

強加工in-situ複合材料技術を利用した金属切削粉の アップグレードリサイクル

戸田, 裕之
豊橋技術科学大学生産システム工学系

澤村, 純平
豊橋技術科学大学 : 学部学生

小林, 俊郎
豊橋技術科学大学

<https://hdl.handle.net/2324/1807826>

出版情報 : 軽金属. 54, pp. 418-424, 2004-10-01. 軽金属学会
バージョン :
権利関係 :



強加工in-situ複合材料技術を利用した金属切削 粉のアップグレードリサイクル

Up-Grade Recycling of Metallic Cutting Chips by Employing Heavily-Deformed In-Situ Composite Technique

戸田 裕之*, 澤村 純平**, 小林 俊郎***

Hiroyuki TODA*, **Junpei SAWAMURA****
Toshiro KOBAYASHI***

* 豊橋技術科学大学生産システム工学系(〒441-8580豊橋市天伯町雲雀ヶ丘1-1) Department of Production Systems Engineering, Toyohashi University of Technology (1-1, Hibarigaoka, Tempaku-cho, Toyohashi, Aichi 441-8580).

** 豊橋技術科学大学 学部学生 (豊橋市) [現在、同大学院]
Bachelor student, Toyohashi University of Technology
(Toyohashi, Aichi) [Presently in its graduate school].

*** 豊橋技術科学大学 (豊橋市) Toyohashi University of Technology (Toyohashi, Aichi).

和文概要

著者らは、切削粉に切削過程で蓄えられた大きな塑性歪みが、材料の強化に利用できるかも知れないと考えた。そして、異種金属の切削粉を混合したものに冷間加工を加えることで、その固化とさらなる歪みの蓄積を同時に達成するというアップグレードリサイクル法を提案した。本研究では、この様な複合材料を、6061アルミニウム合金／IF鋼ないし6061アルミニウム合金／純銅の組み合わせで試作し、評価した。アルミニウム切削粉に添加するのは、BCC金属の切削粉が適していることが明らかになった。IF鋼の切削粉を20%添加した場合、6061アルミニウム合金の引張強度を最大で500MPa（切削前素材の約1.6倍）まで向上させることができた。さらに、このプロセスで到達し得る引張強度の最大値を予測すべく、Eshelby等価介在物法による解析を行った。製造欠陥を除去し、母相と第二相の組み合わせや切削・塑性加工条件を調整することにより、6061アルミニウム合金－20%IF鋼の場合で、最大713MPa（切削前素材の約2.3倍）の高強度が得られる可能性があることが分かった。

Keywords: Chips, Consolidation, Severe plastic deformation, Recycling, Composite material

Abstract

The present authors have realized that cutting chips may be identified utilizable for the strengthening of materials due to large plastic strain accumulated during cutting. The authors have proposed up-grade recycling techniques in which severe plastic deformation in room temperature air is utilized to cutting chip mixture of dissimilar materials, thereby consolidation and further accumulation of strain are simultaneously achieved. In this study, such composite materials are produced and evaluated with combinations of 6061 aluminum / IF steel and 6061 aluminum / pure copper. It is clarified that appropriate second phase cutting chip is a BCC metal. The ultimate tensile strength of the 6061 alloy is improved approximately up to 500MPa (about 1.6 times that of the material before cutting) when the volume fraction of the IF steel is 20%. To predict the attainable maximum tensile strength by the current method, the Eshelby equivalent inclusion model is employed. The present method is identified to have a potential of realizing 713MPa (about 2.3 times that of the material before cutting) in the case of the 6061 alloy / 20%IF steel composite by eliminating production defects adjusting the matrix / second phase combination and conditions for cutting and plastic working.

1. 緒言

金属切削粉がリサイクルされる場合、まず切削油を分離し、ブリケットなどに軽く圧粉した後、鋳造用二次素材として使用される場合が多い。しかし、再溶解による利用は、残留した油分等の付着物や表面の酸化物膜に由来する介在物の混入、異種切削粉や工具から入る不純物元素による脆弱な金属間化合物の生成^{1), 2)}など、素材の品質を落とす要因が多い。そのため、新塊に対する混合割合やリサイクル回数、二次素材の用途には、自ずと制約がある。

また、切削粉を固化して直接再利用する試みも報告されている^{3), 4)}。これらは、粉体の保管や再溶解時に発火の危険性のあるマグネシウム合金を主な対象としている。そのプロセスは、切削粉を熱間で固化成形して直接再利用するものである。

一方で、著者らは、切削粉が切削工具による強いせん断変形を受けており、かなりの強加工組織を呈することに注目した。実際、6061アルミニウム合金の切削加工中に蓄えられる塑性歪を切削粉の形状から見積もると、2.4～2.8にも達する^{5), 6)}。そこで、この強加工組織を固化材まで持ち来すことができるリサイクルプロセスを開発できれば、それらがほぼ失われる再溶解や熱間加工によるリサイクル法よりも、投入エネルギー的にも材料特性の面でもはるかに優れた、いわゆるアップグレードリサイクルたり得ると考えた。

著者らの最初のトライアルは、6061合金の切削粉をスウェーディング加工で固化・強加工するプロセスを、冷間大気中で行うというものであった^{5), 6)}。作製した切削粉固化材の結晶

粒は、同じ加工歪を付与したバルク材（切削をせず、板材をそのままスウェービング加工したもの）と比較して、最大で5分の1程度と非常に微細になった。これは、切削時の一軸せん断と、スウェービング時の多軸圧縮・せん断という異なる塑性変形モードの組み合わせが、急速な微細組織形成に貢献したものと推察された。そのため、切削前の素材と比べ、引張強度で約1.7倍（約530MPa）という優れた特性を得ることができた。切削粉を冷間固化するプロセスは、切削加工中に形成された強加工組織の有効利用と、その後の迅速な強加工組織の発達という、二つのユニークな特徴を兼ね備えた効率の良いリサイクルプロセスと位置付けられる。

これまでの実験で問題となつたのは、切削粉表面の強固な酸化膜が、スウェービング中および材料試験中に旧切削粉表面の剥離をもたらすことである。このため、不均一な強加工組織や特性の顕著なばらつきが生じた。前報では、この対策として純鉄粒子を微量添加し、固化材中の切削粉界面の接合強度を大幅に改善できることを示した。

ところで、アルミニウム中に鉄のような体心立方（以下、BCC）金属を複合化して強加工するこのようなプロセスにより、素材や加工の条件によっては、層間数十nmの微細層状組織が形成される。これにより、1GPa以上という、アルミニウムとしては異例に高い強度の発現も報告されている^{7), 8)}。

本研究では、微細層状組織の形成と切削粉同士の結合強度の改善という二つの機能を果たし得る添加粒子として、高価で扱いにくい微細高純度粒子ではなく、切削粉を用いた。そして、添加する切削粉の素材にも、実用鉄鋼材料を用いた。

これは、異種切削粉をブレンドしてより高能なりサイクル材を創製するという、さらに高度なアップグレードリサイクルプロセスの可能性を追求するものである。加えて、面心立方（以下、FCC）金属である銅の切削粉を第二相として用いた比較材を調べ、力学的性質の改善に最適な第二相とはどの様なものであるかを明らかにする。

ところで、実社会で排出される金属切削粉やその切削条件が多種多様であるとの比較し、本研究で試験できる範囲は極めて限られている。そこで、本報の後半では、将来の実用化に資する参考データとすべく、Eshelbyモデルによる各相の応力解析を行った。そして、このプロセスで到達し得る切削粉リサイクル材の強度の上限値を予測した。

2. 複合材料の組織形成プロセスと力学的性質の評価

2.1 実験方法

2.1.1 切削粉の作製

被削材は、6061-T651アルミニウム合金押し出し材、IF鋼（0.0017%C-0.006%Si-0.13%Mn-0.012%P-0.006%S-0.029%Al-0.018%Ti-0.013%Nb）、およびC1220純銅（純度99.90%以上）である。6061合金切削粉は、前報で示した広範なスクリーニング試験の結果に基づき、フライス盤（遠州（株）製、HF2）を用い、切削速度16.7mm/s、切り込み深さ0.1mmで作製した。純銅も、これと同じ条件で切削した。IF鋼に関しては、同じくフライス盤を用い、切削速度1.67~16.7mm/s、切り込み深さ0.05~0.2mmの範囲でスクリーニング試験を行い、切削粉断面

のマイクロヴィックカース硬さで高中低3種類のものを作製した。これらを用いて作製した固化材を、以後、それぞれAl-Fe(HH)材、Al-Fe(MH)材、Al-Fe(LH)材と称する。それらの切削条件は、切削速度(mm/s)／切り込み深さ(mm)で、それぞれ1.67/0.05、16.7/0.1、16.7/0.2であった。切削粉は硬さの高いものほど、厚み、幅、長さとも小さくなり、大きくカールする傾向が認められた。また、純銅の切削粉を用いたものは、今後Al-Cu材と称する。用いた全ての切削粉は、アセトンで10分間超音波洗浄して供試した。

2.1.2 切削粉固化成形法

第二相として添加する切削粉は、6061合金切削粉に対して20vol%となるように配合し、V型混合機で混合した。この場合、まず比重の大きい第二相切削粉を、それらと同体積の6061合金切削粉と一緒に容量90cm³のV字ガラス管に入れて20分間混合し、次に残りの6061合金切削粉全量を添加して70分間混合した。回転速度は、42rpmである。混合後、比重差による分離を防ぐため、直ちに金型のキャビティに移し、容量200トンの油圧プレス機を用いて約224MPaで冷間一軸圧粉した。ビレットのスウェービング方法は前報⁵⁾と同じであり、省略する。

スエービングによるみかけの加工歪み： η は、次式により計算した。

$$\eta = \ln \frac{A_0}{A} \quad (1)$$

ここで、 A_0 と A は、それぞれ加工前と加工後の断面積である。

ただし、この断面減少には空隙の消滅も含まれるため、 η は、ビレットに負荷される塑性加工歪より大きな見かけの値である。ビレットの直径が20mmから1.5mmまで減少すると、 η は、約5.4となる。加工後、周囲の銅皮を硝酸により除去した。

2.1.3 材料試験およびミクロ組織観察

硬さ試験は、マイクロヴィックカース硬さ試験機を用いて行った。圧子荷重は、0.98Nとした。10点の測定点の内、最大値と最小値を除く残り8点の平均値を用いた。

引張試験片は、長さ150mmの線材表面を#1500のエメリ紙で研磨したものである。引張試験は、容量98kNの万能試験機を行い、クロスヘッド速度 8.3×10^{-6} m/sで、1試料当たり最低3回行った。いずれも室温、大気中である。

ミクロ組織は光学顕微鏡およびコンピュータトモグラフィ（以下、CT。Skyscan社製1072型）で、また引張試験後の破断面は走査型電子顕微鏡で、それぞれ観察した。

CT用の試料は、 ϕ 1.5mm、h10mmである。撮像には、タンゲステンターゲットの密封型X線源（98kV-100μA、線源サイズ：7μm）からのX線を用い、シンチレータ（材質Gd₂O₃:Tb、25μm厚の蒸着膜）、CCDカメラ（1024×1024ピクセル、冷却型）を用いた。また、線源－試料間隔は74mm、試料－検出器間隔は166mmにセットした。1スキャン当たり180°を、回転ステップ0.23°、1ステップ当たりの撮像時間5.9sで撮像した。画像は、1ステップ当たり2回撮像し、その平均画像を再構成に用いた。なお、ビームハードニング効果によるアーティファクト⁹⁾を防ぐため、厚さ1mmのアルミニウム製フィルタを

線源 - 試料間に挿入した。得られた780枚の投影像は、フェルドカンプ式のコーンビーム法で再構成した。再構成した断層像は、レイトレーシング法により、正面と側面の拡散光を用いて立体表示した^{10), 11)}。

2.2 実験結果

2.2.1 固化・強加工過程

Fig.1は、Al-Fe(MH)材中の鉄相が、加工歪みの増加と共にどのように変形するかを可視化したCT像である。ここでは、鉄相のみをセグメント化している。

前報と同様、 $\eta=0.9$ の段階では、まだ粗大なポアが存在する。固化が完了するのは、 $\eta=3.8$ 前後である。 $\eta=0.9$ では、鉄相は大きく屈曲したり折りたたまれたりしており、一部で破断もしているが、依然として切削粉の面影を残している。また、鉄相の配向も比較的ランダムに近い。これは、この段階では負荷した加工歪みが主として緻密化に寄与し、材料の塑性歪みとしては有效地に蓄えられてないことを意味している。後述の鉄相の硬さ変化(Fig.3)も、これを裏付けている。 $\eta=1.8$ の段階で、鉄相が漸く線材の軸方向に配向し始めているが、その形状・サイズとも、大きな変化はない。 $\eta=2.8$ で鉄相の伸長が始まり、以降、幅方向に分裂して細径化しながら伸長を続ける。

Fig.2に、 $\eta=5.4$ での各試料の第二相のCT像を示す。Al-Fe材では、切削粉の初期硬さが高いもの(Al-Fe(HH)材、Al-Fe(MH)材)ほど鉄相が厚く、かつ線材の長手方向に節やくびれが多く見られる。Fig.2(a)では、断裂して塊状となったものが配列

している様子も、一部に認められる。一方、Al-Fe(LH)材では、鉄相が幅方向も含めて均一に伸長し、カーテンのひだの様になっている。これは、Al-Nb純二元系強加工in-situ複合材料で報告されているように、第二相が針状ではなく断面が扁平なフィラメント状に伸長し、かつこれが幅方向にカールするためである^{7), 8)}。

一般に、FCC金属中にBCC金属を分散させ、押し出しや線引きなどの塑性加工を施すと、BCC結晶粒は平面ひずみ変形して微細なフィラメント状となる^{1, 2)}。これは、引張り軸//[011]に配向したBCC結晶では、4つの<111>すべり方向の内、引張り軸を含む平面上にある2つのすべり方向だけが線材の伸長に伴う歪を集積し、引張り軸に垂直なすべり系は活動しない事による^{7), 1, 2)}。この場合、軸対象に伸長する針状FCC結晶粒との空間的整合をとるため、第二相BCCフィラメントは、FCC結晶粒の周りにまとわりつくようにカールする。このような相互の強い変形の拘束により、BCC相の厚みの急激な減少とFCC相の極端な扁平化が進む。このため、微細な層状組織が形成され、高強度が発現される^{7), 1, 2)}。Fig.2(c)のAl-Fe(LH)材で観察されたカーテン状の鉄相の生成機構も、これと同様である。

Fig.2(d)のAl-Cu材では、比較的断面の大きな第二相銅は、依然として切削粉形状の名残で横方向に広がった長い板状である。ただし、分裂が進んだものはきれいに軸対称変形し、線状になっている。

Fig.3は、複合材料中の第二相の硬さが、加工歪みの増加と共にどの様に変化するかを示したものである。 $\eta \leq 0.9$ では、

硬さ変化の傾向は各試料で一貫しないが、これはポアの影響と考えられる。実際に、これらの試料では、硬さの試験値も大きくばらついている。一方、鉄相の硬さは、 $\eta=0.9$ 以降、増加し始める。そして、 $\eta=2.8$ ないし3.8以降、その増加率はさらに大きくなる。これは、この段階で固化が終了し、塑性歪みの蓄積がより有効に行われるようになるためと推察される。いずれの材料でも、鉄相は同じ様に加工硬化するため、複合材料中の鉄相の硬さには、IF鋼切削粉の初期硬さが反映されている。また、母相アルミニウムの硬さは平均でHV130程度であり、前報と同様に、 η の増加に伴う大きな変化はない⁵⁾。純銅の場合、加工の進行に伴う硬さの変化はほとんど見られず、Al-Fe材と比較してかなり低い硬さに留まっている。

2.2.2 強度特性

Fig.4は、 $\eta=5.4$ での複合材料全体、および第二相の硬さを比較したものである。また、Fig.5は、各材料の引張強度である。試験した複合材料の硬さは、その中に含まれる第二相の硬さを反映している。Al-Fe材では、用いた切削粉の硬さが最も高いAl-Fe(HH)材の硬さが、最も高い。しかし、強度については、Al-Fe(HH)材で最も引張強度が低いという、硬さ試験とは逆の結果が得られている。また、用いた切削粉の硬さが高いほど、測定値のばらつきも大きくなっている。Al-Fe(HH)材の強度は、はるかに硬さが低いAl-Cu材よりも、さらに低くなっている。

これらの理由をFig.6の破断面から考察する。前報のアルミニウム切削粉単味の場合、旧切削粉表面で界面剥離が顕著に

生じ、破面に垂直な二次き裂が多数観察された⁵⁾。この場合、引張試験に供した細線の小さな断面上に、線材と垂直に近い方向を向いた致命的に弱い界面が存在するかどうかが、引張強度を大きく左右する。また、そのため、引張強度の大きなばらつきが生じる。Fig.6(a)～(c)の場合、破面上に見える二次き裂の数こそ各試料間で大差はない。しかし、Al-Fe(LH)材では線材の表面が平滑であるのに対し、IF鋼切削粉の硬さが高くなるほど、線材の表面形状は歪になっている。これは、切削粉同士の旧界面の融合が不充分な材料では、スウェーディング加工中にも界面でのすべりが生じ、変形が不均一になるためと推察される。実際、前報でも、引張強度のばらつきが顕著なものには同じ傾向が見られた⁵⁾。

Fig.7は、破面断面の光学顕微鏡写真である。Al-Fe材で破面上に二次き裂を生じているのは、主としてアルミニウム切削粉同士の旧界面である。アルミニウム／鉄界面の接合強度は高く、界面剥離は生じていない。両相の破断はほぼ同時に生じており、破断に至るまで、両相の歪みはほぼ同じと推測される。一方、Al-Cu材では、アルミニウム／銅界面の剥離も顕著に生じている。界面剥離した部分でアルミニウム相と銅相の間に空隙が生じていることは、両相が界面剥離した後に銅相がネッキングしたことを意味する。これは、界面剥離がかなり早期に生じることを示唆している。

3. 到達し得る最大強度の予測

ここでは、これまでの限られた実験結果に基づき、一般的

な汎用合金の切削粉の組み合わせからなる本研究の供試材で、切削粉や線材の作製プロセスの調整により、どの程度の最大強度まで達成可能かを予測する。

3.1 解析方法

母相アルミニウムと第二相の応力を推定するため、Eshelbyの等価介在物法^{1,3)}を用いる。まず、両相の応力をそれぞれ $\tilde{\sigma}_m$ 、 $\tilde{\sigma}_f$ とすると、それらは以下のように表すことができる。

$$\tilde{\sigma}_f = \tilde{\sigma}_0 + \tilde{\sigma}_f^i = \tilde{C}_f(\tilde{\varepsilon}_0 + \tilde{\bar{\varepsilon}} + \tilde{\varepsilon} - \tilde{\varepsilon}_f^p + \tilde{\varepsilon}_m^p) = \tilde{C}_m(\tilde{\varepsilon}_0 + \tilde{\bar{\varepsilon}} + \tilde{\varepsilon} - \tilde{\varepsilon}^*) \quad (2)$$

$$\tilde{\sigma}_m = \tilde{\sigma}_0 + \tilde{\sigma}_m^i = \tilde{C}_m(\tilde{\varepsilon}_0 + \tilde{\bar{\varepsilon}}) \quad (3)$$

ここで、 σ と ε は応力と歪み、 C は弾性係数である。また、式中のチルダはテンソルであることを、添字の0は外力に起因することを、iは内部応力であることを、fとmは第二相と母相アルミニウムの特性であることを、それぞれ示す。第二相がないと仮定した場合の歪み： $\tilde{\varepsilon}_0$ は、外力と以下の関係がある。

$$\tilde{\sigma}_0 = \tilde{C}_m \cdot \tilde{\varepsilon}_0 \quad (4)$$

また、内部応力は、複合材料全体にわたって積分すれば相殺されるので、以下の関係式が成立する。

$$(1-f)\tilde{\sigma}_m^i + f\tilde{\sigma}_f^i = 0 \quad (5)$$

ここで、 f は、第二相の体積率（ここでは、20%）である。第

二相が存在することによって変化する歪み量は、平均場の考え方に基づけば^{1 4)}、平均： $\tilde{\varepsilon}$ とそれ以外の局所的な乱れ分： $\tilde{\varepsilon}$ とに分けられる。 $\tilde{\varepsilon}$ は、母相の内部応力と下記の関係がある。

$$\tilde{\sigma}_m = \tilde{C}_m \cdot \tilde{\varepsilon}_0 \quad (6)$$

本研究の複合材料では、母相、第二相とも塑性変形するので、式(2)ではこれらの塑性歪みを、それぞれ $\tilde{\varepsilon}_m^p$ および $\tilde{\varepsilon}_f^p$ とした。また、式(2)中の $\tilde{\varepsilon}^*$ は、未知の eigen 歪である。 $\tilde{\varepsilon}^*$ は、Eshelby テンソル： \tilde{S} によって、 $\tilde{\varepsilon}$ に線形に繋がっている^{1 3)}。

$$\tilde{\varepsilon} = \tilde{S} \cdot \tilde{\varepsilon}^* \quad (7)$$

ここで、 \tilde{S} には、長纖維（長さ無限大）に対するものを使用した^{1 5)}。

式(2)、(3)は、未知数が多くこのままでは解けない。そこで、Fig.7の観察結果に基づき、母相と第二相が等歪み変形すると仮定する。すなわち、式(2)、(3)の括弧内の歪み部分が下記の関係を満たす。

$$\tilde{\varepsilon}_0 + \tilde{\bar{\varepsilon}} + \tilde{\varepsilon} - \tilde{\varepsilon}_f^p + \tilde{\varepsilon}_m^p = \tilde{\varepsilon}_0 + \tilde{\bar{\varepsilon}} \quad (8)$$

解析する材料は、最終加工歪み段階 ($\eta=5.4$) のものである。断面減少量から単純に計算すると、固化中の緻密化を無視した場合、この段階での線材のアスペクト比は加工前の2370倍となっている。したがって、材料中の第二相金属のアスペクト

比も数千以上になると考えて良く、等歪みの仮定は妥当と言える。

式(2)～(8)を $\tilde{\varepsilon}^*$ について解くと、 $\tilde{\sigma}_f$ と $\tilde{\sigma}_m$ は、下記のようになる。

$$\tilde{\sigma}_m = \tilde{C}_m \cdot \tilde{A} \quad (9)$$

$$\tilde{\sigma}_f = \tilde{C}_f \cdot \tilde{A} \quad (10)$$

$$\tilde{A} = [\tilde{C}_m^{-1} - f \{ (1-f) \tilde{C}_m + f \tilde{C}_f \}]^{-1} (\tilde{C}_f \tilde{C}_m^{-1} - \tilde{I}) \tilde{\sigma}_0 \quad (11)$$

ここで、アルミニウム、鉄、純銅とも均質等方性と仮定し、ヤング率(GPa)／ポアソン比の組み合わせを、それぞれ 68.9/0.33、199.0/0.28、110.2/0.35 と設定した。

3.2 最大強度の予測

式(9)～(11)中の $\tilde{\sigma}_0$ として、Fig.5に示した最大引張強度の平均値を代入し、破断時の各相の応力を算出したものがFig.8である。6061合金単味の固化材の場合、同じ加工歪みの段階での最大引張強度は、約 530 MPa と報告されている⁵⁾。すなわち、いずれの材料でも、アルミニウム母相の強度には充分な余裕があり、第二相の破断が複合材料全体の破断を支配している。さらに、少なくとも鉄相の硬さが Al-Fe(LH) 材よりも高い Al-Fe(MH) 材、Al-Fe(HH) 材の場合（あるいは、Al-Fe(LH) 材も含めて）、Fig.8に示されている鉄相の応力は、各材料中の鉄相の in-situ 破断強度より、かなり小さいものと考えられる。これは、Fig.6で示したように、少なくとも両材料の引張変形では、製造欠陥の影響が支配的なためである。Fig.4の硬さ試験結果と Fig.5 の強度試験結果の相違も、これを支持している。

そこで、製造欠陥などの影響をプロセスの改善で抑制し、鉄相がそのin-situ破断強度に達した瞬間に複合材料自体が破壊するように材料設計できれば、複合材料としての強度の最適化が達成できる。

Table 1は、アルミニウム母相と鉄相が、共にそれらのin-situ破断強度に達した瞬間に複合材料が破断すると仮定して求めた、複合材料強度の予測値である。6061合金単味の固化材の最大引張強度530MPaをアルミニウム母相のin-situ破断強度と仮定すると、母相が破断する時の鉄相応力は、約1440MPaとなる。またこの時、複合材料の強度は、713MPaとなる。Al-Fe(HH)材の鉄相の硬さがAl-Fe(LH)材のそれよりも大きくなることを考えると、Al-Fe(HH)材の鉄相のin-situ破断強度は、Fig.8で示したAl-Fe(LH)材の鉄相応力（1000MPa超）を大きく上回ると期待できる。さらに高い鉄相のin-situ破断強度を実現するためには、下記の対策を考えられる。

- 1) 製造欠陥を低減する
- 2) より強度の高い鉄鋼材料の切削粉を用いる
- 3) 切削中に、より強く強加工を受けた切削粉を用いる
- 4) これらがAl-Fe(LH)材中の鉄相のように充分伸長する様、母相の選択や切削加工条件を適正にする

この場合、両相の強度、加工硬化特性の相対的な関係も重要と考えられる。また、切削粉が軟化しない程度の温度・時間を上限とし、常温以外で塑性加工を行うことも、その相対的関係を制御するのに有効と考えられる。さらに、当然ながら、第二相体積率を増加させれば、強度にも大きく影響する。

Table 1で示された引張強度713MPaという値は、アルミニ

ウム基複合材料の強度としては、必ずしも飛び抜けたものは言えない¹⁶⁾。しかし、母相、強化相とも産業廃棄物である切削粉を用い、慣用の塑性加工プロセスで作製したアルミニウム材料の強度であることを考えると、母相強度(310MPa¹⁷⁾)の約2.3倍という強度レベルは、工業的にも魅力的な数字と思われる。

4. 結言

切削加工過程で排出される切削粉内部の強加工組織に注目した。異種金属の切削粉を組み合わせて冷間で強変形させることで、それらの固化とさらなる強加工を行い、切削加工前よりはるかに高強度な材料を創製できるアップグレードリサイクル法を考案した。6061アルミニウム合金を母相とし、IF鋼ないし純銅を第二相とする複合材料をその様なプロセスで試作し、力学的性質の評価を行った。アルミニウム切削粉に添加するのはBCC金属の切削粉が適しており、IF鋼の切削粉を20%添加した場合、6061アルミニウム合金の引張強度を最大で500MPa(切削前素材の約1.6倍)にまで向上させ得ることが分かった。

さらに、限られた実験データからこのプロセスで到達し得る切削粉リサイクル材の引張強度の最大値を予測すべく、Eshelbyの等価介在物法に基づく応力解析を行った。試作材で見られた製造欠陥の影響を低減し、母相と第二相の状態や切削・塑性加工の条件などを調整することにより、6061アルミニウム合金切削粉-20%IF鋼切削粉の組み合わせで、最大

713MPa（切削前素材の約2.3倍）の引張強度が得られる可能性が示された。切削素材の吟味などによっては、これよりさらに高い強度も期待できる。

切削粉は、何も金属だけに限らず、ありとあらゆる工業用材料から発生する。例えば、ガラス、セラミックス、ポリマーなどの切削粉を金属切削粉に添加することで、耐摩耗性、高温特性、ポーラス化による各種機能性の付与など、優れた力学的性質、高機能と経済性とを兼ね備えた複合材料の創製が期待できる。

本研究の一部は、(財)軽金属奨学会助成金および(社)日本アルミニウム協会アルミニウム研究助成事業によった。これらを記して感謝致します。

参考文献

-
- 1) 戸田裕之, 小林俊郎, 星山中, 高橋明宏: 軽金属, **51**(2001), 113-118.
 - 2) H.Toda and T.Kobayashi: Mater. Sci. Forum, **396-402**(2002), 1097-1102.
 - 3) Mg合金部材の製造方法: 公開特許公報, 特開平05-043957, (1991).
 - 4) 中西勝, 馬渕守, 斎藤尚文, 中村守: 日本機械学会第6回機械材料・材料加工技術講演会「M&P '98」講演概要, (1998), 414.
 - 5) 藤井靖充, 戸田裕之, 小林俊郎: 軽金属, **53**(2003), 368-372.
 - 6) H.Toda and T.Kobayashi: Mater. Sci. Forum, (2004), in press.

-
- 7) H.Toda and T.Kobayashi : Int. J. of Mater. Product Tech., **SPM1**(2001), 427-432.
- 8) T.Kobayashi and H.Toda : Mater. Sci. Forum, **331-337**(2000), 1133-1138.
- 9) A.C.Kak and M.Slaney: *Principles of Computerized Tomographic Imaging*, SIAM, (2001), 120.
- 10) H.Toda, I.Sinclair, J.-Y.Buffière, E.Maire, K.H.Khor, P.Gregson and T.Kobayashi : Acta Mater., **52**(2004), in press.
- 11) H.Toda, I.Sinclair, J.-Y.Buffière, E.Maire, T.Connolley, M.Joyce, K.H.Khor, P.Gregson : Phil. Mag. A, **83**(2003), 2429-2448.
- 12) J.Berk, J.P.Harbison and J.L.Bell: J. Appl. Phys., **49** (1978), 6031.
- 13) J.D.Eshelby: *Progress in Solid Mechanics* 2, North-Holland, (1961), 89-140.
- 14) T.Mori and K.Tanaka: Acta Metall., **21**(1973), 571.
- 15) T.Mura: *Micromechanics of Defects in Solids*, 2nd ed., Martinus Nijhoff Pul., (1987), 74.
- 16) H.Toda, Y.Shimasaki, I.Takada, S.Ishimori and T.Kobayashi : Proc. 8th. Pacific Conf. on Automotive Engng., SAE Japan, **2**(1995), 265-270.
- 17) アルミニウムの組織と性質, 軽金属学会, (1991), 477.