ナノスケール動的挙動の理解に基づく力学特性発現機構の解明

# 異種変形モードの核生成制御による 高強度・高延性金属の実現

辻 伸泰\* 下川智嗣\*\* 志澤一之\*\*\* 村山光宏\*\*\*\*

## 1. はじめに

構造材料とは、構造物の形を保ち、重量を支え、力を伝達 する動作を維持することを主たる目的とする材料群であり、 力学的機能が最も重視される.三大工業材料である金属、セ ラミクス、ポリマーの引張試験を行った場合に得られる応 力-ひずみ曲線の模式図を図1(a)に示す.セラミクスは硬く 強度の高い材料であるが、常温ではほとんど塑性変形を起こ さず、ある程度以上の力を加えると脆性的に破壊する.有機 材料であるポリマーは大きな延性を示すものも多いが、高い 強度を持たせることは困難である.それに対して金属は高い 強度と大きな展延性(塑性)を併せ持つ.こうした性質は安全 性や信頼性が不可欠な構造材料にとって重要であり、したが って金属材料は構造材料の中で重要かつ大きな位置を占める.

現在,構造材料にはより高い強度が求められるようになっ ている.その背景には,高層ビル・タワーに代表される建築 構造物の長大化や,自動車など輸送機器の燃費効率向上と温 暖化ガス排出量の削減を目的とした軽量化の要求の高まりが ある.一方,地震などの災害時や事故時の安全性を担保する ために,また部材としての形の作り込みを可能にするため に,高い強度だけではなく十分な延性・靭性も構造材料には 求められる.しかし,大きな展延性を有する金属材料であっ ても,強度と延性・靭性を両立することは容易ではない.一 例として,図1(b)に,種々の自動車用高強度鋼板の引張強 度と伸びを表した図<sup>(1)(2)</sup>を示す.従前用いられていた高張力



図1 (a) 金属, セラミクス, ポリマーを引張試験した場合の 応力-ひずみ曲線の模式図. (b) 種々の自動車用鋼板の 強度-延性バランス<sup>(1)</sup>. IF: Interstitial Free. HS IF: High Strength IF. Mild: Mild Steel=軟鋼. BH: Bake Hardened. CMn: C-Mn Steel. HSLA: High Strength Low Alloy. DP: Dual Phase. CP: Complex Phase.

集

<sup>\*</sup> 京都大学大学院工学研究科;教授(〒606-8501 京都市左京区吉田本町)

<sup>\*\*</sup> 金沢大学理工研究域;教授

<sup>\*\*\*</sup> 慶應義塾大学理工学部;教授

<sup>\*\*\*\*</sup> 九州大学先導物質化学研究所;教授

Realizing Structural Metallic Materials with Both High Strength and Large Ductility through Nucleation Control of Different Deformation Modes; Nobuhiro Tsuji\*, Tomotsugu Shimokawa\*\*, Kazuyuki Shizawa\*\*\* and Mitsuhiro Murayama\*\*\*\*(\*Dept. Mater. Sci. Eng., Kyoto University, Kyoto. \*\*Faculty. Mech. Eng., Kanazawa University, Kanazawa. \*\*\*Dept. Mech. Eng., Keio University, Yokohama. \*\*\*\*Institute for Materials Chemistry and Engineering, Kyusyu University, Kasuga) Keywords: *structural metallic materials, strength, ductility, strain hardening, deformation mode, nucleation, dislocation, deformation twin, martensite* 

<sup>2020</sup>年10月26日受理[doi:10.2320/materia.60.8]

鋼(High Tensile Strength Steels:ハイテン)の強度は600 MPa 程度であり、自動車用途においてはむしろプレス成型 性などの加工性が重視されていた.しかし燃費効率向上の要 求や衝突安全性基準の厳格化などにより、自動車用鋼板に求 められる強度は急速に増していき、現在では1.3 GPa級の 高強度鋼板が用いられ、今後は1.5 GPa以上の強度が指向 されている.こうした状況のもと,先進高張力鋼(Advanced High Strength Steels: AHSS)の開発が世界中で活発に行わ れている<sup>(1)(2)</sup>. 従来の低炭素自動車用鋼板は軟質なフェライ ト相を基地組織とし、少量の合金元素の添加による固溶強化 や析出強化により高強度化を図っていた. しかしそれらの強 化方法では高強度化に限界があり、いわゆる第1世代 AHSS では鋼の硬質相であるベイナイトやマルテンサイト が積極的に用いられるようになっている.しかし図1(b)が 示すように、鋼の強度の増大とともに延性は低下し、強度と 延性はトレード・オフ関係を示す. こうした強度-延性バラ ンスを示す曲線は、その形状からバナナ・カーブと呼ばれる ことも多い<sup>(2)</sup>. TWIP (Twinning Induced Plasticity)効果<sup>(3)</sup> などを用いて高強度と高延性を達成した第2世代 AHSS も 開発されているが、これらは Mn などの合金元素を多量に 含有したオーステナイト鋼であり, 高材料コストや面心立方 結晶が示す低降伏強度などの欠点も有している. 鋼に限ら ず、強度と延性のトレード・オフ関係を克服し、超高強度と 十分な延性・靭性を併せ持つ材料を作り出すことが、今後の 構造材料の最も重要な課題となっている.

### 2. 強度と延性・靭性を両立させる原理

筆頭著者らは、超微細結晶粒金属材料あるいはバルクナノ メタル(Bulk Nanostructured Metals)に関する研究を精力的 に行なってきた. 多結晶金属材料の平均結晶粒径を細かくす ると、転位のすべり運動の強固な障害物である結晶粒界の密 度が増すことにより、材料の強度を増大させることができ る. これは Hall-Petch 関係<sup>(4)(5)</sup>として古くから知られてい る.しかし、実用バルク金属材料において実現できていた最 小平均粒径は10µm程度であり、そうした粒径範囲におけ る強化量は限られていた. それに対し,材料に対数相当ひず み4~5以上の巨大な塑性ひずみを与える巨大ひずみ加工 (Severe Plastic Deformation: SPD)<sup>(6)-(8)</sup>を施すことのできる プロセスが複数開発され、巨大ひずみ加工を施した多くの金 属が平均結晶粒径1µm以下の超微細粒組織を形成すること が見出されて以来、超微細粒材料に関する活発な研究開発が 実施されている<sup>(6)-(9)</sup>. 巨大ひずみ加工により作製された粒 径数100 nm の超微細粒材料は大変高い強度を示し、例えば 通常は引張強さが 80 MPa 程度の純アルミニウムの強度が結 晶粒超微細化によって 330 MPa に達する<sup>(10)</sup>. これは通常粒 径材の4倍以上の強度であり、極低炭素鋼の通常強度よりも 高くなっている.純アルミニウムでこうした高強度が得られ ることが示すように、結晶粒超微細化による高強度化は、合 金元素の添加を必要としない魅力的な強化法であるといえる.



True Strain, ε

図2 (a) 種々の平均粒径を有する純アルミニウム(1100Al) の真応力-真ひずみ曲線<sup>(11)</sup>. (b) 結晶粒超微細化ととも に塑性不安定が早期に発現することを示す模式図<sup>(14)</sup>.

しかしバルクナノメタル・超微細粒材料においても,一般 的には強度と延性の両立は難しい.図2(a)は,巨大ひずみ 加工と焼鈍により平均粒径を種々変化させた純アルミニウム の真応力-真ひずみ曲線である(なおここでは,応力-ひずみ 曲線の形状を示すために,全域にわたって均一変形を仮定し て曲線を描いており,マクロなくびれが生じたあとは正しい 真応力を示すものではない)<sup>(11)</sup>.平均粒径0.27 µm 材は大変 高い強度を示すが,引張延性は約10%以下であり,特に均 一伸びは2~3%と小さい.粒径が大きくなると変形応力(強 度)は低下するが,引張延性は粒径が1 µm を超えるまで回 復せず,大きな均一伸びを示すようになった粒径1.2 µm 材 では,すでに強度が大きく低下してしまっている.こうした 強度と延性のトレード・オフ関係は,ほとんどの超微細粒材 料で観察される.

超微細粒材を含む多くの金属材料が示す強度と延性のトレ ード・オフ関係は,塑性不安定現象<sup>(12)</sup>により理解すること ができる<sup>(11)(13)(14)</sup>.塑性不安定とは,引張変形においては くびれの発生条件と言い換えることができる.引張変形中に 平行部にくびれが発生すると,くびれ部の断面積が減少し, くびれ部に作用する引張応力は非くびれ部よりも高くなる. しかし金属は加工硬化現象を示すため、より塑性変形したく びれ部は非くびれ部よりも硬くなる.そのため、くびれが進 展するかどうかは、引張応力の増大と硬化の度合いとの兼ね 合いで決まる.変形応力がひずみ速度に依存しない材料で は、次の Considère の条件<sup>(15)</sup>により塑性不安定条件を表す ことができる.

$$\sigma \geq \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \tag{1}$$

ここで, 左辺は変形応力, 右辺は加工硬化率である. 図2 (b)は、種々の強度の材料の真応力-真ひずみ曲線と、その 微分により求められる加工硬化率( $d\sigma/d\epsilon$ )曲線の関係を示す 模式図である<sup>(14)</sup>.式(1)によれば,両曲線が交わる点が塑 性不安定点であり、これより大きなひずみを与えると材料は くびれを生じて破断に至る.結晶粒微細化は、まず降伏応力 を増大させる.一方結晶粒を微細化しても粒内の構造は変わ らず、したがって加工硬化率には変化がないと仮定すると、 図2(b)が示す通り、降伏応力の増大とともに、すなわち結 晶粒微細化とともに塑性不安定点がより小さなひずみで達成 されてしまう. これが超微細粒材料の均一伸びが小さい理由 である.従来,結晶粒微細化は延性を損なわない強化方法と されてきたが、それは従来達成できた最小粒径が10 µm 程 度であり、変形応力の増大がそれほど大きくなかったためと 考えられる.一方,上記の理解は,高強度と高延性を両立す るにあたっての加工硬化の重要性を示している. すなわち, 超微細粒材料においてもなんらかの方法で加工硬化能を高め ることができれば、高強度とともに十分な延性が実現できる はずである<sup>(14)(16)</sup>.

## 3. 高強度と高延性を両立したバルクナノメタルの発見

前節で述べたように、結晶粒超微細化に伴い引張延性、特 に均一伸びが低下してしまうのは宿命ともいえる. しかし最 近著者らは、高い強度と大きな延性を具備したバルクナノメ タルを,いくつかの金属・合金で見出してきた<sup>(17)-(32)</sup>.そ の一例として、最密六方晶構造を有する Mg-Zn-Zr-Ca 合金 の研究成果を図3に示す<sup>(23)(28)</sup>.この合金に巨大ひずみを加 えたのち焼鈍すると、平均粒径 0.77 μm の完全再結晶超微 細粒組織を有する試料が得られた.図3(a)の公称応力-公称 ひずみ曲線が示すように,超微細粒材は同じ合金の粗大粒材 (粒径23.3µm)よりも強度・延性とも増大しており、図2 (a)で示した純アルミニウムとは大きく異なっている. Mg 合金の塑性不安定条件を確認すると、図3(b)が示すように 超微細粒材は変形応力が増大しているにも関わらず変形後期 まで高い加工硬化率を維持し、塑性不安定の発生が抑制され ていた.引張変形を施した試料の変形組織を TEM 観察した ところ、図3(b)に示すように、通常は活動しない $\langle c+a \rangle$ 転 位が超微細粒材では多数発生していることが見出された. こ うした特異な転位が底面〈a〉転位と相互作用をして多数蓄積 され、大きな加工硬化を実現したものと考えられる<sup>(28)</sup>.

強度と延性のトレード・オフ関係を打破するバルクナノメ



 3 (a) 粗大結晶粒組織(平均粒径 d = 23.3 μm) および超微 細結晶粒組織(d = 0.77 μm) を有する Mg-Zn-Zr-Ca 合 金の公称応力-公称ひずみ曲線.(b) (a) で示した試料 の真応力-真ひずみ曲線と加工硬化率曲線.(c) 引張変 形した超微細結晶粒試料(d = 0.77 μm)の TEM 明視野 像.(d) (c)の赤破線枠内の暗視野像(g = 0002)<sup>(23)(28)(37)</sup>.

タルは、TWIP 鋼として知られる高 Mn 鋼<sup>(18)(20)(26)</sup>、Cu-Al 合金<sup>(21)(22)(25)</sup>、ハイエントロピー合金<sup>(24)(29)</sup>、変形誘起マル テンサイト変態による TRIP(Transformation Induced Plasticity)効果<sup>(33)-(35)</sup>を示す Fe-Ni-C 合金<sup>(19)(30)</sup>、チタンおよび チタン合金<sup>(17)(31)(32)</sup>などで見出されている.高 Mn 鋼超微 細粒材の場合には、粒界から多数のナノ変形双晶が発生する ことが見出された<sup>(36)(37)</sup>.これは、マトリクスの結晶粒を微 細化すると変形双晶の発生は抑制されるという、従来の FCC 金属・合金における知見に反するものである.また Fe-Ni-C 合金では、結晶粒超微細化によりマルテンサイト 変態開始温度(Ms 点)が低下するなどオーステナイトが安定 化しているにも関わらず、引張変形時に数多くの変形誘起マ ルテンサイトが粒界近傍に生成していることが確認され た<sup>(37)</sup>.

特 集

ここで、図2(a)に示した純アルミニウム、図3(a)に示し た Mg 合金とも、粗大粒径を有する通常材が連続降伏を示 す一方、超微細粒材が降伏点降下を伴う不連続降伏を示す点 に注目すべきである. こうした特異な不連続降伏は, 再結晶 組織を有するほぼ全ての超微細粒金属材料で確認され る<sup>(11)(17)(18)(23)(24)(28)(29)(37)-(40)</sup>.これは、たとえ同じ転位密 度であっても,結晶粒径が小さくなると各粒内に存在する転 位の数が少なくなることに由来すると考えられる(37).たと えば転位密度が 10<sup>12</sup> m<sup>-2</sup> の場合, 粒径 10 μm の結晶粒内に は約100本の転位が存在するが、粒径1µmの結晶粒内には 転位が1本しか存在しない. そうした状況では既存の可動 転位の運動だけでは大きな塑性変形をもたらすことはでき ず、また各超微細結晶粒の小さな体積内では、らせん転位の 二重交差すべりなどによる転位源の形成も抑制されるため, マクロな塑性変形が開始されない. このような転位・転位源 枯渇状況下でバルクナノメタルがある応力に達すれば、高密 度に存在する粒界から転位、変形双晶、マルテンサイトなど が核生成し、マクロな塑性変形が開始するものと考えられ る.こうした核生成とマクロ塑性変形の開始は均一に生じる とは考えにくく、応力集中部などで局所的に生じると思われ る.実際に超微細粒材料の不連続降伏は、リューダース変形 的な局部変形を伴うことが報告されている(11)(27)(28)(30)(36)(40). 生成した〈c+a〉転位,変形双晶,マルテンサイトなどが通常 転位等と相互作用を起こし、加工硬化を増大させて塑性不安 定の発生を抑制することによって、高強度と高延性が実現さ れているものと考えられる.純アルミニウムなどの場合には 同じ状況でも粒界からは通常の転位しか核生成せず、加工硬 化率の増大をもたらすことができないため、早期に塑性不安 定に至り均一延性が得られないのであろう.

## 異なる変形モードの順次核生成による高強度・高 延性材料の創製

上述のようなバルクナノメタルの結果をもとに,図4に示 すような高強度と高延性の両立方法を考えた<sup>(37)</sup>.ある変形 モードで塑性変形が開始しても,材料の加工硬化率は徐々に 低下し,変形応力と交差して塑性不安定に至ってしまう.し かしバルクナノメタルのように異種変形モードを核生成する ことができれば,加工硬化を再生し塑性不安定を回避するこ とができる.異なる変形モードの核生成を制御して適切な時 期に順次発動することができれば,高強度・高延性材料が実 現できると考えられる.こうした種々の変形モードの核生成 を原子集団の力学的励起として統一的に考え,その活性化過 程の解明を通じて塑性変形を制御しようとするのが,「プラ ストン(Plaston)<sup>†</sup>」の考え方である<sup>(37)(41)</sup>.



図4 バルクナノメタルで見出された粒界からの変形モードの核生成を示す模式図(上)と、異種変形モードの順次核生成による高強度・高延性材料の実現する考え方(下)<sup>(37)(41)</sup>.

2019年度後期から開始した JST · CREST「ナノ力学」の 枠組みの中で、ナノ・ミクロ組織を高度に制御した金属材料 において粒界・界面からの種々の変形モードの核生成を順次 もたらし、その都度加工硬化を再生して、高強度と高延性を 両立した構造材料を実現することを目的とした研究を著者ら は開始している. ここでは合金設計, ナノ・ミクロ制御と変 形挙動の解析(辻グループ),変形モードの核生成や塑性変形 を担う格子欠陥の先端電子顕微鏡法などによる直接観察(村 山グループ)および原子スケール計算(下川グループ)による 解析と定量化、そして種々のナノ・ミクロ組織の形成と力学 特性予測のための計算機シミュレーション(志澤グループ)と いう分担を行い、協力して研究を推進している.研究プロジ ェクト開始から約1年が経った現時点で、COVID-19問題な どの予期せぬ困難もあるが、着実に研究は進展し、興味深い 結果が得られ始めている.近い将来には論文等により,読者 諸氏に成果を紹介できることを楽しみにしている.

## 5. おわりに

図1に示す強度-延性バランス図において右上45°の方向 に材料特性を向上し,強度と延性を両立した構造用金属材料 を実現することは,構造用金属材料における昔からの目標で ある.しかしその実現のための学術的な基礎は必ずしも十分 でなく,経験則に沿った合金組成の改良や加工熱処理プロセ スの変更に伴い偶発的に優れた力学特性の材料が獲得できた というのが正直な状況であったと思われる.特に,加工硬化 は古くから知られている現象である一方,TWIPやTRIP が生じた場合などの加工硬化向上の理由が十分には説明され

<sup>\*</sup> Plaston という語句は, Korbel ら<sup>(42)(43)</sup>により最初に用いられている.しかしこれは,転位集団の雪崩的な運動を孤立波として捉えて Plaston と呼んだものであり,我々が考えるプラストンとは概念的に全く異なる.

ていないなど,まだ解明すべき基礎的事柄が多数残ってい る.冒頭で述べたような構造材料の超高強度化への要望と, 社会的要求などにより同時に求められる高延性・高靭性など の特性を全て満足させるためには,従来の経験知に頼った材 料開発は限界を迎えている.本稿で示したように,近年行わ れたバルクナノメタルなどの基礎学術研究により,強度と延 性のトレード・オフ関係の克服に関しては理解が進み,基礎 学理に基づいて一定の方向性が示されている.強度と延性の 両立の方策は,本稿で示したものが唯一の解とは限らず,多 様な研究・開発が実施され,構造材料研究の新たな飛躍がも たらされることを期待している.

本稿で示した内容は,文部科学省元素戦略プロジェクト<研究拠点形成型>構造材料元素戦略研究拠点(ESISM:拠点 長・田中功京都大学教授),JST・CREST「ナノカ学」(研究統括:伊藤耕三東京大学教授),文部科学省科学研究費補 助金の援助のもと得られたものであり,すべての援助に対し て衷心より謝意を示す.

## 文 献

- (1) http://www.autosteel.org/
- (2) M. Y. Demeri: Advanced High–Strength Steels: Science, Technology, and Applications, ASM International, (2013).
- (3) B. C. De Cooman, Y. Estrin and S. K. Kim: Acta Mater., 42 (2018), 283–362.
- (4) E. O. Hall: Proc. Phys. Soc. Lond. B, 64(1951), 747–753.
- (5) N. J. Petch: J. Iron Steel Inst., 174(1953), 25-28.
- (6) A. Azushima, R. Kopp, A. Korhonen, D. Y. Yang, F. Micari, G. D. Lahoti, P. Groche, J. Yanagimoto, N. Tsuji, A. Rosochowski and A. Yanagida: CIRP Annals, 57 (2008), 716–735.
- (7) B. S. Altan: Severe Plastic Deformation: Toward Bulk Productions of Nanostructured Materials, Nova Science Publishers, (2006).
- (8) A. Rosochowski: Severe Plastic Deformation Technology, Whittles Publishing, (2017).
- (9) S. H. Whang: Nanostructured Metals and Alloys: Processing, Microstructure, Mechanical Properties and Applications, Woodhead Publishing, (2013).
- (10) N. Tsuji: J. Nanoscience Nanotech., 7 (2007), 3765-3770.
- (11) N. Tsuji, Y. Ito, Y. Saito and Y. Minamino: Scr. Mater., 47 (2002), 893–899.
- (12) R. H. Wagoner: Fundamentals of Metal Forming, John Wiley & Sons, (1996).
- (13) Y. Wang, M. Chen, F. Zhou and E. Ma: Nature, 419(2002), 912–915.
- (14) N. Tsuji, N. Kamikawa, R. Ueji, N. Takata, H. Koyama and D. Terada: ISIJ Int., 48(2008), 1114–1121.
- (15) A. Considère: Annales Des Ponts et Chaussées, 9(1885), 574– 775.
- (16) E. Ma: JOM, 58(2006), 49–53.
- (17) D. Terada, M. Inoue, H. Kitahara and N. Tsuji: Mater. Trans.,  ${\bf 49}(2008),\,41{-}46.$
- (18) R. Saha, R. Ueji and N. Tsuji: Scr. Mater., **68** (2013), 813–816.
- (19) S. Chen, A. Shibata, S. Gao and N. Tsuji: Mater. Trans., 55 (2014), 223–226.
- (20) Y. Z. Tian, Y. Bai, M. C. Chen, A. Shibata, D. Terada and N. Tsuji: Metall. Mater. Trans. A, 45(2014), 5300–5301.
- (21) Y. Z. Tian, L. J. Zhao, S. Chen, A. Shibata, Z. F. Zhang and N.

Tsuji: Sci. Rep., 5(2015), 16707.

- (22) Y. Z. Tian, L. J. Zhao, N. Park, R. Liu, P. Zhang, Z. J. Zhang, A. Shibata, Z. F. Zhang and N. Tsuji: Acta Mater., **110**(2016), 61–72.
- (23) R. X. Zheng, T. Bhattacharjee, A. Shibata, T. Sasaki, K. Hono, M. Joshi and N. Tsuji: Scr. Mater., 131 (2017), 1–5.
- (24) S. Yoshida, T. Bhattacharjee, Y. Bai and N. Tsuji: Scr. Mater., 134(2017), 33–36.
- (25) Y. Z. Tian, T. Xiong, S. J. Zheng, Y. Bai, J. Freudenberger, R. Pippan, Z. F. Zhang and N. Tsuji: Materialia, 3(2018), 162– 168.
- (26) Y. Bai, Y. Tian, S. Gao, A. Shibata and N. Tsuji: J. Mater. Res., 32(2018), 4592–4604.
- (27) N. Tsuji, R. Gholizadeh, R. Ueji, N. Kamikawa, L. Zhao, Y. Tian, Y. Bai and A. Shibata: Mater. Trans., 60(2019), 1518– 1532
- (28) R. X. Zheng, T. Bhattacharjee, S. Gao, W. Gong, A. Shibata, T. Sasaki, K. Hono and N. Tsuji: Sci. Rep., 9(2019), 11702.
- (29) S. Yoshida, T. Ikeuchi, T. Bhattacharjee, Y. Bai, A. Shibata and N. Tsuji: Acta Mater., **171** (2019), 201–215.
- (30) S. Gao, Y. Bai, R. Zheng, Y. Tian, W. Mao, A. Shibata and N. Tsuji: Scr. Mater., 159(2019), 28–32.
- (31) Y. Chong, G. Deng, S. Gao, J. Yi, A. Shibata and N. Tsuji: Scr. Mater., **172**(2019), 77–82.
- (32) B. Zhang, Y. Chong, R. Zheng, Y. Bai, R. Gholizadeh, M. Huang, D. Wang, Q. Sun, Y. Wang and N. Tsuji: Materials & Design, 195 (2020), 109017.
- (33) V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr and R. Busch: Trans. ASM, 60(1967), 252–259.
- (34) I. Tamura: Metal Science, 16(1982), 245–153.
- (35) M. Soleimani, A. Kalhor and H. Mirzadeh: Mater. Sci. Eng. A, 795 (2020), 140023.
- (36) Y. Bai, H. Kitamura, S. Gao, Y. Tian, N. Park, M. H. Park, H. Adachi, A. Shibata, M. Sato, M. Murayama and N. Tsuji: submitted (2020).
- (37) N. Tsuji, S. Ogata, H. Inui, I. Tanaka, K. Kishida, S. Gao, W. Mao, Y. Bai and R. Zheng and J. P. Du: Scr. Mater., 181 (2020), 35–42.
- (38) N. Kamikawa, X. Huang, N. Tsuji and N. Hansen: Acta Mater., **57** (2009), 4198–4208.
- (39) Y. Z. Tian, A. Shibata, Z. F. Zhang and N. Tsuji: Mater. Res. Lett., 4(2016), 112–117.
- (40) Y. Z. Tian, S. Gao, L. J. Zhao, S. Lu, R. Pippan, Z. F. Zhang and N. Tsuji: Scr. Mater., 142(2018), 88–91.
- (41) I. Tanaka, N. Tsuji and H. Inui: The Plaston Concept: Plastic Deformation in Structural Materials, Springer (2020), in press.
- (42) A. Korbel: Archiwum Hutnictwa, **31**(1986), 33-41.
- (43) A. Pawelek and A. Korbel: Philos. Mag. B, 61 (1990), 829-842.

#### 

- 1994年 京都大学大学院工学研究科博士後期課程修了 金属加工学
- 1994年 大阪大学工学部材料物性工学科 助手
- 2000年 大阪大学大学院工学研究科 知能·機能創成工学専攻 助教授 2009年3月-現職
- 専門分野:金属材料学,材料組織学,材料強度学,超微細粒材料
- ◎構造用金属材料のナノ/ミクロ組織と力学特性の相関に関する基礎研究に従 事.特に超微細粒材料に関する研究を精力的に実施.

\*



志澤一之

辻 伸泰 下川智嗣

村山光宏