新 α' マルテンサイト型 Ti 合金の組織制御と高機能化に関する紹介を中心として

松 本 洋 明*

1. はじめに

今回、本稿を執筆する機会を与えていただき、関係各位に深く感謝申し上げます。私は大学院を修了後に金属関係の企業に勤め、その後に東北大学金属材料研究所に戻り、花田修治名誉教授のもと生体用チタン合金の研究に携わり、金属材料研究について様々な面からご指導頂いた。2006年11月から同研究所加工プロセス工学研究部門の千葉晶彦教授のもと耐熱材料、生体用金属材料および構造用金属材料の各種塑性加工プロセスを駆使した組織制御技術と高機能化技術について基礎および応用の両面から厚くご指導頂きながら、研究を遂行している。本稿では、これまでに私が取り組んできた新しいタイプの構造用 α' 型 Ti 合金と α' を利用した新しい加工技術の開発に関する研究を中心に報告するとともに、現在所属する研究室で精力的に取り組んでいる耐熱 Co 基合金および生体用 Co 基合金に関する研究についても紹介する。また紙数の都合上、詳細は参考文献を参照頂ければ幸いである。

2. 新しいタイプの構造用 α' マルテンサイト型 Ti 合金の合金設計と α' 相を利用した新しい組織制御・加工技術(α' プロセッシング)の可能性

CO₂ 排出削減などの環境問題から近年、航空機や自動車などの輸送機器の軽量化が重要視され、軽量金属材料である Ti 合金の需要が急速に伸びている。我々は構造用 Ti 合金としては未開拓の α' マルテンサイトを主相とした Ti-V 系合金に注目して、世界最高レベルな低ヤング率(47 GPa)-高強度特性(1100 MPa)を実現させた⁽¹⁾。この合金設計技術については、他の Ti 合金系にも展開可能である。また、 α' 相の特性(良好な加工特性、微細な組織形成(焼入れ後で幅 1 μ m 程

度の微細なアスキュラー状の組織を示し、わずかな加工量で冷間加工を行うことで 200 nm 以下の微細な等軸状結晶粒組織)、焼入れ後でランダムな結晶配向)を活かした産業用 Ti 合金の新しい組織制御技術・高機能化技術(α' プロセッシング)の可能性について現在、研究を遂行しているところである。本稿ではこの α' 相を主相とした Ti 合金の特徴と α' 相を利用した α' プロセッシングの可能性について紹介する。

(1) 低ヤング率-高強度 新 α' マルテンサイト型 Ti-V 系合金の合金設計

図 1 は 1223 K もしくは 1323 K で氷水中に溶体化焼入れ処理をした Ti-V-Sn 系合金のヤング率を Ti-V-Sn 3 元系状態図上に表記した図を示している。ここで α' 相(H.C.P.)の組成および準安定 β (B.C.C.)の組成にて低いヤング率(50~70 GPa)を示すことが分かる。特に α' の組成では $\alpha'/\beta + (\alpha' + \alpha'')$ の相境界付近、 β の組成では α' や α'' (Orthorhombic)のマルテンサイト相が生成しない相境界付近で低いヤング率を示す。準安定 β の組成で低いヤング率を示す報告は多くあり⁽²⁾⁽³⁾、焼入れ過程の Athermal ω 変態を抑制して、更にマルテンサイト変態(β/α'')に対して β 相が最も不安定な組成にて主にラティスソフトニングに起因してヤング率は最小を示すことが分かっている⁽²⁾。この β 型 Ti 合金は良好な冷間加工特性を示すことから、輸送機器用サスペンションばねやスポーツ用品に応用される。また、この低ヤング率な構造用 Ti 合金の多くは β 型 Ti 合金が使用され、ヤング率に関する研究も β 型 Ti 合金での報告がほとんどである。一方、上記した通り、Ti-V 系合金では α' 相を主相とする組成にて β 型 Ti 合金と同様な低ヤング率特性を示す。更に Sn 添加により α' 相および β 相ともに 60 GPa 以下の低ヤング率化が可能となり⁽²⁾、Al 添加でも同様な結果が得られている。

次に α' 型 Ti 合金の低ヤング率化機構について考えてみた

* 東北大学助教；金属材料研究所加工プロセス工学研究部門(〒980-8577 仙台市青葉区片平 2-1-1)

Introduction of Microstructural Control and High Functionalizing of the New α' Martensite Ti Alloys; Hiroaki Matsumoto(Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai)

Keywords: titanium alloy, thermo-mechanical processing, heat resistant material, biomedical material, cobalt based alloy

2009年3月24日受理

図1 1223 K あるいは 1323 K で溶体化焼入れ処理した Ti-V-Sn 合金の相構成とヤング率(E)の関係.

い. これまで Ti 合金のヤング率を構成相で比較した場合, ヤング率は ω 相 (H.C.P.) で最も高く, 次に α 相 (H.C.P.), β 相 (B.C.C.) の順に低くなることが報告されている⁽⁴⁾. Bowen はこの構成相とヤング率の関係について ω 相のヤング率は β 相の 2 倍, α 相のヤング率は β 相の 1.5 倍であることを具体的に指摘している⁽⁵⁾. 一方, α' 相や α'' 相のマルテンサイト相のヤング率に関する報告に関して, マルテンサイト相の生成でヤング率は変化することが指摘されているが⁽⁶⁾, 詳細な報告はない. α' 相の時効熱処理過程では Isothermal ω 変態はなく, 熱処理温度に依存して α' 相は ($\alpha' + \beta$) もしくは ($\alpha + \beta$) に相分解し, それに伴いヤング率は 60 GPa 程度から 100 GPa 近くまでに増加する. この結果は構成相として α' 相が最も低いヤング率を示すことを意味するが, α' 相は H.C.P. 構造であり, Ti 合金のヤング率は本質的に結晶構造に依存した値なのか, もしくはマルテンサイト相特有の格子不安定性に強く影響されたのか疑問が残る. H.C.P. 相の格子定数に注目すると, 溶体化焼入れ後の (Ti-12V)-2Al 合金 (mass%) の α' 相の格子定数は $a = 0.294$ nm, $c = 0.463$ nm であり, 673 K-86.4 ks の熱処理後の α' 相の格子定数は $a = 0.294$ nm, $c = 0.467$ nm で, わずかに c 軸が膨張する. この熱処理過程で, ヤング率は 63 GPa から 90 GPa 近くまでに増加する. 673 K の熱処理では, 構成相は α' 単相のままで, 一方で上記した通り格子は膨張することから, 合金組成や格子体積との関係から上記したヤング率の変化を説明することはできない. Ti 合金の準安定 β 相のヤング率はマルテンサイト変態に対する格子安定性でよく議論され⁽⁷⁾, 非線形的な弾性変形挙動⁽⁸⁾, $c_{11}-c_{12}$ の特定方位の弾性定数が異常に小さくなる弾性異常現象⁽⁹⁾, 更に応力誘起マルテンサイト変態とマルテンサイトバリエーションの再配列過程⁽¹⁰⁾などが低ヤング率化機構として挙げられている. そのため, 準安定 β 型 Ti 合金では室温で最も格子不安定な組成にてヤング率は最小を示す. 一方でこれは β 相が非常に不安定な組成に限られ, 低ヤング率な α' 型 Ti 合金, 例えば α' 型 (Ti-12V)-2Al 合金のマルテンサイト逆変態 (α'/β) 温度は 673 K 以上であり, 不安定な準安定 β 型 Ti 合金に比べて室温で α' 相は安定である. そのため α' 型 Ti 合金が準安定 β 型 Ti 合金と比較して室温で同等以下の低ヤング率を示す理由について同じようなマルテンサイト相の格子不安定性で説明することができない. 溶体化焼入れ後の α' 型 Ti 合金の室温での引張試験の応力-ひずみ曲線では, 不安定な準安定 β 型 Ti 合金と同様に弾性変形過程で擬弾性挙動が観察され

る. マルテンサイト相の擬弾性変形は主に双晶界面やマルテンサイトバリエーション界面の移動に強く影響を受ける⁽¹¹⁾. この擬弾性挙動は見掛けのヤング率を減少させるために, α' 型 Ti 合金の低ヤング率化機構の要因として挙げることができる. しかしながら, α' 型 Ti 合金の冷間加工材では溶体化焼入れ材で観察された擬弾性変形挙動は明瞭に現れず, 一方で, 加工後のヤング率は溶体化焼入れ後に比べて更に減少する (60 GPa 以下) ことから⁽¹²⁾, α' 型 Ti 合金の低ヤング率化機構が擬弾性変形挙動に強く影響を受けることを断定することはできない. また, 上記した通り, 他の相と比較した際, α' 相のヤング率を結晶構造の違いで説明することはできない. そのため, α' 型 Ti 合金の低ヤング率化機構は不明な点が多く, 更に詳細な解析が必要であるのが現状である. 一方で, 工業的な点から考慮すると, α' 型 Ti 合金は β 型 Ti 合金に比べて高価な β 安定化元素量が低減でき, また合金種および組成にも依存するが, 同等な冷間加工性を示すことから新しいタイプの低ヤング率 Ti 合金として期待できる.

(2) α' 相を利用した構造用 Ti 合金の高機能化プロセス

ここでは α' 型 Ti 合金の冷間加工制御した低ヤング率-高強度化プロセスと α' 相を利用した新しい組織制御・高機能化技術である α' プロセッシングの可能性について報告する. 図 2 は溶体化焼入れ後に減面率 75% で冷間溝ロール加工した α' 型 (Ti-12V)-2Al 合金の透過型電子顕微鏡 (TEM) 像 ((a) 明視野像, (b) 制限視野電子回折図形, (c) 暗視野像) および (d) 高分解能電子顕微鏡 (HREM) 像を示している. TEM 像から冷間加工後に針状の α' マルテンサイト組織は, ランダムな結晶配向から成る数十 nm の微細な等軸状転位セル組織に変化していることがわかる. HREM 像 (図 2(d)) は α' 粒内を撮影しており, 多数のモアレ縞が観察される. HREM 像中には電子線制限視野回折図形も示しており, これは Orthorhombic の α'' に相当する回折図形も観察され, 冷間加工過程で数 nm オーダーの超微細な α'' 相が生成していることがわかる. この α'' 相の生成量に関しては, XRD プロファイルでは α'' のピークが観察されないことから, 非常に微量であることが推察される. 一方で生成サイトや生成過程は現在, 不明であり, 今後解明する必要がある. 以前に α' 相の塑性変形過程は変形量の増加とともに $\langle a+c \rangle$ すべりが活発に活動して, これが低い冷間圧延性を示す要因として指摘した⁽¹³⁾. 冷間加工中の α'' 相の生成過程は現在, 不明であるが, 加工過程の α'' 相生成も高い冷間圧延性を示す要因と

図2 α' 型(Ti-12V)-2Al合金の冷間加工後の透過型電子顕微鏡(TEM)像。(a)明視野像, (b)制限視野電子回折図形, (c)暗視野像および(d)高分解電子顕微鏡(HREM)像。

表1 α' 型Ti合金および構造用Ti合金の機械的性質.

Alloy	E (GPa)	YS (MPa)	UTS (MPa)	EL (%)	Condition
α type High purity Ti	100~145	140	235	50	
$(\alpha+\beta)$ type Ti-6Al-4V	110~140	800~1100	900~1200	13~16	
Metastable β type Ti-10V-2Fe-3Al	110	1000~1200	1000~1400	6~16	
Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn	80~100	800~1000	800~1100	10~20	
α' -type in this work (Ti-8V)-4Sn	57.3	872	954	8.5	CGR
(Ti-12V)-6Sn	47.5	865	1028	9.4	CGR
(Ti-12V)-2Al	53.3	945	1047	3	CGR
Metastable β -type (Ti-20V)-4Sn	61.7	693	796	13	CGR

CGR : Cold groove bar deformed at diameter from 10 mm to 5 mm, E : Young's modulus, YS : Yield stress, UTS : Ultimate tensile stress and EL : Elongation to fracture.

して挙げることができる。また冷間溝ロール加工後に 573 K-21.6 ks で熱処理した組織は微細な等軸状組織のままで加工により生成した α'' 相は 573 K の熱処理で α' 相に変態する。冷間溝ロール加工後に α' 相は棒材の長手方向に強い $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 繊維集合組織が形成されるが⁽¹⁾, 573 K での低温の長時間保持熱処理後においても強い $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 繊維集合組織は維持されており, また XRD や組織観察から β 相の生成は確認されないことから, 強い相分解は起きないことが分かっている。一方で, この 573 K の熱処理過程でヤング率および強度は著しく増加する。表 1⁽¹⁴⁾ は各 α' 型 Ti 合金の冷間溝ロール加工後(減面率: 75%)の棒材の長手方向のヤング率および引張特性について純 Ti および他の構造用 Ti-V 系合金の特性と併せて示している。これらの α' 型 Ti 合金の溶体化焼入れ後のヤング率は 60~80 GPa であり, 冷間溝ロール加工後でヤング率は 60 GPa 以下まで減少して, α' 型 (Ti-12V)-6Sn 合金で 47.5 GPa の最小値を示すことがわかる。更に溶体化焼入れ後の強度は 690~760 MPa であり, 冷間溝ロール加工後に 200 MPa 以上強度が増加している。一般に H.C.P. 金属でヤング率の異方性は (0001) の底面内方位で最小を示し, c 軸方位で最大を示す⁽¹⁵⁾。 α' 型 Ti 合金のヤング率の異方性も H.C.P. の結晶方位との関係で整理でき⁽¹³⁾, 冷間溝ロール加工後のヤング率の著しい減少は強い $\langle 10\bar{1}0 \rangle$

繊維集合組織形成によるためと考えられる。このように α' 型 Ti 合金にて冷間加工は高強度化だけでなく, 低ヤング率化にも有効なプロセスであることがわかる。更に, α' 型 Ti 合金は簡便なクロス圧延法による加工制御でランダムな結晶配向を示し, それに伴い板材の機械的特性の面内異方性は低減される⁽¹⁶⁾。溶体化焼入れした板材においても, α' 相はランダムな結晶配向を示し, ヤング率および機械的特性の面内異方性はほとんど観察されない⁽¹³⁾。これまで Ti 合金の α' および α'' のマルテンサイト相は, 鉄鋼材料のマルテンサイトとは異なり, 高強度化に寄与しない観点から構造用として全く利用されていないのが現状である。一方で, これらの結果は α' 相を介した加工-熱処理によりヤング率, 強度特性, 室温延性, 更には集合組織の広範囲な制御が可能であることを示唆しており, α' プロセッシングは構造用 Ti 合金の新しい高機能化・加工プロセスの可能性を示している。

3. 新しい高温強化機構を有する耐熱 Co-Ni 基合金に関する研究

航空機・発電用ガスタービンのエネルギー変換効率の向上のためにガスタービン使用温度の向上を目指した材料開発はこの30年来, 世界的に活発に研究されてきた。その主役は

図3 Co-Ni 基合金の(a) 10%引張変形後、同変形後(b) 973 K-36 ks および(c) 1073 K-1814.4 ks の熱処理後の TEM 像ならびに(d) (c)の HREM 像。

Ni 基超合金であり、耐熱強化機構は $L1_2$ 構造の金属間化合物 $Ni_3Al(\gamma')$ の析出強化を基本としている。最近では、Co 基合金においても γ' 相の生成が確認され、新しい耐熱合金として注目を浴びている⁽¹⁷⁾⁻⁽¹⁹⁾。一方、この γ' 相を含んだ合金は塑性加工性に乏しいという問題がある。千葉らはこれまでに γ' 相強化に依らない新しい強化機構(転位強化)で耐熱強化させるタービンディスク用 Co-Ni 基合金 (Co-31Ni-20Cr-10Mo) を提案している⁽²⁰⁾⁽²¹⁾。本合金の特徴は熱処理後の炉冷状態でも高温安定相である γ 相(F.C.C.)が室温で安定に保持され塑性加工性に優れること、更に 973~1073 K で異常強化されることが挙げられる。図3は(a) γ 単相を呈する Co-Ni 基合金に対して室温で10%の引張りひずみを導入した場合における TEM 観察から得られた明視野像、(b)同加工後 973-36 ks で熱処理した場合の同像を示している。図3(a)では、多数の単位転位(Burgers vector: $\langle 110 \rangle$)が観察され、973 K の熱処理では転位は回復せずに広く拡張した積層欠陥を形成しており、溶質元素が拡張転位の積層欠陥に偏析(鈴木効果)したことを示唆している。最近では、本合金に微量添加されている Nb や Co と原子量が近い Ni が熱処理過程で優先的に積層欠陥面に偏析することを指摘している⁽²²⁾。また図3(c)は図3(a)の状態から、さらに 1073 K-1814.4 ks 熱処理後の TEM 観察結果を示しているが、(111) γ 上に板状の析出相が生成していることが確認できる。これは(Ni, Nb)-rich な $D0_{19}$ 型の δ 化合物相であり⁽²²⁾、 γ/δ の界面の HREM 像(図3(d))から、(111) γ //(001) δ で $[11\bar{2}]\gamma$ // $[100]\delta$ の関係を示していることから、極めて高い整合性を有していることがわかる。Thermo-calc を利用した状態図計算では 1073 K の熱処理で Mo-rich な μ 相が優先的に生成することが予測されたが、これは旧 γ 粒界上に優先的に不連続析出しており、粒内での生成はほとんど確認されていない。これらの結果は、熱処理過程で溶質元素が偏析した(111) γ 上の積層欠陥を核形成サイトとして δ 相が生成したことを示唆している。図4は 973 K で熱処理した際の保持時間と各試験温度での圧縮試験後の0.2%耐力の関係を示している。これより、熱処理過程の積層欠陥生成とその後の δ 相の生成に伴い強度は著しく増加することが確認できる。これは γ' 相に依らない新しい高温強化機構の可能性を示しており、現在、優れた塑性加工性を兼ね備えた新しい耐熱材

図4 Co-Ni 基合金の 973 K 時効熱処理後の各試験温度における0.2%耐力の変化。

料の合金設計と加工プロセス技術の開発を行っているところである。

4. 熱加工プロセス制御による生体用 Co-Cr-Mo 合金の組織制御と高機能化

近づく高齢化社会において高度先進医療技術の発展は必要不可欠であり、それを支える金属系生体材料の高機能化は重要な研究開発テーマの一つである。これまでに千葉らは生体用硬組織代替用金属材料として生体に無害な Ni フリー Co-Cr-Mo 合金を提案している⁽²³⁾。この Ni フリー Co-Cr-Mo 合金は、他の金属系生体材料に比べて塑性加工性能に劣るため鍛造法で製造されるのが一般である。しかしながら、これまでの研究から不純物元素と思われがちな窒素(N)を適切に合金制御することで室温延性が著しく改善されることがわかった⁽²⁴⁾。これは Co-Cr-Mo 合金中で N 添加により γ (F.C.C.)相の安定度が増加し、それに伴い変形中のひずみ誘起マルテンサイト相変態(γ/ϵ)が抑制されたためと考えられる。

更にこの生体用 Co-Cr-Mo 合金は熱間加工温度域(1223 K

図5 1323 Kで熱間加工したCo-29Cr-6Mo合金のOIM-EBSDから得られたミクロ組織。

～1473 K)でも γ 相の積層欠陥エネルギーが極めて低く、50%以下のひずみ量の熱間加工でも不連続型動的再結晶によりナノオーダーまでに組織が微細化されることがわかった(図5)。これは従来の不連続動的再結晶のbulging機構だけでなく、変形中のせん断帯形成(GN転位形成)とそれを核生成サイトとした新粒形成が加速的に進行したために低ひずみ量でも超微細組織が形成されたと考えられる⁽²⁵⁾。この微細組織形成は素材の高強度化に有効であり、現在、生体用Co-Cr-Mo合金のこの微細組織形成と高機能化を実現する熱間加工条件の最適化についてエネルギー分散効率(η)および塑性不安定因子(ξ)で表記されるプロセッシングマップ法⁽²⁶⁾を利用しながら、行っているところである。

5. お わ り に

本稿ではこれまで私が取り組んできたTi合金に関する研究について報告させて頂くとともに、現在、所属する東北大学金属材料研究所加工プロセス工学研究部門で精力的に取り組んでいる耐熱用Co基材料、生体用Co基材料およびそれらの加工技術の開発について紹介した。また、これらの金属素材はそれぞれ新しい基礎現象およびコンセプトを基に現在、積極的に研究開発が行われており、今回紹介した幾つかの研究テーマから多少なりとも産業応用に貢献できれば幸いである。

本稿に記した研究の一部は、Ti合金に関してはNEDO産業技術研究助成事業 若手研究グラント インターナショナル分野の、更にCo基合金に関しては文部科学省 都市エリア産業官連携促進事業(発展型)の支援を受けて行われているものであり、ここに深く謝意を表する。また記した研究の多くは東北大学金属材料研究所加工プロセス工学研究部門に所属

する学生のご協力により遂行されており、ここに深く謝意を表する。

文 献

- (1) 松本洋明, 小平和生, 千葉晶彦: 日本金属学会誌, **72**(2008), 989-996.
- (2) H. Matsumoto, S. Watanabe, N. Masahashi and S. Hanada: Metall. Mater. Trans. A, **37**(2006), 3239-3249.
- (3) H. Y. Kim, T. Sasaki, K. Okutsu, J. I. Kim, T. Inamura, H. Hosoda and S. Miyazaki: Acta Materialia, **54**(2006), 423-433.
- (4) Z. Fan: Scripta Metall. Mater., **29**(1993), 1427-1432.
- (5) A. W. Bowen: Proceedings of the Fourth International Conference on Titanium "TITANIUM'80", (1980), 1317-1326.
- (6) Y. T. Lee and G. Welsh: Mater. Sci. Eng., **A128**(1990), 77-89.
- (7) R. Boyer, G. Welsch and E. W. Collings (Eds.): Materials Properties Handbook, Titanium Alloys, (1994), 7, 94-100.
- (8) N. Sakaguchi, M. Niinomi, T. Akahori, J. Takeda and H. Toda: Mater. Sci. Eng., **C25**(2005), 363.
- (9) T. Saito, T. Furuta, J. H. Hwang, S. Kuramoto, K. Nishino, N. Suzuki, R. Chen, A. Yamada, K. Ito, Y. Seno, T. Nonaka, H. Ikehata, N. Nagasako, C. Iwamoto, Y. Ikuhara and T. Sakuma: Science, **300**(2003), 464-467.
- (10) H. Matsumoto, S. Watanabe and S. Hanada: Mater. Trans., **46**(2005), 1070-1078.
- (11) 舟久保熙康 編: 形状記憶合金, 産業図書, (1984), 25, 34.
- (12) H. Matsumoto, S. Watanabe and S. Hanada: Mater. Sci. Eng., **A448**(2007), 39-48.
- (13) H. Matsumoto, A. Chiba and S. Hanada: Mater. Sci. Eng., **A486**(2008), 503-510.
- (14) C. Leyens, M. Peter (Eds.): Titanium and Titanium Alloys Fundamentals and Applications, Wiley-VCH GmbH & Co. KGaA, (2003), 20-21.
- (15) E. Schmid and W. Boas: Plasticity of Crystals, (1950), 21.
- (16) 松本洋明, 千葉晶彦, 源島文彦, 花田修治: 塑性と加工, **50**(2009), 249-255.
- (17) J. Sato, T. Omori, K. Oikawa, I. Ohnuma, R. Kainuma and K. Ishida: Science, **312**(2006), 90.
- (18) A. Suzuki, G. C. DeNolf and T. M. Pollock: Scripta Materialia, **56**(2007), 385-388.
- (19) Y. Gu, H. Harada, C. Cui, D. Ping, A. Sato and J. Fujioka: Scr. Mater., **55**(2006), 815-818.
- (20) A. Chiba and X. G. Li: Phil. Mag. A., **79**(1999), 1533-1554.
- (21) A. Chiba and M. S. Kim: Mater. Trans., **42**(2001), 2112-2117.
- (22) 只野智史, 松本洋明, 千葉晶彦, 今野豊彦: 第142回日本金属学会講演概要, (2008), 217.
- (23) 千葉晶彦: まてりあ, **46**(2007), 9-12.
- (24) S. H. Lee, N. Nomura and A. Chiba: Mater. Trans., **49**(2008), 260-264.
- (25) 山中謙太, 森真奈美, 黒須信吾, 松本洋明, 千葉晶彦: 第143回日本金属学会講演概要, (2008), 526.
- (26) Y. V. R. K. Prasad and T. Seshacharyulu: Int. Mater. Rev., **43**(1998), 243-258.

松本洋明

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
 2001年 東北大学材料加工プロセス学専攻博士前期課程修了
 2001年 三井金属鉱業株式会社
 2003年 東北大学金属材料研究所 助手
 2006年 東北大学材料システム工学専攻 博士後期課程修了
 2007年 3月 現職
 専門分野: 材料加工プロセス学, 金属組織学, 材料強度学
 ◎非鉄材料を中心とした各種加工プロセスを駆使した組織制御と高機能化技術の研究開発に従事。
 ★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★