微細粒軽量金属の研究動向 —メタラジーの視点から—

辻 伸 泰*

1. はじめに

例えば自動車における衝突安全性の向上と軽量化といった、一見相矛盾する課題を達成するために、構造用金属材料の高強度化への要求はますます過酷さを増している。アルミニウム合金をはじめとする軽量金属の場合、従来は時効析出と固溶強化の組み合わせにより強度を増すことが常套的な手段であったが、この手法による高強度化にも限界が近づいているように見受けられる。ところで、金属材料の強度は、結晶粒微細化によっても達成できる。しかしながら従来材において達成される最小平均粒径はせいぜい $10\ \mu\text{m}$ にとどまっており、結晶粒微細化強化は非常に大きな伸びしろを残している。また、結晶粒微細化強化は基本的に合金元素の多量添加を必要としないことから、リサイクル性の向上や対環境負荷の低減といった観点からも望ましい。こうした事柄を背景に、90年代後半より、金属材料の結晶粒径を $1\ \mu\text{m}$ 以下にまで超微細化しようとする研究が盛んに行われている⁽¹⁾⁻⁽³⁾。本稿では、主にアルミニウム合金の結晶粒超微細化に関して、メタラジーの視点からこれまでおよび今後の研究動向を考察してみたい。

2. 強ひずみ加工によるアルミニウム合金の結晶粒超微細化

結晶粒超微細化研究は、軽金属だけではなく鉄鋼材料、銅合金などその他の金属材料においても盛んに行われている⁽¹⁾⁻⁽³⁾。鉄鋼材料の場合には、マトリクスがオーステナイトからフェライト、ベイナイト、マルテンサイトなどへ種々の相変態を起こすことから、相変態を用いた微細化が適用で

きる⁽¹⁾⁽³⁾⁽⁴⁾。それに対してアルミニウム合金の場合には、マトリクスの相変態を利用することはできず、結晶粒超微細化を達成するためには広い意味での加工・再結晶現象を利用するしかない。再結晶組織を微細にするためには、塑性変形によるひずみの蓄積量を大きくすることが必要であるとの考えから、銅合金およびオーステナイト鋼に対して極低温加工と急速加熱を行って、結晶粒超微細化(平均粒径約 $1\ \mu\text{m}$)を達成した結果が報告されている⁽⁵⁾。これにならってアルミニウム合金でも極低温圧延と急速焼鈍による結晶粒超微細化が試みられたが、十分な効果が得られなかった⁽⁶⁾。これは、同じFCC構造を有していても、積層欠陥エネルギーが高くまた融点が相対的に低いアルミニウム合金では、もともとらせん転位の交差すべりその他による動的回復機構が働きやすいこと、さらに試料の大型化をはかると加工発熱量が大きくなり実際上極低温加工が困難となることによると考えられる。また後述するように、単に蓄積ひずみ(転位)量を大きくすることが再結晶による微細化につながるとする考え方は、必ずしも正しくない。

アルミニウム合金の結晶粒超微細化に大きな成功をもたらしたのは、強ひずみ加工(Severe Plastic Deformation; SPD)プロセスである⁽¹⁾⁽²⁾⁽⁷⁾。これは通常の塑性加工では実現困難な非常に大きな塑性ひずみを材料に与えるものであり、これまでの報告によればおおむね相当ひずみ4以上の加工によって、粒径 $1\ \mu\text{m}$ 以下の均一な超微細粒組織が得られる。これまでに結晶粒超微細化を目的とした種々の特殊なSPDプロセスが提案されてきている⁽²⁾⁽⁷⁾が、中でも大きな成果を上げているプロセスとして、図1に示すECAE(Equal Channel Angular Extrusion(またはPressing; ECAP))⁽⁷⁾⁽⁸⁾、HPT(High Pressure Torsion)⁽⁷⁾⁽⁹⁾、ARB(Accumulative Roll Bonding)⁽¹⁾⁽²⁾⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾、CEC(Cyclic Extrusion and Compres-

* 大阪大学助教授；大学院工学研究科知能・機能創成工学専攻(〒565-0871 吹田市山田丘2-1)
Research Trend on Ultrafine Grained Light Metals(From a Viewpoint of Physical Metallurgy); Nobuhiro Tsuji(Dept. of Adaptive Machine Systems, Graduate School of Engineering, Osaka University, Suita)
Keywords: aluminum alloys, ultrafine grains, severe plastic deformation, grain subdivision, grain boundary, mechanical properties
2004年3月22日受理

sion)⁽¹²⁾⁽¹³⁾といったものを挙げる事ができる。これらの強ひずみ加工プロセスの要諦は、試料の加工方向に垂直な断面の寸法を一定に保ち、巨大な塑性ひずみを与えることを可能としている点にあり、そのために剪断変形が用いられる場合が多い。

図2に、筆者らが開発したARB⁽¹⁾⁽²⁾⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾により室温で相当ひずみ4.8まで強ひずみ加工された1100-Alにおける超微細組織のEBSP (Electron Back-Scattering Pattern) 解析結果を示す。ARBは圧延された板の切断、積層、接合圧延を繰り返すプロセスであり、得られる組織は一見すると圧延方向に伸長した単なる加工組織に見える。しかしながら、方位差15°以上の大角粒界を緑色の線で表した粒界マップ(図2(c))をみれば、個々の伸長領域はほぼすべて大角粒界に囲まれており、その意味で結晶粒組織としての要件をも満たしていることがわかる。こうした組織を焼鈍した場合、通常の核生成・成長による不連続再結晶(discontinuous recrystallization)は起こらず、図3に示すように、粒内での回復による転位の消滅を伴いながら個々の結晶粒が通常粒成長的に大きくなってゆく連続的な組織変化が生じる⁽¹⁴⁾⁻⁽¹⁶⁾。これは連続再結晶(continuous recrystallization)と呼ばれる⁽¹⁷⁾。実

際、図3に示した例の場合には、225℃という比較的低温の焼鈍により、粒内に転位のない等軸粒組織、すなわち通常の再結晶組織と何ら変わる事のない組織(ただし粒径は、通常の圧延再結晶では得ることのできない微細なサイズである)が得られる。連続再結晶が生じる条件として、組織中に導入されたバウンダリーの70%以上が大角粒界であることが必要との考え方が提唱されている⁽¹⁸⁾。いずれにせよ、こうした組織変化の過程は本質的に連続的であり、広義には図2のような強ひずみ加工ままの組織も、「超微細粒組織」と呼ばれる。ただし前述したように、強ひずみ加工ままの組織は結晶粒が伸長し、粒内に転位やサブバウンダリーを含むなど、加工組織としての特徴をも有している⁽¹⁹⁾。

強ひずみ加工により図2のような組織が形成される過程は、図4に示すgrain subdivisionとして理解される。塑性変形により導入される転位は低エネルギー境界を形成しようとし、これらにより元々の結晶粒は細分化されてゆく(grain subdivision⁽²⁰⁾)。加工により導入されるこうした境界(粒界)は、同種のすべり系が活動した領域中で残留転位が低エネルギー形態をとったIDB (incidental dislocation boundary) と、隣接領域間での活動すべり系の組み合わせ(slip pattern)が異なることによって方位回転に相違が生じ、その結果生じた方位差を幾何学的に担うためのGNB (geometrically necessary boundary) に大別できる⁽²⁰⁾。このうちGNBはひずみの増加とともに大きく方位差を増すことが知られており⁽²⁰⁾、図2(c)の大角粒界の大部分は強ひずみ加工により導入されたGNBである(一部は初期粒界)。大角化したGNBの割合はひずみの増加とともに増してゆき、組織はこれらにより分割されてゆく。均一な超微細粒を得るために必要な相当ひずみ約4とは、GNBにより組織がサブミクロンサイズ

図1 種々の強ひずみ加工プロセスの原理図。

図2 室温で6サイクル(ε=4.8)のARBを施された1100-AlのFE-SEM/EBSP測定により得られた(a) NDカラーマップ、(b) RDカラーマップ、(c) 粒界方位差マップ。TD面観察。

図3 200°C・6サイクル($\epsilon=4.8$)のARB後、種々の温度で1.8ks焼鈍された1100-AlのTEM組織。(a) 100°C, (b) 150°C, (c) 200°C, (d) 225°C, (e) 250°C, (f) 300°C. TD面観察。

図4 塑性変形に伴う grain subdivision の模式図。

に分割され、かつGNBの大部分(連続再結晶のための条件を適用するのであれば70%以上)が大角粒界となるような条件に対応すると考えることができる。実際、相当ひずみ3以下のARB材を焼鈍した場合には、大角粒界に囲まれたサブグレインのみが優先的に成長する不連続再結晶(あるいは異常粒成長)が生じ⁽²¹⁾⁽²²⁾、図3に示したような粒径1~2 μm 以下の超微細粒組織を得ることは困難である。すなわち、超微細粒組織を得るためにはある程度以上の大きなひずみ(強ひずみ加工)を与えて十分な grain subdivision を行うことが不可欠であり、例えば通常のひずみ量の極低温圧延を行って蓄積転位量を増すというだけでは必ずしも十分ではないことがわかる。

3. 超微細粒材料の特性

超微細粒金属材料の特性に関しては、構造物材料にとって最も重要な機械的性質に関してさえ、未だ必ずしも十分な知見が得られていない。種々の強ひずみ加工プロセスなどによりサブミクロン粒径の超微細粒組織が実現でき、またそれらが優れた特性(例えば高強度や超塑性)を示すとする報告の数は膨大であるが、これらは依然として断片的であり、系統的なデータの蓄積に至っていないのである。例えば構造物材料としての応用を考えた場合には、安全性・信頼性の観点から系統的な特性値を得ることは不可欠であり、その欠如が、超微細粒材料の応用的側面が依然として不透明であることの一因となっている。こうした状況を生んでいる原因の一つに、系統的な材料試験を行うのに必要なだけの十分な大きさや量の超微細粒材料を得ることが依然として困難であることを指摘することができる。これに対して筆者らの開発したARBプロセスは、板形状に限られるものの、実験室レベルでも十分大きなサイズの超微細粒材料を得ることができ、また強ひずみ加工後の焼鈍によって平均結晶粒径を約100 nm~100 μm の範囲で任意に変化させることができる(例えば図3)⁽¹⁴⁾⁽¹⁶⁾。この利点を生かして筆者らは、超微細粒材料の種々の特性を系統的に把握しようとする一連の研究を開始している⁽¹⁶⁾⁽²³⁾⁻⁽²⁵⁾。

図5は、ARBと焼鈍により平均粒径を0.27~10 μm の範囲で変化させた工業用純アルミニウムの応力ひずみ曲線であ

図5 ARBと焼鈍により作製された種々の平均粒径を有する1100-Alの真応力-真ひずみ曲線。

る⁽¹⁶⁾。ここでは均一変形を仮定して真応力・真ひずみ曲線としており、またマクロなくびれ発生後の部分もあえて示している。粒径1 μm以下の強ひずみ加工材は、通常粒径材の3.5倍以上にも達する極めて高い強度を示す。しかしながら超微細粒材は引張り試験のごく初期に最大強度に達し、マクロなくびれを生じて破断に至る。その結果、均一伸びは2～3%以下しか得られず、全伸びも10%以下となる。焼鈍によって結晶粒径を大きくするとともに変形応力は連続的に減少するが、均一伸びは粒径が1 μm以上になってはじめて回復する。全く同様の機械的性質の推移が、フェライト(BCC)単相鋼でも得られている⁽¹⁶⁾。すなわち単相超微細粒材料は、極めて高い強度を示すものの均一伸びが非常に小さい。

超微細粒単相材料における小さな均一伸びは、塑性不安定条件

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} < \sigma \quad (1)$$

により理解される⁽¹⁶⁾⁽²⁶⁾。結晶粒超微細化は、材料の強度、特に降伏強度を大幅に増加させる。一方、図5に示した応力ひずみ曲線からもわかるように、マクロ降伏後の均一変形領域における加工硬化率は、結晶粒超微細化に伴って明らかに低下する。その結果、式(1)に示した塑性不安定条件(くびれの発生条件)が引張り試験の初期に達成され、均一伸びが限定されるのである。ただし、こうした不安定は基本的に引張り応力に対するものであり、超微細粒材がARBにより作製されることからわかる通り、圧延変形や圧縮変形は十分に行うことができ、広い意味での塑性(plasticity)は失われていないことに留意すべきである。また、アルミニウムやフェライト鉄はもともとマトリクスの加工硬化能が低い材料であり、積層欠陥エネルギーの低い銅やオーステナイト鋼に比べると上記の塑性不安定が極端に現れやすい。

しかしながらこうした均一伸びの低下は、構造物としての応用を限定する大きな問題である。これに対し、高強度と十

図6 粒界の厚みを1 nmと仮定した場合の、粒界部に属する原子の体積率と平均粒径の関係。

分な延性を両立させるための試みが開始されている。例えば銅の場合、超微細粒組織中に粒径数 μmの粗大粒が混在した混粒組織(bimodal grain structure)とすることにより、高い強度と大きな伸びが両立できるとの報告がある⁽²⁶⁾。これは式(1)の理解に基づくと、粗大粒部分が加工硬化能を受け持つためと考えられている。また同じく超微細粒マトリクスの加工硬化を増大させるために、酸化物や炭化物を微分散させる試みがフェライト鋼において行われており、実際に高い強度と十分な伸びが確保されている⁽²⁷⁾⁽²⁸⁾。このように、構造物材としての応用を考えた場合の超微細粒研究の動向は、複相化(複相超微細粒組織)をキーワードとする方向に移行し始めている。アルミニウム合金においてはこうした観点からの研究が遅れており、今後の進展が望まれる。

一方、特にアルミニウム合金の場合には、結晶粒超微細化に伴う優れた超塑性の発現が多数報告されている⁽²⁹⁾⁻⁽³⁵⁾。構成式に基づく超塑性の現象論的理解によれば、結晶粒微細化によって超塑性発現条件の高速化あるいは低温化が期待される。実際に数多くの超微細粒アルミニウム合金において、大きなひずみ速度⁽²⁹⁾⁻⁽³³⁾あるいは低温⁽³⁴⁾⁽³⁵⁾での優れた超塑性発現が明らかにされている。ただしそうした超塑性特性の発現のためには、超微細粒組織を安定に保つ必要があり、ここでも第二相の分散(複相化)による粒成長の抑制が重要な冶金学的因子となる⁽³²⁾⁽³³⁾。

上記に示した以外の重要特性、例えば超微細粒材料の疲労特性や靱性に関しては、まだまだ研究例が限られ⁽³⁶⁾⁻⁽³⁸⁾、統一的理解が得られていないのが現状である。また、結晶粒超微細化により材料の耐食性が増すとの期待もあるが、超微細粒材料の耐食性を調べた例はほとんどない。これに対して最近、ARBと焼鈍により結晶粒径を0.2 μmから数十 μmまで変化させた1100-Alの孔食挙動が調べられ、結晶粒微細化に伴って孔食電位が低下するとの結果が得られている⁽³⁹⁾。ただしこうした化学的特性は材料の組成などによっても大きく変化する可能性があり、更なる研究が必要である。

粒径 $1\text{ }\mu\text{m}$ 以下の超微細粒あるいはナノ結晶材料においては、図 6 に示すように粒界部分の占める体積率が飛躍的に増大する⁽¹⁾。すなわち、超微細粒材料とは「粒界だらけ」の材料であり、種々の特性、さらには物性そのもののまでが粒界の影響を受け、通常粒径材料とは大きく異なる可能性がある。例えばその理由は未だ不明であるものの、図 5 から明らかなように粒径 $2\text{ }\mu\text{m}$ 以下の超微細粒純アルミニウムは、明瞭な降伏点降下現象を示す⁽¹⁴⁾⁽¹⁶⁾。このほかにもいくつか、従来の教科書理解からは逸脱した超微細粒材料の特異な特性が見いだされつつある。すなわち、超微細粒材料は我々に未知の新たな特性を示す金属材料となる可能性が大いにあり、今後機械的性質に限らず、種々の機能的特性および物性を系統的に把握してゆく試みが必要であろう。

4. 超微細粒組織形成に及ぼす冶金学的因子

強ひずみ加工は大きな変形抵抗を伴うことから、これまでの多くの研究は純金属系で行われてきた。一方、強ひずみ加工により得られる超微細組織の微細度は材料によって大きく異なることも知られている⁽²⁾。例えばアルミニウム合金の場合には、固溶元素の有無が大きな影響を与えることが明らかになりつつある。図 7 に、室温で相当ひずみ 4 以上の ARB を施された 1100-Al (99% Al) と Al-2 mass% Cu 合金の組織を示す⁽⁴⁰⁾⁽⁴¹⁾。Al-2% Cu 合金の場合には、溶体化処理を施した後に強ひずみ加工されている。両者の粒径(パンケーキ状結晶粒またはラメラ組織の間隔)は大きく異なり、固溶元素の存在によって強ひずみ加工中の回復と粒界移動が抑制され、より微細な組織が得られることがわかる。

一方、超微細粒組織は粒成長のための駆動力が非常に大きく、本来熱的に不安定である。例えば前節で述べた優れた超塑性を発現させるためには、超微細粒組織を高温でも安定に保つ必要がある。粒成長を抑制するためには、熱的に安定な微細第二相を分散させることが効果的である。実際、アルミニウム合金の場合には Zr や Sc の添加が超微細粒組織の高温での安定化に非常に有効であり、これに伴い優れた超塑性

を発現させることが可能であることが報告されている⁽³²⁾⁽³³⁾。また既に述べたように、微細第二相の分散が、アルミニウム合金においても室温変形における塑性不安定発現の抑制、すなわち均一伸びの向上に有効であるか否かも極めて興味深い課題である。

超微細粒マトリクスからの析出現象も、興味深い研究対象である。図 8 には、溶体化処理後強ひずみ加工により結晶粒超微細化した Al-2% Cu 合金と、粗大粒組織を有する同じ合金の 190°C 時効時の析出物の体積率と時効時間の関係を示す⁽⁴¹⁾。超微細粒材料における時効析出が、粗大粒径材に比べて極めて促進されることがわかる。これは、多量に存在する結晶粒界が、優先析出サイトとなるためである。また、超微細粒材料からの時効析出は、単に速度論的に早いだけではなく、準安定相を飛び越えて安定相が析出するという興味深い現象も複数報告されている⁽⁴¹⁾⁽⁴²⁾。

このように、超微細粒組織と種々の冶金学的因子との関わりは、極めて興味深い問題を多数含んでいる。しかしながらそうした研究例は少なく、今後積極的に推進すべき重要な基礎的研究課題であると考えられる。

5. おわりに

本稿で述べたように、少なくとも実験室レベルでは強ひずみ加工によるアルミニウム合金の結晶粒超微細化が達成されるようになっており、またその組織形成機構も明らかになりつつある。一方、超微細粒金属材料を実用に供するためには、機械的性質をはじめとする種々の特性・物性を系統的に明らかにする試みが不可欠である。また、超微細粒組織形成に及ぼす固溶元素や第二相の影響、また超微細粒組織からの析出・相変態といった興味深い課題は、未だほとんど手つかずのままである。そもそも従来の物理冶金学は粒径数十ミクロン以上の「粗大粒材料」について確立されてきたものであり、粒界の体積率が無視できない超微細粒あるいはナノ結晶の場合には、従来の教科書理解の及ばない興味深い現象が

図 7 室温で 6 サイクル ($\epsilon = 4.8$) の ARB を施された (a) 1100-Al および (b) Al-2 mass% Cu 合金の TEM 組織。TD 面観察。

図 8 溶体化処理後室温で 6 サイクル ($\epsilon = 4.8$) の ARB を施された超微細粒 Al-2% Cu 合金および溶体化のままの粗大粒材の 190°C 時効に伴う析出物の体積率の推移。

現れてくる可能性が高い。さらに、従来の実用合金は「粗大粒」組織を前提として合金設計されてきたものであるが、超微細粒組織を前提とする場合には、その特性を踏まえた新たな材料設計が必要となる。今後この分野で我々が行うべき研究課題は膨大である。

日頃からご議論いただいている大阪大学・南埜宜俊教授、小泉雄一郎博士、そして本稿をまとめるにあたって図表の作成にご協力いただいた研究室の李 伯龍博士、上路林太郎博士(現・香川大学工学部)、大学院生・紙川尚也君、佐藤正英君に謝意を表します。

文 献

- (1) N. Tsuji: Tetsu-to-Hagané, **88**(2002), 359.
- (2) N. Tsuji, Y. Saito, S. H. Lee and Y. Minamino: Adv. Eng. Mater., **5**(2003), 338.
- (3) M. Niikura: Bull. of ISIJ, **8**(2003), 718.
- (4) T. Maki: Kinzoku, **71**(2001), 771.
- (5) Y. Umakoshi and M. Yamaguchi: Tetsu-to-Hagané, **79**(1993), 75.
- (6) 産業科学技術研究開発制度「スーパーメタル」中間モニタリング評価報告書, 産業技術審議会評価部会スーパーメタル評価委員会, (2000), 67.
- (7) R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliyev and I. V. Alexandrov: Prog. Mater. Sci., **45**(2000), 103.
- (8) M. Nemoto, Z. Horita, M. Furukawa and T. G. Langdon: Met. Mater., **4**(1998), 1181.
- (9) Z. Horita, D. J. Smith, M. Furukawa, M. Nemoto, R. Z. Valiev and T. G. Langdon: Mater. Res., **11**(1996), 1880.
- (10) Y. Saito, N. Tsuji, H. Utsunomiya, T. Sakai and R. G. Hong: Scr. Mater., **39**(1998), 1221.
- (11) Y. Saito, H. Utsunomiya, N. Tsuji and T. Sakai: Acta Mater., **47**(1999), 579.
- (12) J. Richert and M. Richert: Aluminium, **62**(1986), 604.
- (13) M. Richert, Q. Liu and N. Hansen: Mater. Sci. Eng. A, **A 260**(1999), 275.
- (14) Y. Ito, N. Tsuji, Y. Saito, H. Utsunomiya and T. Sakai: J. Japan Inst. Metals, **64**(2000), 429.
- (15) N. Tsuji, Y. Ito, H. Nakashima, F. Yoshida and Y. Minamino: Mater. Sci. Forum, **396-402**(2002), 423.
- (16) N. Tsuji, Y. Ito, Y. Saito and Y. Minamino: Scr. Mater., **47**(2002), 893.
- (17) F. J. Humphreys, P. B. Prangnell and R. Priestner: Current Opinion in Solid State and Mater. Sci., **5**(2001), 15.
- (18) P. B. Prangnell, J. R. Bowen and A. Gholinia: Proc. 22nd RISØ Int. Symp. On Mater. Sci., RISØ National Laboratory, Roskilde, Denmark, (2001), 105.
- (19) N. Tsuji, R. Ueji and Y. Minamino: Scr. Mater., **47**(2002), 69.
- (20) N. Hansen: Metall. Mater. Trans. A, **32A**(2001), 2917.
- (21) N. Kamikawa, N. Tsuji and Y. Saito: Tetsu-to-Hagané, **89**(2003), 273.
- (22) N. Tsuji, N. Kamikawa and Y. Minamino: Proc. of Int. Conf. On Recrystallization and Grain Growth(Rex & GG 2004), (2004), in press.
- (23) N. Tsuji, S. Okuno, T. Matsuura, Y. Koizumi and Y.

- Minamino: Mater. Sci. Forum, **426-432**(2003), 2667.
- (24) R. Ueji, X. Huang, N. Hansen, N. Tsuji and Y. Minamino: Mater. Sci. Forum, **426-432**(2003), 405.
- (25) T. Ohmura, K. Tsuzaki, N. Tsuji and N. Kamikawa: J. Mater. Res., **19**(2004), 347.
- (26) Y. Wang, M. Chen, F. Zhou and E. Ma: Nature, **419**(2002), 912.
- (27) N. Tsuji, R. Ueji, Y. Minamino and Y. Saito: Scr. Mater., **46**(2002), 305.
- (28) R. Ueji, N. Tsuji, Y. Minamino and Y. Koizumi: Sci. Tech. Adv. Mater., **5**(2004), 153.
- (29) T. G. Langdon, M. Furukawa, Z. Horita and M. Nemoto: JOM, **50**(1998), 41.
- (30) P. B. Berbon, M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto, N. K. Tsenev, R. Z. Valiev and T. G. Langdon: Philos. Mag. Lett., **78**(1998), 313.
- (31) M. Furukawa, Y. Ma, Z. Horita, M. Nemoto, R. Z. Valiev and T. G. Langdon: Mater. Sci. Eng., **A241**(1998), 122.
- (32) M. Furukawa, P. B. Berbon, Z. Horita, M. Nemoto, N. K. Tsenev, R. Z. Valiev and T. G. Langdon: Metall. Mater. Trans. A, **29A**(1998), 169.
- (33) S. Komura, P. B. Berbon, M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto and T. G. Langdon: Scr. Mater., **38**(1998), 1851.
- (34) N. Tsuji, K. Shiotsuki, H. Utsunomiya and Y. Saito: Mater. Sci. Forum, **304-306**(1999), 73.
- (35) N. Tsuji, K. Shiotsuki and Y. Saito: Mater. Trans., JIM, **40**(1999), 765.
- (36) Y. Demura, K. Kitagawa and M. Kawazoe: J. Jpn. Inst. Light Metals, **51**(2001), 324.
- (37) S. M. Liu and Z. G. Wang: Scr. Mater., **48**(2003), 1421.
- (38) A. Vinogradov, A. Washikita, K. Kitagawa and V. I. Kopylov: Mater. Sci. Eng., **A349**(2003), 318.
- (39) S. Fujimoto, T. Iwata, N. Tsuji and Y. Minamino: Proc. of Corrosion and Protection of Light Metals Alloys, Ed. by R. G. Kelly, The Electrochemical Society Proceedings Series, Pennington, NJ, (2004), in press.
- (40) N. Tsuji, T. Toyoda, Y. Minamino, Y. Koizumi, M. Kiritani, M. Komatsu and T. Yamane: Mater. Sci. Eng., **A350**(2003), 108.
- (41) N. Tsuji, T. Iwata, M. Sato, S. Fujimoto and Y. Minamino: Sci. Tech. Adv. Mater., **5**(2004), 173.
- (42) M. Murayama, Z. Horita and K. Hono: Acta Mater., **49**(2001), 21.

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
辻 伸泰

1994年3月 京都大学大学院工学研究科金属加工学専攻博士後期課程修了

1994年4月 大阪大学大学院工学研究科マテリアル科学専攻助手

2000年4月ー 現職

1998年7月-1999年7月 米国・Colorado School of Mines, visiting scholar

2003年7月-2003年8月 デンマーク・RISØ National Laboratory, visiting professor

専門分野: 材料組織学, 塑性加工学, 材料強度学

静的および動的再結晶における基礎現象の解明, 溶湯直接圧延法の開発, 新たな加工熱処理による鋼の強靱化などの研究に従事。1997年に圧延を利用した強ひずみ加工法であるARB法を開発し, 金属材料の結晶粒超微細化と超微細粒材料の特性に関する研究分野を中心に活動中。

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★