Compatibility (KC)条件が要求されることを示した⁽³⁷⁾⁽³⁸⁾.

$$\boldsymbol{Q}\boldsymbol{P}_i - \boldsymbol{P}_j = \boldsymbol{m} \otimes \boldsymbol{p} \tag{1}$$

ここで P_i , P_j は i, j 番目の HV の均一な形状変化を表す変形 勾配行列, Qは3次元回転行列, $m \ge p$ は3次元列ベクト ルである.式(1)を満足するQ, mおよびpが存在しない場 合, HV 同士の無歪み結合は不可能となり, ミスフィットが 発生し格子欠陥の形成を起こす.また式(1)が解を持って いたとしても $Q \ne I(I$ は単位行列)の場合には,晶癖面の IP 条件を破らなければ HV 結合部にミスフィットが発生して しまうので,格子欠陥や歪みエネルギーを発生させてしま う.従って HV 同士の結合面の幾何学・結晶学は形状記憶 特性に大きな影響を与えているはずである.実際に, ZnAuCu 合金においては,KC 条件を満足したマルテンサイ ト界面だけから成る組織が出現するように,格子定数を合金 組成によってチューニングでき,その組成では熱サイクルに 伴う変態温度シフトが極めて小さくなることが報告されてい る⁽³⁹⁾.

しかしながら、組織中のすべての界面で KC 条件を満足で きる合金系は極めて限定的であり、むしろ $Q \neq I$ の場合にい かなる組織やマルテンサイトの結合界面が形成され、それら が力学特性にどのような影響を与えるのか解明する必要があ る.最近筆者らは、Qと自己調整組織の関係を、 $\beta \neq y$ ン形 状記憶合金⁽²⁶⁾、TiNi⁽⁴⁰⁾⁻⁽⁴²⁾、TiAu⁽⁴³⁾において明らかにし つつある.以下、 $\beta \neq y$ ン形状記憶合金において得られてい る結果⁽²⁵⁾を概説する.

(1) KC 条件の評価

Ti-23Nb-3AlではLIDが消失するので⁽²²⁾,本来24通り ある HV は 2 重縮退して12個となり,理論的にも実験的に も解析しやすい.便宜上 HV を整数 k=1~6として k(+), k(-)の様に書く.以後,特定の HV に関する量であること を示す場合には,下付で k(+)を添付する.全 HV の全形状 変化 $P_{1(+)}, P_{1(-)} \sim P_{6(+)}, P_{6(-)}$ を PTMC によって求め,式 (1)に代入して KC 条件を成立させるための Qを計算した. Q=Iならば, IP 条件と KC 条件が同時に満たされ,体積変 化以外の歪み成分が全て緩和しきった HV クラスターが形 成され得る.

解析の結果,全てのHVの組み合わせでKC条件を満足 させる Q, m および p が存在するが, Q = I となる組み合わ せは存在しないことが明らかになった.即ち, IP 条件と KC 条件は、同時に成立できないので、晶癖面か HV 結合面 のいずれか(もしくは両方)では、必然的にミスフィットが発 生し転位が導入される.よって体積変化以外の歪み成分が全 て緩和された HV クラスターは実現不可能である. また HV 同士の方位関係を,**P**を用いて評価してみると, IP 条件を 満たした HV 同士は、実は厳密な双晶関係にはなっておら ず,双晶関係からの偏差 Wをもつことが分かった.さらに $W \ge Q$ を比較してみると、あらゆる組み合わせで $Q = W^{-1}$ となっており、結合部での KC 条件と双晶関係は同時に成立 することが分かった[†]. つまり IP 条件を満たしながら成長し ている2つのHVが(偶然)結合しても,回転Qによってい ずれかの HV の IP 条件を破らない限り,結合部では KC 条 件はおろか、実は双晶関係すらも満足しないということであ る.

解析結果を表1にまとめた. I, IIと記された組み合わせ では、Q回転角と、同時に成立する双晶関係が、それぞれ I:0.686°/{111}第一種双晶、およびII:0.574°/<211>第二 種双晶であり、他の組では全てQ回転角は3°~6°である. 高々1°の偏差ではあるが、このミスフィットを緩和するた めには、 β 相のa/2<111>b転位で概算すると、約20 nm 間 隔で転位が配列する必要がある.

(2) 高頻度に発生する HV クラスターと Q の関係

図7は透過型電子顕微鏡(TEM)による明視野像である. まず2つのHVからなるクラスターの発生頻度を解析した ところ,表1においてI,Ⅱで示されたHVクラスターが 圧倒的な頻度で形成していた.HVが{111}TypeI双晶関係 で結合したI型(表中I,例えば1(+)と5(+))か,<211〉 TypeⅡ双晶関係でHVが結合したⅡ型(表中Ⅱ,例えば 1(+)と4(-))である.表1中の,Ⅰ,Ⅱ以外の組み合せは

[↑]本合金では LID が存在しないためにあらゆる組み合わせで Q= W⁻¹となるのだが、各 HV が LID としての内部双晶を含む Ti-Ni などでは限られた HV の組み合わせだけが HV 結合部で の KC 条件と双晶関係を同時に満足できる.

	1(+)	1(-)	2(+)	2(-)	3(+)	3(-)	4(+)	4(-)	5(+)	5(-)	6(+)	6(-)
1(+)					Ι			Ш	Ι			Ш
1(-)						Π	Ι			Π	Ι	
2(+)						Ι	Ш		Ш			Ι
2(-)					Π			Ι		Ι	Π	
3(+)	Ι			Ш					Ι		Ш	
3(-)		Ш	Ι							Ш		Ι
4(+)		Ι		Ш					Ш		Ι	
4(-)	Ш			Ι						Ι		Ш
5(+)	Ι		Ш		Ι		Ш				_	
5(-)		Ш		Ι		Ш		Ι				
6(+)		Ι	Ш		Ш		Ι					
6(-)	П		Ι			Ι		Ш				

表1 HVペアの KC 条件による分類.



図7 Ti-23Nb-3Al 合金の自己調整組織の TEM 像.



図8 T型クラスター.

TEM 観察した範囲では見つけることができなかった.また I型は代表的な形態として知られていたが⁽⁴⁴⁾,Ⅱ型はこれま で報告されていなかった.

前述した,変形勾配の算術平均で考えると,立方晶-斜方 晶変態では図8に示す様な三角形状のHVクラスター(T

ま て り あ 第53巻 第7号(2014) Materia Japan

型)の方が、Ⅰ型やⅡ型よりも単位行列により近い変形勾配 をもたらすので、より変態歪みの緩和に有利な形態とされ る⁽⁴⁵⁾. ところが KC 条件の評価からは, 逆の結論が導かれ る. T型を形成するためには, I型(1(+)−5(+))に第三の HV(3(+))を結合させて,結合面を3つ形成しなくてはな らないのだが、それぞれの結合面で要求される Q が異なる ために、回転軸を[111]_bとした1.9°の楔形部分回位を形成 しなければ三角形状を作ることができない.図7の視野で 156個のクラスターに対して発生頻度を解析したところ、 I 型49%, Ⅱ型:42%, T型9%であり, 明らかにT型の発 生頻度は低くなっている. このことからも HV 結合面での KC条件が組織形態を決定づけていると考えられる. Q回転 が大きい HV 結合ほど,結合部もしくは晶癖面で発生する ミスフィットが大きく, 歪みエネルギーが高くなる. それゆ えに、高頻度に出現する HV クラスターの形態を Q 回転の 大きさによって明快に整理できるのだと考えられる.

(3) KC 条件と IP 条件の競合

説明は参考文献(26)に譲るが、本合金では $Q = W^{-1}$ なので、HV同士の双晶関係からの偏差をTEMで実測すれば、 それこそがKC条件からの偏差である.図9は菊池線を用いてHV同士の方位関係を解析した結果の1例である.電子線入射方向が〈211〉第二種双晶の η_1 方向([211]₁₍₊₎// [2ĪĪ]₆₍₋₎)のため、制限視野回折図形は重なって見えるが、 菊池線で解析すると、結合面にほぼ垂直な軸を回転軸として、厳密な双晶関係から0.4°の方位差が認められる.この軸はII型のQ回転軸に近い方位を向いている.12個のII型を 同様に解析したが、〈211〉第二種双晶関係からの偏差(0.1°~ 0.5°)が認められ、それらの回転軸は全てII型のQ回転軸に 近かった⁽²⁶⁾.従ってII型では晶癖面のIP条件が優先されて、その引き替えに結合部ではKC条件が破れていると考え られる.ところがほとんどのI型は{111}第一種双晶関係か



図 9 Ⅱ型クラスター結合面での〈211〉第二種双晶から の偏差(=KC 条件からの偏差).

らの偏差が0.1°以下であり,KC条件ではなく晶癖面のIP 条件が破られていた⁽²⁶⁾.この様に,LIDが消失してHVが 12種しか存在しない単純な系においてすらも,マルテンサ イト同士の界面にはKC条件とIP条件の競合関係がもたら す多様性が現れる.Ti-Niなどの様にLIDとしての内部双 晶がHV内に存在する場合には,状況は一気に複雑にな る⁽⁴⁰⁾⁻⁽⁴²⁾.なぜHVクラスター種ごとに結合部でのKC条 件の成否に違いがあるのか,現段階では明確な答えは出てい ない.マルテンサイトの晶系が異なる種々の合金で同様な実 験と理論解析を行い,合金の個性に依存しない共通性を抽出 する必要がある.

HV 結合部における双晶関係からの偏差は,自己調整組織 の再配列過程やそのダイナミクスに影響を及ぼしている可能 性があり,今後重点的に研究する価値があると考えられる. また格子定数の組成依存性を利用すれば,特定のHV クラ スターの **Q** を制御した組織を作ることが原理的には可能で あるから⁽⁴⁶⁾,自己調整組織を通じて,変態温度ヒステリシ ス,耐久性や内部摩擦などの特性を制御できる可能性がある.

4. おわりに

各話題に関するまとめはすでに述べているとおりであり, 今後のβチタン形状記憶合金開発の一助となれたら,筆者 としては望外の喜びである.

一方で、本稿でご紹介したβチタン形状記憶合金の組織 はいずれも、マルテンサイト変態が普遍的にもつ(既知・未 知の)幾何学的(あるいは物理的)性質が、βチタン形状記憶 合金固有の諸性質と相まって変態組織として具現化された際 の痕跡であるとも言える. APB 状欠陥は、マルテンサイト 変態時の集団的原子運動に、連携性を保った成分とそうでな い成分があることを示している. 自己調整組織に関しては、 変位型相変態であれば理論的には本研究と同じ扱いができる ので、鉄鋼や圧電体においても、本研究と同じ切り口で見直 してみれば、見慣れたはずの相変態組織に潜む、未知の側面 が見えるかもしれない. 最後に,助手として採用して頂いて以来,日頃ご指導頂い ている東京工業大学 細田秀樹先生に深く感謝申し上げま す.また共同研究者である筑波大学 宮崎修一先生と金熙榮 先生,九州大学 西田稔先生にも心より謝意を表します.

文 献

- (1) J. K. Bass, H. Fine and G. J. Cisneros: J. Am. J. Orthod. Dentofac., 103(1993), 280–285.
- (2) S. Miyazaki, H. Y. Kim and H. Hosoda: Mater. Sci. Eng. A, 438/440(2006), 18–24.
- (3) A. R. G. Brown, D. Clark, J. Eastabrook and K. S. Jepson: Nature, **201**(1964), 914–915.
- (4) C. Baker: Metal Sci. J., 5(1971), 92–100
- (5) T. W. Duerig, J. Albrecht, D. Richter and P. Fischer: Acta Metall, **30**(1982), 2161–2172.
- (6) H. Sasano and T. Suzuki: Proc. 5th Intl. Conf. on Titanium, (1984), 1667–1674.
- (7) T. Sugimoto, K. Kamei, S. Komatsu and K. Sugimoto: Titanium Science and Technology, 3(1985), 1583–1590.
- (8) 木村 博, 荘村泰治: 歯材器, 4(1985), 134-140.
- (9) 木村 博, 荘村泰治: 歯材器, 4(1985), 377-384.
- (10) 木村 博, 荘村泰治: 歯材器, 5(1986), 155-161.
- (11) 木村 博, 荘村泰治:歯材器, **5**(1986), 435-441.
- (12) C. Y. Lei, J. S. L. Pak, H. R. P. Inoue and C. M. Wayman: Proc. Intl. Conf. on Martensitic Transformation (ICOMAT-92), (1993), 539–544.
- (13) T. Grosdidier and M. J. Philippe: Mater. Sci. Eng. A, 291 (2000), 218–223.
- (14) K. Nitta, S. Watanabe, N. Masahashi, H. Hosoda and S. Hanada: Structural Biomaterials for 21st Century, Warrendale, Pennsylvania, USA, TMS, (2001), 25–34.
- (15) E. Takahashi, T. Sakurai, S. Watanabe, N. Masahashi and S. Hanada: Mater. Trans., 43(2002), 2978–2983.
- (16) T. Maeshima and M. Nishida: Mater. Trans., 45(2004), 1096– 1100.
- (17) T. Furuhara, S. Annaka, Y. Tomio and T. Maki: Mater. Sci. Eng. A, 438-440(2006), 825-829.
- (18) Y. Fukui, T. Inamura, H. Hosoda, K. Wakashima and S. Miyazaki: Mater. Trans., 45(2004), 1077–1082.
- (19) T. Inamura, Y. Fukui, H. Hosoda, K. Wakashima and S. Miyazaki: Mater. Trans., 45(2004), 1083–1089.
- (20) T. Inamura, Y. Kinoshita, J. I. Kim, H. Y. Kim, H. Hosoda, K. Wakashima and S. Miyazak: Mater. Sci. Eng. A, 438-440 (2006), 865-869.
- (21) H. Y. Kim, T. Sasaki, K. Okutsu, J. I. Kim, T. Inamura, H. Hosoda and S. Miyazaki: Acta Mater., 54(2006), 423–433.
- (22) T. Inamura, J. I. Kim, H. Y. Kim, H. Hosoda, K. Wakashima and S. Miyazaki: Philos. Mag., 87 (2007), 3325–3350.
- (23) H. Y. Kim, Y. Ikehara, J. I. Kim, H. Hosoda and S. Miyazaki: Acta Mater., 54(2006), 2419–2429.
- (24) 金 熙榮:まてりあ, 53(2014), 11-17.
- (25) T. Inamura, H. Hosoda, H. Y. Kim and S. Miyazaki: Philos. Mag., 90(2010), 3475–3498.
- (26) T. Inamura, H. Hosoda and S. Miyazaki: Philos. Mag., 93 (2013), 618–634.
- (27) R. Davis, H. M. Flower and D. R. F. West: J. Mater. Sci., 14 (1979), 712–722.
- (28) K. M. Knowles: Proc. R. Soc. Ser. A, 280(1982), 187-200.
- (29) J. S. L. Pak, C. Y. Lei and C. M. Wayman: Mater. Sci. Eng. A, 132(1991), 237–244.
- (30) T. Ahmed and H. H. Rack: J. Mater. Sci., 31(1996), 4267– 4276.
- (31) F. Izumi and K. Momma: Solid State Phenom., 130 (2007), 15– 20.
- (32) D. Banerjee, K. Muraleedharan and J. L. Strudel: Philos. Mag. A, 77 (1998), 299–323.

- (33) M. Matsuda, T. Hara and M. Nishida: Mater. Trans., 49 (2008), 461–465.
- (34) M. Matsuda, K. Kuramoto, Y. Morizono, S. Tsurekawa, E. Okunishi, T. Hara and M. Nishida: Acta Mater., 59 (2011), 133–140.
- (35) Y. Murakami and D. Shindo: Mater. Trans., 49(2005), 743– 755.
- (36) 大塚和弘:「合金のマルテンサイト変態と形状記憶効果」,内 田老鶴圃,(2012).
- (37) J. M. Ball and R. D. James: Arch. Rat. Mech. Anal., 100 (1987), 13–48.
- (38) K. Bhattacharya, Microstructure of Martensite, Oxford University Press, Oxford, (2003).
- (39) Y. Song, X. Chen, V. Dabade, T. W. Shield and R. D. James: Nature, 502 (2013), 85–88.
- (40) M. Nishida, T. Nishiura, H. Kawano and T. Inamura: Philo. Mag., 92(2012), 2215–2233.
- M. Nishida, E. Okunishi, T. Nishiura, H. Kawano, T. Inamura, S. Ii and T. Hara: Philos. Mag., 92(2012), 2234–2246.
- (42) T. Inamura, T. Nishiura, H. Kawano, H. Hosoda and M. Nishi-

da: Philos. Mag., 92(2012), 2247-2263.

- (43) T. Inamura and H. Hosoda: Metall. Mater. Trans. A, 42A (2011), 111–120.
- (44) Y. W. Chai, H. Y. Kim, H. Hosoda and S. Miyazaki: Acta Mater., 57 (2009), 4054–4064.
- (45) T. Saburi, Y. Watanabe and S. Nenno: ISIJ Intl., 29(1989), 405–411.
- (46) T. Teramoto, M. Tahara, T. Inamura, H. Hosoda and S. Miyazaki: Adv. Sci. Tech., 78 (2013), 25–30.



2003年3月 東京工業大学総合理工学研究科博士課 程修了 2003年4月 東京工業大学精密工学研究所・助手 2010年8月 現職 専門分野:金属組織学,結晶学,形状記憶合金 ◎新規形状記憶合金の研究開発,および,マルテンサ イト変態の結晶学的研究に従事.

稻邑朋也