多孔質化によって創られる材料機能

- 一方向気孔を有するポーラス金属-

Material Functional Properties Created through Pores Formation Lotus-type Porous Metals —

> 中嶋英雄 Hideo Nakajima

大阪大学 產業科学研究所 教授

1 はじめに

自然界には、多孔質でありながら材料として優れたものが たくさん存在する。樹木や竹はしなやかさや強度を兼ね備 え、骨も多孔質化による軽量化と強度保持をうまく利用した 材料である。最近、ポーラス材料の研究が活発に行われるよ うになって来たが、生体材料はポーラス材料の宝庫で、学ぶ べきところがたくさんある1)。ところで、従来の発泡金属や 焼結金属などのポーラス金属は気孔が等方的で球状である ために応力を負荷した時に気孔周辺に応力集中が生じて材 料は脆弱なものとなってしまう。それに対し、ここで取り挙 げる一方向に気孔を有するロータス型ポーラス金属(以下、 ロータス金属と言う) は気孔の成長方向には応力集中が起こ らないために優れた強度特性を持つ材料として注目されてい る2-5)。ここでは、一方向に気孔を有するロータス金属の製法 および多孔質化によって創られる材料機能特性に関する最近 の研究の動向を紹介する。

連携記事

高圧ガスを用いた ロータス金属の作製法

図1には、二酸化炭素を溶かした水を下から上方に凝固さ せた氷の断面写真である6。二酸化炭素は水に溶けるが、氷 には溶けないので溶けない二酸化炭素が氷から吐き出されて 気孔が形成される。同様に、ロータス型ポーラス金属は、溶 融金属におけるガス原子の溶解度が大きく、その固体金属中 での固溶度が小さい場合、凝固時に固溶しきれないガス原子 が気孔を形成することを利用して作製される。水素ガスを用 いて鉄、ニッケル、銅、マグネシウム、アルミニウムなどの 多くの金属とそれらの合金を、窒素、酸素ガスを用いてそれ ぞれ鉄、銀などをポーラス化することができる。このような ロータス金属の作製方法には3つの方法が挙げられる²⁻⁵⁾。

2.1 鋳型鋳造法

図2に、鋳型鋳造法によるロータス金属の作製装置を示し た。数十気圧に耐える高圧容器の中に溶解部と凝固部が設け てあり、坩堝に金属素材を充填した後、高周波加熱によって 金属を溶解し、所定の圧力のガス中で溶融金属中にガスを溶 解させる。底面部を水冷チラーによって冷却した銅盤を有す る鋳型の中に鋳込んで下方から上方への一方向凝固をさせる と気孔が上に伸びたロータス金属を作製することができる。



図1 二酸化炭素ガス気孔を有するポーラス氷60



鋳型鋳造法による高圧ガス雰囲気下でのロータス型ポーラス金 図2 属の作製原理

鋳型の一端を冷却しつつ一方向凝固を行わせるので、本製法 による長尺のロータス金属の作製には限界があるという欠点 がある。

2.2 連続帯溶融法

図3 (a) に示すように、鋳型鋳造法によって熱伝導率の高 い銅やマグネシウムでは、均一な気孔サイズ、気孔率をもつ ロータス金属を作製することができるが、熱伝導率の低い金 属の場合 (b)、冷却部に近い部分では、凝固速度が速いが、 遠ざかるにつれて放熱が不十分となり凝固速度が遅くなるた め、上部で気孔の粗大化が起こり、均一な気孔サイズや気孔 率をもつロータス金属を作製することができなかった⁷⁾。こ の難点を克服するために、「連続帯溶融法」が開発された (図 4 (a) 参照)⁸⁾。高圧ガスの下で金属ロッドを高周波加熱コイ ルで部分的に溶解させ、その溶融部に雰囲気からガスを吸収 させ連続的に移動させることにより、一定の凝固速度で均一 な気孔サイズと気孔率をもつロータス金属を作製することが できる。このようにして作製された長尺のロータスステンレ ス鋼の縦および横断面写真を図4 (b) に示した。どこをとっ ても気孔サイズや気孔率がほぼ均一である。

本製法によって、ステンレス鋼や金属間化合物などの熱伝 導率の低い材料でも均一な気孔径や気孔率を有するロータ ス金属を作製することができる。しかしながら、溶融部は表 面張力によって保持されるため、直径十数mmのロッドや 25mm幅程度の板材に限定されてしまう。



- 図3 熱伝導度の違いによる一方向性気孔の成長過程 (a)熱伝導度の高い金属の気孔の成長形態とロータス銅の凝固 方向に平行な断面写真
 - (b) 熱伝導度の低い金属の気孔の成長形態とロータスステンレ ス鋼の凝固方向に平行な断面写真

2.3 連続鋳造法

鋳型鋳造法や連続帯溶融法では、作製されるロータス金属 のサイズに制限があった。実用量産化のためには均一な気孔 サイズや気孔率を有する大きなロータス金属を作製しなけ ればならない。そこで、連続鋳造法を考案した⁹⁾。既存のノン ポーラス金属作製のための連続鋳造法では、凝固収縮により 凝固させたインゴットは鋳型内を円滑に移動できるが、ロー タス金属の場合には気孔の形成による大きな体積膨張が起こ り、凝固させたインゴットを鋳型内に移動させることは困難 であると予想された。しかしながら、著者らはこの気孔生成 による体積膨張を流動性ある溶湯の方に導くことによりこの 問題を解決し、ロータス金属の作製が可能な連続鋳造法を開 発した。図5に示したように、連続鋳造装置は加圧容器内に



図4 (a) 連続帯溶融法によるロータス金属の作製原理
(b) 連続帯溶融法で作製された長尺のロータスステンレス鋼ロッド。凝固方向に平行な断面と垂直な断面(輪切り)を示した



図5 連続鋳造法によるロータス金属の作製装置

設置された加熱溶解部、凝固のための鋳造部および凝固材を 連続的に引き出すための移動機構より構成されている。坩堝 内で高周波加熱により金属素材を溶解し、坩堝底部の孔に設 置した鋳型にあるダミーバーと接触させ、ダミーバーをピン チロールの移動機構で一定速度で連続的に凝固材を引き出す ことができるので、長尺のロータス金属を作製できる。連続 鋳造法によって作製されたロータス銅を図6に示した。

図7にロータス銅の平均気孔径の引出速度依存性を示す。 引出速度の増加と共に気孔径は著しく減少する。引出速度を 増加させると凝固速度が増大し、過冷却により気孔の核生成 サイトが増加するため多数の気孔が微細化すると考えられ る⁹。水素の圧力の増加に伴い気孔径が減少することはボイ ルの法則によって説明することができる。



これまでに説明した高圧ガスを用いた作製法では、金属中

に水素などのガスを溶解させるために高圧の水素ガス雰囲気 下で金属を溶解、一方向凝固させてロータス金属が作製され てきた。しかしながら、作製の際に、暴爆性の水素ガスを高 圧にて用いなければならないことがロータス金属を実用化 する場合の大きな障害であった。最近、著者のグループでは、 この障害を克服するために高圧の水素ガスを用いずに溶融金 属にガス化合物(ガス元素と金属元素より構成される化合物、 以降、ガス化合物と呼ぶ)を添加するロータス金属の新規な 製法 「ガス化合物熱分解法」を開発した100。図8にガス化合物 熱分解法を用いた鋳型鋳造法によるロータス金属作製装置の 概略図を示した。0.075から0.25gのTiH₂粉末ペレットを鋳 型底面にセットし、0.1MPaのアルゴン雰囲気下で銅200gを 高周波加熱により坩堝内で溶解し、底部を水冷した鋳型に鋳 込んで一方向凝固させた。図9には、ロータス銅の凝固方向 に平行および垂直な断面写真を示した。0.1g以上のTiH2を 添加しても気孔率は変化せず約60%で一定であった。0.1gの TiH2の添加でも溶融銅中の水素濃度は飽和溶解度を超えて



図6 連続鋳造法で作製されたロータス銅 作製条件:水素雰囲気ガス圧力1.0MPa、引出速度10mm min⁻¹



図7 ロータス銅の平均気孔径の引出速度依存性



図8 ガス化合物熱分解法を用いた鋳型鋳造型ロータス金属作製装置 の概略図 出典:(株)アグネ技術センター発行「金属」Vol.80 No.10



図9 アルゴン0.1MPaの雰囲気下で一方向凝固により作製したロータス銅の凝固方向に垂直(上段)および平行(下段)な断面写真。 チタン水素化物の添加量はそれぞれ0.075g、0.10g、0.125g、0.250gである

出典:(株) アグネ技術センター発行 [金属] Vol.80 No.10

いるので、これ以上ではいくらTiH2量を増加させても気孔 率が変化しない。このように、ガス化合物熱分解法は水素化 物や窒化物を溶融金属に添加し、鋳型で一方向凝固させるだ けでロータス金属を作製することができるので、安価で、安 全、簡単な製法である。また、熱分解で生成した金属元素は 酸化物微粒子などを生成するので、それが気孔の核生成サイ トになり、結果的にはより均一な気孔分布を有するロータス 金属を作製することができる。高圧容器の不要な量産化向き の製法である。

4 ロータス金属の機械的性質

4.1 ロータス金属の引張強度

これまでに発泡金属や焼結金属のような球状に近い気孔を 持つポーラス金属の強度に関する研究は多数行われてきた が、一方向に伸びた気孔を持つロータス金属の強度の研究は ほとんど行われてこなかった。図10に示すように、著者らは 水素ガスを用いて作製したロータス鉄の引張強度と気孔率の 関係を調べた。引張方向が気孔と平行な場合(図10中の▼の プロット)には、引張強度のデータ点は気孔率が100%のと きに0MPaを表わす点を通る直上にのっている。このことは 試料に応力集中がほとんど起こらず、気孔の存在にかかわら ず比強度(単位重量当たりの強度)はノンポーラス鉄のそれ と同じであることを表わしている。しかしながら、気孔の成 長方向が引張方向と垂直な場合(図10中の△のプロット)の 引張強度は、その直線よりかなり低下している¹¹⁾。引張強度 *σ*と気孔率*p*の間には次の関係がある。

$\sigma = \sigma_0 (1-p)^K$

ただし、σ₀はノンポーラス材料の引張強度であり、Kは材料 内に気孔があるときの応力集中係数である。



図10 水素あるいは窒素ガスを用いて作製されたロータス鉄の引張 強度の気孔率依存性

ところで、多くの金属は水素ガスを用いてポーラス化でき るが、暴爆性、引火性のある水素を用いた製法は量産化には 適当ではない。そこで、著者らは安全な窒素を用いてロータ ス鉄を作製することに成功した¹²⁾。これには更なる長所が あり、窒素で作製したロータス鉄は水素で作製した場合より 格段に強度が高いことを見出した。図10には窒素ガスで作 製したロータス鉄の引張強度の測定結果も併せて示した。窒 素で作製したロータス鉄では、気孔率が40~50%でもノン ポーラス鉄と同等の強度を示すという興味深い結果が得られ た。つまり、「鉄より半分軽くても強度は鉄と変わらない」と いう結果で、これは微量に固溶した窒素原子による固溶強化 のためであると考えられる。

4.2 AE法を利用したロータス金属の引張変形挙動の解析

これまでの研究においてロータス金属の引張変形において は、気孔近傍の応力集中の異方性によって最大引張強度の異 方性が生じることが示されている¹¹⁾。しかしながら、応力集 中と変形挙動との間の詳細な相関関係はこれまでに明らか にされていない。著者らは、引張変形過程においてクラック が発生する可能性に着目し、変形過程でのクラックの発生を 検出することが可能なAE法 (Acoustic emission)を用いて ロータス銅の引張変形挙動の解析を行った¹³⁾。ここで、材料 の変形時に発生した弾性波を検出する方法をAE法といい、 クラックの発生によって発生する弾性波は突発型のAE信号 として検出される。

引張試験においては、試験片に直接AEセンサーを取り付けて、気孔の長手方向に平行および垂直な方向に対して試験を行った。図11に気孔の長手方向に(a)平行および(b)垂直な方向に引張った時の応力ーひずみ曲線と、それぞれのひずみ量で発生した突発型AE信号の振幅の大きさを示す。ここで、引張試験に用いた試験片の気孔率は、気孔に平行および垂直な方向の試験では、それぞれ45.1%および44.2%である。応力ーひずみ曲線より、気孔に平行な方向の引張強度(ピーク応力)および破断までの伸び値は、垂直な方向における引張強度および伸び値よりも大きいことがわかる。

平行および垂直な方向の引張変形に共通して、弾性域にお いてはAE信号が検出されていない。しかしながら、両方向 の引張変形において、降伏点以降から破断に至るまでの間で 多数の突発型AE信号が検出された。つまり、AE信号の発生 の有無は気孔の方向には依存しない。ここで、ノンポーラス 銅の引張変形では突発型AE信号が検出されないことを考慮 すると¹³⁾、ロータス銅における突発型AE信号の発生は、ポー ラス化に起因したクラックの発生によるものであると考える ことができる。

図12に気孔に平行および垂直な方向の引張変形過程で検

出されたAE信号(事象)の総数を示す。気孔に垂直な方向の 変形過程で検出されたAE事象総数のひずみの変化に対する 傾きは、平行な方向にて検出されたAE事象総数の傾きより も大きい。これは、垂直方向の変形において単位ひずみ当た りに検出されるAE信号の数が、平行方向の変形において検 出されるクラックの数よりも多いことを意味する。つまり、 垂直方向の変形においてよりクラックが発生し易いことを意味する。

変形過程で発生するクラックがピーク応力および破断ま での伸び値の異方性に及ぼす影響を調べるため、ピーク応 力の前後において変形後の試験片表面を走査型電子顕微鏡 (SEM)にて観察した。図13に気孔に平行な方向の引張変形 における応力--ひずみ曲線のピーク応力の(a)前および(b) 後でのSEMによる試験片表面の観察写真を示す。ピーク応 力の前において、矢印で示すように進展方向が引張方向に垂

> (a) 1.0 0.8 AE巅 0.6 副 0.4 , a.u. 0.2 00 80 公称応力, σ (MPa) 60 40 20 0 0 20 40 60 80 公称ひずみ,ε(%) (b) 1.0 0.8 AE损 0.6 쿱 0.4 , a.u. 0.2 80 70.0 公称応力, σ (MPa) 60 40 20 0 0 20 40 60 80 公称ひずみ, ε(%)

図11 ロータス銅の気孔に(a) 平行および(b) 垂直な方向の引張変 形過程で検出された突発型 AE 信号の振幅とそれぞれに対応 した応カーひずみ曲線 出典:(株) アグネ技術センター発行「金属」 Vol.80 No.10

直なクラックが発生している。発生したクラックは (b) に示 すようにピーク応力以降では急速に成長および連結してお り、その結果、試験片は最終的に破断する。クラックの成長 および連結は応力値を減少させるので、クラックの成長およ び連結によって、応力-ひずみ曲線のピーク応力が現れるこ とがわかる。また、クラックの成長および連結によって試験 片が破断することから、クラックが成長および連結し易い場



図12 気孔に平行および垂直な方向の引張変形過程で検出されたAE 信号(事象)の総数(複数の試験片の情報が示されている。) 出典:(株)アグネ技術センター発行「金属」Vol.80 No.10







負荷方向

出典:(株) アグネ技術センター発行 [金属] Vol.80 No.10

合、破断までの伸び値が小さくなることがわかる。

気孔に平行な方向の引張変形と同様に、気孔に垂直な方向 の引張変形においても、ピーク応力前に発生したクラック は、ピーク応力近傍で急速に成長および連結を行い、その結 果、試験片は破断する。ここで、AE事象総数の結果から、気 孔に垂直な方向の引張変形では平行な方向の引張変形と比較 して、クラックが発生し易いことが明らかとなっている。こ のことを考慮すると、クラックが発生し易い垂直方向におい ては、小さな応力負荷でクラックの成長および連結が起こる ため、ピーク応力および伸び値が小さくなると考えられる。 このことは、クラックの発生のし易さの異方性によってピー ク応力および伸び値の異方性が引き起こされていることを意 味する。以上から、気孔近傍での応力集中および応力の多軸 性の異方性によって、クラックの発生し易さの異方性が引き 起こされていると考えられる。

4.3 高ひずみ速度での圧縮変形挙動

ロータス金属は他のポーラス金属と比較して高い比強度を 示すことから、衝撃吸収エネルギーにおいても優れた特性を 示すことが予想される。しかしながら、ロータス金属の衝撃 エネルギー吸収特性、つまり気孔の方向性が高速変形時の圧 縮変形挙動およびエネルギー吸収特性に与える影響に対して これまでに明らかにされていない。

そこで、著者らはロータス鉄をモデル材として用い、高ひ ずみ速度 (~ 10^3 s⁻¹)、中ひずみ速度 (~ 10^{-1} s⁻¹)および低ひ ずみ速度 (~ 10^{-4} s⁻¹) での圧縮試験を気孔に平行および垂直 な方向に対して行い、ひずみ速度および一方性気孔が圧縮変 形および吸収エネルー量に及ぼす影響を調べた¹⁴)。

ロータス純鉄の円柱状の試験片に対して、ホプキンソンプ レッシャーバー法を用いて、高ひずみ速度(1.4~3.1×10³s⁻¹) での圧縮試験を行った。ここで、高ひずみ速度での圧縮応力 ーひずみ曲線を測定したホプキンソンプレッシャーバー法に ついて簡単に説明する。図14に示すようにロータス鉄試料 を入力棒および出力棒の間に挟み、エアコンプレッサーから 開放された圧縮空気によって打ち出した打ち出し棒を、入力 棒に衝突させる。衝突によって発生した応力波が入力棒を伝



図14 高ひずみ速度での圧縮試験に用いたホプキンソンプレッシャー バー法の概略図 出典:(株)アグネ技術センター発行「金属」Vol.80 No.10

わって、試料に伝播することによって試料に高ひずみ速度での圧縮変形が加えられる。入力棒および出力棒に貼り付けた ひずみゲージにより応力波の振幅の時間変化を測定すること によって、試料に加わる応力、ひずみおよびひずみ速度が求 められる。また、ひずみ速度が圧縮変形挙動に与える影響を 調べるため、高ひずみ速度での圧縮試験に加えて、万能試験 機を用いて、中ひずみ速度(2.8×10⁻¹ s⁻¹)および低ひずみ速 度(2.8×10⁻⁴ s⁻¹)での圧縮試験を行った。

図15に低ひずみ速度、中ひずみ速度、高ひずみ速度での圧 縮試験によって得られたロータス鉄の気孔に(a)平行および (b)垂直な方向における公称応力–塑性ひずみ曲線を示す。 ここで、プロットは4回以上の実験の平均値、エラーバーは 標準偏差を示す。気孔に平行および垂直な方向において、変 形抵抗はひずみ速度の増加に伴って増加することがわかる。 これは、鉄母材の変形抵抗がひずみ速度に依存して増加する ためである。気孔に平行な方向の低および中ひずみ速度での 圧縮では、全てのひずみの範囲で、変形抵抗は単調に増加す



図15 低ひずみ速度、中ひずみ速度、高ひずみ速度での圧縮試験に よって得られたロータス鉄の気孔に(a)平行および(b)垂 直な方向における応力-ひずみ曲線。用いた試料の気孔率は 47.9 ~ 49.7%である 出典:(株)アグネ技術センター発行「金属」Vol.80 No.10

る。一方、高ひずみ速度での平行方向の圧縮では、塑性ひず みが15.0 ~ 22.5%の領域で、変形抵抗がひずみの増加に伴っ て減少する。これによって、応力値がほぼ一定の値で変形が 進行するプラトー領域が現れる。一方、気孔に垂直な方向の 圧縮ではすべてのひずみ速度において、ひずみの増加に伴っ て応力値が単調に増加し、プラトー領域は出現しない。この ことから、プラトー領域の出現は気孔の方向性に起因してい ることがわかる。このプラトー領域が発生する原因として、 気孔に平行な方向の圧縮では座屈変形が起こり易いことが挙 げられるが、プラトー領域が発現する詳細なメカニズムの解 明には今後より詳細な研究が必要である。

図16に高ひずみ速度圧縮試験により得られたロータス鉄 の気孔に平行 (//) および垂直 (⊥) な方向の吸収エネルギー 効率 η および単位重量当たりの吸収エネルギー Wを示す。 また、比較のため、様々なポーラスアルミニウムの η および 単位重量当たりの Wを示す¹⁴⁾。ポーラス鉄の Wは、ポーラス アルミニウムの Wよりも大きく、特に気孔に平行な方向にお いては、Wがポーラスアルミニウムの Wよりも4倍程度大き い。また、気孔に平行な方向の η は、ポーラスアルミニウム の η と同等であり、ポーラス鉄は従来のポーラスアルミニウ ムと比較して優れた W特性を示すことがわかる。

<5 □−タス金属の吸音特性

現在実用化されている吸音材にはグラスウールや発泡アル ミニウムなどがあるが、それらはいずれも十分な強度を保持 していない。吸音材に軽量性のほかに強度が付与されるなら ば、用途はさらに拡大するものと期待される。Xieらによっ てある程度の強度を有するロータス金属は優れた吸音性を



図16 高ひずみ速度圧縮試験により得られたロータス鉄の気孔に平行(||)および垂直(⊥)な方向の吸収エネルギー効率(η) および単位重量当たりの吸収エネルギー(W)。比較のために ポーラスアルミニウムのデータも示した 出典:(株)アグネ技術センター発行「金属」Vol.80 No.10 示すことが明らかにされた¹⁵⁾。図17に示すような定常法に よって開放気孔をもつロータス銅の吸音率α₀が測定された。 単一周波数の音が音響管の右端のスピーカーから発せられる と入射音波と反射音波との干渉によって定常波が引き起こさ れ、これを測定することによってα₀を求めることができる。 125Hzから4kHzの周波数の範囲でロータス銅の気孔径、気 孔率および試料の厚さの関数としてα₀を測定した結果、α₀ は気孔径の減少と共に増加し、気孔率の増加と共に増加し、 厚さの増加と共に増大することがわかった。ポーラス材料の 吸音性には気孔内壁の空気の粘性抵抗が重要な役割を果たし ているが、上の結果はいずれも気孔内壁の面積が増大すると 吸音性が増えることを示している。すなわち、微細気孔内の 音が伝播するときに振動が熱エネルギーに変換されることに よって吸音が生じる。

図18には、材料の厚さ20mmの3種の異なる吸音材の吸音 特性を示した。閉鎖気孔を有する発泡アルミ自体は吸音性を 示さないので、発泡アルミニウムの壁にクラックを生じさせ て気孔同士が空間的に連結するように圧延加工を施さなけれ ばならない。気孔率も違うので、3者を直接比較することは できないが、ロータス金属は気孔率が低くても市販吸音材と 同等の吸音特性を有していることがわかった。



図18 厚さ20mmの3種類の材料の吸音率の周波数依存性

15

6 おわりに

本稿では、多くの多孔質金属の気孔形状が等方的で球状で あるのに対し、円柱状の一方向性の気孔を有するロータス型 ポーラス金属の製法に関する開発の経緯と技術的課題、およ びロータス金属の機械的性質や吸音特性の最近の研究のト ピックスを紹介した。ロータス金属の物性の特徴は気孔の 方向に依存した異方性のあることで、紙面の関係で取り扱え なかったが、その他の弾性、内部摩擦、圧縮強度、曲げ強度、 疲労特性、熱伝導性、電気伝導性、磁気的特性、腐食性、溶 接接合性、生体適合性なども異方性が見出されている。さら に、この一方向性気孔を利用して、ヒートシンクなどの冷却 板、軸受けなどの機械部品、工作機械の移動体や自動車など の軽量部材、輸送機器の衝撃吸収材、スポーツ用品、人工骨・ 人工歯根などへの実用化応用展開がなされようとしている。 ロータス金属はグリーンイノベーションを目指した有望な機 能材料として今後の発展が益々期待されている。

この記事は日本金属学会会報「まてりあ」に掲載された記 事(文献4)をもとに作成しました。

参考文献

- 1) L.J.Gibson, M.F.Ashby and B.A.Harley : Cellular Materials in Nature and Medicine, Cambridge University Press, Cambridge, (2010)
- 2) H.Nakajima : Prog.Mater.Sci.,52 (2007), 1091.

- 3) V.Shapovalov : MRS Bull.,XIX (1994), 24.
- 中嶋英雄,多根正和,玄丞均,鈴木進補:まてりあ,47 (2008),196.
- 5) H.Nakajima : Proc.Jpn.Acad.,Ser.B,86 (2010), 884.
- 6) B.Chalmers : Sci.American,200 (1959) , 114.
- 7) T.Ikeda, M.Tsukamoto and H.Nakajima : Mater. Trans.,43 (2002) , 2678.
- 8) T.Ikeda, T.Aoki and H.Nakajima : Metall.Mater.Trans. A,36A (2005), 77.
- 9) J.S.Park, S.K.Hyun, S.Suzuki and H.Nakajima : Acta Mater.,55 (2007) , 5646.
- 10) H.Nakajima and T.Ide: Metall.Mater.Trans.A,39A (2008), 390.
- 11) S.K.Hyun, K.Murakami and H.Nakajima : Mater.Sci. Eng.,A299 (2001) , 241.
- 12) S.K.Hyun, T.Ikeda and H.Nakajima : Sci.Tech.Adv. Mater.,5 (2004) , 201.
- 13) M.Tane, R.Okamoto and H.Nakajima : J.Mater.Res.,25 (2010) , 1975.
- 14) M.Tane, T.Kawashima, H.Yamada, K.Horikawa, H.Kobayashi and H.Nakajima : J.Mater.Res.,25 (2010), 1179.
- 15) Z.K.Xie, T.Ikeda, Y.Okuda and H.Nakajima : Mater.Sci. Eng.,A386 (2004), 390.

(2011年6月28日受付)