

# 調和組織制御による高強度・高延性金属材料の開発

Harmonic Structure Design for High Strength and High Ductility Metallic Materials

飴山 恵\*

Kei Ameyama

Synopsis: Conventional material developments have emphasized ultrafine grain refinement and homogenization. However, “nano- and homo-” materials do not usually satisfy the need to be both strong but ductile, which are of course rather contradictory characteristics. Our research group has succeeded in creating a “Harmonic Structure Material” that is both a “nano- and harmonic” material which has overcome that antinomy through the use of one of the non-equilibrium powder metallurgy (PM) processes called the severe plastic deformation PM process. This then also means that a whole new paradigm of materials design has been created. Use of a non-equilibrium PM process supports the manufactured powder being deformable at low temperatures and low load in the transition process to an equilibrium state. We have succeeded in controlling microstructures utilizing a severe plastic deformation process. Application of the severe plastic deformation process with various metallic powders results in a complex structured powder consisting of a “Shell” with an extremely strong nano crystal grain structure and a “Core” with a highly ductile meso-scale crystal structure. Many kinds of metallic materials have been used to date in verifying that a material with a harmonic nano/meso structure that is very strong but still ductile can be created through sintering the powder. FEM and Digital Correlation Image analysis predicted that the connected three dimensional Shell network structure prevents local strain concentration, and thus large elongation can be obtained in the harmonic structure materials.

Key words: harmonic structure, heterogeneous, plastic instability, uniform elongation, strength, strain hardening rate, EBSD, FEM, Digital Image Correlation

## 1. はじめに

金属材料の最大の特長は、曲げたり伸ばしたりさまざまに加工できることや、材料の構成相や結晶粒サイズを制御することで力学的性質などの様々な特性を変えることができることである。材料をより高強度にすれば、部品の小型化や薄肉化につながり軽量化できるので、省資源、省エネルギーとなり、二酸化炭素の排出低減にも貢献できる。そのため、高強度構造用金属材料の開発研究が、より精緻な合金設計や、より均一で微細な結晶粒を持つ微視的構造への制御など、いろいろな手法により進められてきた。結晶粒微細化は、Hall-Petch則で知られているように高強度化に極めて有効な方法であり、その手段として強加工法<sup>1)</sup>が注目されている。しかしながら、結晶粒微細化をはじめとする材料の高強度化手法では高強度が得られても延性が損なわれる、といった強度と延性のトレードオフが避けられない。

そのような課題を打開するために、現在、JST (Japan Science and Technology Agency: 独立行政法人・科学技術振興機構) による「産学共創基礎基盤研究プログラム」

が推進されている。「革新的構造用金属材料創製を目指したヘテロ構造制御に基づく新指導原理の構築」という技術テーマのもと、平成22年度9件、平成23年度3件の合計12件の研究テーマで、最長5年間の研究期間で実施されている。以下に、JSTのホームページ<sup>2)</sup>に掲載された内容からこの技術テーマの概要を要約する。

「革新的な構造用金属材料の創製のための基盤技術と指導原理の構築のための基礎基盤研究を行い、今後数十年～百年にわたる我が国の社会基盤の強化と、製造業の国際競争力の維持・強化に資する成果を得ることを目指す。金属材料中の様々な不均一性（ヘテロ構造）を積極的に利用することを考え、強度、延性、じん性、加工性、耐環境性など、構造用金属材料に要請される諸性質の飛躍的な改善、さらには、従来は両立が困難であった複数の機能を同時に向上させるような革新的な材料設計・開発思想を確立する。今までの金属学、材料工学の知識の延長線上での取り組みを超えた新たな学術的、技術的な指導原理を構築できる独創的な基礎基盤研究を推進する。また、これらの成果が将来的に材料の実用化に貢献できるよう、産業界と研究者との意見交換「産学共創」の結果を基礎基盤研究の推進方針

\* 立命館大学理工学部 機械工学科 教授

に積極的に反映していく。」

これまでのプロジェクトと異なりユニークなのは、大学や公設研究機関等による研究成果を産業界が活用できるよう、研究の遂行中に「産」と「学」とが密接に意見交換を行える「産学共創の場」というプラットフォームを設けている点である。「産」からの要請を取り入れながら、大学や公設研究機関の研究者が研究を進めていく。

このような技術テーマのもとで、筆者は「調和組織制御による革新的力学特性を有する金属材料の創製とその特性発現機構の解明」と題したプロジェクト研究を平成22年度から開始した。粉末冶金を基盤技術においたヘテロ構造制御による革新的力学特性（高強度と高延性の両立）を有する材料創製、がテーマである。さらに、得られた知見を粉末冶金技術だけでなくバルク材料の新しい組織制御にも活かし、従来から身近に存在する材料にもう一度光をあて、金属材料開発にパラダイムシフトを起こすような新指導原理を構築することがねらいである。例えば、転位論は金属材料の変形や強度を理解する上で極めて重要であるが、その前提となっているのは、十分に大きく、しかも均一な結晶粒中に十分な量の可動転位が存在する、という仮定である。超微細結晶粒材料では、そもそもこの仮定が成り立たない可能性がある。ましてや、ヘテロ構造材料では力学特性を理解するためには異なる視点が必要となろう。

Fig.1 (a)、(b) は、多くの教科書の冒頭部分で説明される応力-ひずみ線図と局所的な変形を示した模式図である。材料は降伏後、加工硬化し、その後、くびれ (Necking) を発生して破断に至る。加工硬化を起こしている間は均一伸び、くびれ発生後は局部伸び、破断までが全伸びである。Fig.1 (b) に示すように、今、試料の変形が局所的に起こり、長さLの部分が L+dL (dL>0) に変形し、断面積は A+dA (dA<0) に減少したとする。局所的な塑性変形領域において断面積が減少すれば、この領域では応力は増大し塑性変形がさらに進む。しかし、加工硬化 (Strain Hardening、もしくは、Work Hardening) が起こることで、この局所的な塑性変形領域をさらに変形させるために必要な応力が  $\sigma+d\sigma$  ( $d\sigma>0$ ) へと増加すれば、塑性変形の進行を止める要因となりえる。すなわち、くびれが発生するのは、くびれ発生時の引張力  $(\sigma+d\sigma) \cdot (A+dA)$  が、くびれを発生しないときの引張力  $(\sigma A)$  よりも小さいときであり、その条件は、

$$(\sigma + d\sigma) \cdot (A + dA) - \sigma A \leq 0$$

$$\therefore d\sigma/\sigma \leq -dA/A$$

また、体積一定条件 (AL:const.)、真ひずみの定義から、

$$LdA + AdL = 0 \quad \dots \quad -dA/A = dL/L = d\varepsilon$$

これらの関係から、

$$d\sigma/\sigma \leq d\varepsilon$$

$$\therefore d\sigma/d\varepsilon \leq \sigma$$

これが塑性不安定条件（くびれ発生条件）である。加工硬化が大きな材料ほど、くびれ発生が起こらず塑性変形が継続する。いくら高強度であっても、加工硬化が小さい材料では早期に塑性不安定に陥り、延性が得られない。延性向上に重要となるのは、加工硬化と均一伸びである。高強度でありながら、いかに塑性不安定を押さえて高延性を実現するか、すなわち、加工硬化を維持できる組織制御法をどのようにして確立するか、が「高強度と高延性の両立」として重要なポイントである。

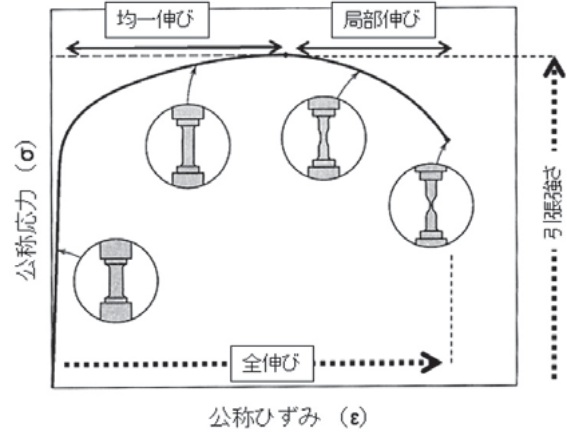


Fig.1(a) 金属材料の引張試験の模式図

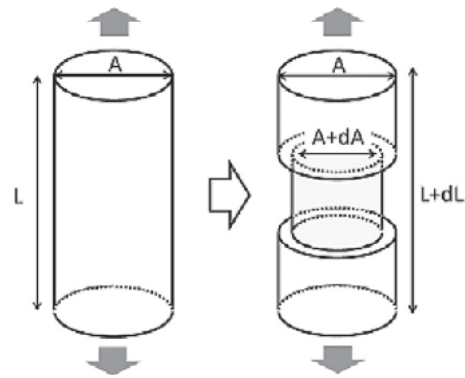


Fig.1(b) 引張試験時の局所的な変形

## 2. 粉末超強加工法

結晶粒超微細化を粉末冶金で行う方法では、メカニカルアロイング法 (MA) やメカニカルミリング (Mechanical Milling: MM) 法と固化成形法とを組み合わせた「超強加工PM (Powder Metallurgy) プロセス」がある。このプロセスは粉末の加工熱処理法の一つとしてとらえることができる<sup>3, 4)</sup>。Fig.2はその概略図と結晶粒微細化の模式図である。ミリングにより粉末に多方向から加工が加わり、組織の微細化が進行してナノ結晶組織が形成される。

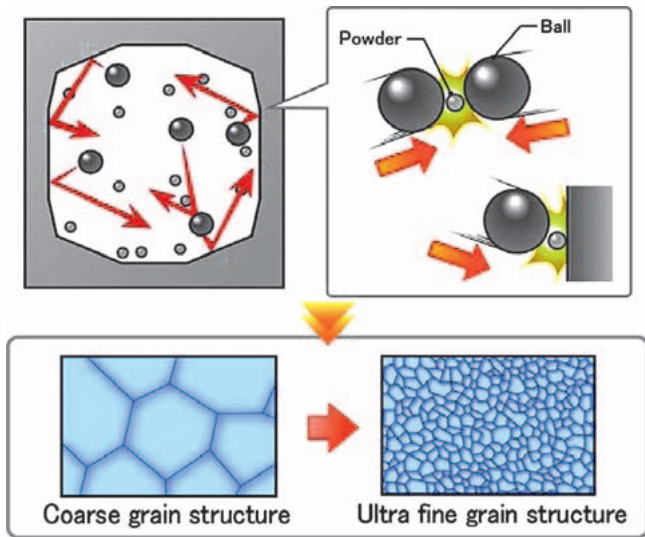


Fig.2 ボールミルによる超強加工と結晶粒微細化

ミリングプロセスでは加工媒体である硬質ボールと被加工材である粉末を混合して攪拌することで粉末に多方向から加工が加わる。その後、焼結することにより粉末の加工熱処理ができる。ミリング時の1回あたりの衝突エネルギーは小さいが、微小な粉末試料に加えられるエネルギーは他の超強加工法と比較して非常に大きい。ボールとの1回の衝突で与えられるエネルギーは1mJ以下、ひずみは1程度、昇温は最大で300K、衝突時間は $10^{-5}$ s、応力は1GPa、ひずみ速度は $10^4$ s $^{-1}$ 程度とされる<sup>9)</sup>が、粉末粒子径が小さい(数十 $\mu$ m)と与えられるエネルギーは著しく大きくなる。その結果、MA、MM処理によって相当ひずみ10程度を上回る巨大な加工が材料に加えられる。

このプロセスには3つの大きな特徴がある。1つ目は、超強加工の結果、MAでは室温付近での拡散と合金化を促進する大量の格子欠陥が導入され、また、MMでは結晶粒の微細化と原子間結合の破壊が起こる。いずれの方法でも容易に非平衡状態が得られる。例えば、SUS316L鋼のMM粉末では、常温近傍での硬度低下、すなわち、回復を起こすほどの大量の格子欠陥が導入される<sup>3)</sup>。さらに、単なる塑性加工による格子欠陥導入にとどまらず、結晶粒微細化過程で凹凸が著しいナノ結晶粒が生成し、大きな粒界エネルギーを持った状態が得られる。

2つ目は、粉末の固化成形(加熱)過程での新相の生成などの相変態、相分解、回復・再結晶、粒成長等を利用した組織制御ができることである。過飽和固溶体やアモルファス相などの非平衡状態から、容易にナノスケールの超微細結晶粒材料をつくることことができる。そして、3つ目として、従来からの粉末冶金プロセスと同様に成形性に優れることである。多くの場合、新素材といわれる材料は難加工性であるが、粉末であれば加工性に乏しくてもネットシェープやニアネットシェープに成形できる。通常の粉末

冶金プロセスでは高密度の焼結体を製造するためには高温、高圧力が必要であるが、超微細結晶粒組織を有する粉末は超塑性変形を利用した低温、低圧力焼結が可能となる。

これらの特徴を利用して、超強加工を利用した粉末加工熱処理プロセスでは容易に超微細結晶粒材料を作製でき、バルク材料における加工熱処理プロセスと同様、これまで均一で微細な組織を有する材料の創製方法として活用されてきた。しかしながら、前述のように、結晶粒微細化により高強度化した材料は、一方で延性の低下を生じる。粉末プロセスで作製した超微細結晶粒材料においても降伏後ただちに塑性不安定を起こし、加工硬化をほとんど示すことなく破断に至る。

### 3. 調和組織材料の組織と機械的性質

粉末超強加工プロセスでは容易に超微細結晶粒材料が創製できるが、これに加えて、われわれは従来の「均一・超微細」(Homo-)ではなく、「不均一・調和・超微細」(Hetero-)という発想を基にした粉末加工熱処理プロセスの1つである「調和組織制御法(Harmonic Structure Design)」を提案した<sup>6)-11)</sup>。粉末表面に集中的に超強加工(MM)を施し、表層が「Shell」と呼ばれる超微細結晶粒組織、一方、中心部が「Core」と呼ばれる粗大結晶粒組織のバイモーダル構造の粉末を作製し焼結する。焼結後もこれらのShell/Core組織が維持される。これにより、微細結晶粒領域(Shell)と粗大結晶粒領域(Core)とが立体的なネットワーク(網目)を構成する「調和組織」が形成される。Fig.3に調和組織の概念図、Fig.4に創製プロセスを示す。調和組織を有する材料では「高強度と高延性が同時に発現する」ことが、種々の金属材料(鉄鋼材料、非鉄金属材料)で明らかとなった。

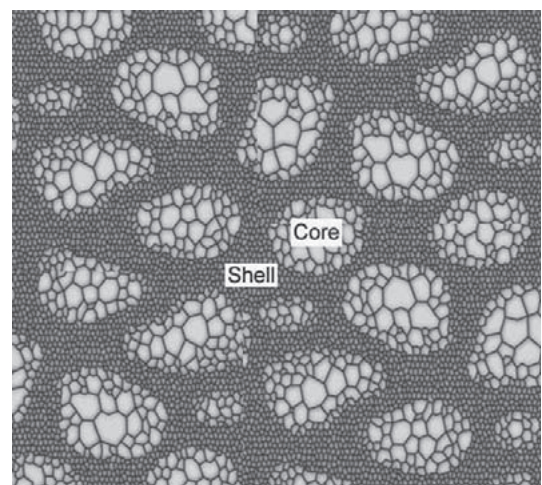


Fig.3 調和組織材料の概念図。微細粒領域(Shell)に包まれた粗大粒領域(Core)が規則的に配置された組織

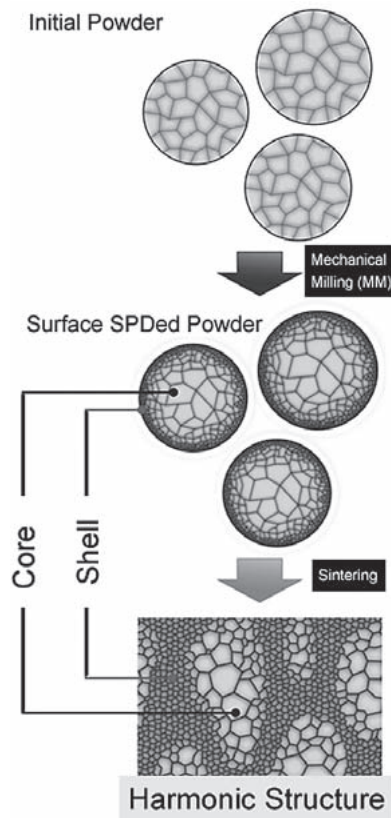


Fig.4 粉末表面超強加工による調和組織材料の創製プロセス

「調和組織材料 (Harmonic Structure Materials)」は微細結晶粒からなる均一組織材料ではなく、微細な結晶粒領域と粗大な結晶粒領域が規則性を持って配置された、不均一、しかし、調和したヘテロ構造を有する材料である。Fig.4に示したように、バイモーダル組織粉末を焼結することにより粉末表面に形成された微細結晶粒領域が連結し、そして、粉末内部に残った粗大結晶粒部分が規則的に分布した組織となる。これが「調和組織」である。従来からの粉末冶金プロセスに超強加工プロセスを加えるだけのきわめて単純な手法であり、汎用性が高い。

調和組織材料の特徴はミクロ組織に起因した局所的な力学特性の差としても現れる。Fig.5は、(a)：無加工粉末焼結材と、(b)：純Ti調和組織材料（いずれも平均粒子径 $120\mu\text{m}$ のPREP（プラズマ回転電極法）粉末。(b)では遊星型ボールミルで100h MM加工)の、硬さ分布-頻度図を示している。いずれも焼結条件は、放電プラズマ焼結装置 (SPS) による $800^\circ\text{C}$ 、10min焼結である。(b)に示した純Ti調和組織材料では、ShellとCoreをそれぞれ選択的に硬さ測定した。このように、微細結晶粒領域のShellは高強度を、Coreは低強度を示す。このような局所的な力学特性の差異が生じているのが調和組織材料の大きな特徴である。

Fig.6に、純Ti調和組織材料のEBSD組織と引張試験結果

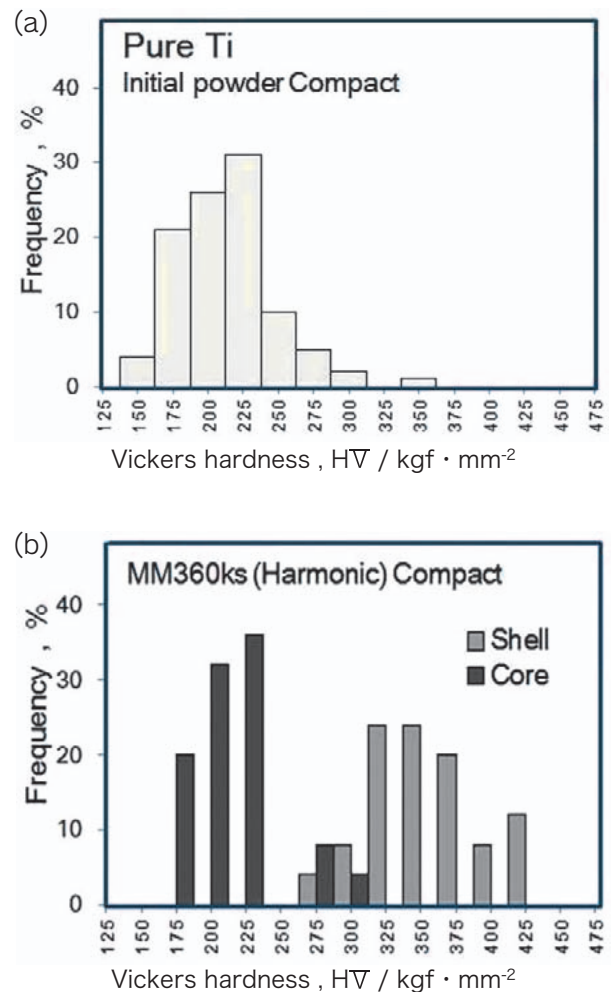


Fig.5 純Tiの(a)無加工焼結材と(b)調和組織材料の硬さ分布-頻度図

を示す。平均粒子径 $120\mu\text{m}$ の純TiのPREP粉末を用い、遊星型ボールミルで50h MM加工後、SPSにより $800^\circ\text{C}$ で10minの焼結を行った。組織は色分けした粒径分布像で示した。粒径分布像の黄色と緑色は $10\mu\text{m}$ 以下の結晶粒領域 (Shell) に対応し、それ以外の色は $10\mu\text{m}$ 以上の結晶粒領域 (Core) に対応している。Shell領域の割合はおよそ18%である。右図の公称応力-公称ひずみ線図からわかるように、調和組織材料 (Harmonic) は、同じPREP粉末の無加工粉末焼結体 (Homogeneous) と同等の伸びを有しながら高強度である。

Fig.7は、SUS304L調和組織材料の組織と引張試験結果である。Fig.6と同様に、EBSDによる粒径分布像を示した。平均粒子径 $120\mu\text{m}$ のSUS304LのPREP粉末を用い、遊星型ボールミルで50h MM加工後、放電プラズマ焼結装置 (SPS) により $900^\circ\text{C}$ で1hの焼結を行った。図中A、Bの調和組織材料の、Shell領域の割合はA:41.0%、B:21.0%、Shell平均結晶粒径はA: $1.5\mu\text{m}$ 、B: $2.0\mu\text{m}$ 、Core平均結晶粒径はA: $17.6\mu\text{m}$ 、B: $16.9\mu\text{m}$ 、となっている。また、Cは無加工粉末の焼結体であり、平均結晶粒

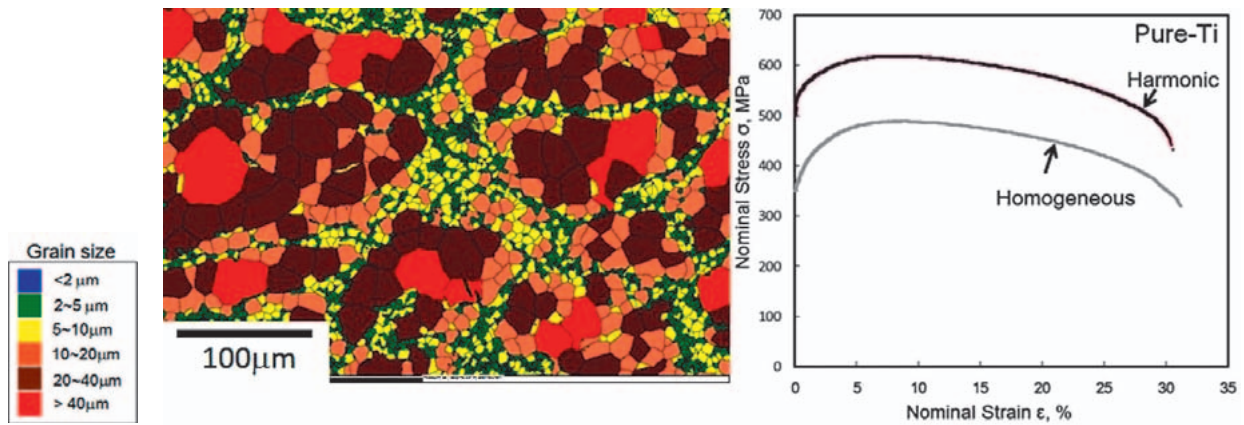


Fig.6 純Ti調和組織材料 (PREP粉末、MM50h、800℃ 10分SPS焼結) の粒径分布像、および引張試験結果

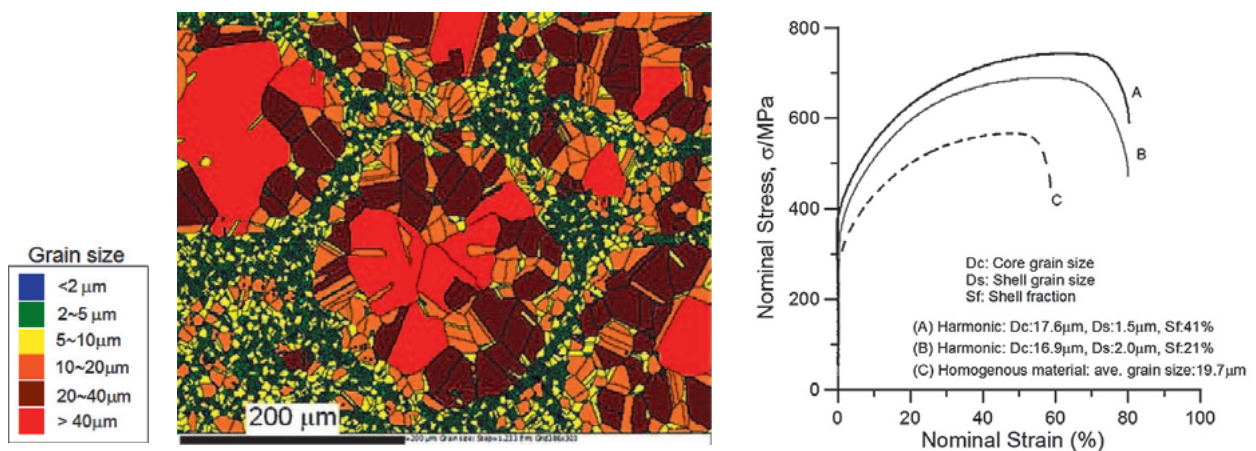


Fig.7 SUS304L調和組織材料 (PREP粉末、MM50h、900℃ 60分、SPS焼結) の粒径分布像、および引張試験結果。引張試験結果の (B材) が左の調和組織材料の結果

径19.7 μmの均一結晶粒組織となっている。前述の純Tiの場合と同様に、SUS304L調和組織材料は均一組織材料よりも高強度、高延性を有している。そして、Shell割合が増加するほど、また、Shell結晶粒が微細化するほど、高強度化することがわかる。

#### 4. 調和組織材料の変形挙動

調和組織材料は優れた強度と延性を併せ持っている。その変形挙動を理解するためには、真応力-真ひずみ (S-S) 線図から求められる加工硬化率 (SHR: Strain Hardening Rate:  $d\sigma/d\varepsilon$ ) 曲線が有用である。Fig.8に、(a) 高強度材料と (b) 高延性材料の、真応力-真ひずみ線図 (実線) と加工硬化率曲線 (点線) の模式図を示す。両者を比較すると明らかのように、加工硬化がほとんど起こらない (a) 均一微細粒材料ではSHR曲線は急減するが、加工硬化を起こす粗大粒材料では加工硬化率がゆるやかに斬減する、という特徴がある。

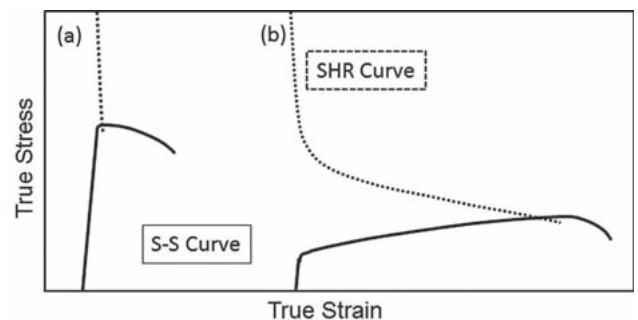


Fig.8 (a)高強度材料と(b)高延性材料の、真応力-真ひずみ線図 (S-S) と加工硬化率曲線 (SHR)

Fig.9に、Fig.6に示した純Tiの加工硬化率曲線を示す。調和組織、均一組織、のいずれの材料とも加工硬化を起こすため加工硬化率曲線は緩やかに低減し、S-S曲線と交わっている。しかし、それに加えて、調和組織材料では、変形初期、すなわち、加工硬化率曲線の開始が均一組織材料のものよりも左側に位置し、その後、左右が逆転するという特徴が見られた。これは、調和組織材料では、変形の

直後は加工硬化があまり起こらなかったために加工硬化率が急減したことを示している。その後、加工硬化率は斬減に転じ、加工硬化が回復したことを示している。そして、結果的にはS-S曲線との交差、すなわち、塑性不安定開始点はより右に位置し、大きな均一伸びを生じたことがわかる。

Fig. 10は、Fig. 7に示したSUS304L鋼の真応力-真ひず

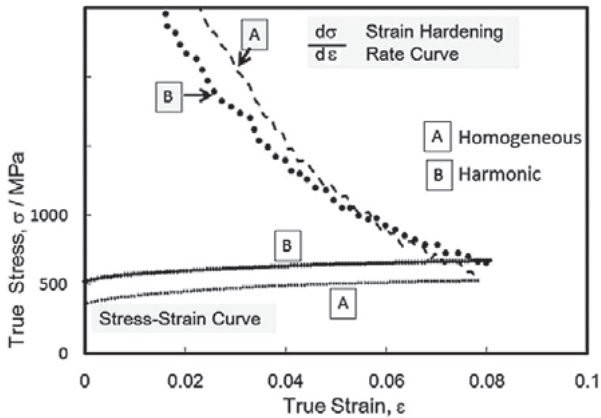


Fig. 9 Fig. 6の純Ti調和組織材料の真応力-真ひずみ線図と加工硬化率曲線

み線図と加工硬化率曲線である。純Tiの場合と同様に、SUS304L鋼においても調和組織材料の加工硬化率曲線は均一組織材料のものよりも左に位置している。また、調和組織材料A、Bでは、両者のShell粒径、Core粒径はほぼ同等であるにもかかわらず、加工硬化率曲線はShell割合の大きなAの方がBよりもやや左側に位置している。これらのことは、微細粒であるShell割合の大小が初期の変形挙

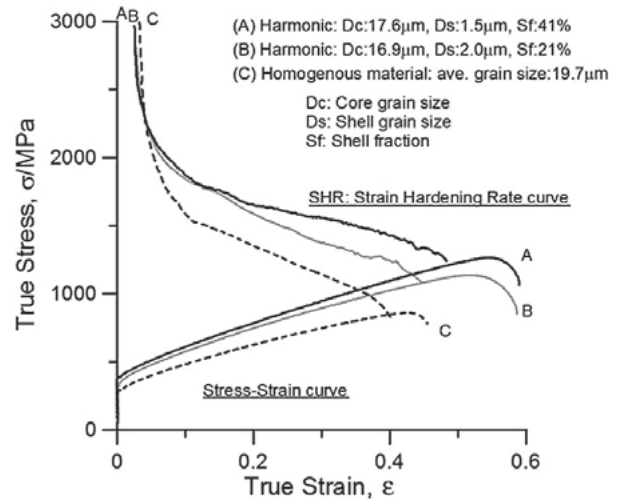


Fig. 10 Fig. 7のSUS304L調和組織材料の真応力-真ひずみ線図と加工硬化率曲線

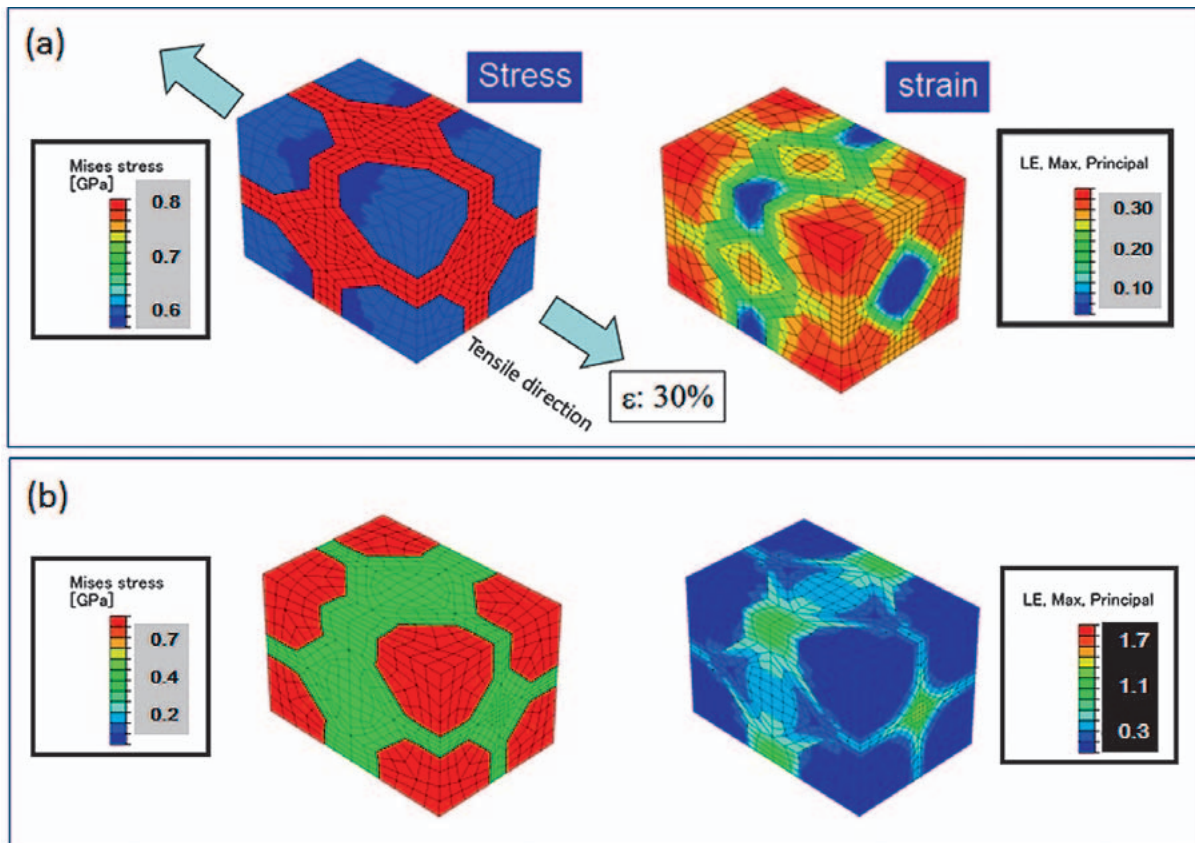


Fig. 11 FEMによる調和組織材料のMises応力分布と最大主ひずみ分布 (a)：調和組織 (Shell：微細粒、Core：粗大粒)、(b)：逆調和組織 (Shell：粗大粒、Core：微細粒)

動に影響を及ぼしていることを示唆している。純Ti、SUS304L以外にTi-6Al-4V等の調和組織材料においても、このような加工硬化率の急減と回復という特異な現象が認められた。

調和組織材料の変形機構について、FEM解析と画像相関法 (Digital Image Correlation) を用いた解析を試みた。Fig.11は、FEM解析の結果である。Fig.11 (a) は、本来の調和組織と同じく、体心位置 (Core) に粗大粒、それ以外の位置 (Shell) に微細粒を配置した場合、一方、Fig.11 (b) はその逆で、体心位置に微細粒、それ以外の位置に粗大粒を配置した場合としてFEM解析した結果である。微細粒 (Shell)、粗大粒 (Core) の体積分率を1:1とし、一般的な等方弾塑性構成モデルを用いた。弾性定数はヤング率100GPa、ポアソン比0.3、塑性特性は純チタンの微細粒と粗大粒の均一粒径材料の引張試験で得た応力-ひずみ関係のデータを基に与えた。また、最大応力を越えた後はその応力が継続するとした。Fig.11では、試料を30%まで変形した際のMises応力分布、最大主ひずみ分布を示している。これから次のようなことがわかる。

- (1) 調和組織、逆調和組織ともに、微細粒領域が大きな応力を担っており、分布は異なるものの応力レベルはほぼ同じである。
- (2) 一方、最大主ひずみ分布では両者で顕著な差が認められる。調和組織では、強度の高いShell領域が連結

し、変形を拘束する結果、組織全体が均一に変形している。

- (3) これに対して、Coreが微細粒のとき (逆調和組織) は、強度の低いShell (粗大粒) に変形が集中する。図中右のスケールで強調したように、最大主ひずみはかなり大きな値を示しており、このようなひずみ集中部が破壊の起点となると予想される。

すなわち、調和組織材料では、強度の高いShellが連結しているという構造形態の特性から材料全体が均一に変形し、しかも、ひずみ集中を回避できるために良好な延性が得られると推測される。

Fig.12は、Ti-6Al-4V合金の、(a) 従来組織材料、(b) 調和組織材料、の変形前の組織である。従来組織材料は、調和組織材料と同じ粉末をMMせずに焼結した材料で、針状組織となっている。(c)、(d) はそれぞれ (a)、(b) の材料の約5%引張変形後のEBSD像を用いた画像相関法<sup>12)</sup>により解析した最大主ひずみ分布像である。引張方向は図の水平方向である。(c)、(d) に示した図中の○は、コントラスト差が大きな箇所、すなわち、変形前後での最大主ひずみ分布の偏りが大ききところに相当し、上下の図で位置関係を合わせて示した。これらからわかることは、(d) 調和組織材料では白黒の差異 (最大主ひずみ分布の偏り) が (c) 従来材料よりも小さいことである。しかも、Shell部分よりもCore領域でのみ偏りが認められ

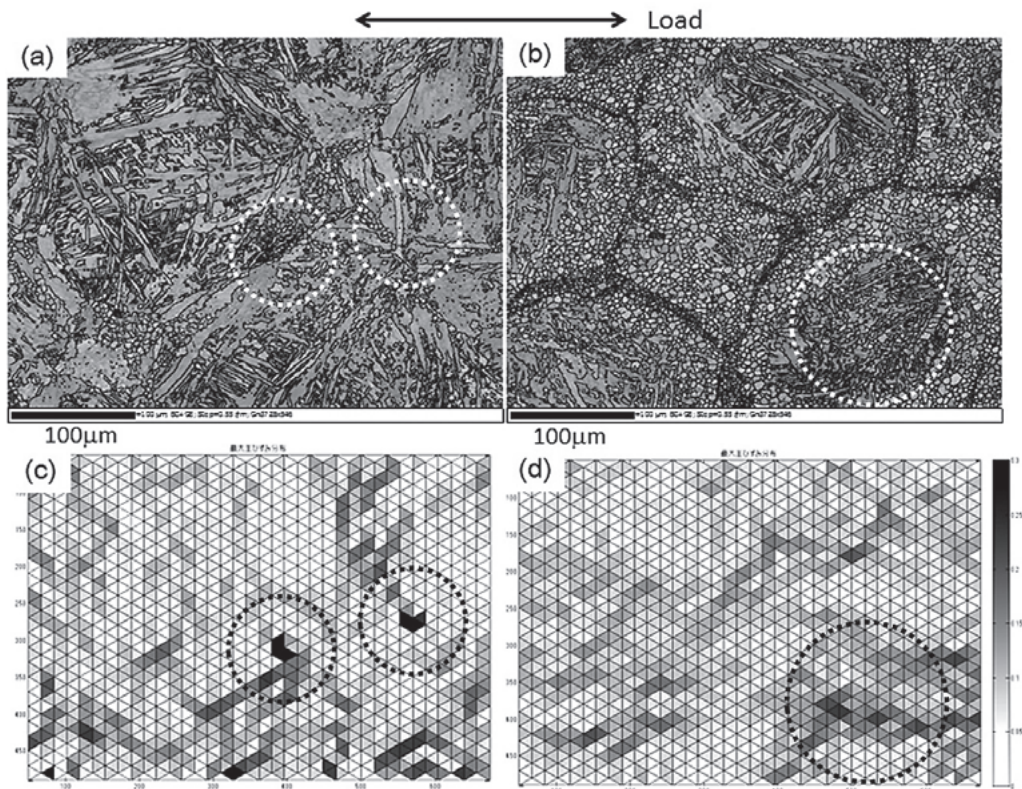


Fig.12 Ti-6Al-4V合金の、(a)：従来組織材料、(b)：調和組織材料、の変形前の組織 (c)、(d)：それぞれ(a)、(b)の5%引張後の組織 (同一視野) の画像相関法による最大主ひずみ分布像

る。この結果は、ヘテロ構造である調和組織材料の方が、より均一な変形を起こしていることを示唆している。特に、ネットワーク構造が変形の集中の回避に大きな役割を果たしていると推測される。

Fig.13に、FEM解析、画像相関法解析の結果から推測される調和組織材料の変形挙動を、真応力-真ひずみ線図と加工硬化率曲線の模式図により表した。また、変形の様子を表した模式図をFig.14に示した。均一微細粒材料のように変形の初期に加工硬化率が急減する（Fig.13）が、これは変形初期の微細粒ネットワークであるShell部分の変形に起因している。しかし、粗大粒領域のCoreの加工硬化が開始することで加工硬化率曲線は緩やかな斬減に転じる。同時に、ひずみの集中が回避される。すなわち、塑性不安定開始が高ひずみ側にずれ、その結果、大きな均一伸びが得られる。Fig.13の「Macro-deformation」の範囲では、Fig.14に示したように、ミクロな局所的な変形とマクロな形状変化がともに生じていると推測される。このようなミクロとマクロな変形の相乗効果によって大きな延性が得られることが、調和組織材料が強度と延性に優れる理由であると考えられる。

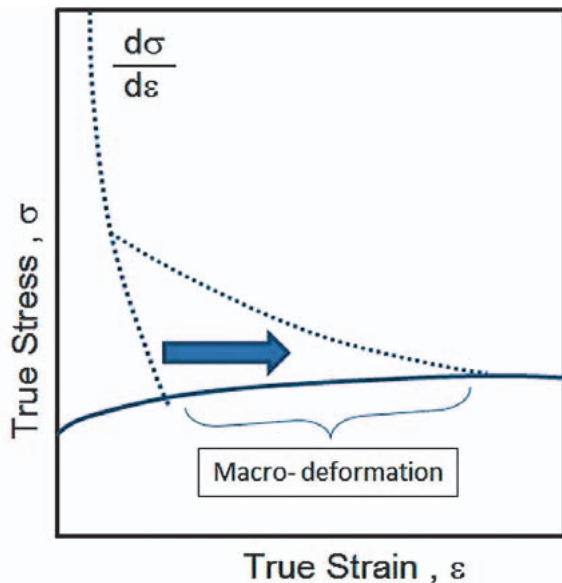


Fig.13 調和組織材料の真応力-真ひずみ線図と加工硬化率曲線の関係

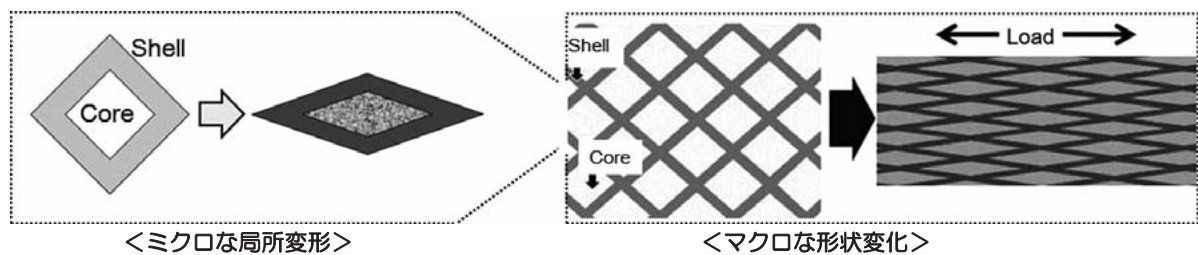


Fig.14 調和組織材料の変形の模式図

Fig.15は、Fig.6に示した純Ti調和組織材料の引張試験後の破断部近傍のSEM像である。上図の点線部の拡大を下図に示す。破断部は凹凸が著しく、破断面には非常に微細なディンプルが多数観察された。破断部近傍側面には多数の空隙が観察され、き裂発生が多数生じていることが明らかとなった。これらのき裂の多くはShellとCoreの界面近傍で発生している。興味深いことは、破断部近傍側面の試料表面には特徴的な凹凸模様が観察されることである。これらの凹凸模様は粉末粒子寸法とほぼ合致しており、ネットワークが伸長している様子が観察される。Fig.11に示したFEM解析結果とも良く対応しており、Shellのネットワーク構造により変形が均一化していることが示唆される。

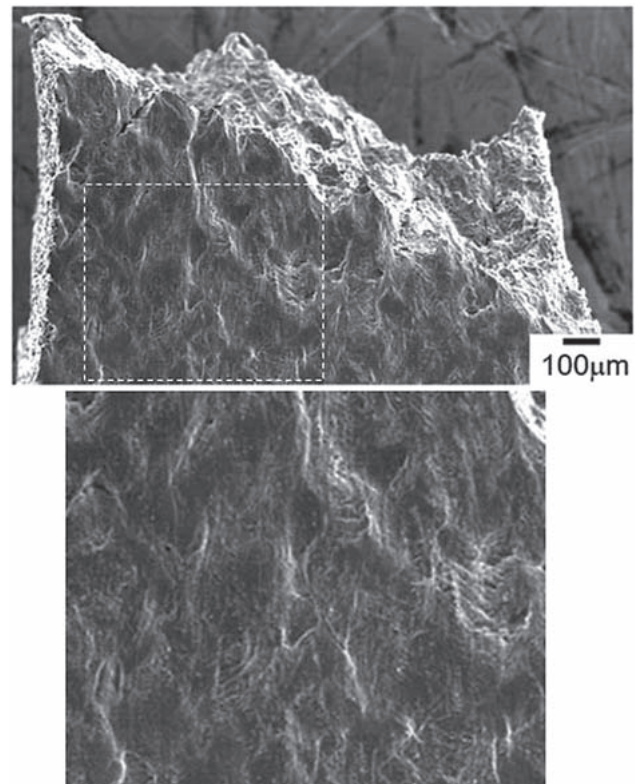


Fig.15 純Ti調和組織材料（PREP粉末、MM50h、800℃10分SPS焼結）の引張試験後の破断部近傍のSEM像  
下図は、上図の白線部の拡大像



## 5. まとめ

高強度、高延性材料の実現は社会に非常に大きなインパクトを与える。従来は強度不足で利用されなかった材料が活用できるようになる。高強度化のために行われてきた合金添加を避けることが可能となり、稀少元素の利用低減、リサイクルのしやすさ、省資源につながる。長期的には、持続可能な、低環境負荷の社会基盤づくりに貢献できる。とりわけ、粉末の超強加工プロセスは、非常に簡便な方法でありながら材料の高強度化プロセスとして非常に有用であり、バルク材料ではできないような加工熱処理の可能性を有している。

特に、調和組織制御は、結晶粒微細化というミクロの組織制御とShell/Core構造というマクロな構造制御の結果、ミクロな変形とマクロな変形が相乗し、ヘテロ構造でありながらより均一な変形をもたらすことで塑性不安定の発生を高ひずみ側にずらし高強度と高延性を両立させる、というまったく新しい発想による方法である。調和組織制御法は、従来からの転位論に立脚した局所的な材料の高強度化と、よりマクロな視点での変形の制御、の2つの視点から生まれたと言える。調和組織材料の創製原理は従来からの粉末冶金技術の延長でもあるので、新しいものづくり産業や技術の創出にもつながることが期待できる。

調和組織の形成過程には、本稿では記述できなかったいくつかのパターンがある。バルク材料において強加工された材料の回復・再結晶、相変態挙動をともなう結晶粒微細化過程が様々であるのと同じように、Shell/Core組織のでき方も様々である。そして、Core領域からShell領域にかけての結晶粒径勾配の違いは力学特性にも影響を及ぼすであろう。今後、様々な材料の調和組織制御の詳細な検討を行い、ミクロとマクロからのアプローチにより従来材料の新展開を目指したい。

## 謝辞

FEM解析にあたり（独）物質・材料研究機構の渡邊育夢博士のご協力をいただいた。ここに謝意を表します。

## 参考文献

- 1) 梅本実:第3回スーパーメタル講演概要集,JRCM, (2000), 71.
- 2) <http://www.jst.go.jp/kyousou/theme/h22theme01.html>
- 3) 鮎山恵,広光誠,今井信幸:鉄と鋼, 84 (1998), 357.
- 4) 鮎山恵:塑性と加工, 39 (1998), 911.
- 5) J. Yin, M. Umemoto, Z. G. Liu and K. Tsuchiya : ISIJ Int., 41 (2001), 1389.
- 6) 藤井利徳,袖岡覚,鮎山恵,日本金属学会誌, 62 (1998), 945.
- 7) H. Fujiwara and K. Ameyama: Materials Science Forum, 304-306 (1999), 47.
- 8) 牧正志:第177・178回西山記念技術講座,日本鉄鋼協会 (2002), 1.
- 9) H.Fujiwara, R.Akada, A.Noro, Y.Yoshita and K. Ameyama: Materials Transactions, 49 (2008), 90.
- 10) Tatsuya Sekiguchi, Keita Ono, Hiroshi Fujiwara and Kei Ameyama: Materials Transactions, 51 (2010), 39.
- 11) Zhe Zhang, Muhammad Rifaii, Hiroshi Kobayakawa, Octav Paul Ciuca, Hiroshi Fujiwara, Akira Ueno and Kei Ameyama: Materials Transactions, 53 (2012), 109.
- 12) 例えば、佐々木孔英,釜谷昌幸,三浦照光,福谷耕司:日本金属学会誌, 74 (2010), 467.