Cu–3.8%Ni–0.9%Si 合金板の再結晶集合組織とヤング率

金子 洋¹ 江口立彦¹ 井上博史²

¹古河電気工業株式会社研究開発本部メタル総合研究所

²大阪府立大学大学院工学研究科マテリアル工学分野

J. Japan Inst. Met. Mater. Vol. 77, No. 9 (2013), pp. 353–360
Special Issue on Crystallographic Orientation Distribution and Related Properties in Advanced Materials
© 2013 The Japan Institute of Metals and Materials

Recrystallization Texture and Young’s Modulus in Cu–3.8%Ni–0.9%Si Alloy Sheets

Hiroshi Kaneko¹, Tatsuhiko Eguchi¹ and Hirofumi Inoue²

¹*Metal Research Laboratories, Research and Development Division, Furukawa Electric Co., Ltd., Nikko 321-1493*

²*Department of Materials Science, Graduate School of Engineering, Osaka Prefecture University, Sakai 599-8531*

Age-hardened Cu–Ni–Si alloy strips with various recrystallization textures were analyzed to determine the effect of texture on Young’s modulus in a polycrystalline material. The Cube orientation {001}<100>, the rolling direction (RD)–rotated Cube orientation {012}<100>, the BR orientation {362}<853>, the R orientation {231}<346>, and the Copper orientation {121}<111> developed in the samples prepared under different rolling and heat-treatment conditions. The average grain size in these samples was about 5 μm. Young’s modulus measured by resonance method was dependent on the fractions of the <001> and <111> crystal directions in the stress direction. The sample with a strongly developed Cube orientation showed the lowest Young’s modulus, which was more than 30 GPa lower than that of the sample with highest Young’s modulus in which the R and Copper orientation was developed. This variation corresponded to analytical value by Hill’s approximation based on orientation distribution function (ODF). The larger volume fraction of precipitates in Cu–3.8Ni–0.9Si alloys compared to Cu–2.3Ni–0.7Si alloys had a small influence on Young’s modulus. [doi:10.2320/jinstmet.JA201205]

(Received March 18, 2013; Accepted May 9, 2013; Published September 1, 2013)

Keywords: *Young’s modulus, copper–nickel–silicon alloy, recrystallization texture, Voigt–Reuss–Hill approximation, orientation distribution function (ODF), annealing twin*

1. 緒 言

再結晶集合組織は多くの 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それらの方位は減少し 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 倍の差がある⁴⁾。しかし、実使用上重要となる微細結晶からなる多結晶の再結晶集合組織に関しては、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、本研究では異なる集合組織を有する 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集合組織の影響を調査した。Ni–Si 濃度については 3.8Ni ベースおよび、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 Table 1 に示す(以

Table 1 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.

後 2.3Ni 組成, 3.8Ni 組成と呼ぶ). まず, 大気炉にて溶製した鋳塊に熱処理およ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°C 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および圧延の条件や回数を調整することで, 再結晶集合組織の異なる試料 L1~L4 (2.3Ni 組成) および試料 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および, 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 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.

2.2 集合組織および結晶形状の測定

試験片を機械研磨および電解研磨した後に EBSD (Electron Backscatter Diffraction) 法によって ND 面から測定した. EBSD 法は, 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集合組織情報を得る方法である¹¹⁾. 測定面積は 800 μm $\times$ 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および, 垂直方向について結晶の軸密度および, 主な結晶方位成分の面積率を解析した (Tolerance Angle は 10°). これらの解析および下記に示す 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 Fig. 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, 式 (1) によりヤング率を求めた.

Fig. 1 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, 参考のため二つの測定方法による差異を事前に比較したところ, Fig. 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.

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 $\bar{\sigma}_{ij}$ および, 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およびスティフネスをそれぞれ s_{ijkl}^R および, c_{ijkl}^V として Hook の法則は,

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

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

と表すことができる. Reuss モデル, Voigt モデルにおける結晶粒の配置を Fig. 3 (a) に示す. 実際が多結晶材料におい

Fig. 2 Comparison of resonance method and tensile method in measurement of Young's modulus.

Fig. 3 Grain configuration. (a) Reuss and Voigt model, (b) Hill model.

ては Fig. 3(b) のような等軸形状の結晶粒を想定し, Reuss および 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.

EBSD 法によって結晶方位分布を測定した場合は, 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 で平均化して求めることができる (c_{ijkl}^V も同様).

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

s_{ijkl}^m は各点のオイラー角から求められる試料座標系軸と結晶座標系軸との間の方向余弦 $a_{i\alpha_n}(g)$ によって求めることができる.

$$s_{i_1 i_2 j_1 j_2}^m = a_{i_1 j_1} \cdot a_{i_2 j_2} \cdot a_{i_3 j_3} \cdot a_{i_4 j_4} \cdot s_{j_1 j_2 j_3 j_4}^0 \quad (i_1 \sim i_4, j_1 \sim j_4 = 1, 2, 3) \quad (6)$$

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 (式 (6) 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 および 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 $A_l^{\nu\mu}$ 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,

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

となる. 一方, 式 (6) の方向余弦の積は,

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

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 を求めることができる (c_{ijkl}^V も同様). $\bar{a}_l^{\mu\nu}(ijkl)$ は単結晶の弾性定数や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. 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 は Table 2 に示す純銅の値を用いた. これらの解析から, 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, 圧延平行方向および垂直方向のヤング率 $1/s_{1111}$ および $1/s_{2222}$ 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式 (5) 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式 (11), (12) 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は,

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

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

より, $E_{\text{Hill-Random}} = 127.0$ GPa と計算された.

Table 2 Elastic compliance and stiffness in crystal coordinate system used to calculate the Yonung's modulus.

s_{1111}^0	s_{1122}^0	s_{1212}^0	c_{1111}^0	c_{1122}^0	c_{1212}^0
0.015	-0.0063	0.0033	168.4	121.4	75.4
s/GPa ⁻¹ , c/GPa

Fig. 4 Contour plot of crystal axial density of 2.3Ni alloys for rolling direction (RD) and transversal direction (TD) in inverse pole figure.

3. 実験結果および考察

結晶方位分布の測定結果を Fig. 4 および Fig. 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>および 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 Table 3 に示す。合金組成が同じであっても, L1~L4 および H1~H4 で主方位およびその集積度が大きく異なっていた。すなわち, L1 および H1 では強い Cube 方位が, L2 および H2 では Cube 方位と

R 方位が, L3 および H3 では比較的方向はランダムであるが弱いながらも R~Cu 方位が, L4 および H4 では強い BR ~R 方位が確認された。

集合組織を 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 Table 4 に, ヤング率の共振法による測定結果および, 計算結果を Fig. 6, Fig. 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 3 割前後も変化することが確認された。Cube 方位により, <001>//RD・TD 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 方位が少ないことに加えて RD が<111>の Cu 方位および RD が<111>に近い R 方位が相対的に多い H3, L4 および 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よく対応し, 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集合組織と密接に対応していることがわかった。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わかる。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は, 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, Table 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, また試料間および方向によってその乖離(ΔE 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。一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 Fig. 8, Fig. 9 に示す(表示しているのは測定し

Fig. 5 Contour plot of crystal direction density of 3.8Ni alloys for rolling direction (RD) and transversal direction (TD) in inverse pole figure.

Table 3 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

Table 4 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

s/GPa⁻¹

Fig. 6 Measured and calculated Young's modulus of 2.3Ni alloys.

Fig. 7 Measured and calculated Young's modulus of 3.8Ni alloys.

Fig. 8 Grain boundary maps obtained from EBSD measurements of the 2.3Ni-alloys, (a) L1, (b) L2, (c) L3, and (d) L4.

た全面積のうちの一部). 結晶粒の形状は Fig. 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. 参考値として切断法による圧延平行方向(RD)と圧延垂直方向(TD)の平均結晶粒径(Fig. 11)は, Cube 方位が発達している L1 および 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, すなわち 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

Fig. 9 Grain boundary maps obtained from EBSD measurements of the 3.8Ni-alloys, (a) H1, (b) H2, (c) H3, and (d) H4.

おける $\langle 111 \rangle$ 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 Fig. 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 つのバリエントが、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 Fig. 12 に示した。再結晶集合組織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° 前後であることがわかる。すなわち、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

Fig. 11 Average grain size measured by intercept method along RD or TD.

を示す。従って、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 ΔE 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、 ΔE 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。従って、焼鈍双晶による形状異方性の影響は小さいと言える。

二つ目に、Hill 近似で考慮されていない結晶粒間の変形の

Fig. 12 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.

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異なる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。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 $\langle 011 \rangle$ の場合のポアソン比は、 $\langle \text{応力方向} \rangle$ と $[\text{その垂直方向}]$ がそれぞれ $\langle 011 \rangle$ と $[100]$ の場合に 0.82 に対して、 $\langle 011 \rangle$ と $[0\bar{1}1]$ の場合に -0.13 であり、非常に大きな異方性を有する。また、 $\langle 001 \rangle$ や $\langle 111 \rangle$ の応力軸の場合はこのような異方性はない。ΔE が最大であった H3-TD には、全試料の中で最も $\langle 011 \rangle$ 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 $\langle 011 \rangle$ 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 Fig. 4, Fig. 5 に示すように、応力方向の主方位は $\langle 001 \rangle$ や $\langle 111 \rangle$ で、 $\langle 011 \rangle$ 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。

最後に合金組成の依存性を比較すると、2.3Ni 組成の ΔE

の平均が 2 GPa、3.8Ni 組成の ΔE 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 ΔE 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 Ni_2Si 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、高密度・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、集合組織はヤング率の制御に最も効果大きいことが確認された。集合組織が与える諸特性への影響¹⁹⁾ と併せ、用途に応じて集合組織が制御された銅合金を適用することにより、各種電気接点の設計自由度を高められることが期待される。

4. 結 言

Cube 方位 $\{001\}\langle 100 \rangle$, RD 回転 Cube 方位 $\{012\}\langle 100 \rangle$, BR 方位 $\{362\}\langle 853 \rangle$, R 方位 $\{231\}\langle 346 \rangle$, Copper 方位 $\{121\}\langle 111 \rangle$ がそれぞれ発達した集合組織の異なる 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集合組織の影響と 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、再結晶集合組織の制御によって 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 組成および 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、集合組織の影響と比較してかなり小さい。

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) p. 560.
- 4) G. Simmons and H. Wang: *Single Crystal Elastic Constants and Calculated Aggregate Properties*, (MIT Press, Cambridge, 1971).
- 5) H. Inoue and J. Iwata: J. Japan Inst. Copper **50** (2011) 204-209.
- 6) H. Kaneko and 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 **75A** (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) pp. 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. A* **65** (1952) 349–354.
- 15) H. Inoue: *J. JILM* **60** (2010) 666–675.
- 16) H. J. Bunge: *Texture Analysis in Materials Science*, (Butterworths, London, 1982) pp. 294–329.
- 17) S. Onaka and K. Ando: *J. Japan Inst. Metals* **63** (1999) 1283–1289.
- 18) L. J. Chen: *Silicide Technology for Integrated Circuits*, (Peter Peregrinus Ltd., 2005) p. 102.
- 19) H. Kaneko and T. Eguchi: *Mater. Trans.* **53** (2012) 1847–1851.