

# 生体医療材料の発展に寄与する

## 高機能金属極細管のセミダイレス塑性加工法開発

名古屋工業大学 物理工学類

助教 岸本 拓磨

(2021 年度 奨励研究助成 (若手研究者枠) AF-2021035-C2)

キーワード：セミダイレス引抜き、空引き、表面粗さ、テイラー因子

### 1. 研究の目的と背景

生体内で容易に腐食するマグネシウム(Mg)合金管は、血管狭窄用ステント等、生体吸収性材料としての適用が近年期待されている<sup>1)</sup>。しかし、難加工材として知られている Mg 合金管は、通常、室温における引抜き加工などの成形中に破断する。そこで、近年、難加工管材の成形法として、セミダイレス引抜きが開発された<sup>2)</sup>。セミダイレス引抜きとは、内部にマンドレルを挿入した管を局所加熱し、引張変形を加えて積極的な断面積減少と薄肉化を可能にする極細薄肉管作製法である。しかし、セミダイレス引抜きでは、通常、自由表面である管の外表面は荒れ<sup>3)</sup>、その抑制は困難である。荒れた箇所が生じる血栓はステント等の性能を低下させる。また、表面が荒れると生体内での腐食速度が必要以上に速くなり<sup>3)</sup>、狭窄部の治癒前にステントが消滅する可能性があるため、外面の表面あれ進展メカニズムの解明及び表面粗さの改善が必要である。

通常、板材の単純引張等の単純モデルにて、シュミット因子が最大となるすべり系のすべり変形により表面あれは進展する<sup>4)</sup>。HCP 金属に関する従来研究では、室温や高温(400℃)でのすべり変形が評価され、通常、主に底面すべりが活動すると報告されている<sup>5,6)</sup>。しかし、いずれも単純モデルで検討され、材料の片面がマンドレルと接触する特殊な変形におけるすべり変形と表面あれの関係は未解明であり、セミダイレス引抜きにおけるすべり変形が外面の表面あれに及ぼす影響を新たに検討する必要がある。

金属管における表面の平滑化にあたって、セミダイレス引抜きにおける表面あれ進展メカニズムの解明が必要である一方、セミダイレス引抜き後にダイス引抜きである空引きを施す複合プロセスにより薄肉化と外面の平滑化を試みた研究例<sup>7)</sup>もある。しかし、中空材を扱う空引きにおいて降伏応力に対するダイス面圧は 0.1~0.3<sup>7)</sup>と比較的小さく、セミダイレス引抜きで形成された外面の深い凹部まで平滑化するにはダイス面圧が不十分である可能性がある。伸線加工にて、凹んだ表面疵が 1 パス後も残留する<sup>8)</sup>と報告されているが、表面あれスケールの凹部の変遷は伸線加工でも空引きでも明らかになっていない。そのため、セミダイレス引抜き後の空引きにおける凹部の変遷と加工条件によるその差異を明らかにすれば、複合プロセスにおける薄肉・表面の平滑化を同時に実現する加工条件の解明に繋がると期待できる。

以上より、本研究では、(1)金属管のセミダイレス引抜きにおける外面の表面あれ進展メカニズムの解明、(2)セミダイレス引抜きと空引きの複合プロセスにおける金属管の薄肉化・表面の平滑化を同時に実現する加工条件の解明を目的とした。本稿で報告する成果は、既に査読付き学術論文<sup>9-12)</sup>として発表済みである。

### 2. 実験方法

#### 2-1 セミダイレス引抜き材の表面粗さと結晶方位測定

押し出し加工により外径  $D_0$  を 6.0 mm、内径  $d_0$  を 3.8 mm に加工された ZM21 管を素管に用いた。引抜き加工には、自作のセミダイレス引抜き装置を用いた。セミダイレス引抜き装置の概略図を図 1 に示す。マンドレルには直径 3.8 mm の SUS304 棒材を用いた。加熱コイル中の温度を 400℃ に設定し、加熱コイル出口から 10 mm 離れた水冷コイルで管を急冷した。加熱コイル周辺の温度を赤外線サーモカメラ(Optris, X1400)で測定した。供給速度  $V_0$  と引抜き速度  $V_1$  をチャックの移動速度で制御し、速度比  $V_1 / V_0$  を 1.2, 1.4, 1.6, 2.0 に設定して素管を 1 パス引き抜いた。速度比  $V_1 / V_0$  が 1.6 にて、素管を 2 パス引き抜いた。比較のため、上記と同じ条件で素管にダイレス引抜きを施した。

レーザー顕微鏡(Keyence, VK-X150)を用いて素管と伸管材の外面の表面あれを評価した。自動研磨機(Struers, S5629)で研磨深さが結晶粒 1 個分以内となる鏡面研磨を外面に施した後、EBSD (TSL ソリューションズ, OIM8) が付随した電界放出形電子顕微鏡(JEOL, JSM-7100F)で菊池線を取得した。取得の際、表面あれと結晶方位の関係を検討するため、ケガキ線を目印に表面あれと結晶方位を同一視野で評価した。取得したオイラー角より、MATLAB™ (Mathworks, R2021a)を用いて逆極点図マップ (IPF マップ) を作成した。

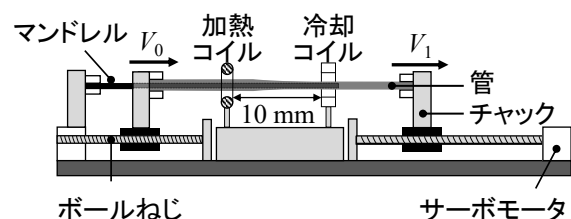


図 1. セミダイレス引抜き装置の概略図<sup>9)</sup>。

$V_0$ ,  $V_1$  はそれぞれ供給速度、引抜き速度を示す。

### 2・2・1 セミダイレス引抜きと空引きの複合プロセス材の寸法・表面粗さ測定

押し加工と空引きにより外径  $D_0$  が 6.0 mm, 内径  $d_0$  が 3.8 mm に加工された ZM21 管を素管に用いた。セミダイレス引抜きには, 図 1 の装置を用い, その後の空引きには万能試験機 (島津製作所, AG-IS 50kN) を用いた。直径 3.6 mm の SUS304 棒材をマンドレルに用いた。速度比  $V_1 / V_0$  を 1.8 に設定し素管を 1 パス引き抜いた。ハイトゲージ (Mitutoyo, 192-106) を用いて格子状のケガキ線をセミダイレス引抜き材の外面に引いた。ダイスホルダーに固定したダイスを万能試験機に取り付け, ダイスに通したセミダイレス引抜き材をチャックで固定し, クロスヘッドを上昇させセミダイレス引抜き材に空引きを 1 パス施した。  $n$  数は 4 回とした。ダイス減面率  $R_e (= 1 - D_{die}^2 / D_1^2)$  を 0.02, 0.04, 0.08, 0.10 に, ダイス半角を  $6^\circ$  に設定した。  $D_1$  はセミダイレス引抜き材の外径,  $D_{die}$  はダイス径を示す。

レーザー顕微鏡 (Keyence, VK-X150) を用いて管の外面と内面の表面あれを評価した。算術平均粗さ  $S_a$  を測定し, 各ダイス減面率にて 4 試料の平均値と標準偏差を求めた。セミダイレス引抜き材の外面に引いたケガキ線を目印に, 空引き前後における外面の表面あれの変化を同一視野で評価した。各視野において平均面より低い箇所を凹部と定義し, 全ピクセルに占める凹部のピクセルの割合を MATLAB™ で算出した。管の垂直断面が研磨面となるよう樹脂埋めし, 研磨した。3D 顕微鏡 (Keyence, VR-5000) により垂直断面を撮影した。断面写真の MATLAB™ による二値化処理後, 輪郭のピクセルを決定した。そして, 外周と内周を楕円近似して各短径を求め, 管の外径  $D$ , 内径  $d$  とし, 肉厚  $t (= (D - d) / 2)$  を算出した。

### 2・2・2 空引き材の内面の表面粗さと結晶方位の測定

プラグ引きにより外径  $D_0$  を 2.00 mm, 肉厚  $t_0$  を 0.09 mm に加工された SUS304 鋼管を素管に用いた。空引きには, 自作のダイス引抜き装置を用いた。ダイス引抜き装置の概略図を図 2 に示す。ダイス前におけるチャックの移動速度を供給速度  $V_{n-1}$ , ダイス後におけるチャックの移動速度を引抜き速度  $V_n$  とし, ダイス前後の速度比  $\beta = V_n / V_{n-1}$  を 1.09, 1.12, 1.15 に設定してそれぞれ成形限界である 8, 7, 6 パスまで引き抜いた。このとき, 供給速度  $V_{n-1}$  を 5 mm/s とした。また, ダイス径を  $D_d$  とし, 各パスのダイス減面率  $R_e (= 1 - D_d^2 / D_{n-1}^2)$  が 0.15, ダイス半角が  $6^\circ$  となるダイスを用いた。  $n$  はパス数である。また, ダイス出口側のチャックのみで管を掴む, 従来の引抜き速度  $V_1$  のみが制御される空引きを同じダイス条件で 9 パス施した。このときの引抜き速度  $V_1$  を 5 mm/s とした。また, 体積一定則に基づく肉厚変化と速度比  $\beta$  の関係式とこの引抜きにおける肉厚変化の実測値を比較し, この引抜きにおける速度比  $\beta$  を 1.07 とした。

管の長手方向に対する垂直断面が研磨面となるように樹脂埋めし, 研磨した。光学顕微鏡 (OLYMPUS, BX53M) により垂直断面の肉厚部を撮影した。肉厚部の写真において,

外周の接線とそれに平行になる内周の接線を描き, その接線間の距離を肉厚  $t_n$  として測定した。伸管材の外径  $D_n$  をマイクロメータ (Mitutoyo, MDC-25SX) で測定した。白色共焦点顕微鏡 (レーザーテック, OPTELCICS HYBRID C3) を用いて管の内面を観察し, 算術平均粗さ  $S_a$  を測定した。素管の内面に鏡面研磨を施した後, 走査型電子顕微鏡 (JEOL, JIB-4600F) を用いた電子線後方散乱回折法によって内面の結晶方位と平均結晶粒径  $d$  を測定した。

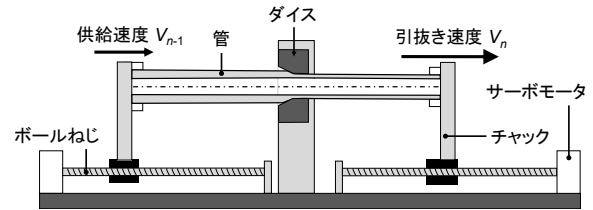


図 2. ダイス引抜き装置の概略図<sup>12)</sup>.

## 3. 実験結果・考察

### 3・1 セミダイレス引抜きにおける外面の表面あれ進展メカニズム

図 3 にセミダイレス引抜きにおける相当ひずみ  $\epsilon_{eq}$  ( $= -\ln(1 - R)$ ) と外面の算術平均粗さ  $S_a$  の関係を示す。  $R$  は断面減少率を示す。相当ひずみ  $\epsilon_{eq}$  が増加すると算術平均粗さ  $S_a$  は増加し,  $\epsilon_{eq}$  が 0.94 では, セミダイレス引抜きの方がダイレスより  $S_a$  が大きくなった。伸管材 (速度比  $V_1 / V_0 = 2.0$ ) の外面における表面あれと結晶方位の同一視野測定結果を図 4 に示す。ダイレス, セミダイレス引抜きにおける平均結晶粒径がそれぞれ 26, 29  $\mu\text{m}$  であったのに対し, 研磨深さはそれぞれ 2, 9  $\mu\text{m}$  であり, 結晶粒 1 個分以内の研磨が成功したことを確認した。各引抜きの高さマップにて, 凸部と凹部が複数の結晶粒単位で形成された。(2110) が ND に配向された結晶粒付近で周囲より大きな凹凸が観察された。

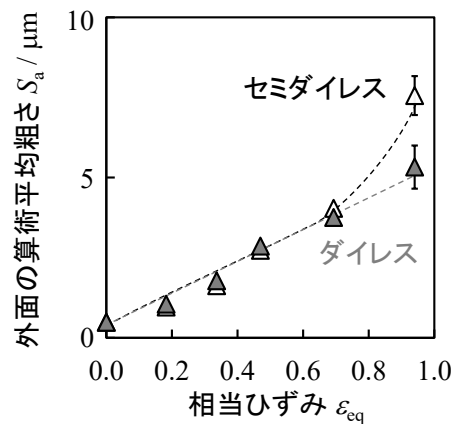


図 3. ダイレス・セミダイレス引抜きにおける外面の表面あれ進展<sup>9)</sup>.

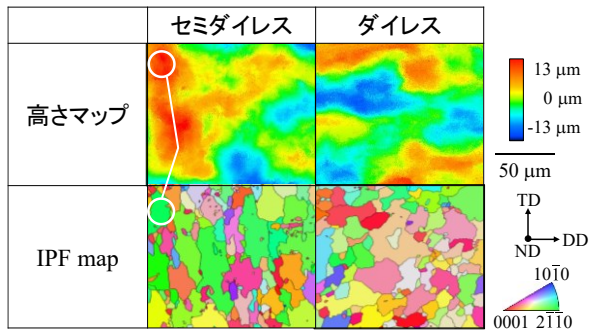


図4. ダイレス・セミダイレス引抜きにおける外面の表面あれと結晶方位の同一視野観察結果<sup>9)</sup>.

本研究の外面の表面あれは 200℃ ~ 300℃ 付近における変形で最も増加した。Mg 合金の再結晶温度は 300~450℃<sup>13)</sup>と報告されているため、本研究における表面あれ進展において、動的再結晶中の変形は支配的ではないと考えられる。HCP 金属において、双晶変形は塑性変形を担う重要な変形と報告されているが、図4に示す様に、本研究において外面に双晶は確認されなかったため、以降はすべり変形にのみ着目する。

MATLAB<sup>TM</sup> の tool box である MTEX を用いて、図4の IPF マップの各結晶粒におけるシュミット因子を計算した。本研究では、少なくとも5つのすべり系が活動し、すべり変形が起こるという Taylor 理論<sup>14)</sup>に基づき、各結晶粒にて HCP 金属の全すべり系（底面すべり、錘面すべり、柱面すべり）におけるシュミット因子を計算し、上位5番目までのシュミット因子を足し合わせて表面あれとの相関を検討した。図5にセミダイレス引抜きを施した伸管材外面におけるシュミット因子マップを示す。丸印の位置は図4と対応している。丸印の結晶粒において、底面すべりのみ考慮して計算したシュミット因子は周囲の結晶粒よりも小さくなった。通常、シュミット因子の小さな結晶粒はすべり変形しにくいいため、この結晶粒は盛り上がり沈み込まないと考えられる。しかし、高さマップにて結晶粒は大きく盛り上がった凸部となっているためシュミット因子分布と実際の凹凸分布が対応していないと考えられる。一方、同じ結晶粒について、錘面、柱面すべり系も考慮して計算したシュミット因子は周囲よりも大きくなり、実際の凹凸と対応した。この現象は他の結晶粒でも概ね確認できた。そのため、セミダイレス引抜きでは、底面すべりのみではなく、錘面すべり、柱面すべりも活動して表面あれが進展すると推測される。ダイレス引抜きにおいても同様の現象が確認された。本研究では、モデルの簡素化のため各すべり系における臨界分解せん断応力が等しいと仮定しているが、すべり系による臨界分解せん断応力の差異を考慮したすべり変形の評価は今後の課題となる。図5(d)に示す全すべり系を考慮して計算したシュミット因子分布において、シュミット因子の大きい結晶粒のほとんどは、図4のセミダイレスにおける IPF マップにおいて、緑

色で示す(2110)が ND に配向された結晶粒となった。(2110)が ND に配向された結晶粒の多くは、全すべり系で上位5番目までが全て錘面すべりとなった。(2110)が ND に配向された結晶粒は、シュミット因子の大きい錘面すべり系が主に活動すると推測される。図6に各引抜きにおける逆極点図を示す。ダイレス引抜きよりセミダイレス引抜きの方が(2110)が ND に多く配向された。セミダイレス引抜きの方が外面が荒れた要因の一つは、(2110)が ND に配向された結晶粒数が多くなったことと推測される。

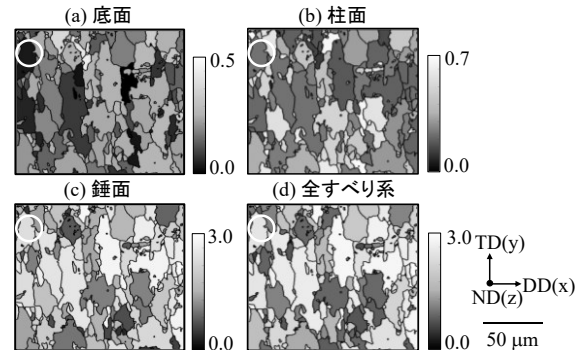


図5. セミダイレス引抜き材外面におけるシュミット因子分布<sup>9)</sup>.

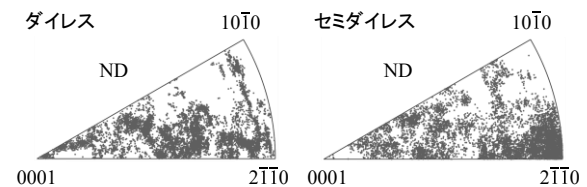


図6. セミダイレス引抜き材外面における逆極点図<sup>9)</sup>.

### 3・2・1 セミダイレス引抜きと空引きの複合プロセスにおける薄肉化・表面の平滑化の最適条件

図7に素管、セミダイレス引抜き材、空引き材の断面写真を示す。素管にセミダイレス引抜きを1パス施すと断面は大きく縮小し、肉厚部は薄くなった。セミダイレス引抜きにおいて速度比が大きくなるほど肉厚部は薄くなった。セミダイレス引抜き後の空引きにおいて、ダイス減面率が大きくなるほど断面は縮小し、肉厚部はセミダイレス引抜き材と比べてわずかに厚くなった。図8に寸法測定結果を示す。セミダイレス引抜きにおける寸法をダイス減面率  $R_d = 0$  にプロットした。セミダイレス引抜きにて速度比が大きくなる外径と肉厚は減少し、断面減少率が大きくなった。セミダイレス引抜き後の空引きにてダイス減面率が増加するほど肉厚は増加し、素管からの肉厚減少率は減少した。

図9にセミダイレス引抜き材（速度比1.8）、その後、空引きを施した管材の表面における高さマップを示す。パラメータ  $R_d$  はセミダイレス引抜き後の空引きにおけるダイス減面率を表している。外面において、セミダイレス引抜き材にて赤や青で示す凸部と凹部が多く存在しており、外面は大きく荒れた。ダイス減面率が 0.02 にてセミダイレ

ス引抜き材とその後の空引きにおける外面を同一視野で比較すると、水色、青色で示す凹部は空引き後も残留していた。ダイス減面率が 0.02 から 0.08 まで増加すると空引

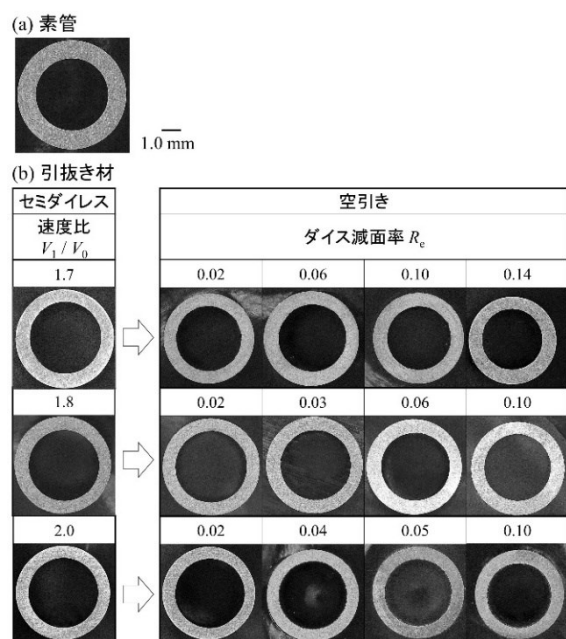


図 7. 複合プロセス材の断面写真<sup>10)</sup>.

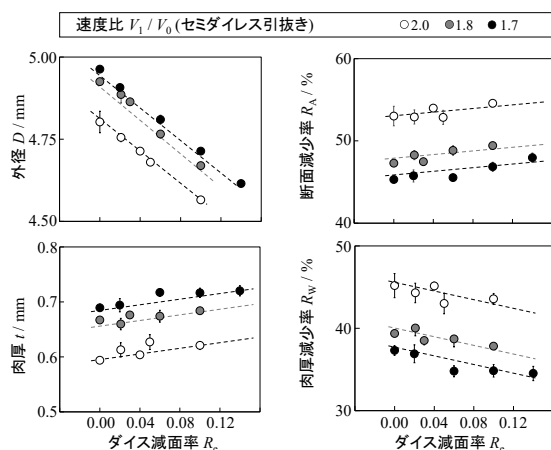


図 8. 複合プロセスにおける寸法変化<sup>10)</sup>.

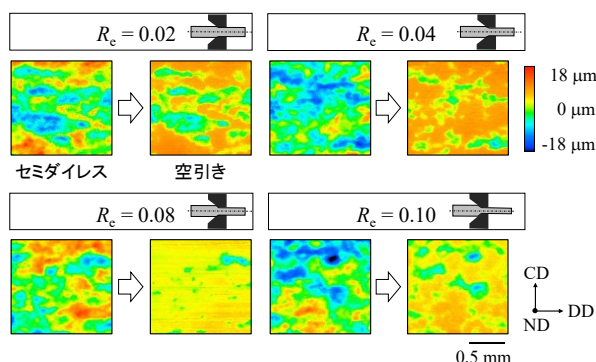


図 9. 複合プロセス材の外面における高さマップ。 $R_c$  は空引きのダイス減面率を示す。DD, CD, ND はそれぞれ引抜き方向、周方向、外面の垂直方向を示す<sup>10)</sup>。

き後の凹部の面積は減少したが、0.10 で再び増加した。図 10 に引抜き材の算術平均粗さ  $S_a$  の測定結果を示す。素管の外面、内面における算術平均粗さはそれぞれ 0.21, 0.32  $\mu\text{m}$  であった。セミダイレス引抜きにおける算術平均粗さを  $R_c=0$  に示す。ダイス減面率が増加するほど内面の算術平均粗さは増加した。また、セミダイレス引抜きの各速度比条件において、外面の算術平均粗さが極小値となるダイス減面率が存在した。これは、図 9 にてダイス減面率  $R_c$  が中間の 0.08 にて最も凹部の面積が小さく、平滑となっていた結果と対応していた。セミダイレス引抜きの速度比が大きくなると、空引きにて外面の算術平均粗さが極小値となるダイス減面率が減少した。そのため、セミダイレス引抜きの速度比を大きくすると、その後の空引きにて低ダイス減面率側で外面は最も平滑となる。

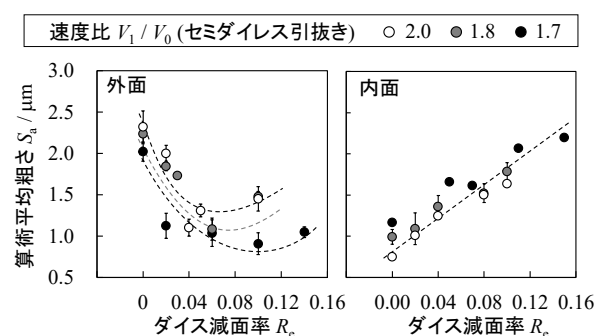


図 10. 複合プロセス材表面の算術平均粗さ<sup>10)</sup>.

図 11 にセミダイレス引抜きとダイス引抜きの複合プロセスにおける薄肉化・表面の平滑化の最適条件を示す。図 10 より、外面の表面粗さが極小値となるダイス減面率は、セミダイレス引抜きの速度比が増加すると低ダイス減面率側に変化する。図 8 より、ダイス減面率が小さい程、素管からの肉厚減少率は増加するため、これは薄肉化にとっても好都合である。以上より、複合プロセスにおいて、セミダイレス引抜きの速度比が大きき、その後の空引きにおいて外面の表面粗さが極小値となるダイス減面率が薄肉化・表面の平滑化に最適となる。

以上の最適条件を基に、生体吸収性 Mg 合金管とステントの創製を試みた。供試材に断面減少率が 30~50% となるセミダイレス引抜きを施した後、0.03~0.06 のダイス減面率のダイス引抜きを施す複合プロセスを 3 回行った。その結果、外径 3 mm, 肉厚 0.3 mm の Mg 合金管を創製した。素管からの総断面減少率は 84%, 総肉厚減少率は 75% となった。作製した管材にレーザ加工を施し、ステント形状に仕上げた。創製したステントの外観を図 12 に示す。従来の微細管製造法で主流であったダイス引抜きでは、図 12 の寸法まで仕上げるのに 30 回程度の加工が必要であった。しかし、本研究の複合プロセスでは薄肉化と表面の平滑化を実現しつつ、10 回程度の加工で微細な Mg 合金管の創製が可能であり、従来の加工法よりも効率の良い加工法であると言える。

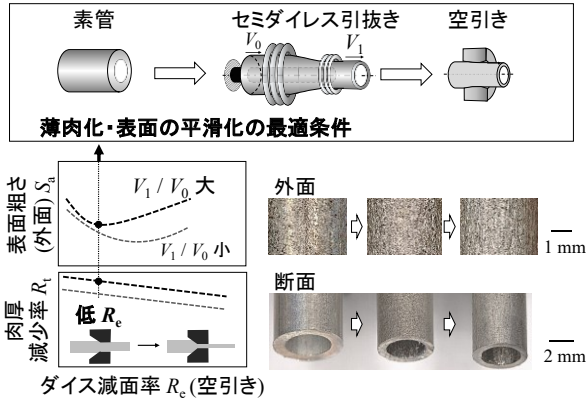


図 11. セミダイレス引抜きとダイス引抜きの複合プロセスにおける薄肉化・表面の平滑化の最適条件.  $V_0$ ,  $V_1$  はそれぞれ管の供給速度と引抜き速度を示す<sup>10)</sup>.



図 12. 複合プロセスにおける薄肉化・表面の平滑化の最適条件を基に創製した生体吸収性 Mg 合金ステント<sup>11)</sup>.

### 3・2・2 空引きにおける内面の表面あれ進展抑制メカニズムの解明

図 13 に空引きにおける速度比と内面の表面あれ進展の関係を示す. 相当ひずみ $\epsilon_{eq}$ を $\ln\beta^n$ と定義した. 同じ相当ひずみにおいて, 肉厚増加条件( $\beta=1.07$ )よりも肉厚減少条件( $\beta=1.15$ )の方が内面の起伏が小さい様子が観察された. 式(1)を基に, 縦軸に平均結晶粒径  $d$  に対する素管からの算術平均粗さの変化量( $S_a - S_0$ )を, 横軸に相当ひずみ $\epsilon_{eq}$ をプロットした. 平均結晶粒径  $d$  は  $35\mu\text{m}$  とした. 各速度比でパス毎に  $(S_a - S_0)/d$  は増加し, 内面の表面あれは進展した. また, 肉厚が増加する速度比 1.07 よりも, 肉厚が減少する速度比 1.15 の条件の方が内面の表面あれ進展は抑制された.

本研究では, テイラー因子を算出して内面の表面あれ進展が減肉時に抑制されるメカニズムを検討した. 寸法測定より求められる減肉, 増肉時における内面のひずみテンソルを式(1),(2)に示す.  $x, y, z$  はそれぞれ DD, CD, ND を示す.

$$\begin{pmatrix} \epsilon_x & \epsilon_{xy} & \epsilon_{xz} \\ \epsilon_{yx} & \epsilon_y & \epsilon_{yz} \\ \epsilon_{zx} & \epsilon_{zy} & \epsilon_z \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} -0.81 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & -0.19 \end{pmatrix} \quad (1)$$

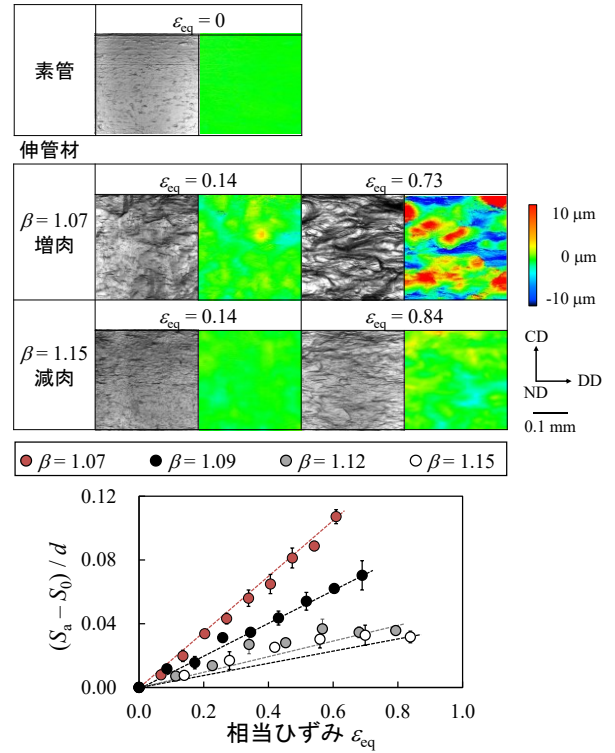


図 13. 空引きにおける内面の表面あれ進展<sup>12)</sup>.

$$\begin{pmatrix} \epsilon_x & \epsilon_{xy} & \epsilon_{xz} \\ \epsilon_{yx} & \epsilon_y & \epsilon_{yz} \\ \epsilon_{zx} & \epsilon_{zy} & \epsilon_z \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} -1.44 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0.44 \end{pmatrix} \quad (2)$$

詳細は割愛するが, ひずみテンソルと結晶方位から求められるシュミットテンソルから各すべり系のせん断ひずみを算出し, その合計を相当塑性ひずみで除してテイラー因子を算出した. 詳細は筆者らの文献<sup>12)</sup>を参照されたい. 図 14 に減肉条件におけるテイラー因子分布を示す. 減肉時のテイラー因子の度数分布では, テイラー因子は 3.5 付近に集中した. テイラー因子マップにおいても, ほとんどの結晶粒の色が, テイラー因子 3.5 付近のオレンジ色となった. これらの結晶粒は, IPF map において青色で示す {111} 繊維集合組織となった. つまり, 減肉時は, 素管の製造プロセスであるプラグ引きで形成された {111} 繊維集合組織が同じテイラー因子を有していた. 図 15 に増肉条件におけるテイラー因子分布を示す. 増肉時において, テイラー因子は 3 から 4 に分散した. {111} 繊維集合組織の内, {110} <111> 集合組織は, 比較的テイラー因子が小さくなり, {112} <111> のテイラー因子は比較的大きくなった. そのため, 増肉時は広範囲なテイラー因子分布となった. 以上より, 増肉時と比べ, 減肉時は比較的結晶粒間の変形抵抗差が小さくなったため, 比較的不均一変形が起きにくく, 内面の表面あれ進展係数が最大 60% 低減されたと考えられる.

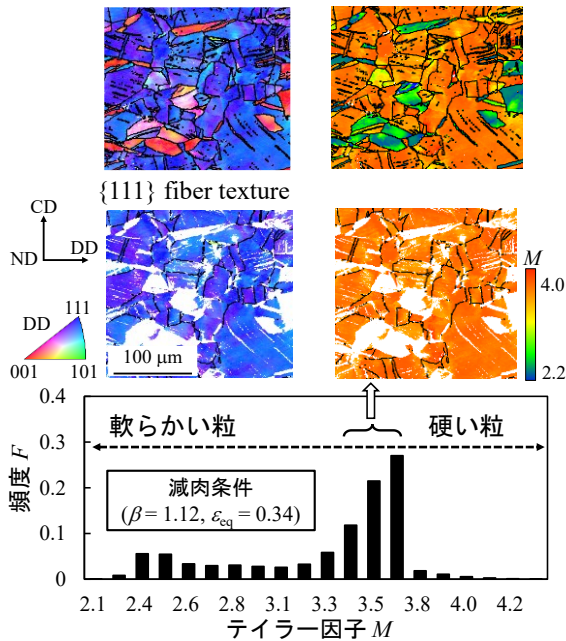


図 14. 減肉時の内面におけるテイラー因子分布<sup>12)</sup>.

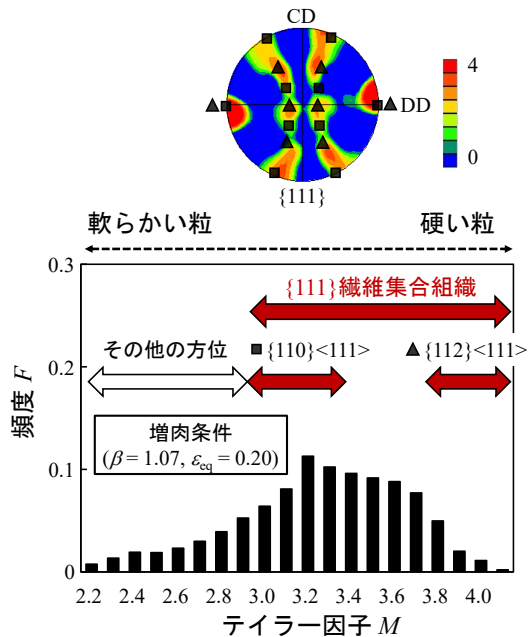


図 15. 増肉時の内面におけるテイラー因子分布<sup>12)</sup>.

#### 4. 結言

本研究では、金属管の薄肉化・表面の平滑化手法の開発を目指し、(1)セミダイレス引抜きにおける外面の表面あれ進展メカニズムと(2)セミダイレス引抜きと空引きの複合プロセスにおける薄肉化・表面の平滑化を同時に実現する加工条件を以下のように明らかにした。

- (1) Mg 合金管のセミダイレス引きにおいて、底面すべり系のみではなく、錐面すべり系と柱面すべり系も活動するすべり変形により外面の表面あれが進展すると推測される。セミダイレス引抜きでは、 $(2\bar{1}\bar{1}0)$ が ND に配向された結晶粒数が多くなるため、ダイレス引抜きよりも外面は荒れると推測される。

- (2) セミダイレス引抜き後に空引きを施す複合プロセスにおいて、セミダイレス引抜きの速度比が大きく、その後の空引きで外面の算術平均粗さが極小値となるダイス減面率にて、薄肉化と表面の平滑化を同時に実現可能である。また、ステンレス鋼管の空引きにおいて減肉時、全ての $\{111\}$ 繊維集合組織の変形抵抗は同じ程度となり、結晶粒間の変形抵抗差は小さくなる。一方で、増肉時、 $\{111\}$ 繊維集合組織の内、 $\{110\}<111>$ と $\{112\}<111>$ の変形抵抗が、それぞれ他の方位より比較的大きく、小さくなる。以上より、減肉時の方が結晶粒間の変形抵抗差が小さくなり、内面の表面あれ進展が抑制されると考えられる。

以上より、Mg 合金の場合、 $(2\bar{1}\bar{1}0)$ が ND に配向された結晶粒数が少ない金属管にセミダイレス引抜きを高速度比で施し、その後の空引きでは外面の算術平均粗さが極小値となるダイス減面率に設定することで薄肉化・表面の平滑化が同時に実現できる。また、ステンレス鋼管の場合は、セミダイレス引抜き後の空引きにおいて、肉厚を減少させることで内面の表面あれ進展が抑制され、内面も比較的平滑となる金属管の作製が可能になる。

#### 謝 辞

本研究を遂行するにあたり、奨励研究助成を賜りました公益財団法人天田財団に深甚なる謝意を表する。

#### 参考文献

- 1) 古島剛・坂口雅人：ぷらすとす，3-25 (2020)，13.
- 2) T. Furushima, K. Manabe : CIRP Annals, 67 (2018), 309.
- 3) U. Sajjad, A. Abbas, A. Sadeghianjahromi, N. Abbas, J.S. Liaw, C.C.Wang : J. Mater. Res. Tech., 11 (2021) 1859.
- 4) Z. Zhao, M. Ramesh, D. Raabe, A.M. Cuitino, R. Radovitzky : Int. J. Plast., 24 (2008), 2278.
- 5) V. Romanova, R. Balokhonov, E. Emelianova, M. Pisarev, E. Dymnich : Eng. Fail. Anal., 110 (2020), 104437.
- 6) J.C. Williams, R.G. Baggerly, N.E. Paton : Meta. Mater. Trans. A, 33A (2002), 837.
- 7) G.G. Moore, J.F. Wallace : J. Mech. Eng. Sci., 3 (1961), 225.
- 8) 篠原哲雄・吉田一也：鉄と鋼，90 (2004), 1010.
- 9) T. Kishimoto, D. Peihua, T. Furushima : J. Mag. Alloys, 10, (2023).
- 10) T. Kishimoto, T. Furushima, Int. J. of Mater. Form., 16 (2023).
- 11) 岸本拓磨・古島剛：生産研究，75 (2023) 1.
- 12) T. Kishimoto, K. Norizuki, H. Sato : J. of Mater. Res. and Tech., 36 (2025) 182.
- 13) Galiyev, R. Kaibyshev, G. Gottstein : Acta mater., 49 (2001), 1199.
- 14) G. I. Taylor, M.A. F.R.S : J. Inst. Met., 62 (1938), 307.