

金属材料の曲げ変形におけるせん断帯と再結晶集合組織

Recrystallization Texture and Shear Band Formation in Bending of Metal Material

金子 洋*¹
Hiroshi Kaneko

森川 龍哉*²
Tatsuya Morikawa

田中 將己*²
Masaki Tanaka

井上 博史*³
Hirofumi Inoue

東田 賢二*⁴
Kenji Higashida

〈概要〉

金属材料の曲げ加工性に対する結晶方位の分布(=集合組織)を制御する効果と、そのメカニズムについて報告する。本研究ではまず、曲げ加工後の材料における結晶方位マップを詳細に解析し、せん断変形が表面から35～40°の面状の領域に集中することを明らかにした。曲げクラックはこのせん断帯に沿って発生しており成形性の重要な支配因子である。次に、被加工材の集合組織を制御することによってせん断帯の発達を抑制され曲げ加工性が著しく改善されることを見出した。これらのメカニズムは最小塑性仕事の原理を結晶の多重すべり変形に適用して考察することが有効で、せん断変形の角度やせん断変形が起きにくい結晶方位を矛盾なく説明することが出来た。

当社はインフラ、自動車、エレクトロニクスなどの多くの領域の事業を素材から手がけている。今回見出された金属材料の結晶状態を制御する新技術を更に多くの用途に展開し、設計自由度の向上や生産性の追求など、様々なお客様のご要望にお応えしていく。

1. はじめに

せん断帯は複数の結晶粒を貫通してせん断ひずみが集中した領域であり、その領域内では複数の結晶粒が協調的に変形し、マクロなひずみの大半はこのせん断帯によって担われる。このようなせん断帯の形成機構や役割に対しては多くの興味や注がれ様々な手法による研究がなされてきた。例えば、微視的な金属組織の詳細な解析^{1)～5)}、結晶学的な幾何学的軟化^{6)～8)}、連続体力学^{9),10)}、結晶塑性有限要素解析(CPFEM)^{11)～13)}などが挙げられ、対象材としては強圧延材料を用いた研究が多い。また、せん断帯の形成過程は双晶変形の起こりやすさや圧延集合組織などの材料特性によるところが大きい⁴⁾。

このせん断帯は圧延変形だけでなく曲げ変形した材料においても観察される。すなわち曲げ変形における試料表面は拘束を受けない自由表面のため、せん断変形がより起こりやすい。また、曲げ変形中に発生するクラックはせん断帯の内部に形成されるとともに、再結晶集合組織の影響を顕著に受けることが報告されている^{14)～16)}。従って、結晶方位の影響を含めた曲げ変形中のせん断帯の形成機構を明らかにする必要がある。

これまでの結晶塑性の研究から、変形におけるいくつかの素過程に対して結晶方位が影響することが知られている。1つ目に挙げられるのは、転位間相互作用と転位の蓄積形態である^{17),18)}。2つ目に交差すべりの起こりやすさ¹⁹⁾、そして3つ目にはすべり変形による結晶せん断の総和、いわゆるテイラー因子である^{20)～22)}。多くの場合これらの因子は交絡して起きており、変形挙動の方位依存性の機構解明を難しくしている。

そこで本稿では、上記の因子のうちテイラー因子の影響を積極的に調査するために、異なる再結晶集合組織を有する高濃度Cu-Ni-Si系合金^{23)～26)}を用いて、曲げ変形挙動とせん断帯形成に及ぼす優先方位の影響を調べた。また、不均一変形を表面形態の変化と関係づけながら詳細に観察するためにFE-SEM/EBSD法を用いた。

2. 実験方法

2.1 試料作製及び曲げ加工性評価

溶解鑄造と均質化熱処理を施したCu-Ni-Si系合金に熱間圧延と酸化膜除去のための面削を行った。化学組成を表1に示す。この合金から冷間圧延と熱処理によって厚さ0.2 mmの薄板を作製し、溶体化熱処理と時効析出熱処理により供試材とした。試料作製条件を調整することによって再結晶集合組織の異なる4種類の供試材を作製した。CuK α 線を用いたSchulzの反射法による $\{111\}$ 、 $\{100\}$ 、 $\{110\}$ X線回折極点図を試料表面から取得し¹⁶⁾、それに基づいて展開次数22次のODF解析を行った。

本稿は日本金属学会発行のMaterials Transactions, vol. 58 No. 2 (2017)に掲載され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 九州大学 工学研究院 材料工学部門

*3 大阪府立大学大学院 工学研究科 マテリアル工学分野

*4 佐世保工業高等専門学校

表1 試料の化学組成 (mass%)
Chemical composition of samples (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] No.1-4	3.76	0.89	0.51	0.15	0.20	0.09	Bal.

溶体化熱処理中に再結晶するため、曲げ変形前の転位の密度は十分に小さいと考えられる。また、平均結晶粒径は双晶境界を含めて粒界をカウントした切断法により測定し、No.1～4及び2.3Ni合金についてそれぞれ3.7 μm, 4.0 μm, 3.8 μm, 3.5 μm, 4.6 μmとほぼ同等であった²⁷⁾。また、各供試材における析出物の分布状態を同等にするため、溶体化及び時効熱処理は4種の試料で同じ条件とした。このようにNo.1～4の試料は、変形挙動に及ぼす再結晶集合組織の影響のみを評価することが可能である。曲げ試験は、図1(a)に示す金型を用いたW曲げ加工により実施した。曲げ半径Rは0, 0.1, 0.2, 0.3, 0.4 mmの5水準で実施し、表面の曲げひずみを制御した。曲げ半径が小さいほど、大きな曲げひずみに対応する。以下、曲げ条件は0R, 0.4Rなどのように示す。図1(b)に示すように試料座標系は、1: 曲げ長手方向(LD), 2: 曲げ幅方向(曲げ軸方向)(TD), 3: 試料表面方向(ND)の直交座標系とした。曲げ変形の長手方向は試料作製における圧延方向に平行とした。試験片の幅は10 mm、厚さは0.2 mmとし、板厚に対して幅が充分に広いために幅中央部での幅方向の収縮は無視できる²⁸⁾。

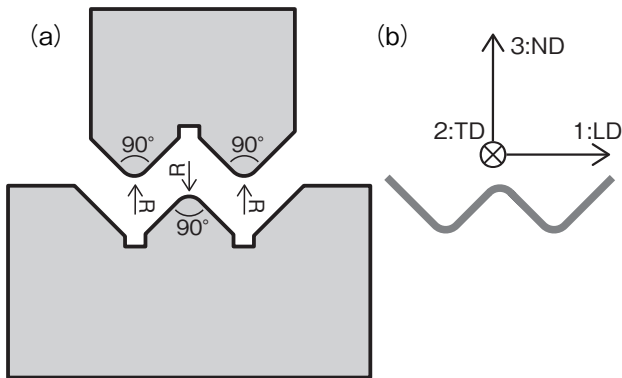


図1 (a) 90° W曲げ試験に用いたプレス金型、(b) 曲げ加工後の試験片における試料座標系
(a) Press metal die used in the 90° W-type bending test and (b) sample coordinate system in the bending sample.

引張試験は、JIS-13号B試験片によりひずみ速度 $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の条件で、室温で実施した。引張軸方向は供試材作製工程の圧延方向と平行とした。

2.2 FE-SEM/EBSD法によるせん断帯の解析

曲げ変形後の変形組織と結晶方位は、電界放出形走査電子顕微鏡に付属した後方散乱電子回折(FE-SEM/EBSD)によって観察した。観察面は曲げ頂点近傍のTD断面であり、断面出しによる加工変質層を除去するために、最終段階でアルゴンイオ

ン照射を行った。EBSDの測定ステップは0.1 μmとした。CI値が0.05以下の測定点は信頼性が低いと見なし²⁹⁾、後述する方位マップとImage Quality (IQ)マップの中で黒色で示した。また、これらのマップの中でせん断方向と直交する結晶粒界をマーカーとして用いることにより、局所的なせん断変位を測定した。IQは菊池パターン of 鮮明度の指標であり格子がひずむほど低下するため、格子ひずみの分布の定性的な評価に用いた。一方で、IQは結晶方位や表面のわずかな凹凸によっても低下するため、方位マップの情報と併せて格子ひずみの状況を判断した。

平面ひずみと2種類のせん断ひずみはDillamoreら⁶⁾にならって、図2に示すようにせん断をpositive及びnegativeの2種類で定義し、せん断方向と長手方向のなす角度をβとする。

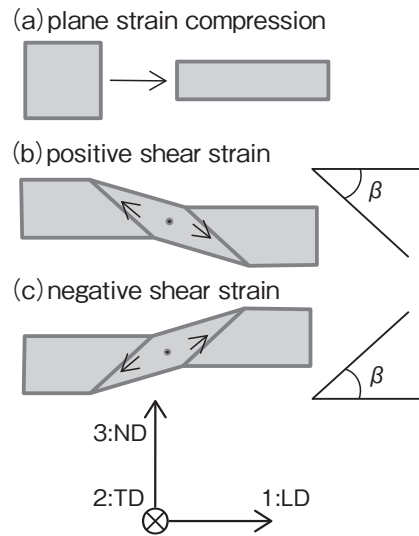


図2 TDから見た模式図によるひずみモードの定義
(a) 平面ひずみ圧縮、(b) positive方向のせん断ひずみ、(c) negative方向のせん断ひずみ
Definition of strain mode in the schematic viewed from the TD: (a) plane strain compression, (b) positive shear strain, and (c) negative shear strain.

3. 実験結果

3.1 結晶方位分布関数(ODF)による再結晶集合組織

図3(a)～(e)にはそれぞれ試料No.1～4及び2.3Ni合金の変形前のODF解析の結果を示す。Euler角表記はBunge法に従った。各図は右下の図に示すように横軸にφ₁、縦軸にΦをとったφ₂断面をφ₂が5°おきに並べて表示しており、右下の図中には主たる結晶方位に対応したEuler角も併せて示す。

図3(a)に示すように、No.1ではCube方位{001}<100>が強く発達しR方位{231}<346>が共存している。また、図3(c)に示すようにNo.3ではBR方位{362}<853>及びRDW(RD-rotated Cube)方位{012}<100>が発達している。図3(b)に示すように、No.2にはNo.1とNo.3に見られた4種類の方位成分が発達している。また、図3(d)と図3(e)に示すように、No.4と2.3Ni合金は方位密度の最大値が4でありランダム集合組織である。

なお、上記の4種の方位成分はいずれも銅合金の再結晶材で一般的に見られる方位である^{30)～32)}。

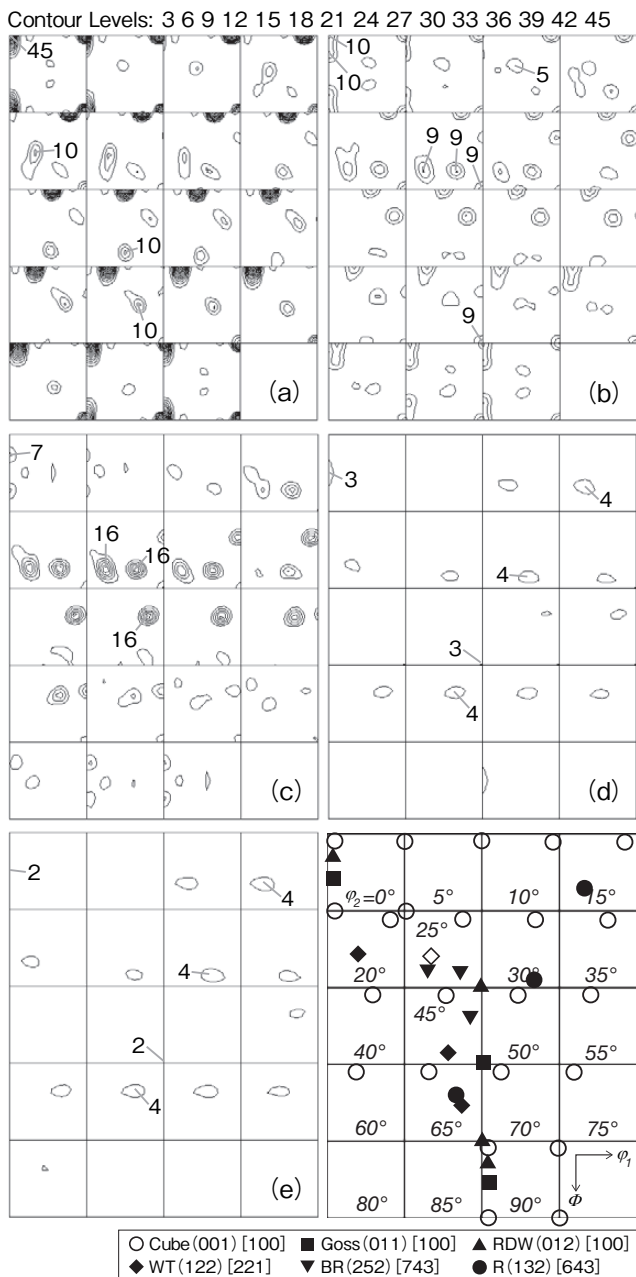


図3 ODF解析
(a) No.1, (b) No.2, (c) No.3, (d) No.4, (e) 2.3Ni合金
右下に集積が認められる結晶方位成分の Euler 角を示す
Orientation distribution function (ODF) analysis:
(a) No.1, (b) No.2, (c) No.3, (d) No.4, and (e) the 2.3%
Ni-alloy. Euler angles of the typical texture component
are displayed at the bottom right of the figures.

3.2 再結晶集合組織が応力-ひずみ曲線と曲げ加工性に与える影響

図4に試料No.1～4と2.3Ni合金の応力-ひずみ関係を示す。図中にはタフピッチ銅 (TPC) の結果も示している。

No.1～4の各試料で弾性限の傾きは異なるが³³⁾、塑性流動応力はほぼ同じだった。2.3Ni合金と比較すると、3.8Ni合金の降伏強度はいずれも約100 MPa高く加工硬化率もやや高い。また、Cu-Ni-Si系合金の降伏強度及び加工硬化率はタフピッチ銅よりも高く、これは主に微細な析出物の効果によるものと考えられる。破断ひずみは5種類のサンプルで0.14から0.15と同等であり、ほぼ均一伸びに対応していた。

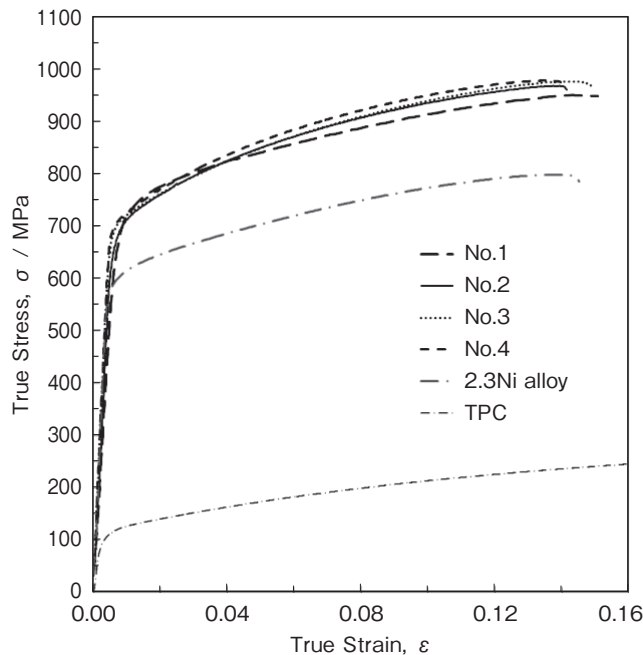


図4 単軸引張試験による真応力-真ひずみ線図 (比較のためにタフピッチ銅 (TPC) も示す)
Stress-strain curves from the uniaxial tensile test.
Tough-pitch copper (TPC) is shown for comparison.

表2には、光学顕微鏡によりNDから曲げ表面を観察して得た性状を各試料についてまとめて示す。

0R及び0.1RではNo.3とNo.4において大きなクラックが確認されたのに対しNo.2では小さなクラック、No.1ではクラックのない状態だった。特にNo.1は強度の低い2.3Ni合金よりも良好な曲げ加工性を示した。クラックの有無とその大きさによって判断される曲げ加工性の序列は、良い順にNo.1 > 2.3Ni alloy > No.2 > No.4 > No.3となった。このことから、BR方位の増加と曲げ加工性の劣化には相関が認められ、曲げ加工性は引張試験における破断伸びの大きさとは関連せず、集合組織によって大きく変化した。

表2 曲げ試験後の表面の光学顕微鏡による観察結果 (FE-SEM/EBSDによってTD断面から組織観察した条件を下線で示す)
Bent surface observations. Conditions observed with the FE-SEM/EBSD are underlined.

	0R	0.1R	0.2R	0.3R	0.4R
No.1	good	good	good →EBSD	good	good →EBSD
No.2	crack	crack	good	good	good
No.3	large crack	large crack	large crack	crack	good
No.4	large crack	crack →EBSD	crack	crack	good →EBSD
2.3Ni alloy	crack	good	good	good	good

図5(a)～(e)はそれぞれ試料No.1～4及び2.3Ni合金を0Rで曲げ加工した後にTD断面出しを行い、光学顕微鏡によって観察した結果である。右下の低倍像は曲げ試験片の断面全体を示しており、図中白破線で囲った領域が(a)～(e)の各図の観察視野である。

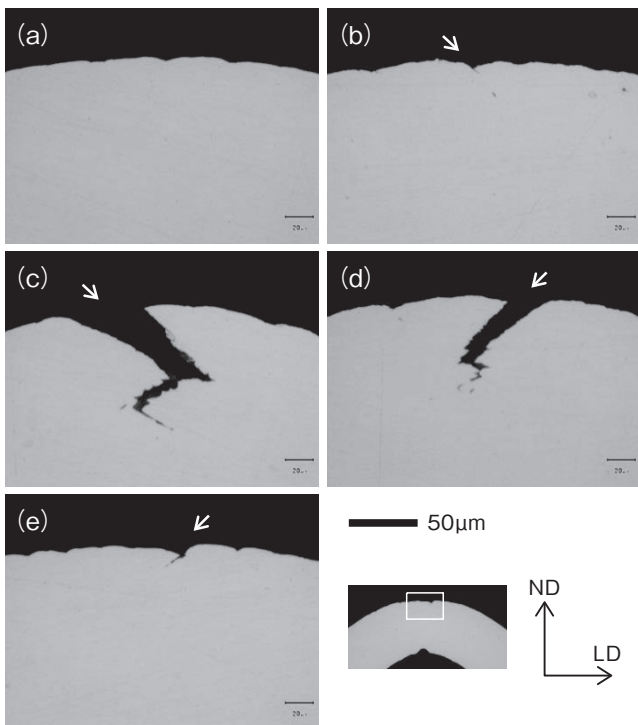


図5 0R曲げ試験後の曲げ幅中央位置のTD断面から観察した曲げ頂点近傍の試験片形状 (a) No.1, (b) No.2, (c) No.3, (d) No.4, (e) 2.3Ni合金 (白い矢印はクラックを示す) Forms after the 0R bending test on the TD cross section at the central part of the sample's width: (a) No.1, (b) No.2, (c) No.3, (d) No.4, and (e) the 2.3% Ni alloy. White arrows indicate the cracks.

No.1は表面に僅かなしわが見られるものの良好な表面状態であった。一方、図5(c)及び(d)に示されるように、No.3とNo.4では大きなクラックが形成されていた。No.2と2.3Ni合金では小さなクラックが発生するにとどまっていた。曲げ加工性が再結晶集合組織によって顕著に異なることが、この観察結果からもよく分かる。

表面からのクラックの形状は図中の白矢印で示すように直線的で、いずれの試料も結晶粒径が数ミクロンであることを考慮すると、粒界に沿ったものではなかった。また、クラックの角度は表面から35～40°であった。

3.3 EBSDによるランダム集合組織を有する試料の変形組織観察

結晶方位が異なるにも関わらず複数の結晶が協調的にせん断変形する過程を観察するために、まずランダム方位を有するNo.4を観察した。図6(a)～(c)は、0.4Rで曲げ試験したサンプルより得たものであり、それぞれLDへの結晶方向マップ、TDへの結晶方位マップ及びIQマップを示す。図6(b)における矢印の対と下線付きの斜体字は、粒界のずれ(段差)から求められた局所的なせん断の向きと変位量(単位:µm)である。このような局所的なせん断は、視野中16カ所で確認され0.3-0.9µmの変位量であった。それらの中で図6(a)中に示す幅中央上部のgrain-Aから右下grain-Bまでの領域に着目すると、grain-Aの左上の表面で発生したとの考えられるせん断がgrain-Aを右下へ斜めに横断し、grain-Bとの間の結晶粒や短い粒界を横切りgrain-Bへ到達し、grain-Bの中ほどまで伸びている様子が分かる。また、A、Bの両結晶粒内のせん断領域では、LDへの

結晶方向を表す色がgrain-Aでは紫から水色へ、grain-Bではピンクから薄い黄色へと変化しているのに対し(図6(a)), TDへの結晶方向は変化していない様子が分かる(図6(b))。これは、せん断領域がTDを軸として結晶回転していることを表しており、過去に観察されたせん断帯の特徴と一致する。このように、複数の結晶粒を貫通したせん断帯が、小さな曲げひずみの段階から形成されていた。更に、図6(c)のIQマップにおける黄色矢印で示したのは表面の段差であり、図中で暗いバンド状コントラストを呈しているせん断帯が表面に到達している位置に対応している。これらのせん断帯の方向βは36°だった。

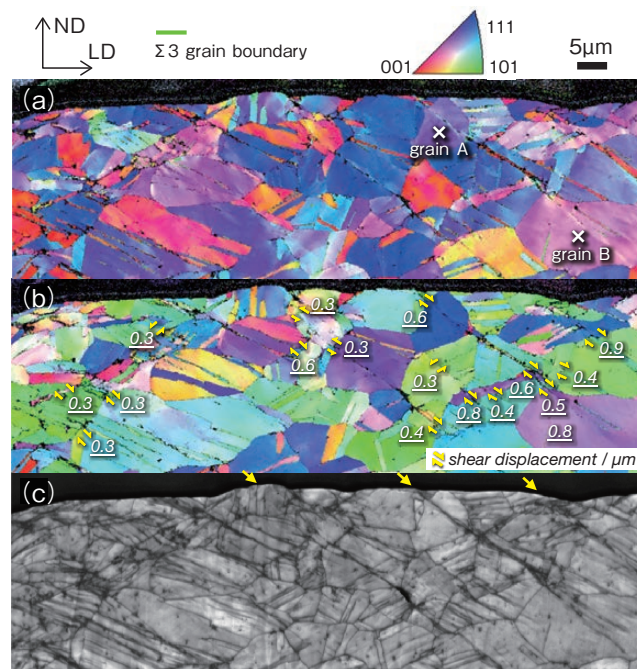


図6 No.4の0.4R曲げ試験後のFE-SEM/EBSD観察結果 (a) LDに対する結晶方向マップ(×はgrain-Aとgrain-Bを示す), (b) TDに対する結晶方向マップ(平行な矢印の組と下線の数値はせん断方向とせん断変位量をそれぞれ示す), (c) イメージオリエンティマップ(黄色の矢印はせん断帯による表面のステップを示す) FE-SEM/EBSD image of sample No. 4 after the 0.4R bending test: (a) crystal direction map in the LD, (b) crystal direction map in the TD, and (c) image quality map. The "x" in (a) indicates grains A and B. The set of arrows and the underlined numbers in (b) indicate the shear direction and the shear displacement, respectively. The yellow arrows in (c) indicate the surface steps formed by the shear bands.

図7(a)～(c)は0.2Rで曲げ試験したサンプルより得たそれぞれLDへの結晶方向マップ、IQマップ及び光学顕微鏡像を示す。図7(a)のn領域においては、変形前には平行な直線である双晶境界をマーカとして用いると、変形後に曲率を有していることからnegative方向のせん断帯が形成されたことが分かる。この粒界の曲がりから見積もられるせん断帯の幅は約5µmだった。また、p領域においては多数の結晶粒界に段差が生じていることから、positive方向のせん断帯が形成されたことが分かる。段差が形成している領域の幅からせん断帯の幅は約5µmと見積もられた。n領域において、クラックを挟んで同じ結晶方位を示す結晶粒の組み合わせが複数見られた。このこ

とから、 n 領域のせん断帯の内部においてモード2クラックが形成したことが分かる。

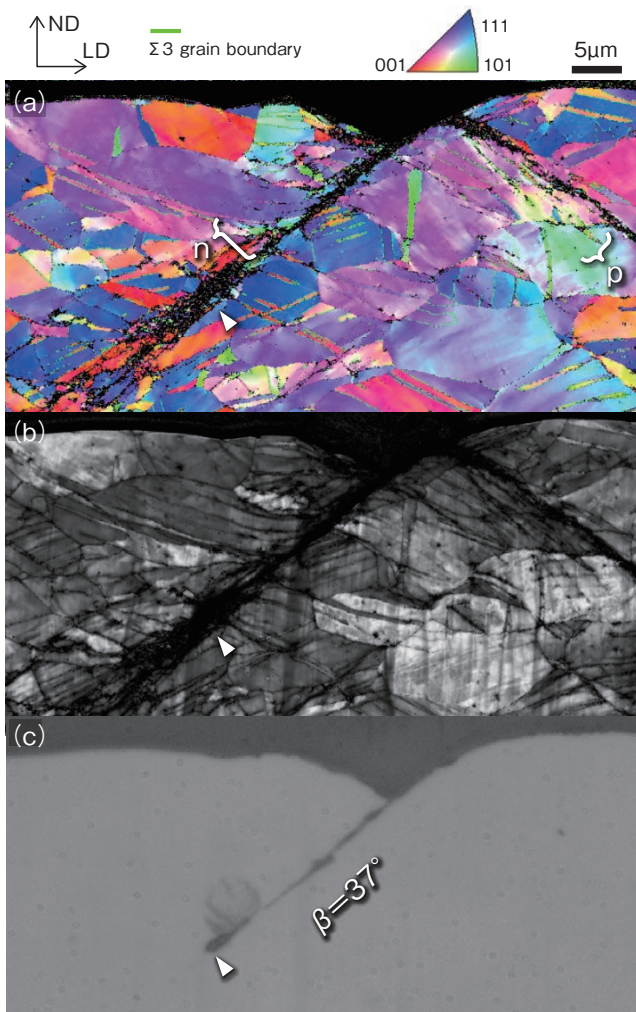


図7 No.4の0.2R曲げ試験後のFE-SEM/EBSD観察結果 (a) LDに対する結晶方向マップ(“n”と“p”はnegative方向とpositive方向のせん断帯をそれぞれ示す), (b)イメージクオリティマップ, (c)光学顕微鏡像(白い三角形はクラックの終点を示す)
FE-SEM/EBSD images of sample No.4 after the 0.2R bending test: (a) crystal direction map in the LD, (b) image quality map, and (c) optical microscope image. White triangles indicate the end point of the crack. The “n” and “p” in (a) indicate the negative and positive shear bands, respectively.

図8は、図7に示した2方向のせん断帯が表面と交差した領域を拡大して画像を処理することにより、破壊直前の状態を解析したものである。クラックで分割された左上の箇所のうち黄色破線で囲った領域を切り取り (a)、クラックに沿ってそれを表面方向へ平行移動させた (b)。図8 (b) より、破壊直前には深さが約4 μm で、底が角張った溝が形成されていたことが分かる。すなわち、この凹部はnegative方向とpositive方向の2つのせん断帯によって生じ、これが更なる応力集中点として作用したことによって、最初に形成された約5 μm 幅のせん断帯の内部に、より狭幅のせん断帯が形成されたことが分かる。そして、そのせん断変形の局所集中がクラックの形成の引き金になったことが分かる。

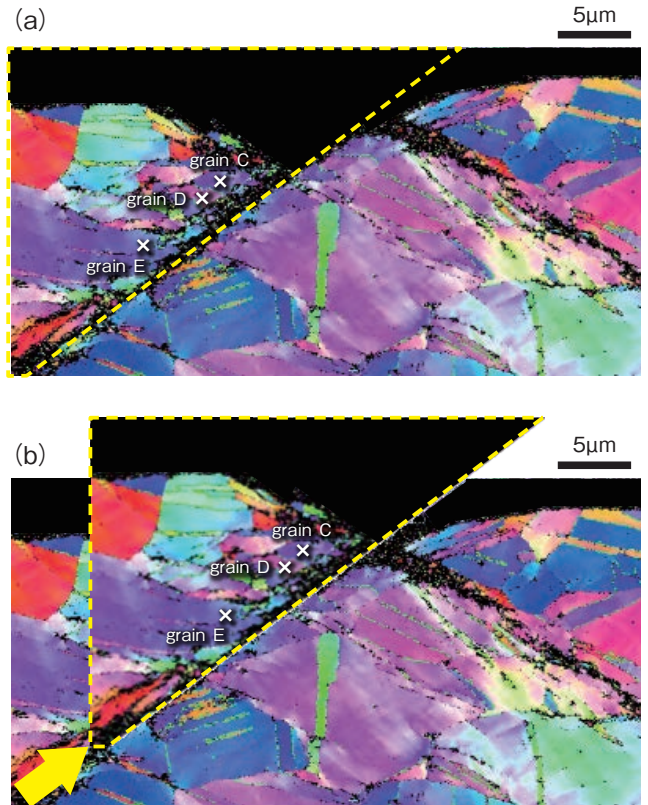


図8 (a) 図7のクラック近傍の拡大図(クラックより左上を黄色の破線で囲んでいる。×印はそれぞれ、grain-C、grain-D、grain-Eを示している), (b)クラックをもたらししたせん断変位が起こる前の状態を示す(黄色の矢印のベクトルだけ (a) 中の黄色破線で囲んだ領域を平行移動させた)
Enlarged image near the crack in Figure 7 demonstrating the state before the displacement due to shear banding with generation of a crack. The yellow arrow indicates the vector of parallel moving of the cropped area surrounded by yellow dashed line. The “x” indicates grains C, D, and E.

このように、局所的なせん断変形とそれによる表面形態の変化は連動して起きていた。これまでにも、クラックが観察される箇所にpositive及びnegativeの2方向のせん断帯が典型的に観察されている^{11), 15)}。このようなせん断帯及びクラックの形成過程を模式的に図示したのが図9である。まず、局所的なせん断変形が起き [i]、それらが試料表面に形成した段差が表面における最初の応力集中点となる [ii]。これを起点として、新しいせん断変形が誘発され [iii]、表面における溝の形成が応力集中を増加させる [vi]。そして、大量のせん断変形を担ったせん断帯によってモード2クラックが引き起こされる [v]。このように、局所的なせん断変形によって表面に一旦生じた段差や溝が新たなせん断帯の形成や先鋭化、そしてそれに続くクラックの生成を促すことが分かった。

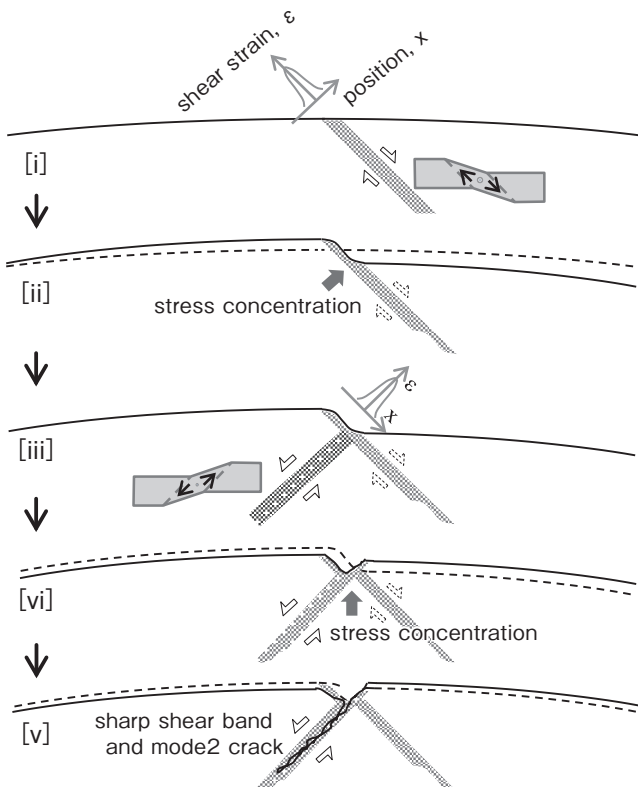


図9 曲げ変形の進行に伴う塑性流れと表面形状の変化の模式図
Schematic diagram of the plastic flow and the surface shape change during bending. [i]-[v] present the progress of bending.

3.4 EBSDによるCube方位が発達した試料の変形組織観察

図10 (a), (b) はそれぞれ、0.4R条件で曲げ加工した後のLDへの結晶方向マップとIQマップである。図中の多くの粒が赤色を呈しておりCube方位が発達した集合組織を有していることと対応している。対の矢印と下線付きの斜体字は、図6 (b)と同じ方法でせん断の向きと変位量を示している。図より、試料No.1における明瞭な局所せん断は3カ所とNo.4に比べて非常に少ないことが分かる。

図11 (a) ~ (c) はそれぞれ、0.2R条件で曲げ加工した後のLDへの結晶方向マップ、TDへの結晶方向マップ及びIQマップである。大きな曲げひずみに対して、せん断帯及び表面凹凸はNo.4と比べて非常に少なく、特にCube粒では局所的せん断が見られなかった。さらに、IQマップにおいても図5 (c) や図6 (b) で見られたような各粒で起きたせん断変形の粒をまたいだ連結が見られなかった。また、曲げ変形が進行しても、Cube方位近傍の結晶方位はTDまわりの分散を伴いながら維持されていた。

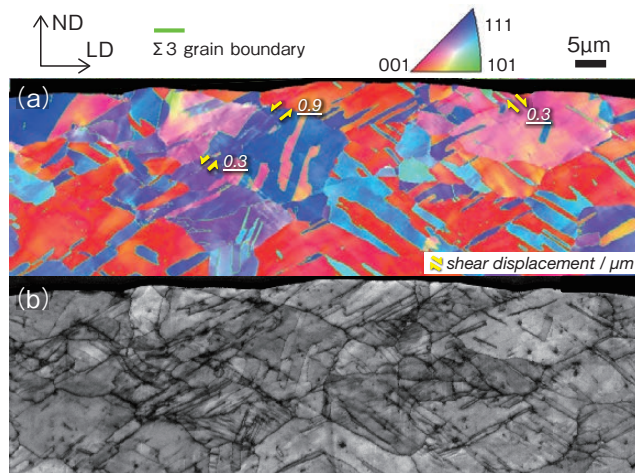


図10 No. 1の0.4R曲げ試験後のFE-SEM/EBSD観察結果
(a)LDに対する結晶方向マップ(平行な矢印の組と下線イタリックの数値はせん断方向とせん断変位量をそれぞれ示す), (b)イメージオリティマップ
FE-SEM/EBSD images of sample No.1 after the 0.4R bending test: (a) crystal direction map in LD and (b) image quality map. The set of arrows and the underlined numbers in (a) indicate the shear direction and shear displacement, respectively.

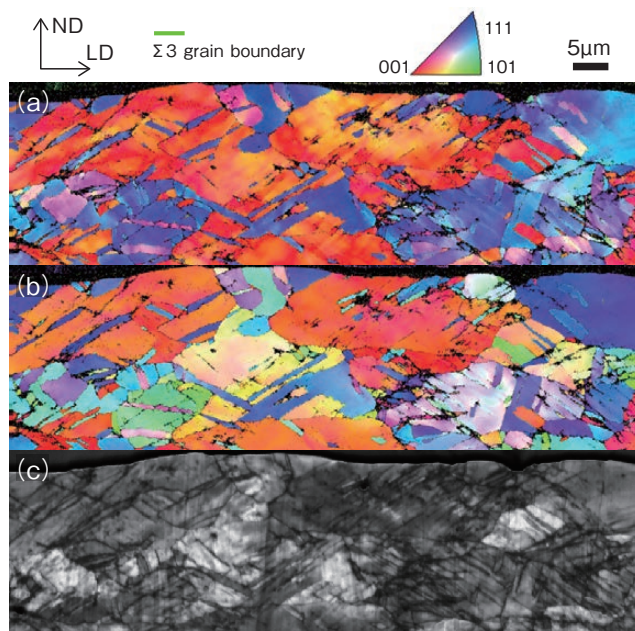


図11 No.1の0.2R曲げ試験後のFE-SEM/EBSD観察結果
(a)LDに対する結晶方向マップ, (b)TDに対する結晶方向マップ, (c)イメージオリティマップ
FE-SEM/EBSD observation of sample No.1 after the 0.2R bending test: (a) crystal direction map in the LD, (b) crystal direction map in the TD, and (c) image quality map.

4. 考察

4.1 平面ひずみ圧縮とせん断ひずみの両方のひずみモードを想定したテイラー理論による考察

本研究で曲げ加工性はせん断帯を含む不均質変形と関係し、それは結晶方位分布の影響を強く受けることが実験的に明らかにされた。せん断帯の形成条件を考察するために、変形モードが平面ひずみ圧縮モードからせん断ひずみモードへの切り替わりやすさの指標としてテイラー因子 M を用いた。速度勾配テンソル L は以下のとおりである。

$$L^{pla} = d\dot{\epsilon} \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{pmatrix} \text{ for plane} \quad (1)$$

$$L^{shear-posit} = d\dot{\epsilon} \begin{pmatrix} 1 & 0 & -\tan\beta \\ 0 & 0 & 0 \\ \cot\beta & 0 & -1 \end{pmatrix} \text{ for positive shear} \quad (2)$$

$$L^{shear-nega} = d\dot{\epsilon} \begin{pmatrix} 1 & 0 & \tan\beta \\ 0 & 0 & 0 \\ -\cot\beta & 0 & -1 \end{pmatrix} \text{ for negative shear} \quad (3)$$

この L におけるひずみ速度テンソル D は $\{111\}\langle 110 \rangle$ すべり変形の線形結合であるとし、

$$D = \sum_i \dot{\gamma}^{(i)} \left[\frac{1}{2} (s^{(i)} \otimes m^{(i)} + m^{(i)} \otimes s^{(i)}) \right] \quad (4)$$

ここで、 $\dot{\gamma}^{(i)}$ はすべり速度、 m はすべり面の法線ベクトル、 s はすべり方向である。適用する full constraint (FC) モデルでは、5 個以上のすべり系が同時に活動する仮定している。式 (4) を満足する活動すべり系の組み合わせの中で、すべりのせん断の総和が最小となるものをテイラー因子として採用した²⁰⁾。

$$M = \min \left(\sum_i |d\dot{\gamma}^{(i)}| \right) / d\dot{\epsilon} \quad (5)$$

このとき、流動応力 σ は臨界せん断応力 τ を用いて、

$$\sigma = M \cdot \tau \quad (6)$$

である。Cu-Ni-Si 系合金においては τ の結晶方位依存性は小さいと考えられるので、流動応力と塑性仕事に及ぼす M の影響について考察する。

まず、いくつかの結晶粒について L^{pla} に基づく M^{pla} と、 L^{shear} に基づく M^{shear} を求めた。その計算に採用した結晶粒はランダム方位である No. 4 から選んだ。図 12 (a) には図 6 (a) 中に示された grain-A、B について、図 12 (b) には図 8 で示された grain-C、D、E について β の関数として M^{shear} の計算結果が示されている。また、 M^{pla} の計算結果は点線で示されている。ここでは、せん断変形を開始したときの結晶方位として図 6 (a) 及び図 8 において × 印で示したせん断帯近傍の位置における結晶方位を用いた。

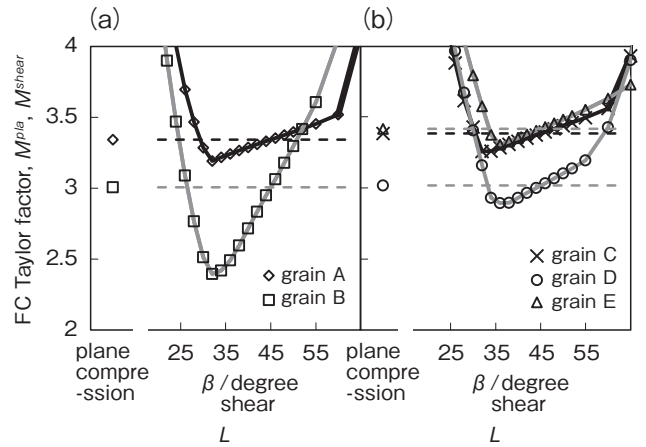


図 12 ひずみモードと FC テイラー因子 MFC の関係 (点線は各結晶粒の平面ひずみ圧縮のひずみモードによる値 M^{pla}) (a) grain-A 及び B, (b) grain-C, D および E Relationship between the FC (full constraint) Taylor factor and strain mode: (a) grains A and B and (b) grain C, D, and E. Dashed lines indicate the values of M^{pla} .

図 12 (a) に示すように、grain-A、B では結晶方位の違いに応じて、 M^{pla} と M^{shear} の値が大きく異なることが分かる。一方、両結晶粒において M^{shear} が M^{pla} よりも低くなる共通の β の範囲がいずれも $\beta = 30-40^\circ$ にあった。これは、せん断変形が $30-40^\circ$ 方向に比較的起こりやすいことを示す。特に、 $\beta = 32-36^\circ$ の範囲においていずれの結晶粒でも M^{shear} は特に低い。

この計算結果は、この両結晶粒を貫通して 36° 方向にせん断帯が発達していた観察結果 (図 6) と良く対応する。図 12 (b) でも同様の結果を示している。すなわち、grain-C では $\beta = 31-44^\circ$ の範囲で、grain-D 及び grain-E では $\beta = 33-44^\circ$ の範囲でせん断変形が比較的起こりやすい。特に M^{shear} が低い共通の角度は 36° である。この角度は、これら 3 つの結晶粒を貫通するせん断帯及びクラックが 37° 方向に発達していた実験結果 (図 7) と良く対応する。

集合組織がランダムであったとしても、隣接する複数結晶粒においてすべりの総和の観点から有利な共通の変形モードが存在し、それによってこれらの結晶粒を貫通するせん断帯が形成されたと考えられる。

次に、曲げ変形の進行に伴う結晶方位分布の変化は顕著でないとして、今回の曲げ試験を行った試料に含まれる再結晶集合組織成分について M^{plane} と M^{shear} を計算した。

Cube 方位及び RDW 方位の近傍の方位では $M^{pla} \approx M_{min}^{shear} \approx 2.5$ であり、二つの変形モードのテイラー因子が同等で、かつ非常に低い値であった。これらの計算結果はせん断変形が有利でないことを示す。これは、No.1 においてせん断帯が形成し難く、良好な曲げ加工性を有していた理由と考えられる。

一方、曲げ加工性の劣化と相関が見られた BR 方位については $M^{pla} = 3.8$ 、 $M_{min}^{shear} = 3.3$ であった。これは、この方位ではせん断変形が比較的有利であり、BR 方位が高集積した No.3 において大きなクラックが形成されていた原因と考えられる。

R 方位については、 $M^{pla} = 3.5$ 、 $M_{min}^{shear} = 3.4$ であり、本考察方法による変形モードの選択に関して、中間的な位置づけであった。

最後に、全結晶粒の M^{plane} 平均値である $\overline{M^{pla}}$ を ODF 解析の係数を用いて¹⁶⁾ 求めた。No.1 ~ 4 の各試料における値はそれぞれ、3.08, 3.22, 3.33 及び 3.29 であった。 $\overline{M^{pla}}$ が小さいほど、曲げ加工性が良い相関が認められる。 M^{pla} が相対的に M^{shear} よりも低いために、せん断帯の形成が抑制されたと考えられる。このように、 L^{pla} と L^{shear} を仮定した FC テイラー理論によって一連の実験結果を解釈することができた。

4.2 変形に伴うミクロ組織の発展及び流動応力に影響を及ぼす因子に関する今後の課題

さて、上記の考察において必ず速度テンソル D は、すべり変形のみによって担われていると仮定した。しかし一方で、粒内の方位勾配の形成も EBSD で明瞭に観察された。この観察結果は、 D の一部が幾何学的に必要な転位 (geometrically necessary dislocations: GNDs) によって担われていることを示す。この GN 転位の存在は、格子の湾曲や捻れを通じて流動応力の上昇を引き起こすとともに³⁴⁾、FC 条件で想定されるよりもすべりの総和が減少していることに対応する³⁵⁾。現時点で GN 転位密度の明らかな結晶方位依存性は認められないものの、より厳密にはこの影響についての検討が必要である。

さらに、せん断帯内部においては動的な回復や析出物形態の変化などに伴って、(6) 式の τ が変化している可能性がある。本研究で考察したマクロスコピックな変形解析に、すべり抵抗に及ぼすマイクロストラクチャーの影響を含めていくことが今後の課題である。

5. おわりに

複数の再結晶集合組織を有する高濃度 Cu-Ni-Si 系合金を用いて、曲げ変形における不均質変形及びそれに続くクラックの形成機構と集合組織の関係を検討した。

- (1) 集合組織がランダムの場合では、小さな曲げひずみの段階からせん断帯が形成されていた。せん断に伴う表面形態の変化はクラックの起点となっていた。また、クラックはせん断帯を伝播していた。
- (2) Cube 方位を強く発達させた場合では、せん断帯とそれに伴う表面起伏は顕著に抑制されていた。ランダム集合組織を示す 2.3Ni 合金と比べると、流動応力が 20% 以上高いにもかかわらず、より良好な曲げ加工性を示した。このような集合組織の制御は、高い強度と良好な曲げ加工性を両立するための有用な技術である。
- (3) せん断帯の形成に対する結晶方位の影響について、平面ひずみとせん断ひずみの両方を仮定したテイラー理論によって考察した。集合組織がランダムであっても、複数の結晶粒には共通の有利なせん断変形モードが存在し、せん断帯をもたらしていた。Cube 方位と RDW 方位はせん断の抑制に有効であるのに対し、BR 方位は不利であることが明らかとなった。

参考文献

- 1) T. Noda: Bull. Jpn. Inst. Met., 19 (1980), 638-644.
- 2) K. Morii, H. Mecking and Y. Nakayama: Acta Metall., 33 (1985), 379-386.
- 3) T. Morikawa, D. Senba, K. Higashida and R. Onodera: Mater. Trans. JIM, 40 (1999), 891-894.
- 4) 東田賢治, 森川龍哉: 鉄と鋼, 94 (2008), 576-581.
- 5) T. Morikawa and K. Higashida: Mater. Trans., 51 (2010), 620-624.
- 6) I. L. Dillamore, J. G. Roberts and A. C. Bush: Metal Sci., 13 (1979), 73-77.
- 7) P. Van Houtte, J. Gil Sevillano and E. Aernoudt: Z. Metallk., 70 (1979), 426-432, 503-508.
- 8) G. R. Canova, U. F. Kocks and M. G. Stout: Scripta Metall., 18 (1984), 437-442.
- 9) R. Hill and J. W. Hutchinson: J. Mech. Phys. Solids, 23 (1975), 239-264.
- 10) R. J. Asaro: Acta Metall., 27 (1979), 445-453.
- 11) M. Dao, M. Li: Phil. Mag. A, 81 (2001), 1997-2020.
- 12) M. Kuroda, V. Tvergaard: Int. J. Plast., 23 (2007), 244-272.
- 13) S. Ikawa, M. Asano, M. Kuroda and K. Yoshida: Mat. Sci. Eng. A, 528 (2011), 4050-4054.
- 14) H. Takeda, A. Hibino and K. Takata: Mater. Trans., 51 (2010), 614-619.
- 15) H. Kaneko and T. Eguchi: Mater. Trans., 53 (2012), 1847-1851.
- 16) H. Inoue: Mater. Trans., 56 (2015), 61-69.
- 17) P. Franciosi, M. Berveiller and A. Zaoui: Acta Metall., 28 (1980), 273-283.
- 18) T. Ohashi: Phil. Mag. A, 70 (1994), 793-803.
- 19) J. Takamura: Bull. Jpn. Inst. Met., 12 (1973), 505-521.
- 20) G. I. Taylor: J. Inst. Metals, 62 (1938), 307-324.
- 21) G. Y. Chin, E. A. Nesbitt and A. J. Williams: Acta Metall., 14 (1966), 467-476.
- 22) W. F. Hossford: Acta Metall., 14 (1966), 1085-1094.
- 23) M. G. Corson: Rev. Met., 27 (1930), 83-101.
- 24) S. A. Lockyer and F. W. Noble: L. Mat. Sci., 29 (1994), 218-226.
- 25) H. Fujiwara, T. Sato and A. Kamio: J. Japan Inst. Metals, 62 (1998), 301-309.
- 26) T. Hu, J. H. Chen, J. Z. Liu, Z. R. Liu and C. L. Wu: Acta Mater., 61 (2013), 1210-1219.
- 27) H. Kaneko, K. Hirose, T. Eguchi and N. Tanaka: J. JRICu, 46 (2007), 61-65.
- 28) H. Kaneko, K. Hirose, K. Sato, N. Tanaka, H. Kanamori, K. Mihara and T. Eguchi: Furukawa Review, 38 (2010), 1-7.
- 29) D. P. Field: Ultramicroscopy, 67 (1997), 1-9.
- 30) J. Pospiech and K. Lucke: Z. Metall., 70 (1979), 567-572.
- 31) K. Ito: J. Japan Inst. Light Metals, 43 (1993), 285-293.
- 32) O. Engler: Acta Mater., 49 (2001), 1237-1247.
- 33) H. Kaneko, T. Eguchi and H. Inoue: J. Japan Inst. Met. Mater., 77 (2013), 353-360.
- 34) K. Higashida, J. Takamura and N. Narita: Mat. Sci. Eng., 81 (1986), 239-258.
- 35) U. F. Kocks and H. Chandra: Acta Metall., 30 (1982), 695-709.