

Cu-Ni-Si系銅条の結晶方位分布と弾性異方性

Crystal Orientation Distribution and Elastic Anisotropy in Cu-Ni-Si alloy sheets

金子 洋*¹
Hiroshi Kaneko

江口立彦*²
Tatsuhiko Eguchi

井上博史*³
Hirofumi Inoue

〈概要〉

バネ用銅合金である析出硬化型Cu-Ni-Si系合金薄板の結晶方位分布が弾性異方性に及ぼす影響を調査した。再結晶で集積する複数の結晶方位の構成比率を変化させ、結晶方位分布をX線極点図測定及びEBSDで、ヤング率を共振法及び引張法で測定した。最も低いヤング率を示したCube方位{100}<001>が集積する場合と最も高かったR方位{231}<346>の場合では30 GPa以上も変化し、結晶方位分布関数(ODF)を基にしたHillモデルとよく対応した。本効果によれば従来の固溶元素の増加によるヤング率の制御とは異なって、良好な導電性を損なわずにヤング率のバリエーションを拡げられるので電気接点部のバネの設計自由度を大きく向上し、コネクタの高機能化に貢献する。

1. 緒言

再結晶方位分布は多くのFCC金属で研究され、いくつかの優先方位が報告されている。銅合金におけるこれら優先方位は主に合金組成によって変化し、純銅系ではCube方位{001}<100>やR方位{231}<346>が添加元素の増加に伴い減少し、BR方位{362}<853>やRD回転Cube方位{012}<100>などが増加することが報告されている^{1),3)}。一方銅合金の弾性率は強い結晶方位依存性を有し、単結晶のヤング率は最も低い<001>に対して最も高い<111>では約3倍である⁴⁾。しかし実用上重要となる微細結晶からなる多結晶再結晶方位分布に関しては同一の合金組成において多様に変化させることが一般的に困難なため、ヤング率に及ぼすその影響については報告例が少ない^{5),6)}。結晶粒形状の異方性など、多結晶再結晶材の組織因子の影響を確認することも重要な課題である。

電気接点に使用されるバネ用銅合金にとってヤング率は降伏強度と並んで重要な特性であり、添加元素の種類と量によって変化する⁷⁾。Cu-Ni-Si系⁸⁾は析出硬化量が大きく、導電性や曲げ成形性などのバランスに優れ、適用が拡大している合金系である。特に4%前後のNiを含有する高濃度Cu-Ni-Si系では10 nm前後の微細で高密度な析出物によって高い降伏強度が得られる利点があり⁹⁾、Cu-3.8Ni-0.9Si系は条材として工業的に量産されている中で最も高濃度の組成である。しかし高濃度化に伴うヤング率への影響についても明らかになっていない。そこで本研究では異なる結晶方位分布を有するCu-Ni-Si系の多結晶薄板を作製し、ヤング率に及ぼす再結晶方位分布の影響を調査した。Ni-Si濃度については3.8Niベース及び比較として中濃度の

2.3Niベースの2水準を用い析出物の体積分率の影響を調査した。

2. 実験方法

2.1 試料の作製

本検討に用いた2水準の合金組成¹⁰⁾を表1に示す(以後2.3Ni組成、3.8Ni組成と呼ぶ)。まず大気炉にて溶製した鑄塊に熱処理及び圧延を複数回行って厚さ0.2 mmの圧延材を作製した。そして塩浴中に保持した後に水焼き入れする溶体化処理を組成ごとに異なる温度で行った。その後480℃において2時間保持する時効処理によって析出硬化させ、供試材とした。溶体化処理後には再結晶組織を呈し、時効処理における結晶粒成長は見られなかった。後述するように平均結晶粒径は4~5 μmと微細であった。上記溶体化処理までの工程中の熱処理及び圧延の条件や回数を調整することで再結晶方位分布の異なる試料L1~L4(2.3Ni組成)及び試料H1~H4(3.8Ni組成)を作製した。溶体化処理による固溶度は同等で時効処理条件が同じであるため、ヤング率に与える固溶元素及びNi-Si析出物の分散状態の寄与について同一組成内1~4での試料間の差はない。時効処理前後の導電率の変化から求められるNi-Si析出物の体積分率は2.3Ni組成の0.027に対し、3.8Ni組成では0.044であり約1.6倍高いことを確認した。また時効処理後のビッカース硬さ(Hv)は2.3Ni組成で220前後に対し、3.8Ni組成では280前後と高い値を示した。

表1 供試材の合金組成
Chemical composition of specimens (mass%)

	Ni	Si	Zn	Sn	Cr	Mg	Cu
2.3Ni alloy (UNS 64775)	2.30	0.65	0.50	0.15	0.15	0.10	Bal.
3.8Ni alloy (UNS 64790)	3.76	0.89	0.51	0.15	0.20	0.09	Bal.

本稿は日本金属学会発行の日本金属学会誌 第77巻 第9号(2013)に掲載した論文を転載したものです。

*1 研究開発本部 コア技術融合研究所

*2 研究開発本部 自動車・エレクトロニクス研究所

*3 大阪府立大学大学院 工学研究科 マテリアル工学分野

2.2 結晶方位分布及び結晶形状の測定

試験片を機械研磨及び電解研磨した後にEBSD (Electron Backscatter Diffraction) 法によってND (Normal Direction) 面から測定した。EBSD法は走査型電子顕微鏡 (SEM) 中で試料に電子線を照射した際に回折によって発生する菊池パターンを蛍光スクリーンで捉え、電子線を走査することで結晶方位分布情報を得る方法である¹¹⁾。測定面積は800 μm × 800 μm、測定点間距離 (Scan Step) は1 μmとした。全測定点数は約74万点、結晶粒個数は1.6万個以上である。ここで結晶粒界は双晶境界を含む5°以上の方位差を有する境界と定義し、2ピクセル以上からなる結晶粒を解析の対象とした。ヤング率を評価した圧延平行方向 (RD: Rolling Direction) 及び垂直方向 (TD: Transverse Direction) について結晶の軸密度及び主な結晶方位成分の面積率を解析した (Tolerance Angleは10°)。これらの解析及び下記に示すODF解析にはTSL社OIM Analysis 5.3を使用した。

2.3 ヤング率の測定

共振法が高精度であることが知られている。本検討では図1に示す測定系により振動しない節の位置で細線によって試料を保持し、自由共振における固有振動数を測定した。測定装置はNihon Techno-Plus Co. Ltd製のJE-RTを用いた。そして(1)式によりヤング率を求めた。

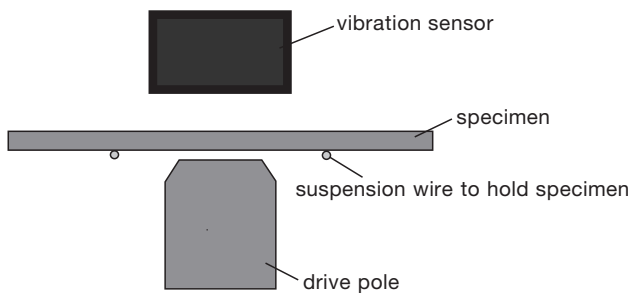


図1 共振法によるヤング率の測定系
Measurement system of Young's modulus by resonance method.

$$E = \left(\frac{48\pi^2 l^4 \rho}{t^2 n^4} \right) f_i^2 \quad (1)$$

ここでE:ヤング率, l:試験片長さ(22 mm), ρ:試料の密度(8.8 g/cm³), t:板厚(0.2 mm), n:振動方程式の解(一次振動で4.73), f:共振周波数である。ヤング率の測定には引張試験も一般的であるので参考のため2つの測定方法による差異を事前に比較したところ、図2に示すように共振法の方が2~12 GPa前後高い値を示すことを確認した。

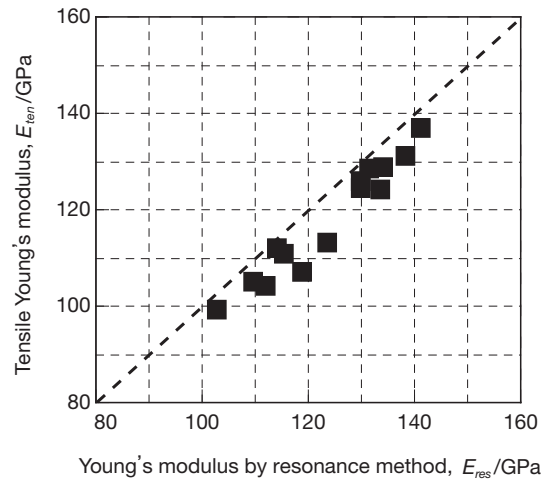


図2 ヤング率測定における共振法と引張試験の比較
Comparison of resonance method and tensile method in measurement of Young's modulus.

2.4 結晶方位分布を用いた弾性コンプライアンスの計算

多結晶試料中の各微小領域における応力テンソルを試料全体で平均した $\bar{\sigma}_{ij}$ 及び、同じくひずみテンソルを平均した $\bar{\epsilon}_{ij}$ がHookの法則を満足するものと仮定する。多結晶材中の応力とひずみの分布についてReussモデル¹²⁾(各微小領域に働く応力が試料全体に働く応力と同一で結晶粒内には弾性ひずみ分布が形成)、Voigtモデル¹³⁾(各微小領域のひずみは試料全体の巨視的なひずみと同一で結晶粒内には応力分布が形成)の2種類の仮定によるモデルが知られている。両モデルにおける4階テンソルのコンプライアンス及びスティフネスをそれぞれ s_{ijkl}^R 及び c_{ijkl}^V として、Hookの法則は

$$\bar{\epsilon}_{ij} = s_{ijkl}^R \bar{\sigma}_{kl} \quad (2)$$

$$\bar{\sigma}_{ij} = c_{ijkl}^V \bar{\epsilon}_{kl} \quad (3)$$

と表される。Reussモデル、Voigtモデルにおける結晶粒の配置を図3(a)に示す。実際が多結晶材料においては図3(b)のような等軸形状の結晶粒を想定し、Reuss及びVoigtモデルの応力とひずみ分布を平均化したものが良い近似を与えると仮定するHillモデル¹⁴⁾を本検討では適用し、その弾性コンプライアンスを

$$s_{ijkl}^H = \frac{1}{2} [s_{ijkl}^R + (c_{ijkl}^V)^{-1}] \quad (4)$$

により求める。

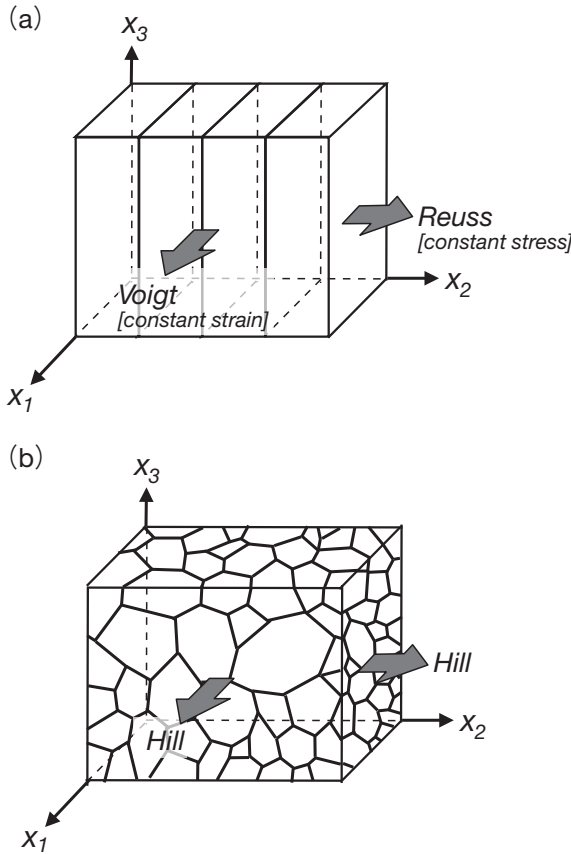


図3 結晶粒の配置 (a) Reussモデルと Voigtモデル (b) Hillモデル
Grain configuration. (a) Reuss and Voigt model, (b) Hill model.

s_{ijkl}^R と c_{ijkl}^V を求める方法には結晶方位分布の測定方法に応じて2種類がある。

s_{ijkl}^R はEBSD法によって結晶方位分布を測定した場合には、結晶方位 g である m 番目の測定点におけるコンプライアンス $s_{ijkl}^m(g)$ を全測定点数 n で平均化して求められる(c_{ijkl}^V も同様)。

$$s_{ijkl}^R = \frac{1}{n} \sum_{m=1}^n s_{ijkl}^m \quad (5)$$

(5)式において s_{ijkl}^m 各点のオイラー角から求まる試料座標系軸と結晶座標系軸との間の方向余弦 $a_{i,j_n}(g)$ によって求められる。

$$s_{i_1 i_2 i_3 i_4}^m = a_{i_1 j_1} \cdot a_{i_2 j_2} \cdot a_{i_3 j_3} \cdot a_{i_4 j_4} \cdot s_{j_1 j_2 j_3 j_4}^0 \quad (6)$$

$(i_1 \sim i_4, j_1 \sim j_4 = 1, 2, 3)$

ここで s^0 は結晶座標系におけるコンプライアンスである((6)式の表記はEinstein summation conventionによる)。

但し本検討のような再結晶組織だけでなく加工組織や電析などによる微細結晶からなる組織を評価する場合には、X線極点図に基づいた結晶方位分布関数(ODF)を用いることが一般的である¹⁵⁾。よって本検討ではBungeにより示されている方法^{5), 16)}を適用し、下記に概略を示すようにODFの係数を用いて s_{ijkl}^R 及び c_{ijkl}^V を得た。

結晶方位分布関数 $f(g)$ を結晶と試料の対称性を考慮し、係数 $A_l^{\mu\nu}$ と $A_l^{n\nu}$ を用いて一般化球面調和関数 $T_l^{mn}(g)$ の級数形で表現すると

$$f(g) = \sum_{l=0}^L \sum_{\mu=1}^{M(l)} \sum_{\nu=1}^{N(l)} \sum_{m=-l}^{+l} \sum_{n=-l}^{+l} C_l^{\mu\nu} A_l^{\mu\nu} A_l^{n\nu} T_l^{mn}(g) \quad (7)$$

となる。一方(6)式方向余弦の積は

$$a_{i_1 j_1} \cdot a_{i_2 j_2} \cdots a_{i_r j_r} = \sum_{l=0}^r \sum_{m=-l}^{+l} \sum_{n=-l}^{+l} a_l^{mn}(i_1 i_2 \cdots i_r; j_1 j_2 \cdots j_r) T_l^{mn}(g) \quad (8)$$

で表され、コンプライアンスが4階のテンソルであることから $r=4$ である。また結晶座標系におけるコンプライアンスを異方性指数 s_a を用いて等方性と異方性の部分に分解し

$$s_{ijkl}^0 = s_{ijkl}^I + s_a t_{ijkl} \quad (9)$$

$$s_a = s_{1111}^0 - s_{1122}^0 - 2s_{1212}^0 \quad (10)$$

とすると s_{ijkl}^I は結晶方位に依存しないので試料全体の平均値は

$$s_{ijkl}^R = \bar{s}_{ijkl} = s_{ijkl}^I + s_a \bar{t}_{ijkl} = s_{ijkl}^0 + s_a (\bar{t}_{ijkl} - t_{ijkl}) \quad (11)$$

$$\bar{t}_{ijkl} = \bar{a}(ijkl) = \sum_{l=0}^4 \sum_{\mu=1}^{M(l)} \sum_{\nu=1}^{N(l)} \bar{a}_l^{\mu\nu}(ijkl) C_l^{\mu\nu} \quad (12)$$

より s_{ijkl}^R を求められる(c_{ijkl}^V も同様)。 $\bar{a}_l^{\mu\nu}(ijkl)$ は単結晶の弾性定数と結晶方位分布に依存しない数学量であり、文献¹⁶⁾に記載されている。 $c_l^{\mu\nu}$ はX線極点図に基づくODF解析における係数であり、実験的に求める。時効後に固溶している溶質原子がヤング率に与える影響は小さいと見積もられるので⁷⁾、単結晶の場合の弾性定数 s^0 として表2に示す純銅の値を用いた。(5)および(11)式による解析から弾性コンプライアンス s_{ijkl}^H の9つのコンポーネントを求め、圧延平行方向及び垂直方向のヤング率 $1/s_{1111}$ 及び $1/s_{2222}$ を実験結果と比較した。なお計算にあたりVoigtモデル値とReussモデル値の差は30~35 GPaであった。本検討においては離散的な結晶方位分布をそのまま平均化する(5)式による結果に対し結晶方位分布を級数展開によって連続関数化する(11)~(12)式による結果の乖離は1%以下であり、級数展開による近似誤差は非常に小さいことを予め確認した。なおランダム方位の場合のヤング率は

$$E_{Reuss-Random} = \frac{5}{3s_{1111}^0 + 2s_{1122}^0 + 4s_{1212}^0} \quad (13)$$

$$E_{Voigt-Random} = \frac{(c_{1111}^0 - c_{1122}^0 + 3c_{1212}^0)(c_{1111}^0 + 2c_{1122}^0)}{2c_{1111}^0 + 3c_{1122}^0 + c_{1212}^0} \quad (14)$$

より $E_{Hill-Random}=127.0$ GPaと計算された。

表2 ヤング率の計算に用いた結晶座標系におけるコンプライアンスとステイフネス
Elastic compliance and stiffness in crystal coordinate system used to calculate the Yonung's modulus.

s^0_{1111}	s^0_{1122}	s^0_{1212}	c^0_{1111}	c^0_{1122}	c^0_{1212}
0.015	-0.0063	0.0033	168.4	121.4	75.4

s [GPa⁻¹] c [GPa]

3. 実験結果及び考察

結晶方位分布の測定結果を図4及び図5に示す。Cube方位 {001}<100>, RD回転Cube方位 {012}<100>, BR方位 {362}<853>, R方位 {321}<346>及びCu方位 {121}<111>の集積が確認された。これらの結晶方位成分の面積を全測定面積で規格化した面積率を表3に示す。合金組成が同じであってもL1～L4及びH1～H4で主方位及びその集積度が大きく異なっていた。即ちL1及びH1では強いCube方位が, L2及びH2ではCube方位とR方位がL3及びH3では比較的方位はランダムであるが弱いながらもR～Cu方位が, L4及びH4では強いBR～R方位が確認された。

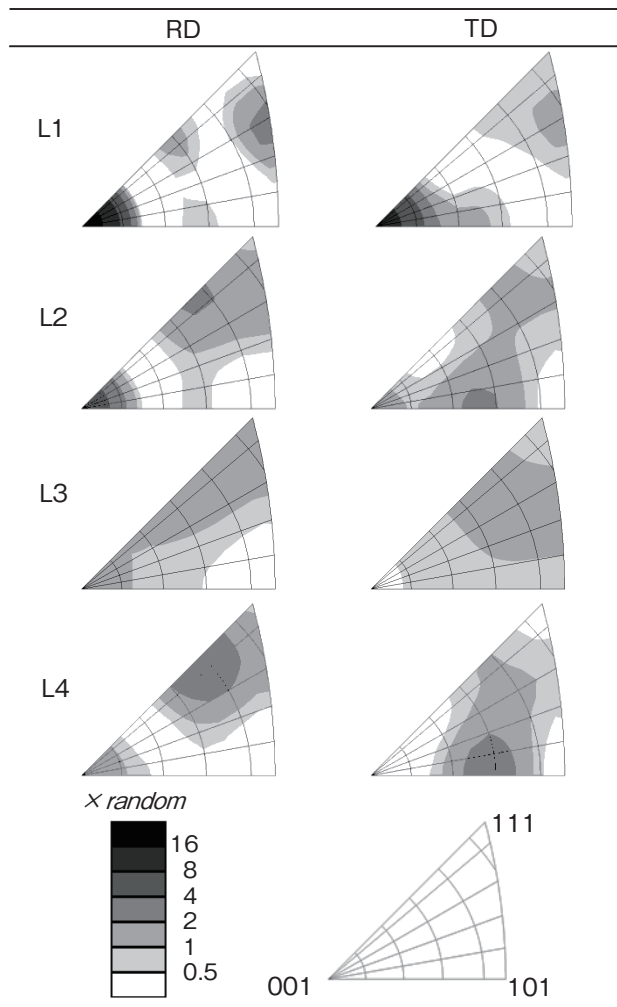


図4 2.3Ni合金の圧延方向(RD)と幅方向(TD)に関する逆極点図における等軸密度線図
Contour plot of crystal axial density of 2.3Ni alloys for rolling direction (RD) and transversal direction (TD) in inverse pole figure.

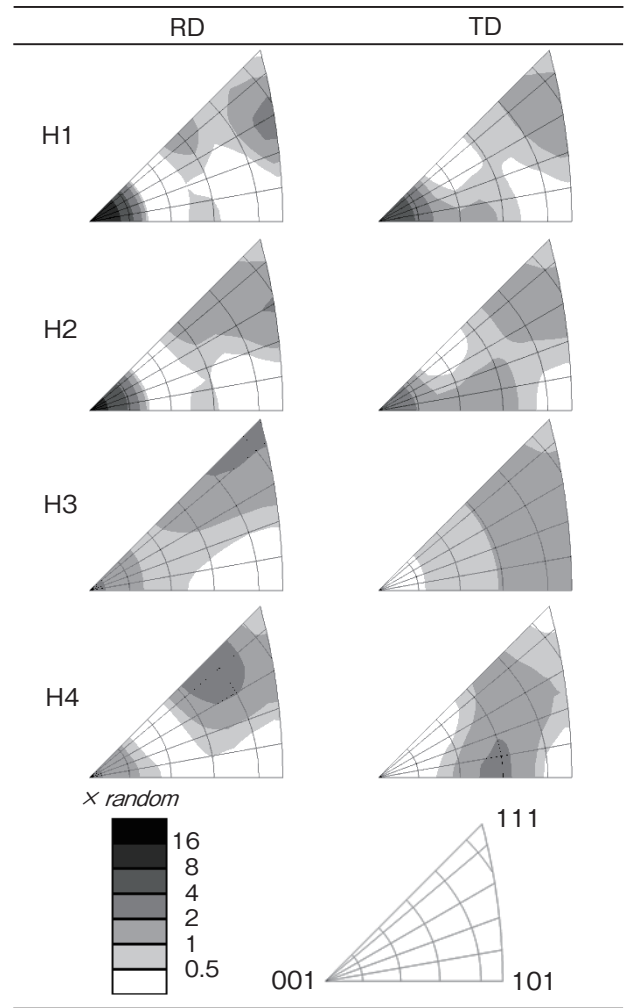


図5 3.8Ni合金の圧延方向(RD)と幅方向(TD)に関する逆極点図における等軸密度線図
Contour plot of crystal direction density of 3.8Ni alloys for rolling direction (RD) and transversal direction (TD) in inverse pole figure.

表3 各結晶方位成分の面積率(%) (角度の閾値は10°)
Area fractions (%) of each crystal orientation component. The threshold angle is 10 degrees.

	Cube	RD-Cube	BR	R	Cu
L1	36	3	4	10	0
L2	20	6	7	11	0
L3	1	2	4	13	3
L4	0	5	33	15	1
H1	25	7	7	10	1
H2	12	10	14	12	0
H3	1	3	6	13	3
H4	1	5	32	19	0

結晶方位分布をODF解析しHillモデルによる弾性コンプライアンスを計算した結果を表4に, ヤング率の共振法による測定結果及び計算結果を図6, 図7に示す。2.3Ni組成, 3.8Ni組成の両者において共振法によって評価したヤング率は試料間で大きく異なり, 絶対値で30 GPa以上, 割合で三割前後も変化することが確認された。Cube方位によりRDとTDに<001>が集積したL1やH1ではヤング率が低く, 比較的ランダムな方位を有するL3のRDではヤング率が中程度であり, Cube方位が

表4 Hillモデルによって計算した試料座標系における弾性コンプライアンスの成分
Components of elastic compliance calculated by Hill model.

Sample	S_{1111}^H	S_{2222}^H	S_{3333}^H	S_{1122}^H	S_{1133}^H	S_{2233}^H	S_{1212}^H	S_{1313}^H	S_{2323}^H
L1	0.0097	0.0094	0.0097	-0.0035	-0.0038	-0.0035	0.0048	0.0046	0.0048
L2	0.0089	0.0086	0.0089	-0.0031	-0.0034	-0.0031	0.0052	0.0049	0.0052
L3	0.0078	0.0076	0.0078	-0.0026	-0.0028	-0.0026	0.0056	0.0054	0.0056
L4	0.0074	0.0078	0.0078	-0.0025	-0.0025	-0.0029	0.0057	0.0058	0.0053
H1	0.0094	0.0089	0.0093	-0.0033	-0.0036	-0.0032	0.0049	0.0047	0.0050
H2	0.0087	0.0083	0.0086	-0.0030	-0.0033	-0.0029	0.0052	0.0050	0.0053
H3	0.0078	0.0075	0.0078	-0.0026	-0.0028	-0.0025	0.0057	0.0054	0.0057
H4	0.0075	0.0077	0.0077	-0.0025	-0.0025	-0.0027	0.0057	0.0057	0.0055

[GPa⁻¹]

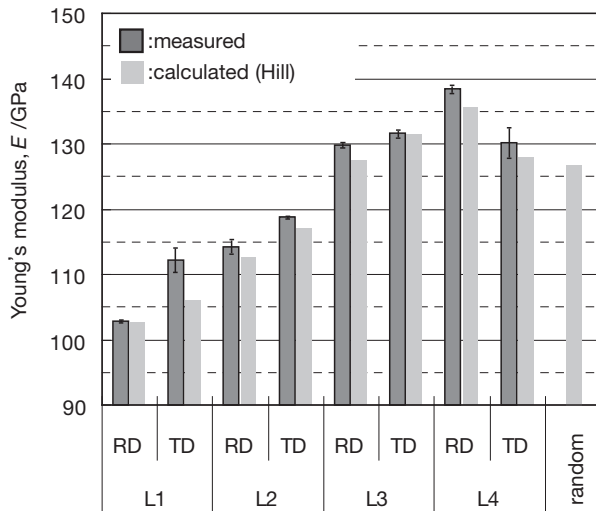


図6 2.3Ni合金のヤング率の測定値と計算値の比較
Measured and calculated Young's modulus of 2.3Ni alloys.

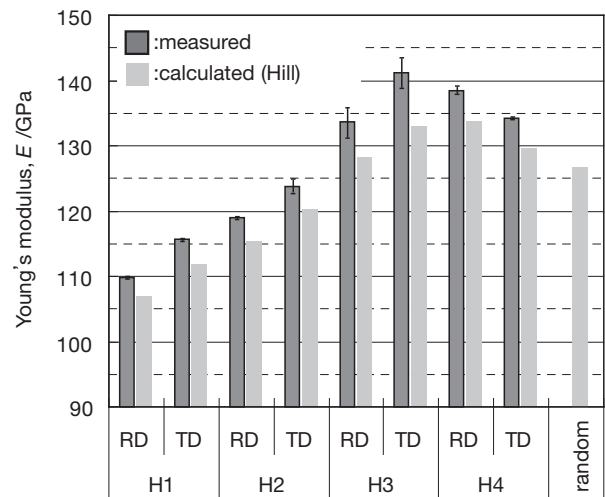


図7 3.8Ni合金のヤング率の測定値と計算値の比較
Measured and calculated Young's modulus of 3.8Ni alloys.

少ないことに加えてRDが<111>のCu方位及びRDが<111>に近いR方位が相対的に多いH3, L4及びH4のRDではヤング率が高い傾向は単結晶の結果と対応している。これらのヤング率の変化はHillモデルによる計算結果と良く対応し、H3-TDを除く条件で5 GPa以下の乖離であり試料間の序列も一致した。この結果からヤング率の大きな変化は再結晶方位分布と密接に対応していることが解った。ランダム方位の解析値に対し高い側にも低い側にも変化していることが解る。また実測値とHillモデル値が対応していることは、本合金系での弾性変形が応力分布とひずみ分布が共存した状態で進行することを示している。なお薄板のポアソン比は測定が難しいが表4の結果から各方向のポアソン比を $-s_{1122}^H/s_{1111}^H$ などにより見積もると0.33~0.39の範囲であり、ヤング率ほどは大きく変化しないものと推定された。

Hillモデル解析結果に対して実測値が総じて高いこと、また試料間及び方向によってその乖離($\Delta E_{Hill-Random}$ と呼ぶ)がわずかではあるが異なることについてその原因を考察する。1つ目は粒形状でありHillモデルで仮定している等軸形状からの乖離である。EBSD測定における方位差5°以上の結晶粒界のマップを図8, 図9に示す(表示しているのは測定した全面積のうちの一部)。結晶粒の形状は図10に示すような等軸結晶の内部に板状の焼鈍双晶を含んでおり、局所的には等軸形状ではない。

切断法によるRDとTDの平均結晶粒径(図11)はCube方位が発達しているL1及びH1, 特にL1はRD測定値とTD測定値が同等だがその他の試料では全体的にRDよりもTDの径が大きい傾向、即ちRDに対してややReussモデル, TDに対してややVoigtモデルの配置となっている傾向が認められる。形状異方性の原因となっている板状双晶の向きを三次元的に解析するために、結晶座標系における<111>が板状双晶の短径方向と仮定し、試料座標系における方向を極点図表示で図12にまとめた。例えば図(e)のCu方位粒内部の板状双晶のTDに対する角度は半数は90°でありVoigtモデルの配置をとり、半数は35°である。各々の再結晶方位成分に1~4つのバリエーション(結晶学的に等価な結晶方位)がその各々に4通りの向きの双晶があり、それら16個のなす角度の平均値を図12に示した。再結晶方位分布の方位成分によってその平均角度は異なるが、いずれの方位成分であっても58°前後であることが解る。即ち焼鈍双晶による形状異方性としてはいずれの方位成分であってもややVoigtモデル側(Hillモデルよりも高ヤング率側)の状態に近いことを示す。したがって形状異方性の影響の有無を確認するには焼鈍双晶が多いほど $\Delta E_{Hill-Random}$ が高くなっているかを調査すればよい。双晶境界の長さを求め $\Delta E_{Hill-Random}$ との関係を両組成内で調査したところ正の相関は認められなかった。したがって焼鈍双晶による形状異方性の影響は小さいと言える。

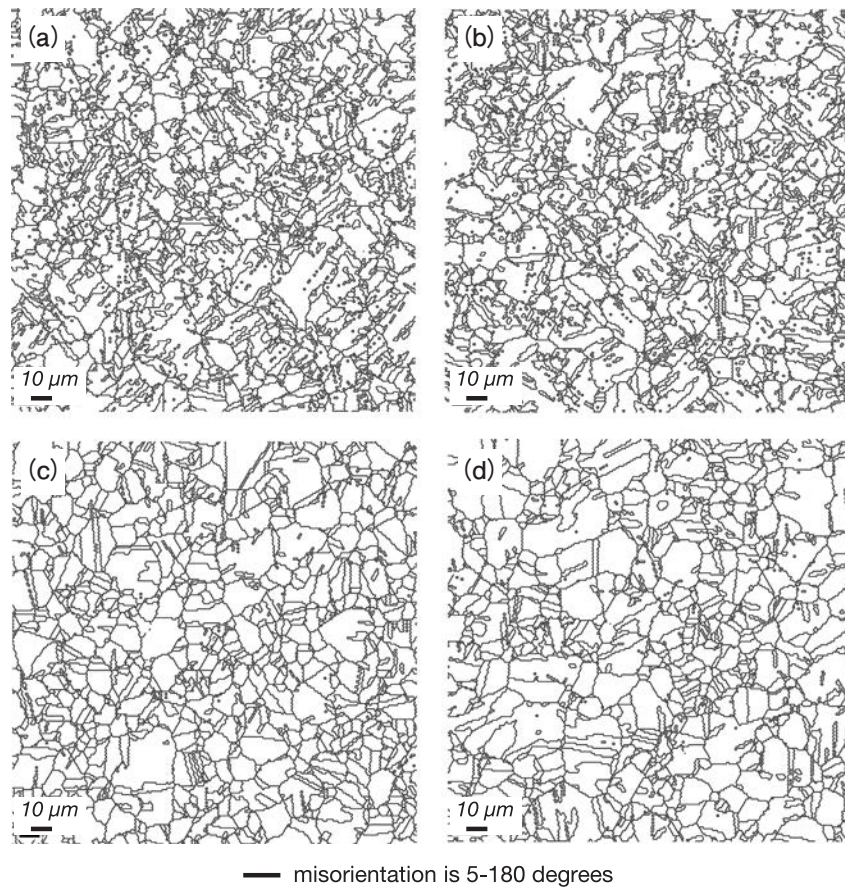


図8 EBSD測定による2.3Ni合金の結晶粒界マップ (a) L1, (b) L2, (c) L3, (d) L4
Grain boundary maps obtained from EBSD measurements of the 2.3Ni-alloys, (a) L1, (b) L2, (c) L3, and (d) L4.

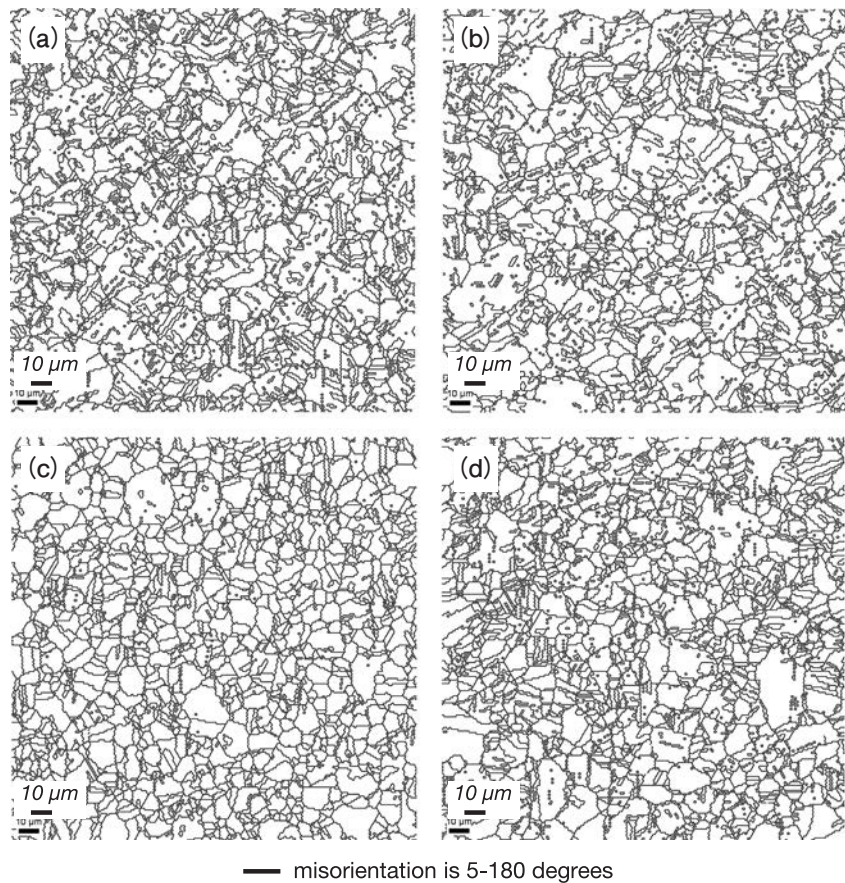


図9 EBSD測定による3.8Ni合金の結晶粒界マップ (a) H1, (b) H2, (c) H3, (d) H4
Grain boundary maps obtained from EBSD measurements of the 3.8Ni-alloys, (a) H1, (b) H2, (c) H3, and (d) H4.

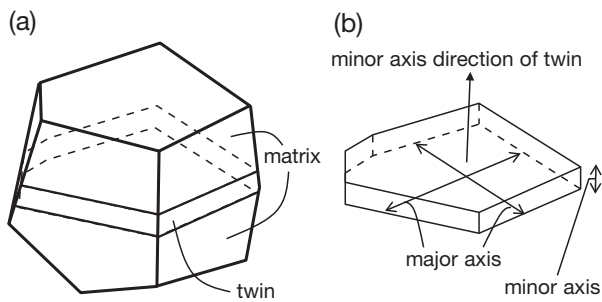


図10 (a) 母結晶と双晶の模式図 (b) 双晶の向き
(a) Example of matrix and its twin crystal, (b) Direction of twin crystal plate.

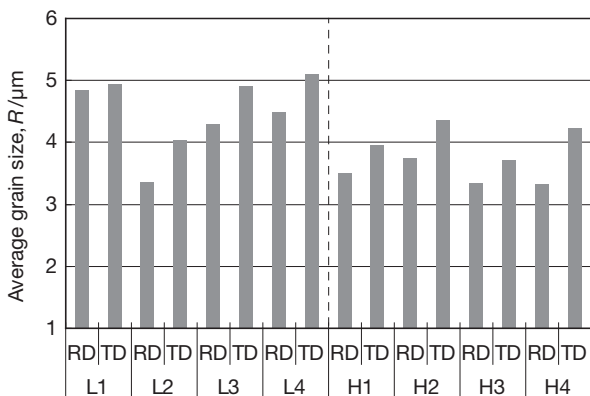


図11 RD (圧延方向) と TD (幅方向) に沿って切断法により測定された平均結晶粒径
Average grain size measured by intercept method along RD or TD.

2つ目にHill近似で考慮されていない結晶粒間の変形の干渉である。隣接する結晶同士の方位の組合せやその境界面の向きによってはその影響が大小する可能性がある。特に応力方向に垂直な結晶粒界においてポアソン比が違う結晶が隣接する場合 (Reuss 配置) には応力方向の変形が抑制され平均方位から予測されるヤング率よりも実測が高くなるのがEshelbyの楕円体介在物法およびMori-Tanakaの平均場の定理の応用による解析から指摘されている¹⁷⁾。式(6)のテンソル計算により各結晶方位のポアソン比を求めると、応力方向が<011>の場合のポアソン比は<応力方向>と[その垂直方向]がそれぞれ<011>と[100]の場合に0.82に対して<011>と[0-11]の場合に-0.13であり非常に大きな異方性を有する。また<001>や<111>の応力軸の場合はこのような異方性はない。 $\Delta E_{Hill-Random}$ が最大であったH3-TDには全試料の中で最も<011>面積率が多く、かつ結晶粒が小さいために当該隣接頻度としても高い特徴があり、この影響の寄与が比較的大きくなっている可能性がある。本効果の検証には応力方向への<011>集積の大小、結晶粒の配置、結晶粒径などについて総合的な調査が必要であり今後の課題である。但し本検討では図4、図5に示すように応力方向の主方位は<001>や<111>で、<011>は主方位となっていないためその影響は大きくないものと考えられる。

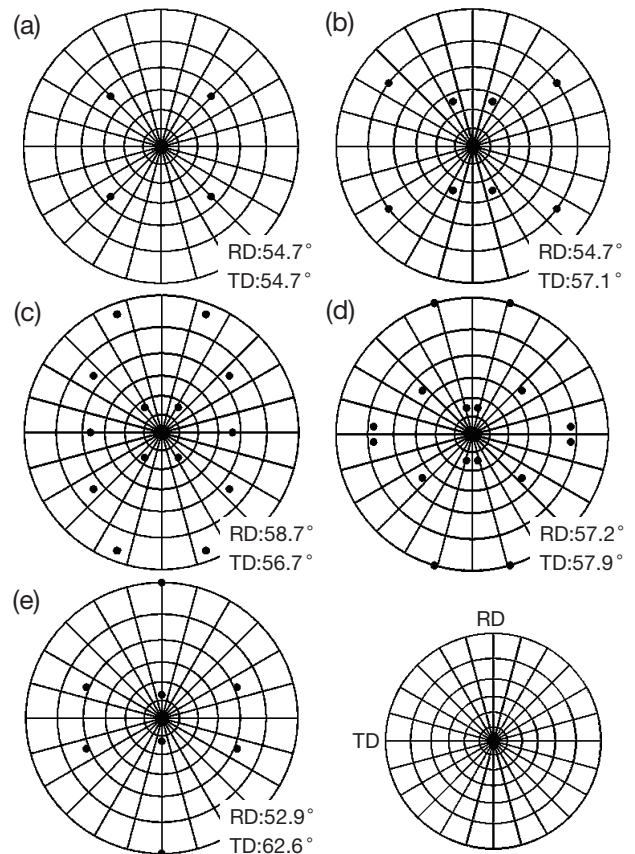


図12 双晶の法線方向の極点図表示 (a) Cube方位 (b) RD回転Cube方位 (c) BR方位 (d) R方位 (e) Cu方位。各図右下の数字は、応力方向[RDまたはTD]となす角度の平均値
Pole figure (PF) of twin plane normal in each grains (a) Cube, (b) RD-rotated Cube, (c) BR, (d) R and (e) copper orientation. Average angles between stress direction (RD or TD) and minor axis directions are shown in the lower right of each PF.

最後に合金組成の依存性を比較すると2.3Ni組成の $\Delta E_{Hill-Random}$ の平均が2 GPa、3.8Ni組成の $\Delta E_{Hill-Random}$ の平均が4 GPa (H3-TDを除いた平均) であり、高濃度化とともに $\Delta E_{Hill-Random}$ が増加している傾向が認められる。上記の考察により粒形状異方性や粒間拘束の影響については組成による差はないので析出相の体積分率が高い影響と考えられる。主な析出相であるNi₂Si相のヤング率を161 GPa¹⁸⁾とすると、体積分率の増加に伴ってヤング率が増加するのは定性的には妥当である。しかし体積分率を用いた一般的な複合則によると3.8Ni組成であってもその増加分は1 GPa程度と見積もられ、高密・微細に分散していることによるヤング率増加への何らかの寄与については今後更なる調査が必要である。

このように高強度析出型銅合金の再結晶材における各種の金属組織因子の中で、結晶方位分布はヤング率の制御に最も効果大きいことが確認された。電気接点用銅合金の必要特性は用途によって多様であるが、コネクタの小型化及び高機能化に対しヤング率の低減は有効である¹⁹⁾。また結晶方位分布の制御による曲げ加工性の改善効果も大きい²⁰⁾。従ってこのような結晶方位分布制御がされた銅合金^{19), 21)}が各種電気接点やコネクタの技術革新に貢献することが期待される。

4. 結言

Cube方位 {001} <100>, RD回転Cube方位 {012} <100>, BR方位 {362} <853>, R方位 {231} <346>, Copper方位 {121} <111>がそれぞれ発達した結晶方位分布の異なるCu-Ni-Si系合金の多結晶薄板を使用し, ヤング率に及ぼす再結晶方位分布の影響とNi-Si濃度の影響を調査した。以下の主要な結果が得られた。

- (1) ヤング率はCube方位が集積した場合に最も低く, R ~ Copper方位を集積させた場合に最も高い値を示し, 再結晶方位分布の制御によって30 GPa以上も変化させることが可能である。
- (2) EBSD法による結晶方位分布データをもとにODFの係数を求め, Hillのモデルによって計算したヤング率は実測値と良い対応を示す。
- (3) 2.3Ni組成及び3.8Ni組成でヤング率の実測値とHill値は同様の傾向を示し, 析出強化相の体積分率の増加によるヤング率への影響は方位分布の影響と比較してかなり小さい。

参考文献

- 1) H. Eichelkraut, J. Hirsch and K. Lücke: Z. Metallkd, **75** (1984), 113-123.
- 2) O. Engler: Acta mater, **49** (2001), 1237-1247.
- 3) K. H. Virnich and K. Lücke: Proc. the Sixth International Conference on Textures of Materials (ICOTOM-6), (1981), 560.
- 4) G. Simmons and H. Wang: *Single Crystal Elastic constants and Calculated Aggregate Properties*, MIT Press, Cambridge, (1971).
- 5) H. Inoue, J. Iwata: J. Japan Inst. Copper, **50** (2011), 204-209.
- 6) H. Kaneko, T. Eguchi: J. Japan Inst. Copper, **51** (2012), 20-24.
- 7) L. M. T. Hopkin, H. Pursey and M. F. Markham: Z. Metallkd, **61** (1970), 535-540.
- 8) M. G. Corson: Inst. Metals Div., AIME, (1927), 435.
- 9) H. Fujiwara, T. Sato and A. Kamio: J. Japan Inst. Metals, **62** (1998), 301-309.
- 10) H. Kaneko, K. Hirose, N. Tanaka and T. Eguchi: Proc. 58th IWCS/IICIT, (2008), 351-357.
- 11) V. Randle: *Microstructure Determination and Its Application*, The Institute of Materials, London, (1992).
- 12) A. Reuss: Z. Angew. Math. Mech, **9** (1929), 49-58.
- 13) W. Voigt: *Lehrbuch der Kristallphysik*, B. G. Teubner, Leipzig, (1910).
- 14) R. Hill: Proc. Phys. Soc., **A65** (1952), 349-354.
- 15) H. Inoue: J. Japan Inst. Light Metal, **60** (2010), 666-675.
- 16) H. J. Bunge: *Texture Analysis in Materials Science*, Butterworths, London, (1982), 294-329.
- 17) S. Onaka, K. Ando: J. Japan Inst. Metals, **63** (1999), 1283-1289.
- 18) L. J. Chen: *Silicide Technology for Integrated Circuits*, Peter Peregrinus Ltd, (2005), 102.
- 19) コネクタ用銅合金条 EFCUBE-820, 古河電工時報, **127** (2011), 19-20.
- 20) H. Kaneko, T. Eguchi: Mater. Trans. **53** (2012) 1847-1851.
- 21) 高性能コネクタ用銅合金条 EFCUBE-STの開発, 古河電工時報, **130** (2012), 15-16.