

微小領域における金属材料の材料力学

—Ⅳ．微小金属材料の引張及び曲げ変形とヤング率の計測—

曾根 正人*

第三回講座において、微小圧縮試験を通して、金属材料の集合組織や双晶などの微細構造および合金化の影響や、表面酸化物などの不純物が微小金属材料の機械的特性にいかに関与し、強さに影響を与えるかを議論した。金属学を学ぶ研究者にとって常識的な議論であるが、異なるのはサンプルサイズであり、サイズの減少に伴い顕在化する現象の強弱が変わるのである。集合組織やポイド更に表面酸化層は、微小金属材料にとっては致命的に大きな欠陥となる場合がある。また、金属種の違いにより、X線回折法により得られる間隔と、結晶粒径の相関を厳密に議論する必要もあることも示した。

同時に本講座では、これらの微小金属材料の機械的特性について、マイクロメートルサイズの微小圧縮試験を通して議論してきた。微小圧縮試験片を用いる機械的特性試験は、試験片の作製手法の簡便性や実験再現性の高さなど様々なメリットを有している。しかし、MEMSなどの電子デバイスを構成する微小構造部材に起こる変形は圧縮だけでなく、引張や曲げ変形がある。今回は、微小金属材料の引張変形や曲げ変形挙動を議論する。更に、微小圧縮試験で容易には決定できないヤング率について、最新かつ簡便な方法を説明する。

4.1 微小金属材料の引張試験

金属材料の微小材料試験において、世界的に主流な方法は圧縮試験であり、多くの研究が報告されている⁽¹⁾⁽²⁾。集束イオンビーム(FIB)加工機を用いて数10ナノメートルから数百マイクロメートルまでの幅広いサイズで試験片を作製する場合、柱状の圧縮試験片作製が最も簡便であり、工程数も少ないというメリットがある。更に微小材料試験においては、試験片とインデンターの微細な位置合わせが難しくかつ重要で

あるが、その点においても相対的に簡単である。しかし、引張試験はそもそも圧縮試験とは変形モードが異なる以外にも金属材料に関する多くの知見を与えることが知られている⁽³⁾⁻⁽⁹⁾。

微小領域の金属材料において、降伏強度に関して圧縮変形と引張変形での程度異なるかは、興味ある問題である。図4.1(a)に、ナノ結晶ニッケル⁽²⁾から作製した微小引張試験片(変形部分 $10 \times 10 \times 20$ マイクロメートル)と、ダイヤモンドから作製した微小グリッパーをセッティングした微小引張試験の様子を示している⁽⁵⁾。微小引張試験片及び微小グリッパーを見ると、試験片作製の難しさと同時に、位置決めを含めた引張試験の実施そのものの難易度の高さが理解できると思う。図4.1(b)に、引張変形後のナノ結晶ニッケル試験片のSEM像を示しているが、高分子などの等方的な非晶材料にしばしば観察される滑らかなネッキングが見られる。

図4.2に、上記の微小引張試験片を用いて得られた公称応力-ひずみ曲線(a)を、更に同じ材料から作製した微小圧縮試験片を用いて得られた結果(b)とともに示す⁽⁵⁾。この結果から引張試験では3.0 GPa、圧縮試験では3.8 GPaの降伏強度が得られた。材料においても変形モードによって異なる降伏強度値を与えることは知られている。この引張試験における降伏強度が圧縮より低かったのは、次の理由が考えられる。ナノ結晶ニッケルでは微細な結晶粒の中で転位は移動できず、そのため加工硬化が抑制される。結果として引張変形の初期に塑性不安定条件に到達するため、引張変形の流動応力は圧縮変形より低くなる。従って、圧縮試験から得られる降伏応力は、引張試験で得られる降伏応力より、1.1~1.2倍程度大きくなる⁽⁶⁾。

* 東京工業大学 科学技術創成研究院；教授(〒226-8503 横浜市緑区長津田町4259-R2-35)
 Mechanics of Metallic Materials in Micro-Scale —IV. Tensile and Bending Deformation of Micro-size Metal and the Young Modulus Measurements—; Masato Sone (Institute of Innovative Research, Tokyo Institute of Technology, Yokohama)
 Keywords: *micro-size specimen, mechanical property, tensile, bending, laserdoppler method, young modulus*
 2020年7月27日受理[doi:10.2320/materia.59.669]

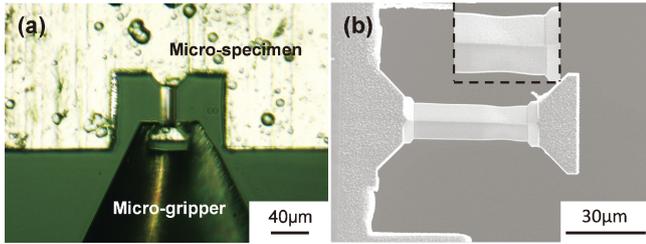


図4.1 微小金属材料試験片の引張試験の様子(a)およびナノ結晶ニッケルの試験後のSEM像(b).

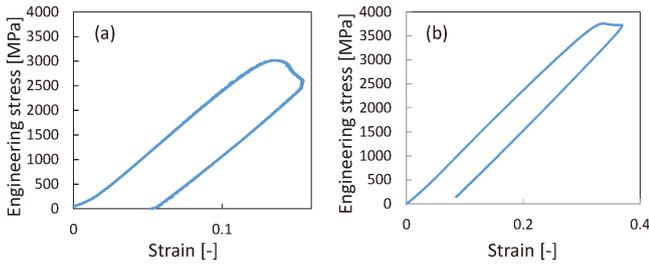


図4.2 ナノ結晶ニッケルめっきの微小引張試験(a)および微小圧縮試験(b)による公称応力-ひずみ曲線.

4-2 単結晶ニッケル材料の微小引張試験

ナノ結晶金属は等方的な材料であり、材料の変形に結晶方位の異方性は表れない。図4.3に単結晶ニッケルの微小引張材料試験前後のSEM像を示す⁷⁾。図4.3(a)および(b)に、引張方向(応力負荷方向)に対してそれぞれ<223>および<111>結晶方位を合わせた単結晶ニッケル微小引張材料試験片の結果を示す。図4.3(c)に示すように引張方向が<223>結晶方位の場合すべり線が見られる。同様に<111>結晶方位(図4.3(d))の場合、沢山のすべり線が見られ、交差も観察される。

単結晶中に複数存在するすべり系において、最初に活動するすべり系、すなわち、主すべり系は、シュミット因子が最大のものであり、その時の応力は臨界分解せん断応力(Critical Resolved Shear Stress: CRSS : τ_c)と定義される。CRSSは、以下の式で表すことができる。

$$\tau_c = \sigma_y \cos \varphi \cos \lambda$$

ここで、 σ_y は引張における降伏応力、 φ は負荷軸とすべり面の法線のなす角、 λ は負荷軸とすべり方向のなす角である。純ニッケルのCRSSは3.24-7.35 MPaである。表4.1にFCC金属で起りやすいすべり系である<110>方向と{111}面のすべり系に属する最大Schmid因子を示す。図4.4(a)および(b)に、それぞれ<223>および<111>結晶方位のサンプルに対して測定した微小引張試験の公称応力-ひずみ曲線を示す。なお再現性のため各々二本の同じ結晶方位サンプルに対して微小引張試験を実施した。<223>結晶方位のサンプルの公称応力-ひずみ曲線は幾何的な折れ曲がりをしており、領域1の右端の応力値は約23 MPaとなり、表4.1の[101]

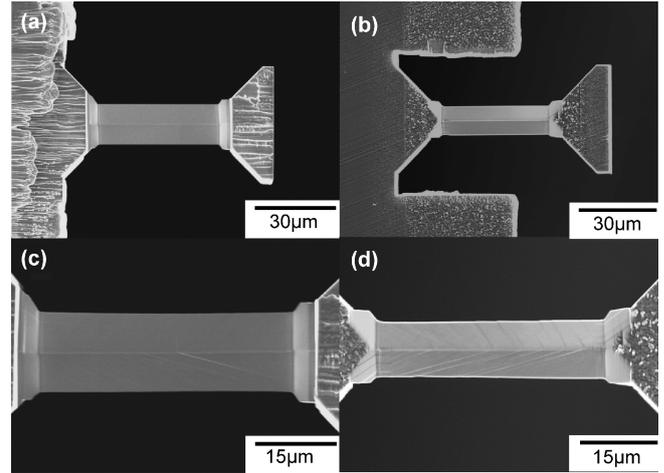


図4.3 (a)<223>および(b)<111>の単結晶ニッケルの微小引張試験片および試験後の試験片の変形部分((c)<223>、(d)<111>)のSEM像.

表4.1 単結晶ニッケルの<110>方向と{111}面のすべり系に属する最大Schmid因子.

Loading axis <223>

Slip system	Schmid factor
[101](-1-11)	0.44
[1-10](11-1)	0.43
[-101](1-11)	0.35
[110](-11-1)	0.35
[0-11](111)	0.09
[0-11](-111)	0.08

Loading axis <111>

Slip system	Schmid factor
[110](-11-1)	0.33
[0-11](111)	0.32
[-101](1-11)	0.30
[-101](111)	0.28
[0-11](-111)	0.19
[110](-111)	0.19

(-1-11)あるいは[1-10](11-1)に対応している。次の領域2は、[-101](1-11)あるいは[110](-11-1)に対応していると考えられる。図4.4の二つの同じ結晶方位サンプルがほぼ重なった公称応力-ひずみ曲線を示しているのは、同じニッケル単結晶のほぼ同じ場所に並べて引張試験片を作成して比較しているためである。一方、<111>結晶方位の場合、表4.1の

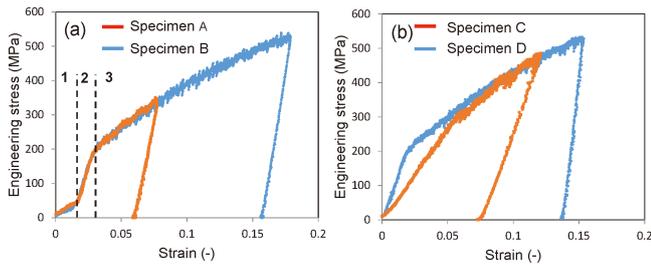


図4.4 (a)〈223〉および(b)〈111〉の単結晶ニッケルの微小引張試験による公称応力-ひずみ曲線。

最大 Schmid 因子はほとんど差がない．このため，交差すべりが発生したと考えられる．このように単結晶金属の微小引張試験では，CRSS に基づくすべり変形が明確に見られる．

4.3 純銅および Cu-Ni-Si 合金の微小引張試験

前節では，ニッケルのナノ結晶と単結晶の引張試験結果を議論した．また前講座での微小圧縮試験の研究結果でも，二元系 Au-Cu 合金めっきのような単純系金属材料のみ議論している．従って，微小金属材料の機械的強度への集合組織，合金化，双晶及び不純物の効果は議論してきたが，析出強化型金属材料に関しては議論していない．ここで，析出強化型合金として Cu-Ni-Si 合金⁽¹⁰⁾を選択し，微小引張試験による研究結果を議論する．この合金の組成は Cu-2.4Ni-0.51Si-9.3Zn-0.15Sn-0.13Mg(重量%)であり，析出相は δ -Ni₂Si である．図4.5に多結晶純銅および多結晶 Cu-Ni-Si 合金の多結晶材料の微小引張試験前後の SEM 像を示す⁽⁸⁾．この純銅の結晶粒のサイズは10マイクロメートル前後であり，変形後にはネッキングと，各結晶粒に様々な方位にすべり線が観察される．一方，図4.5(c)に示す Cu-Ni-Si 合金の微小引張試験片は，二つの結晶粒からなっている．引張変形後の SEM 像は上部の結晶粒だけにせん断が起きている．図4.3に示す単結晶ニッケルの引張試験の結果と比較すると，多重のすべりと複雑なネッキングが生じたことがわかる．

図4.6に純銅および Cu-Ni-Si 合金の微小引張試験の加工硬化挙動を示す．微小引張試験における塑性変形の初期においてはネッキングが小さく，従って加工硬化挙動を議論することができる．降伏後には，純銅も Cu-Ni-Si 合金も最大 Schmid 因子を持つすべり面で，転位は容易に滑ることができる．しかし純銅と比較し，Cu-Ni-Si 合金は非常に大きな加工硬化が見られた．これは，析出物である δ -Ni₂Si がすべり面に対し，強い障害物として働いていることがわかる⁽¹⁰⁾．このような微細析出物に起因する加工硬化挙動は，微小圧縮試験では確認できない．

以上，金属材料の微小引張試験の結果を議論したが，微小試験片の作製方法が複雑であり，微小材料試験そのものも難易度が高いが，微小圧縮試験と比較して単結晶の CRSS に基づく情報や微小析出物による加工硬化等の様々な情報を得ることができる．

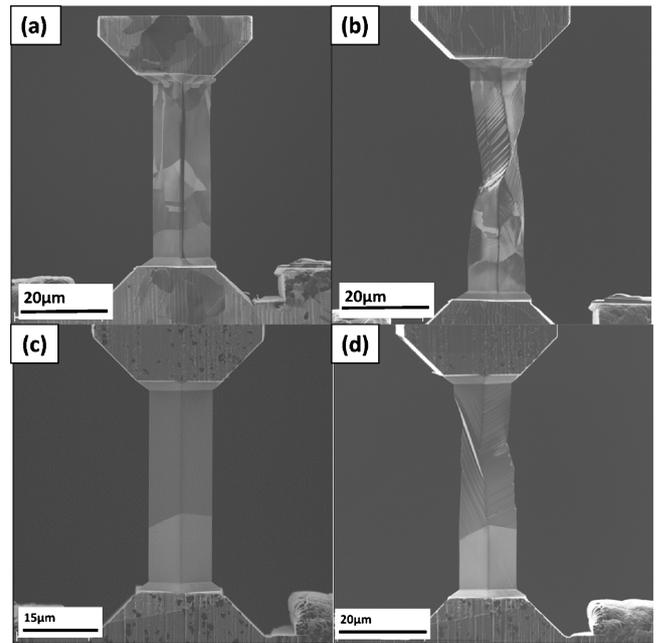


図4.5 純銅((a), (b))および Cu-Ni-Si 合金((c), (d))の微小引張試験前後 SEM 像，試験前((a), (c))および試験後((b), (d))．

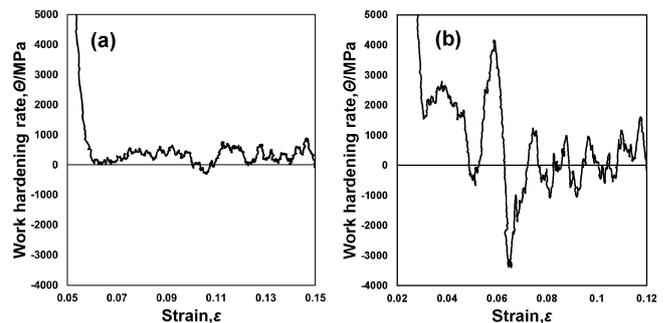


図4.6 微小引張試験による純銅(a)および Cu-Ni-Si 合金(b)の加工硬化挙動．

4.4 金銅合金の微小曲げ変形

第二回講座において，MEMS 加速度センサの構成材料をシリコンから高密度の金属材料に変更することで，超高感度化を実現すること⁽¹¹⁾⁽¹²⁾，および複雑な三次元金属構造からなる MEMS においてその構造部材の信頼性を保証するための機械的特性評価が必要なことを記述した．しかし，この MEMS 中の三次元金属構造において，その構造部材の主な変形モードは，圧縮や引張変形ではなく曲げ変形である．ここでは，金属材料の微小曲げ試験の研究結果⁽¹³⁾⁻⁽¹⁹⁾について議論する．

第三回講座では，微小圧縮試験によって最大で1.15 GPa の降伏強度を有する金銅合金めっきについて議論した．そこで，三つの組成 Au_{94.4}Cu_{5.6}，Au_{87.5}Cu_{12.5}，Au_{85.0}Cu_{15.0} の金銅合金めっきに関して，微小曲げ試験の結果を微小圧縮試

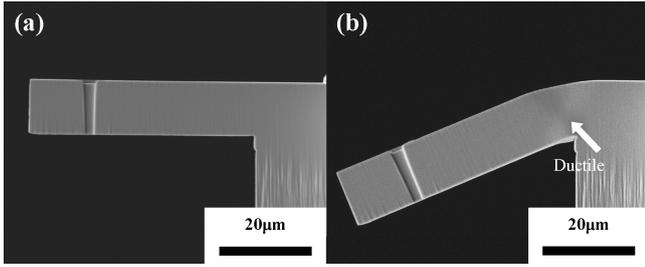


図4.7 金銅合金めっき (Au_{94.4}Cu_{5.6}) の微小曲げ試験前後 SEM 像, 試験前(a)および試験後(b).

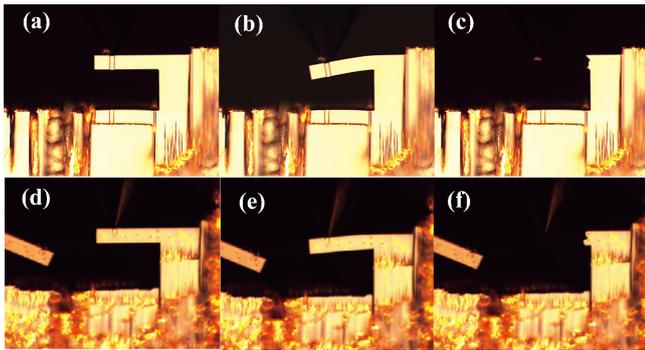


図4.8 金銅合金めっき (Au_{87.5}Cu_{12.5}), (Au_{85.0}Cu_{15.0}) の微小曲げ試験の光学顕微鏡像, 順番 (Au_{87.5}Cu_{12.5}): (a)→(b)→(c), (Au_{85.0}Cu_{15.0}): (d)→(e)→(f).

験⁽²⁰⁾⁻⁽²²⁾と比較して議論する⁽¹⁸⁾. 微小曲げ試験片は、梁部分10×10×50マイクロメートルのカンチレバーである。図4.7に Au_{94.4}Cu_{5.6} の金銅合金めっきの微小曲げ試験前後のSEM像を示す。カンチレバーの付け根部分に降伏が見られる。この組成において破断は起こらなかった。図4.8に、Au_{87.5}Cu_{12.5}, Au_{85.0}Cu_{15.0} の金銅合金めっきの微小曲げ試験の光学顕微鏡写真を示す。この二つの合金に関しては、破断まで変形を行った。ここで、Au_{85.0}Cu_{15.0} の微小曲げ試験では降伏前に脆性破壊が見られた。Au_{87.5}Cu_{12.5} の微小圧縮試験では脆性破壊は見られなかったのに対し、微小曲げ試験では見られた点は、集合組織を含む欠陥に敏感であることを意味し、総じて変形モードによる違いと言える。

この三つの金銅合金の微小曲げ試験から得られる公称応力-ひずみ曲線を図4.9に示す。ここで公称応力は、Euler-Bernoulli 梁理論を用いて計算した⁽¹⁸⁾⁽²³⁾.

$$\sigma = 6Fy/wh^2$$

ここで、 F は負荷力、 y , w および h はそれぞれカンチレバーのモーメントアーム(回転軸と力の作用線を結んだ垂線の距離)、幅および厚さである。ひずみは以下の式で計算した⁽²⁴⁾.

$$\epsilon = d/y$$

ここで d は変位、 y はモーメントアームである。金銅合金めっきの微小曲げ強度の降伏強度(0.2%耐力)を、微小圧縮試験の結果と合わせて、表4.2にまとめている。金銅合金の

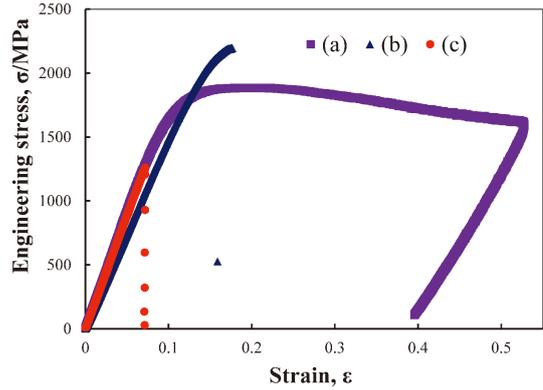


図4.9 金銅合金めっきの微小曲げ試験による公称応力-ひずみ曲線, (a) Au_{94.4}Cu_{5.6}, (b) Au_{87.5}Cu_{12.5}, (c) Au_{85.0}Cu_{15.0}.

表4.2 電流密度を変えて作成した金銅合金めっきの組成, 降伏強度(圧縮および曲げ), X線回折法から得られた組織間隔。

Current density (mA/dm ²)		3.0	5.0	8.0
Alloy Composition (at.%)		Au _{94.4} Cu _{5.6}	Au _{87.5} Cu _{12.5}	Au ₈₅ Cu ₁₅
Yield strength (GPa)	Compression	1.05	1.15	1.00
	Bending	1.42	1.83	1.26
D (nm): X-ray Diffraction		7.6	5.3	7.8

微小曲げ試験で得られる降伏強度は、微小圧縮試験から得られるものと比較すると全体として高い値である。曲げ強度と圧縮強度とは定義が異なり、降伏強度が異なることは自明である。ただし、これらの三つの金銅合金の中で、降伏強度が最も大きいのは Au_{87.5}Cu_{12.5} である。

これまでに、金属材料の微小圧縮試験、微小引張試験および微小曲げ試験を議論してきた。微小圧縮試験と微小曲げ試験は公称応力やひずみの計測方法は基本的に同じであり、画像処理を利用したひずみの計測手法を精密化するなどの手法の違いはあっても、本質的な違いはない。しかし、今回では微小曲げ試験は Euler-Bernoulli 梁理論を用いて計算しており、それらとは定義そのものが異なっている。微小曲げ試験に関するひずみの計算に関する上記の式は、現在でも完全に確立された方法ではなく、研究対象として議論を残している。

4.5 金銅合金めっき材料のヤング率測定

第二回講座において、微小材料試験では、試験片の基板材料の剛性および、試験機のインデントャーやロードセルの剛性が試験結果に干渉するため、微小圧縮試験ではヤング率の難しいことを述べた。ヤング率は基本的に結晶粒のサイズには大きく影響を受けない。またサンプルサイズ効果もヤング率には強い影響を与えないはずである。しかし、材料の微小化は比表面積を増加させること、またヤング率への幾何異方性の影響は興味すべき研究課題である。

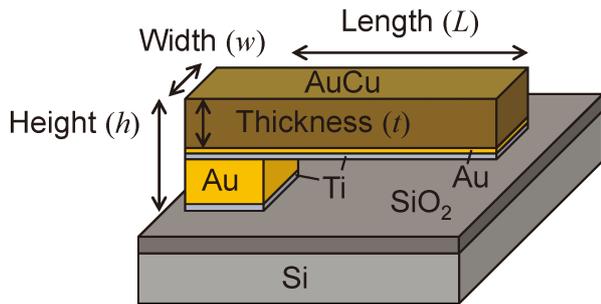


図4.10 金銅合金めっきのレーザードップラー法によるヤング率測定に用いた微小曲カンチレバー試験片.

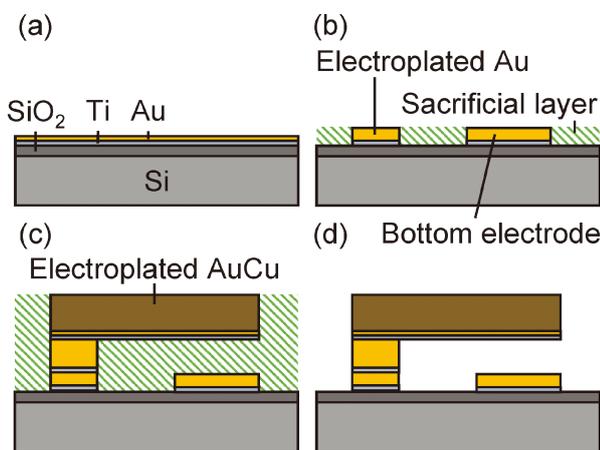


図4.11 金銅合金めっき微小曲カンチレバー試験片の作製スキーム (a) Ti層と金シード層の析出, (b)レジストパターン形成と金めっき電極の作製, (c)レジストパターン形成と構成部材のめっきによる形成, (d)ドライエッチング.

材料試験機や試験片の基盤の剛性からの測定系への干渉を抑える方法を考えると、変形モードとして曲げ変形が理想的である。その点から金属カンチレバーを作成することでレーザードップラー法を利用することができる。図4.10に我々が提案しているMEMS構成部材の微小カンチレバー試験片を示す⁽¹¹⁾⁽²⁵⁾。いままでのFIBによって作製する微小材料試験片の構造より、材料構成が複雑であることは理解していただけるだろう。このレーザードップラー法用微小カンチレバー試験片のリソグラフィーによる作製手順を図4.11に示す⁽²⁶⁾。電気めっきを用いてこのように三次元構造を形成する方法は、高感度MEMS加速度センサの作製方法と同じものである⁽¹¹⁾⁽¹²⁾。この点において、今回議論する方法から得られるヤング率は、実際のMEMS加速度センサの構成部材の値を反映していると言える。

レーザードップラー法⁽²⁷⁾⁻⁽²⁹⁾の実験装置を図4.12に示す。この装置を利用して、カンチレバーの振動波形とそのフーリエ変換した結果を図4.13に示す。ここから得られる共鳴周波数 f_c は以下の式で表現される⁽²⁷⁾。

$$f_c = 0.162 \frac{t}{L^2} \sqrt{\frac{E}{\rho}}$$

E は金属カンチレバーの実効ヤング率、 L はカンチレバーの長さで50~1000 μm 、 t は金銅合金カンチレバーの厚さ、 ρ は金銅合金の密度である。実効ヤング率の計算は、 L^{-2} と共鳴周波数 f_c を最小二乗プロットし、精度を上げている。図4.14にその例を示す。算出された金銅めっきの実効ヤング率は表4.3に示す通り、70~80 GPaである。純金のヤング率79 GPa⁽³⁰⁾と純銅のヤング率129 GPa⁽³¹⁾と比較するといずれより低い。また単結晶金属材料の結晶方位依存性は、 $E\langle 111 \rangle = 117$ および $E\langle 100 \rangle = 43$ GPa⁽³²⁾であり、構成する結晶粒の結晶方位の影響も考えられる。ここで、実効ヤング率と記述したことについて説明すると、レーザードップラー法で計測した実効ヤング率は、カンチレバーの長軸に対し鉛直上下方向のものとなり、形状異方性も含む値である。現実のMEMSにとってこの方向の振動が主体となり、この方向のヤング率こそが最も重要なものである。従って微小領域の金属材料のヤング率にバルクの金のヤング率をそのまま利用することが危険であることは理解できる。

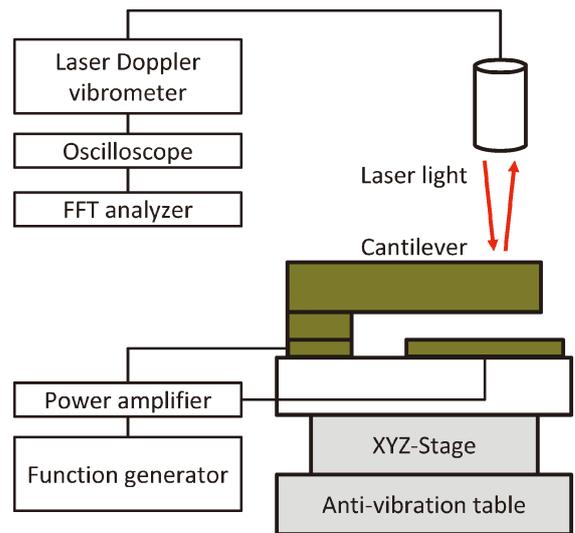


図4.12 レーザードップラー法によるヤング率測定装置.

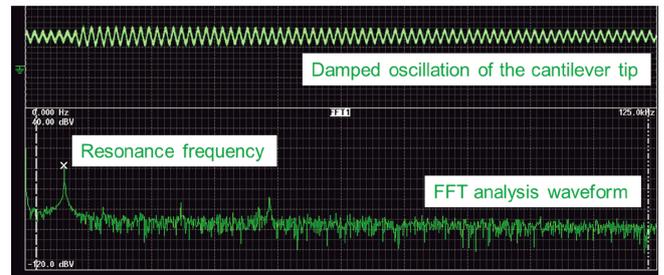


図4.13 レーザードップラー法による金属カンチレバーの振動波形とそのフーリエ変換結果.

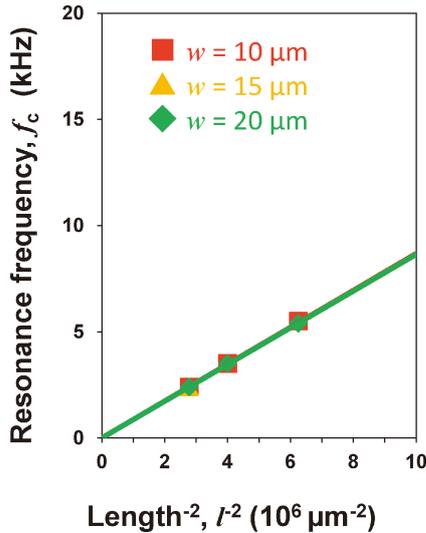


図4.14 レーザードップラー法による金銅合金(Au₈₅Cu₁₅)カンチレバーの共鳴周波数(f_c)とカンチレバーの長さ(L^{-2})の相関。

表4.3 様々な組成の金銅めっきのレーザードップラー法による実効ヤング率。

Alloy(at%)	Effective Young's modulus, E (GPa)		
	$w = 10 \mu\text{m}$	$w = 15 \mu\text{m}$	$w = 20 \mu\text{m}$
Au _{95.2} Cu _{4.8}	69.4 ± 1.9	71.3 ± 0.3	74.2 ± 2.2
Au ₉₀ Cu ₁₀	71.3 ± 6.6	68.5 ± 1.2	72.0 ± 0.6
Au ₈₅ Cu ₁₅	76.2 ± 1.4	75.0 ± 1.0	75.5 ± 1.0

4.6 微小領域における金属材料の材料力学について

この4回の講座において、微小領域の材料力学を電解めっき金属と単結晶金属を中心にして、微小材料試験法を通して解説した。まず、金属の微細組織は、光学顕微鏡、X線回折法、SEMあるいはTEMなどを相補的に利用して解析する必要があり、その上で各分析法の分解能を理解する必要であることを述べた。次に、微小材料試験法について単結晶材料と多結晶材料を対象としてサンプルサイズ効果と結晶粒サイズの影響について説明した。第三回は、結晶粒、双晶及び集合組織など微細結晶組織および合金化が、微小金属材料の機械的特性にどのように影響するかを議論した。今回は、前三回をベースにした異なる変形モードである引張および曲げ変形挙動を微小材料試験法で解析し、その典型的違いを説明するとともに、曲げモードから計測可能なヤング率測定法について述べ、実効ヤング率を説明した。

金属学はこの20年間で半導体からMEMSなど最先端のエレクトロニクスへと対応し、マイクロサイズの材料工学へと展開し発展してきた。半導体工学の金属学との大きな違い

は、微細配線としての導電性金属材料から、機械的構成部材へ応用が展開したことである。微小領域の金属材料の材料工学について、最も重要なことはサンプルサイズが金属の変形の核心である転位の動きに対して相対的に敏感であること、同時に結晶粒・双晶および集合組織の影響がバルク材料と比較し相対的に大きくなることが挙げられる。すなわち、マイクロメートルサイズの金属材料では結晶欠陥である転位および他の微細組織の影響がより顕在化しやすいのである。その意味において、微小領域の金属材料の機械的物性は、利用するサイズで研究および計測する必要がある。講座の内容を含め、いままでに様々な新しい知見が得られてきたが、微小領域の金属材料の材料工学について解明すべき課題は多く残っている。

本講座の研究成果は、非常に多くの共同研究者によってなされたものである。共同研究者である、肥後矢吉名誉教授、里達雄名誉教授、益一哉学長、町田克之教授、伊藤浩之准教授、山根大輔准教授(立命館大学)、年吉洋教授(東京大学)、Tso-Fu Mark Chang 助教、名越貴志 AIST 博士研究員、柴田暁伸 NIMS・評価分野 鉄鋼材料グループグループリーダー、唐浩峻氏、野田炎氏、唐澤佑粹氏、上村泰紀氏、今村洋仁氏、武藤雅英氏、木梨光氏、木原好昭氏、田辺万奈氏、鄭伯倫氏、寺西美波氏、柳田佐理氏、葭葉将治氏、石塚陽大氏、鈴木拓真氏、橘航一朗氏、Ken Hashigata 氏、浅野啓介氏、中島英亮氏、山本貴大氏、新田京太郎氏、渡邊瞳氏、鈴木康介氏に心からの感謝を示す。

また、本稿は、NEXT プログラム(課題番号:GN037)(2010~2013)、科学研究費補助金S(課題番号:26220907)(2013~2018)、JST-CREST(課題番号:JPMJCR1433)(2014~2020)の成果を含む。

(完)

文 献

- (1) J. R. Greer and J. T. M. De Hosson: Pro. Mater. Sci., **56** (2011), 654-724.
- (2) T. Nagoshi, T.-F. M. Chang, T. Sato and M. Sone: Microelectron. Eng., **110**(2013), 270-273.
- (3) D. Kiener, W. Grosinger, G. Dehm and R. Pippan: Acta Mater., **56**(2008), 580-592.
- (4) H. J. Lee, H. S. Choi, C. S. Han, N. K. Lee, G. A. Lee and T. H. Choi: J. Mater. Process. Technol., **187**(2007), 241-244.
- (5) Y. Kihara, T. Nagoshi, T.-F. M. Chang, H. Hosoda, T. Sato and M. Sone: Microelectron. Eng., **141**(2015), 17-20
- (6) T. Nagoshi, T.-F. M. Chang and M. Sone: Mater. Trans., **57**(2016), 1979-1984.
- (7) Y. Kihara, T. Nagoshi, T.-F. M. Chang, H. Hosoda, T. Sato and M. Sone: Mater. Lett., **153**(2015), 36-39.
- (8) S. Yanagida, A. Araki, T.-F. M. Chang, C.-Y. Chen, T. Nagoshi, E. Kobayashi, H. Hosoda, T. Sato and M. Sone: Mater. Trans., **57**(2016), 1897-1901.
- (9) S. Yanagida, T.-F. M. Chang, C.-Y. Chen, T. Nagoshi, D. Yamane, K. Machida, K. Masu and M. Sone: Microelectron. Eng., **174**(2017), 6-10.
- (10) A. Araki, W. J. Poole, E. Kobayashi and T. Sato: Mater. Trans., **55**(2014), 501-505.

(11) D. Yamane, T. Konishi, T. Safu, H. Toshiyoshi, M. Sone, K. Machida, H. Ito and K. Masu: *Sensors and Materials*, **31** (2019), 2883–2894.

(12) T. Koga, T. Ichikawa, N. Tanaka, T. Ogata, H. Ora, D. Yamane, N. Ishihara, H. Ito, M. Sone, K. Machida, Y. Miyake and K. Masu: 2019 IEEE Biomedical Circuits and Systems Conference (BioCAS), IEEE proceedings, (2019), 1–4.

(13) A. Shibata, T. Nagoshi, M. Sone, S. Morito and Y. Higo: *Mater. Sci. Eng. A*, **527** (2010), 7538–7544.

(14) H. Imamura, T. Nagoshi, A. Yoshida, T.-F. M. Chang, S. Onaka and M. Sone: *Microelectron. Eng.*, **100** (2012), 25–27.

(15) K. Asano, H.-C. Tang, C.-Y. Chen, T. Nagoshi, T.-F. M. Chang, D. Yamane, K. Machida, K. Masu and M. Sone: *Microelectron. Eng.*, **180** (2017), 15–19.

(16) K. Asano, H.-C. Tang, C.-Y. Chen, T. Nagoshi, T.-F. M. Chang, D. Yamane, T. Konishi, K. Machida, K. Masu and M. Sone: *Microelectron. Eng.*, **196** (2018), 20–24.

(17) K. Hashigata, H.-C. Tang, T.-F. M. Chang, C.-Y. Chen, D. Yamane, T. Konishi, H. Ito, K. Machida, K. Masu and M. Sone: *Microelectron. Eng.*, **213** (2019), 13–17.

(18) K. Asano, T.-F. M. Chang, H.-C. Tang, T. Nagoshi, C.-Y. Chen, D. Yamane, H. Ito, K. Machida, K. Masu and M. Sone: *J. Solod State Sci. Tech.*, **8**(8) (2019), 412–415.

(19) K. Suzuki, T.-F. M. Chang, K. Hashigata, K. Asano, C.-Y. Chen, T. Nagoshi, D. Yamane, H. Ito, K. Machida, K. Masu and M. Sone: *MRS Commun.* (2020), doi:10.1557/mrc.2020.38

(20) H.-C. Tang, C.-Y. Chen, M. Yoshida, T. Nagoshi, T.-F. M. Chang, D. Yamane, K. Machida, K. Masu and M. Sone: *J. Electrochem. Soc.*, **164** (2017), D244–D247.

(21) H.-C. Tang, C.-Y. Chen, T.-F. M. Chang, T. Nagoshi, D. Yamane, T. Konishi, K. Machida, K. Masu and M. Sone: *J. Electrochem. Soc.*, **165** (2018), D58–D63.

(22) H.-C. Tang, T.-F. M. Chang, Y.-W. Chai, C.-Y. Chen, T. Nagoshi, D. Yamane, H. Ito, K. Machida, K. Masu and M. Sone: *Metals.*, **9** (2019), 987.

(23) E. Demir, D. Raabe and F. Roters: *Acta Mater.*, **58** (2010), 1876–1886.

(24) W. F. Hosford: *Mechanical Behavior of Materials*, 2nd edition, Cambridge University Press, New York, (2010).

(25) K. Nitta, H.-C. Tang, C.-Y. Chen, T.-F. M. Chang, D. Yamane, S. Iida, K. Machida, H. Ito, K. Masu and M. Sone: *IEEE SENSORS, IEEE proc.*, (2020), 1–4.

(26) K. Machida, T. Konishi, D. Yamane, H. Toshiyoshi and K. Masu, *ECS Trans.*, **61** (2020), 21–39.

(27) C. W. Baek, Y. K. Kim, Y. Ahn and Y. H. Kim: *Sens. Actuators, A*, **117** (2005), 17.

(28) H. Nakajima, T.-F. M. Chang, C.-Y. Chen, T. Konishi, K. Machida, H. Toshiyoshi, D. Yamane, K. Masu and M. Sone: A Study on Young's Modulus of Electroplated Gold Cantilevers for MEMS Devices, Proceedings of the 12th IEEE International Conference on Nano/Micro Engineered and Molecular Systems, LA, USA (2017).

(29) K. Nitta, H.-C. Tang, T.-F. M. Chang, C.-Y. Chen, S. Iida, D. Yamane, K. Machida, H. Ito, K. Masu and M. Sone: *J. Electrochem. Soc.*, **167** (2020), 082503.

(30) C. A. Volkert and E. T. Lilleodden: *Philos. Mag. A*, **86** (2006), 5567–5579.

(31) P. G. Sanders, A. Eastman and J. R. Weertman: *Acta Mater.*, **45** (1997), 4019–4025.

(32) T. H. Courtney: *Mechanical Behavior of Materials*, McGraw-Hill, New York, (1990), 60.



菅根正人

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
 1996年 東京工業大学・理工学研究科博士課程修了
 (博士(工学))
 1996~2000年 日本石油株式会社・中央技術研究所・研究員
 2000~2005年 東京農工大学・工学部・助教
 2005~2017年 東京工業大学・精密工学研究所・准教授
 2017年~現職
 専門分野: 材料工学
 ◎エレクトロニクスや医用 MEMS センサ用材料創成
 と材料評価技術開発を中心に活動。
 ★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★