

銅合金における加工組織シミュレーションモデルを用いた 変形双晶組織と強度の解析

Analysis of Deformation Twin and Mechanical Strength Using Simulation Model in the Deformation Microstructure of Copper Alloy

藤原 英道*
Hidemichi Fujiwara

金子 洋*
Hiroshi Kaneko

〈概要〉

近年、電子コネクタの小型化と実装密度の増加に対応して、電子機器の性能を向上させるために冷間加工と時効処理を組み合わせたプロセスを制御することにより製造される銅合金材料には、強度、加工性、および高導電性を適合させることが必要とされてきている。特に、固溶強化合金では、ミクロ組織の変化挙動は非常に複雑であるが、冷間加工プロセスでのミクロ組織の変化が非常に重要な要素となる。本報告では、転位の導入、転位セル/下部構造および変形双晶の形成に起因するミクロ組織の変化および変形工程における動的回復の効果を評価する計算モデルを提案した。また、このモデルを用いて、加工条件、ミクロ組織、変形応力の関係について、冷間加工工程によるミクロ組織の変化を解析した。異なる積層欠陥エネルギーを持つ様々なCu-Zn-Si系合金に対して評価を行い、実験結果と計算結果を比較することにより、計算モデルの妥当性を確認した。さらにこのモデル計算の結果に基づく変形双晶形成におけるミクロ組織制御の考え方についてまとめた。

1. はじめに

近年、電子機器の高性能化に伴い、コネクタの小型化、高密度化が進んでおり、冷間加工および時効処理を高度に組み合わせた銅合金の組織制御によって、実用材料として必要となる強度と加工性が両立し、高い導電性を備えた銅合金材料が製造されている。特に、固溶強化合金においては、冷間加工プロセスにおける組織変化は、特性を制御する上で、重要なファクターとなるが、その現象は非常に複雑であるため、合金の組織制御を行うには、現象のモデル化とそれに基づく計算モデルが必要となる。そこで、本報では、今回、加工歪導入による組織変化を転位導入、転位セル・サブグレイン形成、変形双晶の形成の効果、ならびに動的回復効果を考慮したモデルを構築し、加工条件と組織状態および変形応力の関係について解析するとともに、変形双晶形成に大きな影響する積層欠陥エネルギーを合金組成によって制御することが可能なCu-Zn-Si系合金において、実験結果と計算結果との突合せと検証を行った。また、その結果に基づき、モデルの妥当性を検討するとともに、本モデル計算によって得られた結果に基づき、加工硬化型合金の組織制御の考え方についてまとめた。

本稿は日本伸銅協会発行の日本銅学会誌「銅と銅合金」第58回巻1号(2019)に掲載された論文を転載したものです。

* 研究開発本部 コア技術融合研究所

2. 解析方法と手順

2.1 加工組織シミュレーションの解析モデル

図1は、銅合金の代表的な製造プロセスであり、圧延加工で、どのような組織変化が進むかを模式的に表したものである。Paul¹⁾らがまとめた報告では、結晶粒内で転位セルの微細化が進行する場合と、変形双晶を優先的に形成する場合とで、大きな組織形成状態の違いが生じることが示されている。本組織的な変化を踏まえて、銅合金の加工過程での組織シミュレーションモデルについて検討を行った。

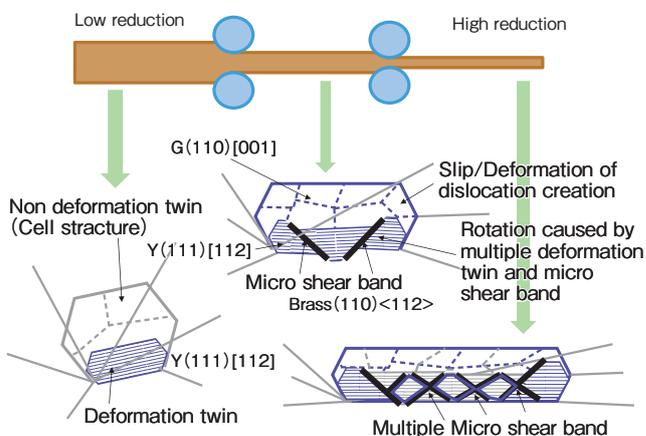


図1 銅合金における冷間圧延中の組織変化の模式図
Schematic illustration of microstructure change during cold rolling in copper alloy.

2.1.1 変形双晶が加工で形成する条件の定義

変形双晶形成を踏まえて、加工過程での組織変化は、図2に示したように転位セルなどのサブストラクチャが形成される応力 τ_{cell} と変形双晶の形成応力 τ_{twin} の変形応力競合が起こり、より低い変形応力となるモードで変形が起こると考えられる。つまり、 $\tau_{cell} > \tau_{twin}$ の時、変形双晶が形成する。従って、変形過程で $\tau_{cell} > \tau_{twin}$ の条件が満たされて初めて、変形双晶が発生し、多重マイクロせん断帯組織の形成前駆段階となる条件が整うと考えられる。

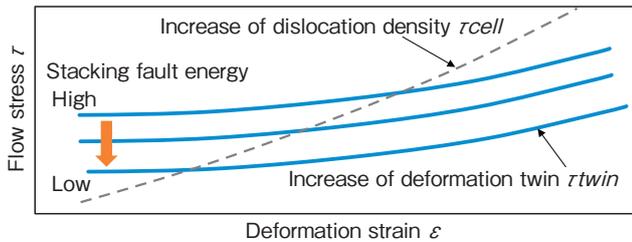


図2 銅合金の冷間変形における変形応力に対する積層欠陥エネルギーの影響に関する概念図
Schematic illustration about the effect of stacking fault energy on flow stress in Copper alloy during cold deformation.

2.1.2 歪モードとせん断変形量の関係式

転位セル形成による迂り変形と変形双晶による変形をせん断変形量 $d\gamma$ で定義すると式(1)の関係となる。

$$d\gamma = (1-F)d\gamma_g + \gamma_t dF \quad (1)$$

ここで、 F は変形双晶分率、 γ_g は迂りによるせん断歪、 γ_t は双晶せん断歪である²⁾。

式(1)において、重要となるのは、せん断変形でもたらされる変形双晶の発生、成長のクライテリアである。先に定義したように、 $\tau_{cell} > \tau_{twin}$ となること、 τ_{cell}/τ_{twin} の大きさが、変形双晶分率の歪 ϵ に対する変化に直接的に影響することになるため、式(2)で表すことができる。

$$dF = (1-F)m \cdot d\epsilon \quad (2)$$

ここで、 $m = n_{kl} \log(\tau_{cell}/\tau_{twin})$ と定義する。 n_{kl} は変形双晶の核生成頻度に関する変数であり、結晶粒界面密度は核生成サイト面密度に相当するため、 $1/D$ に比例する効果がある一方、結晶粒同士の拘束せん断力 $\delta\tau_r$ が大きいほど、変形双晶形成が抑制される³⁾効果もあり、逆数 $(1/\delta\tau_r)$ として結晶粒径 D の $1/2$ 乗に比例する関係があるため、それらを踏まえると n_{kl} は、その積により $D^{-1/2}$ に比例する係数になると考えられる。従って、変形双晶の形成は、加工前の結晶粒径に依存したモデルとする。

また、転位セルの形成応力は、初期粒径と転位密度に依存し、変形双晶の形成応力は、拡張転位の形成と積層欠陥の形成応力の総和となり、式(3)と式(4)で定義される⁴⁾。

$$\tau_{cell} = 2A\mu b/\delta + a\mu b\rho^{1/2} \quad (3)$$

$$\tau_{twin} = 2A\mu b_1/\delta + E_{sf}/b_1/n \quad (4)$$

ここで、 E_{sf} は積層欠陥エネルギー、 A と a は定数で、ともに1.0、 μ はせん断弾性係数、 ρ は転位密度、 b はバーガスベクトル、 b_1 は部分転位バーガスベクトル、 n は積層欠陥応力集中係数($n=0.2$)、 δ は双晶が形成されていない領域でのセルサイズとなる。

2.1.3 せん断歪量 γ と転位組織の変化の関係

変形双晶内での転位密度の変化については、式(5)で定義する²⁾。

$$d\rho/d\gamma = 1/(b \cdot \Lambda_1) - f \cdot \rho \quad (5)$$

Λ_1 は $1/D + 1/t + k\sqrt{\rho}$ で、 D は結晶粒径、 t は変形双晶間隔、 k は定数(=0.1)である。一方、マトリックス内での転位密度の変化については、式(6)で定義する。

$$d\rho/d\gamma = 1/(b \cdot \Lambda) - f \cdot \rho \quad (6)$$

ここで、 Λ は $1/D + k\sqrt{\rho}$ 、 f は、動的回復効果により、転位密度の減少が見られる影響を考慮したフィッティング項(動的回復パラメータ)であり、加工条件の影響を大きく受けるため、Zener-Hollomon因子を考慮して、加工歪速度と加工温度の効果を踏まえて、以下の定義を行った。

$$f = P_{fr} / \log(E_D \cdot R_{sf} \cdot \exp(E/R \cdot (1/T_w))) \quad (7)$$

ここで、 P_{fr} 、 R_{sf} はフィッティング定数、 E_D は歪速度、 E は銅の拡散活性化エネルギー、 R はガス定数、 T_w は加工温度となる。

2.1.4 セル組織のせん断歪量 γ との組織変化の関係

転位密度に依存して、転位セル形成速度も変化するため、それらを考慮したものを、Nesら⁵⁾の提案するモデルを用いて、式(8)として定義する。

せん断歪あたりのセルサイズ変化は、歪によるセルサイズの変化 $d\delta^-/d\gamma$ と動的回復によるセルの粗大化 $d\delta^+/d\gamma$ のバランスで決まる。

$$d\delta/d\gamma = d\delta^+/d\gamma + d\delta^-/d\gamma \quad (8)$$

式(8)の関係を変形双晶内でのセルサイズの変化に適用すると、

$$d\delta^+/d\gamma = V_d \cdot b^2 \cdot B_g \sqrt{\rho} \cdot \{\exp(-(U_{sd} - PV_a)/(kT_w))\} \quad (9a)$$

$$d\delta^-/d\gamma = -\sqrt{3}b^{1/2} \cdot \delta^{5/2} / (\phi^{3/2} \cdot \delta_{ini} \cdot K_{iv}) \quad (9b)$$

δ_{ini} は初期転位セルサイズ、 T_w は加工温度、 U_{sd} 、 P 、 V_a は転位の動的回復活性化エネルギーに関連する値となる。

一方、式(8)の関係をマトリックス内での転位セルサイズの変化に適用すると

$$d\delta^+/d\gamma = V_d \cdot b^2 \cdot B_g \sqrt{\rho} \cdot \{\exp(-(U_{sd} - PV_a)/(kT))\} \quad (10a)$$

$$d\delta^-/d\gamma = -\sqrt{3}b^{1/2} \cdot \delta^{5/2} / (\phi^{3/2} \cdot \delta_{ini} \cdot K_{iv}) \quad (10b)$$

こちらの δ_{ini} は、変形双晶間隔に制限されるため、変形初期からセルの微細化が起こりやすくなる。なお、式(9a)、から式(10b)までのモデル計算にはNesら⁵⁾が用いた値を用いた。

2.1.5 変形双晶の形成限界とマイクロシアバンドの関係

図1に示したように、加工が進むにつれて、変形双晶の中の転位セルの微細化が進むと変形双晶を横断するマイクロシアバンドが形成していく。この現象は、変形双晶の中の転位セルが微細化限界に近づくため、変形モードの変化が起こることに

よりもたらされるものと考えられる。

変形双晶の中の転位セルのサイズの臨界値については、明確な報告はないが、結晶粒微細化限界 δ_{crit} に相当する 10 nm に近い値であると考えられる。そこで、マイクロシエアバンドの形成により発生する歪量 ε_{sb} によって、変形双晶形成による変形歪量が ε_{sb} だけ小さくなると考えると、式 (2) に示した変形双晶の発生、成長の式は、以下のように書き換えることができる。

$$dF = (1 - F) m \cdot d(\varepsilon - \varepsilon_{sb}) \quad (2b)$$

変形双晶形成に係る歪量 ε とマイクロシエアバンド形成に係る歪量 ε_{sb} を比 $R_{sb} (= \varepsilon_{sb} / \varepsilon)$ を拡張体積比率として表すと 3 次元構造モデルにおいては、変形双晶中の転位セルサイズ δ_{twin} と臨界値 $\delta_{crit} (= 10 \text{ nm})$ を用いて、式 (11) にて表される。

$$R_{sb} = 1 - \exp\{k_{twin} \cdot (\delta_{crit} / \delta_{twin})^3\} \quad (11)$$

ここで、 k_{twin} は、フィッティングパラメータであり、上式を用いることで、マイクロシエアバンド形成を考慮した変形双晶の形成進行状態の計算評価が可能となる。

2.1.6 組織パラメータと変形応力/耐力との関係

上記に示した関係より、転位セル組織部の変形応力と変形双晶形成部の変形応力が以下の式によって、求めることができる⁶⁾。

$$\sigma_w = \sigma_0 + K_1 \rho^{1/2} + K_2 \delta^{-1} + K_3 d_{twin}^{-1/2} \quad (12)$$

ここで、 σ_0 は単結晶降伏応力、 ρ は転位密度、 δ は転位セル径、 d_{twin} は変形双晶間隔、 K_n ($n=1\sim 3$) はテラー因子に依存したパラメータである。組織全体の加工過程の変形応力 σ_{wf} は、非変形双晶部の分担を $\sigma_w(M)$ 、変形双晶部の分担を $\sigma_w(T)$ とした場合、式 (13) で示される。

$$\sigma_{wf} = (1 - F) \cdot \sigma_w(M) + F \cdot \sigma_w(T) \quad (13)$$

2.1.7 加工組織シミュレーションモデルによる計算手順

本シミュレーションモデルにおける計算手順は、まず、単位せん断歪を付加した場合のマトリックス、変形双晶部それぞれの変形応力を、動的回復効果を踏まえた転位密度、セルサイズ計算結果より求め、それに基づき、加工歪に対応した変形双晶形成状態を計算する。得られた組織パラメータ値より強度特性(変形応力)を求める手順となる。

計算を進めるにあたり、変形双晶形成応力を決めるのに、積層欠陥エネルギー、加工条件、初期組織は非常に大きな影響因子となる。そこで、積層欠陥エネルギーについて、文献値、第一原理計算⁷⁾で値検証を行い計算結果と合金組成との対応を調べた。また、加工条件と初期組織の影響については、Cu-Zn-Si 系合金における試作評価結果との突合せが可能となる計算条件のもとに評価を進めた。

2.1.8 銅合金による実験的な組織特性評価

Zn 量を 5~30 mass%, Si 量を 0.03~0.5 mass% とした銅合金を溶解、鑄造、熱間圧延後、冷間圧延で 2.5 mm 厚に調整した後、380℃ で 2 時間加熱空冷し、歪量 1.6 から 2.5 の範囲で圧延加工を行い、引張り試験による 0.2% 耐力、XRD により $\{111\}$ 回折強度/全ピーク強度による集合組織解析、透過電子顕微鏡による変形双晶ラメラ間隔の評価を行った。なお、粉末法による $\{111\}$ 回折強度比/全ピーク比によって、基準化することにより、変

形双晶分率の算出を行った。また、組織形成状態に対する加工温度の影響を調べるため、室温ならびに液体窒素温度に保持した材料を圧延し、同様な評価を行った。

3. 結果

3.1 計算を行った合金組成

シミュレーション計算値との対応関係を調べるために用いた合金評価データとしては、表 1 に示す組成の合金との突合せを行った。

表 1 実験評価とモデル計算に使用した合金組成、および合金組成に基づく Ab の計算⁷⁾から評価した積層欠陥エネルギー Alloy compositions used for experimental evaluation, model calculation and stacking fault energy evaluated from Ab into calculation⁷⁾ based on alloy compositions.

Alloy symbol	Zn (mass%)	Si (mass%)	Stacking fault energy (J/m ²)
30Zn0.03Si	30.2	0.031	0.015
30Zn0.5Si	32.5	0.45	0.013
5Zn0.03Si	5.1	0.021	0.034
5Zn0.5Si	5.0	0.39	0.030

3.2 シミュレーションパラメータの数値検討

積層欠陥エネルギーは、5%Zn 合金で 0.055 J/m²、30%Zn 合金で 0.014 J/m² との報告と第一原理クラスター変分法計算評価⁷⁾により、5%Zn-0.5%Si 合金では、0.03 J/m²、30%Zn-0.5%Si 合金では、0.010~0.014 J/m² の値となっている。今回の計算においては、表 1 に示した値を用いた。また、図 3 に示したように、変形双晶間隔 t に対する初期結晶粒径 D の影響については、Cu30%Zn0.03%Si 合金において、異なる結晶粒径の材料を加工し、透過電子顕微鏡によって、双晶ラメラ間隔を測定することで、式 (14) の関係を得たため、その関係を計算に用いている。

$$T = 0.0025D + 23.0 \text{ [nm]} \quad (14)$$

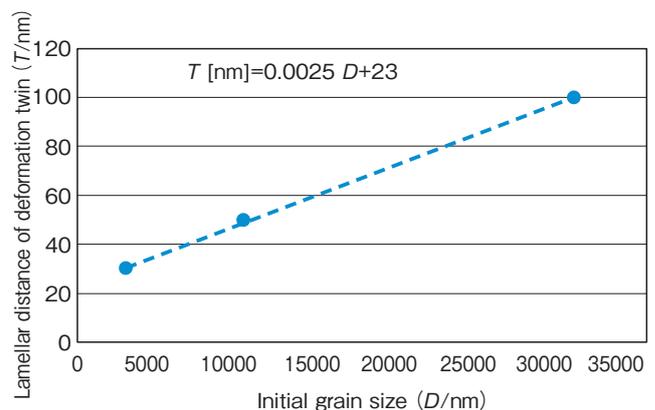


図 3 銅-亜鉛合金における初期結晶粒径と変形双晶ラメラの距離との関係 Relationship between the initial grain size and the lamellar distance of deformation twin in Copper-Zinc alloys.

また、本モデル計算で用いたその他のシミュレーションパラメータ値を表 2 に示す。

表2 シミュレーションモデルで使用したパラメータと定数の値
The values of parameter and constant used in the simulation model.

(1) 変形双晶形成における計算		
M_0	テラー因子	0.3
μ	せん断係数	$48.3 \times 10^9 \text{ N/m}^2$
b	完全転位のバーガスベクトル	$0.3615/\sqrt{2} \text{ nm}$
b_1	部分転位のバーガスベクトル	$0.3615/\sqrt{6} \text{ nm}$
n_{kl}	結晶粒径に依存したパラメータ	$5.6 \times 10^{-4} \cdot D^{-1/2}$
P_{fr}	動的回復計算におけるフィッティングパラメータ	70
R_{sf}	動的回復計算におけるフィッティングパラメータ	1×10^5
E	銅拡散における活性化エネルギー	70 kJ/mol
(2) マイクロせん断帯が形成するクリテリア		
k_{twin}	マイクロシアバンド形成計算におけるフィッティングパラメータ	5
(3) 強度特性の計算		
K_1	転位効果におけるフィッティングパラメータ	$A\mu bM_0$ ($A=1.0$)
K_2	変形双晶効果におけるフィッティングパラメータ	$A_1\mu bM_0$ ($A_1=1.0$)
K_3	結晶粒径効果におけるフィッティングパラメータ	$A_2\mu b^{1/2}M_0$ ($A_2=0.5$)

3.3 モデル計算結果と実験値との対応

3.3.1 計算結果

室温 (297 K), 低歪速度 1/s の条件で, 積層欠陥エネルギーを変えて, シミュレーションした結果の加工硬化特性, 変形双晶分率, および変形双晶内の転位セルサイズの計算結果をそれぞれ図4, 図5および図6に示す。積層欠陥エネルギーが下がるほど, 変形双晶形成が低歪量領域から開始し, 変形双晶内で起こる転位の累積とセル微細化の効果で, 加工硬化が起こりやすくなる傾向が表れている。

本モデルでの計算では, 歪による変形応力の上昇は, 積層欠陥エネルギーが低減するほど顕著になる結果となった。

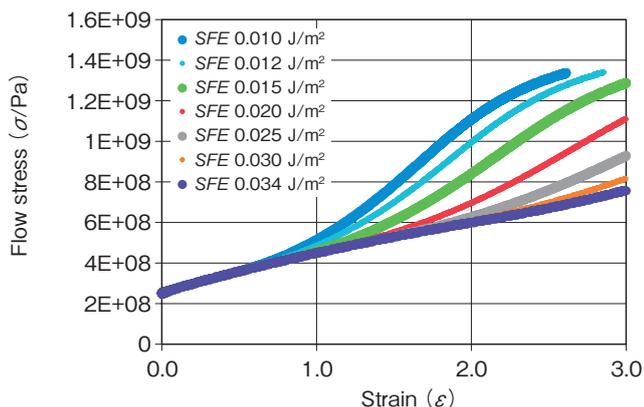


図4 各種積層欠陥エネルギーの合金における変形応力-歪み曲線の計算結果 ($SFE: 0.01 \sim 0.034 \text{ J/m}^2, D=10 \mu\text{m}$)
Calculation results of the flow stress-strain curve in various stacking fault energy alloys. ($SFE: 0.01 \sim 0.034 \text{ J/m}^2, D=10 \mu\text{m}$)

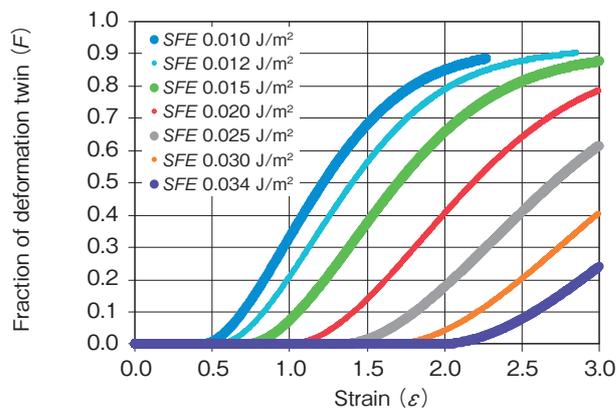


図5 各種積層欠陥エネルギーの合金における変形双晶分率-歪み曲線の計算結果 ($SFE: 0.01 \sim 0.034 \text{ J/m}^2, D=10 \mu\text{m}$)
Calculation results of the deformation twin fraction-strain curve in various stacking fault energy alloys. ($SFE: 0.01 \sim 0.034 \text{ J/m}^2, D=10 \mu\text{m}$)

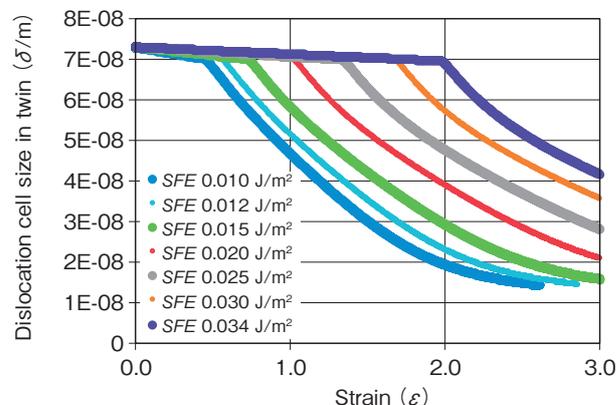


図6 各種積層欠陥エネルギーの合金における転移セルサイズ変化の計算結果 ($SFE: 0.01 \sim 0.034 \text{ J/m}^2, D=10 \mu\text{m}$)
Calculation results in the change of dislocation cell size in various stacking fault energy alloys. ($SFE: 0.01 \sim 0.034 \text{ J/m}^2, D=10 \mu\text{m}$)

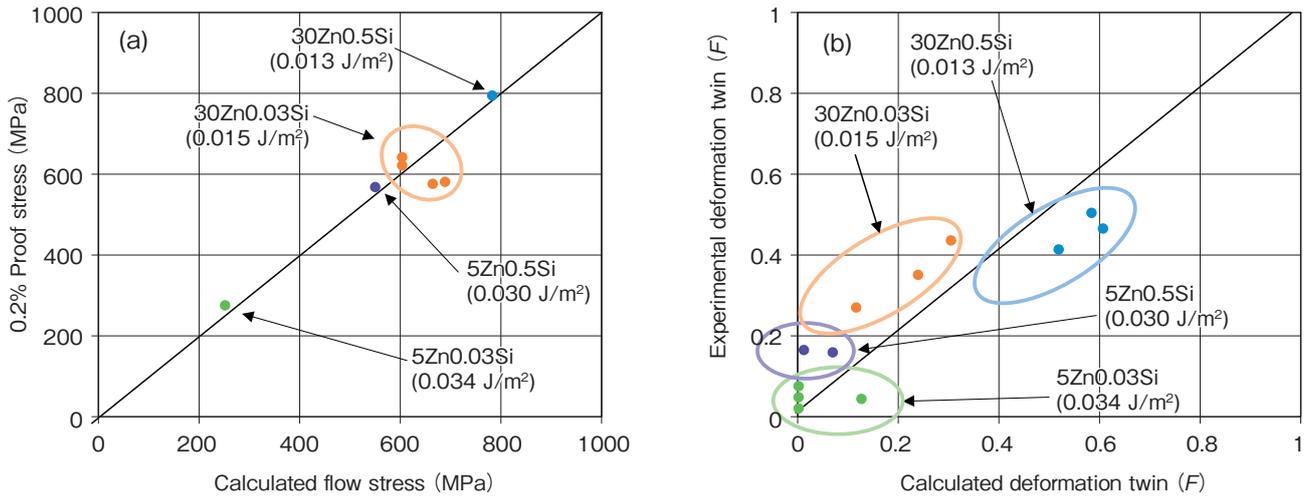


図7 歪み $\epsilon = 1.6$ の条件での (a) 強度特性および (b) 変形双晶分率の計算結果と実験結果との関係
Relationship between calculated and experimental results in (a) the strength property and (b) the fraction of deformation twin at the condition of strain $\epsilon = 1.6$.

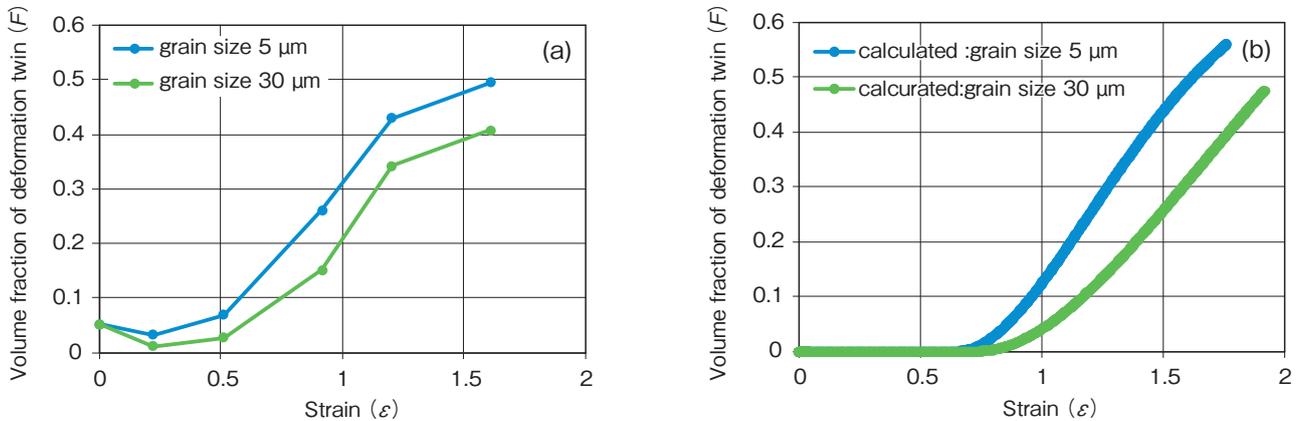


図8 積層欠陥エネルギー 0.015 J/m² の条件での (a) 実験評価と (b) モデル計算における変形双晶分率-歪み曲線 (Cu30%Zn0.03%Si 合金)
Fraction of deformation twin-strain curve in (a) the experimental evaluation and (b) the model calculation at the condition of stacking fault energy: 0.015 J/m² in Cu30%Zn0.03%Si alloy.

3.3.2 合金組成 (積層欠陥エネルギー), および初期組織の影響

図7に計算で得られた塑性歪 $\epsilon = 1.6$ における変形応力と塑性歪 $\epsilon = 1.6$ で実験的に加工した試料の0.2%耐力値, および変形双晶分率の計算値と実験実測値の対応について示す。なお, 同じ合金種で複数のデータがあるものは, 初期粒径, 加工温度の異なるものが含まれている。実験的な耐力値と計算値は良く対応していることが判る。また, 加工サンプルにおいて集合組織解析を行った変形双晶分率の算出値と計算によって得られた値を比較すると比較的良い対応関係が得られている。歪量1.6において, 積層欠陥エネルギーの差によって, 400 MPa以上の強度差が生じる結果となっており, 合金組成による影響が非常に大きいと考えられる。

図8に積層欠陥エネルギー 0.015 J/m²相当組成のCu30%Zn0.03%Si合金において, 異なる初期結晶粒径の条件にて, 変形双晶の生成状態の歪量依存性を実験値と計算値で対応させると, 粒径が大きくなるにつれて, 変形双晶形成が加速する歪量が大きくなることが確認された。本モデルにおいて, 変形双晶の形成過程や強度への寄与を評価することが可能であるとされる。図9には, 計算によって得られた変形応力と実験

的に得られた0.2%耐力値を対応させて示したが, 歪量1.6の加工歪でも, 初期結晶粒径の差で100 MPa程度の強度差が生じることが判る。

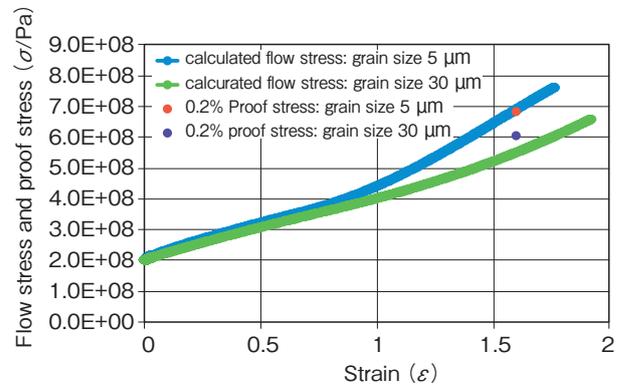


図9 Cu30%Zn0.03%Si合金における計算により求めた応力歪み曲線と歪み $\epsilon = 1.6$ の条件での耐力の実測値 (SFE: 0.013 J/m²)
Calculated Stress-strain curve and 0.2% proof stress evaluated experimentally at deformation strain $\epsilon = 1.6$ in Cu30%Zn0.03%Si alloy. (SFE: 0.013 J/m²)

図10には、Cu30%Zn0.5%Si合金において初期結晶粒径をより大きく変化した場合における変形双晶の形成過程への影響について評価した結果を示す。粒径が大きくなると、変形双晶の形成が抑制される効果が発現することが実験結果、ならびに計算結果の両面から確認できる。ただし、変形双晶形成過程に対する初期結晶粒径への依存性については、実験値と計算値で対応関係が異なる点も見られるため、より詳細な解析には、初期の結晶粒径だけではなく、集合組織の影響についても考慮する必要がある。

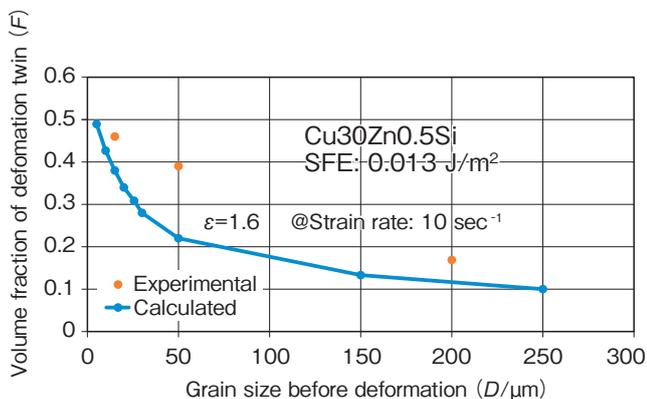
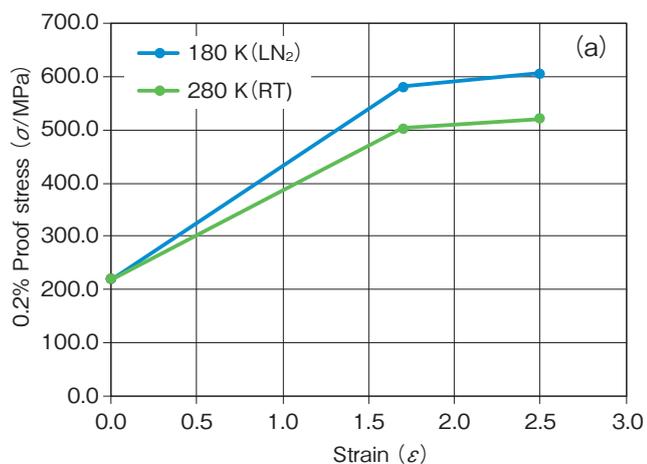


図10 Cu30%Zn0.5%Si合金の変形ひずみ条件における計算および実験評価結果で示される変形双晶の体積分率に対する変形前の結晶粒径の影響 (SFE: 0.013 J/m²)
The effect of the grain size before deformation to the volume fraction of deformation twin shown with calculated and experimentally evaluated results at the condition of deformation strain in Cu30%Zn0.5%Si alloy. (SFE: 0.013 J/m²)

3.3.3 加工条件の影響

図11に、積層欠陥エネルギー 0.030 J/m²相当Cu5%Zn0.03%Si合金において、室温と液体窒素冷却後取り出して (180 K相当) 圧延した場合の加工硬化特性の計算値と実験値の対応を示す。



室温圧延よりも液体窒素冷却圧延の方が加工硬化性に優れていることが実験的に確認され、計算値とも対応している。実験的な加工温度とモデル計算を行った際の加工温度の対応関係については、加工発熱の影響を考慮する必要があり、より精度を上げた検証は今後の課題となる。今回得られた結果では、加工温度の影響としては、歪量1.6において、実験値、計算値を踏まえると、60~80 MPa程度の強度差として表れている。

4. 考察

4.1 変形双晶形成を用いた組織制御と加工硬化性について

計算による変形応力変化挙動を示した図4、図9および図11を比較すると明らかなように、加工による強度変化に対して、最も大きな影響を及ぼしているのは、積層欠陥エネルギー、つまり、合金組成であると考えられる。しかしながら、その一方で、積層欠陥エネルギーが低い0.010 J/m²の合金は、歪量2.0を超えると、図6に示したように転位セルサイズが微細化臨界値の10 nmに近づくことによって、マイクロせん断帯の形成による歪の寄与が大きくなり、図5に見られるように、変形双晶の形成が抑制される傾向が見られている。これは、歪量2.0を超える大きな加工歪領域になると積層欠陥エネルギーの小さい材料において、組織的な制約を受け、加工硬化性が小さくなる可能性があることを示している。

また、初期結晶粒度の影響を例に取って考えると、粒径は、変形双晶のラメラ間隔に大きな影響を及ぼし、初期の結晶粒径を小さくすることで、変形双晶内の転位セルサイズの微細化が進みやすくなるため、同様に変形双晶やマイクロせん断帯の形成性に影響を与えているものと考えられる。このことは、合金組成や初期結晶粒径の因子が、強度特性に対して、単に相乗的に利いてくるわけではないことを示している。そこで、これらの影響を踏まえて、合金組成、加工初期組織状態をパラメータとした場合に、加工組織形成および強度特性の変化にどのような影響が及ぶのかを考察した。

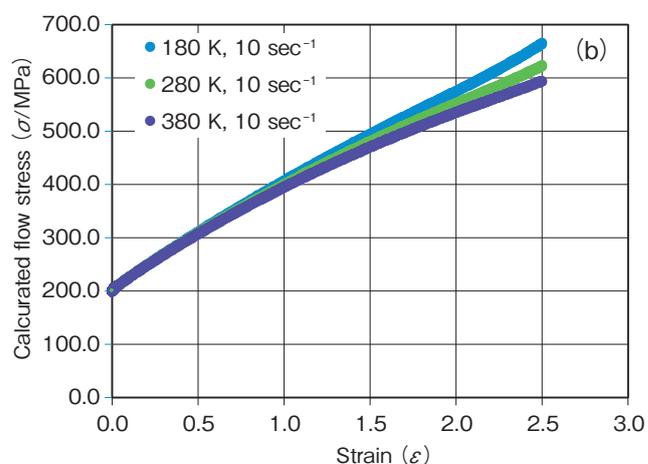


図11 Cu5%Zn0.03%Si合金の各種変形温度における積層欠陥エネルギー 0.034 J/m²の条件における (a) 実験評価と (b) モデル計算による応力-歪み曲線
Stress-strain curve in (a) the experimental evaluation and (b) the model calculation at the condition of stacking fault energy 0.034 J/m² in various deformation temperature in Cu5%Zn0.03%Si alloy.

4.2 変形双晶形成合金の組織制御の考え方について

図12は、積層欠陥エネルギーと初期結晶粒径が加工過程で変形双晶形成や転位セル組織の微細化や強度変化にどう影響するかを考察するためにモデル的に計算した結果を示している。高い積層欠陥エネルギー 0.03 J/m²をもつ、1 μm および 30 μm の初期粒径の材料に歪を加えていくと、初期粒径の小さい条件 (1 μm) では、歪量 ϵ が 2.5 にて、変形双晶の形成が 52% 程度まで進むのに対し、結晶粒径の大きな条件では、16% 程度までしか進まず、初期粒径が小さいほど、加工硬化によって高い強度が得られる結果となる。一方、積層欠陥エネルギーが 0.01 J/m² と低い場合、初期結晶粒度の小さい材料 1 μm を用いると、加工歪によって、変形双晶形成が低歪量状態から進行し、転位セルの微細化も低歪加工条件から進行するため、より低歪加工状態 ($\epsilon=1.6$) で高強度特性を得ることを期待できると考えられる。その一方で、高歪量領域の加工 ($\epsilon=2.5$) では、マイクロせん断帯形成とその多重化が優先的に起こるため、歪量に対する強度特性の変化は小さくなる。それらの傾向に対して、同じ積層欠陥エネルギーで初期結晶粒度の大きい材料 (30 μm) においては、変形双晶形成が活発になる歪量が、やや高い側にシフトするものの、結晶粒の粗粒化により形成する変形双晶ラメラ間隔が広がる効果で、転位セルの微細化は大きく緩和され、マイクロせん断帯の形成も高歪量領域にシフトするものと考えられる。結果として、 $\epsilon=2.5$ の高歪加工条件では、初期結晶粒の効果が、変形双晶分率、強度に対し、歪量 $\epsilon=1.6$ の段階と比較して逆転する結果が得られるため、初期結晶粒が大きい方が、より高い加工硬化性を得ることができる可能性がある。上記のように、加工による組織変化、強度変化を踏まえると、積層欠陥エネルギーが低い材料においては、高加工歪領域で、多重マイクロせん断帯の形成と変形双晶内の転位セルの微細化の競合が起こることで、特異的挙動が起こり得ることが示唆され、高加工歪状態での材料特性設計における重要因子となると考えられる。今後、本モデル計算を活用することで、合金組成、各種組織パラメータや加工条件を考慮した加工硬化型合金の最適な

組織設計条件を探っていく必要がある。

5. おわりに

1. 転位セルの微細化と変形双晶の導入に必要に変形応力のバランスを踏まえて決定される組織状態、ならびに、転位セル微細化限界により発生する加工変形限界がマイクロせん断帯の導入によって緩和される歪みモデルを考慮した加工組織計算モデルを構築した。
2. 本計算モデルにおいて、CuSiZn 合金組成、初期結晶組織、加工条件を考慮した計算を行い、実験結果との対応関係を調べた結果、良好な相関性が得られた。
3. 本計算モデルを用いることで、加工組織形成に及ぼす各種パラメータの影響が把握でき、加工硬化型の合金組成設計、および工程設計を進めるうえで、重要な知見が得られることが判った。

謝辞

本研究は、平成29年度NEDO「エネルギー・環境新技術先導プログラム／ヘテロナノ組織を活用した革新的“超”高強度銅合金の設計技術および製造技術の研究開発」によって実施したため、ここに感謝の意を表す。さらに、本研究を推進するにあたり、多くのご協力を頂いた東北大学多元物質科学研究所大谷博司教授、榎木勝徳助教、ならびに、大阪大学大学院工学研究科宇都宮裕教授に改めて感謝の意を示す。

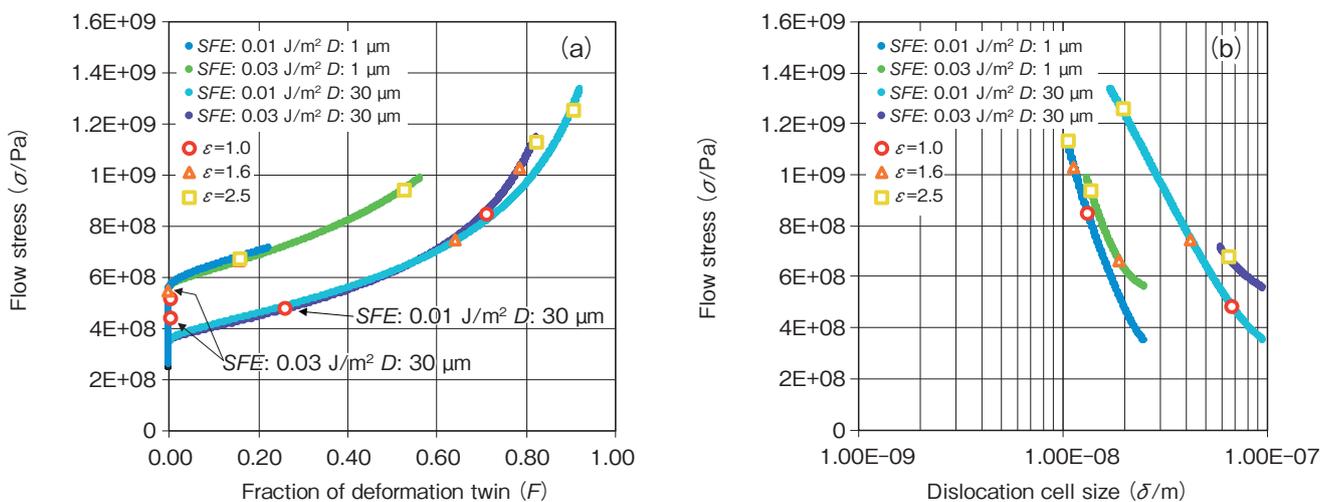


図12 積層欠陥エネルギー：0.01 J/m²および0.03 J/m²の条件での応力-変形双晶分率曲線 (a) および応力-転位セルサイズ (b) の計算結果
 Calculated results of (a) the stress-deformation twin fraction curve and (b) the stress-dislocation cell size at the condition of stacking fault energy: 0.01 J/m² and 0.03 J/m².

参考文献

- 1) H.Paul et.al: Metallurgical and Materials Transaction A, 35A (2004), 3781.
- 2) O.Bouaziz, N.Guelton: Material Science and Engineering A319-321 (2001), 246.
- 3) 木村宏：改訂材料強度の考え方，アグネ技術センター，東京，第5版，(2010)，318.
- 4) C.X.Huang, K.Wang, S.D.Wu, Z.F.Zhang, G.Y.Li, S.X.Li: Acta Materialia, 54 (2006), 655.
- 5) E.Nes, K.Marthinsen: Materials Science and Engineering A322 (2002), 176.
- 6) A.Rohatgi, K.S.Vecchio, G.T.Gray, III: Acta aterialia, 49 (2001), 427.
- 7) 大谷，榎木ら：NEDO成果報告書「ヘテロナノ組織を活用した革新的“超”高強度銅合金の設計技術および製造技術の研究開発」, 管理番号17100208-0 (2018).