

SUS304 材のマイクロせん断加工における切り口面安定性に及ぼす結晶粒径とプロセス条件の影響
Effects of grain size and process condition on stability of sheared surface in micropunching at SUS304

白鳥 智美
Tomomi Shiratori

首都大学東京
大学院
システムデザイン研究科
システムデザイン専攻
ヒューマンメカトロニクスシステム学域

目次

第1章 序論	-	4
1. 1 研究の背景	-	5
1. 2 せん断加工	-	7
1. 2. 1 せん断加工	-	7
1. 2. 2 切り口面	-	8
1. 2. 3 クリアランスの設定	-	9
1. 2. 4 工具の摩耗	-	10
1. 3 マイクロせん断加工	-	11
1. 3. 1 マイクロせん断加工の採用事例	-	11
1. 3. 2 マクロ加工とマイクロ加工	-	13
1. 3. 3 工具精度の影響	-	14
1. 3. 4 寸法効果	-	16
1. 4 微細粒鋼	-	17
1. 4. 1 開発経過	-	17
1. 4. 2 微細粒鋼材の機械的特性	-	18
1. 4. 3 微細粒鋼材の加工特性	-	19
1. 5 切り口面の安定性確保	-	21
1. 6 変形機構の解明と最適化	-	24
1. 7 マイクロせん断加工の課題	-	29
1. 8 研究の目的	-	31
1. 9 本論文の構成	-	31
参考文献	-	32
第2章 ナノメートル精度デジタルクリアランス調整によるせん断加工プロセスの開発	-	36
2. 1 緒言	-	37
2. 2 マイクロせん断加工プロセスの設計と開発	-	44
2. 2. 1 マイクロせん断加工用プレス機の設計	-	44
2. 2. 2 マイクロせん断加工用プレス機の開発	-	47
2. 3 位置合わせ精度の検証	-	50
2. 4 マイクロせん断加工実験結果と考察	-	52
2. 5 結言	-	59
参考文献	-	60
第3章 微細粒鋼材のマイクロせん断特性	-	61
3. 1 緒言	-	62
3. 2 実験条件	-	64

3. 2. 1	実験材料	-	64
3. 2. 2	実験機器と金型条件	-	66
3. 3	実験結果と考察	-	67
3. 3. 1	せん断荷重の変化	-	67
3. 3. 2	パンチの摩耗と移着	-	70
3. 3. 3	切り口面の変化	-	73
3. 3. 4	考察	-	75
3. 4	結言	-	76
	参考文献	-	77
第4章	結晶粒径が微細穴切り口面へ与える影響	-	79
4. 1	緒言	-	80
4. 2	実験条件	-	82
4. 2. 1	実験材料	-	82
4. 2. 2	プレス装置と金型	-	82
4. 2. 3	せん断加工条件	-	82
4. 2. 4	せん断加工断面の観察	-	83
4. 3	クリアランスによる切り口面の変化	-	85
4. 4	パンチ侵入方向における加工影響の解析	-	91
4. 4. 1	パンチ挿入量 15 μ m	-	91
4. 4. 2	パンチ挿入量 30 μ m	-	95
4. 4. 3	せん断加工後	-	100
4. 4. 4	シュミットファクターによる加工影響評価	-	106
4. 4. 5	加工誘起マルテンサイト相の加工影響評価	-	113
4. 5	穴の円周方向における加工影響評価結果	-	120
4. 6	考察	-	127
4. 7	結言	-	131
	参考文献	-	132
第5章	せん断切り口面の FEM によるひずみ分布結晶粒径依存性解析	-	134
5. 1	緒言	-	135
5. 2	FEM 解析条件	-	137
5. 3	FEM 解析結果	-	140
5. 3. 1	均一変形条件と不均質変形条件の違い	-	140
5. 3. 2	結晶粒径と結晶強度の関係性	-	145
5. 4	考察	-	153
5. 5	結言	-	154
	参考文献	-	155

第6章 結論	-	156
6.1 研究成果概要	-	157
6.2 研究成果Ⅰ：ナノメートル精度デジタルクリアランス調整システムの開発	-	158
6.3 研究成果Ⅱ：材料結晶粒径と各種プロセス条件における，加工誘起変態とひずみ分布が 切り口面に及ぼす影響の解明	-	158
6.4 研究成果Ⅲ：マイクロせん断加工の切り口面安定性に及ぼす材料結晶粒径とプロセス条件 の影響の解明	-	159
6.5 今後の課題	-	160
謝辞	-	161

第1章 序論

1. 1 研究の背景

せん断加工は塑性加工を代表する加工技術の1つである。せん断加工ではせん断した穴や材料の加工面に、だれ、せん断面、破断面、かえりが形成され、総称して切り口面と呼ばれる。切り口面のパンチストローク方向および穴やせん断した材料の円周方向に対する長さのばらつき、さらに連続加工における切り口面長さの変化を切り口面の安定性として評価する。

切り口面の長さをマイクロメートル単位で管理するマイクロせん断加工には、精密な加工技術ならびに管理技術を要する。これまでに数々の研究から、多くのせん断加工を行った工業製品が実用化されてきた。Fig. 1-1 に示す時計部品を始めリードフレーム、ガソリン燃料用オリフィスプレート等の実用化が進められてきた。今後発展が期待されるマイクロ塑性加工分野には、MEMS(Micro Electro Mechanical Systems)加工技術の開発によるIoT(Internet of Things)化の促進、医療技術の高度化を支える分析デバイスや内視鏡処置具等の開発が望まれている。

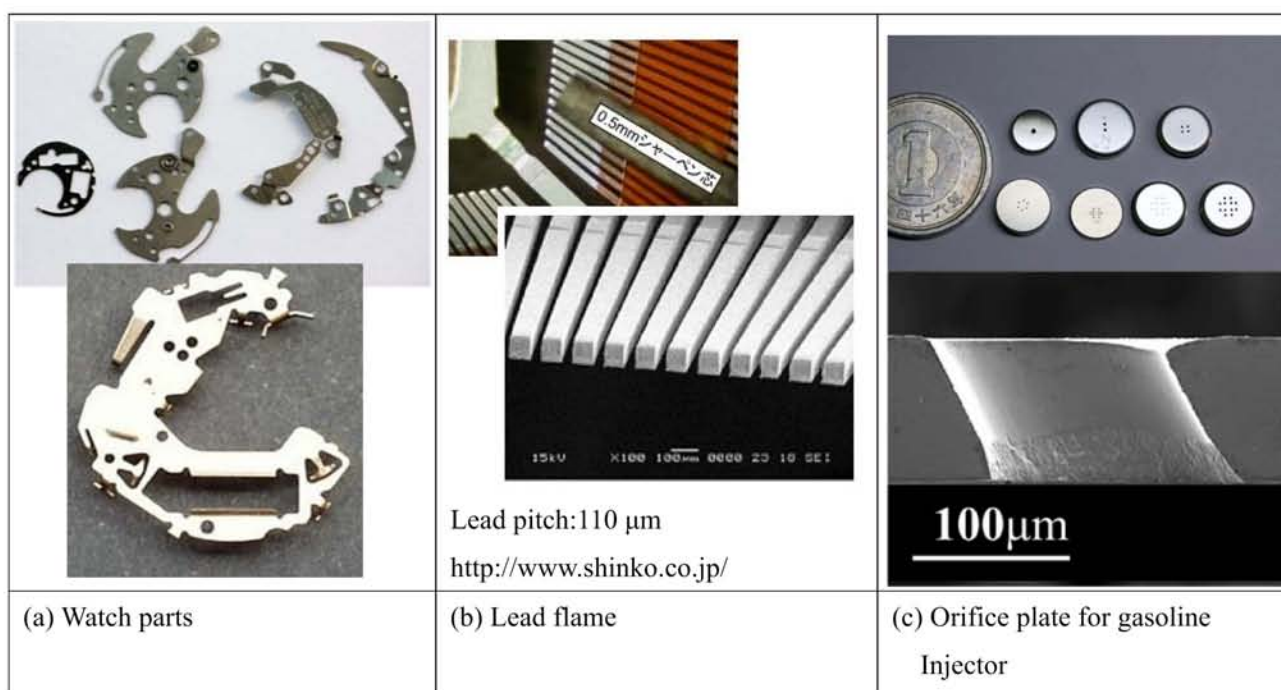


Fig. 1-1 Example of micro plastic deformation parts

一般的なマクロ塑性加工技術に対して、0.001 mm 単位を管理するマイクロ塑性加工では、金型や工具の加工精度が加工する製品精度に迫り、加工難度は高まる。材料では薄肉化に伴って板厚に対する表面の割合は増加する。それによって摩擦の影響が増し、板厚に対する表面の割合が増加することで自由表面の変形挙動への影響を配慮する必要が生じる。変形単位がマイクロメートル単位まで小さくなることで、材料の結晶方位や結晶相、結晶粒径の影響を受けるため、加工品のマイクロメートル単位での寸法精度確保には材料の結晶状態を考慮した加工技術の開発が伴う。

せん断加工は、雄型であるパンチと雌型であるダイの間に被加工材を挟み、プレス機構により押圧することで材料をせん断する加工技術である。被加工材が加工中に降伏を迎えて破断する、破壊を伴う加工技術である。せん断加工された穴や材料の切り口面には、だれとせん断、破断面、かえりが形成される。これらの要素を総称して切り口面と呼称する。

切り口面のパンチストローク方向および穴の円周方向への長さのばらつきの大きさは、切り口面の安定性として評価される。切り口面の品質は加工部品の良否を決めるため、切り口面の品質保証およびその安定化は重要となる。切り口面の長さをマイクロメートル単位で管理するマイクロせん断加工の1例として、ガソリン燃料噴射用オリフィスプレートがある(Fig. 1-1 (c))。この部品のせん断加工では、板厚が約0.1 mm~0.3 mmまでのステンレス鋼を、直径が約0.1 mmから0.3 mmの範囲で0度から45度程度までパンチを傾斜した状態で材料をせん断し、ガソリンが流れる流量や噴射角度を保証する機能部品である。パンチ直径が細いため金型の耐用は伸びず、工具の摩耗が進みやすい。工具が摩耗するとせん断した穴の切り口は変化し、だれの長さが増えて破断面の長さが小さくなる。だれの増加はガソリン流量を増加させ、破断長さの縮小はガソリン噴射角度の増加を招く。切り口面の各要素の比率が工具摩耗によって変化することが、ガソリン流量や噴射角度を変化させるため、多頻度の金型メンテナンスによってパンチやダイの摩耗状態と切り口面を管理しながらせん断加工を行う必要がある。

近年、ステンレス鋼において結晶粒径を従来の10 μm程度から1 μm程度まで微細化した、微細粒鋼の開発がなされてきた。結晶粒の微細化に伴い材料の耐力と降伏強度が増すが、延性は下がる特徴があり、マイクロせん断加工の切り口面は通常の結晶粒の場合と異なり、だれ量がパンチストローク方向に少なく破断が長くなる。これまでに、微細粒鋼材採用時の切り口面安定化に向けて、適切な結晶粒径やプロセス条件を選択するための実験や解析は進められてきていない。

オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 材はせん断加工中に加工誘起マルテンサイト変態が起こる。例えばフェライト系ステンレス鋼 SUS430 では、せん断加工中の変態はなく、加工硬化も起きないため切り口面は安定しやすい。産業上の理由等で SUS304 材を選択する場合には、加工誘起マルテンサイト変態による切り口面の不安定化に配慮する必要がある。結晶粒の変態や材料の結晶粒径、プロセス条件などの選択から最適な加工条件を選択する必要があるが、これまでに切り口面安定化機構の解明には至っていない。以上のように、マイクロせん断加工の切り口面の安定化に向けては、加工システム、金型、さらに材料など、各種要素技術の課題を統合的に解決していく必要がある。

そこで本研究では、マイクロせん断加工における切り口面の安定性確保に向けて、材料結晶粒径とプロセス条件の影響を解明することを目的として研究を行うこととした。具体的には、金型の位置合わせ技術の精度向上に取り組み、結晶粒の変形形態が複雑となる SUS304 材を被加工材として結晶粒径がせん断加工特性に与える影響の解明を目指して以下の検討を行う。

- ① 工具位置合わせ精度がマイクロせん断加工に及ぼす影響の実験的検証
- ② 材料結晶粒径がマイクロせん断加工安定性および工具摩耗に及ぼす影響の実験的検証
- ③ 材料結晶粒径およびクリアランス条件におけるマイクロせん断変形形態の定量解析
- ④ 実験的検証および数値化解析によるマイクロせん断加工に適した結晶粒径およびプロセス条件の解明

これらの検討からオーステナイト系ステンレス SUS304 のマイクロせん断加工における切り口面安定性に及ぼす材料結晶粒径とプロセス条件の影響の解明を目指すこととした。

1. 2 せん断加工

1. 2. 1 せん断加工

せん断加工は、被加工材を一对の工具で挟んで切断する工法である。材料に工具を押し当て破断させる破壊を生じる加工方法である。一般に任意の形状を板材のせん断加工から得ようとする場合には、**Fig. 1-2**に示すような金型を製作して加工を進める。金型の上型には雄型であるパンチがセットされ、被加工材を押えるためのバネとストリッパプレートとを有している。下型には雌型であるダイがセットされ、上下の金型をガイドポストによって位置決めを行っている。この金型に被加工材をセットし、プレス機等によって押圧することでパンチが被加工材をダイに向かってせん断加工することが可能となる。せん断した材料はダイ内部に挿入される。その後パンチは上下動をプレス機によって逆転させ、被加工材とパンチをストリッパプレートに加わったバネ力により分離してせん断加工が完了する。被加工材の板厚によって、パンチとダイの隙間であるクリアランスは調整を行う必要がある。クリアランスはせん断した穴や材料の切り口面長さを調整すると共に、せん断荷重や摩擦状態を変える重要な要素である。パンチやダイは被加工材をせん断するにつれて摩耗する。実用的なせん断加工条件の抽出には、加工油の使用や選択、工具材質の選択、最適なクリアランスの選択、工具や金型の精度など、多くの条件を選択して最適化を進める必要がある。

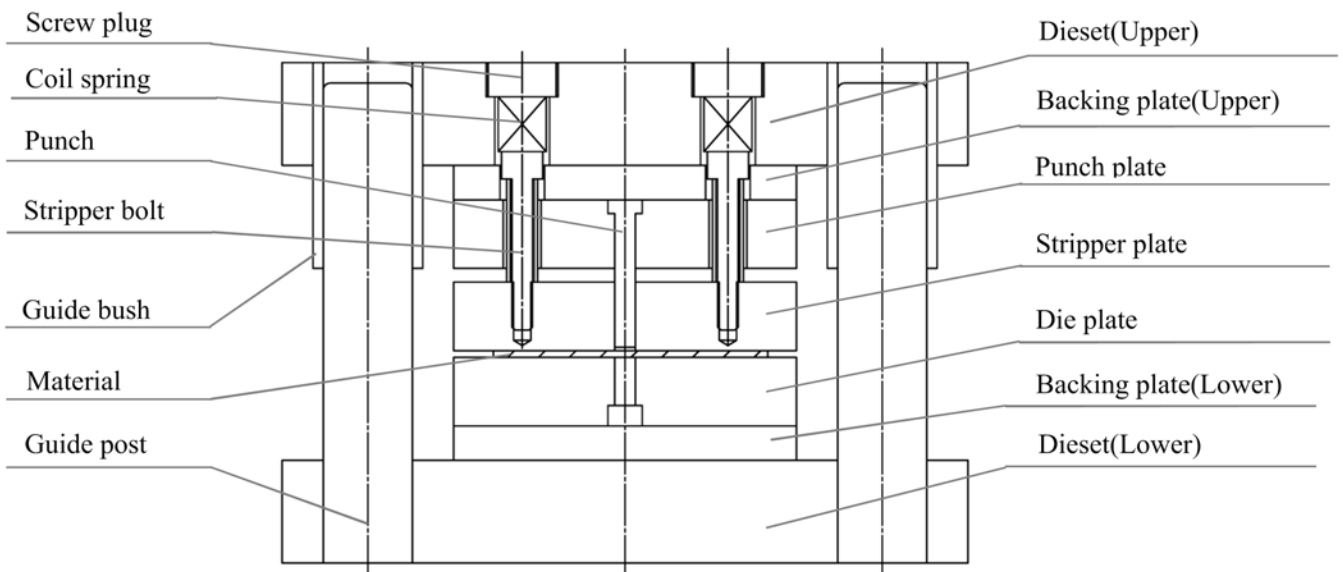


Fig. 1-2 Construction view of tooling for punching

1. 2. 2 切り口面

せん断加工によって得られる切り口面は **Fig. 1-3** に示す大きく 4 つに分類され、だれ、せん断面、破断面、かえりで構成される。金型に設置したパンチによる被加工材のせん断加工では、1 回のせん断加工の中で被加工材は非定常な塑性変形過程を取る。切り口面を得るまでの変形過程は大きく 4 つに分かれる。加工開始時はパンチとダイが材料を挟み込む圧縮変形過程となる。続いて被加工材を工具がせん断するせん断過程があり、亀裂進展過程へと続く。最後に破断分離過程を経て加工が終了する。

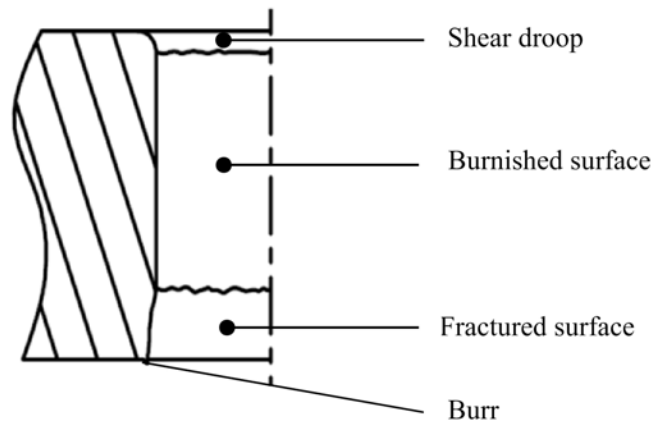


Fig. 1-3 sheared surface in cross section of hole

(1) 圧縮変形過程

パンチが被加工材に接触するとパンチとダイは被加工材から抵抗を受ける。 **Fig. 1-4** に示すように被加工材内部では、パンチ下方の圧縮力とダイ上方の引張力が作用することで材料が引き込まれ、だれが形成される。さらにパンチが下降すると、パンチ刃先とダイ刃先とを結ぶ面上のせん断応力が大きくなることでせん断変形が生じる。このせん断変形が開始するまでが圧縮変形過程である。

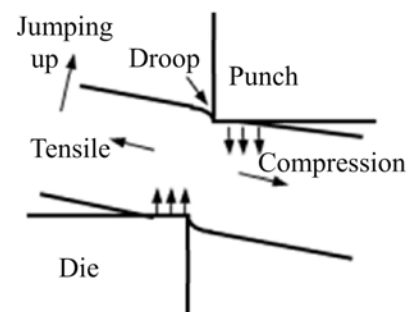


Fig. 1-4 First step of punching [1]

(2) せん断変形過程

せん断変形が開始した後に被加工材は、パンチの下降と共にせん断変形が継続する。せん断加工中の被加工材内部では、 **Fig. 1-5** のように引張荷重と曲げモーメントを生じながら加工が進行する。さらにパンチが下降すると、被加工材内部の引張力よりも圧縮力が高まるため、パンチ端部とダイ端部から亀裂が生じる。せん断変形が発生し亀裂が生じるまでがせん断変形過程である。

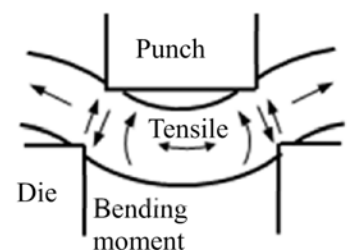


Fig. 1-5 Second step of punching [2]

(3) 亀裂進展過程

パンチとダイから生じた亀裂は、パンチの下降によって成長していく。亀裂の開始点は、パンチとダイの先端部から側面方向に少し離れた点から生じる。これは、パンチやダイの刃先部分で発生する引張力が側面方向に少し離れた点で最大化することに起因する。この亀裂開始点の刃先からのずれが、後に材料が破断後に形成されるかえり発生
の要因となる(Fig. 1-6).

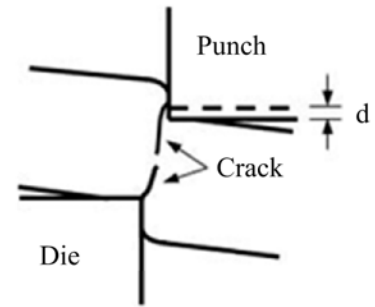


Fig. 1-6 Third step of punching [3]

(4) 破断分離過程

さらにパンチが下降すると、亀裂先端部に応力が集中することで亀裂はより小さな力で成長していく。最終的にはパンチとダイの刃先から発生した亀裂は会合し、被加工材が破断する。破断の会合状態はクリアランスによって変化する。Fig. 1-7 に示すようにクリアランスが適切な場合は、亀裂の先端と先端が会合して凹凸の小さな破断が形成される。クリアランスが大きい場合には亀裂の方向が整わず、亀裂と亀裂の間に新たな亀裂が形成されることで破断に至るため、凹凸が大きく破断面は荒れる。クリアランスが小さい場合には、パンチやダイから発生した亀裂が途中で滞留して再度せん断が始まる 2 次せん断を伴う場合がある。これは変形領域の静水圧が高くなることで亀裂が成長できなくなることによる。

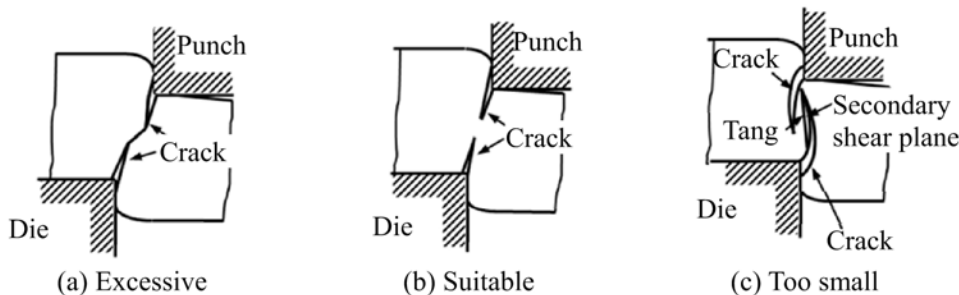


Fig. 1-7 Difference in fracture growth due to clearance [4]

1. 2. 3 クリアランスの設定

パンチとダイの隙間であるクリアランスを変化させると、せん断抵抗が変わり切り口面にある各部の長さは変化する。Fig. 1-8 に代表的なクリアランスと切り口面の関係を示す。クリアランスが大きい場合には、被加工材に掛る曲げモーメントが大きく、せん断変形を生じるまでのパンチストロークが長くなるため、だれが増加する。対して破断は材料内部の曲げモーメントが大きくなることで早期に亀裂が生じるため増加する。かえりについても亀裂の発生位置が刃先から遠ざかるため高くなる。クリアランスが小さい場合には、被加工材内の曲げモーメントが減少するためだれは小さくなる。せん断面は被加工材内部の静水圧が高まるため材料に亀裂が入るタイミングが遅れ伸びる。クリアランスが過少となった場合には、亀裂が進展することなく滞留し再度せん断が開始される二次せん断面を伴う。かえりは小さくなる。適正なクリアランスにおいては切り口面の長さはバランスが取れ、だれから破断面の長さが中位な値を取る。

一般的にクリアランスの設定では、切り口面のせん断面が円滑な面であることから、せん断面を多く取る設定をする場合が多い。破断とかえりを伴う加工となるため、かえりの高さに許容値を設ける場合も多い。したがって、所定の切り口面を得るためにクリアランスを適切に管理する必要がある。切り口面の状態は加工進行につれて工具の摩耗を伴うため、加工初期の状態から連続的に変化する。このため、クリアランスの設定は連続加工による切り口面割合の変化を加味して設定を行う必要がある。

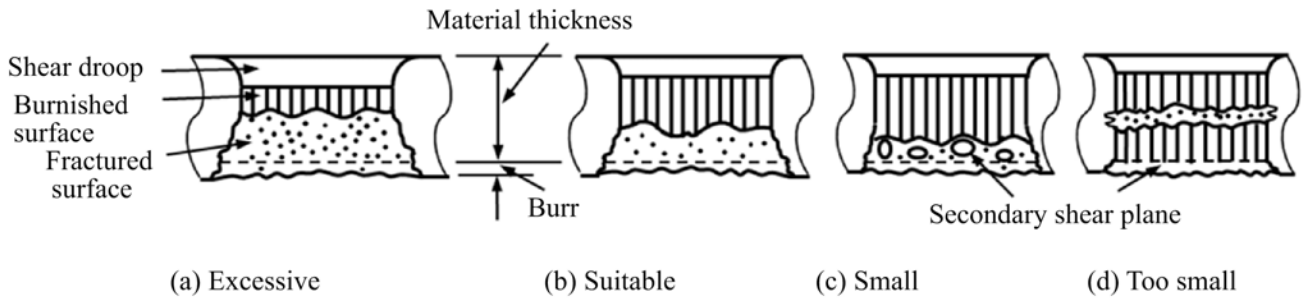


Fig. 1-8 Difference in sheared surface due to clearance

1. 2. 4 工具の摩耗

パンチとダイには加工中に被加工材からの抵抗を受けながらせん断加工が進む。せん断加工ではパンチとダイの刃先に加工力が集中して加工が進むため、被加工材からの抵抗が工具と被加工材の摩擦となり、摩耗が進む。一般的な工具の摩耗形態を Fig. 1-9 に示す。工具の摩耗は刃先摩耗、端面摩耗、側面摩耗に分類される。端面摩耗は主に工具の先端が被加工材を押圧する際に起きた摩耗の結果であり、側面摩耗は被加工材と工具のせん断過程での摩擦に起因した摩耗である。これら 2 つの摩耗が混在する領域が刃先摩耗部である。パンチとダイが同材質の工具であった場合には、工具の摩耗量はパンチの方が大きい。Fig. 1-10 に示すように、パンチの側面部は加工初期のせん断過程では被加工材からの圧縮力や曲げモーメントによる摩擦が起こり、せん断加工後にパンチが元に戻る過程では、せん断した穴の側面に形成したせん断面とパンチの接触が起こる。対してダイはせん断した被加工材との摩擦のみであるため、パンチとダイでは被加工材との接触長さが理論上 2 倍となる。したがって、パンチの側面摩耗がダイの側面摩耗よりも増加し、刃先摩耗も増える。

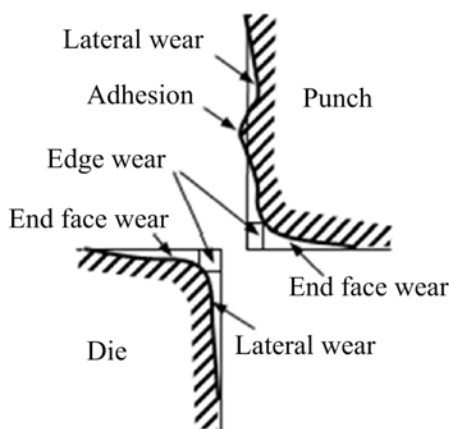


Fig. 1-9 Morphology of tool wear [5]

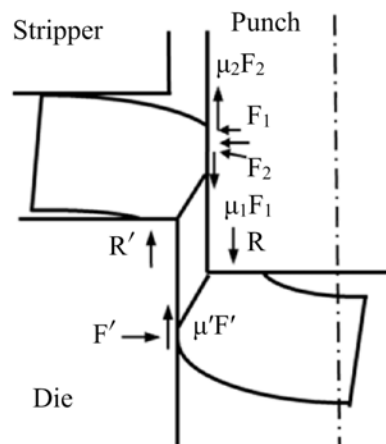


Fig. 1-10 Friction state of tools [5]

工具の摩耗形状は大きく3種類に分かれ、Fig. 1-11に示す Fig.1-11(a)斜め摩耗, Fig. 1-11(b)くぼみ摩耗, Fig. 1-11(c)斜めくぼみ摩耗がある。端面摩耗は端面部のすべり最大値が工具刃先よりも内側で起こることが主因となり、くぼみ摩耗を生じる。くぼみ摩耗が起こると圧力分布が変化するため摩耗位置がずれる。くぼみ摩耗はやがて斜めくぼみ摩耗や斜め摩耗に移行していく。側面部においては刃先に掛る応力が高くなるため、斜め摩耗が起こりやすい。板押えの有無や板押え力、板押えの位置によって被加工材の拘束条件によってはせん断加工後の穴に反りかえりを起こすため、パンチ側面にくぼみ摩耗が生じることで、斜めくぼみ摩耗が発生することがある。

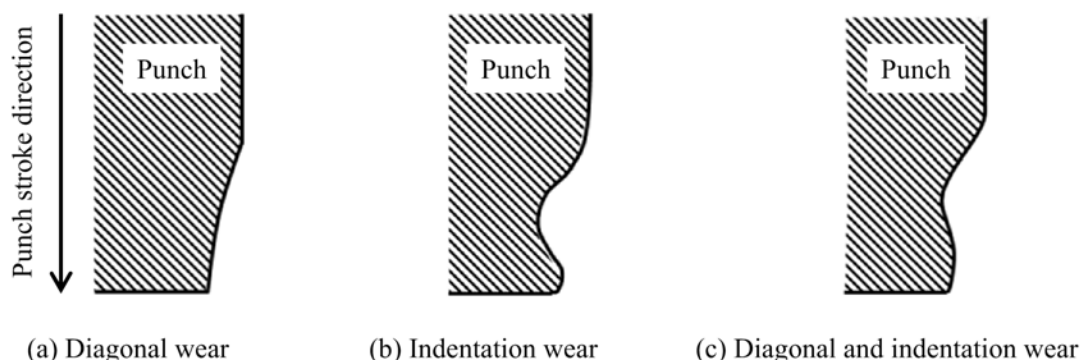


Fig. 1-11 Types of tool wear [6]

工具と被加工材との間に摩擦が起こると凝着を起こす。一旦凝着が起きてもパンチやせん断した材料は連続的に加工が進むため、凝着が剥がれ摩耗粉となり、再度工具に凝着する移着や摩耗粉が工具と被加工材との間に入り工具表面を摩耗させるアブレイブ摩耗を引き起こす。

工具が摩耗すると刃先に集中する応力の緩和が起こるため、せん断変形の発生が遅れてだれが増加する。せん断加工中のせん断力は増加し、亀裂発生のタイミングが遅れる。また、刃先の摩耗による鈍化によって亀裂発生位置が刃先側面側にずれるため、かえりが高くなる。工具側面の摩耗によってクリアランスが増加することによってもだれが増え、かえりが増大する。

これらのようにせん断加工では工具が連続加工中に摩耗して形状が変化する。摩耗を少しでも抑えるための対策として、クリアランスの選択や工具刃先状態を鋭利に保つメンテナンスなどの管理を的確に進める必要がある。

1. 3 マイクロせん断加工

1. 3. 1 マイクロせん断加工の採用事例

マイクロ加工とマクロ加工は明確には定義されていないため、ここでは切り口面の長さをマイクロメートル単位で管理するせん断加工と捉える。マイクロせん断加工の実用化事例は多く、代表的なせん断加工事例を Fig. 1-12 に示す。

時計部品(Fig. 1-12(a))は戦後復興期から量産プレス加工技術の蓄積が図られ、マイクロせん断加工を代表する部品の1つである。被加工材は鉄系材料に始まり銅合金等様々で、主な板厚は0.1 mm から0.3 mm 程度である。その後電子機器の発達に伴い、リードフレーム(Fig. 1-12(b))やハードディスクドライブ用サスペンション(Fig. 1-12(c))、ピックアップドライブ用サスペンション(Fig. 1-12(d))等、板厚0.08mm から

0.12 mm 程度の銅合金やステンレスの薄板をせん断加工する技術が開発され、実用化が進められてきた。特殊なマイクロせん断加工として斜め穴のせん断加工技術が開発され、板厚が 0.1 mm から 0.3 mm 程度のステンレス材に直径 0.01 mm から 0.3 mm 程度の穴を、パンチ挿入方向に対して 0 度から 45 度程度まで傾斜してせん断加工を行う技術が開発され、ガソリン燃料噴射用オリフィスプレート(Fig. 1-12(e))として実用化が図られてきている。

	 <p>Lead pitch: 110 μm http://www.shinko.co.jp/</p>	 <p>http://www.tdk.co.jp/</p>
<p>(a) Watch parts</p>	<p>(b) Lead frame</p>	<p>(c) HDD suspension</p>
		
<p>(d) DVD suspension</p>	<p>(e) Orifice plate for gasoline injector</p>	

Fig. 1-12 Example of micro punching parts

これらの例に示した部品のせん断加工では、パンチやダイの形状を被加工材に転写して加工品の精度をマイクロメートル単位で管理するだけでなく、せん断した穴の切り口面に存在するだれや破断、かえりの切り口面長さをマイクロメートル単位で管理するマイクロせん断加工技術の開発が進められてきた。

1. 3. 2 マクロ加工とマイクロ加工

加工する部品の寸法がマクロサイズからマイクロサイズに小さくなることで、金型や部品加工時の現象は様々に変化する。加工品の精度を 1 μm 単位で管理するための金型は、加工品以上の精度を持たなければ加工が実現しない。金型部品の精度はもちろんのこと、それぞれの部品の位置をずれなく合わせる技術が求められる。被加工材では加工サイズの縮小によって塑性変形力に対する摩擦力の割合が増す。薄肉化に伴って板厚に対する表面の割合が増すため、自由表面の変形挙動が塑性加工に与える影響が増加する。変形に要する加工力が小さくなるため、被加工材の結晶方位や結晶相、結晶粒径の影響を把握することが必要となる[7~10]。このようにマイクロ塑性加工の実現には工具である金型と被加工材の影響を十分に把握してから対策を取ることで精密な加工を実現する必要がある。

マクロのせん断加工とマイクロせん断加工では、切り口面の安定性確保に向けた影響因子が変わる。

Fig.1-13 に切り口面安定化影響因子の比較表を示す。

影響度： 高い (◎)，中位 (○)，低い (—)

要素	影響因子	影響度	
		マクロせん断加工	マイクロせん断加工
金型	工具精度	—	◎
	位置合わせ精度	—	◎
	工具材種	○	○
プロセス条件	クリアランス	◎	◎
	加工温度	○	○
	加工速度	○	○
被加工材	鋼種	○	○
	板厚	◎	◎
	結晶粒径	—	◎
	結晶相	—	◎
	結晶方位	—	◎
	機械的特性	○	○
	潤滑	○	○
加工現象	切り口面長さ	◎	◎
	切り口面安定性	◎	◎
	せん断荷重	○	○
	工具摩耗・凝着	◎	◎
	自由表面	—	○

Fig. 1-13 Comparison of stability in sheared surface affected factor between macro-punching and micropunching

マクロのせん断加工では一般に、板厚に対するクリアランスを設定することで切り口面の長さを決定する。連続加工に伴って工具が摩耗するため、切り口面の安定性が変化する。このため、切り口面安定化に向けては、クリアランスの選択と工具摩耗の抑制が切り口面安定化の主要素として扱われてきた。マイクロせん断加工では、マクロのせん断加工に対して板厚が例えば 1 mm から 0.1 mm のように減少することが多い。クリアランスもマイクロせん断加工の場合の方が小さくなるため、クリアランスが 2~10 μm 程度のマイクロメートルレベルになる場合がある。マイクロメートルのクリアランスは、工具や金型の位置合わせ精度に迫る領域となるため、マクロのせん断加工に対してマイクロせん断加工では、工具精度および位置合わせ精度の影響度が増す。被加工材では、材料内の結晶粒の影響度が増すため、単に耐力や伸びに配慮するだけでなく、結晶粒の影響を考慮する必要性が生じる。連続加工中の切り口面を安定的に加工するためには、凝着の影響を把握する必要性も生じる。したがって、マクロのせん断加工に対してマイクロせん断加工では、切り口面安定化に対して金型や被加工材、連続加工中の工具摩耗や凝着に配慮する必要性が生じるため、せん断加工の難度は増し、切り口面は不均一な状態になりやすい。これらの要素を総合して切り口面の安定化を図る必要がある。

1. 3. 3 工具精度の影響

塑性加工は工具の形状や精度を被加工材に転写する技術である。したがって、工具の精度が被加工材の寸法精度を決めることとなる。せん断加工では、パンチとダイの製作精度によってせん断した穴やせん断された材料の形状精度が決まる。パンチの真円度はせん断した穴の真円度に対応し、ダイとパンチの位置ずれが生じるとクリアランスに偏りを生じることとなる。加工した穴やせん断した材料の切り口面はクリアランスの偏りに対応して不均一となる。クリアランスが偏った場合に特にクリアランスが狭い側では、加工時のせん断力が増すため工具の摩耗が早まる。したがって、マイクロせん断加工では金型の精度が製品品質と工具の摩耗に直結するため、金型の部品精度の向上と位置合わせ精度の向上に依るクリアランスの偏り解消が欠かせない。

一般に金型部品の製作精度は 0.001 mm が最小単位として捉えられている。例として、雄型であるパンチが加工目標値に対して 0.001 mm のずれた状態加工ができたとし、同様に雌型であるダイも 0.001 mm のずれ量で加工したとする。両工具を合わせた誤差は 0.002 mm となる。この誤差 0.002 mm が大きく許容できないか、誤差は小さく許容できるのかはパンチとダイの間隙であるクリアランスの量によって判断が分かれる。

クリアランスは被加工材の板厚に対して設定し、ステンレス材のクリアランスを例にとると板厚に対して 7~15% が推奨されている[11~13]。仮に推奨値の中間である 10% のクリアランスを選択したとすると、板厚が 1 mm の時にはクリアランスは 0.1 mm となる。この時、パンチとダイの製作誤差は合わせて 0.002 mm であるから、クリアランス 0.1 mm に対して製作誤差 0.002 mm が占める占有率は 2% となり、支障は生じない。では、板厚が 2 桁小さくなり 0.01 mm となった時には、板厚の 10% がクリアランス量であるから、クリアランスは 0.001 mm となる。パンチとダイの製作誤差は合わせて 0.002 mm であるから、この場合には工具の製作精度が不足し、パンチとダイが接触して折損するかじりが生じるためせん断加工は実現しない。加えて、金型の誤差は部品の製作精度に留まらず、部品を組み合わせる位置合わせ精度を考慮する必要がある。パンチを組み入れる上型の製作精度も 0.001 mm が最小単位と考えてよく、ダイを組み入れる下型の製作精度も 0.001 mm が最小単位であるため、部品製作誤差と位

置合わせ誤差を合計した金型としての誤差は 0.004 mm となる。したがって、板厚 0.01mm でクリアランス 0.001 mm の実現は、金型の誤差が 0.004 mm 発生するため実現が困難となる。板厚が 0.1mm でクリアランスが 0.01 mm 取れたとしても、この内 0.004 mm が金型の誤差であるから誤差の占有率が 40 % にもなり、偏りやばらつきを生じないプレス加工の実現が困難であることが理解できる。

クリアランスを 1~3 μm で設定する極小クリアランス領域の加工は、過去に中川も加工困難な領域と報告[14]し、位置合わせ精度が 2 μm でカメラとステージを組み込んだ金型を Kibe ら[15]や Joo ら[16]が開発してきた(Fig. 1-14)が、いずれも現状の 0.001 mm 単位の位置合わせ精度は超えられていない。クリアランスをゼロとして加工する工法は青木ら[17, 18]や古閑ら[19, 20]によって報告されてきているが、クリアランスを 2 μm ~10 μm 程度の極小クリアランス領域で、クリアランスを中心位置に調整する報告はなされてきていない。

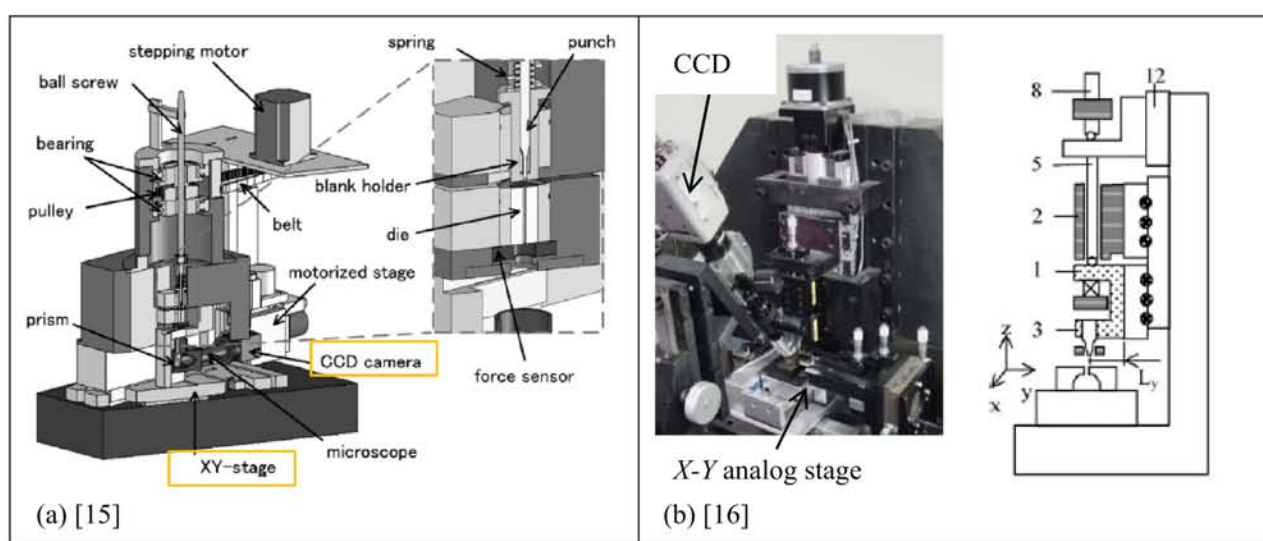


Fig. 1-14 Examples of clearance adjusting system

マイクロせん断加工用金型の高度化には、部品加工精度の向上と位置合わせ精度の向上が求められる。現状 0.001 mm の加工限界を超えてさらに精度を向上するためには、少なくとも 1 桁以上の精度を向上したナノメートル精度の技術が必要となる。

部品加工精度のナノメートル化は、工具の加工方法が多岐に渡るため直ぐには解決ができない部分がある。位置合わせ精度のナノメートル化に関しては、従来の職人によるアナログな位置合わせプロセスを、例えばステージ等を用いてデジタル制御に変更ができれば、金型全体の精度をナノメートル精度化することが実現する。ガイドポストなどの個別部品においても、接触式によるゼロクリアランスを提案している物もあり、これらのステージ技術やガイドポストを採用することで、従来金型の一部を変更してナノメートル精度を実現するクリアランス調整金型を創出できる可能性は高い状況にある。これまでに取り組みがなされてこなかった、デジタル位置合わせが可能な金型によってナノメートル精度の位置合わせ制御を実現し、クリアランスをデジタル制御することで、マイクロせん断加工時の切り口面を安定して加工する技術を開発する時期に来たと言える。

1. 3. 4 寸法効果

マイクロ加工では被加工材の板厚縮小に伴って板厚に対する表面の割合が増す．表面が占める割合が増すことでマクロ加工とは異なった変形状態を加味しなければならない．具体的には，変形単位が小さくなることで材料の結晶粒径と結晶方位，さらに結晶相[7~9, 21~23]の影響を受ける．加工する寸法と結晶粒径の比率によって加工性が異なるようになり[24~27]，薄肉化に伴う表面割合の増加が摩擦の影響を増し[28~30]，自由表面の変形挙動への影響[31]を考慮する必要が生じる．これらの現象を総称して寸法効果と言ひ，マイクロ加工特有の現象に対して，これらを克服した加工技術の開発が望まれてきている．これまでの寸法効果に関する代表例を **Fig. 1-15** に示す．

マイクロ部品加工を行うときの結晶粒径選択についての研究は2000年頃から議論が始まった新しい学術研究項目である．2002年には Engle ら[9]によって $\phi 0.5\text{ mm}$ と $\phi 4.8\text{ mm}$ の材料で，結晶粒径が $65\ \mu\text{m}$ と $17\ \mu\text{m}$ の場合について自由表面の結晶粒がマイクロ成形に与える影響を寸法効果として議論している．この中で，変形の均一性と成形性および変形抵抗の安定性について検討を行い，製品サイズの縮小に伴い結晶粒径が小さいものを選択することが良いことを報告している．

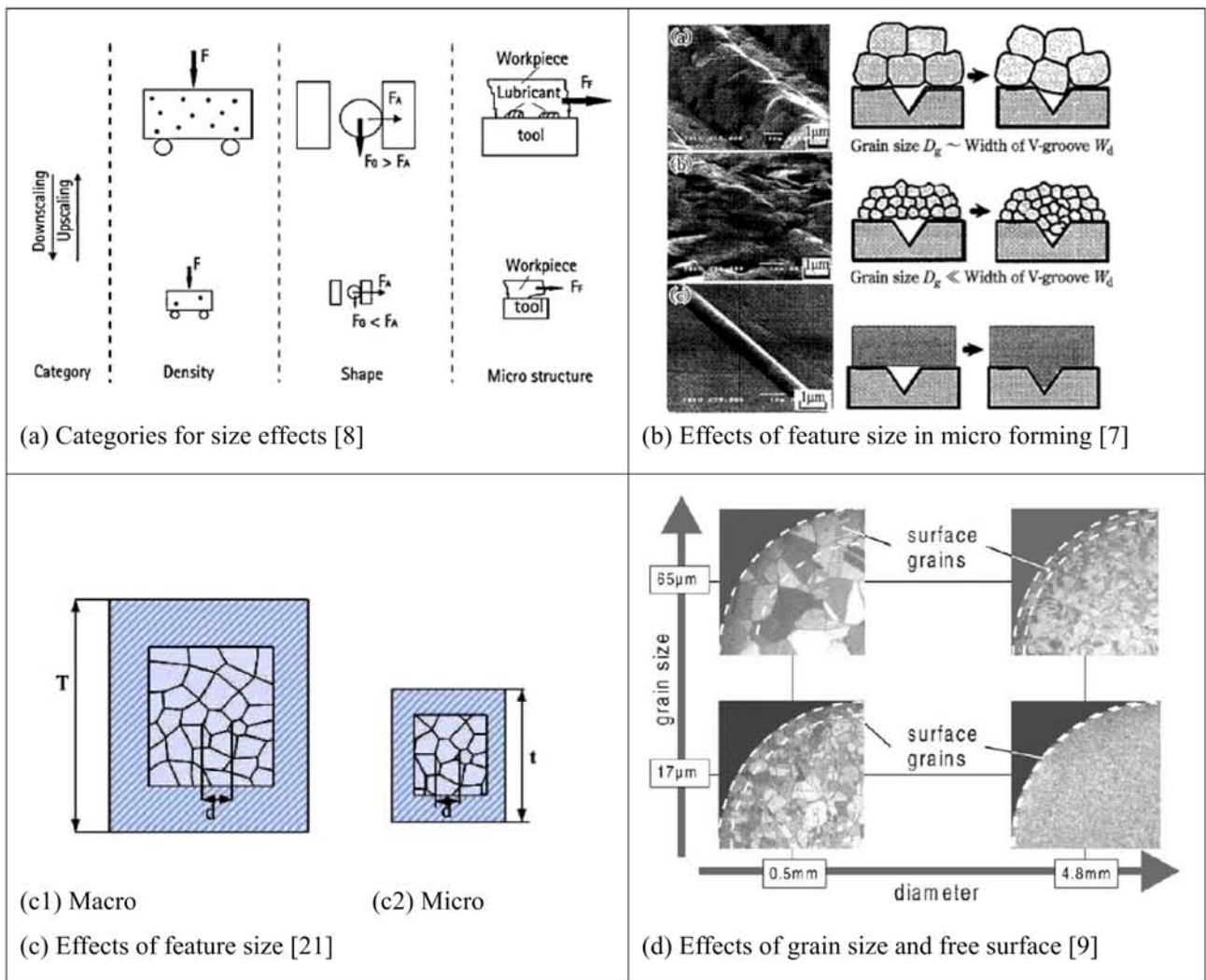


Fig. 1-15 Representative examples of size effect report

マイクロせん断加工における切り口面の安定加工においては、結晶粒径や結晶相、自由表面の結晶粒の変形、さらに結晶粒径とクリアランスの比率等のフィーチャーサイズの影響に関する検証を進め、最適なプロセス条件を求める必要がある。

1. 4 微細粒鋼

1. 4. 1 開発経過

金属材料の微細化は、金属材料の強化方法の 1 つとして研究がなされてきた。一般に金属材料の強化方法には 5 種類に分類され、①固溶強化、②加工強化、③析出強化、④変態強化、⑤結晶粒微粒化強化がある。

①固溶強化は溶解した鉄に炭素を添加して強度向上を図る手法に代表される。②加工強化は、転位を材料内に蓄積させることで加工硬化することによって材料の強度を上げる技術である。オーステナイト系ステンレス SUS304 に対して最終圧延工程でも実用化されている。③析出強化は、析出物を利用した強化方法である。熱処理によって炭化物や窒化物を析出させることで転位の移動を抑制することで材料強度を向上させる。SUS630 など実用化されている。SUS304 材を塑性加工した際に生じる加工誘起マルテンサイト変態は、析出硬化として粒子分散強化に分類される。④変態強化は、熱処理による方法が一般的で、金属組織をフェライト相からマルテンサイトやベイナイト相を生成して強度向上を図っている。⑤結晶粒微粒化強化は、Hall-Petch 則[32~34]によって知られた技術である。

材料の結晶粒微粒化による強度向上技術確立は歴史が浅い。そのメカニズムは 1950 年代に発見され、1970 年代になり、Hall-Petch 則によって結晶粒が小さくなることで材料強度が向上することが知られるようになった。1980 年代になり、結晶粒径を微細化する研究がなされるようになってきた。オーステナイト系ステンレス SUS304 の結晶粒微粒化技術は、1988 年には高木ら[35]、富村ら[36]や加藤ら[37, 38]によって強圧延と逆変態を繰り返して結晶粒を微細化し、結晶粒径を 0.5 μm レベルに整えることに成功している。日本国内では 1990 年代後半になり結晶粒微粒化材の実用化技術開発が本格化し、2000 年代に入って量産技術が確立されたばかりの技術[39~45]である。

⑤結晶粒微粒化方法の代表例を Fig. 1-16 に示す。Equal Channel Angular Pressing(ECAP)法[46,47] (Fig. 1-16(a))は 90 度またはそれ以上の角度を付けた溝の中に被加工材を押し込み、せん断変形を加える方法である。簡便に試料が作成できるが試料は個片に限られるため量産には向かない。High pressure torsion(HPT)法[48, 49] (Fig. 1-16(b))は、溝に入れた被加工材を押圧しながら回転力を加えることでせん断変形を加える方法である。非常に高いひずみを加えられるメリットが有る反面、回転中心と外側部分で結晶サイズやひずみ量が揃わないことに配慮しなければならない。個片処理であるため、量産向きではない。Multi-pass rolling 法[43, 44] (Fig. 1-16(c))は鳥塚と村松が開発した、線材の連続結晶粒微粒化技術である。2 組のロールを使って被加工材を上下に押圧した後にひし形に成形することで、線材内に強ひずみを加え結晶粒を微細化させる。強圧延加工の直後に高周波誘導加熱を行うことで、オーステナイト系ステンレス材に発生した加工誘起マルテンサイト相を逆変態させてオーステナイト相に戻している。オーステナイト相は加工硬化能を持ち、再度強圧延を加えることで結晶粒を微細化することが可能となる。これら強圧延と逆変態を複数回繰り返して微細な結晶粒を持つ線材の加工を実現している。量産対応を可能とした線材の結晶粒微粒化技術である。強ひずみ-逆変態繰り返し法[35~38, 50~53] (Fig. 1-16(d))は、高木ら[35]、富村ら[36]や加藤ら[37, 38]によって据え込み圧延によってひずみを加え、この後に強圧延を実施し

た後に焼なましを行うことで、板厚 1 mm の SUS304 材を結晶粒径 0.5 μm まで微細化する技術である。1990 年代に入り、オーステナイト系ステンレスを強圧延と逆変態を複数回繰り返すことで段階的に結晶粒を微細化していく量産圧延技術を特殊金属エクセルが開発し、量産加工技術を構築して現在に至っている。[52, 53]これらの開発経過から、結晶粒微細化材の製造技術は新たに近年構築が進んできた分野である。

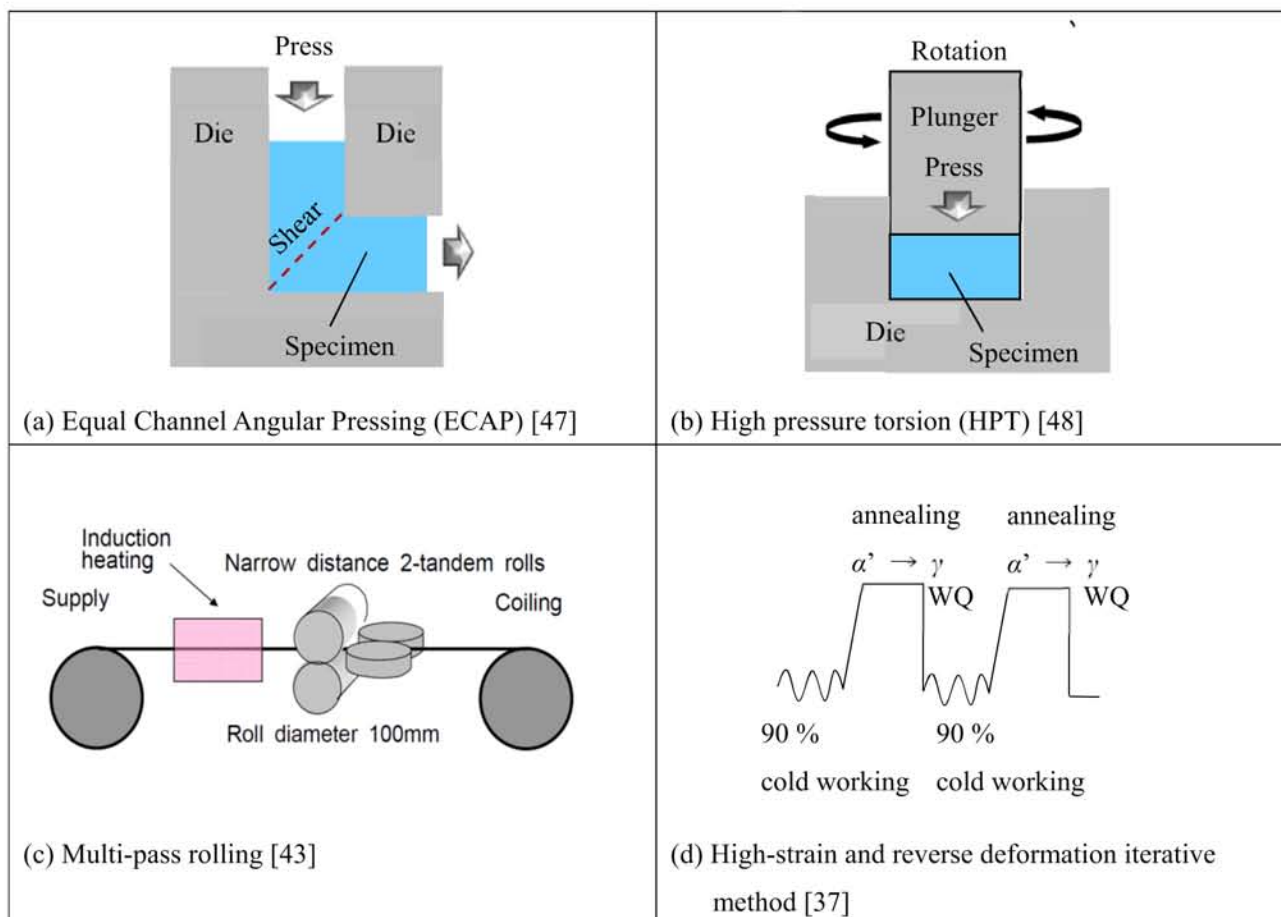


Fig. 1-16 Various types of ultra-fine grained material manufacturing method

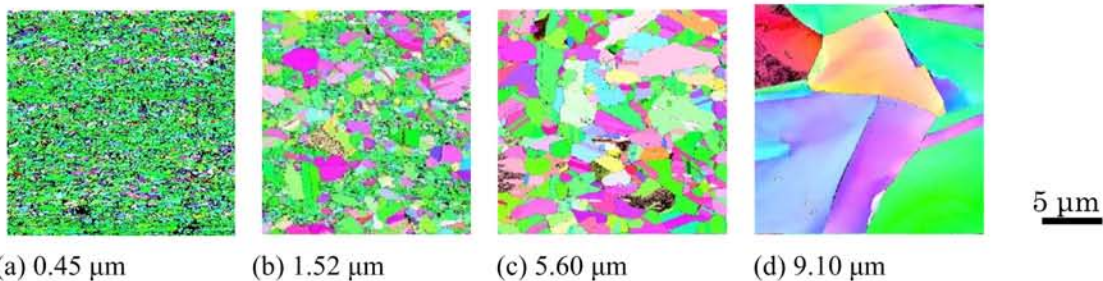
1. 4. 2 微細粒鋼材の機械的特性

S25C や S45C などの炭素鋼の結晶粒微細化材は、従来のフェライトパーライト鋼、ベイナイトや熱処理後のマルテンサイト材に対して、高い強度と絞り性を有することが鳥塚ら[43]によって提案された。結晶粒微細化によって熱処理を行わなくても材料の強度向上と同時に絞りや延性を向上することができる材料である。

オーステナイト系ステンレスの結晶粒微細化技術は小松ら[52]によって開発が進められ、特殊金属エクセルが量産技術を構築した。SUS304 材の結晶粒径を最小で約 0.5 μm まで微細化し、引張強さ 1500 MPa、伸びが ND 方向 3.6 %、RD 方向 16.1 % という仕様が報告[53] (Table 1-1, Fig. 1-17)されている。一般材の引張強さが約 900 MPa、伸びで約 52 % に対して、67%の強度向上を達成している。

Table 1-1 Mechanical properties of SUS304 stainless steel [53]

Sample index		UFGSS1	UFGSS2	UFGSS3	Normal
Vickers Hardness	[HV]	400	300	285	260
Tensile Strength	RD	1266	909	870	937
	[MPa]	1483	935	858	855
Elongation	RD	16.1	47.5	51.1	52.0
	[%]	3.6	49.0	57.5	52.3
Ave. Grain Size [μm]		0.45	1.52	5.6	9.10

**Fig. 1-17** EBSD(Electric Back Scatter Diffraction) IPF map at SUS304 ultra-fine grained material [53]

1. 4. 3 微細粒鋼材の加工特性

被加工材の結晶粒径が加工特性に与える影響は、これまで十分に議論が進んでいない。切削加工やせん断加工について一部が報告されてきたのみである。既存部品を結晶粒微細化材に置き換え、その採用効果について議論することは皆無であり、変形機構の解明について議論が始まった段階にある。

金属の結晶が加工によってどのような影響を受けるかについての研究は、梅本ら[54]が切削加工を行い表面直下の結晶粒がナノメートルサイズまで微細化することを報告している。切削加工によるせん断変形によってサブグレインが発生することを示している。

諸貫ら[55~57]は十分に結晶を肥大化させた銅系材料を用いて切削加工実験を行い、結晶粒界の2次元切削から切削抵抗の違いを調査し、結晶粒界において切削抵抗が高くなることを示した。Leeら[58]はアルミニウムを用いて結晶粒界の切削加工時の変化について調査し、結晶粒界における切削抵抗の上昇を報告している。

せん断加工に関する研究としては、鳥塚ら[43,59]が炭素鋼微細化材のせん断特性を報告(Fig. 1-18)し、結晶粒微細化に伴う強度上昇が、加工した穴のだれを小さくして破断量を増加させる特性を報告している。真鍮材の結晶粒微細化時のせん断挙動を Xu ら[60]が報告し、鳥塚らの報告と同様にだれの減少と破断量の増加を報告している。小松らは SUS304 材の結晶粒微細化材を斜めにせん断加工し、連続加工において結晶粒微細化材はだれ量が安定する[61, 62]ことを見出し、ガソリン燃料噴射用オリフィスプレートへの展開時には、流量ばらつきを 1/4 に抑える[62]製品機能への貢献が報告されている。SUS304 結晶粒微細化材の工具摩耗特性としては、小林ら[63, 64]が 10000 ショットの斜め穴連続加工から、パンチの移

着量が増加する傾向があることを報告している(**Fig. 1-19**)が、1条件のみでの傾向を報告しているに留まり、最適な加工条件の抽出と工具摩耗特性の把握には至っていない。

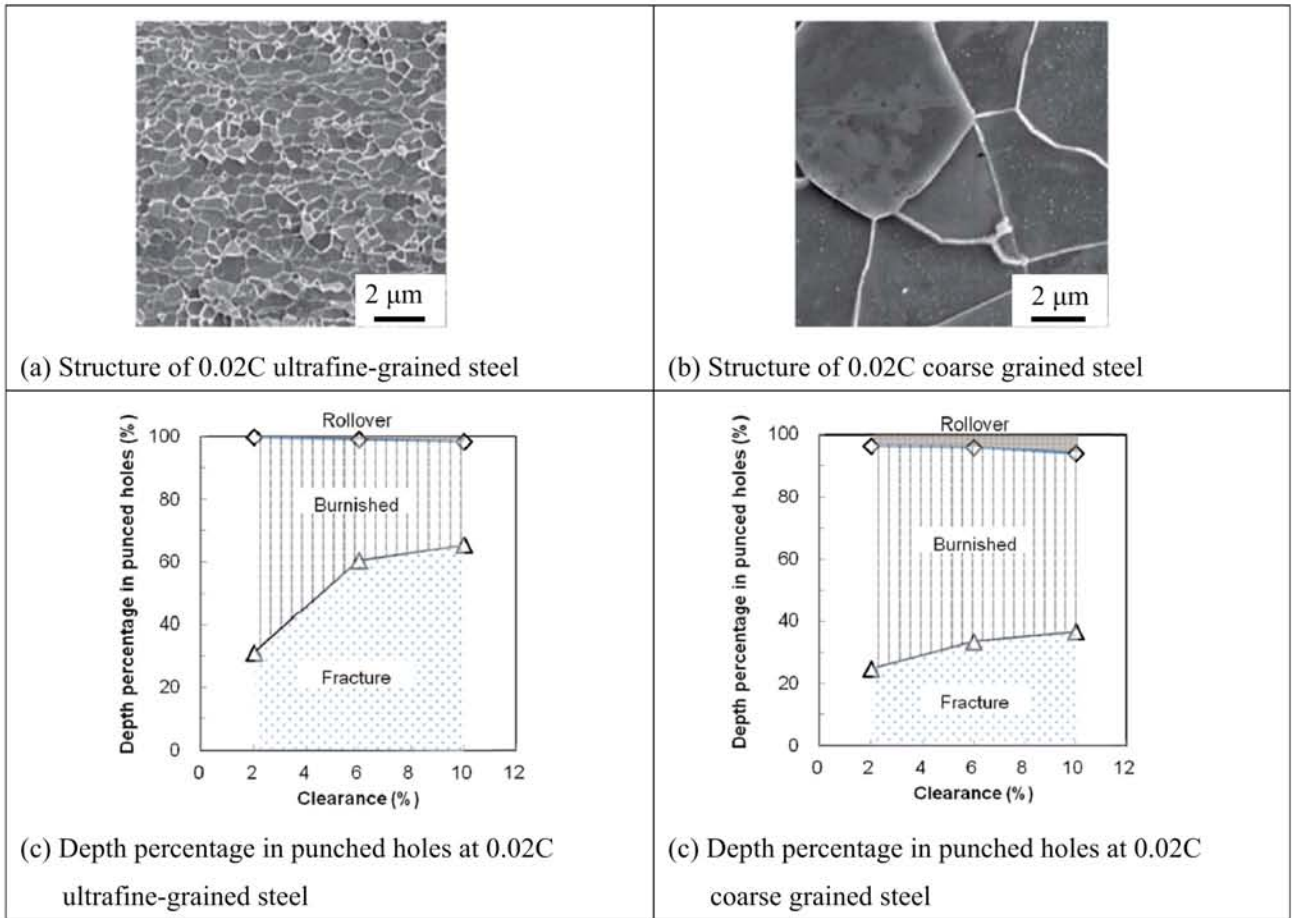


Fig. 1-18 Characterization of sheared edge of ultrafine-grained steel [59]

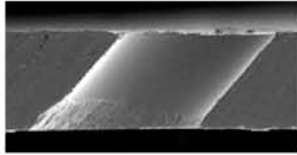
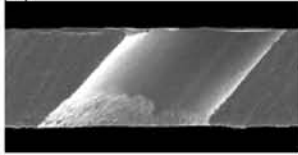

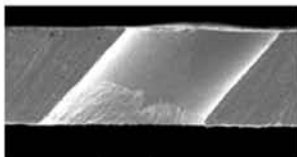
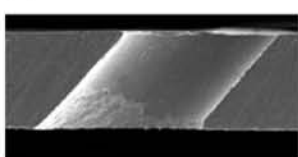
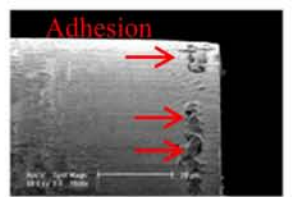
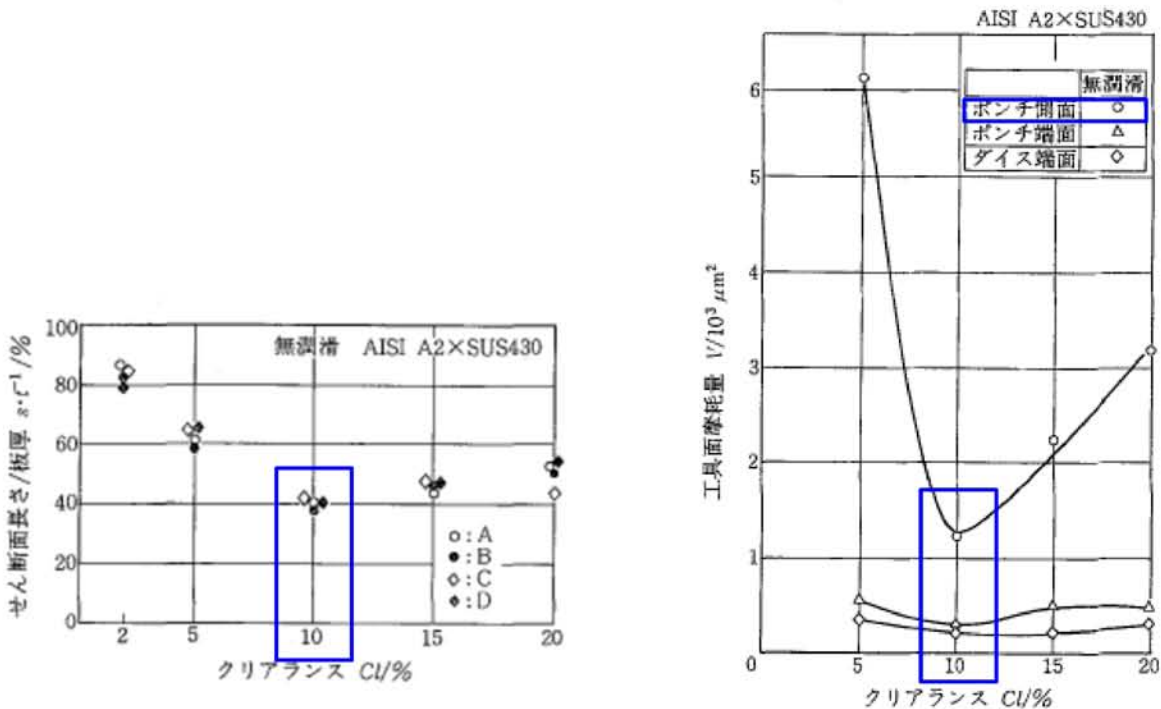
Conditions	t = 0.1 mm, Punch dia. = 0.123 mm, Clearance = 0.005 mm, Slanted angle = 41 degrees		
Grain size	1 st shot	10000 shots	SEM image of punch after 10000 shots
Coarse 9.5 μm	(a)  0.1mm	(b) 	(c)  0.05mm
Ultrafine-grained 0.45 μm	(d) 	(e) 	(f)  Adhesion

Fig. 1-19 Slanted micro-punching characteristics at ultra-fine grained sus304 [63]

ここまでの結晶粒微細化時のせん断加工に関する研究では、結晶粒微細化材の耐力増加と伸びの減少がだれ量と破断量を変化させる議論までである。連続加工時の切り口面安定性と工具摩耗を最適化する取組みは進んできていない。

1. 5 切り口面の安定性確保

これまでマクロのせん断加工における切り口面安定化に関しては、まず材料毎にクリアランスの選択方法について報告がなされてきた。前田ら[12]や高石ら[13]は、工具鋼パンチで板厚 1 mm のステンレス材を用いた実験から、クリアランスを板厚の 10 %~15 %とすることで、切り口面のせん断長さが最小化することで、パンチ側面の移着が減りパンチの側面摩耗が抑制されることを見出した[13] (Fig. 1-20).



(a) Relation between burnished surface length and tool clearance

(c) Relation between tool wear and tool clearance after 30,000 blankings

Fig. 1-20 Effects of clearance on SUS430 punching [13]

切り口面のせん断面長さを産業上の理由等で破断面を少なくしたい場合には、クリアランスを 5 %以下にすることが求められる[65]。これまでの報告[17~20, 59, 66~80]では微小クリアランスについて調査し、切り口面占有率や工具の摩耗について研究が進められてきた。前田らは[71]、板厚 1 mm の SUS304 材がクリアランス 5 %時にパンチの平均摩耗面積がクリアランス 10 %時に対して 10 倍以上増加することを報告した(Fig. 1-21)。これにより SUS304 材のせん断加工ではクリアランスを 10 %以上とすることが推奨されてきた。クリアランスを 0.01 mm 以下とするマイクロメートル単位の条件では、クリアランスを変化させた場合の切り口面占有率の変化を、主に電子顕微鏡による断面観察によって調査が進められてきた。板厚が 0.05 mm 以下のアモルファス材[17, 20] (Fig.1-22 (a), (b))や、アルミニウム材と炭素鋼[78] (Fig.1-22 (c), (d))などが報告されてきた。しかしながら、切り口面の安定性確保については、パンチスト

ロック方向の切り口面の占有率に対するの議論に留まり、せん断した穴の円周方向に対する切り口面の安定化は議論がなされてきていない。また、連続加工における切り口占有率の変化を抑制することは、工具摩耗の抑制に議論が集中し、被加工材の結晶粒径の影響についても議論がなされてきていない。

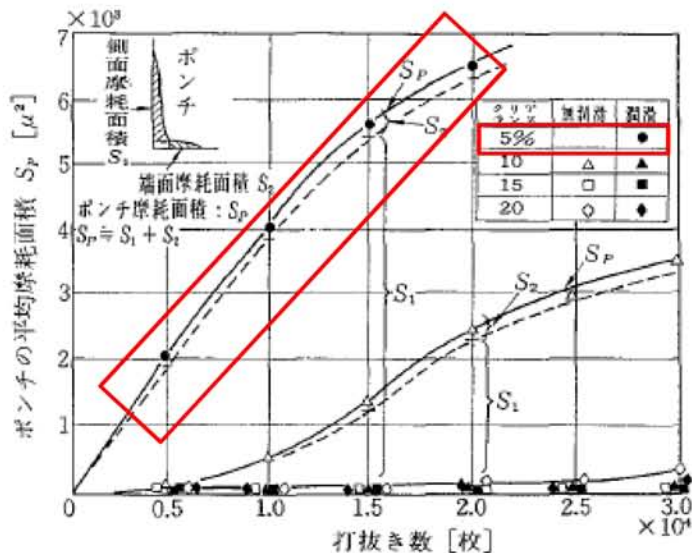


Fig. 1-21 Effects of clearance on SUS304 punching [71]

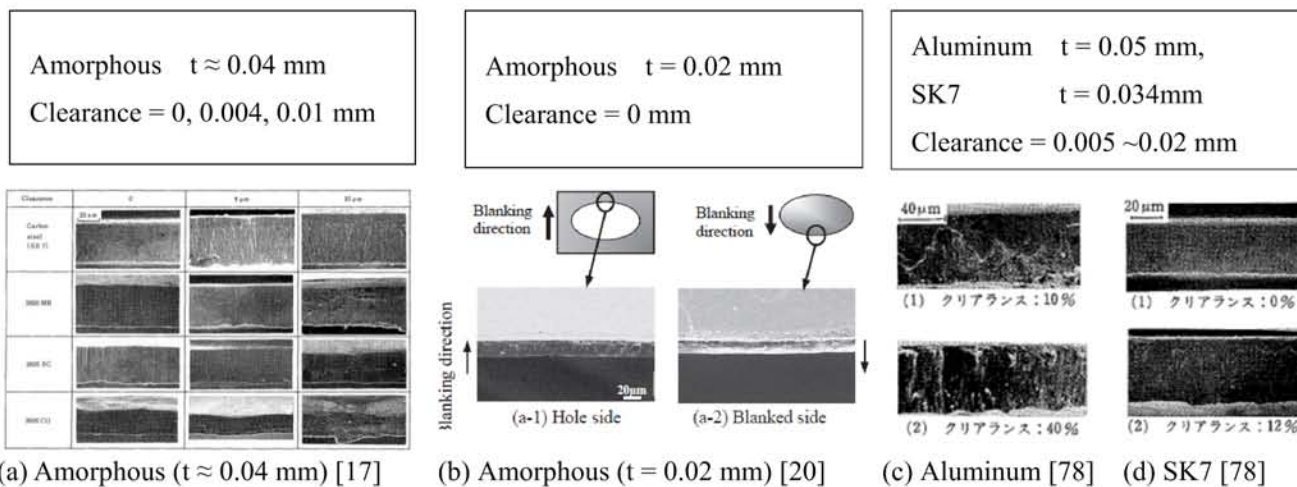


Fig. 1-22 Various report of micro-clearance punching

マイクロせん断加工では切り口面の安定加工を目的として、結晶粒径が $1\sim 2\mu\text{m}$ の微細粒鋼材のせん断加工特性の調査が進められてきた。鳥塚ら[59]は低炭素鋼で結晶粒径が約 $1\mu\text{m}$ の条件でせん断加工を行い、クリアランス変更時の切り口面変化を報告した(Fig. 1-17)。加藤ら[80]は SUS304 結晶粒径約 $2\mu\text{m}$ の条件で垂直穴と斜め穴のせん断加工時硬さ分布を調査してひずみ分布を求め、斜め穴のせん断加工のひずみが高くなることを可視化して報告した(Fig. 1-23)。小松ら[61]は SUS304 結晶粒径 $1.5\mu\text{m}$ の条件で 10000 ショットの斜め穴せん断加工から、微細粒鋼はだれ量が安定することを報告した(Fig. 1-24)が、クリアランスが 5%程度の条件に留まっており、体系的な調査から SUS304 微細粒鋼の加工特性は報告されてきていない。

SUS304, $t = 0.1$ mm, Punch dia. = 0.094 mm, Clearance = 0.003 mm,
Grain size ≈ 0.002 mm, Slanted angle = 30 degrees

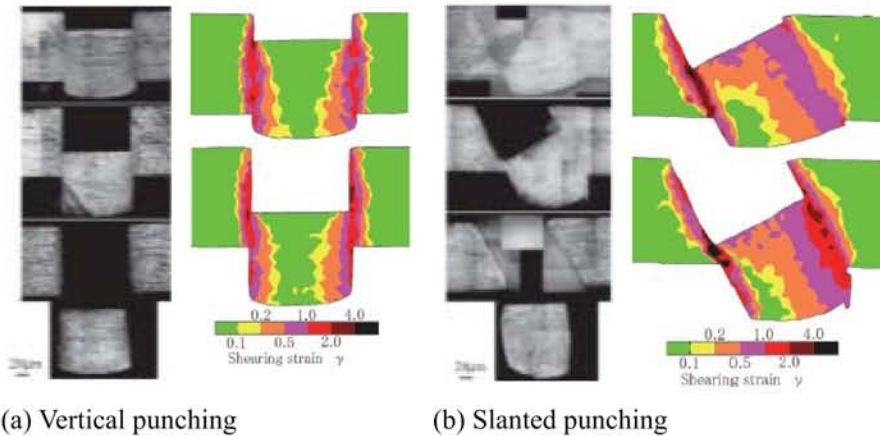


Fig. 1-23 Strain map of vertical and slanted punching [80]

SUS304, $t = 0.1$ mm, Punch dia. = 0.123 mm,
Clearance = 0.005 mm, Slanted angle = 41 degrees

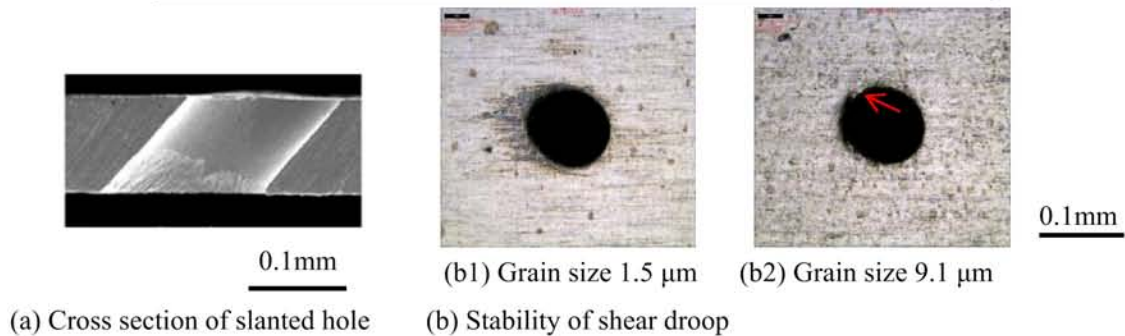
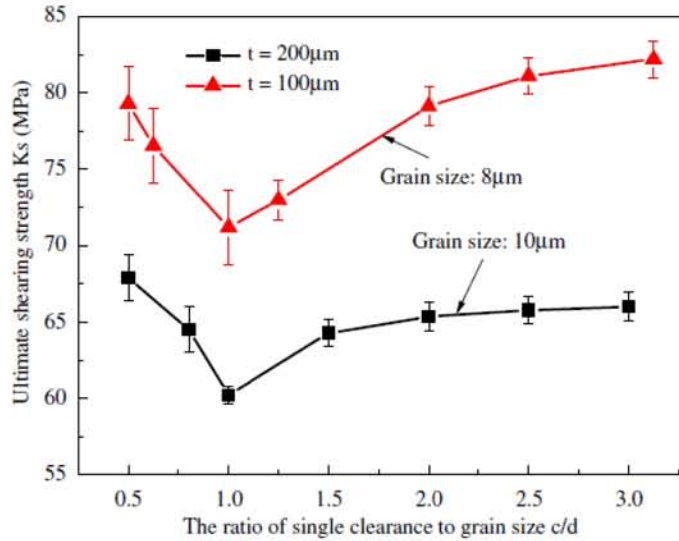
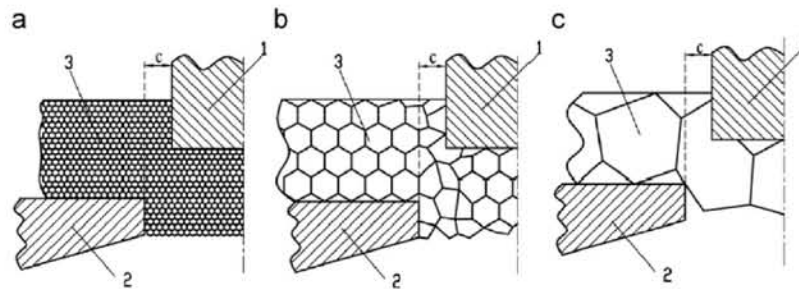


Fig. 1-24 Stability of shear droop in slanted micro-punching [61]

結晶粒径とプロセス条件を比較する寸法効果については、真鍮材を用いた実験で Xu ら[60]が結晶粒径 $8 \sim 10 \mu\text{m}$ の条件で、クリアランスを結晶粒径比で $0.5 \sim 3.0$ とした調査結果を報告している(**Fig. 1-25**)。この調査から、クリアランスを結晶粒径と同一とすることで、せん断最大荷重が最小化することを見出し、マイクロせん断加工時のクリアランスの選択に対して、結晶粒径選択の方法を提案した。しかしながらこの調査では、切り口面の安定性については報告がなされていない。



(a) Effects of ratio of punching clearance to grain size on ultimate shearing strength



(b1) Clearance/Grain > 1 (b2) Clearance/Grain \approx 1 (b3) Clearance/Grain < 1

(b) Size effect model of grain size in micro-punching

Fig. 1-25 Size effect of ratio of punching clearance to grain size on ultimate shearing strength and size effect model [60]

これまでに SUS304 材のマイクロせん断加工では、微細粒鋼の展開において連続加工におけるだれ量の安定化が報告されてきているが、連続加工時の切り口面の安定性や最適なクリアランスの選択、結晶粒径の選択方法を体系的な調査から報告した例はない。したがって、今後のマイクロせん断加工の切り口面安定化にはこれらの研究を進める必要がある。

1. 6 変形機構の解明と最適化

オーステナイト系ステンレス SUS304 材は、加工誘起マルテンサイト変態を伴う。加工誘起マルテンサイトは面心立方構造(fcc)から体心立方構造(bcc)に変態するのに伴い体積が収縮し、強度が上がり伸びを低下させる変態となる。また、加工誘起変態は結晶粒の方位回転を伴わない無拡散のせん断変態であることが知られている。加工温度や塑性変形度合によって加工誘起マルテンサイト量が著しく変化する(**Fig. 1-26**) [81]このため、せん断過程で発生する加工誘起マルテンサイトによって変形は複雑化する[81~85].

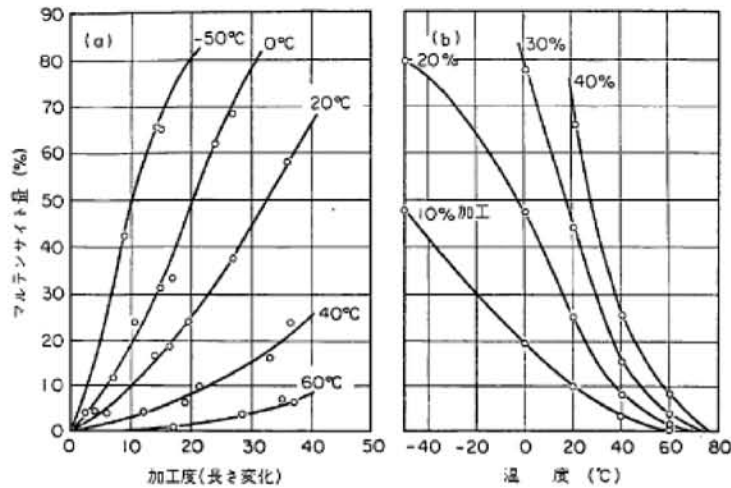
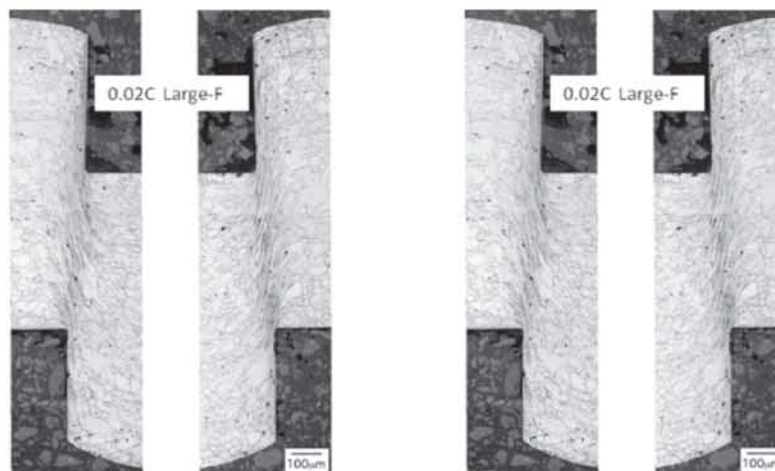


Fig. 1-26 Characteristics of Strain induced martensitic deformation at SUS304 [81]

これまでにマイクロせん断加工における加工誘起マルテンサイト変態とその影響について報告した例は加藤ら[80]の硬さ分布の把握とひずみ量の計算に留まっている(Fig. 1-23). 変形過程の評価についても、穴の断面をせん断の中間過程で停止し結晶組織の流動をエッチングした試料の電子顕微鏡写真から議論する[59] (Fig. 1-27)ため定性的となり、変形過程を加工結果から定量化する取り組みはなされてきていないのが実情である。



(a) 0.02C carbon steel (t = 1mm) (b) Ferrite and perlite steel (t = 1 mm)

Fig. 1-27 Process affected zone in punching specimen [59]

近年、EBSD(Electron Back Scatter Diffraction)装置が開発され、結晶粒の菊池パターンから結晶相の測定や、結晶方位角度の算出を進めることが可能となってきた。これまでに引張試験を用いて結晶粒内に転位が入りひずみが結晶粒内部に蓄積する様子を観察し[86~92], 材料の変形過程を可視化する取り組みが進められてきた。Yoda らはオーステナイト系ステンレス SUS316 材について、ひずみと結晶粒の平均結晶方位差について調査し、結晶粒の変形過程を可視化した[86] (Fig. 1-28). Lim らはタンタル材を用いて、結晶粒の配向による変形抵抗の違いを Schmid's factor として可視化を進めている[87] (Fig.1-29).

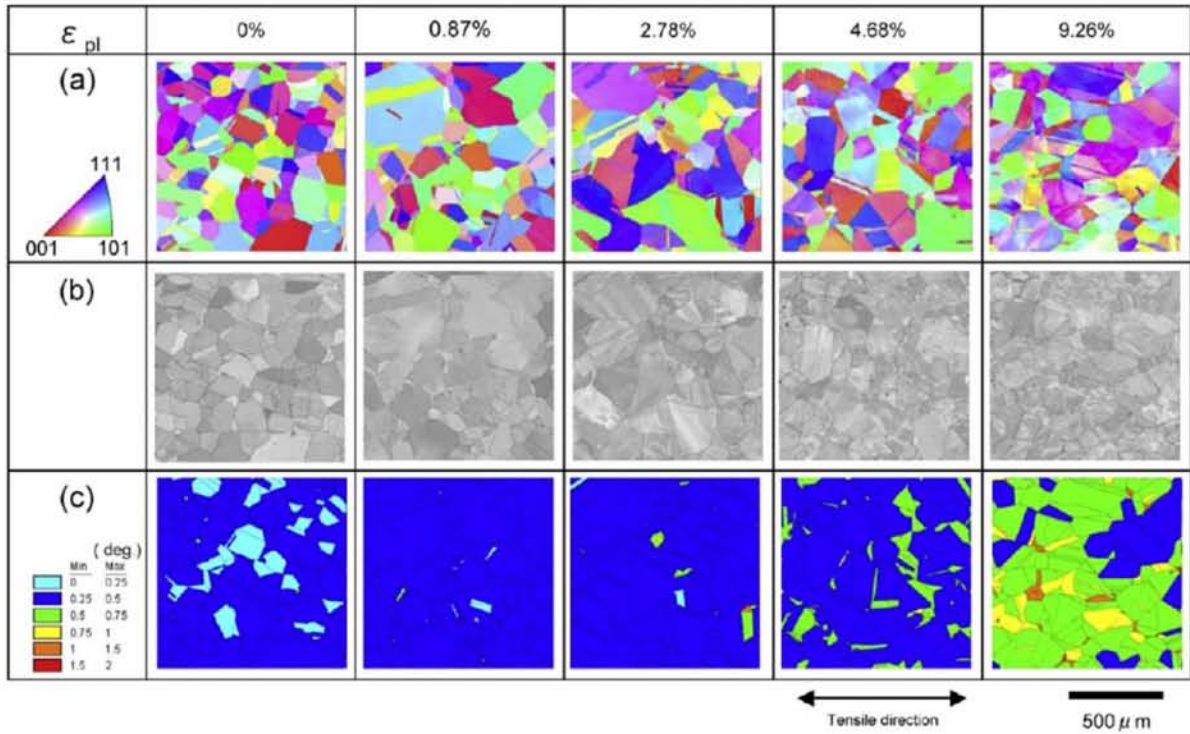


Fig. 1-28 EBSD results for the type 316 normal-grained stainless steel tensile tested by 0–9.26% strain : (a) inverse pole figure maps showing the crystal orientations parallel to ND of the observed planes, (b) image quality maps and (c) average misorientation maps. [86]

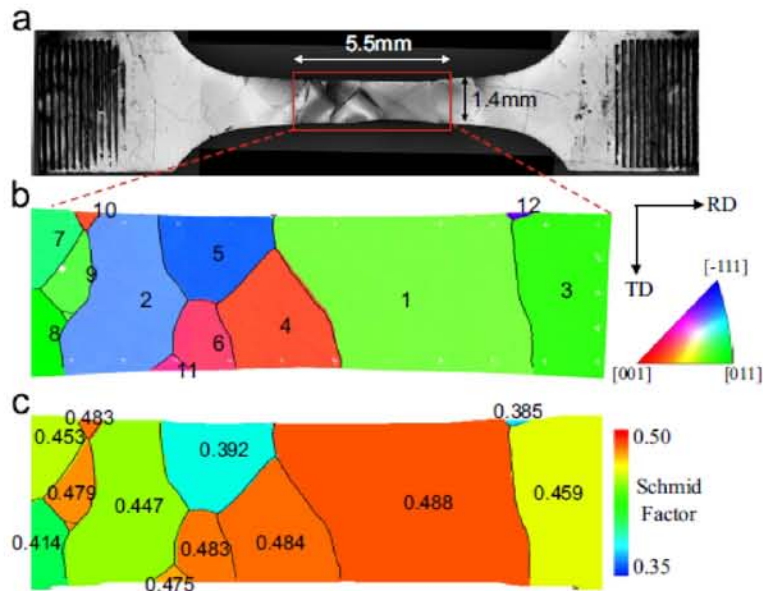
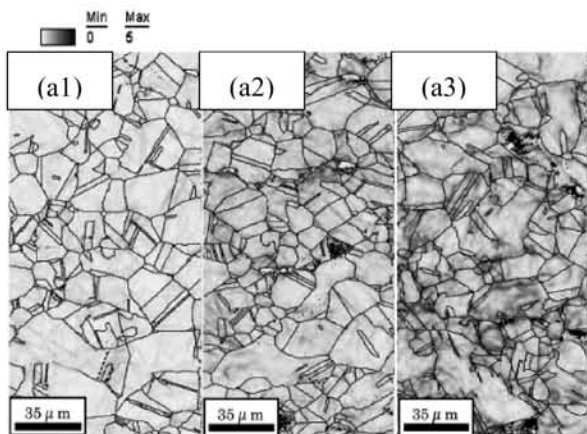
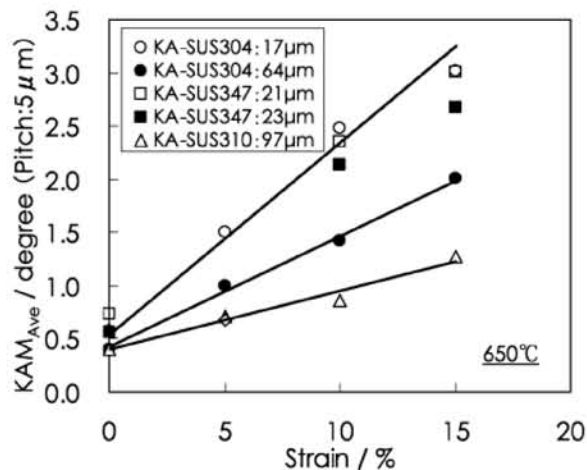


Fig. 1-29. (a) An optical micrograph of the tantalum oligocrystal tensile specimen, (b) initial grain orientations within the region of interest with respect to the loading direction and (c) the maximum Schmid's factor of each grain using 24 $(110)\{111\}$ slip systems. [87]

EBSDによる調査項目の内、KAM(Kernel Average Misorientation)値は引張試験による塑性変形中に相当塑性ひずみと対応することが報告されている[89~92]. 野村らはオーステナイト系ステンレス鋼の結晶粒径の違いによるひずみとKAM値との対応が直線的に変化していくことを報告している(Fig. 1-30).



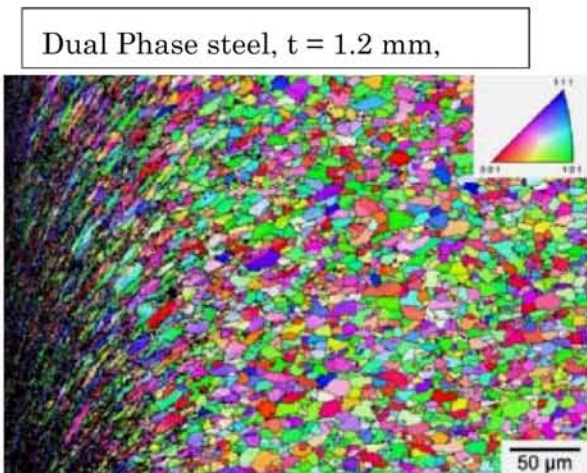
(a) KAM maps of SUS304 (Grain Size : 17 μm)
 (a1) Interrupted at 5%, (a2) at 10%, (a3) at 15%



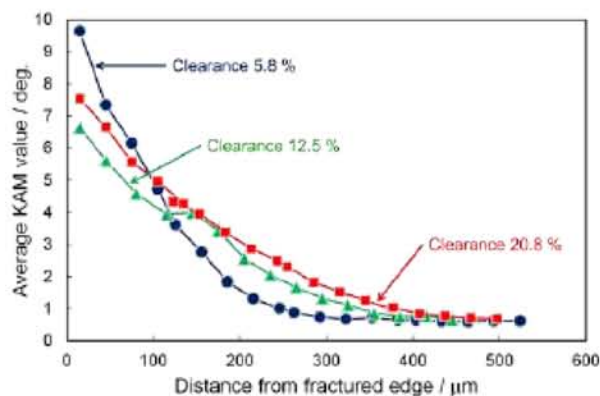
(b) Plastic strain dependence of misorientation calculated by KAM for austenitic stainless steels

Fig 1-30 Plastic strain dependence of KAM [89]

各種加工における結晶粒の変形状態のEBSD解析では、デュアルフェーズ鋼のせん断加工において穴の加工断面の結晶方位解析が進められ、穴の外周方向に結晶方位差を総和し、穴の側面部においてKAM値が高く、相当塑性ひずみが高くなっていることが報告された(Fig. 1-31) [93].



(a) Crystal orientation map fractured edge in dual phase steel (Clearance 5.8 %)

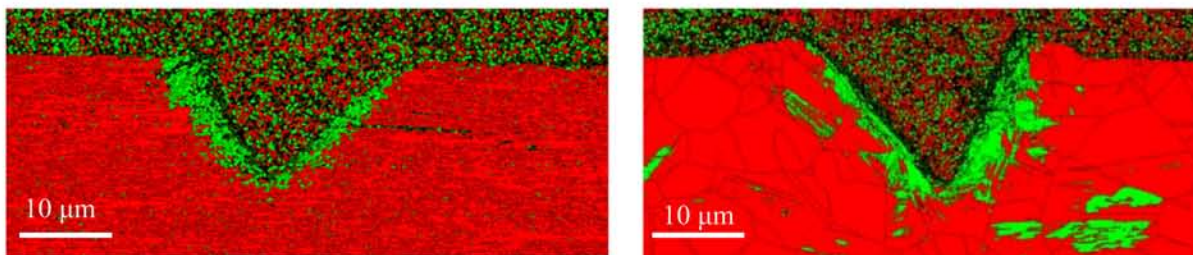


(b) Average KAM value distribution of fractures fractured edge in dual phase steel

Fig. 1-31 Quantification results of process affected zone in punched hole by EBSD Average KAM value [93]

曲げ加工では、結晶粒のひずみ具合を板厚全体に渡って測定[94]する取り組みも始まっている。切削加工では、小松が SUS304 材にマイクロ切削加工を行い、結晶粒微細化材の加工誘起マルテンサイト相分布が均質化することを報告した(Fig. 1-32) [95]。ここまで、各種加工において EBSD による方位解析から結晶粒変形状態の可視化が進められてきているが、EBSD の解析結果を定量化して加工プロセス条件の最適化を目指す議論はなされてきていない。マイクロせん断加工における切り口面の安定化に向けて、結晶粒の変形状態とプロセス条件を最適化する、研究を進める必要がある。

Color : Red : γ Phase, Green: α' Phase

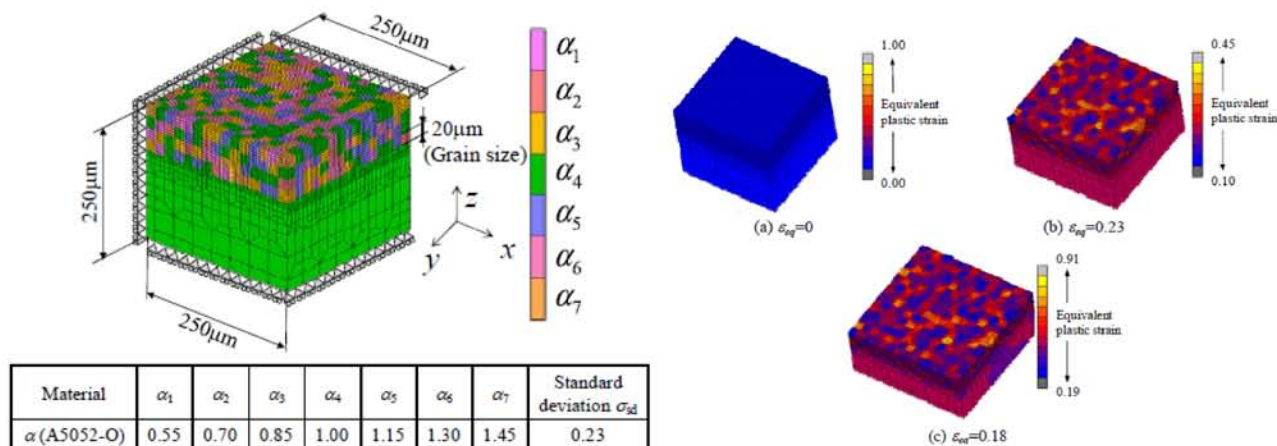


(a) Grain size 1.5 μm

(b) Grain size 9.1 μm

Fig. 1-32 Strain induced martensitic deformation characteristics in micro-cutting at SUS304 [95]

塑性変形過程の解析には FEM(Finite Element Method)解析の技術が開発されてきた。せん断加工においても多くの解析技術が開発され、破断条件式を与えることで破断を含んだせん断加工全体の解析が実用化されてきている[96~109]。マイクロメートル単位で加工を進めるマイクロ塑性加工分野では、結晶粒の強度と結晶粒径が異なる条件を与え、圧縮変形の結晶粒径依存性[110](Fig. 1-33)や、自由表面荒れが生じる過程の解析結果[110,111]が報告されてきた。



(a) 3D FE model considering material inhomogeneity for uni-axial and bi-axial tensile deformations

(b) Free surface roughening behavior during bi-axial tension state

Fig. 1-33 Material inhomogeneity FEM model [110]

ここまでの変形機構の解明に関する報告から、EBSDによる結晶粒の方位解析によってマイクロせん断加工時の結晶粒のせん断変形を特定できる可能性が示唆されてきていることがわかる。しかしながら、実際に切り口面の安定化に向けた取り組みとして、結晶粒径とプロセス条件を定量データから議論する試みはなされてきていない。FEMについても結晶粒径と結晶強度を加味した解析手法が開発され、マイクロせん断加工条件の解析を行える環境が整ってきた段階にある。SUS304材は加工中に加工誘起マルテンサイト変態が起こる材料であり、せん断加工中の結晶粒のせん断変形機構を解明することは、高精度高耐用なせん断加工技術を創出する上で重要である。近年、微細粒鋼の製造技術が開発され、切り口面品質の向上や安定加工を期待できる状況になってきた。しかしながら、結晶粒径やクリアランスを体系的に解明した研究はなされてきておらず、微細粒鋼材の普及を遅らせる要因の1つとなっている。材料の変形過程をEBSDによって定量化し、FEMを使ってより広範な条件に対応する解析条件を整えられれば、結晶粒径の選択とプロセス条件の最適化を実現できると考えられ、これらの研究を進める学術的および社会的な価値は大きいと考えられる。

1. 7 マイクロせん断加工の課題

これまでのマクロのせん断加工では、板厚に対する比率として表すクリアランスは、工具摩耗の抑制を主眼としてせん断面長さを短くし、工具寿命と連続加工時の切り口面安定性を両立するプロセス条件が報告されてきた。これに対してマイクロせん断加工では、せん断加工を進めるための金型の精度不足が健在化し、現状のマイクロメートル単位の工具や位置合わせ精度を、少なくとも1桁以上向上したナノメートル精度の実現を図る必要があることを示した。加えて、材料の結晶粒径がせん断加工に与える影響が増し、SUS304材では加工誘起マルテンサイト変態が起こり、結晶相や結晶方位のせん断加工への影響が増して切り口面が不均一になることが懸念されることを述べた。近年、SUS304材で微細粒鋼材の開発がなされ、マイクロせん断への適用が試みられてきている。EBSDやFEMによってマイクロ塑性加工やマイクロせん断加工現象の解析を進める取り組みが始められている。しかしながらこれまでの研究では、材料の結晶粒径とプロセス条件を最適化するために実験や解析を通じて総合的に検討進めてきた研究は進められてきていない。

このような現状では、従来のマイクロせん断加工の常識を塗り替える革新性を持った加工技術を創出することはできない。Fig. 1-34に示すように、SUS304材のマイクロせん断加工における切り口面の安定加工のためには、以下の4つの検討を進め、特に材料の結晶粒径とプロセス条件の影響を明らかにする必要がある。

検討事項：

- ① 工具位置合わせ精度がマイクロせん断に及ぼす影響の実験的検証
- ② 材料の結晶粒径がマイクロせん断加工安定性および工具摩耗に及ぼす影響の実験的検証
- ③ 材料の結晶粒径およびクリアランス条件におけるマイクロせん断変形形態の定量解析
- ④ 実験的検証および数値解析によるマイクロせん断加工に適した結晶粒径およびプロセス条件の解明

これらの検討を進め、マイクロせん断加工の切り口面安定化機構を解明し、SUS304 材に限らず他材料の検討に対しても指針となる切り口面安定化の評価方法の提供や、切り口面の安定加工によるマイクロせん断加工採用領域の拡大を目指すことが可能となると考えられる。

影響度： 高い (◎)，中位 (○)，低い (—)

要素	影響因子	マクロせん断加工		マイクロせん断加工	
		影響度		影響度	検討事項
金型	工具精度	—	↕	◎	①工具位置合わせ精度がマイクロせん断に及ぼす影響の実験的検証
	位置合わせ精度	—		◎	
	工具材種	○		○	
プロセス条件	クリアランス	◎		◎	②材料の結晶粒径がマイクロせん断加工安定性および工具摩耗に及ぼす影響の実験的検証
	加工温度	○		○	
	加工速度	○		○	
被加工材	鋼種	○		○	③材料の結晶粒径およびクリアランス条件におけるマイクロせん断変形形態の定量解析
	板厚	◎	◎		
	結晶粒径	—	◎		
	結晶相	—	◎		
	結晶方位	—	◎		
	機械的特性	○	○		
加工現象	潤滑	○	○	④実験的検証および数値解析によるマイクロせん断加工に適した結晶粒径およびプロセス条件の解明	
	切り口面長さ	◎	◎		
	切り口面安定性	◎	◎		
	せん断荷重	○	○		
	工具摩耗・凝着	◎	◎		
	自由表面	—	○		

Fig. 1-34 Comparison of stability in sheared surface affected factor between macro-punching and micropunching

1. 8 研究の目的

ここまでマイクロせん断加工の分野では、必ずしもマクロ加工の結果が適用できず、金型の精度の不足が高耐用で安定した加工を困難にしていることを明らかにした。近年、結晶粒微細化材が開発され、切り口面品質の向上などが報告され始めているが、結晶粒径やプロセス条件について体系的に捉えた研究はなされてきていない。結晶粒微細化材の変形過程を定量化し、FEM などによってより広範な条件に適用するための取り組みも切削等の一部の加工に限られてきたことを述べた。

そこで本研究では、これらマイクロせん断加工における課題解決を目指すこととした。特に切り口面の安定確保に向けて、結晶粒径とプロセス条件の影響を解明することを目的として研究を行うこととした。

具体的には、金型の位置合わせ技術の精度向上に取り組み、材料には広く普及が進み且つ加工誘起マルテンサイト変態を伴って変形が複雑な SUSU304 材を被加工材として、結晶粒径がせん断加工特性に与える影響の解明に関する下記検討を行うこととした。

- ①工具位置合わせ精度がマイクロせん断加工に及ぼす影響の実験的検証
- ②材料の結晶粒径がマイクロせん断加工安定性および工具摩耗に及ぼす影響の実験的検証
- ③材料の結晶粒径およびクリアランス条件におけるマイクロせん断変形形態の定量解析
- ④実験的検証および数値化解析によるマイクロせん断加工に適した結晶粒径およびプロセス条件の解明

この研究によって実用展開が可能なナノメートル精度金型の製作技術を創出し、今後の結晶粒微細化材評価の指針となる EBSD による加工変形状態の定量化に取り組み、EBSD による検証結果と FEM による解析結果の整合から、より広範な加工条件を対象とできる解析条件の提供を目指すこととした。

1. 7 本論文の構成

本論文の構成について各章の概要を以下に示す。

第1章の序論では、研究の背景、せん断加工とマイクロ加工の特徴と課題を明確にし、研究の目的と論文の構成について示した。

第2章では、ナノメートル精度位置合わせ金型の開発を行い、デジタルクリアランス調整を行うことで、クリアランスを 10nm 単位で調整するプロセスを開発した。

第3章では、SUS304 材のせん断特性を連続加工から明らかにし、材料の結晶粒径が切り口面長さおよび工具摩耗に与える影響を示した。

第4章では、材料の結晶粒径が微細穴切り口面へ与える影響を調べ、EBSD による解析の結果から、結晶粒のせん断変形機構を解明した。

第5章では、FEM 解析を行い、EBSD 定量解析の結果との総合評価によって切り口面の安定性確保に対する材料の結晶粒径とプロセス条件の影響を解明した。

第6章では、1章から5章まで各章で得られた結果の総括を行った。

参考文献

- [1] せん断加工 -プレス切断加工の基礎と活用技術-, 日本塑性加工学会編, (2016), 12, コロナ社.
- [2] せん断加工 -プレス切断加工の基礎と活用技術-, 日本塑性加工学会編, (2016), 13, コロナ社.
- [3] せん断加工 -プレス切断加工の基礎と活用技術-, 日本塑性加工学会編, (2016), 15, コロナ社.
- [4] せん断加工 -プレス切断加工の基礎と活用技術-, 日本塑性加工学会編, (2016), 16, コロナ社.
- [5] 青木勇 : 塑性と加工, **27-300**, (1986), 140-150.
- [6] せん断加工 -プレス切断加工の基礎と活用技術-, 日本塑性加工学会編, (2016), 47, コロナ社.
- [7] 早乙女康典 : 塑性と加工, **49-570**(2008), 614-618.
- [8] Vollertsen, F., Biermann, D., Hansen, H. N., Jawahir, I. S. & Kuzman, K. : CIRP Annals, **86**(2009), 566-587.
- [9] Engel, U., Eckstein, R. : Journal of Materials Processing Technology, 125-126, (2002), 35-44.
- [10] Wang, S. H. (Ed.): Nanostructured metals and alloys, (2011), 747-786, Woodhead Publishing Limited.
- [11] せん断加工 -プレス切断加工の基礎と活用技術-, 日本塑性加工学会編, 172, コロナ社.
- [12] 前田禎三・青木勇 : 塑性と加工, **14-152**(1973), 697-708.
- [13] 高石和年・前田禎三 : 塑性と加工, **23-262**(1982), 1066-1073.
- [14] 中川威雄・鈴木清・坂上啓二 : 生産研究, **34-6**, (1982), 67-70.
- [15] Kibe, Y., Okada, Y. & Mitui, K. : International journal of Mechanical Tools Manufacturing, 47, (2007), 1728-1737.
- [16] Joo, B. Y., Rhim, S. H., Oh, S. I. : journal of Mechanicals Processing Technology, 170, (2005), 593-601.
- [17] 青木勇 : 塑性と加工, **27-306**, (1986), 860-867.
- [18] 青木勇 : 塑性と加工, **27-308**, (1986), 1078-1083.
- [19] 古閑伸裕・塚越恒平 : 塑性と加工, **55-646**, (2014), 1024-1028.
- [20] 古閑伸裕・生島章之・山口貴史 : 塑性と加工, **57-660**, (2016), 41-46.
- [21] Kals, T. A., Eckstein, R. : Journal of Materials Processing Technology, 103, (2000), 95-101.
- [22] Fu, M. W., Chan, W. L. : Materials and Design, 32, (2011), 4738-4746.
- [23] Lie, J. G., Fu, M. W., Lu, J., Chan, W. L. : Computational Materials Science, 50, (2011), 2604-2614.
- [24] Lai, X., Peng, L., Hu, P., Lan, S., Ni, J. : Computational Materials Science, 43, (2008), 1003-1009.
- [25] Mahabunphachai, S., Koc, M. : International Journal of Machine Tools & Manufacture, 48, (2008), 1014-1029.
- [26] Gao, Z., Peng, L., Yi, P., Lai, X. : Journal of Materials Processing Technology, 219, (2015), 28-41.
- [27] Mahabunphachai, S., Koc, M. : Journal of Power Sources, 175, (2008), 363-371.
- [28] Engel, U. : Wear, 260, (2006), 265-273.
- [29] Vollertsen, F., Hu, Z. : Annals of the CIRP, **55-1**, (2006), 291-294.
- [30] Engel, S. U. : Wear, 266, (2009), 596-599.

- [31] Furushima, T., Tsunozaki, H., Manabe, K., Alexandrov, S. : *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, **76**, (2014), 34-48.
- [32] Hall, E. O. : *Proceedings of the Physical Society of London*, **B64**, (1951), 747-753.
- [33] Petch, N. J. : *Journal of the Iron and Steel Institute*, **174**, (1953), 25-28.
- [34] Hansen, N. : *Scripta Materialia*, **51**, (2004), 801-806.
- [35] 高木節雄・谷本征司・富村宏紀・徳永洋一：鉄と鋼，**74-6**，(1988)，1052-1057.
- [36] 富村宏紀・高木節雄・徳永洋一：鉄と鋼，**74-8**，(1988)，1649-1655.
- [37] 加藤正仁・鳥阪泰憲：鉄と鋼，**84-2**，(1998)，127-130.
- [38] 加藤正仁・鳥阪泰憲：鉄と鋼，**91-9**，(2005)，694-699.
- [39] 井上忠信・鳥塚史郎・長井寿：日本金属学会誌，**69-11**，(2005)，934-942.
- [40] 長井寿：溶接学会論文集，**21-1**，(2003)，142-147.
- [41] 長井寿：日本機械学会論文集 A 編，**70-698**，(2004)，1351-1355.
- [42] Nagai, K. : *日本鉄鋼協会講演論文集*，**14-2**，(2001)，353-356.
- [43] Torizuka, S., Muramatsu, E., Murty, S. N., Nagai, K. : *Scripta materialia*, **55-8**, (2006), 751-754.
- [44] Torizuka, S., Ohmori, A., Narayana Murty, S. V. S., Nagai, K. : *Scripta materialia*, **54-4**, (2006), 563-568.
- [45] Torizuka, S., Muramatsu, E., Komatsu, T., Nagayama, S. : *NANOSTRUCTURED METALS AND ALLOYS*, **1**, (2011), 715-746.
- [46] Iwahashi, Y., Wang, J., Horita, Z., Nemoto, M., Langdon, T. G. : *Scripta Materialia*, **35-2**, (1996), 143-146.
- [47] Zhu, Y. T., Lowe, T. C. : *Lowe Materials Science and Engineering*, **A291**, (2011), 46-53.
- [48] Ivanisenko, Y., Lojkowski, W., Valiev, R. Z., Fecht, H. J. : *Acta materialia*, **51-18**, (2003), 5555-5570.
- [49] Saito, Y., Utsunomiya, H., Tsuji, N., Sakai, T. : *Acta materialia*, **47-2**, (1999), 579-583.
- [50] Leem, D. S., Lee, Y. D., Jun, J. H., Choi, C. S. : *Scripta materialia*, **45-7**, (2001), 767-772.
- [51] Smith, H., West, D. R. F. : *Journal of Materials Science*, **8-10**, (1973), 1413-1420.
- [52] 関東経済産業局:戦略的基盤技術高度化支援事業成果事例集 平成19年度～平成20年度採択事業, 40-41.
- [53] 小松隆史:金属材料の結晶の微粒化が微細加工特性に及ぼす影響, 東京電機大学, 学位論文, (2016), 27-28.
- [54] Umemoto, M. : *Materials Transactions*, **44-10**, (2003), 1900-1911.
- [55] Furukawa, Y., Moronuki, N. : *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, **37-1**, (1988), 113-116.
- [56] Liang, Y., Moronuki, N., Furukawa, Y. : *Precision engineering*, **16-2**, (1994), 132-138.
- [57] Moronuki, N., Liang, Y., Furukawa, Y. : *Precision engineering*, **16-2**, (1994), 124-131.
- [58] Lee, W. B., Cheung, C. F. : *International Journal of Mechanical Sciences*, **43-4**, (2001), 961-991.
- [59] 鳥塚史郎・村松榮次郎・小松隆史・永山真一：塑性と加工，**55-642**，(2014)，626-632.
- [60] Xu, J., Guo, B., Wang, C., Shan, D. : *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, **60**, (2012), 27-34.

- [61] 小松隆史・鳥塚史郎・村松榮次郎・永山真一・小林仁：平成 21 年度塑性加工春季講演会講演論文集，(2009)，147-148.
- [62] 小松隆史・鳥塚史郎・村松榮次郎・永山真一・小林仁：第 60 回塑性加工連合会講演会講演論文集，(2009)，327-328.
- [63] 小林仁・小松隆史・鳥塚史郎・村松榮次郎・永山真一：平成 21 年度塑性加工春季講演会講演論文集，(2009)，145-146.
- [64] 小林仁・小松隆史・鳥塚史郎・村松榮次郎・永山真一：第 60 回塑性加工連合会講演会講演論文集，(2009)，325-326.
- [65] 小松隆史・小松誠・柳沢春登・上原恒浩・柳沢保・真鍋真一：塑性と加工，**52-611**，1281-1285.
- [66] 前田禎三：塑性と加工，**1-4**，(1960)，309-316.
- [67] 前田禎三・松野健一：塑性と加工，**7-64**，(1966)，265-272.
- [68] 前田禎三：塑性と加工，**10-99**，(1969)，219-225.
- [69] 中川威雄：塑性と加工，**10-99**，(1969)，244-252.
- [70] 中川威雄：塑性と加工，**13-141**，(1972)，783-788.
- [71] 前田禎三・青木勇：塑性と加工，**14-152**，(1973)，697-708.
- [72] 前田禎三・青木勇・樋口俊郎：塑性と加工，**18-194**，(1977)，210-215.
- [73] 銘苺春栄・前田禎三：塑性と加工，**19-207**，(1978)，316-324.
- [74] 前田禎三・青木勇：塑性と加工，**21-230**，(1980)，241-249.
- [75] 高石和年・前田禎三：塑性と加工，**23-262**，(1982)，1066-1073.
- [76] 村川正夫・青木勇：塑性と加工，**29-324**，(1988)，60-68.
- [77] 青木勇・柏原広人・飯野光明：塑性と加工，**30-342**，(1989)，982-988.
- [78] 青木勇：塑性と加工，**33-379**，(1992)，943-948.
- [79] 青木勇・高橋俊典：塑性と加工，**36-414**，(1995)，749-754.
- [80] 加藤正仁・白鳥智美・鈴木洋平・中野禪・小松隆史：塑性と加工，**55-638**，(2014)，223-227.
- [81] 田村今男：鉄と鋼，**56-3**，(1970)，429-445.
- [82] 土田紀之・守本芳樹・岡本尚士・深浦健三・原田泰典・上路林太郎：日本金属学会誌，**72-9**，(2008)，769-775.
- [83] Hecker, S. S., Stout, M. G., Staudhammer, K. P. & Smith, J. M. : American society for metals and the metallurgical society of AME, **13A**, (1982), 616-626.
- [84] Murr, L. E., Staudhammer, K. P. & Hecker, S. S. : American society for metals and the metallurgical society of AME, **13A**, (1982), 627-635.
- [85] Das, A., Tarafder, S. : International journal of Plasticity, **25**, (2009), 2222-2247.
- [86] Yoda, R., Yokomaku, T., Tsuji, N. : Materials Characterization, **61**, (2010), 913-922.
- [87] Lim, H., Carroll, J. D., Battaile, C. C., Boyce, B, L. : International journal of Mechanical Science, **92**, (2015), 98-108.
- [88] Inoue, T., Horita, Z., Somekawa, H., Ogawa, K. : Acta Materialia, **56**, (2008), 6291-6303.
- [89] 野村恭兵・久布白圭司・榊原洋平・高橋聰・吉澤廣喜：材料，**61-4**，(2012)，371-376.
- [90] 諸岡聡・友田陽・足立吉隆・森戸茂一・神山崇：鉄と鋼，**94-8**，(2008)，313-320.

- [91] Kamaya, M. : *Materials Characterization*, 60, (2009), 125-132.
- [92] Sinha, S., Szpunar, J. A., Kiran Kumar, N. A. P., Gurao, N. P. : *Materials & Engineering A*, 637, (2015), 48-55.
- [93] 首藤洋志・横井龍雄・藤田展弘 : *CAMP-ISIJ*, 25, (2012), 432.
- [94] 下村勇理・酒井孝・金英俊・小山純一 : 第 64 回塑性加工連合講演会講演論文集, (2013), 149-150.
- [95] 小松隆史 : 金属材料の結晶の微粒化が微細加工特性に及ぼす影響, 東京電機大学, 学位論文, (2016), 46-47.
- [96] Saitoh, K., Samejima, Y. & Daira, S. : *World Journal of Nano Science Engineering*, 4, (2014), 70-83.
- [97] 齊藤賢一・鮫島洋平・宅間正則・高橋可昌・佐藤知宏 : 平成 27 年度塑性加工春季講演会講演論文集, (2015), 93-94.
- [98] 牧野武彦・堂田邦明・石川将之 : 平成 20 年度塑性加工春季講演会講演論文集, (2008), 369-370.
- [99] 後藤学 : 塑性と加工, **37-424**, (1996), 460-469.
- [100] 黒田充紀・志澤一之 : 塑性と加工, **43-495**, (2002), 299-309.
- [101] 只野祐一 : 塑性と加工, **54-633**, (2013), 896-900.
- [102] Wang, S., Zhuang, W., Balint, D. & Lin, J. : *Journal of Multiscale Modeling*, 1, (2009), 331-345.
- [103] 伊川慎吾・浅野峰生・黒田充紀・吉田健吾 : *軽金属*, **61-2**, (2011), 53-59.
- [104] Kuroda, M. & Tvergaard, V. : *International Journal of Plasticity*, 23, (2007), 244-272.
- [105] Gupta, S., Ma, A. & Hartmaier, A. : *Computational Materials Science*, 101, (2015), 201-210.
- [106] 大森鉄也・黒田充紀 : 塑性と加工, **54-633**, (2013), 901-905.
- [107] Geiger, M., Geißdörfer, S., & Engel, U. : *Production Engineering*, 1, (2007), 79-84.
- [108] 高倉章雄・山口克彦・小畑誠司・森健一郎・福田正成 : 日本機械学会論文集 C 編, **51-461**, (1985), 172-178.
- [109] Geißdörfer, S., Engel, U. & Geiger, M. : *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46, (2006), 1222-1226.
- [110] Furushima, T., Masuda, T., Manabe, K. & Alexandrow, S. : *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*, **5-12**, (2011), 978-990.
- [111] 古島剛・増田哲郎・真鍋健一・Alexandrow, S. : 平成 23 年度塑性加工春季講演会講演論文集, (2011), 247-248.

第2章 ナノメートル精度デジタルクリアランス調整せん断加工プロセスの開発

2. 1 緒言

せん断加工は塑性加工を代表する加工技術の 1 つとして知られている。被加工材を一对の工具で押圧し破断をさせる破壊を伴う工法である。工具は一般に雄型であるパンチと雌型であるダイを金型に組込んだ Fig. 2-1 のような形態を取る。せん断加工では打抜いた穴と被加工材に、Fig. 2-2 に示すだけ、せん断面、破断面、かえりが形成され、総称して切り口面と呼ばれる。切り口面の品質は加工部品の良否を決める要素であるため、切り口面の安定加工需要は高い。切り口面の安定化を以下の 3 要素で定義する (Fig. 2-3)。

A: パンチストローク方向に対する切り口面の安定性

B: 穴の円周方向に対する切り口面の安定性

C: 連続加工時のパンチストローク方向および穴の円周方向に対する切り口面安定性

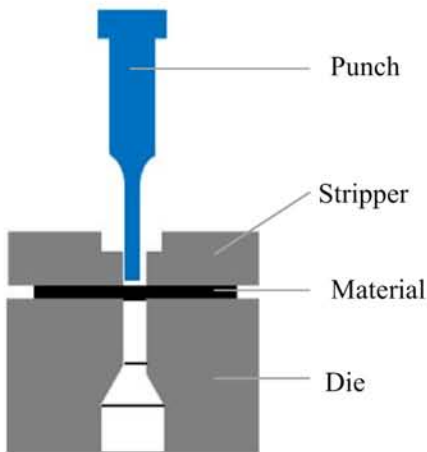


Fig. 2-1 Basic configuration of die

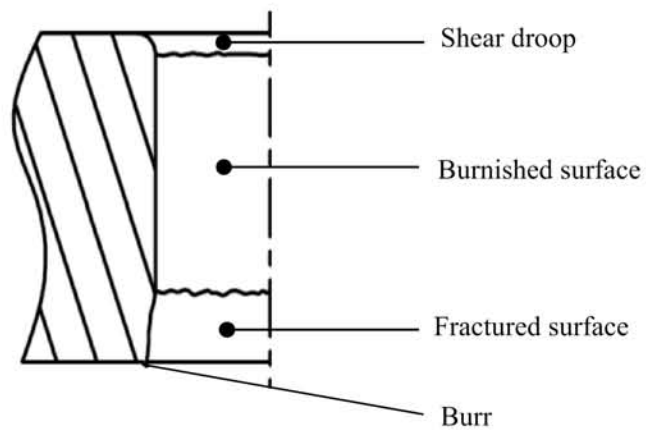


Fig. 2-2 sheared surface in cross section of hole

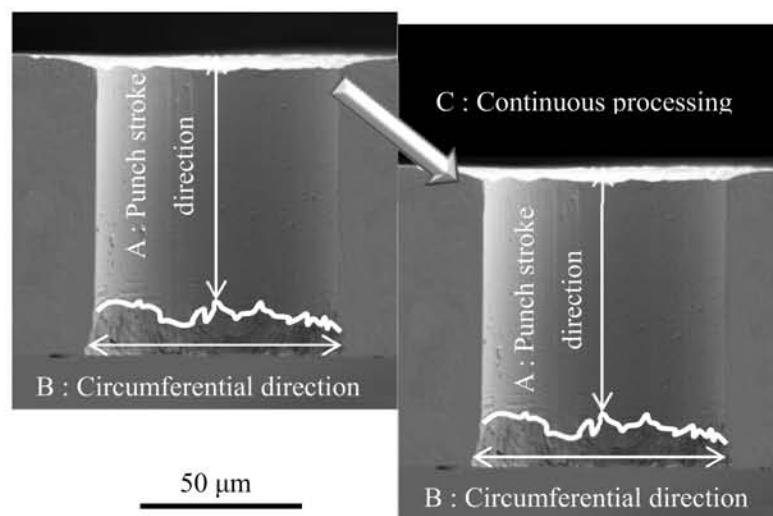
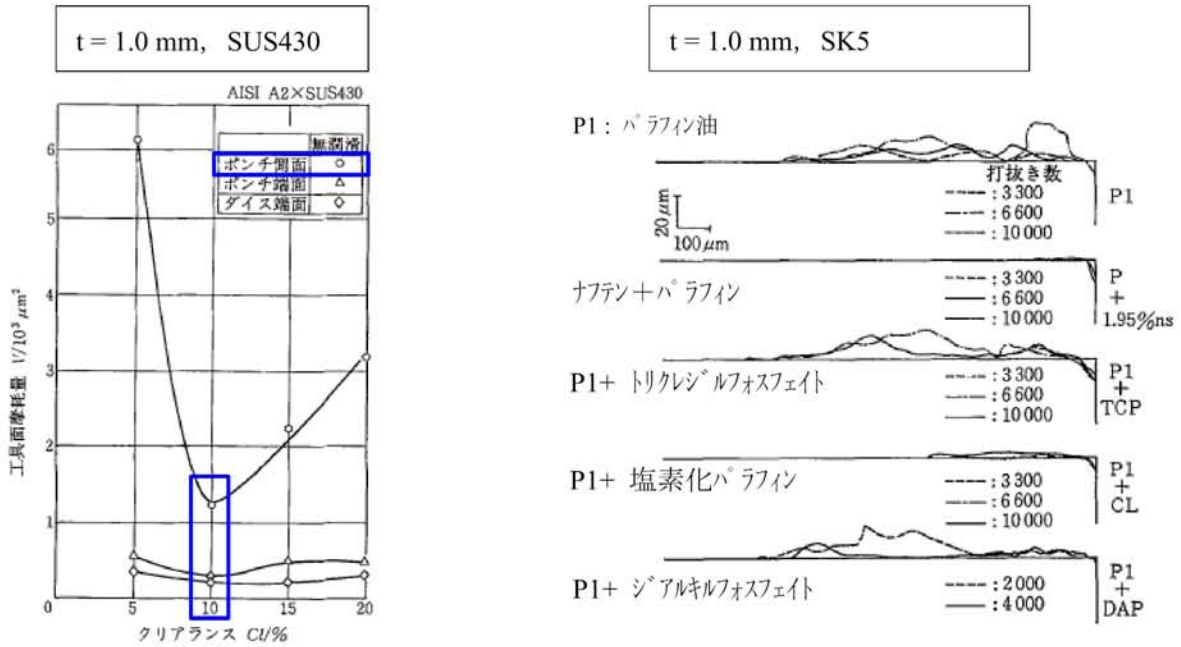


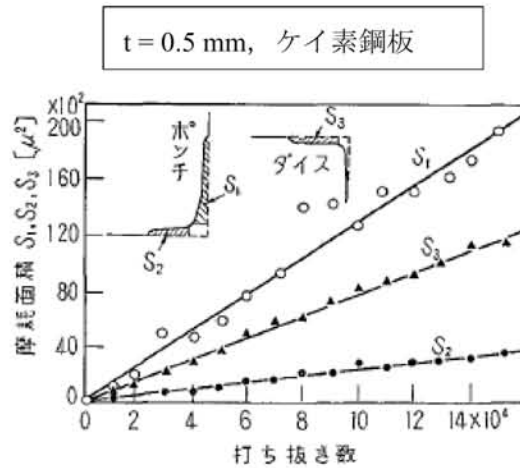
Fig. 2-3 Concept of stability in sheared surface at micro-punching

これまでにマクロ領域のせん断加工に関する研究では、主にパンチとダイの隙間であるクリアランスを選択し[1~3]、工具の潤滑[4,5]や表面処理方法[6,7]などのせん断条件を変えて、連続加工時の工具摩耗[8~10]を比較する取り組みがなされてきた(Fig. 2-4)。ステンレス材のクリアランスは、パンチの側面摩耗が最小化する、板厚比10%の条件が推奨されてきている[1](Fig. 2-4 (a))。



(a) Relation between tool wear and tool clearance after 30,000 blankings [1]

(b) Effects of additives on reducing adhesion on punch flank [4]



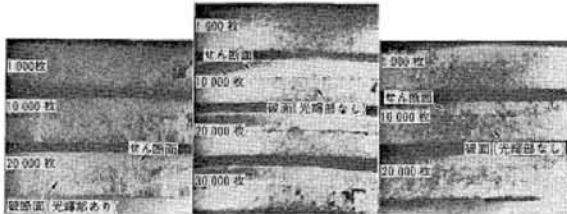
(c) Wear of punch and die [6]

Fig. 2-4 Conventional reports of macro-punching

切り口面に関する研究では、各材料においてクリアランスを変化させた場合の切り口面比率の変化を調査し、さらに連続加工におけるパンチストローク方向に対する切り口面割合の変化から、切り口面の安定性を議論してきた(Fig. 2-5) [2,6,7,11~15]。一方で、せん断した穴の円周方向の切り口面安定性は金型

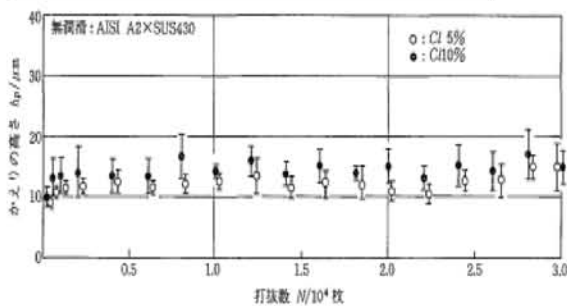
部品の加工精度と位置合わせ精度に依存すると考えられ、研究対象として扱われてきていない。結晶粒径変化に対する切り口面の変化としては、SUS材の圧延加工率を変化させて引張強さを変化させた木下ら[16](Fig. 2-6)の研究のように、結晶粒径には着目せずマクロ機械的特性差として取り扱われてきた。

t = 1.0 mm, SUS304
clearance = 0.05, 0.1, 0.15 mm



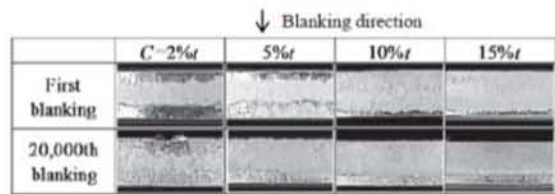
(a) Changes of sheared surface at 30,000 shots punching [11]

t = 1.0 mm, SUS430
clearance = 0.05, 0.1 mm

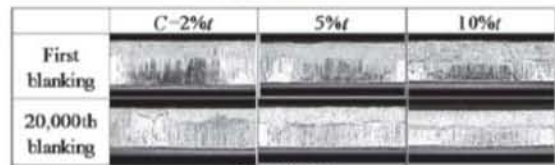


(b) Changes of height of burr during 30,000 shots punching [12]

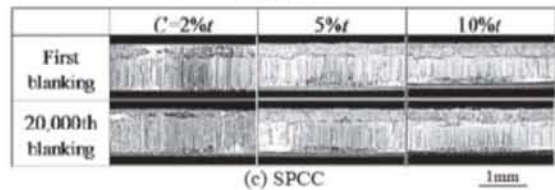
SPFC980Y, SUS304, SPCC, t=1 mm
clearance = 0.02, 0.05, 0.1, 0.15 mm



(a) SPFC980Y



(b) SUS304



(c) SPCC

(c) Changes of sheared surface at 20,000 shots punching [13]

Fig. 2-5 Analysis of sheared surface in macro-piercing

	σ_B [kg/mm ²]
A	56
B	38.4
C	42.3
D	66
E	47
F	50

σ_B : 引張強さ

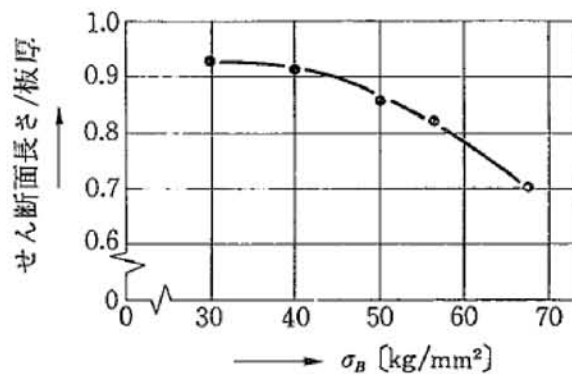


Fig. 2-6 Relation between tensile strength and burnished surface length in macro-punching [16]

したがって、マクロの切り口面の影響因子は Fig. 1-13 のようになり、これを略図で示すと Fig. 2-7 となる。マクロせん断加工では、板厚とクリアランスの選択から切り口面の長さを選択し、連続加工における工具の摩耗や凝着状態を把握し、切り口面の安定化が議論されてきたと言える。

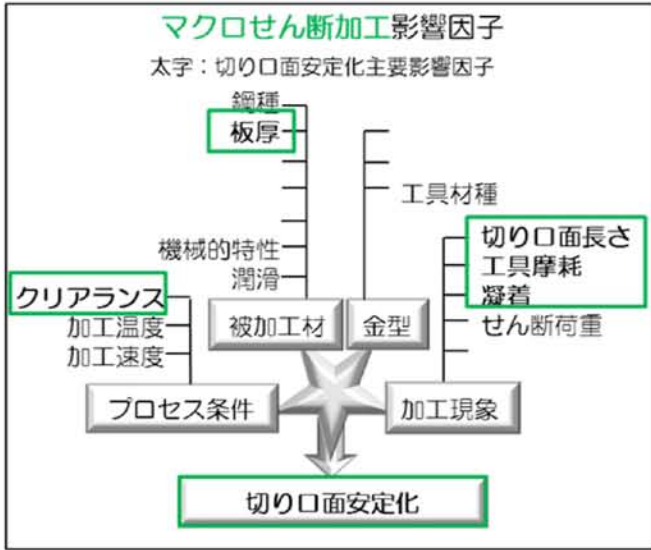


Fig. 2-7 Influence factors of macro-punching

これに対して切り口面の長さをマイクロメートル単位で管理するマイクロせん断加工の分野では、これまでに時計部品やリードフレーム、ガソリン燃料噴射用オリフィスプレート[17]などが実用化されてきた。これらのせん断部品の板厚は、概ね 0.05 mm から 0.3 mm 程度であり、クリアランスを板厚比で 10 % と仮定すると、5 μm ~ 30 μm となる。マイクロメートル単位のクリアランス設定では、パンチとダイの位置合わせ精度によってクリアランスが偏る。板厚 0.1 mm の SUS304 材をパンチ径 φ 80 μm、クリアランス 5 μm のせん断加工例を Fig. 2-8 に示す。片側 5 μm のクリアランスは、ダイの中心に対して 3 μm パンチが図の右側に偏ってせん断加工した結果である。破断量は穴の左右の断面で大きく異なり、穴の円周方向の切り口面は不均一となっている。このようにマイクロせん断加工では、金型の位置合わせ精度が切り口面の安定性に影響を与えることとなる。

金型の位置合わせ精度が不足する原因は、金型部品の誤差が集積されたことによる。一般的なせん断金型の略図を Fig. 2-9 に示す。パンチとダイの位置は、それぞれの工具を固定するパンチプレートとダイプレートの位置精度と、さらにガイドポストの位置精度による誤差が蓄積されて決まる。仮にそれぞれの誤差が 1 μm であったとしても、4 要素の誤差を合わせると 4 μm となる。したがって、Fig. 2-8 に示したように、金型の位置精度不足が要因となり、クリアランスの偏りが生じて、せん断加工した穴の切り口面が不均一となる。

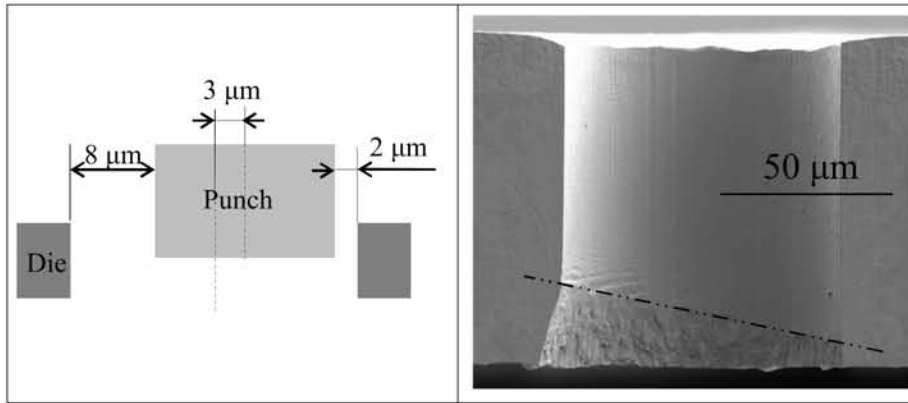


Fig. 2-8 Clearance variation in $\phi 80 \mu\text{m}$ micro-punching

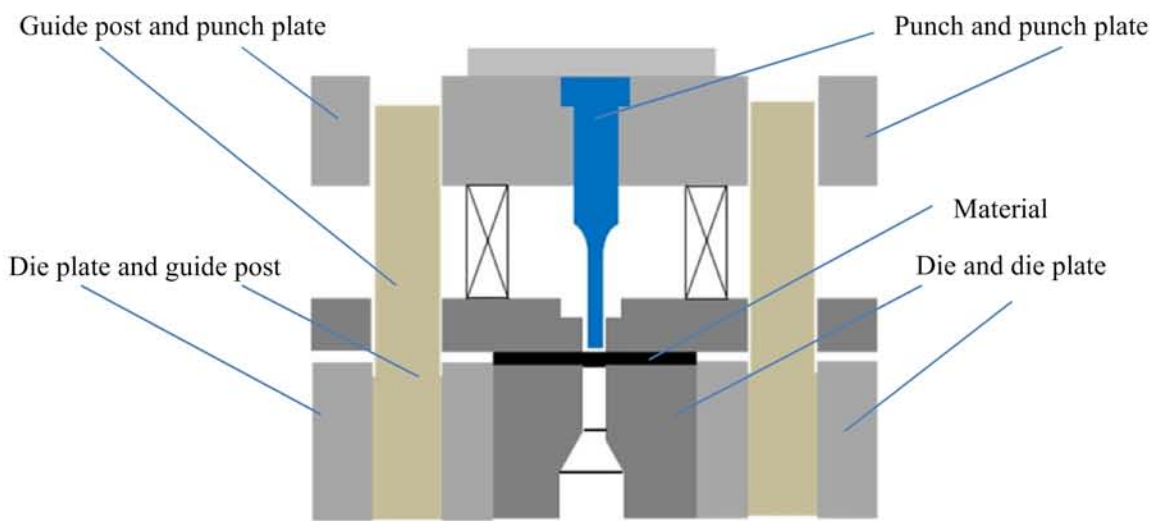


Fig. 2-9 Sectional view of conventional Die and points of misalignment

これまでマイクロせん断加工における位置合わせ精度不足は、金型職人によって金型部品の位置ずれを調整することでクリアランスの偏りを解消してきた。一般的な調整例として、ダイの位置調合せ方法を Fig. 2-10 に示す。

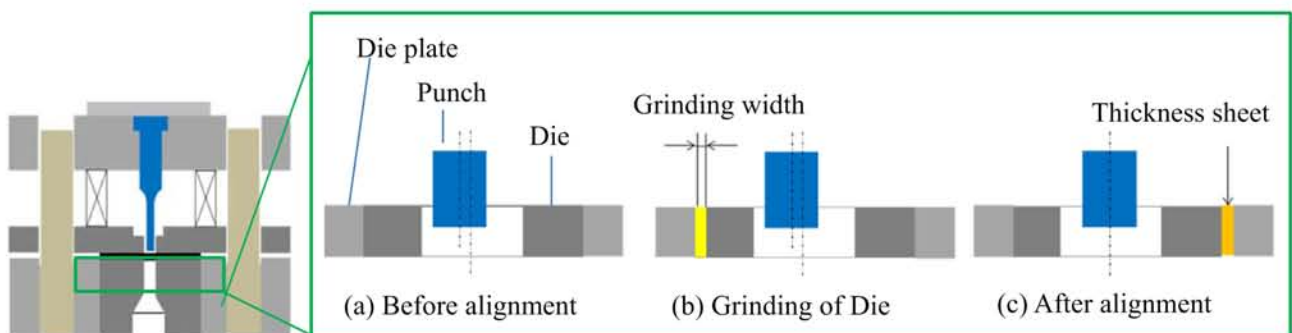


Fig. 2-10 Method of general Die position alignment

位置ずれが発生した状態の金型(Fig. 2-10 (a))の位置ずれ量を測定し、ダイの側面をずれ量分だけ研削加工する(Fig. 2-10 (b)). 研削したダイは研削量と等しいシックネスシートを挟みダイプレートに再度組み込む(Fig. 2-10 (c)). このような手順を踏むことで、パンチとダイの位置ずれを最小化する。しかしながら、このような位置合わせ調整は、全てが職人による手作業に頼るしかない。

Fig. 2-10 の位置合わせ調整手順に作業時間を当てはめると Fig. 2-11 となる。金型の分解、研削加工、シックネスシート組込み、位置ずれ是正確認、金型組込み、試せん断加工、せん断部品切り口面確認の7工程で概ね30分程度を要す。実際の位置合わせが1回の調整で成功する訳ではなく、途中何回かの繰り返しを経て、所定の位置合わせ精度を達成している。実際には1回の位置合わせで1時間程度を要すことも多く、位置合わせ調整時間はマイクロせん断加工プロセスの生産性を決める重量な要素となっている。

STEP	プロセス	時間[分]	繰り返し
1	金型の分解	3	
2	ダイの研削加工	3	
3	シックネスシート挟み込み	3	
4	位置ずれ是正確認	3	
5	金型組込み	5	
6	試せん断加工	10	
7	せん断部品切り口面確認	3	
小計		30	

Fig. 2-11 Alignment steps of Die positioning

従来の手作業による位置合わせ精度は、一般的には1 μ mが最小単位になると考えられる。これには研削加工をナノメートル単位で実施する工作機械の普及が進んでいないこと、シックネスシートが1 μ m単位でしか入手ができないことなどが理由となってきた。したがって、手作業による1 μ m精度の位置合わせ精度では限界が生じることとなる。実際の加工においては、パンチやダイの工具精度を考える必要がある。例えばパンチの加工精度は、現実的には $\pm 1\mu$ mが実際である。一例を Fig. 2-12 に示す。

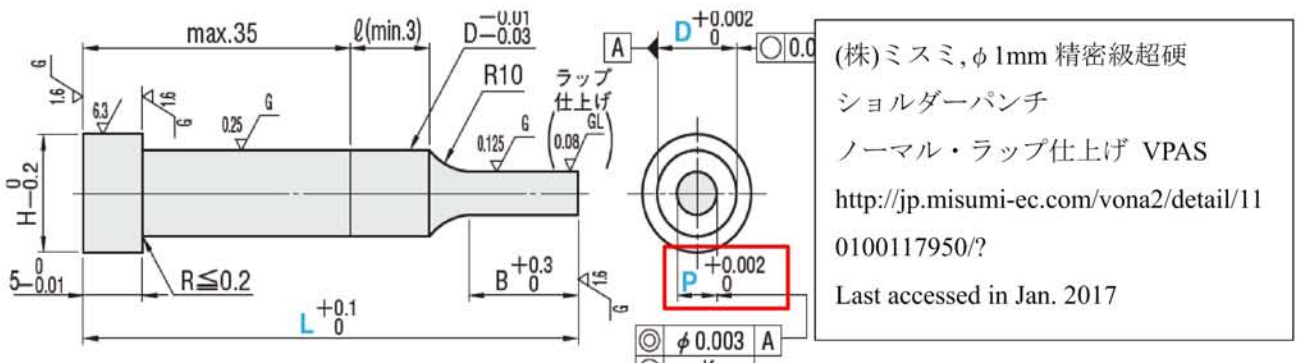


Fig. 2-12 General tolerance limit of punch

ダイの加工精度もパンチと同様に、 $\pm 1 \mu\text{m}$ が一般的な加工公差の限界と考えられている。したがって、クリアランス設定の最小値は、位置合わせ精度の $1 \mu\text{m}$ にパンチの公差 $2 \mu\text{m}$ とダイの公差 $2 \mu\text{m}$ を足した $5 \mu\text{m}$ となってしまふ。一般的なクリアランスの設定値である板厚比 10% を基準で考えると、板厚が 0.05 mm 以下の加工では、位置合わせ精度と工具加工精度が不足してせん断加工に不具合が生じる可能性が高くなる。工具の加工精度も手作業による研磨を施すことで、実際の加工精度は $1 \mu\text{m}$ 程度に管理することは可能であるが、パンチとダイ、位置合わせ精度がそれぞれ $1 \mu\text{m}$ の誤差を有するため、クリアランスを $3 \mu\text{m}$ 以下に設定することは、極めて困難な加工領域となり (Fig. 2-9), 通常の金型構造では、板厚 0.03 mm 程度が限界となってくる (Fig. 2-13).

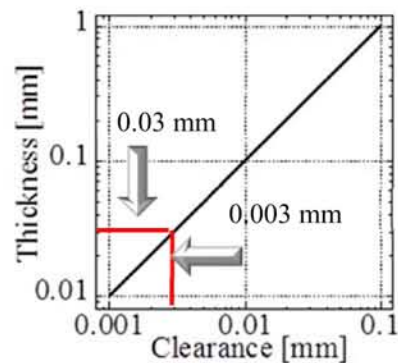
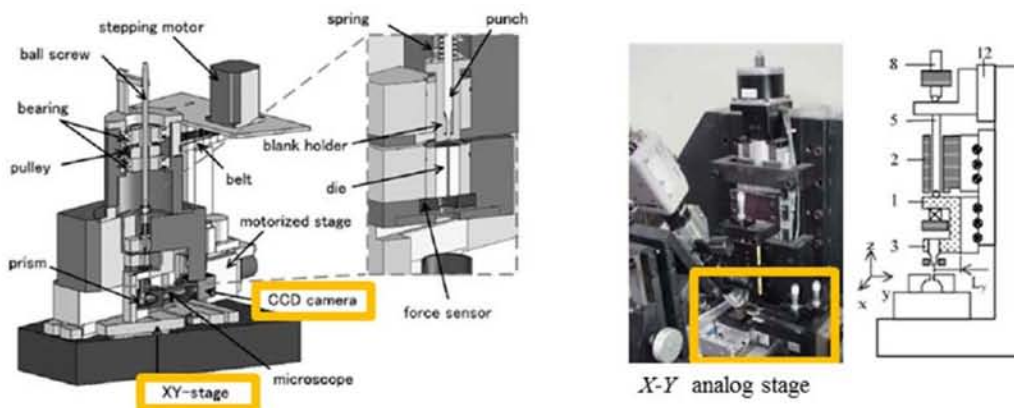


Fig. 2-13 Theoretically limit of clearance and thickness

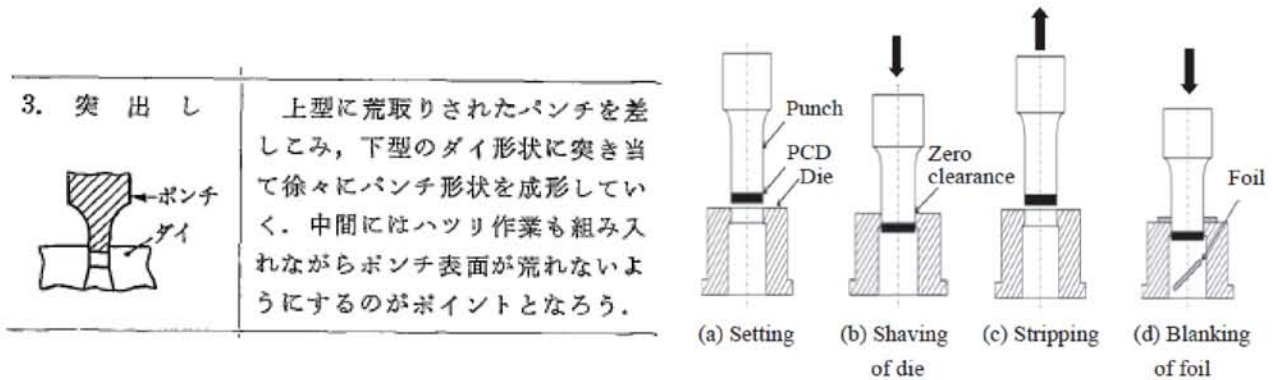
これまでもクリアランスが $1\sim 5 \mu\text{m}$ 程度のマイクロクリアランス加工事例が報告されてきている [3, 17~19] が、いずれも金型の位置合わせは従来の手作業による調整であり、位置調整プロセスの改善や精度向上に関する提案はなされてきていない。ダイの位置合わせを CCD カメラによるクリアランスのデジタル調整が試みられてきているが (Fig. 2-14) [20, 21], 位置合わせの分解能が $2 \mu\text{m}$ 程度に限られて、従来の位置合わせ精度を超えていない。



a) Example of digital clearance adjustment [20] b) Example of digital clearance monitoring [21]

Fig. 2-14 Examples of digital clearance monitoring and adjustment

クリアランスを $0 \mu\text{m}$ とする加工領域では、ゼロクリアランス加工技術が開発されてきている [22,23](Fig. 2-15). パンチまたはダイの形状を、シェービング加工を用いて転写することでゼロクリアランスとする工法である.



a) Protruding process for zero-clearance punching [22] b) Shaving process for zero-clearance punching [23]

Fig. 2-15 Zero-clearance punching methods for micro-punching

以上、ここまでのマイクロせん断加工では、工具の位置合わせ精度が $1 \mu\text{m}$ レベルに限られ、手作業によるアナログな位置合わせプロセスの採用が生産性向上を妨げる要因となってきたことを述べた。マイクロせん断加工における影響因子は、Fig. 1-13 を略図で示すと Fig. 2-16 のように表される。この中で、工具精度と工具位置合わせ精度は、特にクリアランスを $1 \mu\text{m}$ から $10 \mu\text{m}$ とするマイクロメートルの領域で影響度が増す。工具位置合わせ精度の不足は、Fig. 2-8 に示したように穴の円周方向に対する切り口面のばらつきを招き、革新的な位置合わせ精度の向上が期待されてきている。具体的には、現状の位置合わせ精度 $1 \mu\text{m}$ を 1 桁以上向上したナノメートル精度の達成と、手作業で 1 時間を要するアナログな位置合わせプロセスを、10 分程度の位置合わせ時間でデジタル調整することで解決を目指すことが考えられる。

そこで本章では、ナノメートル精度デジタルクリアランス調整によるせん断システムの開発に取り組むこととした。

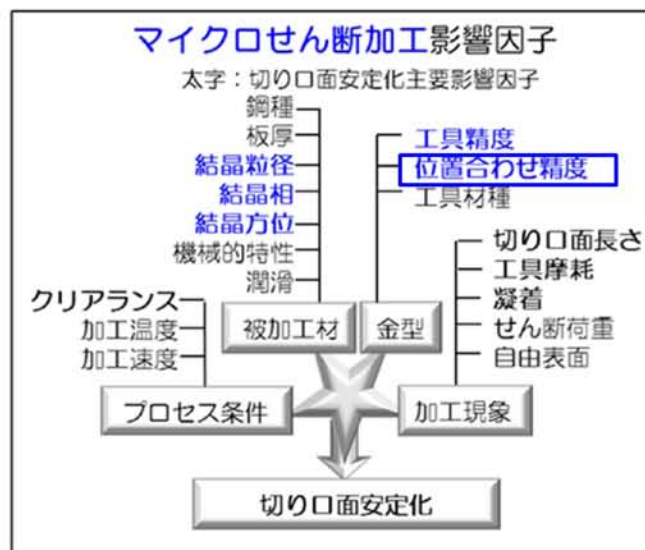


Fig. 2-16 Influence factors of micropunching

2. 2 マイクロせん断加工プロセスの設計と開発

2. 2. 1 マイクロせん断加工用プレス機の設計

マイクロせん断加工は切り口面の長さを 1 μm 単位で管理するせん断加工である。切り口面の管理だけでなく、加工寸法もマイクロメートルオーダーの加工が求められる場合がある。パンチとダイの隙間であるクリアランスを、0.01 mm 以下のマイクロメートル単位で管理することも多い。マイクロせん断加工に用いるプレス機としては、マイクロメートル単位のクリアランスを設定した金型が持つ位置合わせ精度を、プレス機が崩すことなく上下動する性能が求められる。

これまでの汎用プレス機は、主にダクタイル鋳鉄等の鉄鋼材料を用いた、横幅が 1メートル単位の筐体に、100 kN 以上の加圧能力を有したプレス機が普及してきている。しかしながら、これらの従来型のプレス機では、マイクロせん断加工に必要なせん断荷重が例えば 100N であった場合に、プレス機の加圧力が 100 kN とすると、3桁の荷重差が生じる。加工荷重に対して大き過ぎるプレス機の加圧力は、プレス機スライドが上下する際に振動やたわみとなり、金型に伝わる。マイクロせん断加工用金型のマイクロメートル単位のクリアランスは、この振動やたわみによって位置合わせが狂い、せん断加工した切り口面を不安定にする原因となってきた。

そこでマイクロせん断加工プロセスの開発では、マイクロせん断加工用の専用プレス機を開発することとした。プレス機の設計のコンセプトとして、金型の位置合わせ精度をプレス機が崩さないことを目的として、デスクトップサイズへの小型化、加圧能力の低減、金型とプレス機の相対強度を金型が勝る形を取ることにした。さらに、プレス機の小型化がもたらす弊害として、温度変化による位置合わせ精度の悪化を防ぐため恒温環境を整備することとした。

Fig. 2-17 に開発を進めたマイクロせん断加工用プレス機の設計要素を、従来のプレス機と比較した。マイクロせん断加工に必要な加圧能力を最低限の筐体サイズで実現することとし、1台の金型を搭載するデスクトップサイズとした。プレス機の筐体は従来のダクタイル鋳鉄製からアルミニウム(A5052)製とし、耐力を 370 MPa から 215 MPa まで 42%下げている。SKD11 焼入れ材を採用する金型との相対強度を下げることで、プレス機からの振動やたわみを、金型が耐えて位置合わせ精度を狂わさない構造とした。加圧能力はこれまでの 100 kN 以上から 10 kN まで小型化した。これによりスライドを小型化して軽量化が可能となるため、スライドが上下した際のたわみ量や振動も少なくすることができる。10 kN の加圧能力とは、例えば板厚 1 mm の SUS304 材では、(1)式より直径 $\phi D=5$ mm までの材料をせん断加工するまでに留まる。

せん断荷重 $P = 10$ kN, 板厚 $t = 1$ mm, せん断抵抗 $k_s = 800$ MPa

$$\phi D = P / (t \cdot k_s \cdot \pi) \quad \text{————— (1)}$$

金型の固定はプレス機のスライドと面全体で固定する方式から、点で金型を支える点固定方式（フリーシャンク方式）に変更した。A5052 製の筐体は線膨張係数が高いため、温度変化が生じるとプレス機の下死点位置がずれる。したがって温度変化を抑えるため、デスクトップサイズのプレス機全体を恒温で管理することが必要となる。

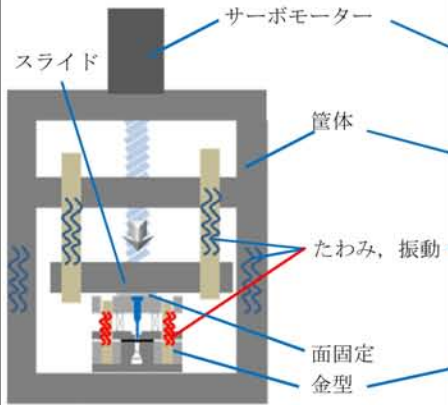
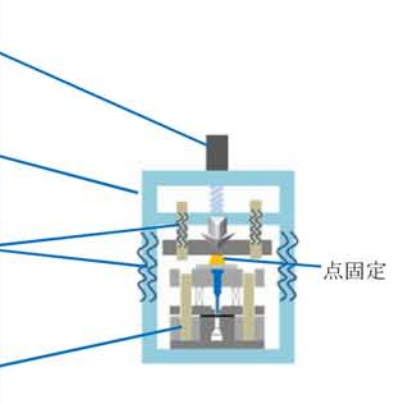
設計要素	従来機	開発機	開発ポイント
略図			デスクトップサイズ
筐体	ダクタイル鋳鉄製	アルミニウム製(A5052)	プレス機の剛性を下げ, たわみや振動を金型に伝えない
加圧能力 [kN]	100~	10	
耐力 [MPa]	370~	215	
伸び [%]	12~	10	
金型との相対強度	同等	低い	
金型固定	面固定	点固定 (フリーシャンク)	たわみ, 振動伝達の防止
比熱 J/(g・K)	0.48	0.90	恒温化装置設置
線膨張係数 $10^{-6}/K$	12	24	

Fig. 2-17 Design points for micro-punching press system

2. 2. 2 マイクロせん断加工用プレス機の開発

ナノメートル精度のデジタルクリアランス調整金型の開発に先立ち、マイクロせん断加工専用のプレスシステムを開発した(Fig. 2-18). 機械仕様を Table 2-1 に示す. プレス機の加圧能力を 10 kN とした小型のサーボプレス機とした. プレス機の外寸は横 160 mm, 奥行 120 mm, 縦 390 mm のデスクトップサイズとして, プレス機の左右側面全体を板状に囲うストレートサイド式の構造を採用した. この構造によりプレス機の加圧時のたわみは縦方向に均一に収縮することが可能となる. プレス機の筐体はアルミニウム製とし, SKD11 焼入れ材を採用する金型に対する相対強度を下げることで, 金型の位置合わせ精度を保持する思想を採用している. 金型の固定は点固定のフリーシャンク式として, プレス機のたわみや振動を金型に伝えにくい方式を採用した. 小型プレス装置では, 筐体の体積が小さくなるため温度変化に敏感となり, 金型の位置精度保証にずれが生じる. 開発した装置では, 小型サーボプレスをアクリル製カバーで囲み, ヒーターと熱電対を用いて $303\text{ K} \pm 1\text{ K}$ にて恒温管理するプレスシステムとした. 303 K は常温環境でヒーターのオンオフ制御のみで冷却装置を不要とするシステムとすることと, SUS304 材の加工誘起マルテンサイト変態の温度依存性が高い[24]ことに配慮した. 次項 2.2.3 項で製作するナノメートル精度デジタルクリアランス調整金型をプレス機に取り付け, 金型内に組込んだ X-Y ステージに設けたエンコーダ(Renishaw 製)からの情報を専用ソフトでコントロールする. さらに, X-Y ステージの移動量をステージ外部に設けた分光干渉レーザー変位計(KEYENCE, SI-F01)で監視し, データ収集システム(KEYENCE, NR-600)によってモニター表示するシステムとした.

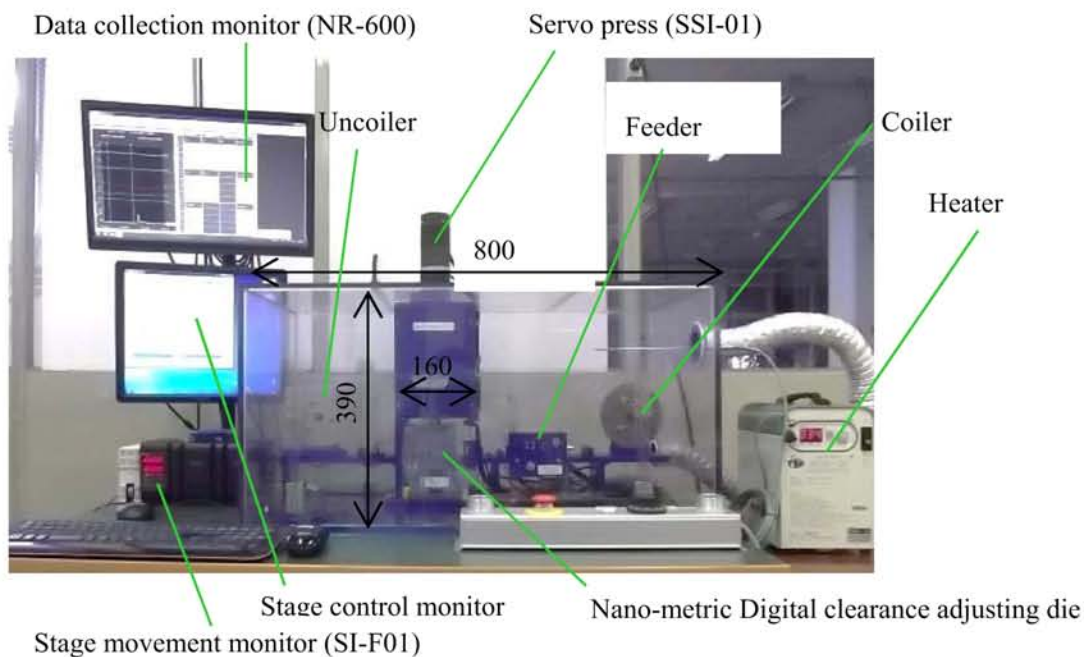


Fig. 2-18 Servo press system for nano-metric positioning die

Table 2-1 Servo press system conditions

Servo press	SSI-01,10 kN (Micro Manufacturing Lab.)
Press displacement monitoring	Laser displacement Sensor (LK-G30 , KEYENCE)
Stage control	Linear encoder (Renishaw)
Stage movement monitoring	Micro-head spectral-interference laser displacement sensor (SI-F01 , KEYENCE)
Data collection	Multi-unit PC data acquisition system (NR-600, KEYENCE)
Temperature	303 K \pm 1 K

2. 2. 3 ナノメートル精度デジタルクリアランス調整によるせん断システムの開発

デジタルクリアランス調整に向けて、パンチとダイの位置を調整する箇所の検討を行った。開発にはまず加工条件として、微細穴のせん断を前提とし、パンチ直径を $\phi 80 \mu\text{m}$ とすることとした。被加工材をオーステナイト系ステンレス SUS304 材とした。材料の結晶粒径を 2 種類準備し、平均結晶粒径は $3.0 \mu\text{m}$ と一般に市販されている $7.5 \mu\text{m}$ である。せん断加工実験にはパンチとダイを 2 組準備した。1 組はパンチ径が $\phi 81 \mu\text{m}$ 、クリアランスが片側 $3.5 \mu\text{m}$ 、ダイ直径 $\phi 88 \mu\text{m}$ で板厚比 4.4% のものと、2 組目はパンチ径が $\phi 81 \mu\text{m}$ 、クリアランスが片側 $5 \mu\text{m}$ 、ダイ直径 $\phi 91 \mu\text{m}$ で板厚比 6.3% のものを使用した。パンチは $\phi 80 \mu\text{m} \pm 1 \mu\text{m}$ 、ダイは $\phi 90 \mu\text{m} \pm 2 \mu\text{m}$ の公差で加工を行ったため、製作したパンチとダイには公差内のばらつきがある。クリアランスの設定は、マイクロせん断加工でせん断面を長く取りたい産業上の理由と、位置調整の影響がより顕著に得られる可能性から決定した。この条件の位置合わせでは、パンチ径が $\phi 80 \mu\text{m}$ と細く弱いため、ストリッパーによってパンチのたわみを抑えながらダイ内部にパンチを挿入する、ストリッパーガイド方式の採用が前提となる。このため、パンチの位置を X-Y ステージ等によって調整する場合には、ストリッパーの位置を同時に動かす必要が生じる。ストリッパーを X-Y ステージ等によって動かす場合にも、パンチがストリッパーに連動して動く必要がある。パンチプレートとパンチの干渉や公差設定が難しくなるため、パンチやストリッパーを有する上型への位置調整機構の組入れは今回の開発では見送った。

ダイに位置調整機構を組入れる場合には、ダイに加わる被加工材の打抜き荷重の影響を最小化する機構であることが求められる。位置調整の方法としては、ダイ側面から調整を行う場合と、ダイ直下に位置調整機構を組み込む場合とで選択が必要になる。今回の開発では、ナノメートル精度のデジタル位置決め機構として、ピエゾ駆動方式の X-Y ステージの採用を前提とした。事前の検証からダイ直下にステージを組込んだ方が、ダイ側面に組込んだ場合と比較して荷重を加えた時のピエゾステージの位置ズレが小さいことを確認し、ダイ直下にピエゾ式の X-Y ステージを組入れる方式を採用することとした。

開発を進めたナノメートル精度デジタルクリアランス調整金型の構造図を Fig. 2-19 に示す。下型に有るバックアッププレートの厚さを他のプレートに対して厚くし、バックアッププレート内部にナノメートル精度のピエゾ式 X-Y ステージを組入れる構造とした。ピエゾ式ステージは、X 軸に 1 つ、Y 軸に 1 つのピエゾがセットされ、X 軸の上に Y 軸をセットしている。最大ストロークは $40 \mu\text{m}$ とし、Renishaw 社製のリニアエンコーダによってステージの分解能を理論上 1 nm の能力を持たせた。ステージはフィードバック制御によってストロークを管理している。下型バックアッププレートには分光干渉レーザー変位計

(Keyence, SI-F01)をダイの荷重保持部に設置し、ステージ移動量をエンコーダの出力値と比較できるようにした。

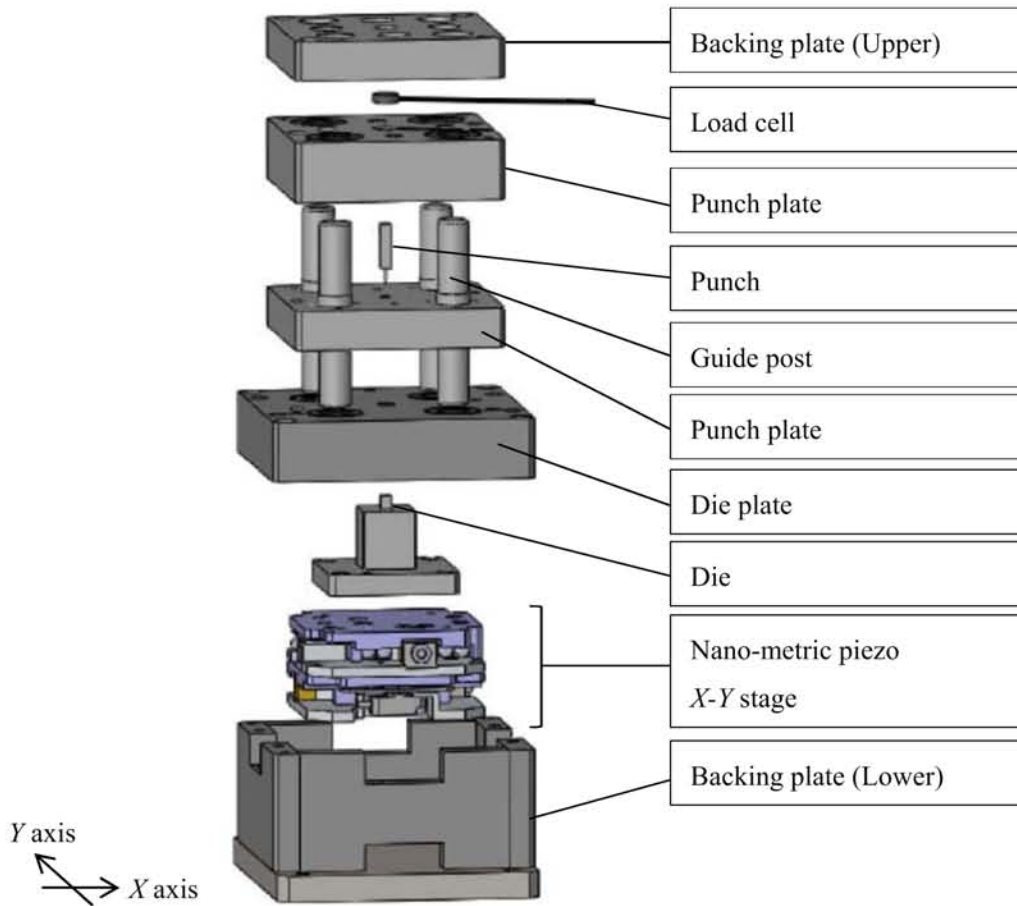


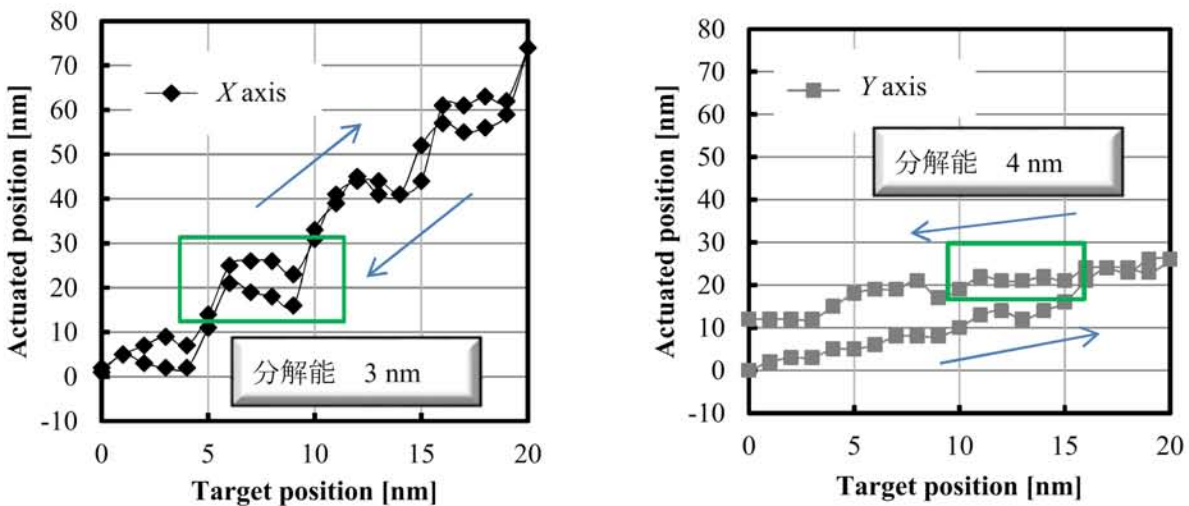
Fig. 2-19 Digital clearance adjusting die with nano-metric piezo X-Y stage

ダイは piezo 式 X-Y ステージ上に設けた位置決めピンとボルトによってステージの直上に固定する。ダイはダイプレート中心部の穴に充分な隙間を保ち挿入する形としている。このため、ダイへのストリッパープレートからの板押え力の負荷は最小限に抑えられ、パンチが被加工材をせん断する荷重のみが主として掛かる構造とした。ガイドポストは AGATHON 社のローラーガイドを採用した。ガイドポストをストリッパープレートに固定することで、パンチプレート固定の場合と比較し、ストリッパープレートの傾きを 8 分の 1 に縮小している。ローラーガイドの採用と合わせ、ストリッパープレートとパンチプレートはゼロクリアランスを保った状態で上下に摺動することが可能となった。パンチはパンチプレートから挿入し、パンチ先端をストリッパーに設けたガイドによって保持している。パンチ直上には荷重計測用にロードセル(共和電業 LMA-A-50N)を設置した。金型は横幅 100 mm×奥行 100 mm×高さ 125 mm とし、パンチとダイは超微粒子超硬材を用いた。piezo 式 X-Y ステージのステージ材料と金型のプレートは全て SKD11 の焼入れ材で統一した。図には示さないが、金型は上型のプレス機との固定をフリーシャンク方式でおこない、プレス機ラムの傾きが金型に伝わらない固定形式を採用した。下型はボルトで固定した。

2. 3 位置合わせ精度の検証

製作したナノメートル精度クリアランス調整金型に組込んだ、 piezo 式 X-Y ステージについて非荷重下における性能確認を行った。ステージの移動指令に対し、実際にステージが動く量を外部に設置した分光干渉レーザー変位計(KEYENCE, SI-F01)からの出力と比較した。分光干渉レーザー変位計の分解能は 1 nm である。

始めに X 軸および Y 軸をフルストローク 40 μm の中心位置である X 軸 20 μm 、および Y 軸 20 μm 位置に移動し、各軸を単独で 1 nm ステップで 20 nm 移動した後、移動方向を反転させて元の位置に戻し、入力指令値に対する移動量から分解能の確認を行った(Fig. 2-20)。横軸には移動指令値を、縦軸には分光干渉レーザー変位計からの移動量を示す。X 軸は 20 nm 移動時に測定した移動量が 73 nm と指令値とのずれが確認された。指令値 6 nm から 9 nm では、実測値が指令値に対して反応しないか増減が逆転している領域が最大となっている。この部分を分解能と判断し、分解能を 3 nm と判断した。同様に Y 軸は戻り側の指令値 11 nm から 15 nm で実測値が指令値に対して反応していない。この部分を分解能と判断し、分解能を 4 nm と判断した。したがってこの piezo 式 X-Y ステージを用いれば、少なくとも 10 nm 単位でクリアランスを調整できることがわかった。

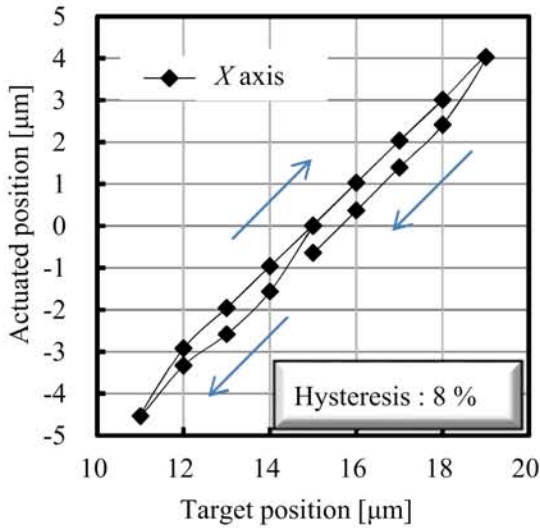


a) X axis

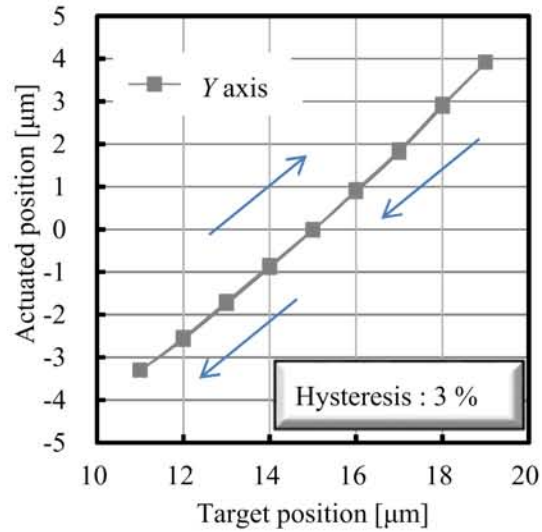
b) Y axis

Fig. 2-20 Nano-metric piezo X-Y stage resolution check results in 20 nm area

続いてフルストロークの 10 分の 1 の範囲である、各軸 $\pm 4 \mu\text{m}$ 範囲でステージを往復移動させ、スタート位置に対する最終移動後のずれ量から微動時のヒステリシスを求めた(Fig. 2-21)。基準の位置は各軸 15 μm である。X 軸は最終的に 19 μm 位置から 15 μm 位置に戻った時に、実測値で 0.641 μm のずれを観測した。この値をストローク値 8 μm で割り、100 を掛けるとヒステリシスが求められ、ヒステリシスは 8.0 % であった。同様に Y 軸は 15 μm 位置に戻った時に実測値で 0.024 μm のずれを観測し、ヒステリシスは 3 % であった。



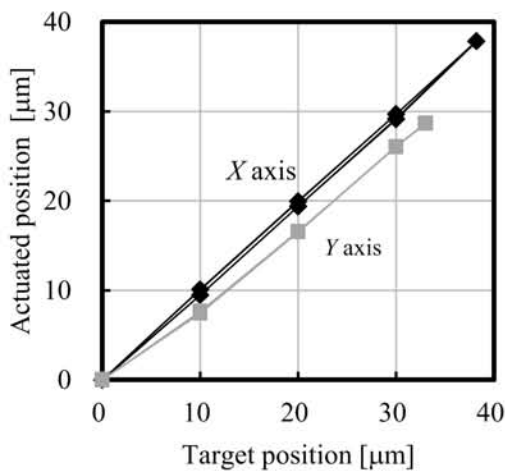
a) X axis



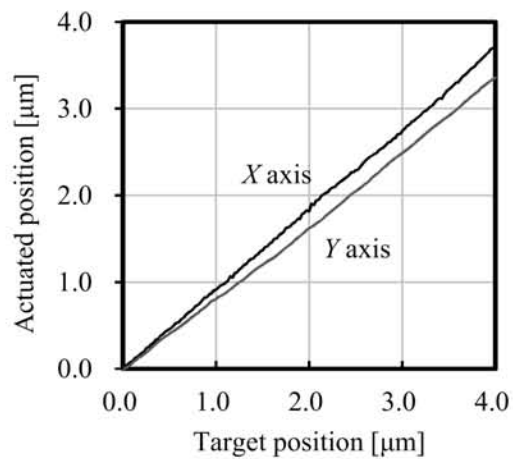
b) Y axis

Fig. 2-21 Nano-metric piezo X-Y stage hysteresis check results in 8 μm area

続いて piezo 式 X-Y ステージ移動の線形性を調査した結果を **Fig. 2-22** に示す。各軸をフルストロークで動作する粗動調整の試験として、PZT の駆動範囲全体を 10 μm ステップで 2 往復移動した場合の結果を Fig. 2-22 (a) に示す。また、実際の調整に近い微動調整の試験として、座標(5.0 μm , 5.0 μm)における 4 μm の範囲で 25 nm ステップで 4 往復移動した結果を Fig. 2-22 (b) に示す。Fig. 2-22 (a) に示した粗動に相当する PZT の最大駆動範囲は X 軸が 38 μm 、Y 軸が 33 μm となった。指令値に対し X 軸が 1%、Y 軸が 14% 程小さい移動量となった。X 軸、Y 軸ともに 2 往復した結果を示し、繰り返しの誤差は最大でも $\pm 0.5 \mu\text{m}$ 程度だった。この時のヒステリシスは X 軸と Y 軸が共に 0.1% であった。Fig. 2-5 (b) の結果から、25 nm ステップでの移動でも、X 軸が最大 7%、Y 軸が最大 16% の移動誤差だった。クリアランス 3.5 μm に対しては十分に小さい誤差であり、デジタルクリアランス調整によるせん断加工が行えると判断した。



(a) Full range movement



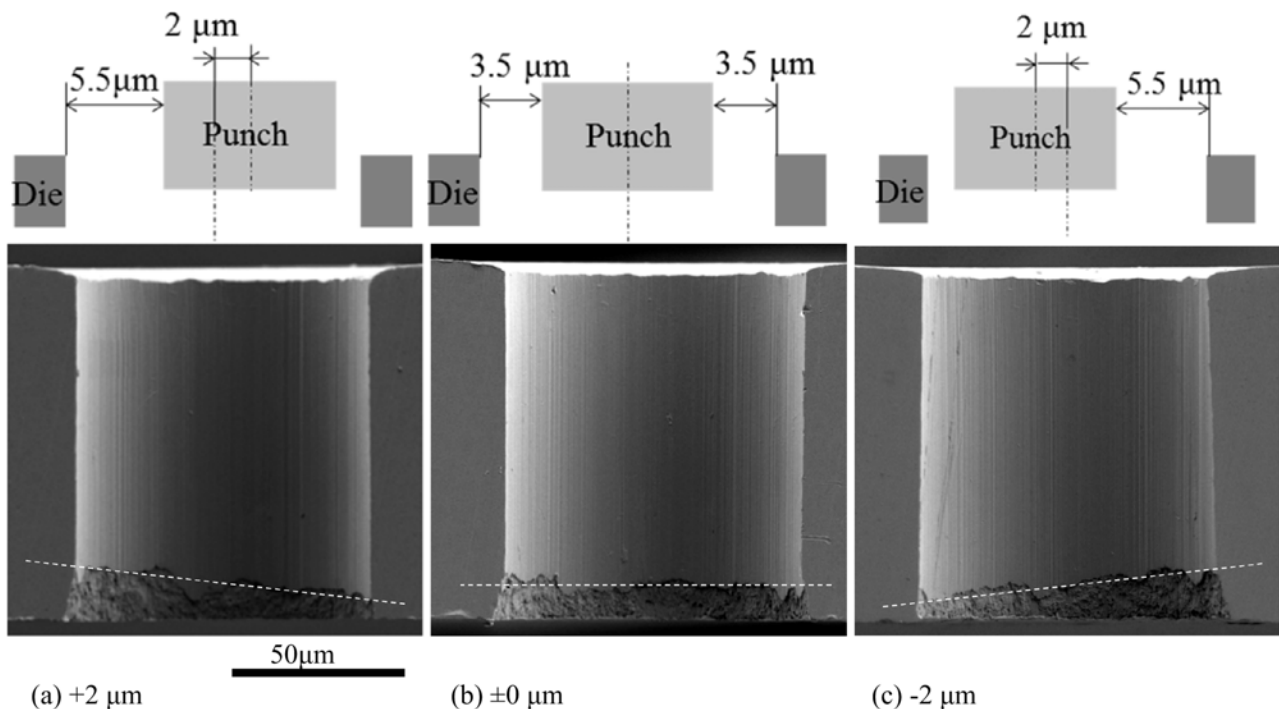
(b) Micro-step movement within range of 4 μm

Fig. 2-22 Accuracy of nano-metric position stage

2. 4 マイクロせん断加工実験結果と考察

開発を進めたナノメートル精度デジタルクリアランス調整金型を用いて板厚 0.1 mm 材のせん断加工を行った。ダイとパンチをせん断加工が可能な位置にデジタルクリアランス調整を行った後にせん断加工を行い、せん断した穴の破断面の観察から工具の偏りを検討した。せん断加工は板厚 0.1 mm の材料を 17.3 ms でせん断した。せん断速度は 5.8 mm/s となる。結晶粒径 3.0 μm 材をせん断加工した穴の断面の電子顕微鏡写真を Fig. 2-23 に示し、結晶粒径 7.5 μm 材をせん断加工した穴の断面の電子顕微鏡写真を Fig. 2-24 に示す。

クリアランスの調整は、穴の破断面の長さが全周に渡って一定となる位置を、センタークリアランスと仮定し座標 (0.0 μm , 0.0 μm) の原点とした。Fig. 2-23 を例にとると、センタークリアランス位置の穴の断面の電子顕微鏡写真は Fig. 2-23(b)となる。図中の白線は破断開始点を直線で結んだものである。破断開始位置は左右でほぼ水平となっており、パンチとダイの位置が中心に調整されたセンタークリアランスを確保していると言える。次にダイを、紙面左側をプラス側として+2 μm ピエゾ式 X-Y ステージを移動させた時の穴の断面写真を Fig. 2-23(a)に示す。ダイの位置が移動したことで穴の左側の破断位置が紙面上側に移動し、右側は紙面下側に下がっている。穴の左側のクリアランスが広がり、穴の右側のクリアランスが小さくなったことで偏りが生じ、破断開始位置が穴の左右で直線的に変化している様子がわかる。同様にダイを-2 μm 位置まで移動した場合の穴の断面写真を Fig. 2-23(c)に示す。Fig. 2-23(a)に示したクリアランスの偏りが左右逆転している様子がわかる。

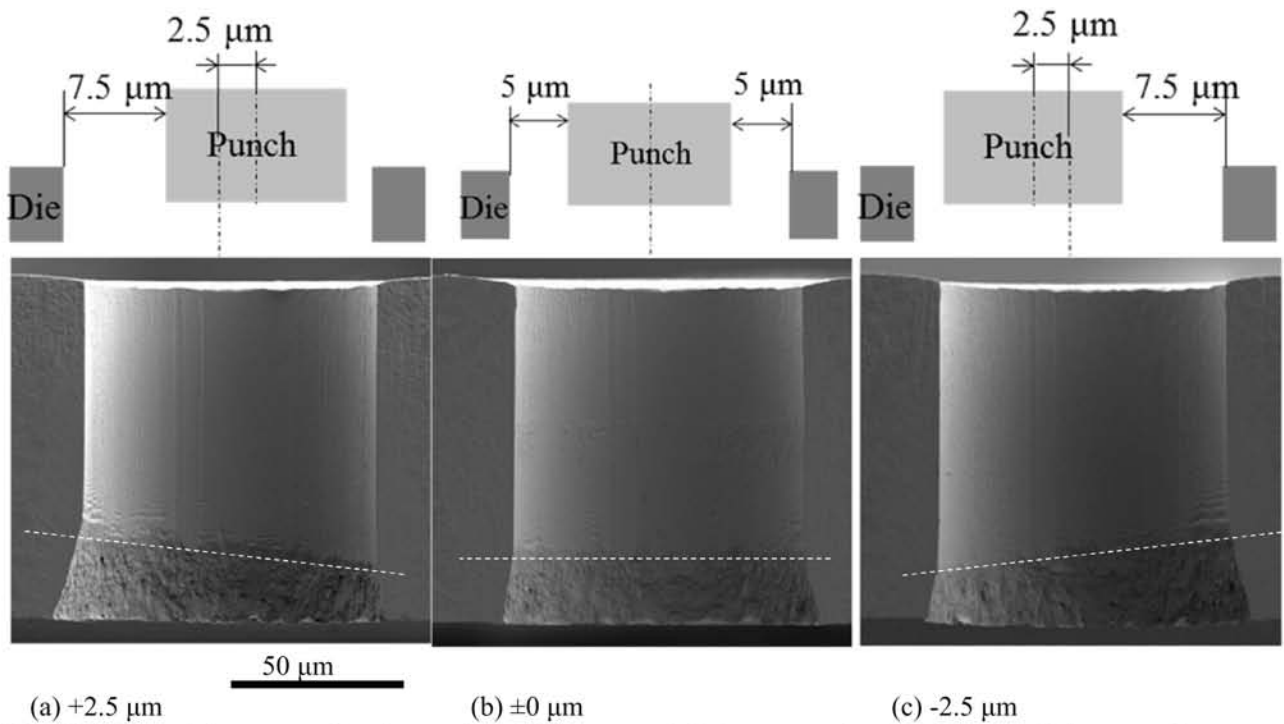


(a) +2 μm

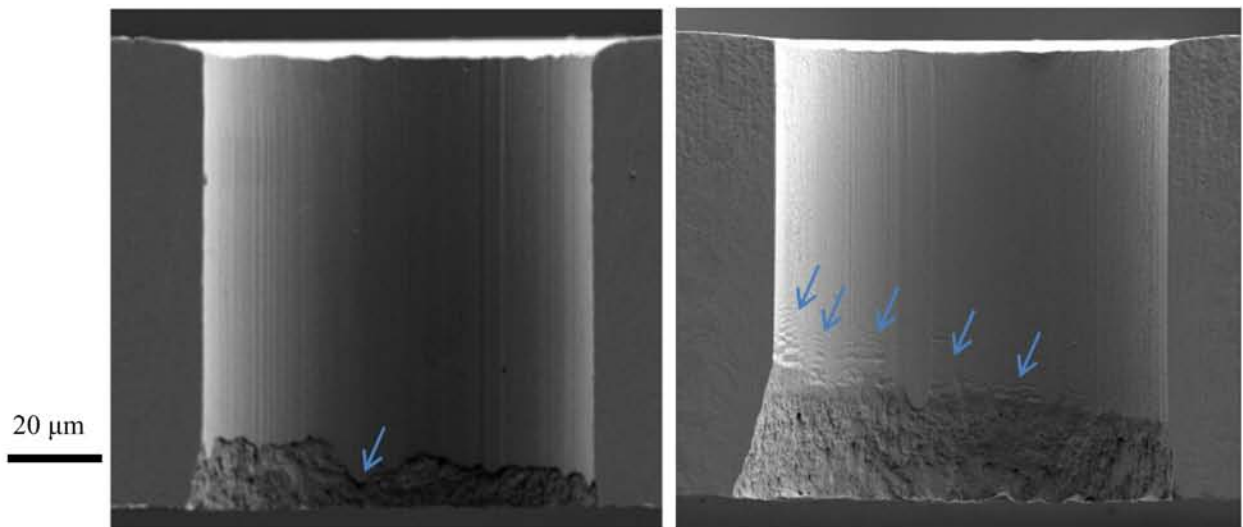
(b) $\pm 0 \mu\text{m}$

(c) -2 μm

Fig. 2-23 Digital clearance adjusting results within range of $\pm 2 \mu\text{m}$ at grain size 3 μm and clearance 3.5 μm condition



(a) +2.5 μm (b) $\pm 0 \mu\text{m}$ (c) -2.5 μm
Fig. 2-24 Digital clearance adjusting results within range of $\pm 2.5 \mu\text{m}$ at grain size 7.5 μm and clearance 5 μm condition



a) Grain size 3 μm and clearance 3.5 μm b) Grain size 7.5 μm and clearance 5 μm

Fig. 2-25 Difference of fractured surface in $\phi 80\mu\text{m}$ pierced samples

Fig. 2-24 の結晶粒径 7.5 μm 、クリアランス 5 μm では、クリアランスが Fig. 2-23 の 3.5 μm から 5 μm まで増えたため、ピエゾ式 X-Y ステージの移動量を $\pm 2 \mu\text{m}$ から $\pm 2.5 \mu\text{m}$ まで増やしてせん断加工を行った。各条件の電子顕微鏡写真から、クリアランスの増加によって破断面の長さが増加していることがわかる。クリアランスを $\pm 2.5 \mu\text{m}$ の範囲で調整した Fig. 2-24(a) と Fig. 2-24(c) では、破断量が穴の左右で直線的に変化している。Fig. 2-24(b) では破断量が穴の左右で整い、ダイの位置がパンチに対してナノメートル精度で中心位置に調整されたセンタークリアランスの状態となっている。結晶粒径やクリアランス、ピエゾ

式 X - Y ステージの移動量が変わっても、デジタルクリアランス調整が行えることを確かめた。

2つの結晶粒径でせん断した切り口面には特徴が表れた。Fig. 2-25に Fig. 2-23(a)と Fig. 2-24(a)の観察結果を拡大して示した。Fig. 2-25(a)の結晶粒径 $3\ \mu\text{m}$ 、クリアランス $3.5\ \mu\text{m}$ の条件では、穴の左右中心部の破断開始箇所にせん断面が長くなっている。クリアランスが左右で異なること以外の要素で破断量が変化していると考えられる。Fig. 2-25(b)の結晶粒径 $7.5\ \mu\text{m}$ 、クリアランス $5\ \mu\text{m}$ の条件では、図中矢印で示した穴のせん断面内部に鋸歯状のせん断形態が確認できる。図中左側にクリアランスが大きくなるにつれて鋸歯状のせん断面の長さも増えてきている。Fig. 2-18(a)には鋸歯状のせん断面は確認できず、材料の結晶粒径による違いか、クリアランスの違いによってせん断面の状態が変化すると考えられる。

続いて、クリアランス調整による切り口面の変化がせん断荷重に与える影響を調査した。せん断荷重を縦軸に取り、パンチストロークを横軸に取ったパンチ-ストローク線図を Fig.2-26, Fig. 2-27 に表した。Fig. 2-26 が結晶粒径 $3\ \mu\text{m}$ 、クリアランス $3.5\ \mu\text{m}$ の条件であり、Fig. 2-27 が結晶粒径 $7.5\ \mu\text{m}$ 、クリアランス $5\ \mu\text{m}$ の条件である。

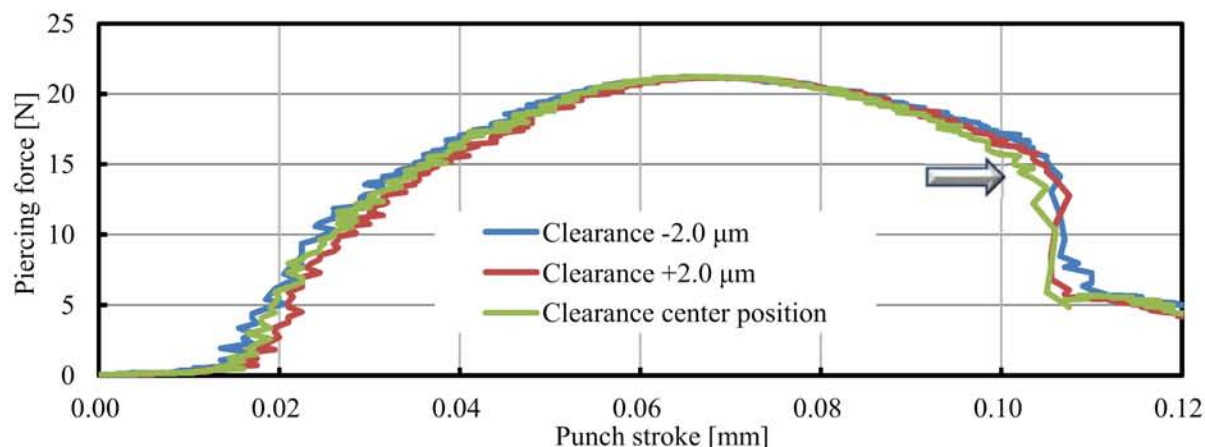


Fig. 2-26 Punch-stroke diagram in grain size $3\ \mu\text{m}$ and clearance $3.5\ \mu\text{m}$ condition

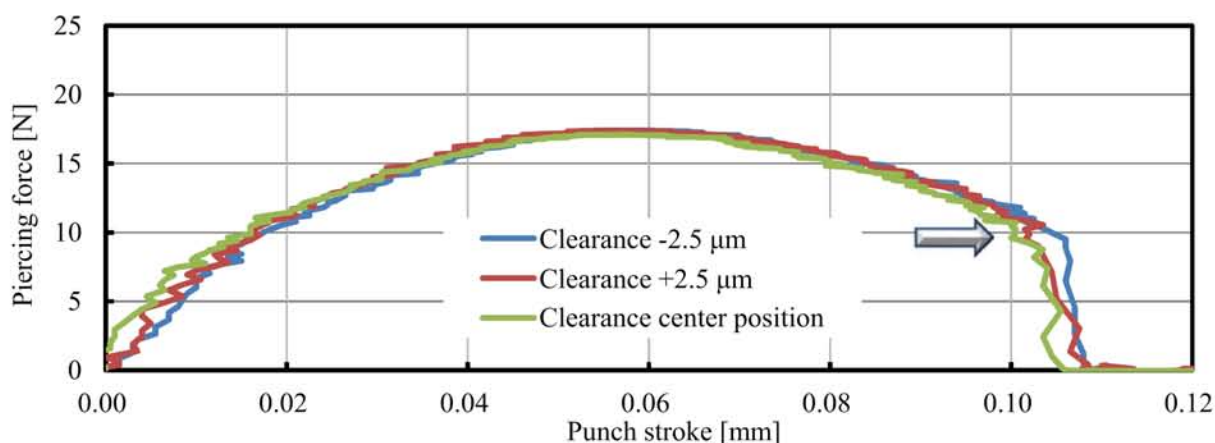


Fig. 2-27 Punch-stroke diagram in grain size $7.5\ \mu\text{m}$ and clearance $5\ \mu\text{m}$ condition

Fig. 2-26 から、クリアランスがセンターで調整された場合には、図中矢印で示したせん断荷重が破断開始によって落ち込むストロークが、最も値が小さい位置で開始されている。クリアランスを $\pm 2 \mu\text{m}$ 調整した他の 2 条件は、破断開始によるせん断荷重の落ち込みが遅れ、より大きな値のストロークで荷重低下が開始している。このことは Fig. 2-23(a), (c)で示した破断開始位置が穴の左右で異なることと対応している。クリアランスに偏りが生じると、穴の円周方向の破断が一定のパンチストロークで開始することができず、完全に破断するまで徐々に破断が進行していくことを確かめた。同様に Fig. 2-27 についても、クリアランスがセンターで調整された場合には、図中矢印で示したせん断荷重が破断開始によって落ち込む部分が、最も少ないストロークで開始されている。クリアランスを $\pm 2.5 \mu\text{m}$ 調整した他の 2 条件は、破断開始によるせん断荷重の落ち込みが遅れ、より大きな値のストロークで荷重低下が開始している。ナノメートル精度のデジタルクリアランス調整によって、穴の円周方向の破断開始位置をセンタークリアランスに調整して安定して加工ができることを確かめた。

続いて、ナノメートル精度デジタルクリアランス調整の連続加工における安定を確認した。結晶粒径 $3 \mu\text{m}$ 、クリアランス $3.5 \mu\text{m}$ の条件で $\pm 2 \mu\text{m}$ 範囲をデジタルクリアランス調整し、連続 5 ケをせん断加工した時の穴断面の切り口観察結果を Fig. 2-28 から Fig. 2-29 に示す。Fig. 2-28 は $+2 \mu\text{m}$ ダイを移動させた時の切り口面であり、No.1 が最初に加工した穴で、No.5 が 5 ショット目の加工結果である。穴の左断面の破断長さは右断面よりも長く、5 ケがほぼ同等な長さとなっている様子がわかる。

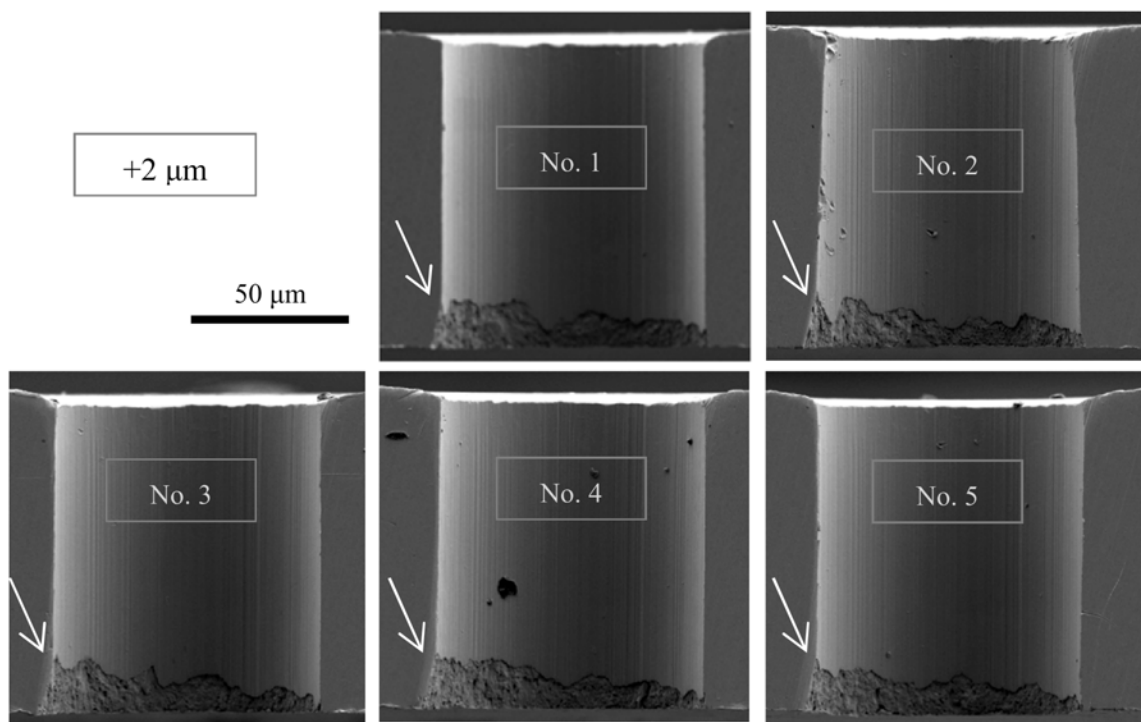


Fig. 2-28 Cross section of hole at $+2 \mu\text{m}$ off set die condition

Fig. 2-29, $\pm 0 \mu\text{m}$ のセンタークリアランス加工では、だれ、せん断面、破断面、それぞれの長さが穴の左右断面ではほぼ同じ長さに統一され、連続したせん断加工でもクリアランスをセンター位置に保てている。Fig. 2-30 は $-2 \mu\text{m}$ ダイを移動させた時の切り口面である。Fig. 2-29, $+2 \mu\text{m}$ に対して穴の左右の破断面長さが逆転し、5 ケの切り口面長さはばらつきが抑えられ、安定していることがわかる。

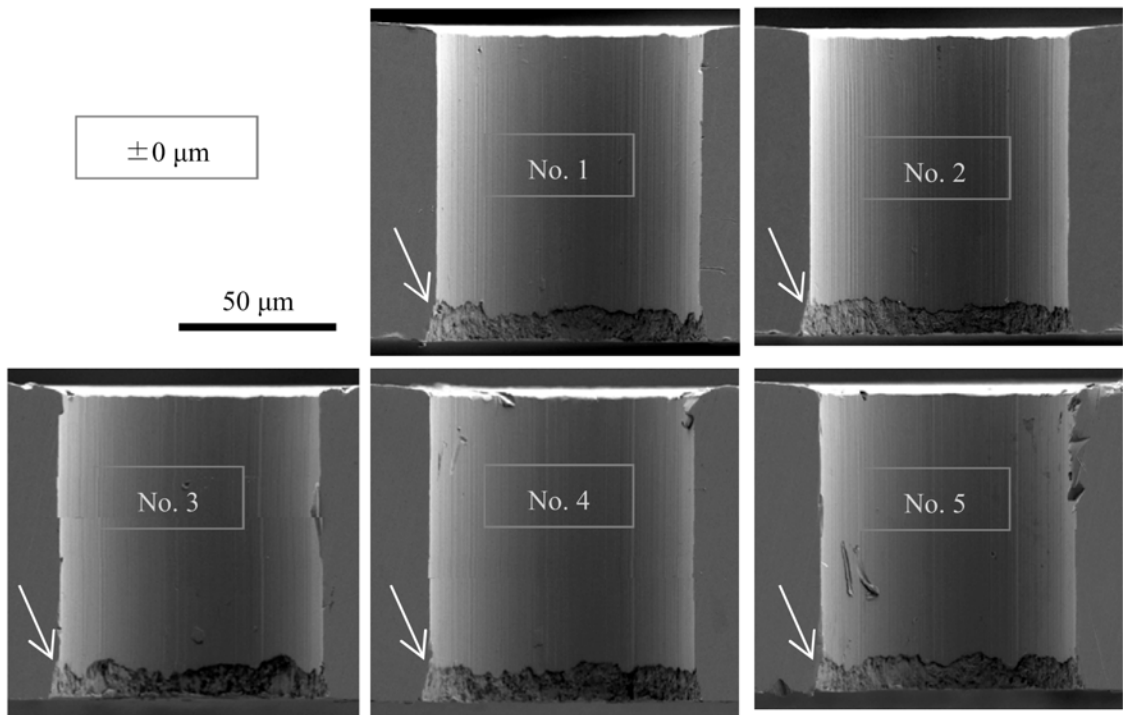


Fig. 2-29 Cross section of hole at $\pm 0 \mu\text{m}$ centering position

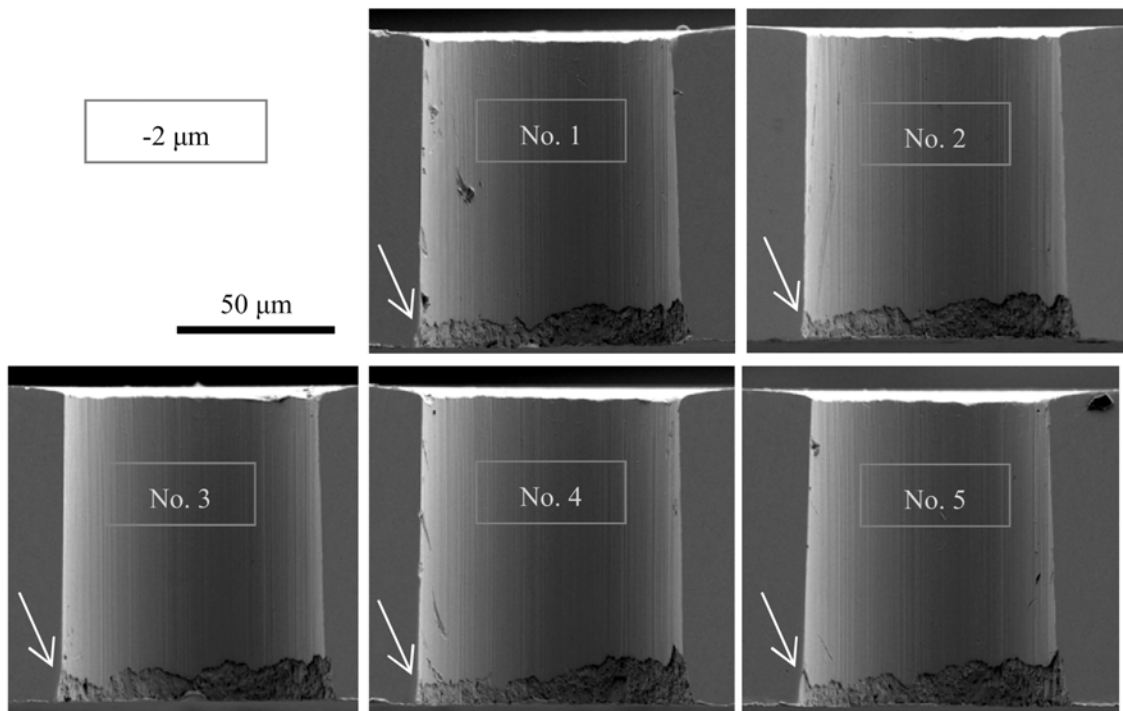


Fig. 2-30 Cross section of hole at $-2 \mu\text{m}$ off set die condition

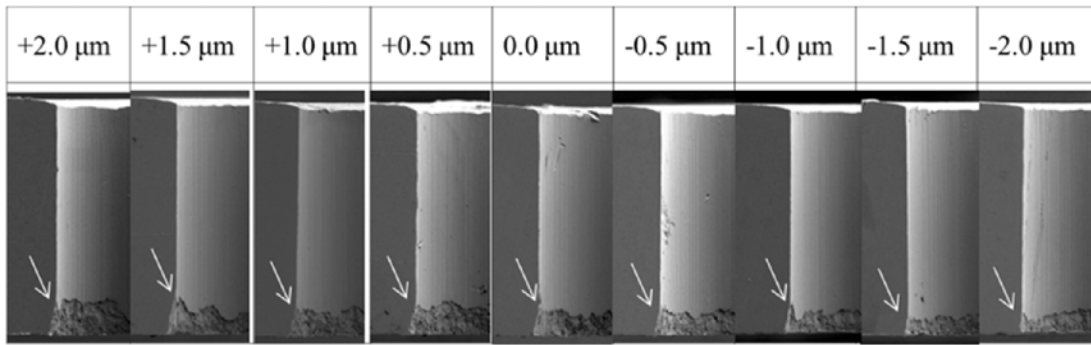
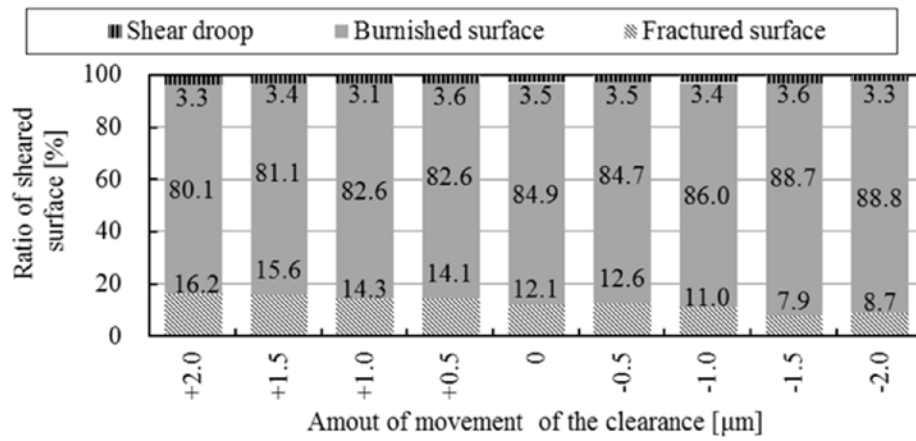
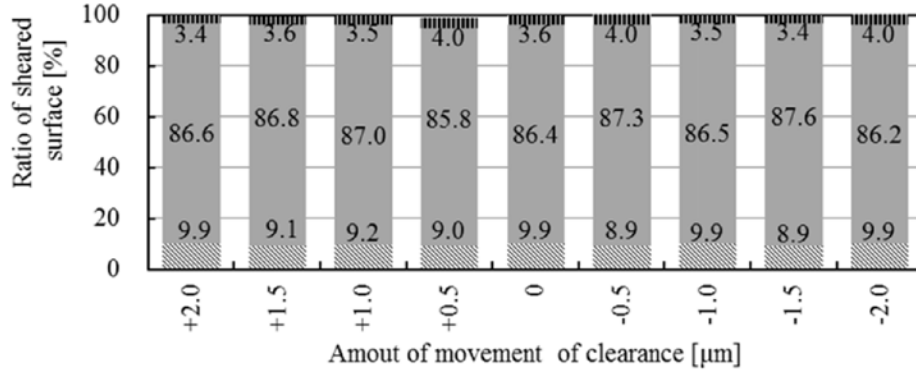


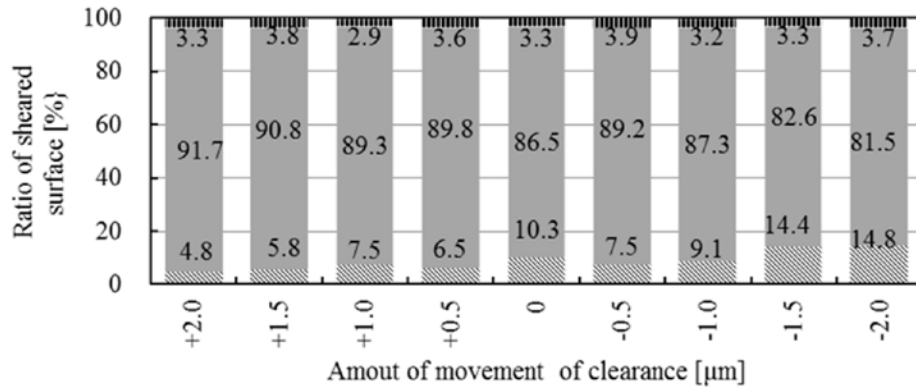
Fig. 2-31 Sheared surfaces in left side of hole that moved from +2.0μm to -2.0μm



(a) Left side shared surface



(b) Shared surface of center position



(c) Right side shared surface

Fig. 2-31 Sheared surface length at clearance adjusting from +2 μm to -2μm

より詳細にデジタルクリアランス調整の性能を調査するため、 $0.5\ \mu\text{m}$ ステップで $\pm 2\ \mu\text{m}$ の範囲を調整した。実験は各調整位置で5ヶの穴を加工し、穴断面の左側・中心・右側の3か所を電子顕微鏡の測長機能を用いて測定した。5ヶの平均値から切り口面の長さを求めた。各条件で1個目の穴の左断面の電子顕微鏡写真を Fig. 2-30 に示し、連続した5個の穴の平均切り口面長さの占有率を調査した結果を Fig. 2-31 に示す。

Fig. 2-31 からクリアランスの $0.5\ \mu\text{m}$ ステップでの調整に対して、特に切り口面の破断長さが直線的に変化していることがわかる。Fig. 2-31(a)左断面と Fig. 2-31(c)右断面の破断長さが概ね左右が反転している。一方で穴の中心部分の破断長さ(Fig. 2-31(b))はクリアランスを調整してもほとんど変化は見られず $9\ \mu\text{m}$ 程度で安定している。各条件でだれ量のクリアランス調整による変化は認められない。かえりに関しては視認できないレベルであった。このことから、ダイのナノメートル精度デジタルクリアランス調整による切り口面の調整は、主に破断長さの調整するのに有効であることがわかった。

ここまでの結果から、ナノメートル精度の X - Y ステージをダイ直下に組込んだデジタルクリアランス調整金型が、クリアランスを $0.5\ \mu\text{m}$ 単位で位置合わせを行い、ナノメートル精度でクリアランスをデジタルに調整が可能であることを実証した。

デジタルクリアランス調整に要する時間は、始めに1つの穴をせん断加工した結果からクリアランスの偏りを顕微鏡で視認し、3回のデジタルクリアランス調整を行うまでで約15分であった。従来の手作業によるアナログな位置調整プロセスでは、 $1\ \mu\text{m}$ 単位の位置合わせ調整を Fig. 2-10 のようにダイの研削加工と研削量と同等な厚さを持ったシックネスシートをダイへ挟み込むなど、手作業のアナログなプロセスであった。この調整には概ね1時間程度(Fig. 2-11)の調整時間を要していた。したがって、ナノメートル精度のデジタルクリアランス調整によって4倍の生産性向上と位置合わせ調整精度をこれまでの $1\ \mu\text{m}$ 単位から $10\ \text{nm}$ 単位まで2桁の精度向上を果たし、アナログからデジタルへプロセスを変換した。

2. 5 結言

せん断した穴の円周方向における切り口面の安定性確保を目的として、ナノメートル精度のデジタルクリアランス調整によるせん断加工プロセスを開発した。

結晶粒径 $3.0\ \mu\text{m}$ および $7.5\ \mu\text{m}$ 、板厚 $0.1\ \text{mm}$ の SUS304 微細粒鋼材を用いて、直径 $\phi 80\ \mu\text{m}$ 、クリアランス $3.5\ \mu\text{m}$ および $5.0\ \mu\text{m}$ の条件でデジタルクリアランス調整を試み、工具位置合わせ精度がマイクロせん断加工に及ぼす影響を実験的に検証し、以下の結論を得た。

- ・クリアランス位置調整プロセスのアナログからデジタルへの工法変換方法を提示した。
- ・ナノメートル精度デジタルクリアランス調整によるせん断加工プロセスの開発により、金型の位置合わせプロセスをこれまでの $1\ \mu\text{m}$ 単位から $10\ \text{nm}$ 単位まで 2 桁の精度向上を果たした。
- ・ダイのデジタルクリアランス調整によって、特にせん断した穴の破断長さを調整することが可能となる。
- ・デジタルクリアランス調整により、ナノメートル精度の再現性と約 4 倍の生産性を確保することが可能となる。

参考文献

- [1] 高石和年・前田禎三：塑性と加工，**23-262**，(1982)，1066-1073.
- [2] 前田禎三・青木勇：塑性と加工，**14-152**，(1973)，697-708.
- [3] 中川威雄・鈴木清・坂上啓二：生産研究，**34-6**，(1982)，67-70.
- [4] 前田禎三・青木勇：塑性と加工，**21-230**，(1980)，241-249.
- [5] 中野禪・鈴木洋平・栗飯原拓也・白鳥智美：塑性と加工，**56-650**，(2015)，213-218.
- [6] 高石和年・前田禎三：塑性と加工，**23-262**，(1982)，1066-1073.
- [7] 青木勇・高橋俊典：塑性と加工，**36-414**，(1995)，749-754.
- [8] 前田禎三・松野健一：塑性と加工，**7-64**，(1966)，265-272.
- [9] 前田禎三・青木勇・樋口俊郎：塑性と加工，**18-194**，(1977)，210-215.
- [10] 村川正夫・青木勇：塑性と加工，**29-324**，(1988)，60-68.
- [11] 古閑伸裕・塚越恒平：塑性と加工，**55-646**，(2014)，1024-1028.
- [12] 青木勇：塑性と加工，**33-379**，(1992)，943-948.
- [13] 小松隆史・鳥塚史郎・村松榮次郎・永山真一・小林仁：第60回塑性加工連合会講演会講演論文集，(2009)，327-328.
- [14] 小林仁・小松隆史・鳥塚史郎・村松榮次郎・永山真一：第60回塑性加工連合会講演会講演論文集，(2009)，325-326.
- [15] 鳥塚史郎・村松榮次郎・小松隆史・永山真一：塑性と加工，**55-642**，(2014)，626-632.
- [16] 木下素男・長屋稔・松阪貴右：塑性と加工，**12-129**，(1971)，759-763.
- [17] 小松隆史・小松誠・柳沢春登・上原恒浩・柳沢保・真鍋真一：塑性と加工，**52-611**，(2011)，1281-1285.
- [18] 青木勇・高橋俊典：塑性と加工，**36-414**，(1995)，749-754.
- [19] 加藤正仁・白鳥智美・鈴木洋平・中野禪・小松隆史：塑性と加工，**55-638**，(2014)，223-227.
- [20] Kibe, Y., Okada, Y. & Mitui, K. : International journal of Mechanical Tools Manufacturing, 47, (2007), 1728-1737.
- [21] Joo, B. Y., Rhim, S. H., Oh, S. I. : journal of Mechanicals Processing Technology, 170, (2005), 593-601.
- [22] 山崎雄二：塑性と加工，**21-234**，(1980)，581-586.
- [23] 古閑伸裕・生島章之・山口貴史：塑性と加工，**57-660**，(2016)，41-46.
- [24] 田村今男，鉄と鋼，**56-3**，(1979)，429-445.

第3章 微細粒鋼材のマイクロせん断特性

3. 1 緒言

せん断加工は塑性加工を代表する加工技術の1つであり、これまでに数々の研究から多くの工業製品が実用化されてきている。加工サイズが小さくなり、せん断加工した切り口面を0.001 mm単位で管理するマイクロせん断加工の分野では、時計部品を始めリードフレーム、ガソリン燃料用オリフィスプレート[1]等の実用化が進められてきた(Fig. 1-12)。今後発展が期待されるマイクロ加工分野には、MEMS(Micro Electro Mechanical Systems)加工技術の開発によるIoT (Internet of Things) 化の促進、医療技術の高度化を支える分析デバイスや内視鏡処置具等の開発が望まれている。

一般にマクロ加工からマイクロ加工に加工サイズが小さくなると、加工サイズに対して結晶粒の影響が大きくなる寸法効果が起こることが知られている[2~5] (Fig. 1-14)。切り口面の長さをマイクロメートル単位で管理するマイクロせん断加工においても、結晶粒の大きさの影響が考えられる。これまでに真鍮を用いたマイクロせん断加工において、結晶粒径とクリアランスを同一に整えることで、板厚100 μmと200 μmの材料をせん断する際の最大せん断荷重が最小となる寸法効果[6] (Fig. 1-24)が報告されている。オーステナイト系ステンレス SUS304 では結晶粒の微細化技術の開発が進められ[7~12]、結晶粒径が一般的な9.1 μmから最小で0.5 μmまで結晶を微細化した、微細粒鋼が開発されてきた[12] (Table 1-2, Fig. 1-16)。

結晶粒の微細化は結晶粒の変形形態を変化させると考えられる(Fig. 3-1)。一般的な大きな結晶粒を持つ材料では、微細粒材に対して粒界の長さは少なく、結晶粒内の結晶相や変態、結晶配向や双晶などの変形抵抗要素の影響度が高い。これに対して微細粒材では、結晶粒径と粒界の影響が増す反面、結晶粒の配向や双晶などの影響度は下がると考えられる。

要素		影響度	
分類		一般材	微細粒材
結晶粒径		7.5~9.1 μm	0.5~5.6 μm
結晶粒変形 影響要素	粒界	少ない	多い
	結晶相および変態	高い	高い
	結晶配向	高い	低い
	双晶	高い	低い

Fig.3-1 Difference of deformation characteristics between general grain size and fine-grained grain size

さらに結晶粒の微細化によって機械的特性は大きく変化し、Hall-Petch 則[13~15]にしたがって、耐力が増して伸びが減少する。耐力の増加はせん断荷重の増加を招き、工具であるパンチやダイの摩耗を促進させる要素となる。伸びの低下は、切り口面のだれやせん断面長さの低下を起し、破断面長さを増加させる。このため、一般的な結晶粒径を持つ材料から微細粒材に変更する場合には、工具摩耗に対する対策や、切り口面長さの変化に対するクリアランスの再設定など、せん断加工におけるプロセス条件の再設定が必要となる。SUS304 材の塑性変形では、加工中に加工誘起マルテンサイト変態を伴う[16~20]。加工誘起マルテンサイト変態は無拡散の変態機構であるため、結晶粒単位で変態を起こす。したがって、せん断変形中に加工誘起マルテンサイト変態が、せん断変形や、結晶配向など様々な条件によって起こるため、結晶粒の変形は複雑化し、切り口面の安定化に影響することが考えられる。

これまでに SUS304 微細粒材のせん断加工では、小松らが斜め穴のせん断加工を行い、連続加工において結晶微細化材はだれ量が安定する[21, 22]ことを見出した。ガソリン燃料噴射用オリフィスプレートへの展開時には、流量ばらつきを 1/4 に抑える[22]製品機能への貢献が報告されている。SUS304 結晶微細化材の工具摩耗特性としては、小林ら[23, 24]が 10000 ショットの斜め穴連続加工から、パンチの移着量が増加する傾向があることを報告している(Fig. 1-18)が、1 条件のみでの傾向を報告しているに留まり、最適な加工条件の抽出と工具摩耗特性の把握には至っていない。

以上のように、これまでの SUS304 材のマイクロせん断加工では、結晶微細化材の採用による切り口面の安定化に向けた試みが開始されている。しかしながら、切り口面安定性に及ぼす結晶粒径がマイクロせん断加工安定性および工具摩耗に及ぼす影響について、十分に検証が行われてきていない状況にある。

そこで、本章では SUS304 材のマイクロせん断加工において、結晶粒径が連続せん断加工時の切り口面の安定に及ぼす影響を、切り口面長さとも工具摩耗および凝着の調査から実験的に明らかにした(Fig. 3-1)。

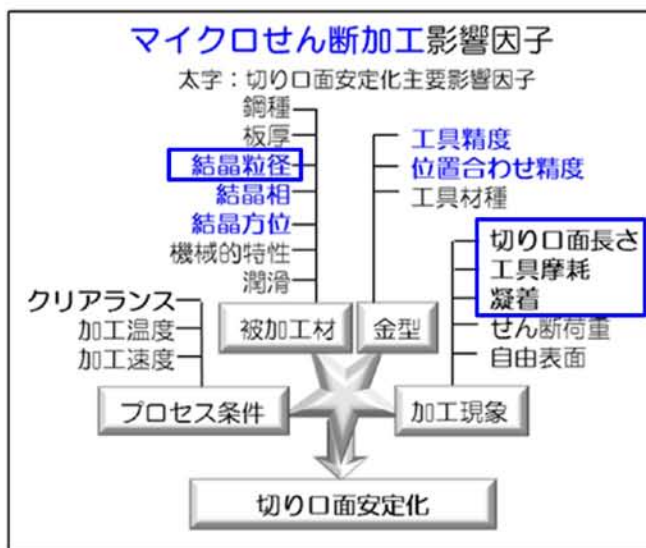


Fig. 3-1 Influence factors of micropunching

3. 2 実験条件

3. 2. 1 実験材料

被加工材は特殊金属エクセル社製の幅 20 mm, 板厚 100 μm のオーステナイト系ステンレス SUS304 材を用いた。材料は化学成分の影響をなくすため、母材を統一した。化学組成を **Table 3-1** に示す。

Table 3-1 Chemical composition of SUS304 sheet used
(mass%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Fe
0.05	0.39	1.10	0.030	0.004	8.03	18.01	Bal.

材料は JIS G 4305 に準拠して加工を行った通常鋼 1 種類と、加工誘起マルテンサイト相の逆変態を利用した微細化技術[11, 12]を用いて結晶を微細化した、結晶粒径が異なる 2 種類の微細粒鋼を用いた。

材料特性は引張試験、硬さ試験と結晶粒径評価を行った。引張試験は島津製作所製 AGS-10KNX を用い、引張速度 5 mm/min で引張強さ、0.2%耐力、伸び、加工硬化指数(n 値)を求めた。硬さ試験は AKASHI 社製 MVK-G2 によって、49.03 mN(=5 gf)の荷重と 10 s の加圧時間で、ビッカース硬さを測定した。結晶粒径は EDAX 社 DigiView IVにて EBSD(Electron Back-Scatter Diffraction)を用い、材料圧延方向(RD)に対して直角な、板幅方向(TD)で材料を切断し、板厚方向(ND)70 μm , TD 方向 70 μm 範囲を、0.1 μm ピッチで測定し算出した(**Fig. 3-2**)。材料特性調査結果を **Table 3-2** に示す。

Fig. 3-2 IPF map から結晶粒の大きさの違いを理解できる。結晶粒内部の配向が色分けされ、結晶粒の内部に双晶によって結晶粒の配向が変化している部分を確認できる。結晶粒の大きさは全てが同じではなく、平均結晶粒径が大きい 7.5 μm 材では、結晶粒のばらつきも結晶粒が微細化した他の 2 材料に対して大きくなることから、せん断加工時の結晶粒の変形が不均質化しやすいと考えられる。**Intensity map** からは、各結晶粒径で結晶粒は多くが $\langle 111 \rangle$ 方向を示す集合組織となっていることがわかる。SUS304 材では、単結晶の引張試験結果から結晶粒の配向による公称応力-公称ひずみ線図が報告されている[25] (**Fig. 3-3**)。この結果から $\langle 111 \rangle$ 方向に配向した結晶粒は公称応力が 600 MPa 程度で伸びが 70 %程度であるが、**図中 4** で示した方向では、公称応力が 500 MPa 程度で伸びが 180 %程度となり、結晶粒の配向によって機械的特性が変化することがわかる。結晶粒のせん断や破断が結晶粒の配向の影響を受けることを理解できる。

さらに、**Table 3-1** に示すように各結晶粒の変形によって材料の機械的特性も変化する。SUS304 材のせん断加工では、各結晶粒によって、結晶粒径や結晶配向、双晶や加工誘起マルテンサイト変態などの影響が複数関連し合い、せん断変形が進むと考えられる。

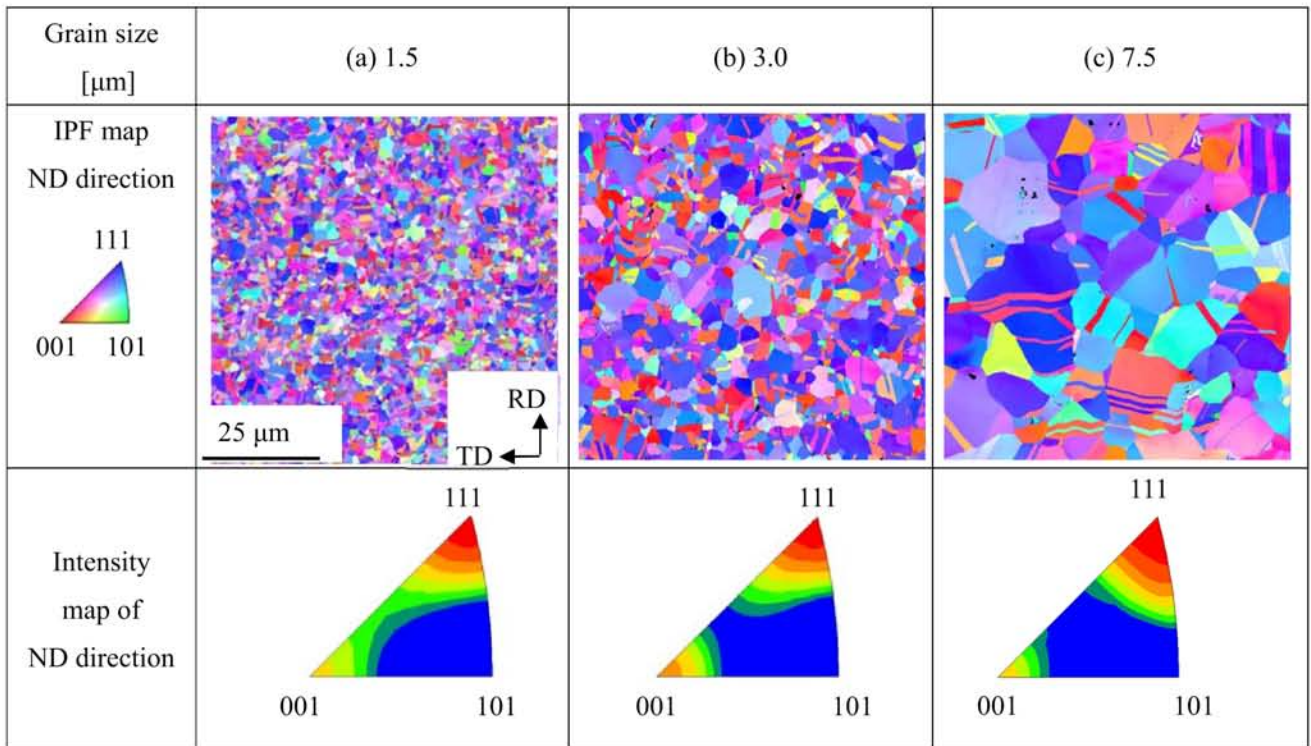


Fig. 3-2 EBSD IPF MAP for different grain sizes of SUS304 used

Table 3-1 Characteristics of material used

Material No.	Gs 1.5 μm	Gs 3.0 μm	Gs 7.5 μm
Grain Size [μm]	1.5	3.0	7.5
Tensile Strength [MPa]	875	845	803
0.2 %Proof Stress [MPa]	599	504	433
Elongation [%]	45.8	49.5	56.6
n Value	0.31	0.37	0.43
Vickers Hardness [HV]	261	227	191

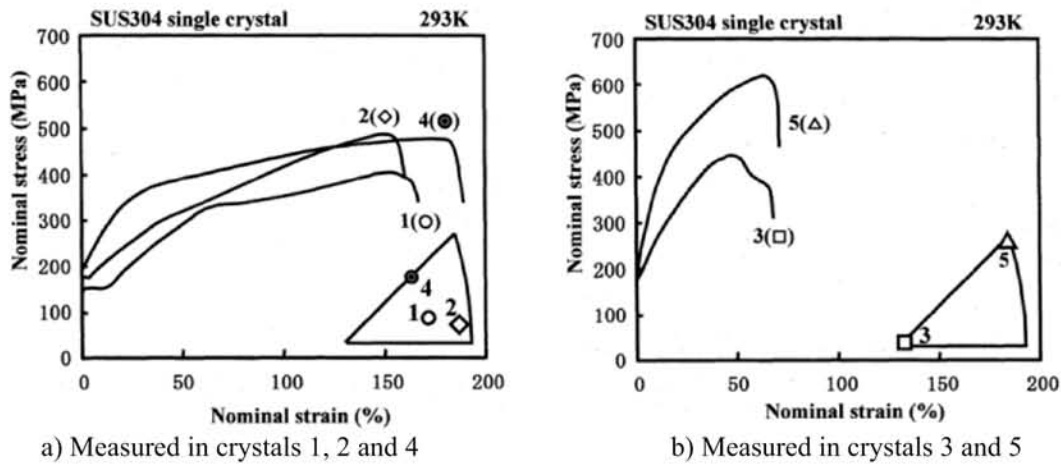


Fig. 3-3 Normal stress-strain curves at single crystal of SUS304 [25]

3. 2. 2 実験機器と金型条件

プレス装置はサーボ式スクリーンプレス(微細加工研究所製 DT-J311, 30kN)を用いた(Fig. 3-4). 金型は piezo 式 X-Y ステージが取り付けられていない, 従来の金型を用いた.

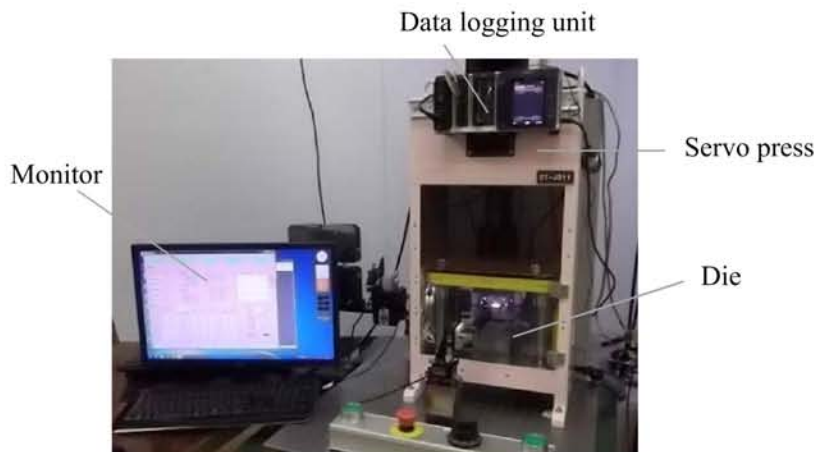


Fig. 3-4 Press machine and monitoring unit

板厚 $100\ \mu\text{m}$ に対してパンチ径を $\phi 80\ \mu\text{m}$ に設定し, パンチ径が板厚よりも小さいせん断加工を実施した. パンチの材料は極微粒子超硬材を用い, ダイは超微粒子超硬材を用いて直径を $\phi 86\ \mu\text{m}$ とし, 板厚に対するクリアランスを 3% に設定した. 加工油は鉱物油に添加材を加えたもの[21]を塗油し, パンチは 1,000 ショット毎に炭化水素系洗浄剤で洗浄をした. パンチ直上にはロードセル(共和電業社製 LMA-A-50N)を設置してせん断時の荷重を計測した. プレス機の変位はサンプリングの間隔を $20\ \mu\text{s}$ として, レーザー変位計(KEYENCE 社 LKG-30)で計測した. データは KEYENCE 社 NR-600 で収集した.

実験は以上の材料と実験装置による 5,000 ショットのせん断加工を行った. せん断加工後の穴に形成されるだれとせん断面, 破断面の切り口面占有率の違いは製品の品質に影響を与えるため, 加工開始時から 1,000 ショット毎に穴断面の切り口面長さおよびばらつきを調べ, 安定性を調査した. せん断加工時に抜き落とされた材料は, 金型から任意に抜き出して 5 ヶのサンプルを表面観察した. パンチは加工前にパンチ先端 R を全焦点 3D 表面形状測定装置(alicon 社製 INFINITE FORCUS)で測定した. パンチの側面はせん断時の往復加工時に, 材料と繰り返し摩擦して移着が発生する. 材料のパンチへの移着量や摩耗量を調査するため, 超高精度形状測定機(Panasonic 社製 UA3P-L400S)でパンチの形状測定をせん断加工の前後で実施し, パンチ形状の変化量を調査した.

3. 3 実験結果と考察

3. 3. 1 せん断荷重の変化

各材料の加工開始時と 5,000 ショット加工終了後のせん断荷重とパンチストロークの関係を示す Fig. 3-5 に荷重-ストローク線図として示す。

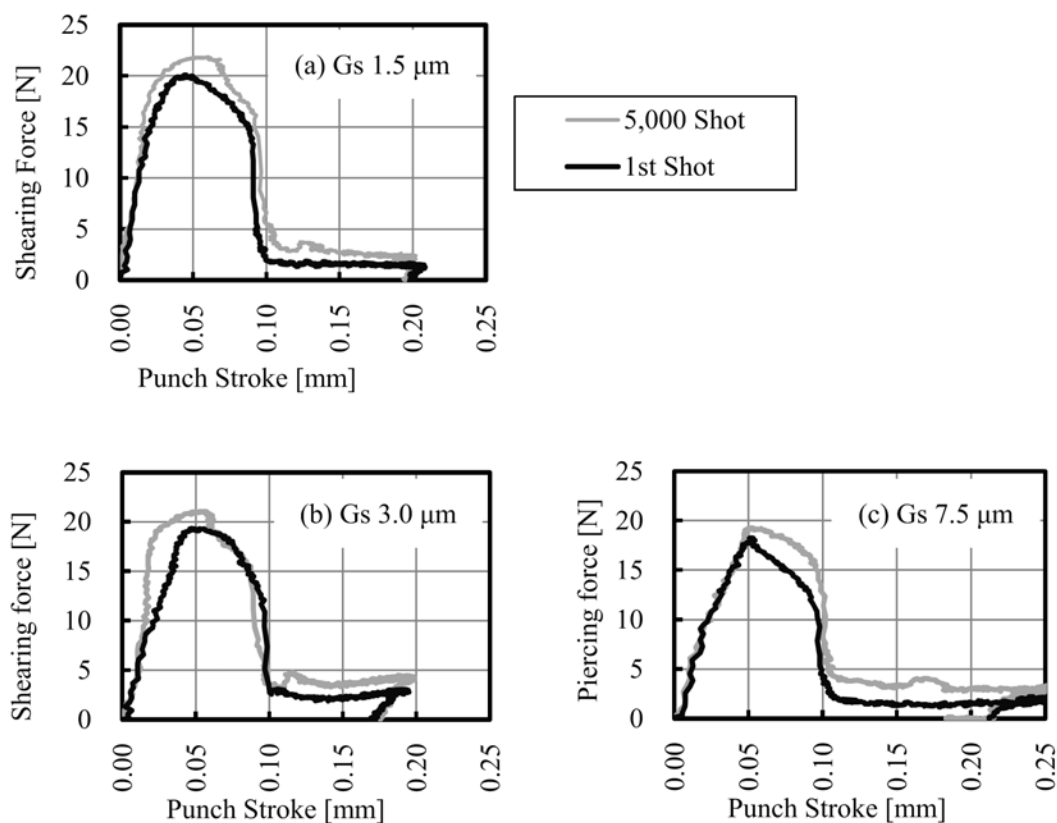


Fig.3-5 Punching force and punch stroke diagrams of 1st shot and 5,000 shot

せん断荷重が最大となる最大せん断荷重は、引張強さに対応する傾向を示し、結晶粒径 Gs 1.5 μm 材が加工開始時 20.1 N と最も高い。加工終了後に最大せん断荷重は 21.9 N となり 8.7 %最大せん断荷重が増加した。Gs3.0 μm 材の最大せん断荷重は加工開始時 19.3 N，終了時 21.0 N となり，最大せん断荷重の増加率は 9.0 %であった。Gs7.5 μm 材は加工開始時の 18.3 N が加工終了時 19.3 N となり，最大せん断荷重は 5.6 %増加した。

マクロのせん断加工では，最大せん断荷重を簡易的に次の①式で計算する

$$F = \sigma_y / \sqrt{3} \cdot \phi D \cdot \pi \cdot t \quad \text{————— ①}$$

F : 理論最大せん断荷重 [N], σ_y : 引張強さ[MPa], ϕD : パンチ直径 [mm^2], t : 板厚 [mm]

①式に実験で用いた三材料の引張強さ(σ_y)，板厚(t)，パンチ直径(ϕD)の条件を当てはめ，理論最大せん

断荷重(F)を求めた。Fig. 3-5 で測定した1ショット目の最大せん断荷重(F_1)と合わせ、理論最大せん断荷重と測定した最大せん断荷重を **Table 3-2** で比較した。この結果、理論最大せん断荷重は結晶粒径 1.5 μm が最も高く 12.7 N となった。測定値は 20.1 N であったため、58.3 %測定値が理論値よりも高い結果となった。結晶粒径 3.0 μm も測定値の方が理論値よりも高く、誤差は 57.4 %であった。一般材である結晶粒径 7.5 μm 材も同様に、誤差は 56.1 %であった。理論値と測定値のずれは、板厚が 0.1 mm と薄く、クリアランスが 3 μm と極めて小さいことなどが挙げられる。結晶粒径の違いによる荷重差には、結晶粒のせん断変形による引張強さ(σ_y)の違いが影響していると考えられる。以上のことから、最大せん断荷重の算出におおては、マクロせん断の計算手法が必ずしもマイクロせん断に当てはまらないと考えられる。

Table 3-2 Comparison of calculated and measured maximum punching force

Material No.	Gs 1.5 μm	Gs 3.0 μm	Gs 7.5 μm
Grain Size [μm]	1.5	3.0	7.5
Tensile Strength (σ_y)[MPa]	875	845	803
Thickness (t) [mm]	0.1	0.1	0.1
Punch diameter (ϕD) [mm]	0.08	0.08	0.08
Calculated maximum punching force (F) [N]	12.7	12.3	11.7
Measured maximum punching force from 1 st shot of punching (F_1) [N]	20.1	19.3	18.2
Amount of error ($F_1/F \cdot 100$) [%]	158.3	157.4	156.1

Fig. 3-5 の最大せん断荷重変化を 5,000 ショット分まとめ、**Fig. 3-6** に表した。Gs1.5 μm 材は加工の初期段階から最大せん断荷重が増加し、他の材料に対して 2,000 ショット程度までは、最大せん断荷重の増加速度が速い。Gs3.0 μm 材は 400 ショットまでが最大せん断荷重増加が速い領域となっている。その後の最大せん断荷重増加は緩やかで安定している。Gs7.5 μm 材は、パンチが抜き落とした材料を押し込む荷重が増加したため、加工開始時と 1,000 ショット付近で最大せん断荷重が乱れている。それ以外の最大せん断荷重変化は少ない。実験は 1,000 ショット毎にパンチを炭化水素系洗浄剤でクリーニングしたため、800~1,000 ショットで発生した異常が、洗浄によって除去された可能性がある。更に Fig. 3-5 からは、Gs7.5 μm 材の前ショットに対し、次のショットとの荷重差が 5,000 ショット加工中に継続して大きく、ばらついている。そこで、前ショットに対して次のショットの最大せん断荷重が、どれくらい変化したかの差分を取り、5,000 ショット分の標準偏差を比較した(**Fig. 3-7**)。この図から Gs1.5 μm 材と、Gs3.0 μm 材は、最大せん断荷重のばらつきが Gs7.5 μm 材に対して約 50 %に低下していることが分る。真鍮を用いた加工でも同様な傾向[6]が示されており、結晶粒微細化材のせん断では、最大せん断荷重のばらつきが小さくなると言える。この現象は、材料の結晶粒界には転位が堆積し、強度が増えることから、結晶粒界をせん断する場合と結晶粒内をせん断する場合とで、せん断強度が違うことがせん断荷重をばらつかせる原因の1つとして考えられる。また、結晶粒内では双晶や異方性の影響を受け、せん断強度がばらつく。このため Gs7.5 μm 材は結晶粒径が大きく、パンチが結晶粒界をせん断する頻度がばらつき、さらに結晶

粒内をせん断する際の、せん断強度がばらつく影響も受けるため、最大せん断荷重がばらつくと考えられる。また、SUS304 材ではせん断加工中の結晶粒が加工誘起マルテンサイト変態を起こす。この変態は無拡散の変態であるため、結晶粒単位で変態が起きる。加工誘起変態後のマルテンサイト相は母相であるオーステナイト相よりも強度が上がるため、せん断荷重は上昇する。したがって、材料の結晶粒径や結晶配向のばらつきによって、せん断変形中の結晶粒が加工誘起マルテンサイトへの変態を選択しながら変形が進んだ場合には、せん断荷重は一定とならずにばらつくと考えられる。実際のせん断加工中には、これらのせん断荷重をばらつかせる要素が複数影響し合い、最大せん断荷重として表れてくると考えられる。

結晶粒径が微細化した Gs1.5 μm 材や Gs3.0 μm 材では、結晶粒界をせん断する頻度のばらつきは少なくなり、結晶粒内をせん断する強度も均一化するため、最大せん断荷重のばらつきは抑えられると考えられる。加工誘起マルテンサイトへの変態については、Gs7.5 μm 材に対して結晶粒の微細化と共に結晶粒径のばらつきも抑えられるため、加工誘起変態量のばらつきは少なくなると考えられる。

これらを総合すると、Fig.3-6 で加工開始時に最大せん断荷重は各結晶粒径で材料の耐力によって最大せん断荷重が決まり、その後はパンチやダイの工具が摩耗することで刃先が鈍化し、最大せん断荷重が増加していくと考えられる。連続加工中の最大せん断荷重のばらつきは Fig. 3-7 のように結晶粒径に対応し、結晶粒径が小さくなるとばらつきが小さくなるのがわかる。

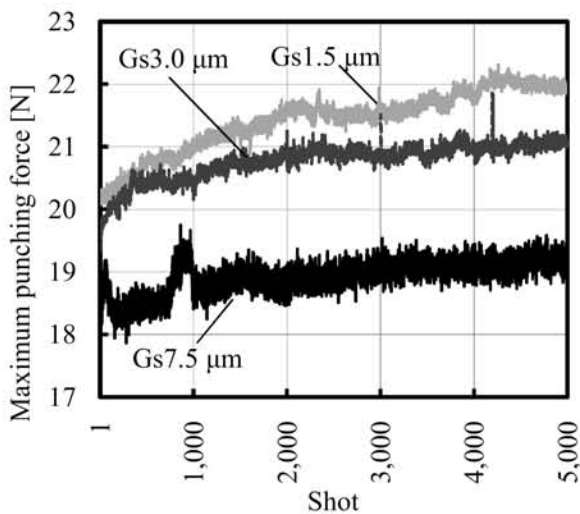


Fig. 3-6 Diagram of pulling out the maximum piercing force

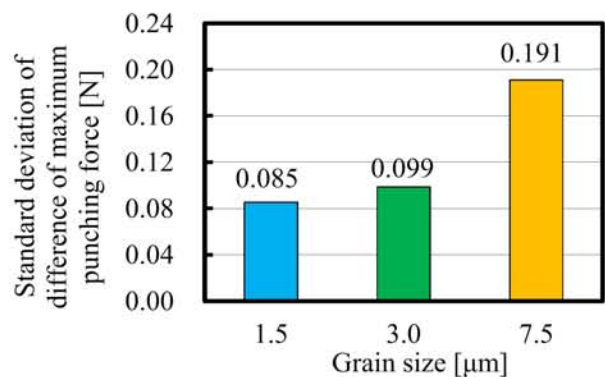


Fig. 3-7 Diagram of grain size and standard deviation of difference of maximum piercing force

3. 3. 2 パンチの摩耗と移着

5,000 ショット加工前後でのパンチ先端 R を、全焦点 3D 表面形状測定装置で測定し、比較した結果を Fig. 3-8 に示す。Gs1.5 μm 材と Gs3.0 μm 材は、先端 R が約 0.7 μm 大きくなっており摩耗が確認できる。これに対して Gs7.5 μm 材のパンチ先端 R は、ほぼ変化しておらず摩耗は進んでいない。このことは Fig.3-6 の最大せん断荷重の連続加工中の増加量と対応しており、微細粒材をせん断加工する際には、工具の摩耗が一般材である Gs7.5 μm 材よりも促進されることがわかる。

続いて 5,000 ショット加工後の、パンチ先端 SEM 写真を Fig.3-9 に示す。なおパンチは 15 度の傾斜をつけて撮影した。Gs1.5 μm 材と Gs3.0 μm 材では、パンチ先端 R の直上部分に平滑な面が確認された。また、どの材料にもパンチ側面の一部が黒い濁点のように見える部分があり、エネルギー分散型 X 線分光法(EDX)による組成分析によって、Fe, Cr を検出し移着であることを確認した。

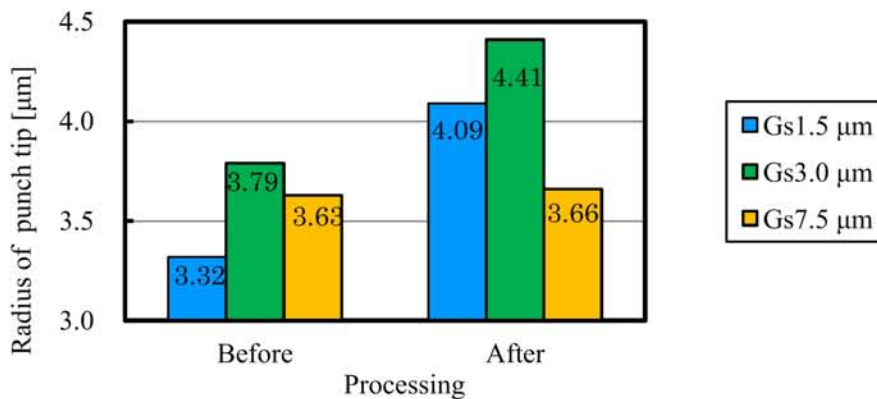


Fig. 3-8 Changes in radius of punch tip

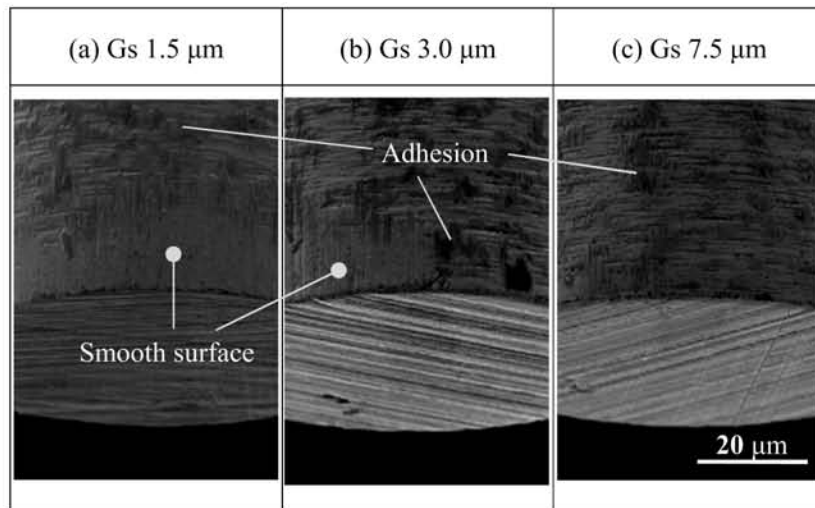


Fig. 3-9 SEM image of tip of the punch after piercing 5,000 shot

これらのパンチ先端部分で確認した平滑面がパンチ直径を変化させている可能性や、パンチの移着量を把握するためパンチの半径を測定した結果を Fig. 3-10 に示す。

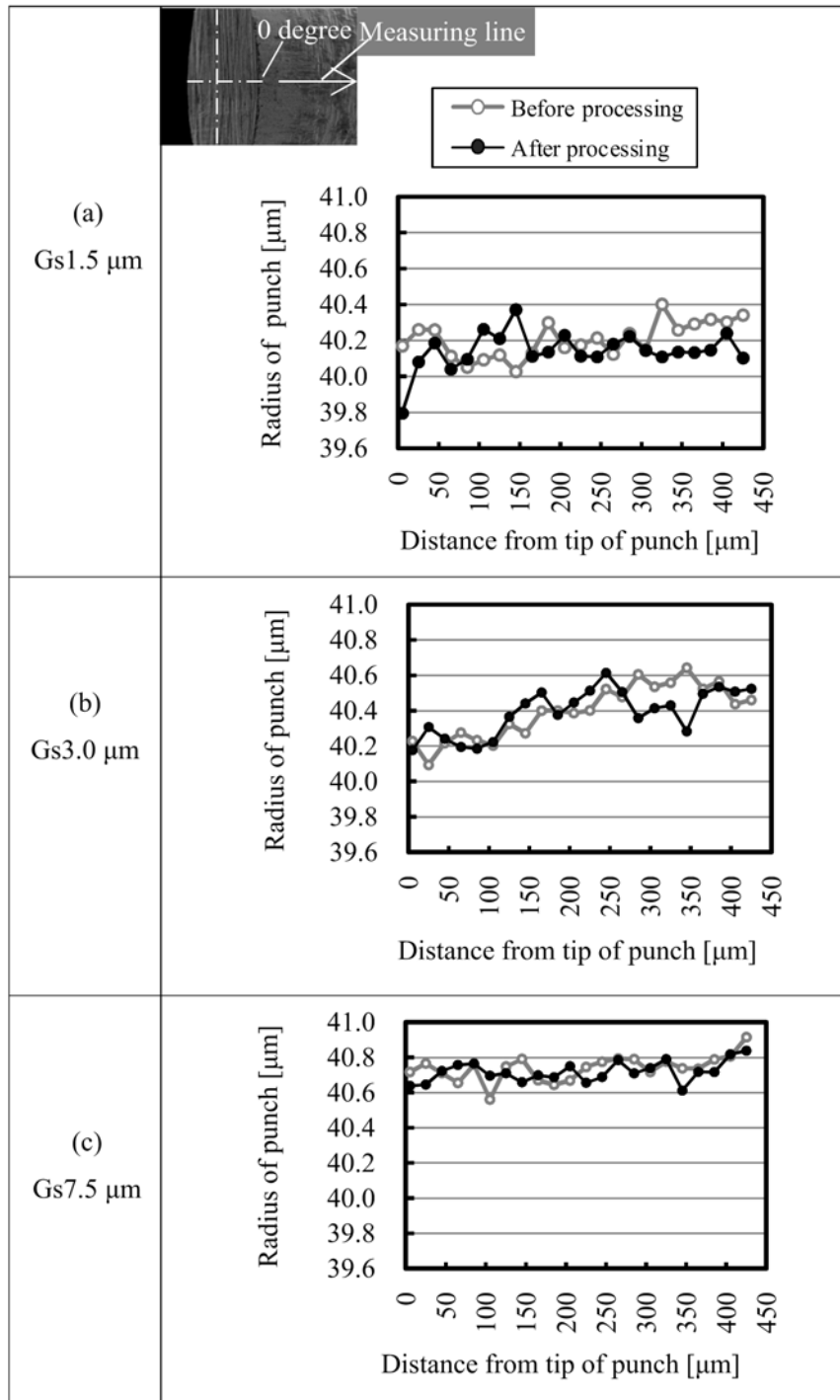


Fig. 3-10 Amount of change in radius of punch at 0 degree

Fig. 3-10 (a)に示す SEM 写真で、パンチの頂点を 0 度とし、パンチの先端部から 5 μm 下がった位置を起点に取り、以降は 20 μm ピッチで 425 μm の位置まで 22 ラインの形状測定を行った。Gs1.5 μm のパンチ先端部は 5,000 ショットの加工によって摩耗し、パンチ半径が減少している。したがって Fig. 3-9 の Gs1.5 μm 材で、パンチ先端部分の平滑面は、パンチの摩耗部分であると考えられる。また、パンチ先端から 100 μm から 150 μm 付近のパンチ半径が加工後に 0.2 μm 程度増加しており、この部分に移着が発生していることがわかる。Gs3.0 μm 材と Gs7.5 μm 材は、測定を行った 0 度部分では、せん断加工前後での

半径差は $0.2 \mu\text{m}$ 程度である。Fig. 3-10 の半径測定結果をパンチの全周に渡って集計し、パンチの平均直径を算出し、5,000 ショットせん断加工前後での直径差を Fig. 3-11 に表した。

この結果から、パンチ先端から $5 \mu\text{m}$ の位置で三材料が共にパンチ直径が減少し、パンチの摩耗が確認できる。パンチ先端から $25 \mu\text{m}$ から $205 \mu\text{m}$ 位置までが各材料共に移着が起きている範囲である。この範囲での平均移着量を Fig. 3-12 に示す。Gs $7.5 \mu\text{m}$ 材の移着量 $0.093 \mu\text{m}$ は、結晶粒径微細化材の Gs $1.5 \mu\text{m}$ 材や Gs $3.0 \mu\text{m}$ 材の約 $0.13 \mu\text{m}$ の移着量に対して、約 30 %少ないことがわかる。ここまでの Fig. 3-8 パンチ先端 R の摩耗量と、Fig. 3-12 パンチ側面移着の調査結果から、結晶粒径が $3.0 \mu\text{m}$ 以下になった微細粒材のせん断加工では、わずか 5,000 ショットの加工で、パンチ先端の摩耗が進み、移着が発生しやすいことが明らかとなった。

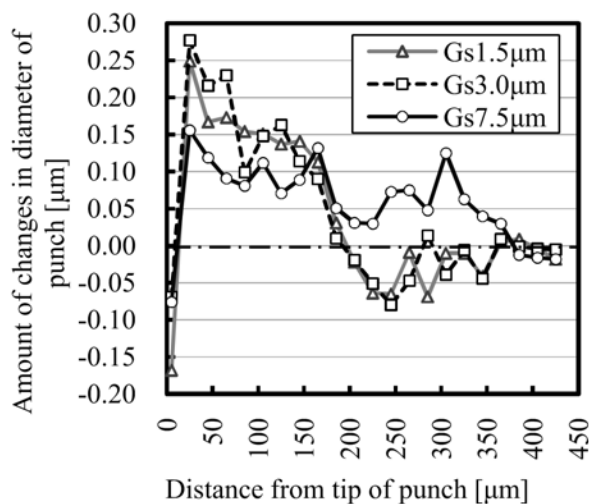


Fig. 3-11 Amount of changes in diameter of punch

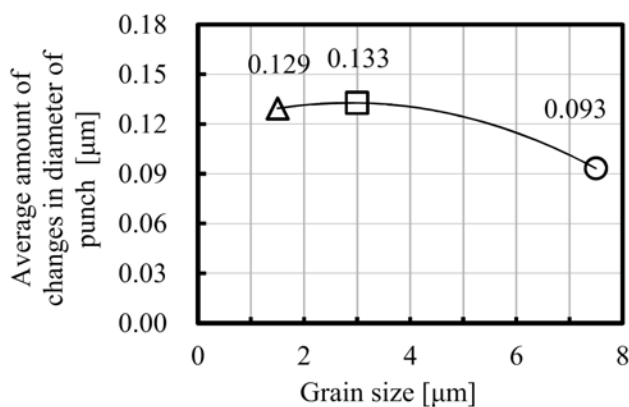


Fig. 3-12 Average amount of changes in diameter of punch

3. 3. 3 切り口面の変化

加工開始時の穴の切り口面と、5,000 ショット加工後に任意で取り出した切り粉の SEM 観察結果を Fig.3-13 に示す。切り口面においては Gs1.5 μm 材と Gs3.0 μm のだれは小さく、鳥塚ら[26]の板厚 1.0 mm パンチ直径 3.0 mm の条件で実験を行った報告と一致した。せん断面の長さは Gs7.5 μm 材が一番長い結果となり、材料の伸びに対応する結果となっている。破断面に関しては既に報告[26~30]がなされている通り、結晶粒径が小さい場合には、面粗さは向上していると推察される。かえりに関しては、どの材料も極めて小さい。せん断加工した材料に関しては、だれが終了し、せん断に移行する境界線において、Gs7.5 μm 材は境界線が蛇行しているのに対し、Gs1.5 μm 材と Gs3.0 μm の境界線は滑らかで直線化している。このことはせん断加工初期の圧縮過程の影響[26]が現われていると思われる。

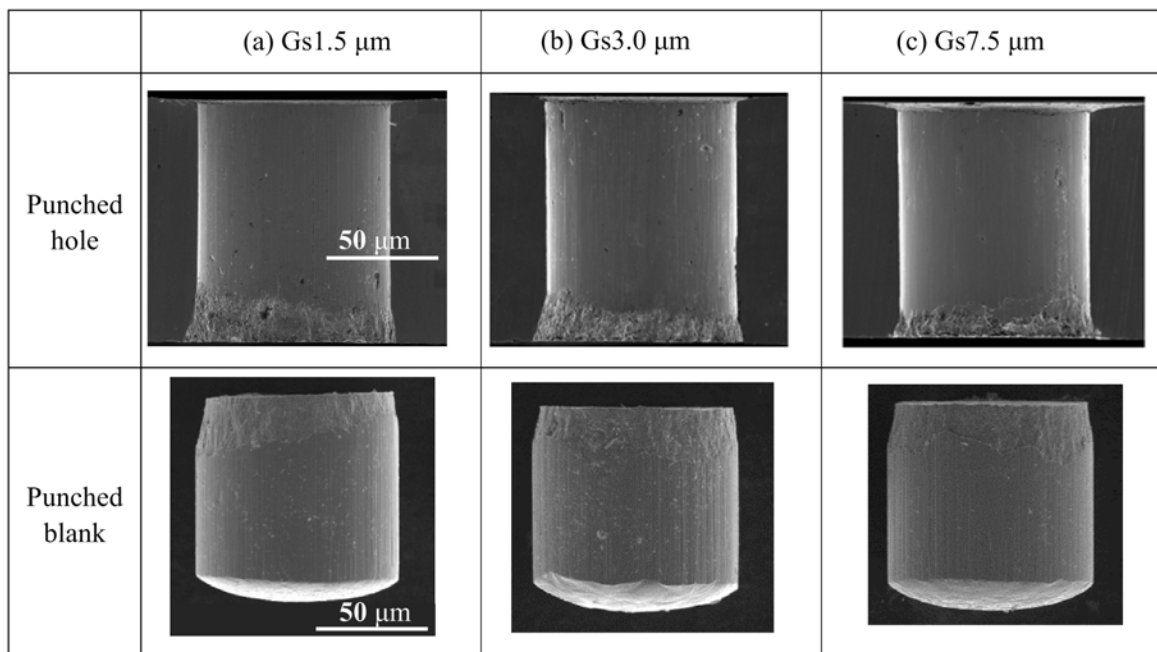


Fig. 3-13 SEM images of cross section of punched hole and punched blank

穴の切り口に形成されただれやせん断面、破断面の量を、板厚に対する比率として 5,000 ショット加工終了まで 1,000 ショット毎にそれぞれ連続した $n=5$ ケの試料を調査し、その平均値を Fig. 3-14 に示した。この結果から各材料共に 5,000 ショットの加工の間で断面の比率変化は小さく、せん断面と破断面の割合が多少変化している程度であった。Fig. 3-13 で調査を行った切り口の断面におけるだれ、せん断面および破断面比率についてバラツキ量を標準偏差(σ)として折れ線で表した結果を Fig. 3-15 に示す。

この結果から 5,000 ケ加工間の、切り口面のばらつきを示した標準偏差(σ)には差が生じていることがわかる。Gs7.5 μm 材のだれは、他の二材料に対して 2 倍程度ばらつきが大きい。せん断面と破断面については、どの材料も加工が進むとばらつきが大きくなる傾向を示した。破断面のばらつき量で比較すると、加工開始時に Gs1.5 μm 材のばらつきが 1.18%、Gs3.0 μm 材は 0.61%、Gs7.5 μm は 1.77%となった。Gs3.0 μm 材のばらつきは Gs7.5 μm 材に対して約 1/3、Gs1.5 μm 材に対して約 1/2 のばらつき量から加工を開始している。5,000 ケ加工後には、Gs1.5 μm 材のばらつきが 3.67%、Gs3.0 μm 材は 1.96%、Gs7.5 μm は 3.79%となっている。加工開始時からのばらつき増加量は、Gs1.5 μm 材と Gs3.0 μm 材はほぼ 3 倍となり、Gs7.5 μm では約 2 倍に増加している。このことは、Fig. 3-7 に示したパンチの先端摩耗や、Fig. 3-11

に示したパンチの移着量に概ね対応しており、工具の摩耗や移着が、連続加工中に切り口面のせん断面や破断面の比率を不安定にし、せん断が終了し破断が始まる破断開始位置をばらつかせる要因になっていると言える。Gs3.0 μm 材は加工開始時のばらつきの小ささが 5,000 ヶ加工の間は継続し、三材料の中で最も安定する結果となった。

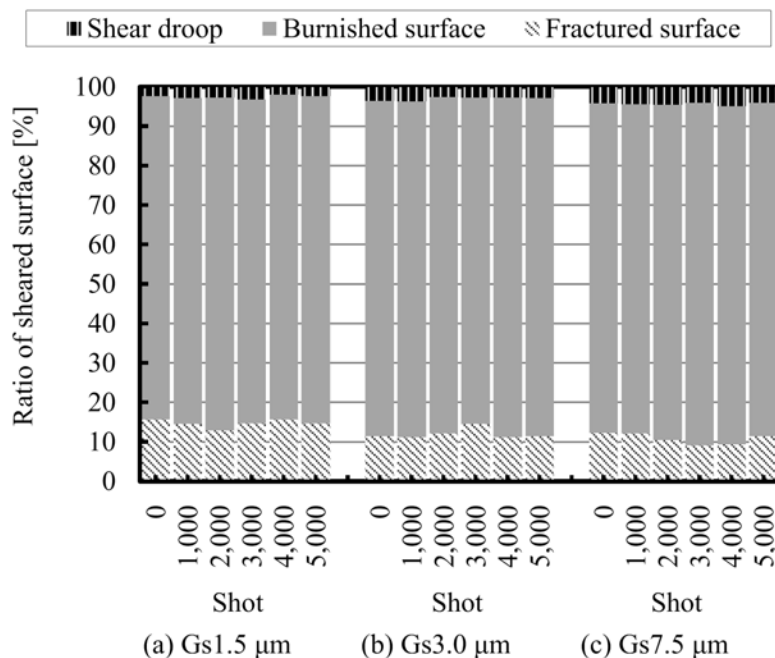


Fig. 3-14 Changes in ratio of sheared surface at 5,000 shot

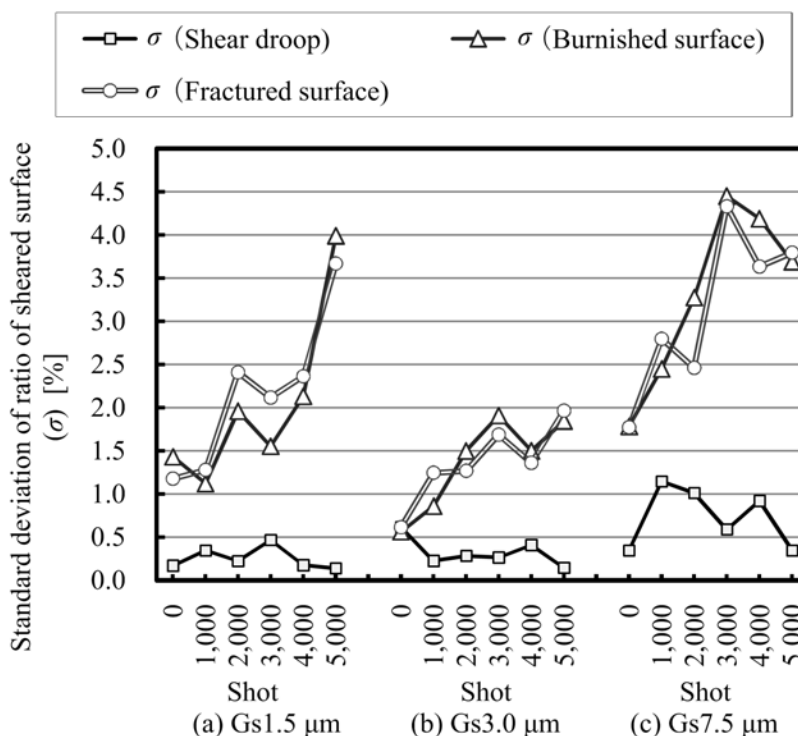


Fig. 3-15 Changes in standard deviation of ratio of sheared surface at 5,000 shot

3. 3. 4 考察

板厚 100 μm の SUS304 材の結晶粒微細化材を、パンチ径 ϕ 80 μm でせん断加工を行い、5,000 ショットの連続したせん断加工から、結晶粒径の違いが加工に与える影響を調査した。

マイクロせん断加工において材料の結晶粒が微細化すると、材料の強度が増し最大せん断荷重は増加するが、最大せん断荷重のばらつきは小さくなる。また、工具の摩耗が進みやすく移着は増える。切り口面の評価から切り口面の安定性が連続加工中に変化することを確認、結晶粒径が 1.5 μm と小さくても、7.5 μm のように大きくても、破断開始位置は安定せず、結晶粒径 3.0 μm の材料が最も安定することを以下のように考察する。

これらの結果は結晶粒径毎に加工の特性に違いが生じることを示し、結晶粒径が切り口面の安定性に影響を与えていると言える。結晶粒径が小さい 1.5 μm 材では、加工開始時の破断量のばらつきが結晶粒径 3.0 μm 増える。原因としては、加工誘起マルテンサイト変態の影響や結晶配向などの要素が挙げられるが、本章では解明に至らない。次章で調査を進める。連続加工中では、耐力が高いことがせん断荷重を増して工具の摩耗を進める。伸びの少なさが破断量を増やし、移着が増える。工具の摩耗と移着の増加が連続加工中の破断開始位置を不安定にする。

結晶粒径が大きい 7.5 μm 材は、加工開始時から 5,000 ショット加工終了まで、破断量のばらつきが三材料の中で最も大きく、切り口面が不安定である。この原因は、パンチが板厚 100 μm の材料をせん断する際に結晶粒をせん断する数が、板厚を平均結晶粒径で除した場合に、わずか 13 個程度と少なく、パンチが結晶粒をせん断する頻度にばらつきが生じることが考えられる。さらに加工誘起マルテンサイトの影響を考慮する必要があり、詳細は次章で調査する。

結晶粒径 3.0 μm 材は結晶粒の微細化によって、パンチが板厚 100 μm の材料をせん断する際の結晶数が 33 個と多いため、せん断加工時にせん断する結晶数のばらつきが縮小し、連続加工時の破断開始位置が安定したと考えられる。結晶粒径 3.0 μm 材は加工開始時から 5,000 ショット加工終了まで破断開始位置が安定した。結晶粒が破断開始位置を安定させる原因の解明は次章で行う。

微細粒材の連続せん断加工では、特に破断開始位置の安定性が連続加工中に変化することがわかった。連続加工中には、材料の機械的特性に起因して工具の摩耗や移着が発生し、さらに、結晶粒の変形や変態が複数関連し合い、破断の開始位置が決まると考えられた。今回の実験からは、結晶粒径 3.0 μm を選択することが、微細せん断加工に適していると考えられ、マイクロせん断加工時には適切な結晶粒径を選択することで、切り口面の安定化を図ることが有効になると考えられる。

3. 4 結言

平均結晶粒径が 1.5 μm , 3.0 μm , 7.5 μm と異なる, 3 種類の板厚 100 μm の SUS304 材を用いて, 直径 ϕ 80 μm のパンチで 5,000 ショットのマイクロせん断加工を行い, 以下の結論を得た.

- (1) 切り口面の安定性は連続加工中に変化し, 特に破断開始位置に影響が表れる.
- (2) 破断開始位置は, 結晶粒径が小さい 1.5 μm や一般的な結晶粒径を持つ 7.5 μm でも安定せず, 結晶粒径を 3.0 μm を選択することで安定する.
- (3) 結晶粒微細化による耐力増加がパンチの摩耗を促進し, 工具刃先を鈍化させる.
伸びの低下による破断量の増加が移着の増加につながり, 連続加工中の最大せん断荷重の増加量が増す.
- (4) 結晶粒微細化によって最大せん断荷重のばらつきが抑制される.
- (5) 結晶粒径は切り口面の安定化に影響する. 結晶粒径の選択を工具摩耗や移着状態を把握してから決定することが有効となる.

参考文献

- [1] 小松隆史・小松誠・柳沢春登・上原恒浩・柳沢保・真鍋真一：塑性と加工，**52-611**，(2011)，1281-1285.
- [2] 早乙女康典：塑性と加工，**49-570**，(2008)，614-618.
- [3] Vollertsen, F., Biermann, D., Hansen, H. N., Jawahir, I. S. & Kuzman, K. : CIRP Annals, **86**(2009), 566-587.
- [4] Engel, U., Eckstein, R. : Journal of Materials Processing Technology, 125-126, (2002), 35-44.
- [5] Kals, T. A., Eckstein, R., Journal of Materials Processing Technology, 103, (2000), 95-101.
- [6] Xu, J., Guo, B., Wang, C., Shan, D. : International Journal of Machine Tools & Manufacture, **60**, (2012), 27-34.
- [7] 富村宏紀・谷本征司・高木節雄：鉄と鋼，**72-5**，(1986)，S505.
- [8] 高木節雄・谷本征司・富村宏紀・徳永洋一：鉄と鋼，**74-6**，(1988)，1052-1057.
- [9] 加藤正仁・鳥阪泰憲：鉄と鋼，**80-3**，(1994)，249-253.
- [10] 加藤正仁・鳥阪泰憲：鉄と鋼，**84-2**，(1998)，127-130.
- [11] 関東経済産業局，戦略的基盤技術高度化支援事業成果事例集 平成19年度～平成20年度採択事業，40-41.
- [12] 小松隆史：金属材料の結晶の微粒化が微細加工特性に及ぼす影響，東京電機大学，学位論文，(2016)，27-28.
- [13] Hall, E. O. : Proceedings of the Physical Society of London, B64, (1951), 747-753.
- [14] Petch, N. J. : Journal of the Iron and Steel Institute, 174, (1953), 25-28.
- [15] Hansen, N. : Scripta Materialia, 51, (2004), 801-806.
- [16] 田村今男：鉄と鋼，**56-3**，(1970)，429-445.
- [17] 土田紀之・守本芳樹・岡本尚士・深浦健三・原田泰典・上路林太郎：日本金属学会誌，**72-9**，(2008)，769-775.
- [18] Hecker, S. S., Stout, M. G., Staudhammer, K. P. & Smith, J. M. : American society for metals and the metallurgical society of AME, 13A, (1982), 616-626.
- [19] Murr, L. E., Staudhammer, K. P. & Hecker, S. S. : American society for metals and the metallurgical society of AME, 13A, (1982), 627-635.
- [20] Das, A., Tarafder, S. : International journal of Plasticity, 25, (2009), 2222-2247.
- [21] 小松隆史・鳥塚史郎・村松榮次郎・永山真一・小林仁：平成21年度塑性加工春季講演会講演論文集，(2009)，147-148.
- [22] 小松隆史・鳥塚史郎・村松榮次郎・永山真一・小林仁：第60回塑性加工連合会講演会講演論文集，(2009)，327-328.
- [23] 小林仁・小松隆史・鳥塚史郎・村松榮次郎・永山真一：平成21年度塑性加工春季講演会講演論文集，(2009)，145-146.
- [24] 小林仁・小松隆史・鳥塚史郎・村松榮次郎・永山真一：第60回塑性加工連合会講演会講演論文集，(2009)，325-326.
- [25] 鶴井孝文・井上尚三・松田健志・石垣博行・村田欣三・小寺澤啓司：材料，**50-11**，(2001)，1115-1119.
- [26] 鳥塚史郎・村松榮次郎・小松隆史・永山真一：平成21年度塑性加工春季講演会講演論文集，(2009)，

143-144.

- [27] 鳥塚史郎・村松榮次郎・小松隆史・小林仁・永山真一：第 60 回塑性加工連合講演会講演論文集，(2009)，323-324.
- [28] 小松隆史・鳥塚史郎・村松榮次郎・永山真一：平成 20 年度塑性加工春季講演会講演論文集，(2008)，45-46.
- [29] 鳥塚史郎・村松榮次郎・小松隆史・永山真一：第 59 回塑性加工連合講演会講演論文集，(2008)，305-306.
- [30] 尾崎龍夫・吉海照直：塑性と加工，**13-9**，(1972)，683-688.

第4章 結晶粒径が微細穴切り口面へ与える影響

4. 1 緒言

加工寸法が 100 μm 程度のマイクロ塑性加工では、マクロ加工からマイクロ加工に加工サイズが小さくなると、加工サイズに対して結晶粒の影響が大きくなる寸法効果が起こることが知られている[1~3] (Fig. 1-14). マイクロせん断加工は、時計部品やガソリン燃料噴射用オリフィス[4]などに採用され(Fig. 1-12), だれやせん断面の均一性(ばらつき)や 1 μm 単位での加工精度の確保が求められてきた. 材料では結晶粒径を微細化した鋼材が開発され[5~8], マイクロせん断加工への適用性が報告されてきた. これまでに炭素鋼を用いた鳥塚ら[9,10]は炭素鋼微細化材のせん断特性を報告(Fig. 1-18)し, 結晶微細化に伴う強度上昇が, 加工した穴のだれを小さくして破断量を増加させる特性が明らかになってきている. SUS304 材の微細粒鋼では, 小松らが斜めに微細穴をせん断加工し, 連続加工において結晶微細化材はだれ量が安定する[11, 12]ことを見出し, ガソリン燃料噴射用オリフィスプレートへの展開時には, 流量ばらつきを 1/4 に抑える[12]製品機能への貢献が報告されてきた. SUS304 結晶微細化材の工具摩耗特性としては, 小林ら[13, 14]が 10000 ショットの斜め穴連続加工から, パンチの移着量が増加する傾向があることを報告している(Fig. 1-19)が, 1 条件のみでの傾向を報告しているに留まり, 最適な加工条件の抽出と工具摩耗特性の把握には至っていない.

そこで, 第 3 章において SUS304 材のマイクロせん断加工における, 結晶粒径が切り口面長さの安定性や, 工具の摩耗と凝着に与える影響を調査した. この結果, 結晶粒径を 1.5 μm , 3.0 μm , 7.5 μm と変化させた場合に, せん断の最終段階でパンチが材料を破断させる破断開始位置は, 結晶粒径 3.0 μm 材が最も安定することを見出した(Fig. 3-15). しかしながら, 結晶粒径が 1.5 μm と小さくても, 7.5 μm と大きくても, 破断開始位置は安定しない原因は未だ解明されていない. また, クリアランスは板厚 0.1mm に対して 3%となる 3 μm の条件のみを調査しており, ステンレス材のクリアランスで一般的な 10~15%[15,16]の条件は調査していない. 3%(3 μm)未満のクリアランスも調査はなされておらず, より広範なクリアランスを設定した上で, 破断開始位置の安定性と結晶粒径の関係を調査する必要がある. この調査には, せん断加工した穴の断面に存在する, 結晶粒が変形した加工影響層の様子を観察および定量化し, 結晶粒の破断開始メカニズムを解明する必要がある.

SUS304 材の結晶粒のせん断過程では, 加工誘起マルテンサイトが発生するため, せん断変形は複雑化する[17~21]. 特に変形中の加工誘起マルテンサイトは結晶粒が小さくなるに連れて増加する[22] (Fig. 4-1)ため, せん断変形への影響度が高いと考えられる.

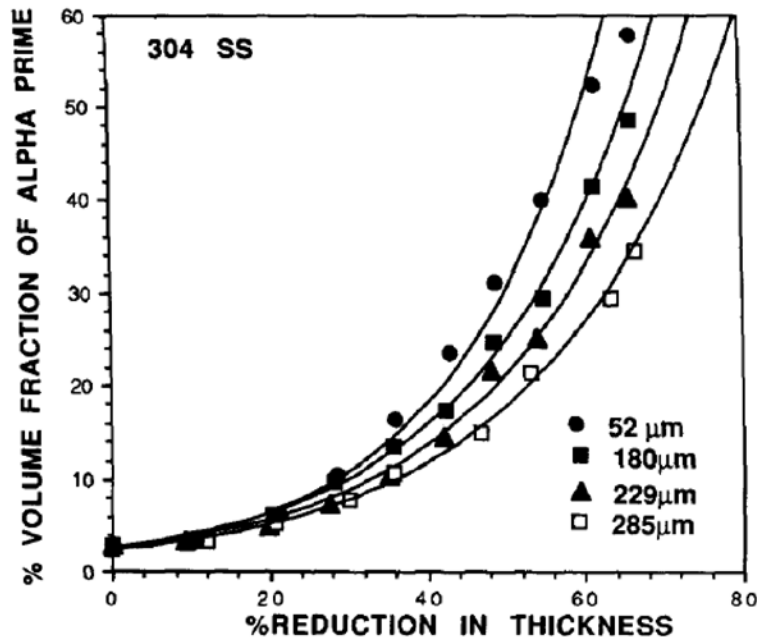


Fig. 4-1 Variation in percent volume of α' martensite as a function of percent reduction in thickness during room-temperature rolling in SUS304 [22]

結晶粒の変形状態の観察および定量化には、EBSD (Electron Backscatter Diffraction)を用いた結晶方位解析が有効となる。EBSD は電子顕微鏡内で電子を試料に当て、反射した電子の解析パターン(菊池パターン)から結晶方位を解析する。この解析により、結晶粒界と結晶粒の決定、結晶方位、結晶相などを判別して定量化することが可能となる。これまでのEBSDによる材料の結晶粒変形解析では、主に短軸引張試験の結果から相当塑性ひずみとの対応[23] (Fig. 1-28)や、結晶粒の変形抵抗の可視化[24] (Fig. 1-29)等が報告されてきた。EBSDによる調査項目の内、KAMによる結晶方位差の解析結果は、短軸引張試験による塑性変形中に相当塑性ひずみと対応することが報告されてきており[25,26]、野村らはオーステナイト系ステンレス鋼の結晶粒径の違いによるひずみとKAM値との対応が直線的に変化していくことを報告している[26] (Fig. 1-30)。せん断加工の加工影響層における結晶粒の変形状態解析が一部で始まっているが[27] (Fig. 1-31)、クリアランスを小さくした場合に、結晶方位差が増加して相当塑性ひずみ量が増えると考えられることが述べられているに留まり、結晶粒径の違いによるせん断変形状態の違いや、破断メカニズムの解明には及んでいない。

以上のように、SUS304材のマイクロせん断加工では、これまでに結晶粒径とクリアランスが破断開始位置安定化に及ぼす影響を、結晶粒の変形状態から定量化する試みはなされてきていない。加工誘起マルテンサイト変態を生じるSUS304材の結晶粒変形過程の解析から、結晶粒の破断開始メカニズムを議論する取り組みもなされてきておらず、マイクロな結晶粒の変形過程と破断開始位置安定化機構を解明するため、EBSDによる結晶方位解析を行うこととした。

4. 2 実験条件

4. 2. 1 実験材料

被加工材は特殊金属エクセル社製の幅 20 mm, 板厚 100 μm の SUS304 材を用いた. 材料は Table 3-1 に示した化学組成の材料を母材とした. この 1 つの母材から JIS G 4305 に準拠した平均結晶粒径が 7.5 μm の通常鋼と, 加工誘起マルテンサイト相の逆変態を利用した微細化技術[7, 8]を用いて, 平均結晶粒径を 3.0 μm と 1.5 μm に微細化した微細粒鋼を作製した. 材料の結晶粒径の測定は EDAX 社 DigiView IV を用いて EBSD による解析を行った. 材料を圧延方向(RD)に対して直角な板幅方向(TD)で切断し, 板厚方向(ND)70 μm , TD 方向 70 μm 範囲を 0.1 μm ピッチで測定し, 結晶粒径を算出した(Fig. 3-2). 引張試験, 硬さ試験を行い材料の機械的特性を特定した(Table 3-1).

4. 2. 2 プレス装置と金型

実験に用いたプレス装置は第 2 章で開発した装置を用い, 小型サーボ式スクリーブプレス[13,14](微細加工研究所製 SSI-01,10kN)を使用した. 実験は恒温温風装置によりプレス加工時のカバー内の温度を 30 度 \pm 1 度で管理した. 金型は専用金型を使用した[13,14]. 金型のダイ直下にピエゾ式ナノ精度ステージを組み込みダイの位置を調整し, センタークリアランスを確保した.

4. 2. 3 セン断条件

せん断は板厚 100 μm に対してパンチ直径を 80 μm とした直径が板厚よりも小さい, 小穴あけの条件でせん断加工を行った. 板厚に対するクリアランスは Table 4-1 に示す 4 条件を準備した. クリアランスは一般的なステンレス鋼の加工に用いるクリアランス 10%の条件と, 1/2 となる 5%の条件, さらに第 3 章の実験結果であるクリアランス 3.0%近傍の 3.5%および 2.5%の 4 条件とした. せん断は各条件 5 ヶを連続加工した. パンチは各条件で新品を使用し, ダイは, まず平均結晶粒径 3.0 μm 材を加工し, そのダイを再研磨して結晶粒径 7.5 μm 材を加工した. 同様に結晶粒径 7.5 μm 材加工の後に結晶粒径 1.5 μm 材をせん断加工した. せん断加工に際しては加工油を塗油した. せん断加工は, 材料結晶の変形形態を段階的に調査するため, せん断の加工途中で加工を停止したサンプル 2 種類と, せん断後の 3 条件を準備した. 加工途中で停止したサンプルは, パンチが材料内部に挿入された長さで 15 μm と 30 μm を準備した. せん断加工は板厚 0.1 mm の材料を 17.3 ms でせん断した. せん断速度は 5.8 mm/s となる.

Table 4-1 Clearance and experimental conditions

Clearance		SEM(BSE)	EBSD
[%]	[μm]		
2.5	2.5	○	○
3.5	3.5	○	—
5.0	5.0	○	○
10.0	10.0	○	○

4. 2. 4 セン断加工断面の観察

せん断加工を行った試料は穴の断面観察を行うために切断した. 各条件での試料の切断方向を **Table 4-2** に示す. すべての試料は材料の圧延方向に切断した試料を作成し, 板厚方向に切断した試料は穴を完全にせん断したクリアランス 10.0 % (10.0 μm)条件のみ製作した. 試料は穴の断面をパンチ挿入方向に切断し, 機械研磨及びバフ研磨を行った後に, 日立製作所製 IM-4000 によるイオンミリング研磨を行った.

加工開始時の連続した 3 個を断面観察用試料とし, **Table 4-1** に示したように, 電解放出型分析走査電子顕微鏡(SEM) (日立製作所製 SU-70)を用いて切断面の反射電子像(BSE(Back Scattered Electron)像)の観察を行った. BSE 像は反射電子を計測することによりにより, 組成像や結晶像を観察しやすい特徴を持つ.

Table 4-2 Direction of cross-section in specimens

○: Carried out , — : Not carried out

Condition	Clearance	Direction of cross-section	
		Rolling direction	Thickness direction
15 μm depth punched	2.5 % (2.5 μm)	○	—
	5.0 % (5.0 μm)	○	—
	10.0 % (10.0 μm)	○	—
30 μm depth punched	2.5 % (2.5 μm)	○	—
	5.0 % (5.0 μm)	○	—
	10.0 % (10.0 μm)	○	—
Punched sample	2.5 % (2.5 μm)	○	—
	5.0 % (5.0 μm)	○	—
	10.0 % (10.0 μm)	○	○

EBSD 解析は, せん断加工を途中で停止した深さ 15 μm と 30 μm の試料を, **Fig. 4-2** に示すように穴の右断面について, 測定範囲を X 軸方向に 65 μm , Y 方向に 120 μm , 測定の間隔は各軸 0.15 μm として測定を行った. せん断加工を完全に行い穴を加工した試料は, 穴の右断面を対象として, EBSD の測定ピッチを狭め, **Fig. 4-3** に示すように測定範囲を X 軸方向に 50 μm , Y 方向に 115.5 μm とし, 測定間隔を 0.1 μm として測定を行った. クリアランス 10.0 % (10.0 μm)の試料は, **Fig. 4-4** に示すように破断側から 20 μm の深さまで研磨を進め, X 軸方向に 140 μm , Y 方向に 140 μm とし, 測定間隔を 0.3 μm として測定を行った.

EBSD の解析は, **Fig. 4-5** に示すように圧延方向の断面を測定した試料では, 試料を穴の直径方向を X 軸, 穴のパンチ進入方向を Y 軸とし, 穴のだれ側を下側となるように測定を行った. 解析では, IQ (Image Quality), IPF (Inverse Pole Figure), Phase map, KAM (Kernel Average Misorientation), Shumid's factor を用いた. Y 軸の測定結果は, 70 度の傾斜を持つ測定結果を, 数値的に平面へ角度補正を行って算出するため誤差が発生する. 本報では誤差補正を行い試料間で測定したデータの比較をした.

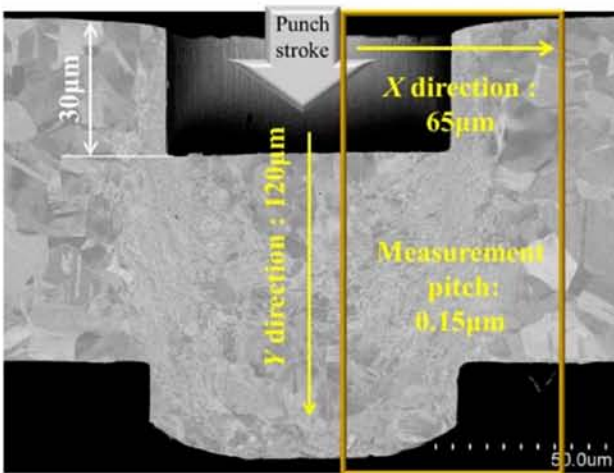


Fig. 4-2 EBSD measurement area of 15 μm and 30 μm depth punched specimen

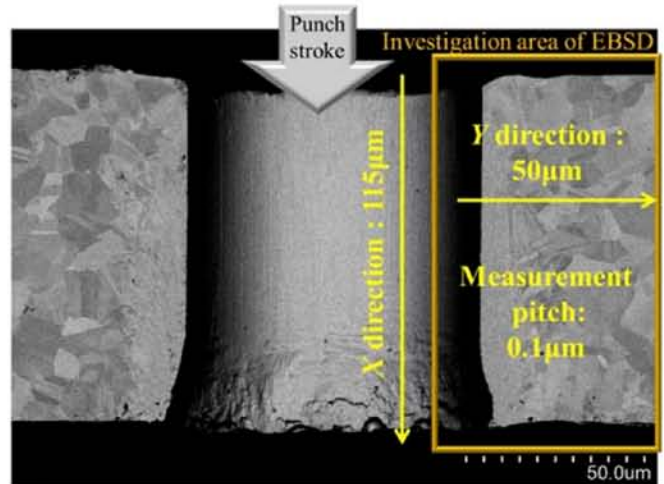


Fig. 4-3 EBSD measurement area of punched specimen

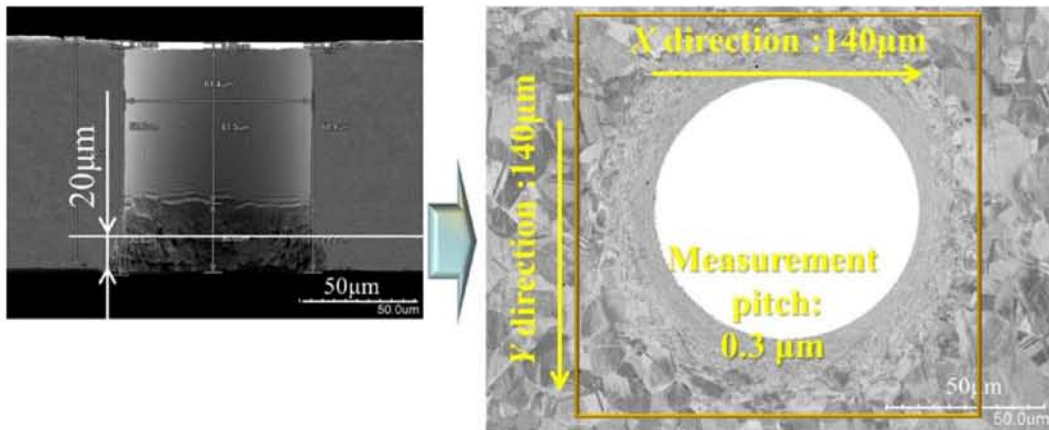


Fig. 4-4 EBSD measurement area of thickness direction polished specimen

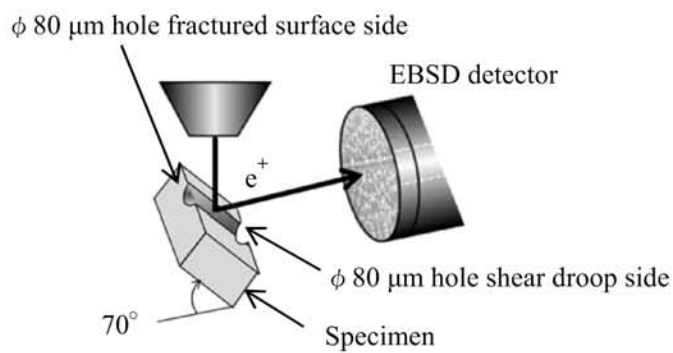


Fig. 4-5 Geometry of sample setup for EBSD

EBSDによる解析ではまず、圧延方向断面の試料評価を進め、Phase mapによる結晶相の解析から加工誘起マルテンサイト相の分布状態を定性的に捉え、続いてKAMによる結晶方位差の分布状態から相当塑性ひずみとの対応を定性的に把握した。この結果から、結晶粒がせん断変形によって破断に至る過程を考察した。その上で、Shumid's factorによる結晶配向による結晶粒の変形抵抗差を調査した。続いてPhase mapの測定値から加工誘起マルテンサイト相のパンチストローク方向及び測定範囲内の総和によって定量化を図り、結晶粒径と加工誘起マルテンサイト相が切り口面安定化に与える影響を考察した。続いて、穴の板厚方向に研磨を行った試料の調査から、加工誘起マルテンサイト相およびKAMによる結晶方位差の分布状態を定量化し、破断開始位置の不均一化要素の特定を図った。

これらの調査から総合的に、マイクロせん断加工の切り口面安定化に関する、破断開始位置の安定化に及ぼす結晶粒径とプロセス条件の影響を考察し、結晶粒の破断開始メカニズムの解明を目指した。

4. 3 クリアランスによる切り口面の変化

4条件のクリアランスで加工した穴の電子顕微鏡観察像をFig. 4-6～Fig. 4-9に示す。Fig. 4-6のクリアランス2.5%の条件では、結晶粒径の違いによってだれ量と破断面長さに違いが表れている。穴の円周方向における破断面長さのばらつきは、結晶粒径1.5 μm 材で大きく、結晶粒径3.0 μm と7.5 μm 材では概ね平行に整っている。

Fig. 4-7のクリアランス3.5%の条件では、結晶粒径によってだれ量に違いが表れている。破断面量の結晶粒径による違いは、クリアランス2.5%条件よりも小さい。破断面長さのパンチ円周方向におけるばらつきは、結晶粒径1.5 μm と7.5 μm 材で大きく、結晶粒径3.0 μm は概ね平行に保たれている。穴の円周方向における安定性は、破断面長さにおいて結晶粒径3.0 μm 材が最も安定すると言え、クリアランスを3.0%とした第3章の結果と一致する。

Fig. 4-8のクリアランス5.0%の条件では、だれ量は結晶粒径によって異なるが、破断面長さは概ね各結晶粒径共に同様となっている。せん断面では、結晶粒径3.0 μm 材と7.5 μm 材において、破断開始前のせん断面の中に一部の材料が破断し始めて表面が縞状になる現象が発生している。破断面のパンチ円周方向におけるばらつきは結晶粒径によって違いは表れていない。

Fig. 4-9のクリアランス10.0%の条件でもだれ量は結晶粒径が大きくなるとだれ長さが増えている。せん断面では、結晶粒径3.0 μm 材と7.5 μm 材において、破断開始前のせん断面の中に一部の材料が破断し始めて表面が縞状となる箇所が、クリアランス5%の条件と同様に発生している。この縞状のせん断面は結晶粒径7.5 μm で増加している。クリアランスが増え、結晶粒が大きくなるほど縞状のせん断面が表れる。この現象は、クリアランスが狭い場合に2次せん断面が表れる(Fig.1-7, Fig. 1-8)現象とは異なり、結晶粒径とプロセス条件がせん断面に影響を与え、これが破断開始位置の安定性にも影響を与えている。破断面長さは各結晶粒径でFig. 4-8のクリアランス5%の条件よりも増えている。また、破断面長さの結晶粒径による差異は小さく、概ね同量となっており、破断面長さのパンチ円周方向におけるばらつきは少なく平行に整っている。

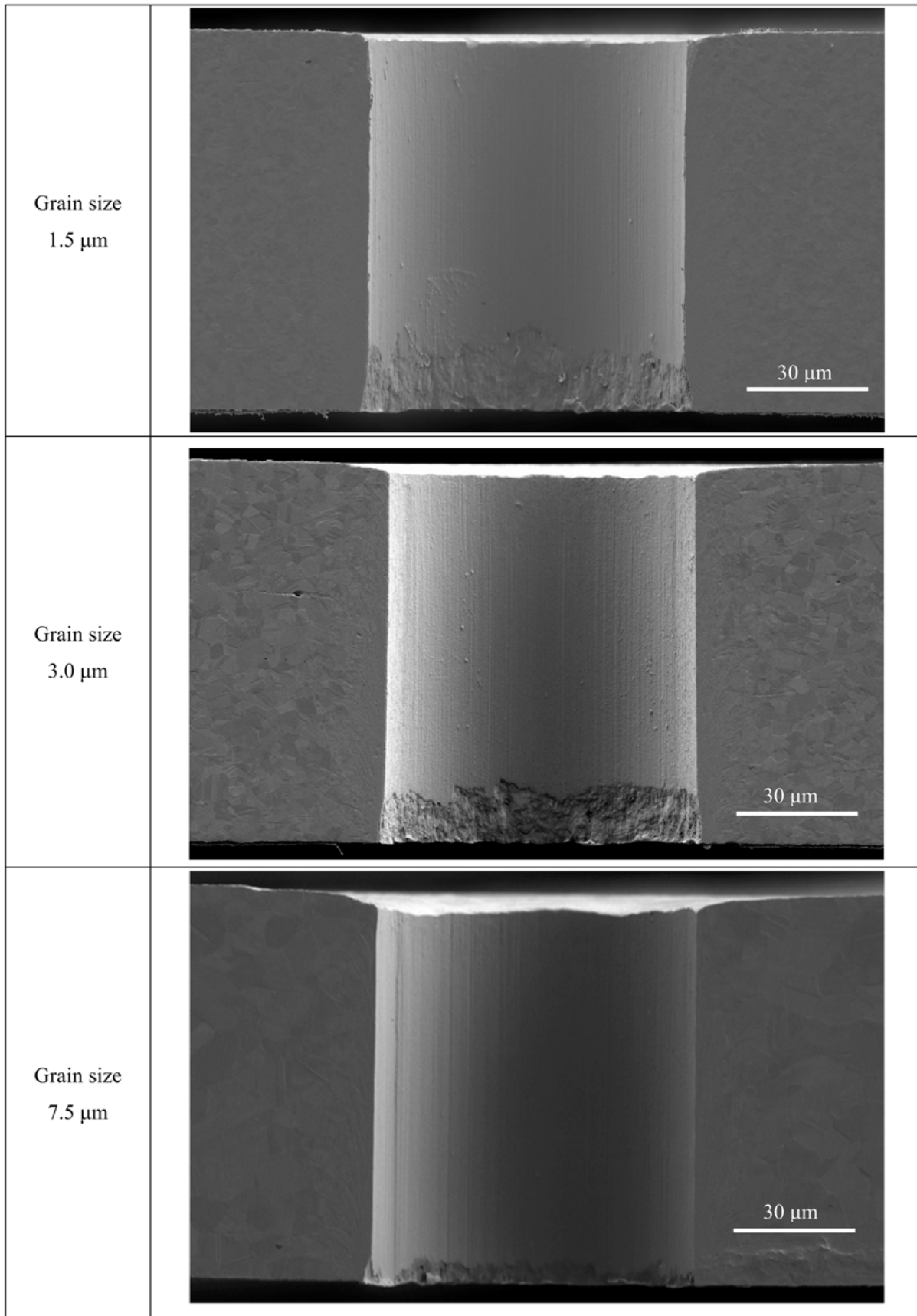


Fig. 4-6 BSE image of clearance 2.5 % (2.5 μm)

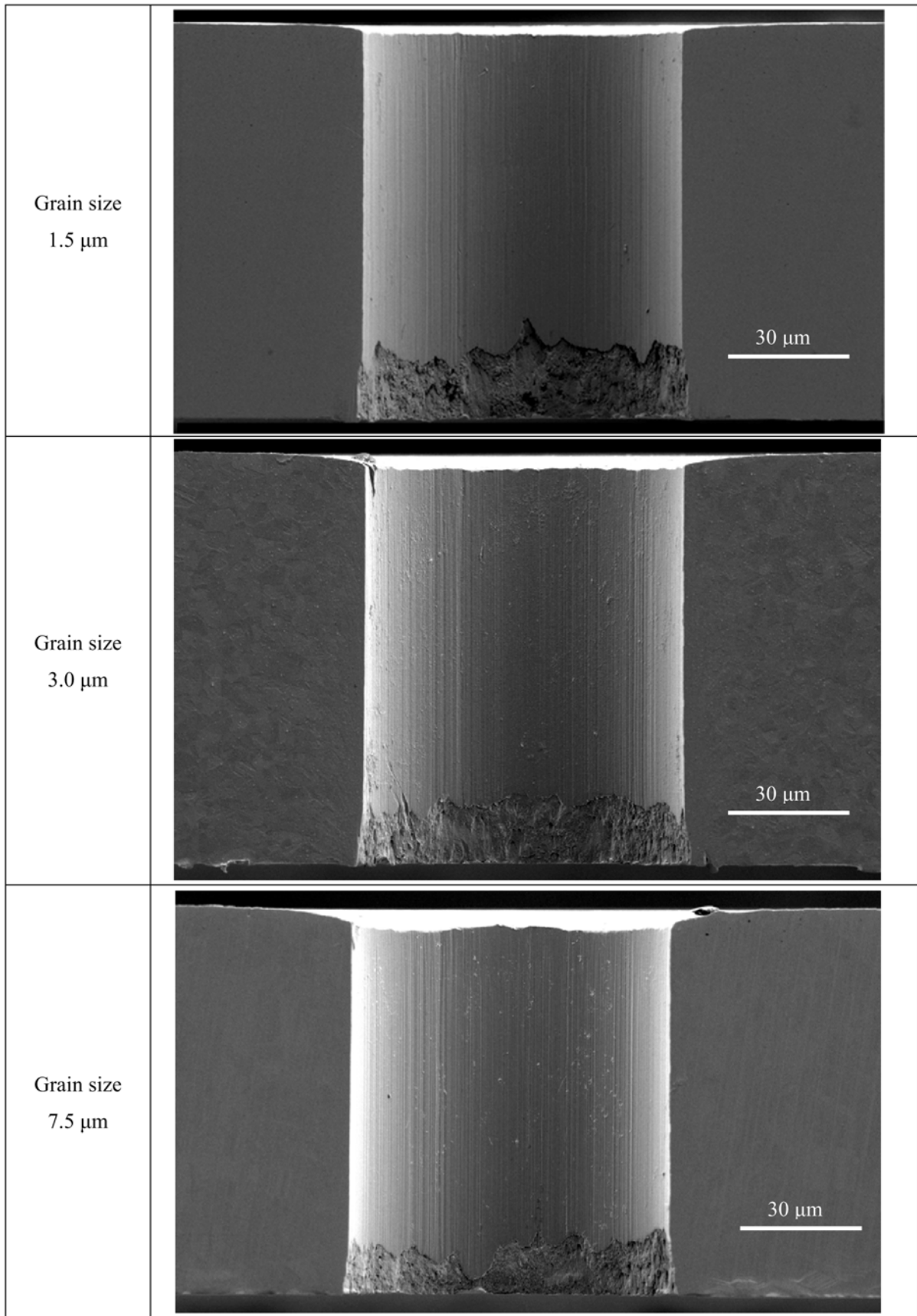


Fig. 4-7 BSE image of clearance 3.5 % (3.5 μm)

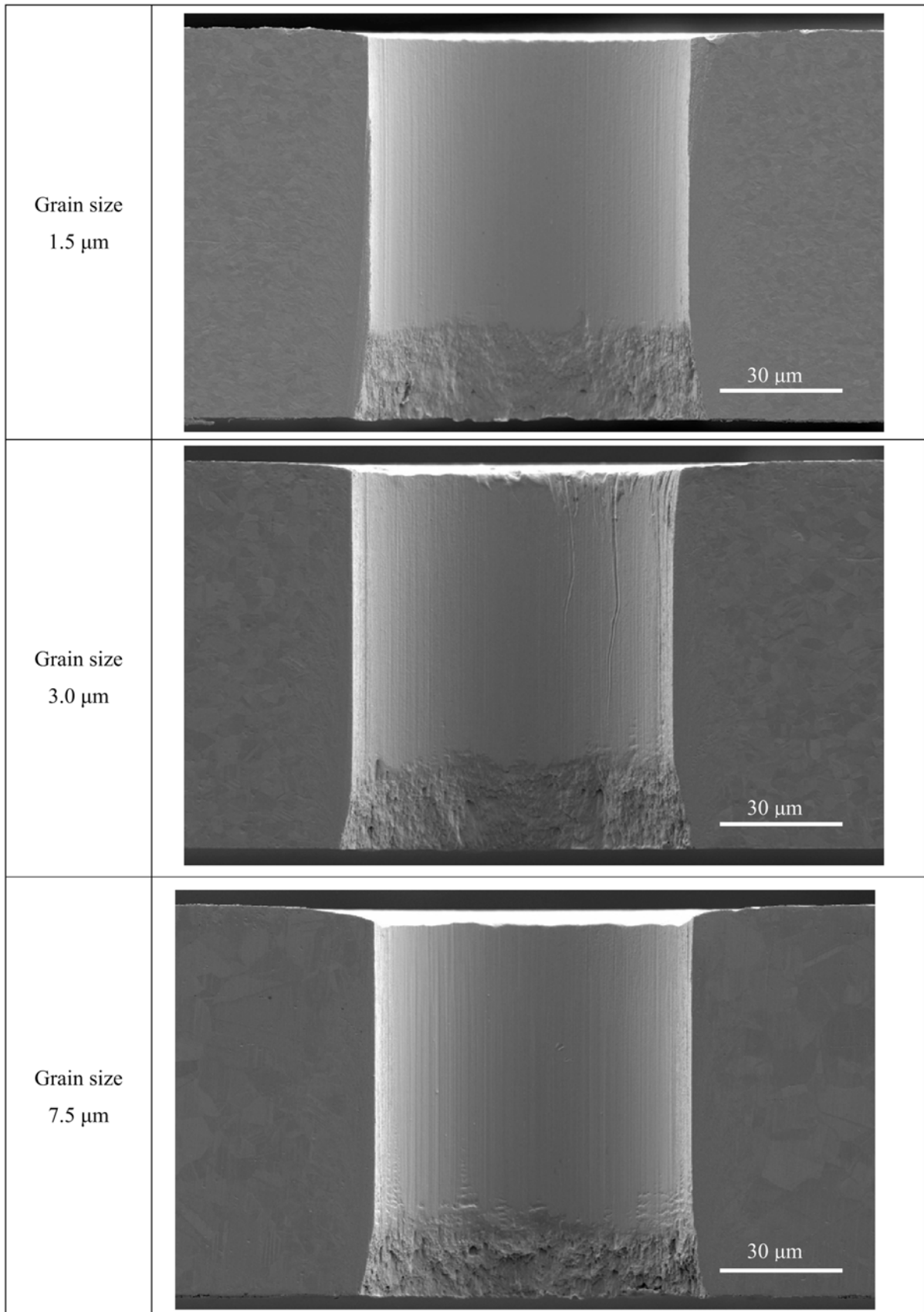


Fig. 4-8 BSE image of clearance 5.0 % (5.0 μm)

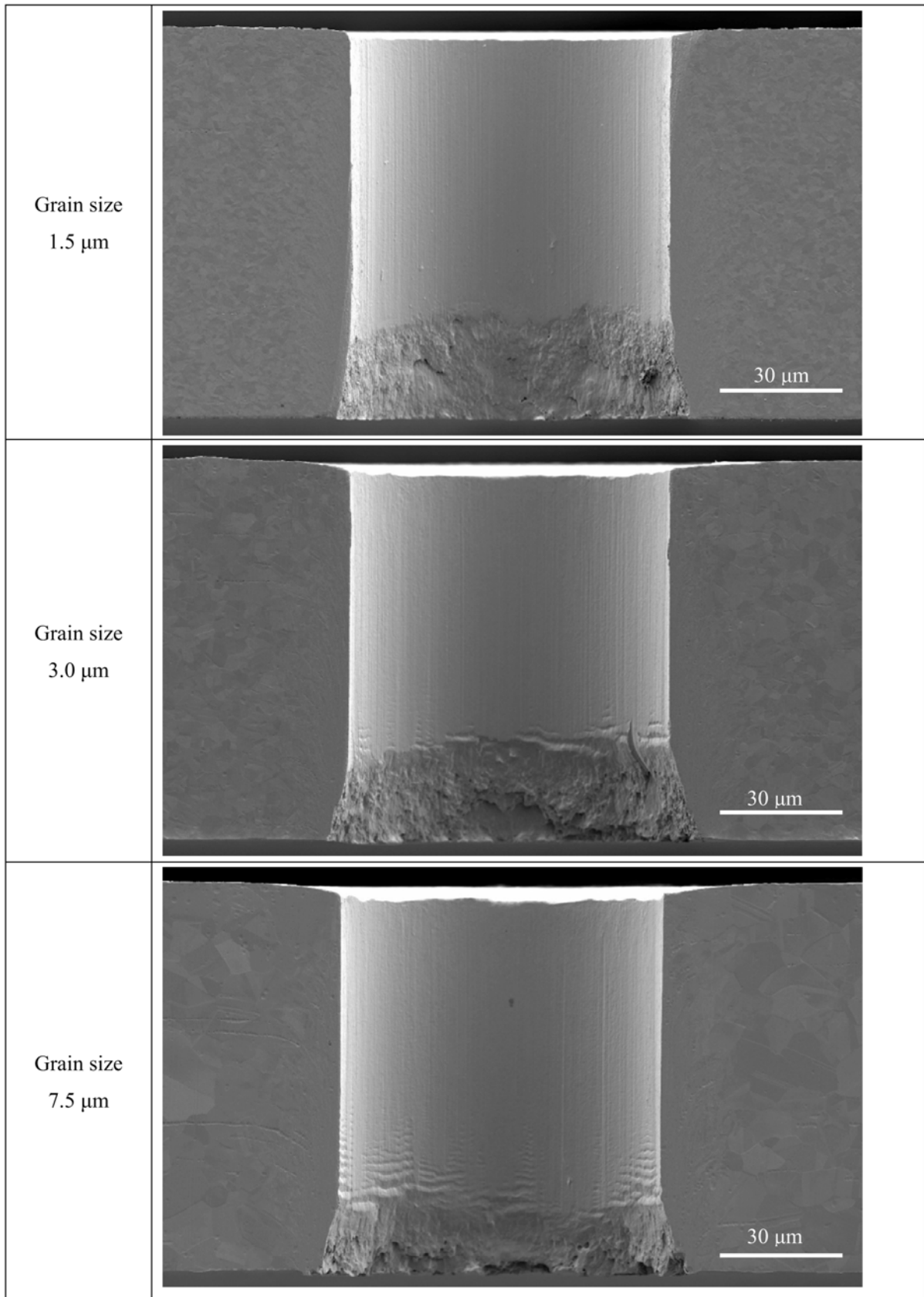


Fig. 4-9 BSE image of clearance 10.0 % (10.0 μm)

ここまでの穴の断面の観察結果を定量化するため、穴断面の中央部における切り口面の割合を連続 5 ヶの試料から平均値とばらつきを調査した。Fig. 4-10 に切り口面長さの平均値を示し、Fig. 4-11 に切り口面長さの測定結果から算出した標準偏差(σ)を示す。標準偏差(σ)は各切り口面要素の長さのばらつきを表す。

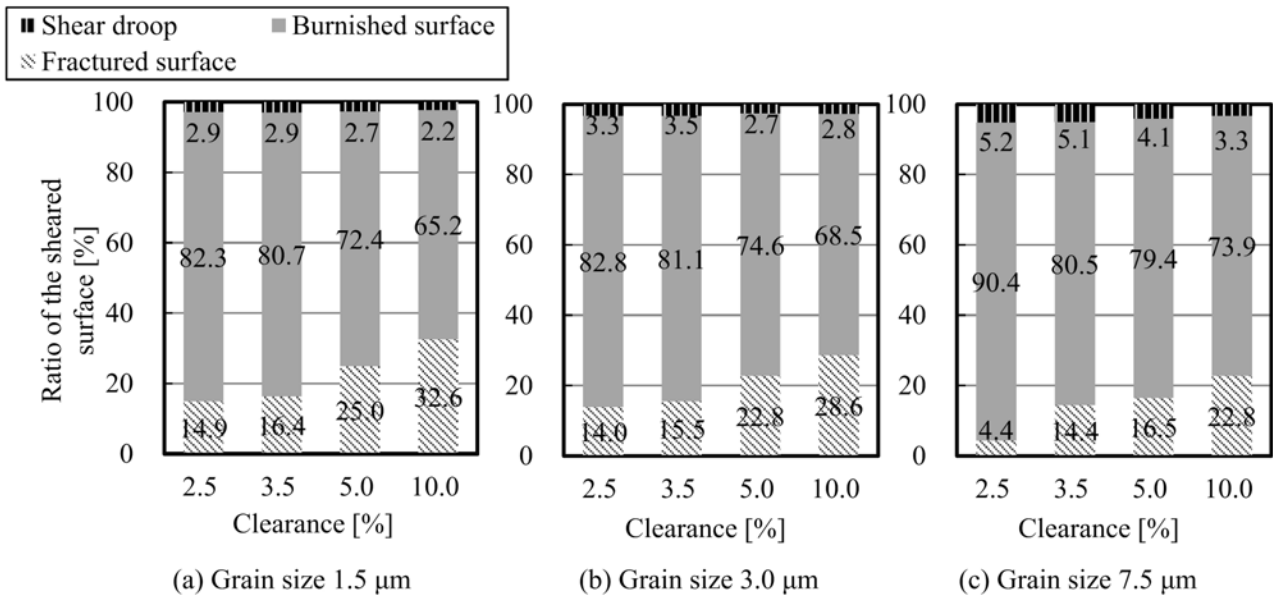


Fig. 4-10 Average length of sheared surface

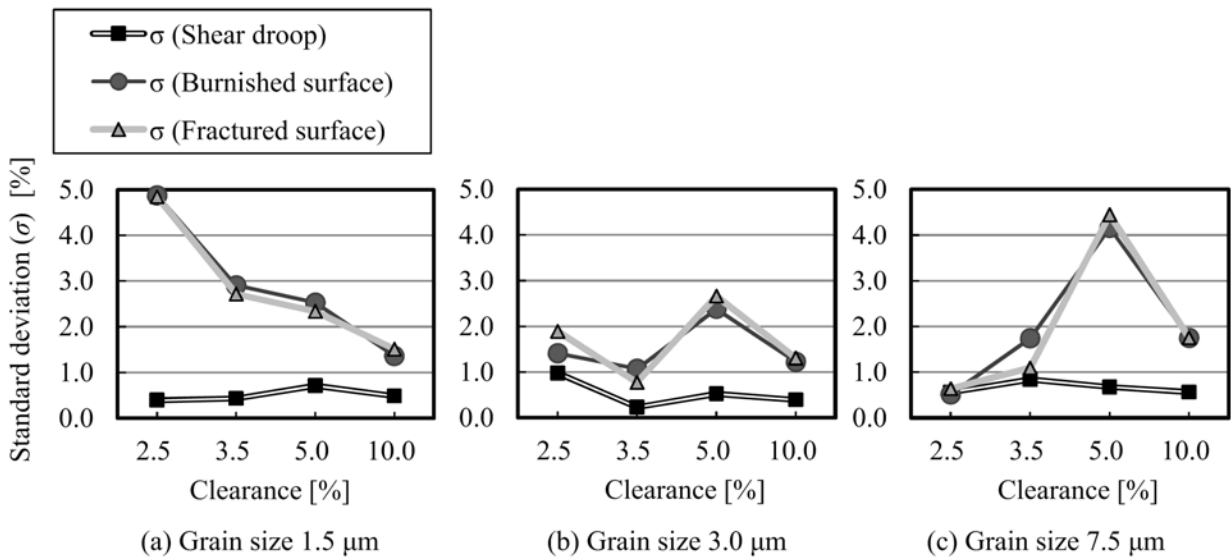


Fig. 4-11 Standard deviation of sheared surface length (σ)

Fig. 4-10 から各結晶粒径において切り口面長さは、クリアランスの減少に伴って主に破断面長さが小さくなることわかる。だれ量はクリアランスが小さくてもほとんど変化しない。Fig. 4-10(a)の結晶粒径 1.5 μm 材の破断面占有率はクリアランス 2.5 %時に 14.9 %を占め、Fig. 4-10(b)の結晶粒径 3.0 μm もほぼ同様な値の 14.0 %であった。Fig. 4-10(c)の結晶粒径 7.5 μm では破断面の占有率が 4.4 %まで下がって

いる。このことはこれまでの研究で調査されてきた切り口面の占有率と同様な傾向を示しており、クリアランスが小さくなると、材料内部の静水圧が上昇して材料が破断しにくくなるためせん断面が伸び、破断開始が遅れることで破断面長さが小さくなることと一致する。結晶粒が小さくなると、伸びが小さくなるため破断開始が早くなることが知られており、各クリアランスで同様な特性を取っていることがわかる。

Fig. 4-11 の切り口面占有率のばらつきを示す標準偏差(σ)には、結晶粒径によって大きな違いがみられた。Fig. 4-11(a)の結晶粒径 1.5 μm 材では、破断長さのばらつきは結晶粒径が小さくなると直線的に大きくなっている。Fig. 4-10(a)で破断面の長さはクリアランスが小さくなると少なくなる傾向と逆転している。一方で、だれのばらつきはほぼ一定で 1.0%の未満であった。したがって、せん断面長さのばらつきは破断長さのばらつきに連動する形となっている。Fig. 4-11(b)の結晶粒径 3.0 μm 材では、破断面長さのばらつきは、クリアランス変化に対して大きく変化せず、結晶粒径 1.5 μm 材のばらつきよりも小さい。Fig. 4-10 で破断量がほぼ等しい値を取った結晶粒径 1.5 μm と結晶粒径 3.0 μm 材が、破断面長さのばらつき評価では、クリアランス 3.5 %以下の条件で 3.5~2.5 倍、結晶粒径 1.5 μm 材のばらつきが大きくなることがわかった。Fig. 4-11(c)の結晶粒径 7.5 μm 材では、クリアランス 5.0%以下の条件で破断面長さのばらつきは結晶粒が小さくなると少なくなっている。Fig. 4-10(c)で示した破断長さの減少と対応している。クリアランス 10%の条件では、破断面長さのばらつきは減少している。各結晶粒径でクリアランス 10%品の破断面占有率のばらつきは 1.5 %前後の標準偏差で安定している。

ここまでの Fig. 4-10 と Fig.4-11 の結果から、結晶微細化材の切り口面では、結晶粒径が切り口面の占有率を変化させるだけでなく、破断面長さの安定性に影響を与えることがわかった。

4. 4 パンチ挿入方向における加工影響の解析

4. 4. 1 パンチ挿入量 15 μm

Fig. 4-12 にパンチ挿入量 15 μm 加工時のパンチ挿入方向断面の SEM 写真を示す。各試料において図中上側からパンチが被加工材を押し付けてせん断加工し、図中下側がダイ側となるため、ダイの端面から打抜かれる材料が押し出されている様子が見られる。穴の断面の結晶粒はパンチ挿入量が 15 μm であってもせん断変形が進み、どの試料にも特にパンチの端面側の結晶粒が細かくなり歪んだ加工影響層が存在していることがわかる。

結晶粒径が最も小さい 1.5 μm 材は、クリアランスに関わらずパンチ端面とダイ端面を結んだ直線部分に連続して加工影響層が存在している。結晶粒径 3.0 μm 材でも、クリアランスに関わらずパンチ端面とダイ端面を結んだ直線部分に連続して加工影響層が存在している。結晶粒径 7.5 μm では、パンチ端面とダイ端面を結んだ直線部にひずみが入った結晶を確認できるが、ひずみが加わっていない結晶粒との境界は明確には読み取れない。

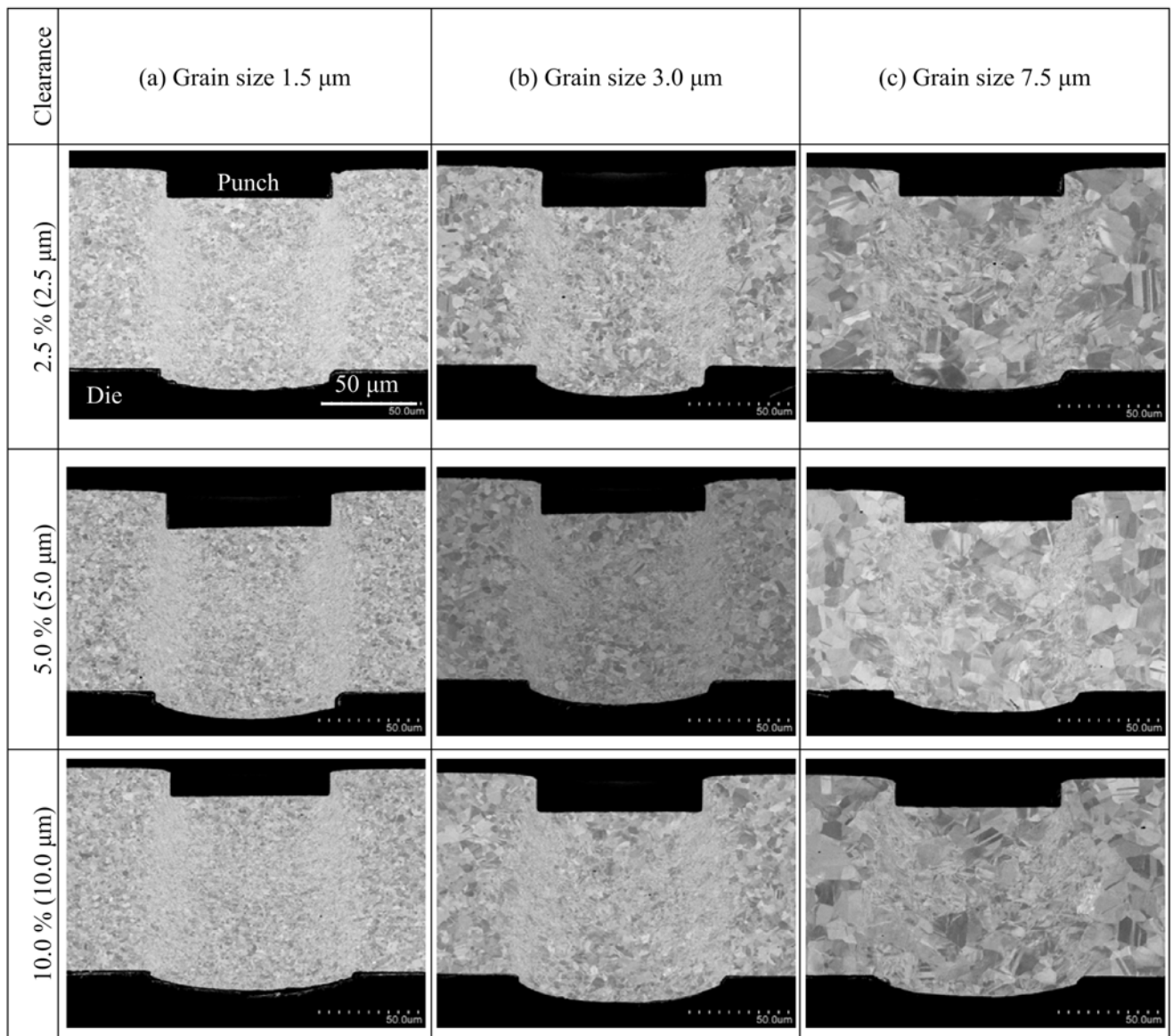


Fig. 4-12 BSE image of 15 μm depth processed samples

続いて Fig. 4-13 に、パンチ挿入量 15 μm 加工時の EBSD IQ+phase map を示す。図中赤色で示した箇所が SUS304 材の母相であるオーステナイト相(γ phase)である。緑色で示した部分は、オーステナイト相にせん断変形が加わり、加工誘起マルテンサイト相(α' phase)に変態をした結晶粒である。加工誘起マルテンサイト変態は、結晶方位回転を伴わない無拡散のせん断変態であり、SUS304 では結晶構造は面心立方構造 (fcc) から体心立方構造(bcc)に変態する。この変態は結晶粒単位で起こることが知られており、材料の強化機構としては析出強化に分類される。

Fig. 4-13 から加工誘起マルテンサイト相の分布は結晶粒径によって異なることがわかる。Fig. 4-13(a)の結晶粒径 1.5 μm 材では、クリアランスによらず、パンチ先端とダイ先端を結んだ直線上に α' phase が分布している。クリアランス 10 %の条件では、パンチ先端の位置に対してダイの先端位置がパンチ直径方向に拡大することで、せん断ひずみ量が減少し、特にダイ側の加工誘起マルテンサイトの分布が少なくなっている。

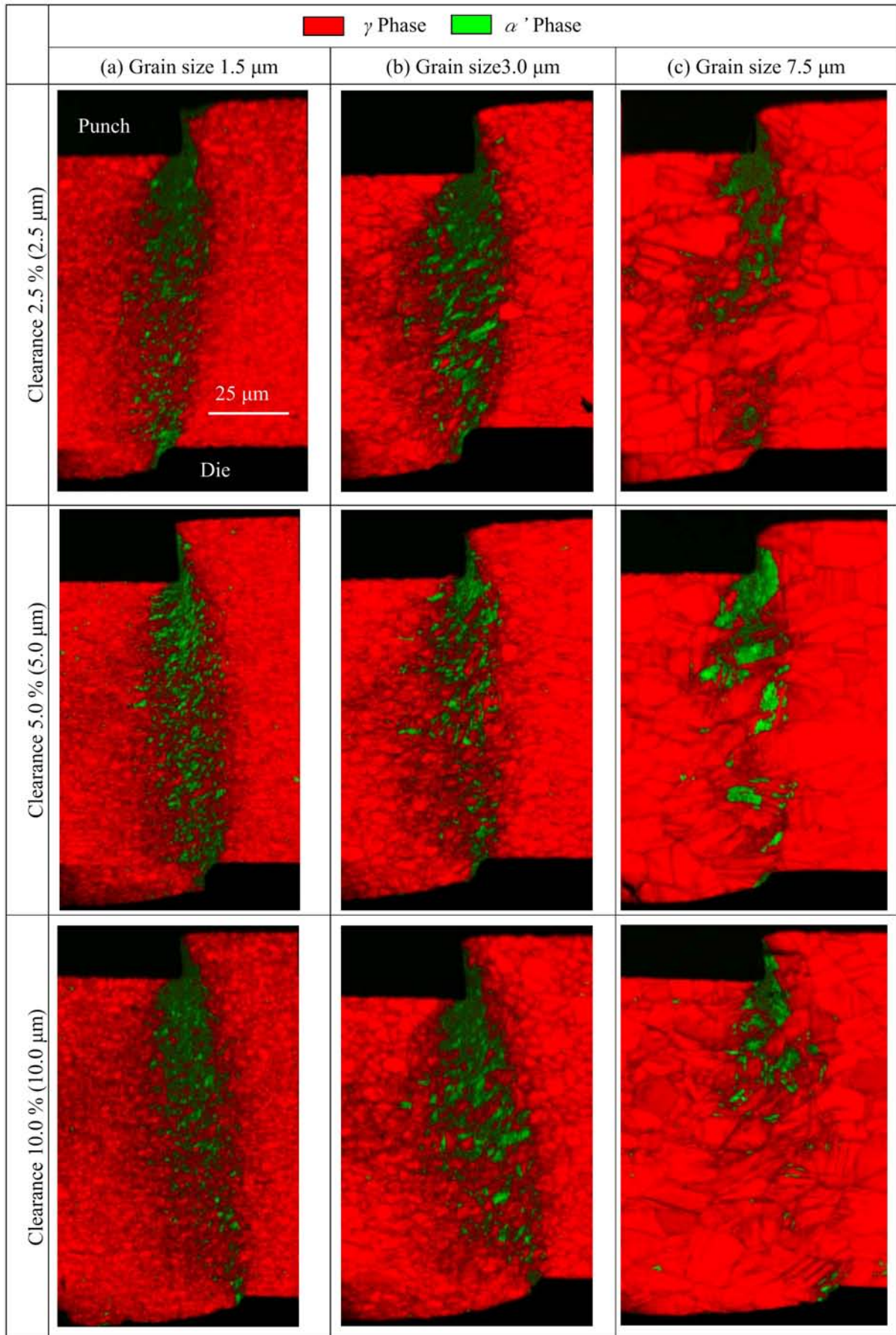


Fig. 4-13 IQ+Phase map of 15 μm depth processed samples

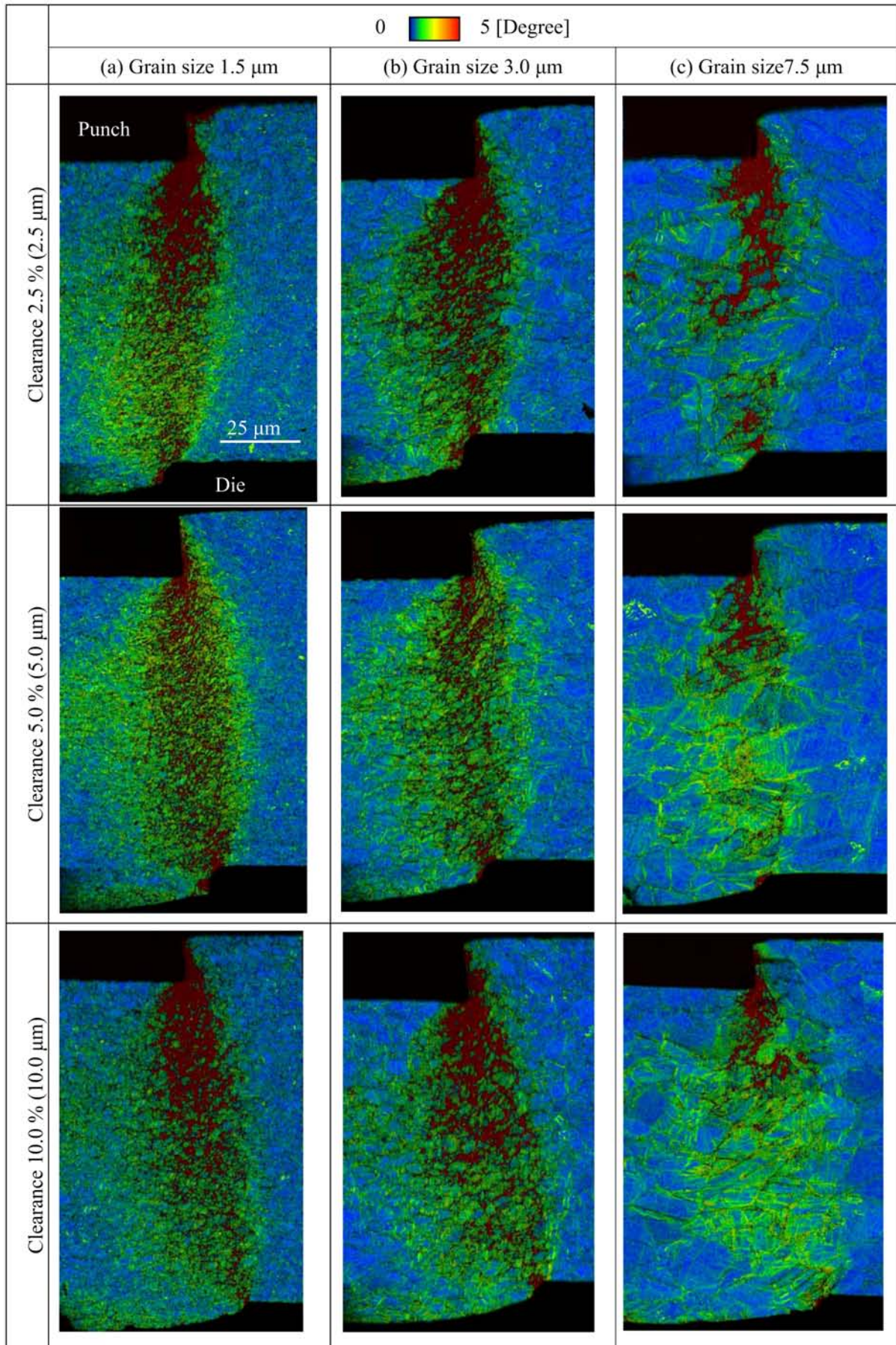


Fig. 4-14 IQ+KAM map of 15 μm depth processed samples

Fig. 4-13(b)の結晶粒径 3.0 μm 材は、Fig. 4-13(a)結晶粒径 1.5 μm 材と同様な傾向を示し、パンチとダイの先端部分を結んだ直線上に加工誘起マルテンサイト相が分布している。クリアランスが 2.5 % (2.5 μm) から 5.0 % (5.0 μm)、10.0 % (10.0 μm) と大きくなるにつれて、ダイ側の加工誘起マルテンサイトの分布が少なくなっている。

Fig. 4-13(c)の結晶粒径 7.5 μm 材では、各クリアランスにおいてパンチ先端側に α' phase がダイ先端側よりも多く分布している。結晶粒径 7.5 μm 材は引張強さが 3 つの結晶粒径の中で最も引張強さが低いいため、被加工材をパンチ挿入量 15 μm までせん断加工するために要するエネルギーは最も少なくなると考えられる。このため、結晶粒が微細化した結晶粒径 1.5 μm 材や 3.0 μm 材に対してせん断変形量が少なくなる。 α' phase への変態は、まずパンチ先端から被加工材にせん断変形が加わるため、 α' phase への加工誘起変態もパンチ先端から発生する。さらにパンチが被加工材のせん断を進める中でダイ先端に向かってせん断変形が加わり、 α' phase への加工誘起変態が連続的に起きると考えられる。クリアランスが大きくなると、パンチ先端からパンチ挿入方向に伝わるせん断変形に対して、パンチ半径方向外側にダイが位置するため、せん断変形が伝わる方向にクリアランス分だけ傾きが生じる。この傾きによって、パンチ先端とダイ先端を結んだ直線上に加わるせん断変形は、クリアランスが小さい場合よりもクリアランスが大きい場合の方が小さくなる。せん断変形が小さくなることでクリアランスが大きい場合に被加工材内部に加わるせん断変形は、同じパンチ挿入量で比較した場合にクリアランスが大きい場合の方が少なくなり、この結果クリアランス 10 % における α' phase 量が少なくなると考えられる。

Fig. 4-14 に、パンチ挿入量 15 μm 加工時の EBSD IQ+KAM map を示す。KAM は各測定点における結晶方位が、測定点の周囲 6 点の測定点に対して結晶方位差の差異を絶対値で平均化した値である。KAM 値は一般に相当塑性ひずみに対応する [25, 26] ことが知られている (Fig. 1-30)。

Fig. 4-14(a)の結晶粒径 1.5 μm 材では、各クリアランスにおいてパンチ先 y 端からダイ先端を結んだ直線上に赤色で示した結晶方位差が 5 度程度生じた、相当塑性ひずみに対応する領域が広がっていることがわかる。Fig. 4-14(b)の結晶粒径 3.0 μm 材でも 1.5 μm 材と同様にパンチ先端からダイ先端を結んだ直線上に赤色で示した結晶方位差が 5 度程度生じた領域が広がっている。Fig. 4-14(c)の結晶粒径 7.5 μm 材では、結晶方位差が 5 度程度生じた領域は主にパンチ先端部に集中している。したがって、他の結晶粒径 1.5 μm 材や結晶粒径 3.0 μm に対して結晶方位差が 5 度程度生じた領域は少なくなっている。

4. 4. 2 パンチ挿入量 30 μm

Fig. 4-15 にパンチ挿入量 30 μm 加工時のパンチ挿入方向断面の SEM 写真を示す。パンチ挿入量が 15 μm から 30 μm に変化したことで、ダイ側に押し出された材料にはだれとせん断面が形成され、パンチが板厚方向に材料をせん断している状態となっている。結晶粒径が 7.5 μm と大きくてもパンチ先端とダイ先端を結んだ直線上に存在する加工影響層が、周囲の結晶粒よりもせん断変形して結晶粒が微細化した加工影響層を板厚方向全体に有していることがわかる。結晶粒が微細化した結晶粒径 1.5 μm 材と 3.0 μm 材も同様に加工影響層が広がっている。

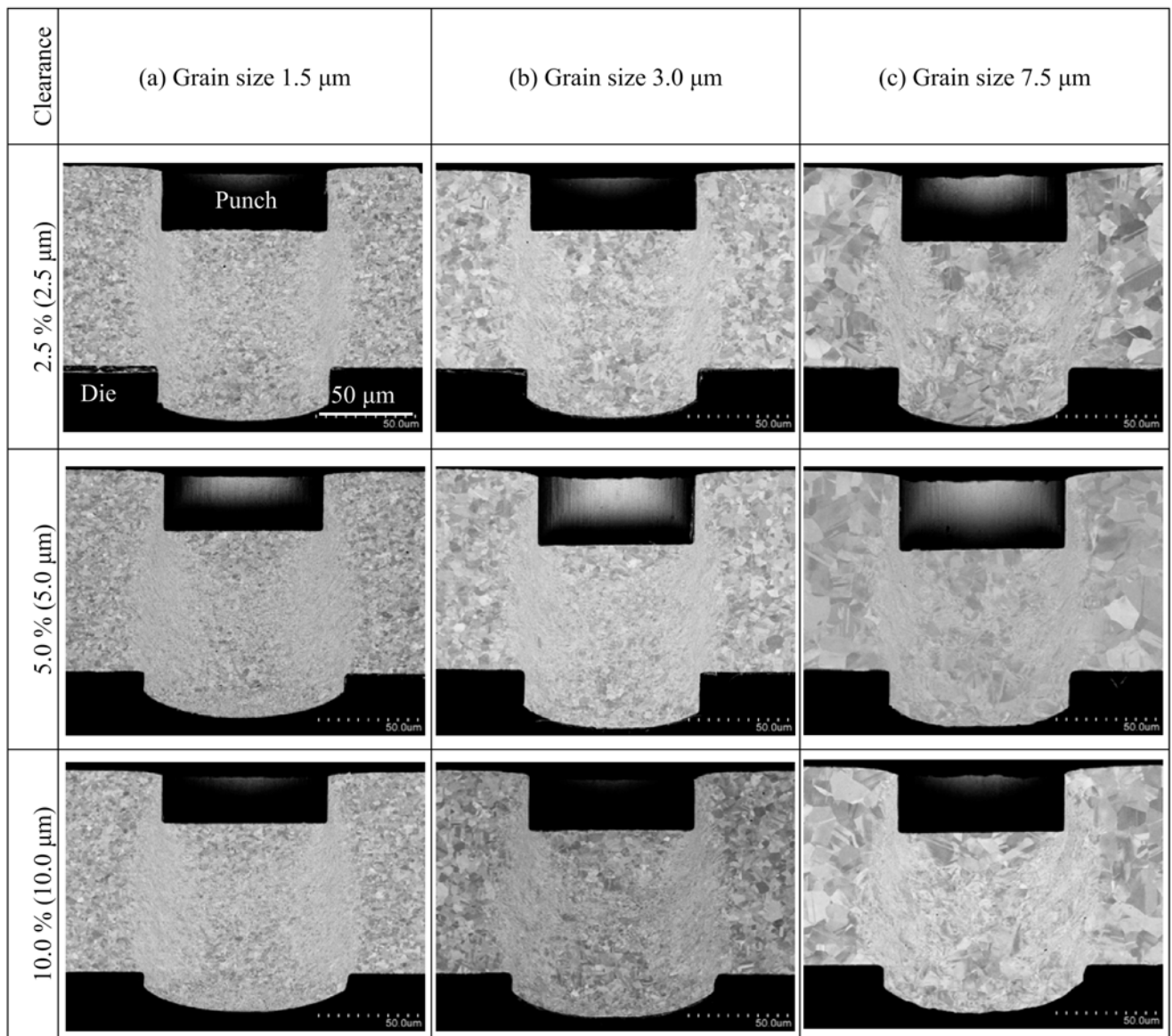


Fig. 4-15 BSE image of 30 μm depth processed samples

続いて Fig. 4-16 に、パンチ挿入量 30 μm 加工時の EBSD IQ+phase map を示す。各条件においてパンチ挿入量が 15 μm から 30 μm に変化することで、 α' phase 相の占有面積が増加しており、析出強化が進行していると言える。 α' phase 相の結晶粒の大きさは母相結晶粒に対応して変化している。結晶粒が大きい結晶粒径 7.5 μm 材 (Fig. 4-16(c)) では、母材の結晶粒がパンチの挿入方向に対して 45 度傾斜した方向にせん断変形を受けて薄く延ばされ、このせん断変形過程の中で γ phase 相から α' phase 相に加工誘変態が進んだと考えられる。加工誘起マルテンサイト相とオーステナイト相との穴の円周方向における境界部は、クリアランスに対応せず、他の 2 材料に対して断続的に乱れている。クリアランスが 2.5 % (2.5 μm) から 10 % (10.0 μm) まで大きくなると、パンチ挿入方向とパンチ先端とダイ先端を結んだ直線方向の両方向にせん断変形が加わるため、加工影響層はクリアランスの増加に伴って大きくなっている。

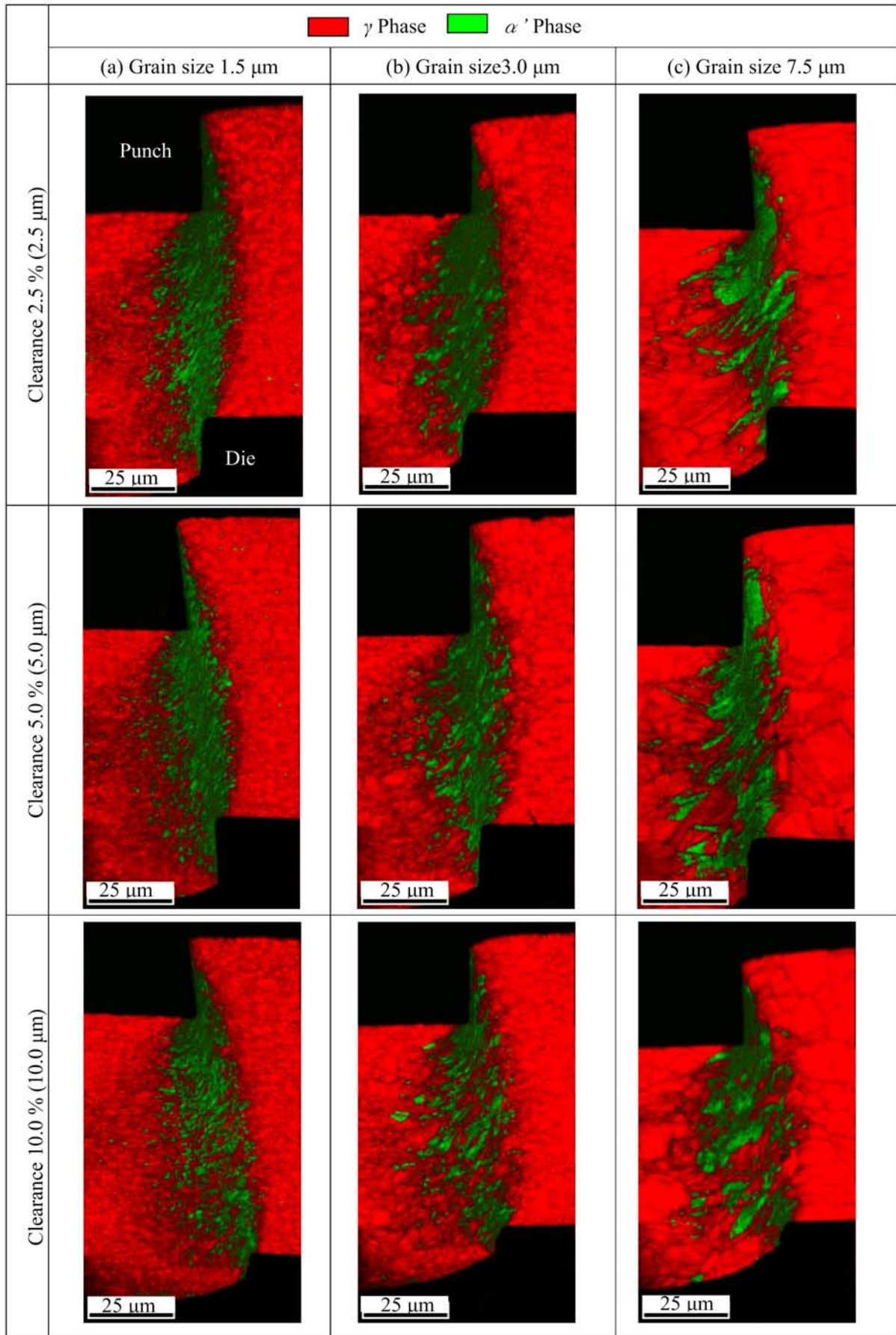


Fig. 4-16 IQ+Phase map of 30 μm depth processed samples

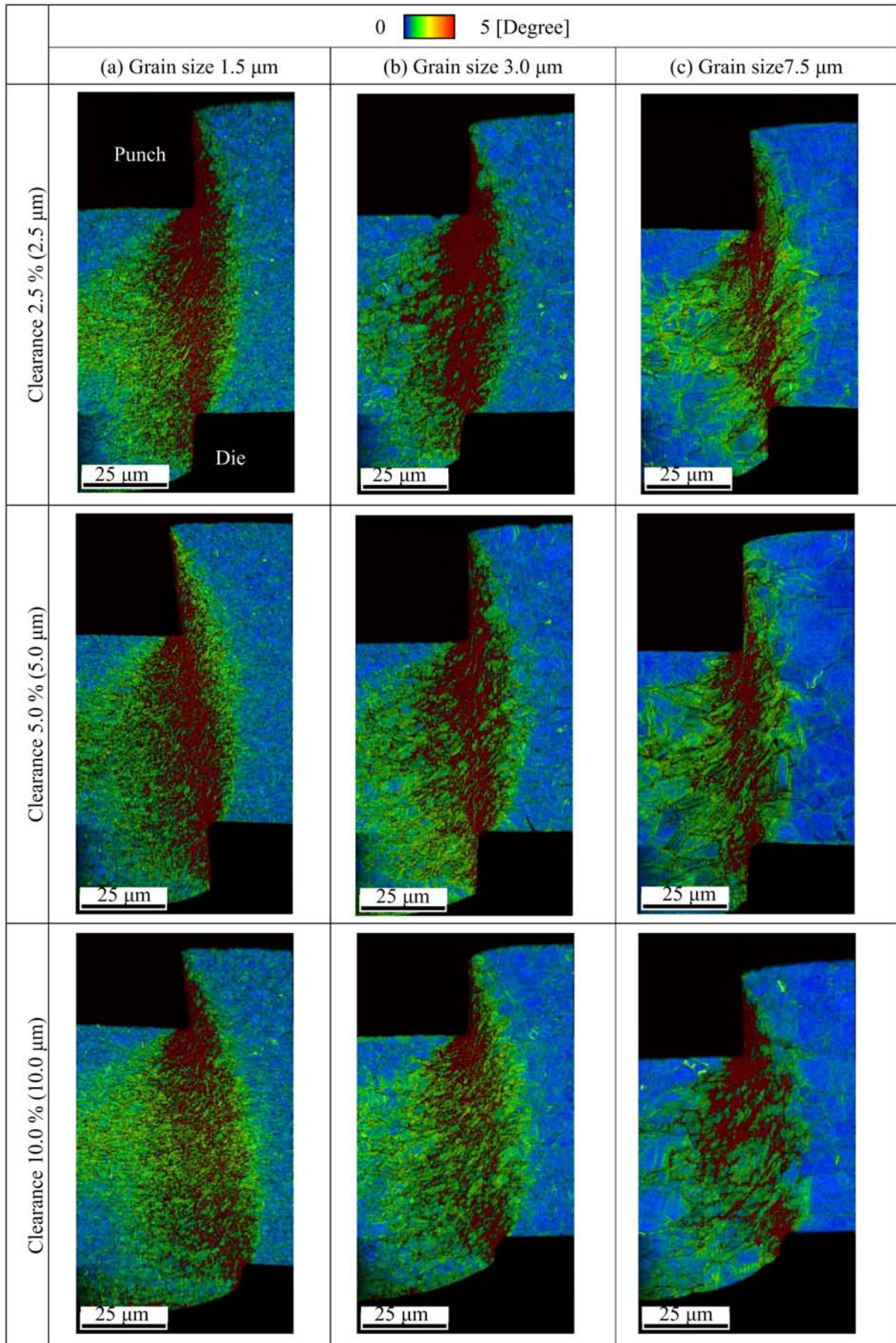


Fig. 4-17 IQ+KAM map of 30 μm depth processed samples

Fig. 4-16(b)の結晶粒径 3.0 μm 材では、Fig. 4-16(c)の 7.5 μm 材に対して結晶粒が微細化したことで、特に α' phase 相と γ phase 相の境界部分の稜線が連続的となり整ってきている。また、パンチ挿入方向に対して 45 度方向に結晶粒がせん断変形している様子に変化はないが、結晶粒径が小さくなったことで α' phase 相の分布が細かくなっている。クリアランスが大きくなると加工影響層は拡大する傾向を示している。Fig. 4-16(a)の結晶粒径 1.5 μm 材では、Fig. 4-16(b)の 3.0 μm 材に対してさらに結晶粒が微細化したことで、 α' phase 相と γ phase 相の境界部分のさらに連続的に稜線が整ってきている。加工影響層はほとんどが緑色の α' phase 相となっている。

Fig. 4-17 に、パンチ挿入量 30 μm 加工時の EBSD IQ+KAM map を示す。各結晶粒径で結晶方位差が 5 度程度生じた図中赤色で示す部分が、パンチ先端からダイ先端を結んだ直線上に広がっている。クリアランスが 10.0 % (10.0 μm) まで拡大すると結晶方位差が 5 度程度生じた領域がパンチ半径方向に拡大すると共に、黄緑色の結晶方位差が 2 度程度生じた領域の割合が増加している。結晶粒径別の特徴としては、結晶方位差が 5 度程度生じる領域は Fig. 4-17(c)の結晶粒径 7.5 μm 材で狭く、Fig. 4-17(b)の結晶粒径 3.0 μm や Fig. 4-17(a)の結晶粒径 1.5 μm の方がパンチ半径方向に広いことがわかる。ここまでの観察から、パンチが被加工材をせん断中のパンチ挿入量 30 μm の条件では、せん断する穴とせん断される材料の両方に加工影響層が広がり、クリアランスや結晶粒径によって結晶方位差が生じる状態が異なることがわかった。このことはせん断変形の進行過程がプロセス加工条件によって異なることを意味すると考えられる。

4. 4. 3 セン断加工後

Fig. 4-18 にせん断加工後のパンチ挿入方向断面の SEM 写真を示す. 各穴の側面には結晶粒が周囲よりも変形して結晶粒が微細化した, 加工影響層が板厚方向全体に存在している. 穴の破断開始部分とダイの端面部分を結んだ直線に添って破断面が形成され, この部分の周囲にも加工影響層が存在している. このため, 破断開始時には加工影響層の結晶粒のせん断変形状態が影響して破断状態を変化させる可能性があると言える. クリアランスが 10.0 % (10.0 μm) まで大きくなると破断面の長さが他の条件よりも長くなり, ダイの直径も広がるため材料が破断する面積が他の条件よりも増加していることがわかる.

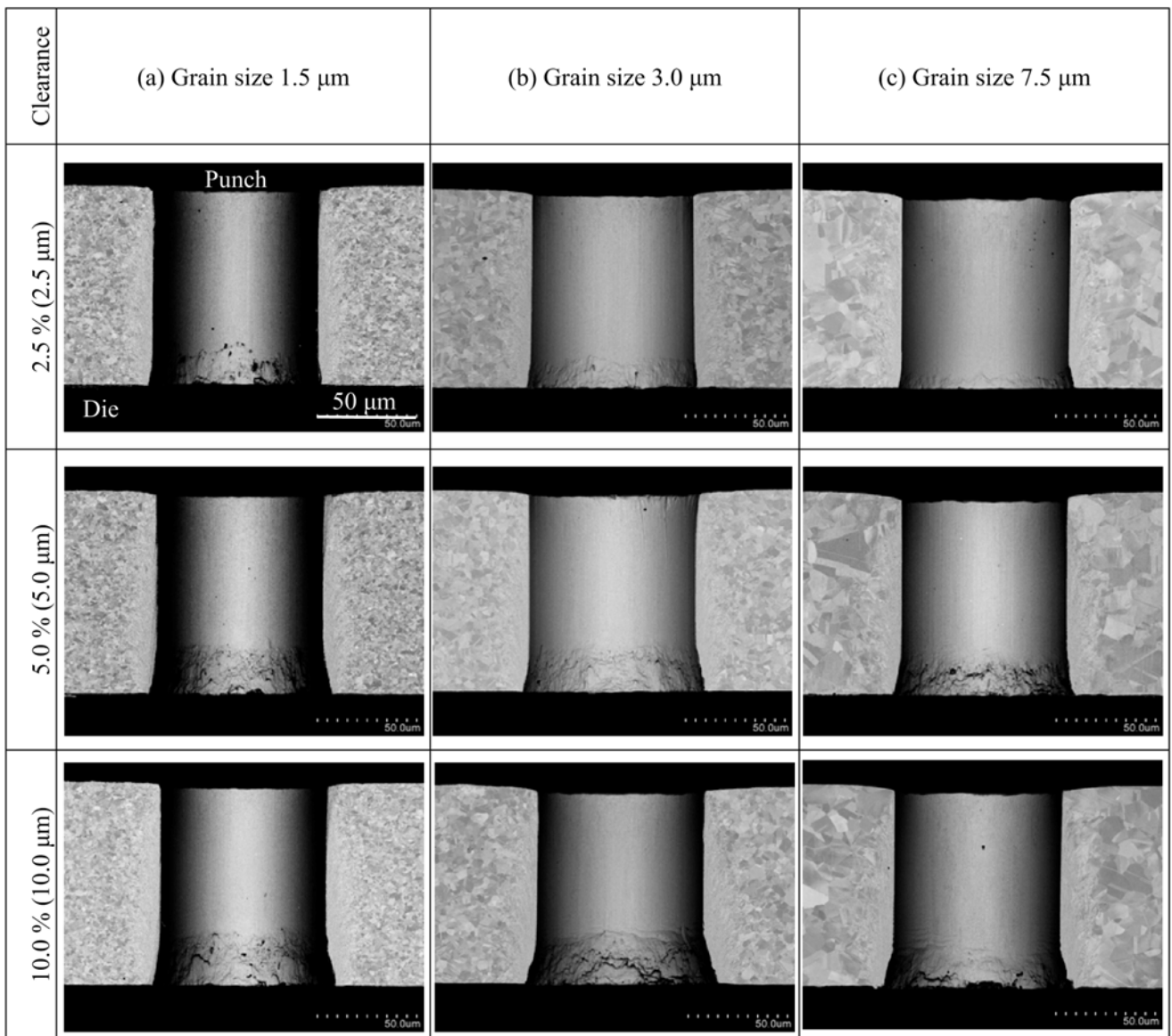


Fig. 4-18 BSE image of punched hole samples

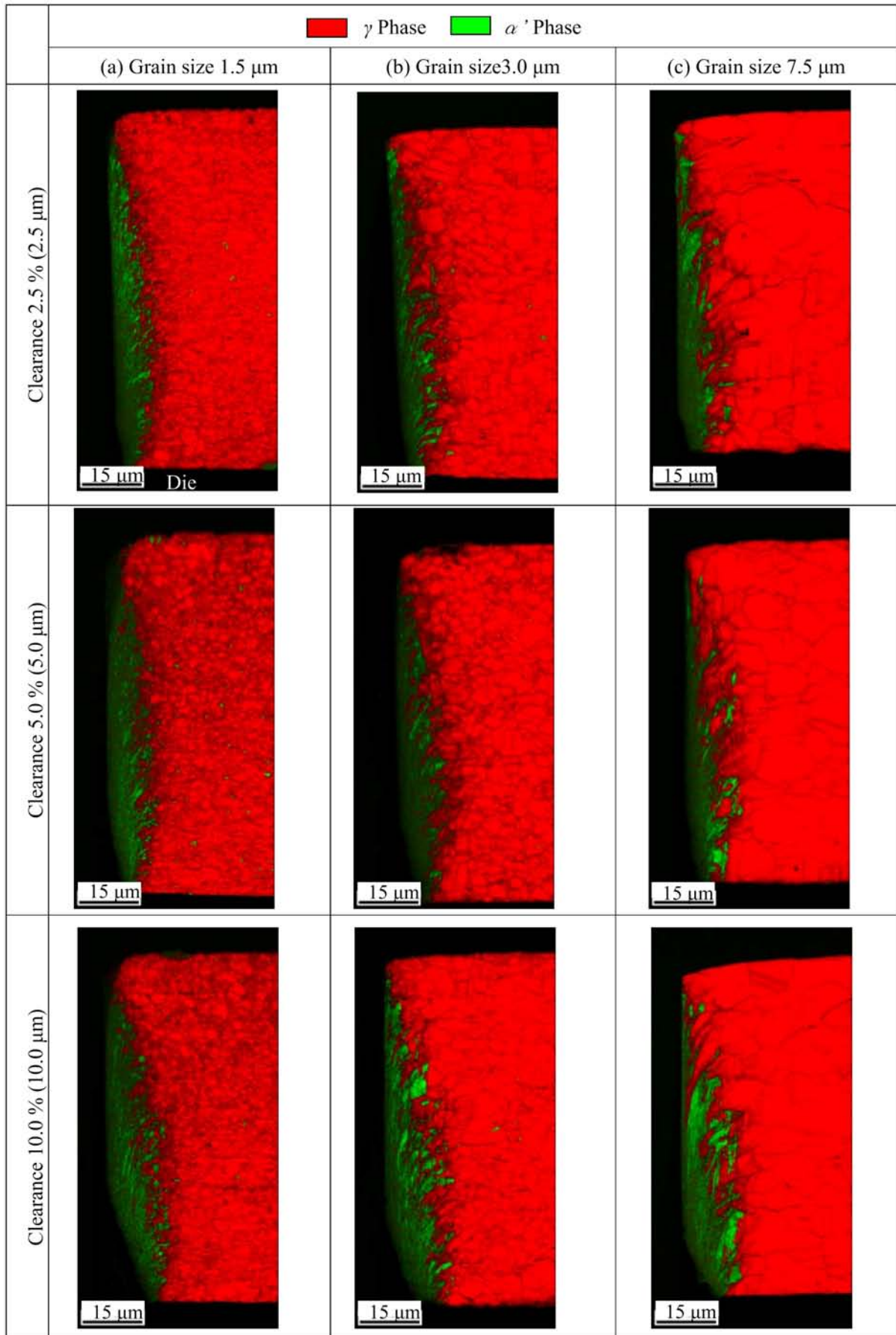


Fig. 4-19 IQ+Phase map of punched hole samples

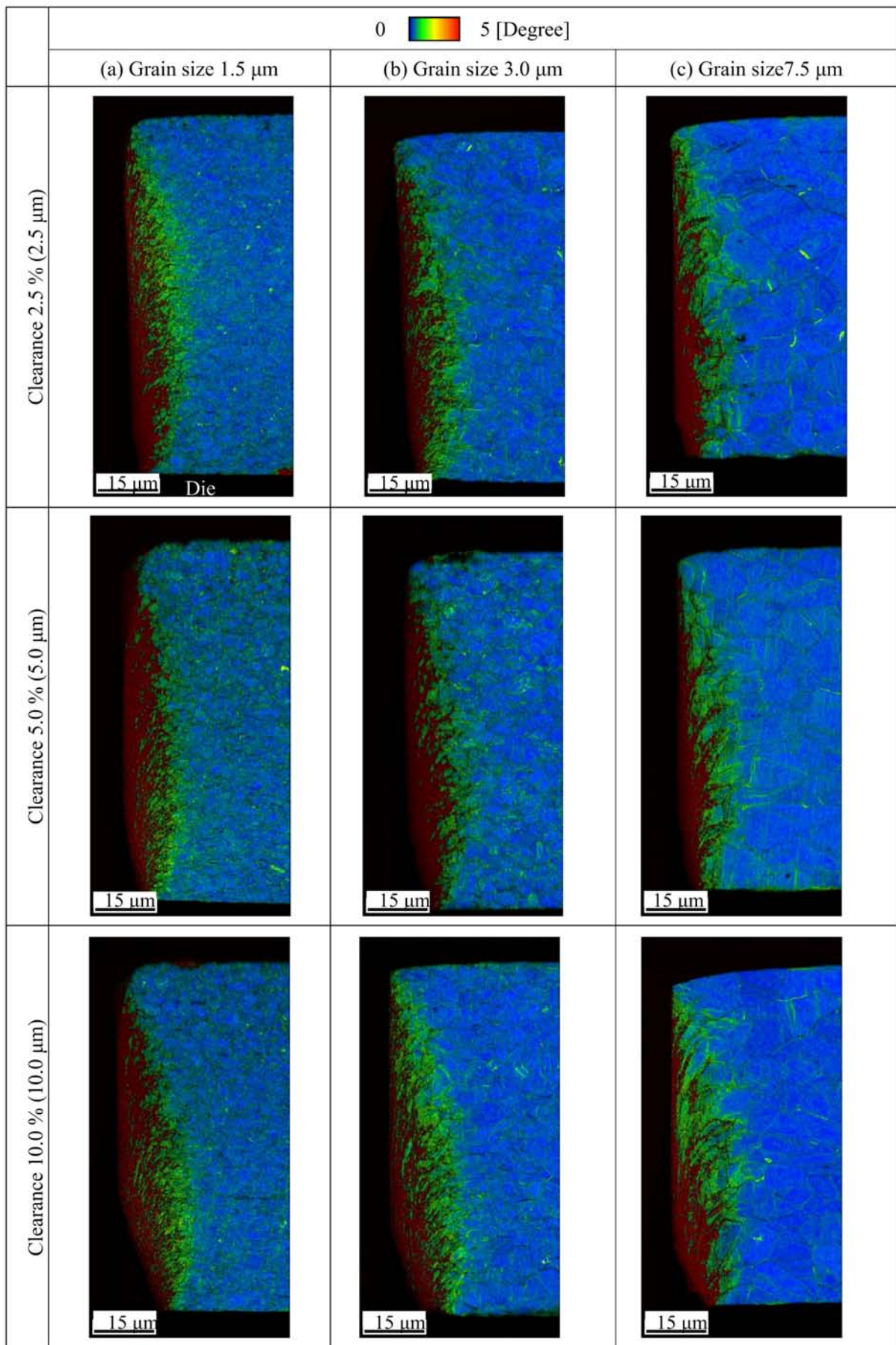


Fig. 4-20 IQ+KAM map of punched hole samples

Fig. 4-19 に、せん断加工後の EBSD IQ+phase map を示す。各加工条件で共通して穴の内側面にはパンチ挿入方向に添って α' phase 相が形成されている。Fig. 4-18 で観察した結晶粒が微細化した加工影響層は、大部分が α' phase 相である。 α' phase 相の分布状態は結晶粒径によって異なり、Fig. 4-19(c)の結晶粒径 7.5 μm 材では γ phase 相と α' phase 相の境界は不均質であるのに対して、結晶が微細化した Fig. 4-19(b)の結晶粒径 3.0 μm 材や Fig. 4-19(a)の結晶粒径 1.5 μm 材の境界部分は連続的に整っている。 α' phase 相が分布している面積は、クリアランス 2.5%(2.5 μm)と 5.0%(5.0 μm)の条件では明確な違いを視認できない。クリアランス 10.0%(10.0 μm)の条件になると破断する材料の面積が増えるため単純な比較は厳しくなるが、クリアランス 5.0%(5.0 μm)に対して α' phase 相の分布面積が増える傾向が認められる。

Fig. 4-20 にせん断加工後の EBSD IQ+KAM map を示す。各加工条件で共通して穴の内側面にはパンチ挿入方向に添って結晶方位差が 5 度程度生じた箇中赤色で示す部分が形成されている。クリアランス 2.5%(2.5 μm)の条件では、Fig. 4-20(a)の結晶粒径 1.5 μm 材から Fig. 4-20(c)の結晶粒径 7.5 μm 材まで結晶粒径が変化しても、結晶方位差が 5 度程度生じた赤色の領域の穴の円周方向への分布は大きく変化していない。

クリアランス 5.0%(5.0 μm)の条件では、特に結晶粒径 7.5 μm 材が他の結晶粒径に対して赤色の結晶方位差が 5 度程度生じた領域がパンチ円周方向に減少している。結晶方位差が 2 度程度生じた黄緑色部分との境界は乱れており、Fig. 4-19(c)で示した α' phase 相の分布状態と対応している。

クリアランス 10.0%(10.0 μm)の条件では、結晶粒径 1.5 μm 材の赤色の結晶方位差が 5 度程度示した領域が広いのに対して、結晶粒径が 3.0 μm や 7.5 μm と大きくなるにつれて結晶方位差が 5 度程度生じた赤色の領域が減少し、代わりに結晶方位差が 2 度程度生じた領域に切り替わっているように見える。

これらの結果から、1つのクリアランス条件内で結晶粒径毎に結晶方位差が生じる領域は概ね変わらないが、結晶方位差が生じる割合が変化していることがわかった。全体として結晶粒径 7.5 μm 材は結晶方位差が 5 度程度生じた領域は少なく、結晶粒径 3.0 μm 材は結晶粒径 7.5 μm 材と同等か微増傾向となっている。結晶粒径 1.5 μm 材は他の 2 結晶粒径に対して、結晶方位差が 5 度程度生じた領域が広がっている。

Fig. 4-19 と Fig. 4-20 の比較から、 α' phase 相と結晶方位差について特徴が表れた。1例としてクリアランス 10.0%(10.0 μm)、結晶粒径 7.5 μm 材を **Fig. 4-21** に比較し、結晶粒の破断開始までのせん断変形形態を考える。Fig. 4-21 中に示した白色の矢印は、結晶粒が破断するまでのせん断変形の経路を例として示している。箇中①～④で示した部分は、結晶粒のせん断変形過程で特徴となるポイントである。**Fig. 4-22** は Fig. 4-21 中の①～④の結晶粒のせん断変形過程を説明した図である。

Fig. 4-20 で①で示した部分はせん断変形が加わっていない基本となる結晶粒で、オーステナイト相(γ Phase)で結晶方位差(KAM)が 0 度の状態である。白矢印に沿ってせん断変形が加わると、結晶粒の状態は①から②に変化する。②は結晶相が赤色の γ Phase で、KAM で結晶方位差が 2 度程度生じた状態である。①からの変化は結晶方位差が 0 度から 2 度程度に増えたことである。この結晶方位差はせん断変形によるひずみと捉えられ、材料強化機構で分類すれば加工硬化を起こしていると捉えられる。せん断変形がさらに進み、③の状態になると、加工誘起マルテンサイト(α' Phase)変態を起こす。加工誘起マルテンサイト変態は無拡散のせん断変態であるため、KAM の結晶方位差に②からの変化はない。③の α' Phase がさらにせん断変形した状態が④で、KAM の結晶方位差が 5 度程度を示すまで変形が進んだ後に、結晶粒が破断すると考えられる。

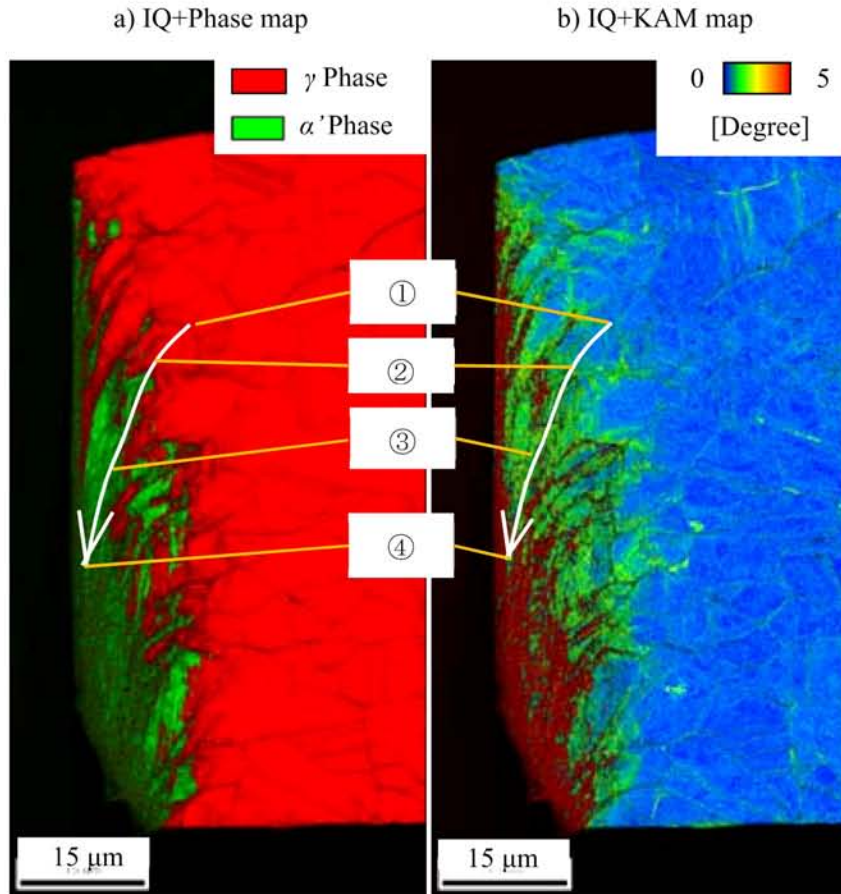


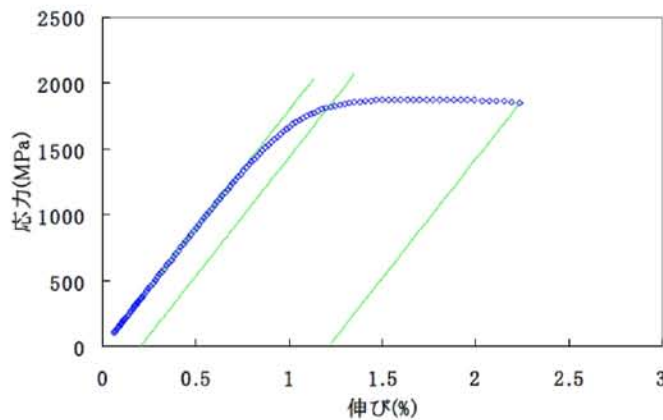
Fig. 4-21 Compare of IQ+Phase map and IQ+KAM map at clearance 10.0 % (10.0 μ m) and grain size7.5 μ m



Fig. 4-22 +Phase map and IQ+KAM map at clearance 10.0 % (10.0 μ m) and grain size7.5 μ m

Fig. 4-21 で、④の α' Phase で KAM の結晶方位差が 5 度程度の結晶粒は、穴の側面部分においてパンチストローク方向に連続して分布している。また、①のオーステナイト相も結晶粒単位で単独で分布している。対して、②と③の状態は、白矢印の位置を変えた場合には分布状態が変わり混在している。結晶粒が破断に至るためには、Fig. 4-22 で①～④の要素の内、②～④のステップを少なくとも 1 つを経る必要があり、②と③の混在状態が、結晶粒径によって変化することも考えられる。また、④の加工誘起マルテンサイトでは、伸びがわずかに 1.2 % となることが調査されており (Fig. 4-23)、結晶粒の破断形態がオーステナイト相よりも脆性的になると考えられる。

したがって、破断開始位置の安定化に向けては、①～④結晶粒のせん断変形状態を連続加工中に一定状態に保てるプロセス条件を抽出することで、結晶粒が一定のパンチストロークに達した段階で穴の円周方向に均一に破断する条件が整うと考えられる。このためには、②のオーステナイト相で加工硬化した結晶粒と、③の加工誘起マルテンサイト相、さらに④のせん断変形が進んだ加工誘起マルテンサイト相の 3 つのせん断変形状態を最適化することが必要になる。それぞれのせん断変形への影響をより詳細な調査から解明していく。



硬さ (HV)	474
ヤング率 (GPa)	181
引張強さ (MPa)	1877
0.2%耐力 (MPa)	1814
伸び (%)	1.2

(株特殊金属エクセル 提供データ)

Fig. 4-23 Tensile test results of full-multisite SUS304 at thickness 0.05 mm

まず、次項 4.4.4 項で②のオーステナイト相で加工硬化した結晶粒のせん断変形への影響を調査する。続いて、4.4.5 項では、パンチストローク方向に対する加工誘起マルテンサイト相の分布状態を定量化し、③と④の加工誘起マルテンサイト変態した結晶粒のせん断変形への影響を調べる。4.5 項では、④の加工誘起マルテンサイト相で結晶方位差が 5 度程度と大きい結晶粒の影響を、穴の板厚方向断面の加工影響層調査結果を定量化してせん断変形への影響を調査する。最後に、4.6 項で結晶粒のせん断変形メカニズムの解明を図り、考察を進めることとする。

4. 4. 4 シュミットファクターによる加工影響評価

ここまで4.4.3項での調査から、オーステナイト相で加工硬化した結晶粒のせん断変形が、せん断変形全体に与える影響を調査する必要性が明確化した。そこで、より詳細なせん断変形過程の解析から結晶粒がせん断変形に与える影響を評価し、切り口面の破断量にばらつきが生じる現象の解明を目指すこととした。せん断変形過程の解析にはEBSDを用い、ここまでのIQ+IPF map, IQ+KAM map, Phase mapに加えてSchmid's factor (シュミット因子) の評価を行った。Schmid's factor は一般には Fig. 4-24 に示すように引張方向とすべり面の関係を示す。

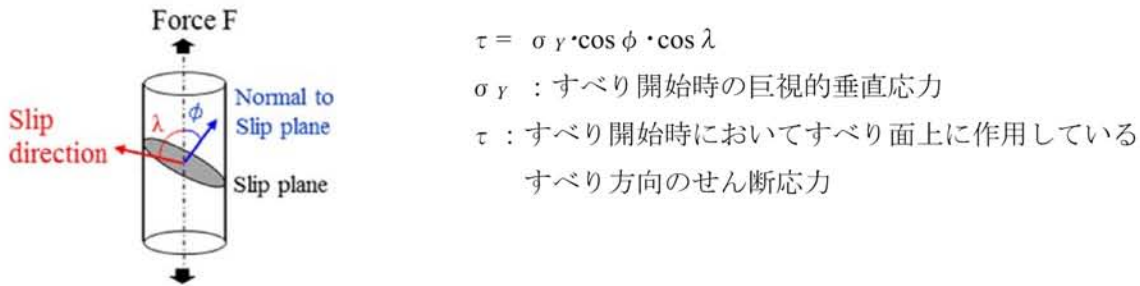


Fig. 4-24 Condition of Schmid's factor analysis

$\cos \phi \cdot \cos \lambda$ の値を Schmid's factor と呼び、0 から 0.5 の値を取る。数値が小さい程、変形抵抗が高く結晶がすべりにくいことを表す。EBSD による Schmid's factor の評価では、Fig. 4-25 に示すテンソルを用いてすべり方向を入力し、Schmid's factor をカラーマップによって表記する。これにより、入力したテンソルの垂直応力やせん断応力に対して結晶粒の指定方向へのすべりにくさを表すことが可能となる。本項目では、パンチストローク方向に対して圧縮のせん断力が加わると仮定して検証を進めることとした。

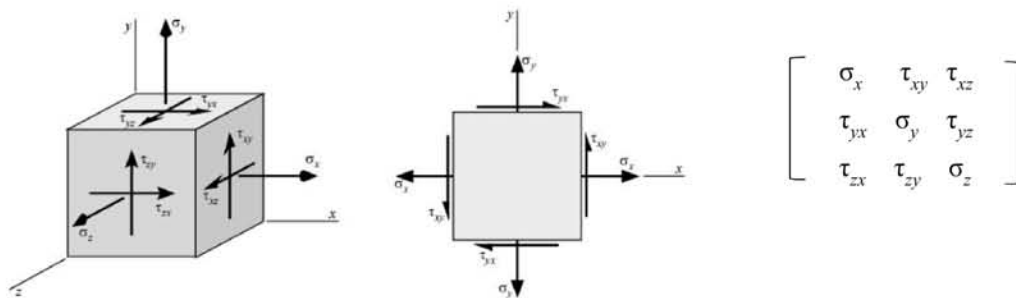


Fig. 4-25 Tensor condition in Schmid's factor analysis

オーステナイト相で加工硬化した結晶粒のせん断変形が、せん断変形全体に与える影響を調査するため、パンチ挿入量 15 μm 加工時(Fig. 4-12~14)から、クリアランス 10.0%(10.0 μm)、結晶粒径 7.5 μm の試料について、オーステナイト相の結晶粒における結晶配向による変形抵抗状態を把握した。続いてパンチ挿入量 30 μm 加工時(Fig. 4-15~17)のから、同じくクリアランス 10.0%(10.0 μm)で結晶粒径 7.5 μm の条件で、結晶配向による変形抵抗状態がどのように変化したかを調べた。最後に、パンチ挿入量 30 μm でクリアランス 10.0%(10.0 μm)の条件で、結晶粒径を 7.5 μm から 3.0 μm とした場合の結晶粒の変形抵抗状態の変化を調査した。

この調査によって Fig. 4-26 に示すように、オーステナイト相の結晶粒における、結晶粒径と結晶方位の関係性を明らかにすることとした。

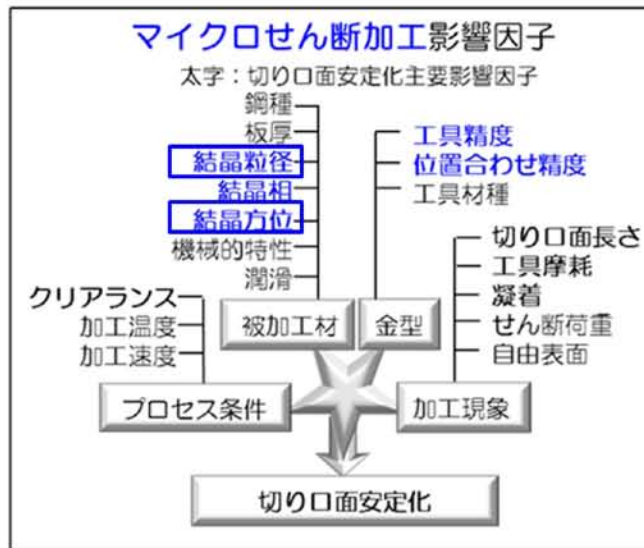


Fig. 4-26 Influence factors of micropunching between grain size and orientation

始めに結晶粒径 7.5 μm 、クリアランス 10.0 % (10.0 μm)、パンチ挿入量 15 μm の試料を検証した。検証結果を Fig. 4-27 に示す。

Fig. 4-27(a)に示す IQ+IPF map では、図中白線内に[111]面を示す青色の結晶粒が存在している。この結晶粒を Fig. 4-27(b)に示す IQ+KAM map で見ると黄緑色で表示された結晶方位差が 2 度程度生じた結晶粒であることがわかる。Fig. 4-27(c)の Phase map から、この結晶粒がオーステナイト相であることがわかる。Fig. 4-27(d)に示す Schmid's factor では、テンソルを $[\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z] = [-1, 1, 2]$ として与えた。テンソルはせん断変形に対して 45 度傾斜した方向に結晶粒のすべり面を定義して σ_x , σ_y の値を決め、 σ_z は試料の断面が穴の中心よりも研磨が進み過ぎたため、 $\sigma_z = 2$ として補正を行った。この結果、図中白線内の結晶粒において Schmid's factor は、青色から黄緑色、黄色を含んだ 0.3 から 0.4 の数値を取っている。パンチ先端とダイ先端を結んだ直線上には、他に Schmid's factor が 0.3 程度と低い値の結晶粒は存在せず、この結晶粒だけが[-1,1,2]方向に対する変形抵抗が高いことがわかる。対象となった結晶粒の図中下側のダイ側にはわずかではあるが、Fig. 4-27(c)の Phase map から加工誘起マルテンサイトが存在していることがわかる。このことは、パンチから伝わったせん断変形がパンチ先端周囲の結晶粒をせん断変形させ、一部が加工誘起マルテンサイトに変態したが、白線内の結晶粒はオーステナイト相のままでパンチ挿入方向に対して 45 度の方向に対するせん断変形に抵抗して、ダイ側の結晶粒にせん断変形を伝えたと考えられる。この後にダイ側の結晶粒の一部はオーステナイト相で Schmid's factor が 0.3 程度と低い値の結晶粒からせん断変形を受けて加工誘起マルテンサイトに変態したと考えられる。白線内の結晶粒が微細化することなく元の結晶粒径のままでせん断変形に対して抵抗する様子を捉えることができた。このことは、せん断変形に抵抗を示す結晶粒が存在することで、せん断変形が穴の円周方向に分散する可能性があることを示している。せん断変形が分散することで、穴の周囲に加工影響層が広がると考えられる。したがって、結晶粒の大きさが加工影響層の穴の円周方向への広がりや左右する要素になると考えられる。

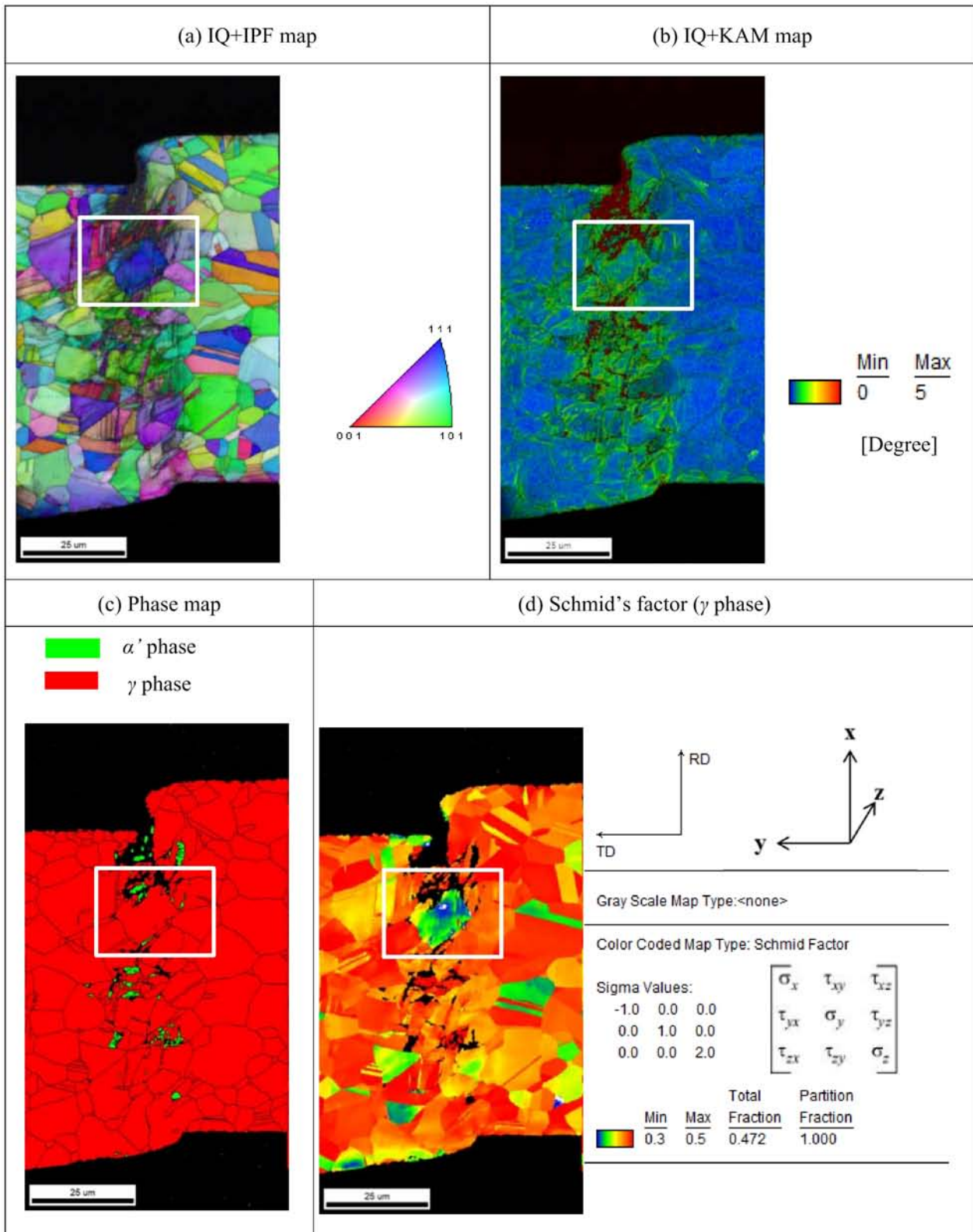


Fig. 4-27 EBSD results of 15 μm depth processed sample at clearance 10.0 % (10.0 μm) and grain size 7.5 μm

続いて結晶粒径 7.5 μm , クリアランス 10.0 % (10.0 μm), パンチ挿入量 30 μm の試料を検証した。検証結果を Fig. 4-28 に示す。

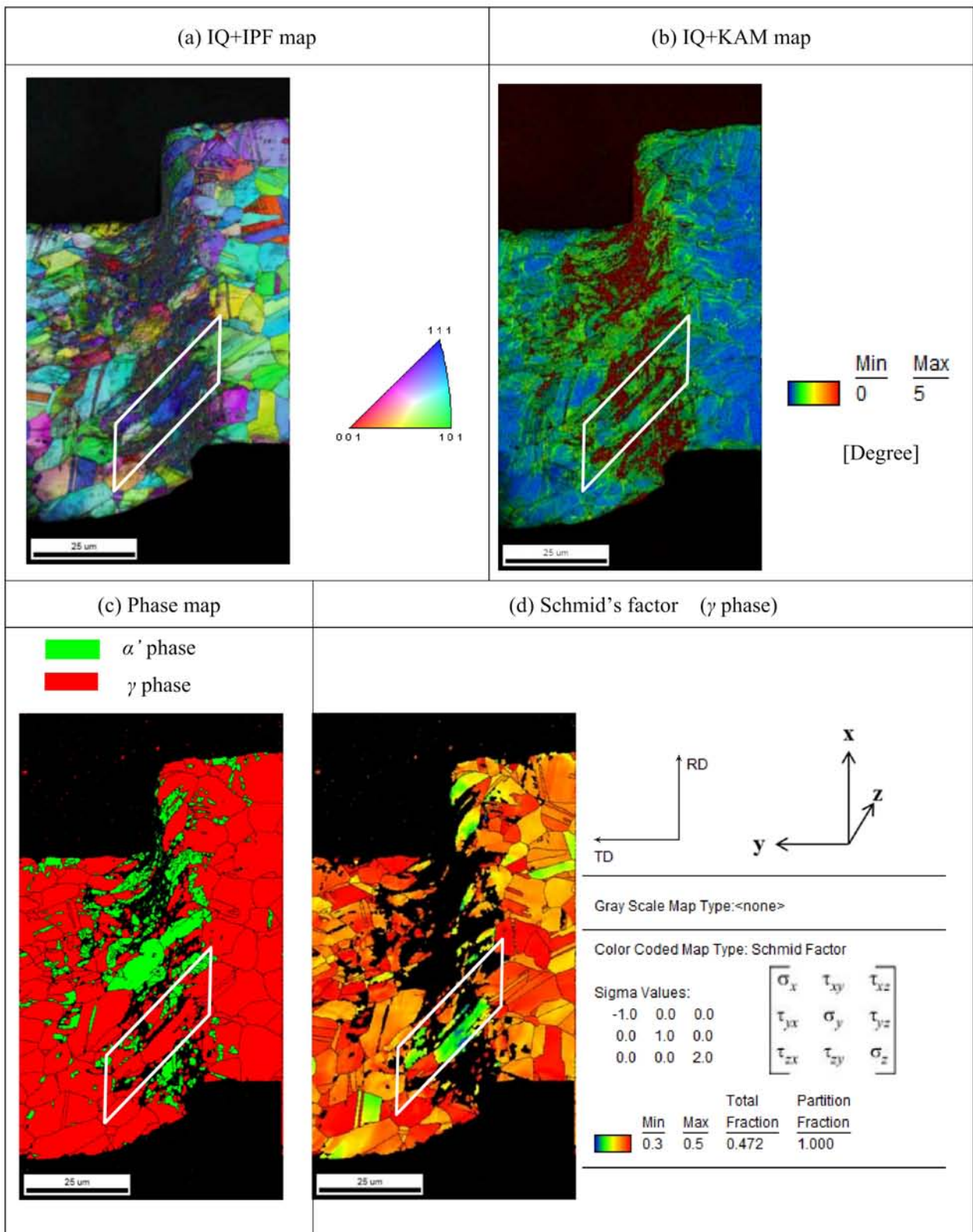


Fig. 4-28 EBSD results of 30 μm depth processed sample at clearance 10.0 % (10.0 μm) and grain size 7.5 μm

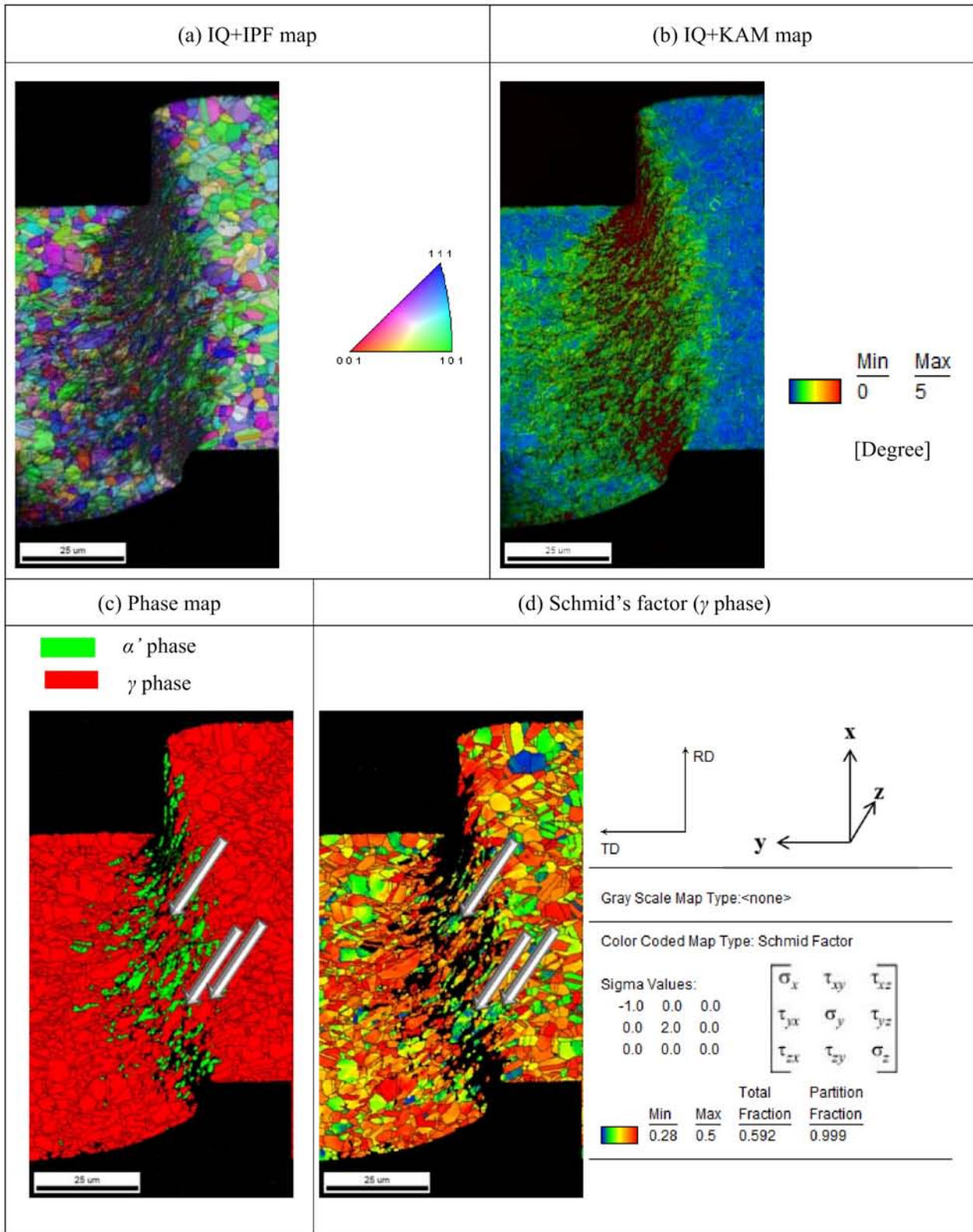


Fig. 4-29 EBSD results of 30 μm depth processed sample at clearance 10.0 % (10.0 μm) and grain size 3.0 μm

Fig. 4-28(a)に示す IQ+IPF map では、図中白線内に[111]面を示す青色の結晶粒が存在している。この結晶粒を Fig. 4-28(b)に示す IQ+KAM map で見ると黄緑色で表示された結晶方位差が 2 度程度生じた結晶粒である。Fig. 4-28(c)の Phase map から、この結晶粒はオーステナイト相である。Fig. 4-28(d)に示す Schmid's factor では、パンチ挿入量 15 μm の試料と同様にテンソルを $[\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z]=[-1, 1, 2]$ として与えた。この結果、図中白線で示した結晶は Fig. 4-27 で示した結晶粒と同様に[111]面に配向したオーステナイト相の結晶粒が結晶方位差 2 度程度の状態を結晶全体で保った上で、Schmid's factor が青色から黄緑色の 0.3 から 0.4 の値を示している。Fig. 4-28(d) Schmid's factor の図において、白線内の結晶粒以外にテンソル $[\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z]=[-1, 1, 2]$ 方向に抵抗を示す結晶粒は他に存在していない。

このことは、パンチ挿入量 30 μm の段階においても、オーステナイト相は結晶粒の配向によってせん断変形の受け止め方が異なり、特にパンチストローク方向に対して 45 度方向に抵抗を示す場合には、せん断変形に対して抵抗を示す形となるため、加工影響層が穴の円周方向に広がる要素となると考えられる。

続いて結晶粒径 3.0 μm 、クリアランス 10.0 %(10.0 μm)、パンチ挿入量 30 μm の試料を検証した。検証結果を Fig. 4-29 に示す。

Fig. 4-29(a)に示す IQ+IPF map では、加工影響層の結晶粒がせん断変形を受けて結晶粒が微細化しており、個々の結晶粒の配向は視認しにくい。この結晶粒を Fig. 4-29(b)に示す IQ+KAM map で見ると結晶方位差が 5 度程度生じた赤色の部分が黄緑色の結晶方位差 2 度程度の領域と共に、パンチストロークに対して 45 度方向に流れるような形で分布している。Fig. 4-29(c)の Phase map から、オーステナイト相と加工誘起マルテンサイト相が混在してせん断変形が進んでいることがわかる。Fig. 4-29(d)に示す Schmid's factor では、テンソルを $[\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z]=[-1, 2, 0]$ として与えた。当初テンソルを $[\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z]=[-1, 1, 0]$ として与えたが Schmid's factor が 0.3 から 0.4 の青色から黄緑色を示す結晶粒は表れず、パンチストロークに対して 45 度方向に抵抗を示す結晶粒は見られなかった。そこで、 $\sigma_y=2$ に変更してテンソルを $[\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z]=[-1, 2, 0]$ としたところ図中矢印で示した部分に Schmid's factor が 0.3 から 0.4 を示す結晶粒が表れた。このことは、パンチストロークに対して 22.5 度傾いたせん断変形に対して対象となった結晶粒がせん断変形に抵抗を示していることを意味する。Fig. 4-28 の結晶粒径 7.5 μm のデータに対して、結晶粒径が小さくなると結晶粒が抵抗示すパンチストロークに対する角度が変化することがわかった。

Fig. 4-29(d)の図中矢印で示した結晶粒は、Fig. 4-29(c)の Phase map で確認すると赤色のオーステナイト相であることがわかる。オーステナイト相で $[\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z]=[-1, 2, 0]$ 方向に変形抵抗を示す結晶粒のすぐ横には変形抵抗を示さない結晶粒が存在している。このことは、結晶粒が微細化したことで、せん断変形は変形抵抗を示さない結晶粒を辿りながら進んでいくと考えられる。変形抵抗が低い“弱い”結晶粒が距離を取らずに見つかることが、変形抵抗を均質化する要因になると考えられる。

以上ここまで Fig. 4-27 から Fig. 4-29 まで EBSD を用いてオーステナイト相の Schmid's factor を調査し、結晶粒径の違いによるせん断変形に対する抵抗状態の違いを明らかにした。せん断変形中にオーステナイト相は結晶配向によってせん断変形に対して抵抗を示し、結晶粒単位でせん断変形に抵抗を示すことが要因となり、結晶粒径が大きい 7.5 μm 材では結晶粒のせん断変形が不均質化しやすいことを明らかにした。一方で結晶粒径が小さい 3.0 μm 材では、結晶粒が微細化することでオーステナイト相としてせん断変形に抵抗を示す結晶粒が表れても、距離を置かずせん断変形に対して変形抵抗が低い“弱い”結晶粒が存在するため、せん断変形は均質化して進んでいくことを見出した。

このことを、簡易的に図示すると、Fig. 4-30 に示すように結晶粒が小さくなるにつれて結晶方位の影響は小さくなると言える。したがって、Fig.3-15 において結晶粒径 7.5 μm 材の破断開始位置が加工開始時から結晶粒が微細化した 2 材料よりも大きいことや、Fig. 4-11 でクリアランス 5 % (5 μm) 時に結晶粒径 7.5 μm 材の破断開始位置が最も不安定であることの原因の 1 つには、結晶方位の影響があると言える。

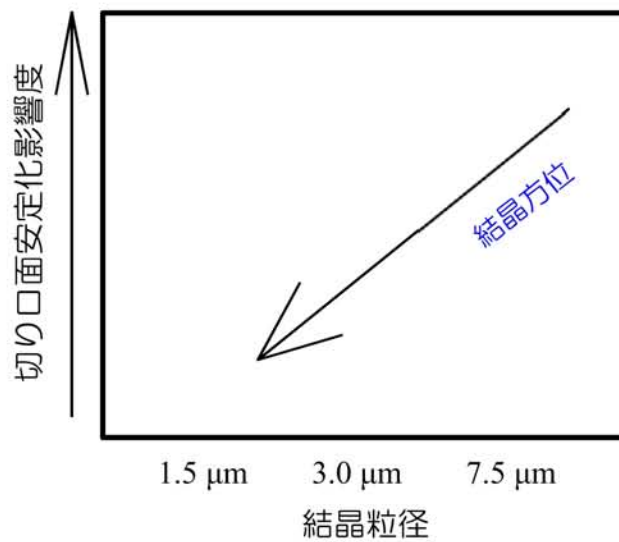


Fig. 4-30 Influence on grain size in stability of sheared surface

4. 4. 5 加工誘起マルテンサイト相の加工影響評価

結晶粒径と加工誘起マルテンサイト相の分布状態が破断開始位置の安定化に与える影響を調査するため(Fig. 4-31), パンチ挿入量 15 μm (Fig. 4-13), パンチ挿入量 30 μm (Fig. 4-16), せん断加工後(Fig. 4-19)の IQ+Phase map のデータから, パンチストロークを縦軸に取り, 各ストロークにおける α' phase の測定ポイント数を横軸として定量化した. Fig. 4-32 にクリアランス 2.5 % (2.5 μm) の調査結果を示し, Fig. 4-33 はクリアランス 5.0 % (5.0 μm), Fig. 4-34 にはクリアランス 10.0 % (10.0 μm) のデータを示した. 表示した結果は Fig. 4-13, 16, 19 で表示した試料に対応している.

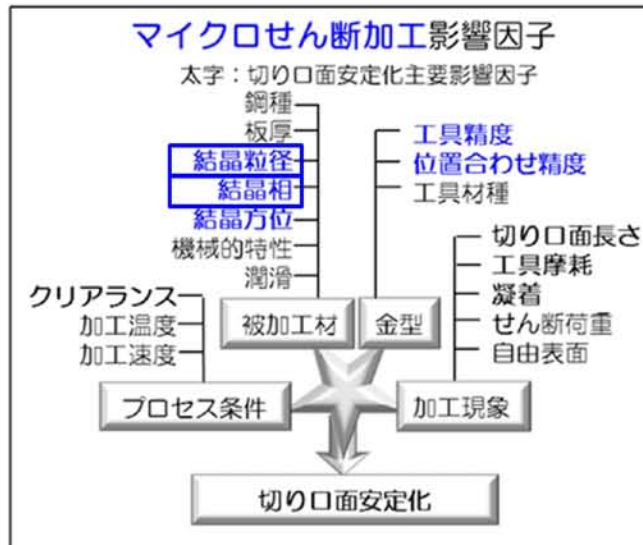


Fig. 4-31 Influence factors of micropunching between grain size and grain phase

Fig. 4-32~34 では共通して, パンチ挿入量 15 μm の α' phase 数よりもパンチ挿入量 30 μm の α' phase のカウント数が多くっており, せん断加工の進展に伴い α' phase が増加していることがわかる. せん断加工後は測定ピッチの違いはあるがせん断した材料が無くなるため, α' phase 数は減少している. 結晶粒径による α' phase カウント数の違いとしては, 特にパンチ挿入量 30 μm 時の結晶粒径 7.5 μm 材のパンチストローク方向に対する α' phase 数のばらつきが大きいことがわかる. Fig. 4-16(c), Fig. 4-19(c)で確認できた結晶粒径 7.5 μm 材の α' phase と γ phase の境界部における断続的な α' phase の分布状態が定量化されている. α' phase 単独では, Fig. 4-23 に示したように 0.2%耐力が 1.8 GPa, 伸びが 1.2%の状態となるため, オーステナイト相とのせん断変形強度や結晶粒の破断開始は整わなくなると考えられる.

そこで, せん断する材料とせん断して穴になる部分にせん断変形が加わり, 破断開始前の結晶粒の変形状態を捉えたパンチ挿入量 30 μm における, α' phase のパンチストローク方向における分布のばらつきを詳細に調査するため, Fig. 4-35 に示すようにパンチストローク 45 μm ~85 μm の範囲について, α' phase のカウント数の標準偏差(σ)を求めた. この調査結果を Fig. 4-36 に示す.

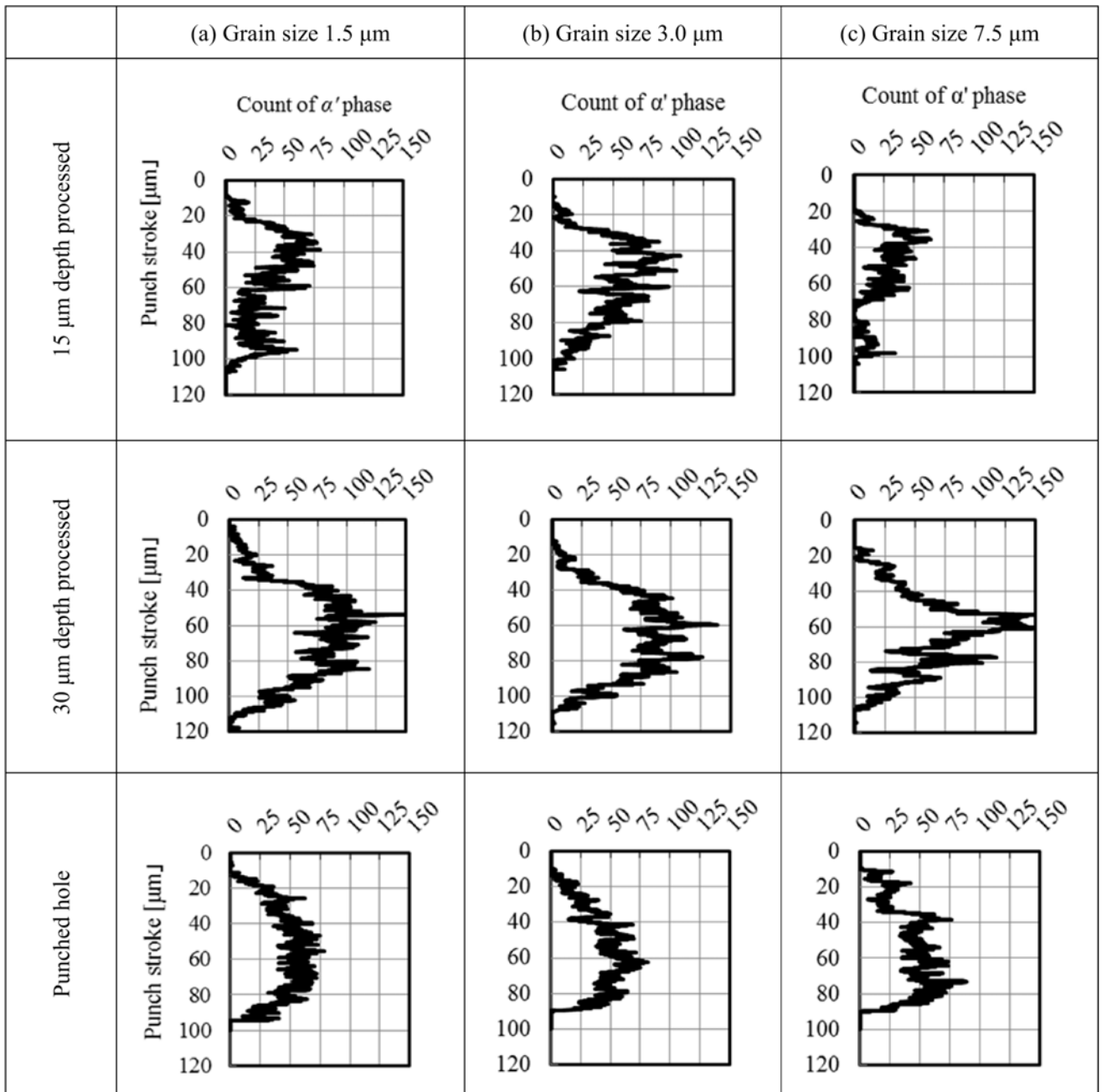


Fig. 4-32 Count of α' phase in clearance 2.5 % (2.5 μm)

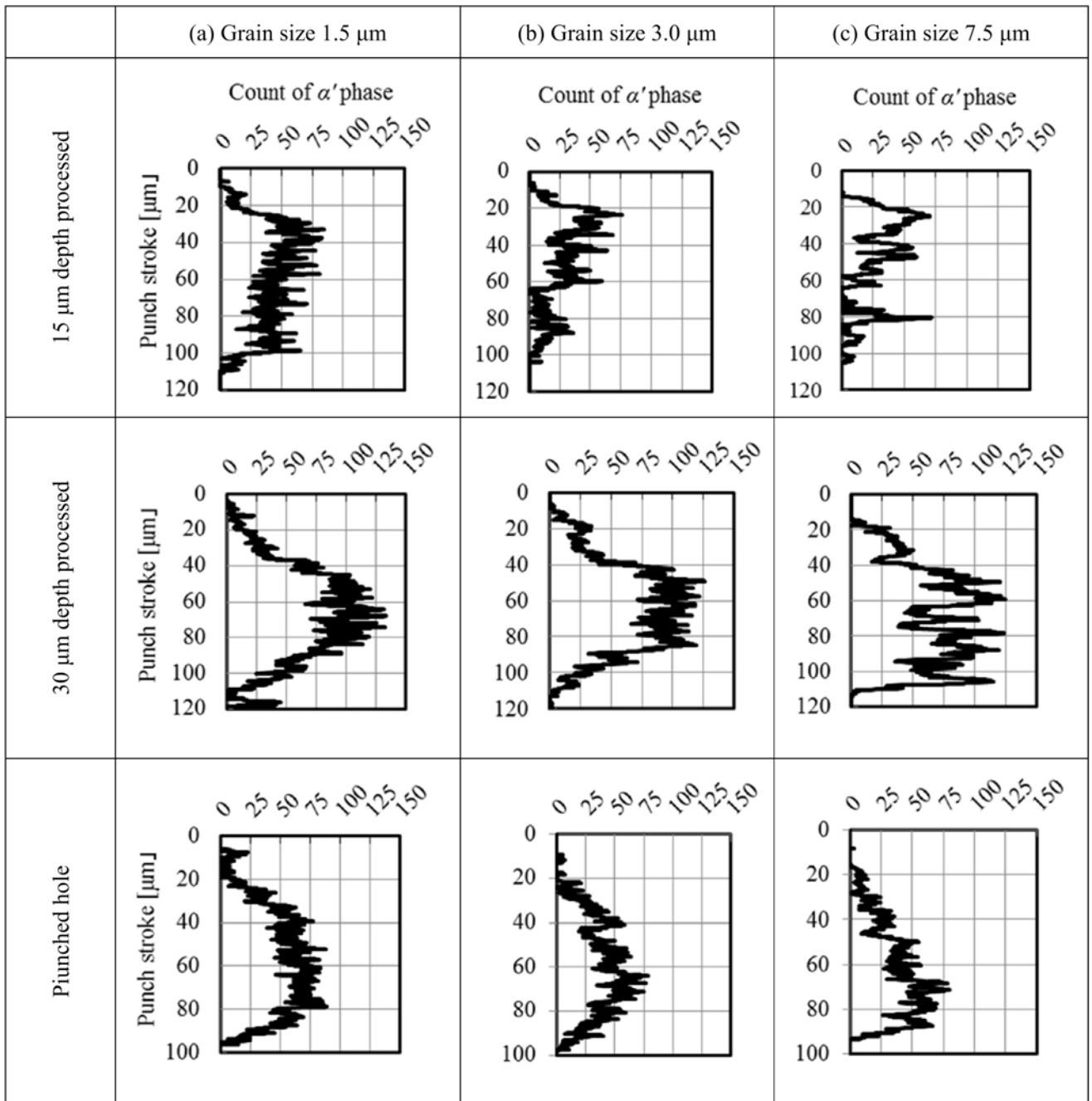


Fig. 4-33 Count of α' phase in clearance 5.0 % (5.0 μm)

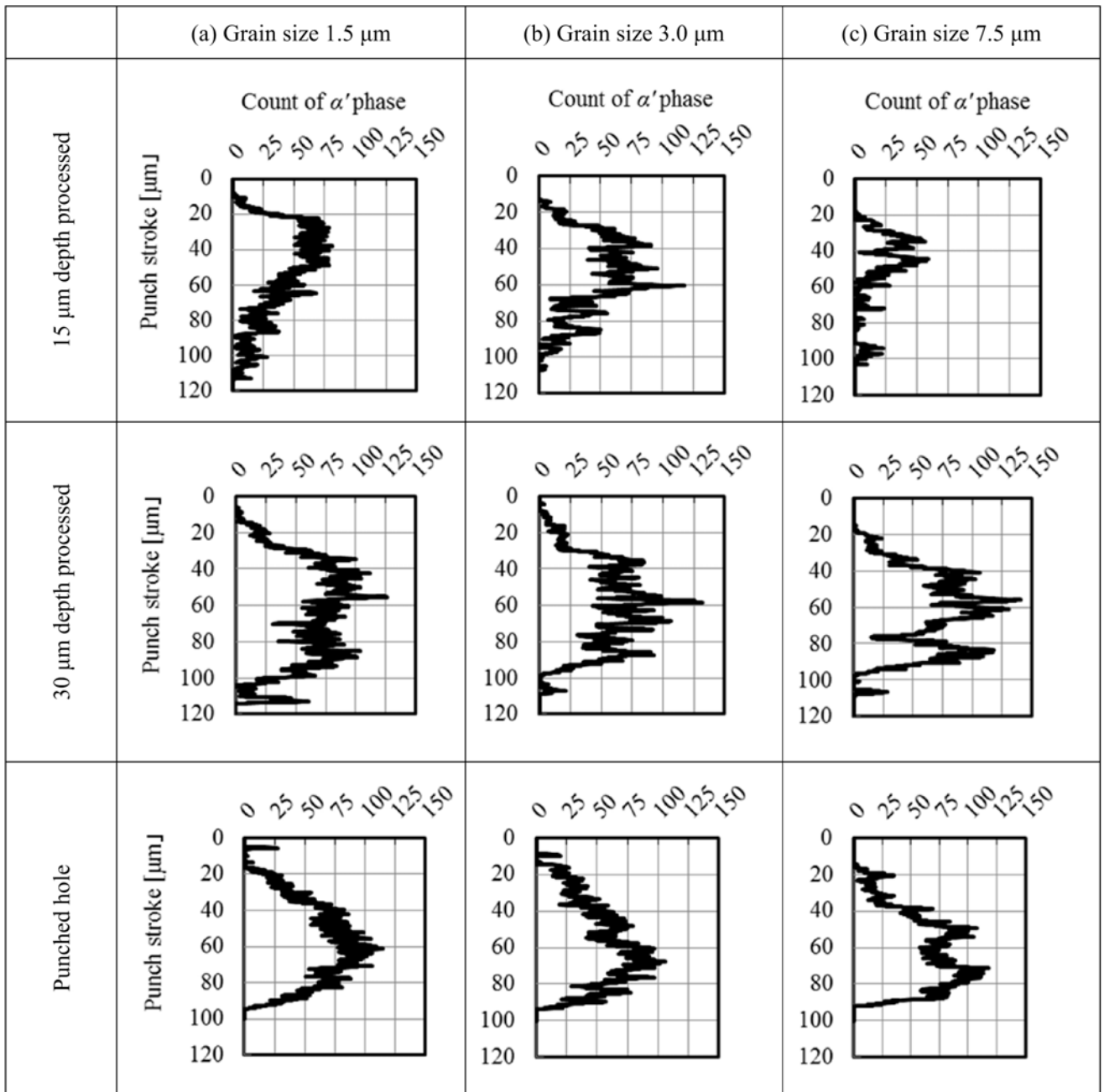


Fig. 4-34 Count of α' phase in clearance 10.0 % (10.0 μm)

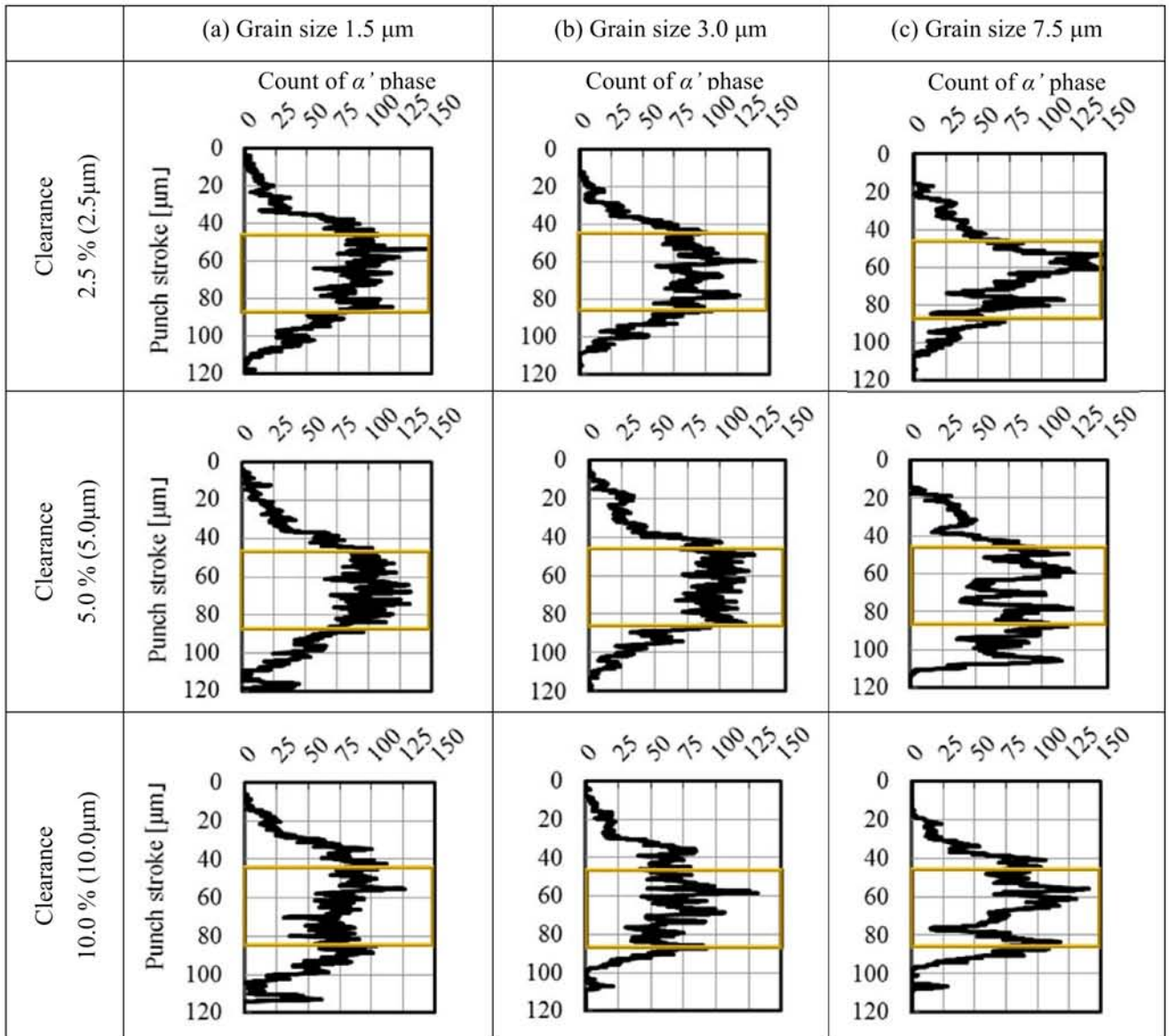


Fig. 4-35 Count of α' phase at 30 μm depth processed samples

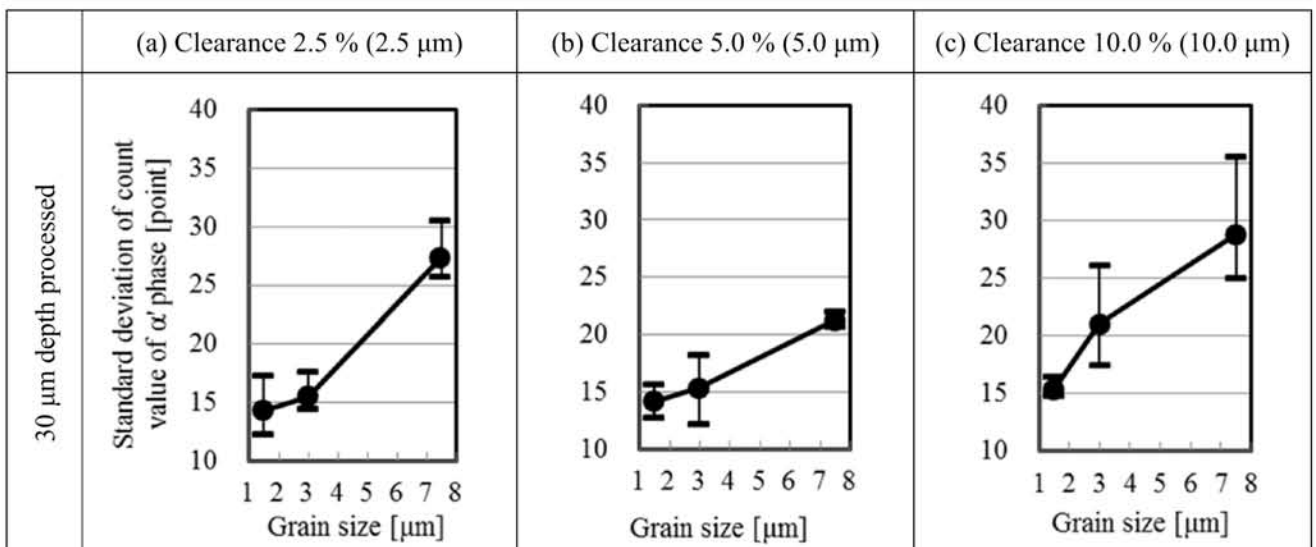


Fig. 4-36 Standard deviation of count value of α' phase from 45 μm to 85 μm punch strokes (σ)

Fig. 4-36 からクリアランスに関わらずパンチストローク方向に対する加工誘起マルテンサイト相分布の標準偏差(σ)は、結晶粒径が $7.5\ \mu\text{m}$ と大きい場合にばらつきが大きく、結晶粒径が $3.0\ \mu\text{m}$, $1.5\ \mu\text{m}$ と小さくなるにつれて直線的に小さくなっている。このことは、連続加工の中で一定のストローク位置で材料が破断を開始する条件として、加工誘起マルテンサイト相の有無によって破断開始が整わなくなることの意味すると考えられる。したがって、Fig.3-15 において結晶粒径 $7.5\ \mu\text{m}$ 材の破断開始位置が加工開始時から結晶粒が微細化した 2 材料よりも大きいことや、Fig. 4-11 でクリアランス $5\ \%$ ($5\ \mu\text{m}$)時に結晶粒径 $7.5\ \mu\text{m}$ 材の破断開始位置が最も不安定であることは、加工誘起マルテンサイト相の分布が影響したと考えることができる。したがって、Fig.4-30 に示した切り口面安定化要素には、新たに加工誘起マルテンサイト相分布の影響が加わることとなる(Fig.4-37)。

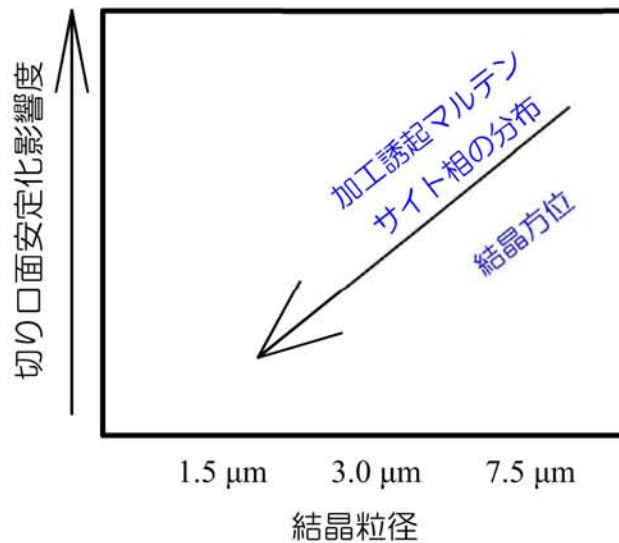


Fig. 4-37 Influence on grain size in stability of sheared surface added at distribution of strain-induced martensitic phase

Fig. 4-32～34 で、パンチストローク方向の α' phase カウント数の総和を求めれば、測定範囲内での加工誘起マルテンサイト相の分布面積を求めることができる。加工誘起マルテンサイト相の面積が増えれば、結晶粒の破断は Fig. 4-23 から脆性的になると考えられる。Fig.4-38 にパンチ挿入量が $15\ \mu\text{m}$ からせん断加工後まで、各結晶粒とクリアランスで試料数 3 ヶの α' phase カウント数総和の平均値とエラーバーを示した。

Fig.4-38 図中のパンチ挿入量 $15\ \mu\text{m}$ 位置では、 α' phase カウント数はクリアランスと結晶粒径によって変化し、概ね結晶粒径 $1.5\ \mu\text{m}$ 材の α' phase カウント数が結晶粒径 $7.5\ \mu\text{m}$ 材よりも多いことがわかる。パンチ挿入量 $30\ \mu\text{m}$ 位置では、結晶粒径 $3.0\ \mu\text{m}$ 材と結晶粒径 $7.5\ \mu\text{m}$ 材がほぼ同等な値となり、結晶粒径 $1.5\ \mu\text{m}$ 材は結晶粒径 $7.5\ \mu\text{m}$ 材に対して同等以上となっている。せん断加工した穴の α' phase カウント数総和は、結晶粒径 $1.5\ \mu\text{m}$ 材が最大値を取ることがわかる。クリアランスが $10\ \%$ ($10\ \mu\text{m}$)まで拡大すると結晶粒径による影響は薄れ、3 結晶粒径が似通った値を取っている。クリアランス $5\ \%$ ($5\ \mu\text{m}$)以下の条件で結晶粒径 $3.0\ \mu\text{m}$ 材の α' phase カウント数の総和が結晶粒径 $1.5\ \mu\text{m}$ 材の総和よりも小さくなる理由を Fig. 4-38 だけでは説明ができない。

結晶粒径 $1.5\ \mu\text{m}$ 材の α' phase カウント数総和が増える原因としては、Fig. 4-1 で示した結晶粒径が小さ

くなると加工誘起マルテンサイトの占有率が増すことと対応していると考えられる。この理由としては結晶粒径が小さくなると結晶粒内部を動く転位の移動距離も短くなり、相当塑性ひずみを一定として考えた場合にはより多くの転位が活動しなければならなくなるため、結晶粒径が小さくなると加工誘起マルテンサイト変態量が増えると考えられる。しかしながら、切り口面の安定化に向けては Fig. 4-39 に示すように、結晶粒が小さくなるのに伴って影響度が増す要素を特定していく必要がある。

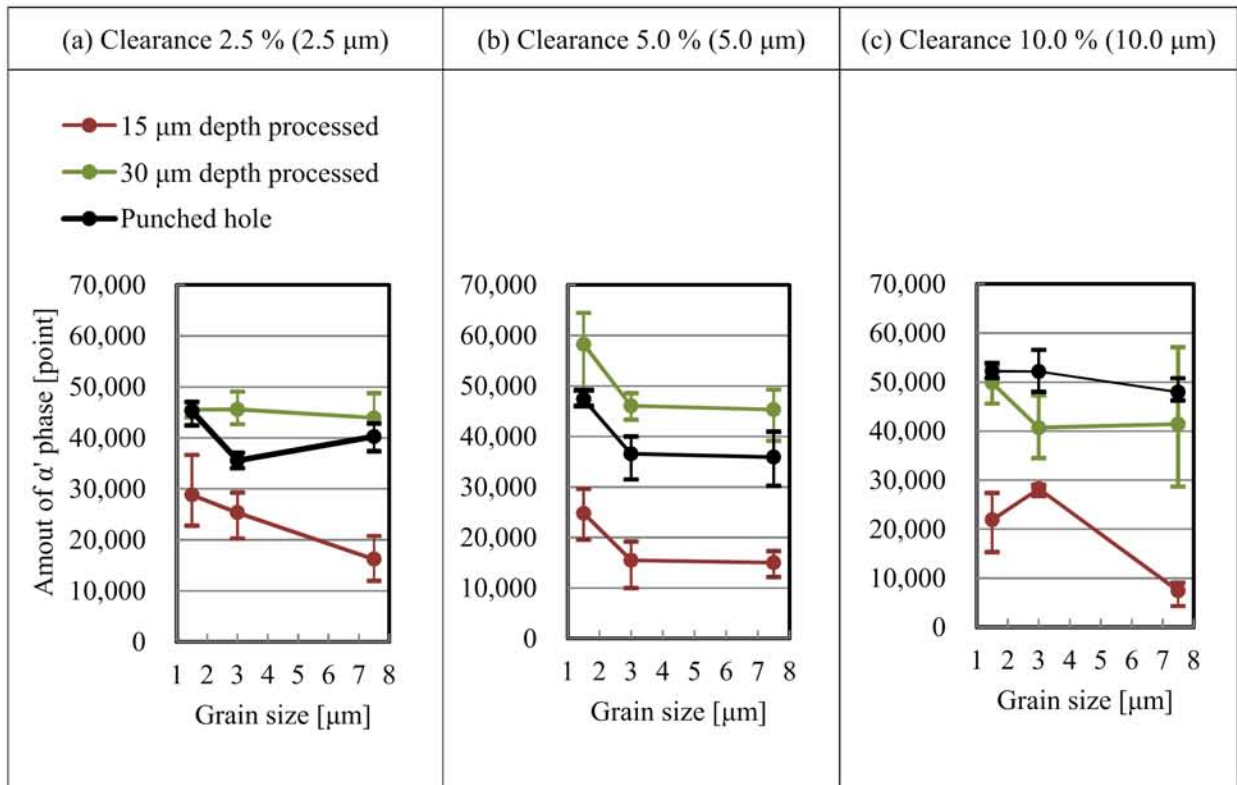


Fig. 4-38 Total amount of count of α' phase

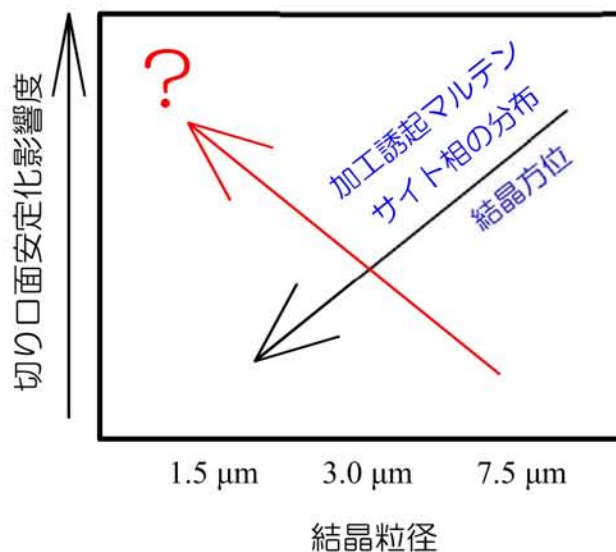


Fig. 4-39 Influence on grain size in stability of sheared surface related with increasing factor

4. 5 穴の円周方向における加工影響評価結果

ここまで4.4項において、パンチ挿入方向における結晶粒径と結晶方位や結晶相が穴の切り口面、特に破断開始位置の安定性に与える影響を解析した。破断開始位置の安定化には、結晶粒が破断に至るまでのせん断変形過程が整うことが必要になることを Fig. 4-22 によって述べ、4.4.4 項においてオーステナイト相がせん断変形与える影響や、4.4.5 項では加工誘起マルテンサイト相の分布状態が結晶粒径に対応して切り口面の安定化に影響することを明らかにした。4.4.5 項ではさらに、結晶微細 1.5 μm 材では、加工誘起マルテンサイト相の占有率が増えることを明らかにし、破断開始位置安定化において加工誘起マルテンサイト占有率の増加によって、結晶粒の破断形態が脆化することが考えられた。

そこで本項では、Fig. 4-4 で示した破断側から 20 μm 位置まで試料を研磨した板厚方向断面の試料を EBSD によって解析し、加工誘起マルテンサイト相と結晶方位差の関係を明らかにすることとした。結晶粒径が小さくなった場合の加工誘起マルテンサイト相の占有率増加の状況を把握することで、破断開始位置が不安定化する要因を特定することを目指すこととした。

Fig. 4-40 に加工誘起マルテンサイト相の板厚方向断面の評価結果を示す。Phase map から穴の円周方向における加工誘起マルテンサイト相の分布状態が明らかとなった。Fig. 4-40(a)結晶粒径 1.5 μm 材では加工誘起マルテンサイト相が、結晶粒が微細化したパンチ円周方向にほぼ均等な厚みを持って存在している。Fig. 4-40(b)結晶粒径 3.0 μm 材では加工誘起マルテンサイト相の厚みは結晶粒径 1.5 μm 材に対して薄くなっている。穴の円周方向に対する加工誘起マルテンサイト相の分布は結晶粒径 1.5 μm に対して不均質化している。Fig. 4-40(c)結晶粒径 7.5 μm 材では、加工誘起マルテンサイト相の穴の円周方向への厚さは平均して結晶粒径 3.0 μm 材と同程度である。穴の円周方向に対する加工誘起マルテンサイト相とオーステナイト相の境界部は、結晶粒径 3.0 μm 材に増して不均質となっている。Fig. 4-36 で示した結晶粒径によって加工誘起マルテンサイト相分布がせん断変形を不均質化することが、穴の板厚方向断面でも起きている様子を捉えた。

Fig. 4-40 図中で、穴の中心を通るパンチストローク 65 μm から 75 μm の範囲を A-A' 断面として加工誘起マルテンサイト相のポイント数を合計した(Fig. 4-39(d)~(f))。この図からも穴の円周方向における加工誘起マルテンサイト相の厚みは、結晶粒径 1.5 μm 材が厚く(Fig. 4-39(d))、3.0 μm 材(Fig. 4-39(e))と 7.5 μm 材(Fig. 4-39(f))が薄いことがわかる。3 ヶの試料の測定値から、測定範囲全体で加工誘起マルテンサイトの測定ポイント数の総和を求め、平均値で表した値(Fig. 4-39(g))を見ても、結晶粒径 1.5 μm 材の 40,000 ポイントに対して、3.0 μm 材と 7.5 μm 材は 30,000 ポイント程度と 25%程度値が低い。結晶粒径 1.5 μm 材は加工誘起マルテンサイト化しやすいことが定量化できた。しかしながら、結晶粒径 3.0 μm 材の加工誘起マルテンサイト相のポイント数が、結晶粒径 7.5 μm 材よりも結晶粒が微細化しているにも関わらず結晶粒径 7.5 μm 材と同等程度の値を示す原因は判別できない。

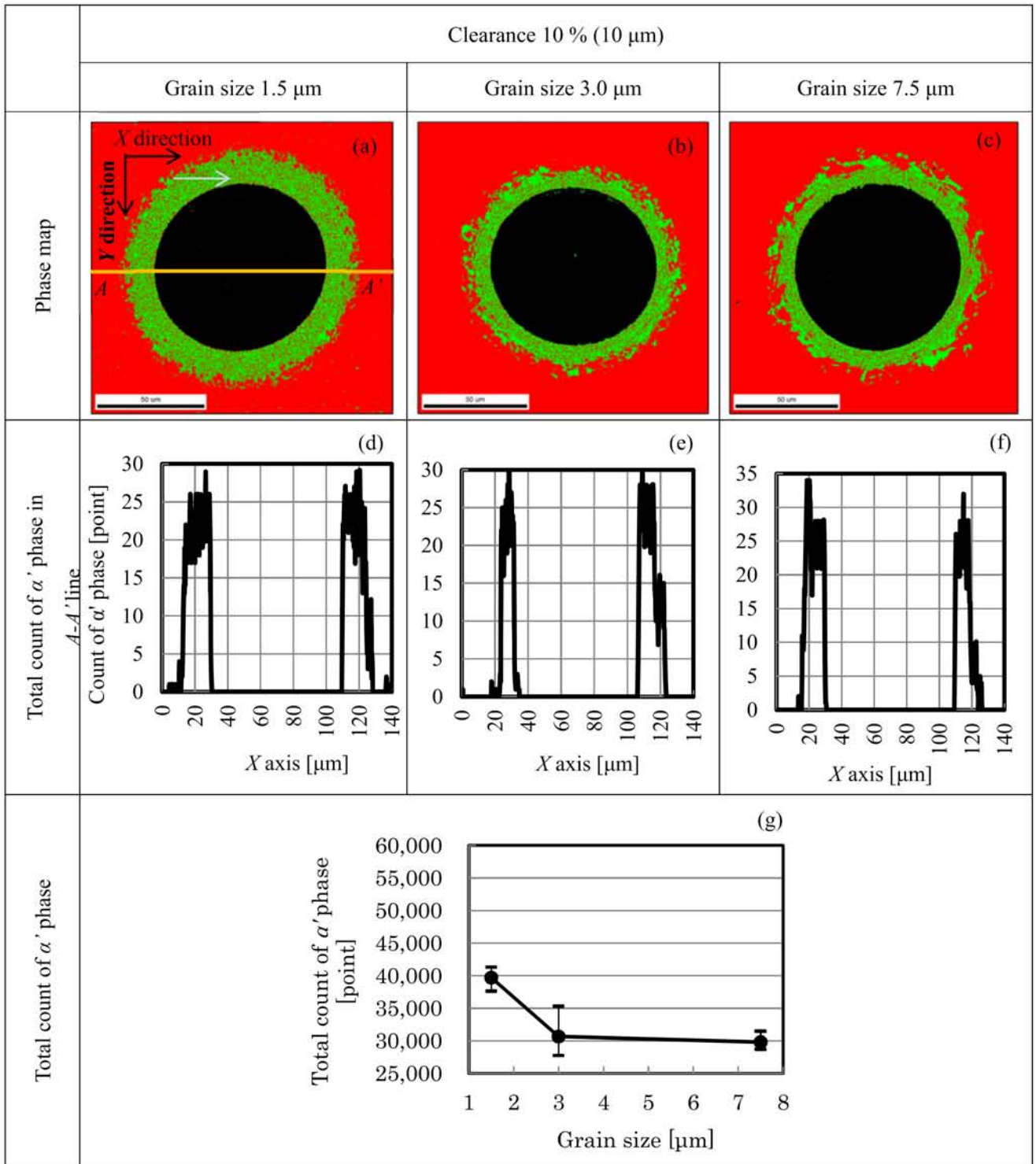


Fig. 4-40 Strain induced martensitic analysis in cross section of thickness direction

続いて Fig. 4-41 に板厚方向断面の結晶方位差評価結果を示す。KAM map から穴の円周方向における結晶方位差の分布状態を明らかにした。Fig. 4-41(a)結晶粒径 1.5 μm 材では、結晶方位差が 5 度程度生じた赤色の部分が穴の円周方向に広がっている。赤色部分の大部分は Fig. 4-39(a)から加工誘起マルテンサイトであると考えられ、Fig. 4-22 で示した加工誘起マルテンサイトにせん断変形が加わり、結晶方位差が 5 度程度生じた部分であるため、加工誘起マルテンサイトの結晶相状態で結晶粒が破断し、脆性的に破断する領域になると考えられる。結晶粒径 1.5 μm 材では、結晶方位差が 2 度程度生じた黄緑色の領域がほとんど見られない特徴が表れた。

Fig. 4-41(b)結晶粒径 3.0 μm 材では、結晶方位差が 5 度程度生じた領域が結晶粒径 1.5 μm 材よりも減少している。代わりに結晶方位差が 2 度程度生じている領域が増加している。この結晶方位差が 2 度程度の領域は Fig. 4-40(b)から、オーステナイト相であることがわかる。せん断変形を受けたオーステナイト相の結晶粒が加工硬化した状態であると考えられる (Fig. 4-22)。

Fig. 4-41(c)結晶粒径 7.5 μm 材では、結晶粒径 3.0 μm 材と同様に、穴の周囲に結晶方位差 5 度程度生じた赤色の領域で、その外側に黄緑色の結晶方位差が 2 度程度生じた領域が広がっている。黄緑色の結晶方位差 2 度程度の領域は結晶粒径 3.0 μm 材に対して若干拡大している。

Fig. 4-41 図中で穴の中心を通るパンチストローク 65 μm から 75 μm の範囲を A-A' 断面として、結晶方位差を X 軸方向に合計して Fig. 4-41(d)~(f)に表した。この図から穴の円周方向における結晶方位差の分布状況が明らかとなり、結晶粒径 1.5 μm 材は結晶方位差の合計が 50 度以上となる領域の X 軸方向における幅が厚い(Fig. 4-41(d))。結晶粒径 3.0 μm 材(Fig. 4-41(e))と 7.5 μm 材(Fig. 4-41(f))では、この部分の厚さが結晶粒径 1.5 μm 材に対して薄いことがわかる。

Fig. 4-41(g)では、結晶方位差が 5 度程度生じた箇所を他の部分と層別するため、結晶方位差 5 度の角度を 4 分割して、最も値が高くなる結晶方位差 3.75 度~5 度の値を示した測定ポイントを観察視野内で合計した。この結果から結晶粒径 1.5 μm 材で結晶方位差が 3.75 度~5 度を示した測定ポイントは約 48,000 ポイントとなった。Fig. 4-40(g)で結晶粒径 1.5 μm 材が加工誘起マルテンサイト化したポイント数は約 40,000 ポイントであり、8,000 ポイント結晶方位差の測定値の方が多く計測された。この差は、オーステナイト相で結晶方位差が 3.75 度~5 度生じた部分の値が含まれると考えることができる。結晶粒径が 3.0 μm になると、結晶方位差が 3.75 度~5 度を示した測定ポイントは約 34,000 ポイントとなり、Fig. 4-40(g)で結晶粒径 3.0 μm 材が加工誘起マルテンサイト化したポイント数は約 30,600 ポイントであり、3,400 ポイント結晶方位差の測定値の方が多く計測された。結晶粒径が 1.5 μm から 3.0 μm に変化して 48,000 ポイントから 30,600 まで 36%減少する結果となった。結晶粒径 7.5 μm 材で結晶方位差が 3.75 度~5 度を示した測定ポイント数は結晶粒径 3.0 μm 材とほぼ変化は無い。

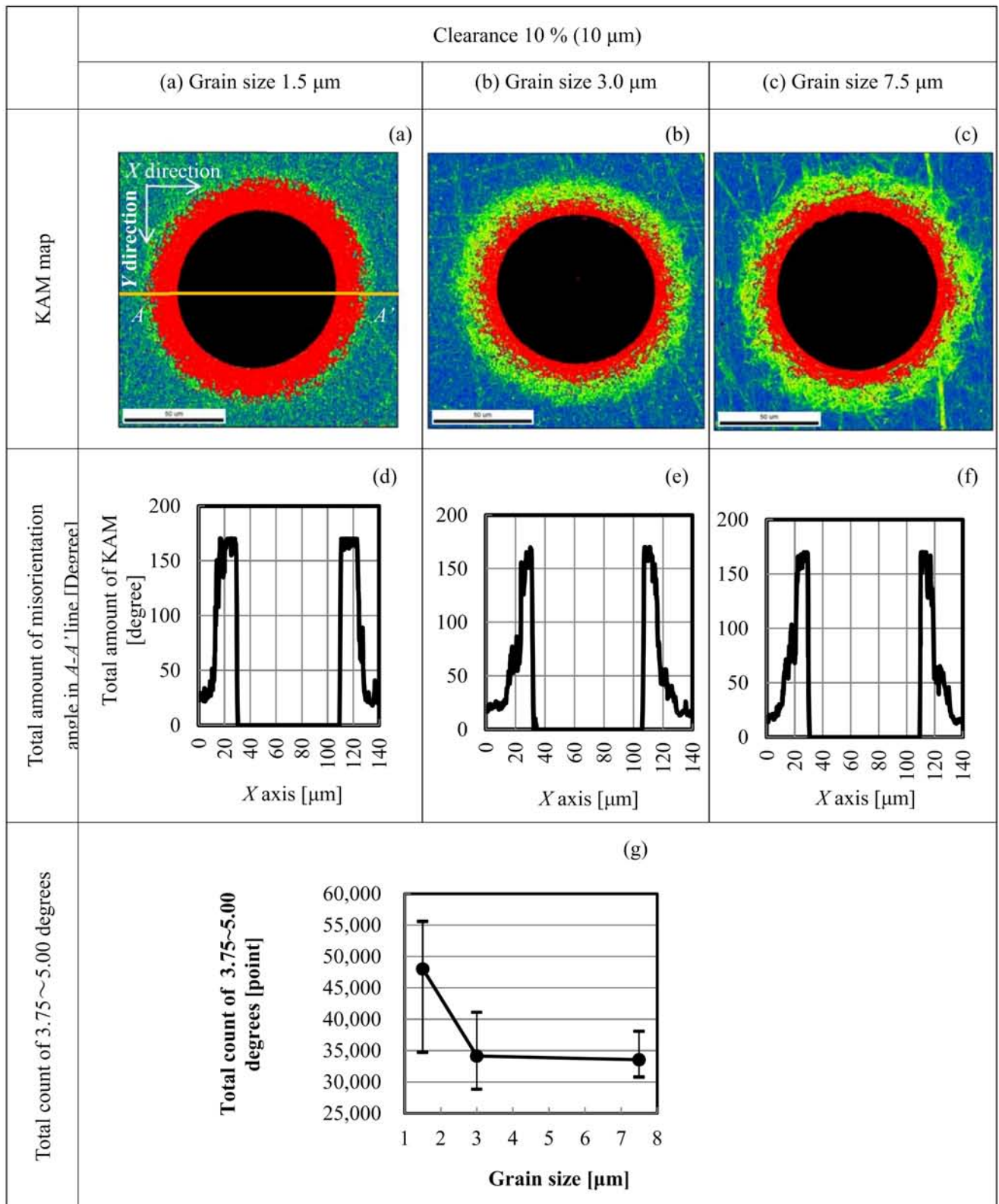


Fig. 4-41 Misorientation angle analysis in cross section of thickness direction

ここまで Fig. 4-40 と Fig. 4-41 から、穴の板厚方向断面における加工誘起マルテンサイト相と結晶方位差の分布状態を調査し、結晶粒径 1.5 μm 材では、加工誘起マルテンサイト相が穴の円周方向に厚くなり結晶方位差が 5 度程度となる領域が穴の円周方向に広がっていることを明らかにした。この加工誘起マルテンサイト相の穴の円周方向への厚さと、結晶方位差の分布状態を比較するため、Fig.4-40(d)~(f)と Fig. 4-41(d)~(f)で、穴の左側部分のみを拡大して各結晶粒で比較した図を Fig. 4-42 に示す。

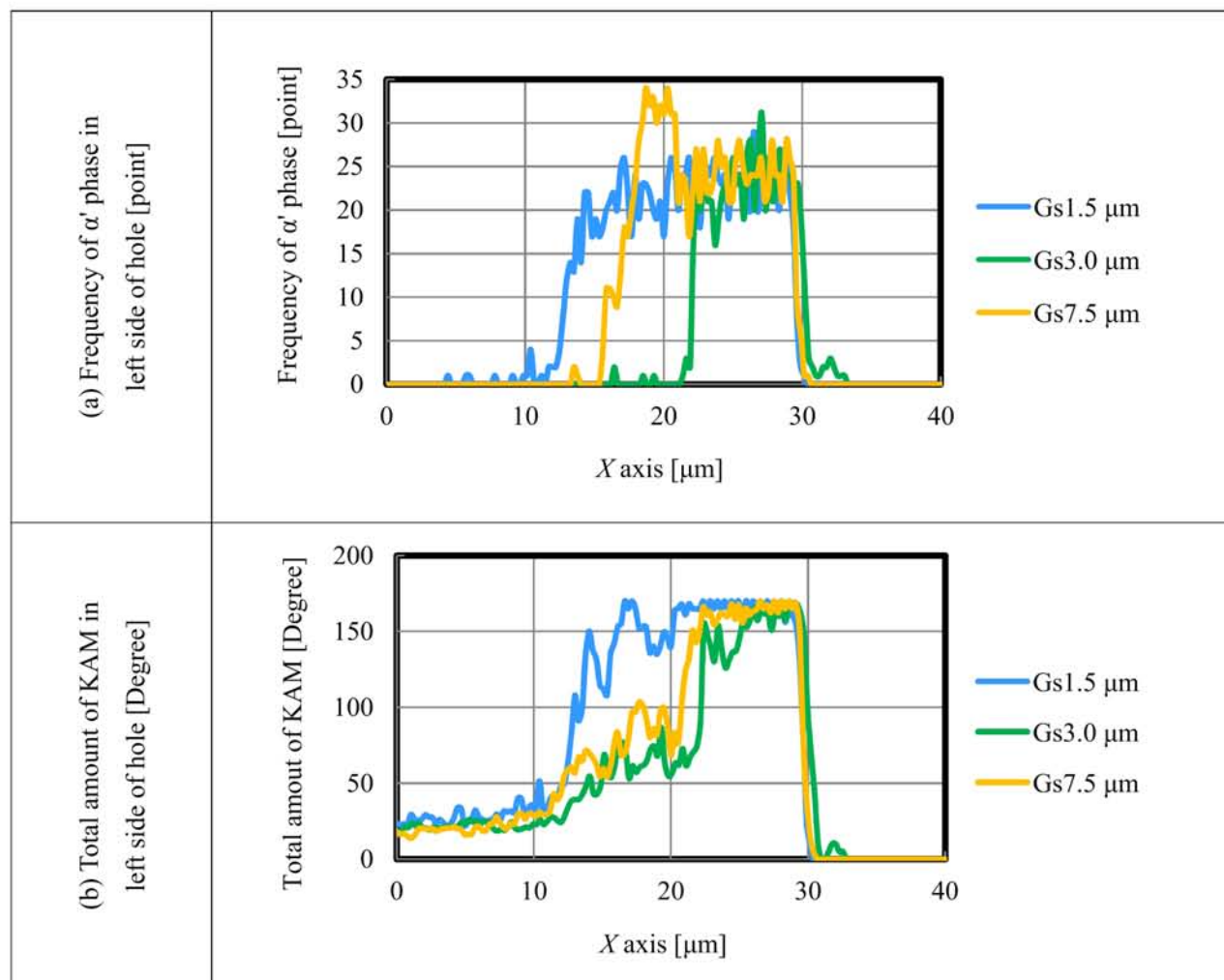


Fig. 4-42 Difference between total amount of KAM and frequency of α' phase in left side of hole

Fig. 4-42(a)から加工誘起マルテンサイト相の穴の円周方向への厚さは、結晶粒径 3.0 μm 材が X 軸方向に 22 μm から 30 μm の範囲までがほぼ全量が加工誘起マルテンサイト化した領域となっており、他の 2 結晶粒径に対して最も薄いことがわかる。この部分を Fig. 4-42(b)で見ても、X 軸方向に 22 μm から 30 μm の範囲までが結晶方位差が高い領域となっている。X 軸方向に 10 μm から 22 μm までの範囲は、オーステナイト相で結晶方位差が多少高くなった、加工硬化領域である。

結晶粒径 1.5 μm 材では、X 軸方向に 13 μm から 30 μm の範囲までが加工誘起マルテンサイト化して結晶方位差が多く生じた部分となっている。穴の円周方向に厚く、せん断変形が進んだ加工誘起マルテンサイト相が存在しており、この部分では破断が任意位置で開始できると考えられる。

結晶粒径 7.5 μm 材では、X 軸方向に 16 μm から 30 μm の範囲までが加工誘起マルテンサイト化した部

分である。穴の円周方向への加工誘起マルテンサイト相の厚さは結晶粒径 1.5 μm 材と 3.0 μm 材の中間位置に位置している。

以上ここまで、Fig. 4-40～42 で穴の板厚断面を EBSD で調査し、穴の円周方向における加工誘起マルテンサイト相の厚さは、結晶粒径 1.5 μm 材が最も厚くなることが明らかとなった。各結晶粒では共通して、加工誘起マルテンサイト相で結晶方位差が 5 度程度と高い領域が穴の周囲に分布することが確かめられた。このことは、Fig. 4-22 で仮定した、結晶粒が破断するための 4 つの段階において、④で示した加工誘起マルテンサイトで結晶方位が 5 程度までせん断変形が加わった状態を経てから結晶粒が破断に至ると仮定したことが、実際のせん断加工で起きていることを実証できたと捉えられる。

穴の破断開始位置安定化における、穴の円周方向における加工誘起マルテンサイト相が厚くなることで、結晶粒の破断は、結晶方位差が 5 度程度生じた加工誘起マルテンサイト相の中で任意の位置で破断を開始できることとなる。穴の側面部と円周方向に深い場所で起こった破断とでは、破断の伝播の仕方も異なり、パンチストローク方向に一定位置で破断開始することもできず、穴の円周方向にも均質に破断を伝播できなくなると考えられる。一方、結晶粒径 3.0 μm では、オーステナイト相の加工硬化層が穴の円周方向に残るため、結晶粒が延性を残して破断を開始することができると考えられる。穴の側面で加工誘起マルテンサイト相が破断を開始し、穴の円周方向に薄いマルテンサイトの中で破断が伝播することで、パンチストローク方向にも一定のストロークで破断を開始する条件が整いやすくなると考えられる。

したがって、穴の切り口面安定化では穴の円周方向における加工誘起マルテンサイト相の厚さが破断開始位置の安定性を決定する要素になると言える。Fig. 4-43 に示すような形で結晶粒径によって切り口面の安定性が決まってくると考えられる。

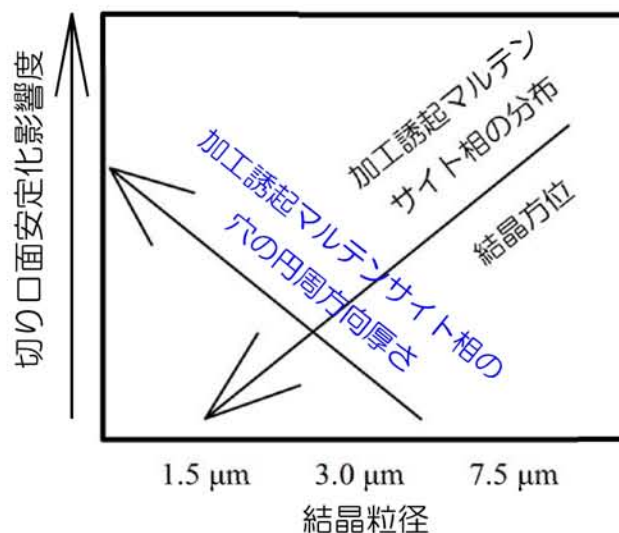


Fig. 4-43 Influence on grain size in stability of sheared surface added at thickness of strain-induced martensitic phase in circumferential direction

ここまでの調査では、結晶粒径 1.5 μm 材における穴の円周方向への加工誘起マルテンサイト相の厚さ

が、結晶粒径 3.0 μm 材に対して急激に増加する要因を考察できていない。詳細な調査は進められていないが、この現象は Fig. 4-1 で示した結晶粒径が小さくなると加工誘起マルテンサイトの占有率が高くなる現象が反映された結果であると考えられる。仮に Fig. 4-44 に示すように結晶粒径によって加工誘起マルテンサイト占有率が異なる場合には、せん断変形量を一定とした時の加工誘起マルテンサイト占有率は結晶粒径 1.5 μm 材が最も高くなると考えられる。この時、結晶粒径 3.0 μm 材の加工誘起マルテンサイト占有率は、結晶粒径 1.5 μm 材よりも低い。この加工誘起マルテンサイト占有率の差が、Fig. 4-44 の右側の図で 2 点鎖線に示した領域のように、せん断変形がオーステナイト相で加工硬化した状態となる(Gs 3.0 μm)か、加工誘起マルテンサイト変態する(Gs 1.5 μm)かを決定すると考えられる。この推察に対する実際の試料を用いた検証は今後の課題としたい。

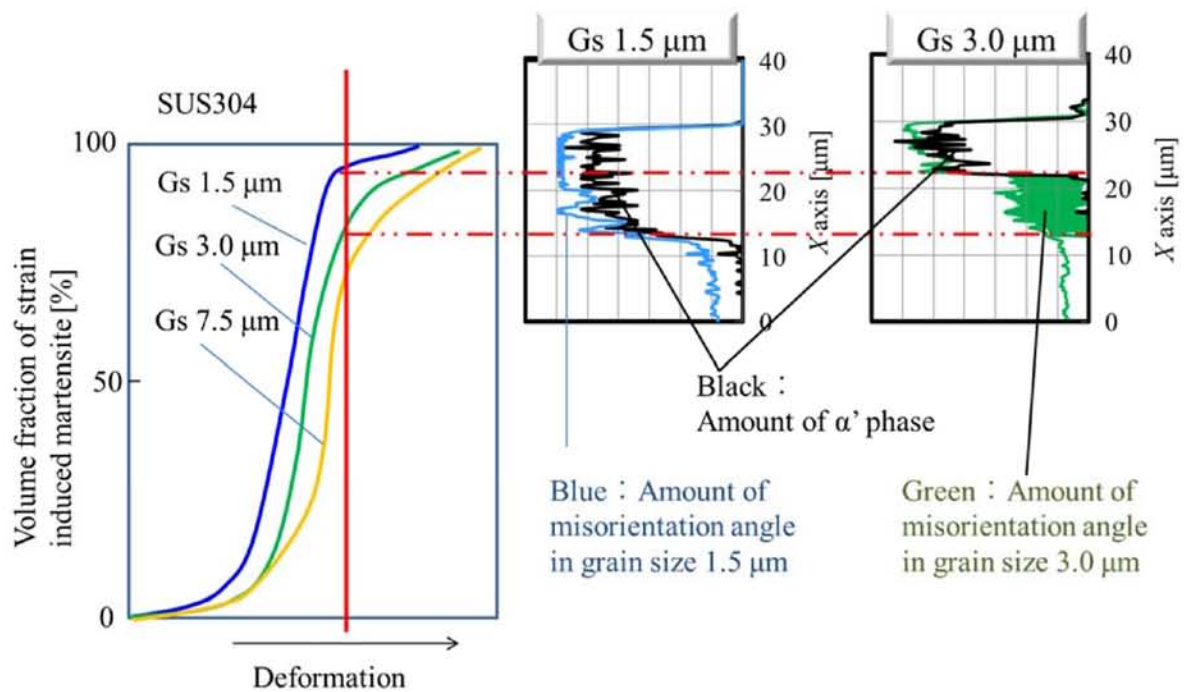


Fig. 4-44 Pattern diagram of volume fraction of strain induced martensitic and shear deformation

4. 6 考察

被加工材を SUS304 として、板厚 100 μm 、パンチ直径 80 μm の条件で、結晶粒径を一般的な 7.5 μm と結晶粒が微細化した 3.0 μm および 1.5 μm とした 3 条件で、クリアランスを 10 % (10 μm)、5 % (5 μm)、2.5 % (2.5 μm) の各条件でせん断加工を行った。この実験から材料の結晶粒径が切り口面の安定性に与える影響を調査した。この結果から、切り口面の安定性における破断開始メカニズムの解明を目指した。

切り口面の安定化において、材料の結晶粒径は大きな影響を与え、大きく 3 つの影響因子によって、破断開始位置の安定性が決まることを見出した (Fig. 4-45)。

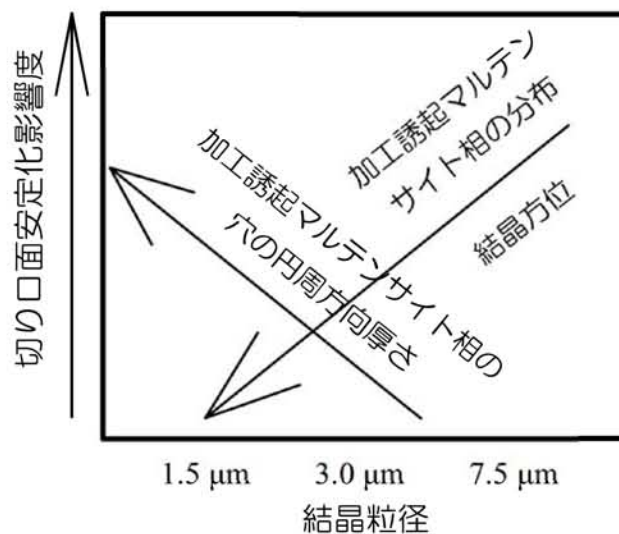


Fig. 4-45 Influence on grain size in stability of start point of fractured surface

結晶粒が破断に至るまでの過程では、結晶粒は Fig. 4-22 に示した 4 段階のせん断変形過程の内、少なくとも 2 段階を経て破断に至ると考えられた。母相のオーステナイト相でせん断変形開始前の第 1 段階、オーステナイト相で加工硬化が進んだ第 2 段階、無拡散のせん断変態によって加工誘起マルテンサイト相化する第 3 段階、そして加工誘起マルテンサイトがせん断変形を受けた第 4 段階の各状態が穴の加工影響層に混在する様子を EBSD によって可視化と定量化を図った。

Fig. 4-45 に示した各影響因子について、結晶粒のせん断変形状態を Fig. 4-46 に模式化した。結晶粒径が最も大きい 7.5 μm 材では、オーステナイト相と加工誘起マルテンサイト相の混在領域 (ピンク色) で結晶粒単位でせん断変形に抵抗を示す結晶粒が存在した。オーステナイト相の結晶粒の方位と、加工誘起マルテンサイト相の分布状態によって結晶粒の変形抵抗が揃わないことが、結晶粒の破断をパンチストローク方向と穴の円周方向で同時に開始することができない原因と考えられた。

結晶粒径が最も小さい 1.5 μm 材では、図中 W1 で示した、加工誘起マルテンサイトがせん断変形を受けた結晶粒 (赤色) が穴の円周方向に厚く広がり、且つパンチストローク方向にも加工誘起マルテンサイト相でせん断変形が進んだ結晶粒が存在することで、結晶粒の破断は Fig. 4-23 に示すように伸びがわずかに 1.2 % となり脆性的に破断する。一定以上のせん断変形が加わった加工誘起マルテンサイト相が任意の位置で破断を開始するため、破断開始位置はパンチストローク方向にも穴の円周方向にも不均一となる。

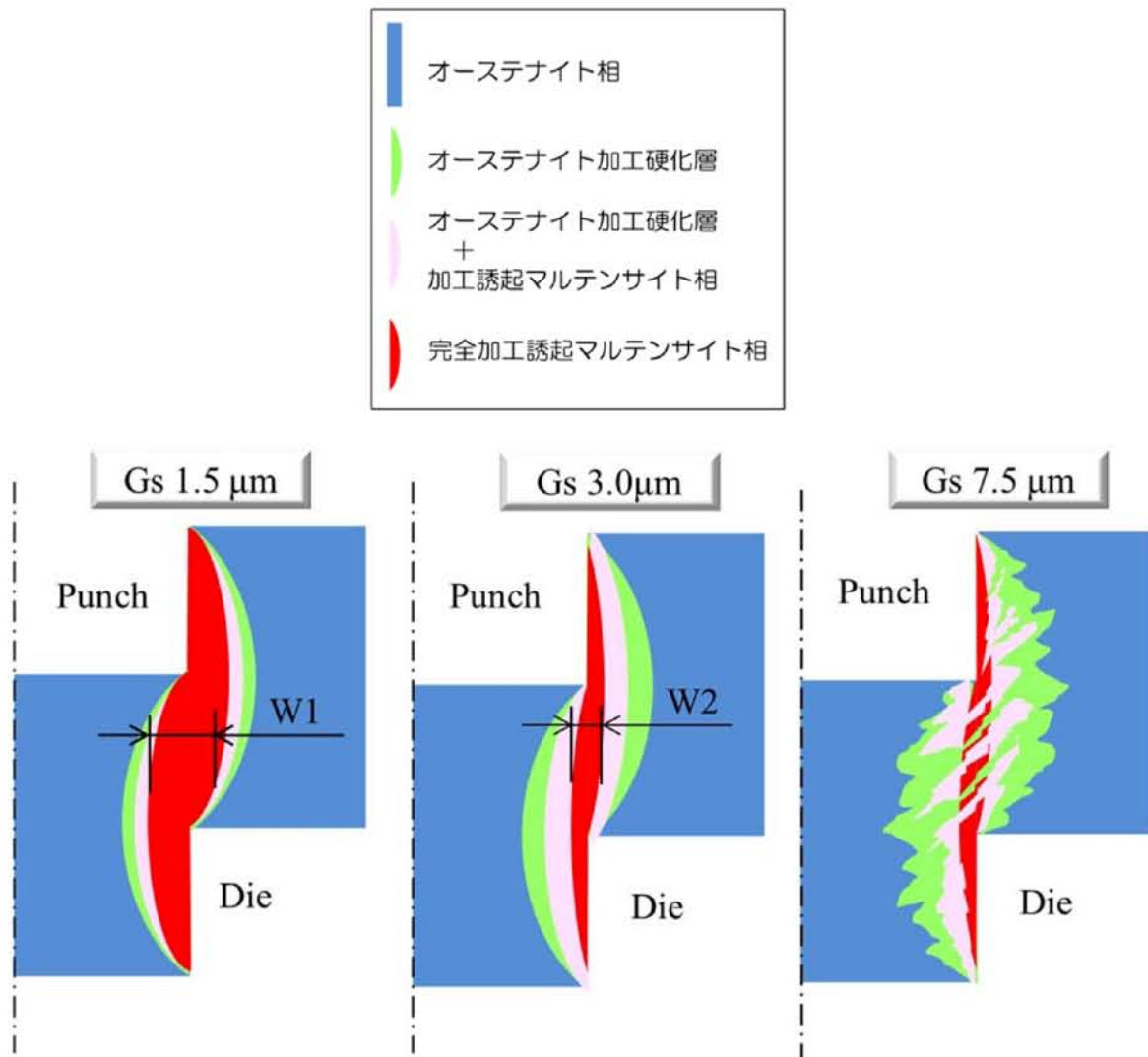


Fig. 4-46 Pattern diagram of grain deformation in shear deformation

結晶粒径 3.0 μm 材では、Fig. 4-46 で W2 として示したように、マイクロな結晶粒の変形形態として、加工誘起マルテンサイト相でせん断変形が進んだ結晶粒(赤色)は穴の円周方向に薄く保たれ、オーステナイト加工硬化層と加工誘起マルテンサイト相の混在領域(ピンク色)が残る。オーステナイト加工硬化層が穴の円周方向に存在することで、結晶粒の破断は延性的な特性を残すことができる環境が整う。マクロなせん断変形の影響である、結晶方位の影響や加工誘起マルテンサイト相の分布状態は、結晶粒が微細化することで影響を緩和できる。これらのマイクロな結晶粒のせん断変形形態と、マクロな結晶粒のせん断変形形態が最適化する結晶粒径が、3 結晶粒径の中では結晶粒径 3.0 μm であると言える。EBSD による解析結果と Fig. 4-46 の模式図を Fig. 4-47 で重ねあわせて見てもマイクロとマクロのせん断変形形態が最適化している様子を定性的に理解できる。

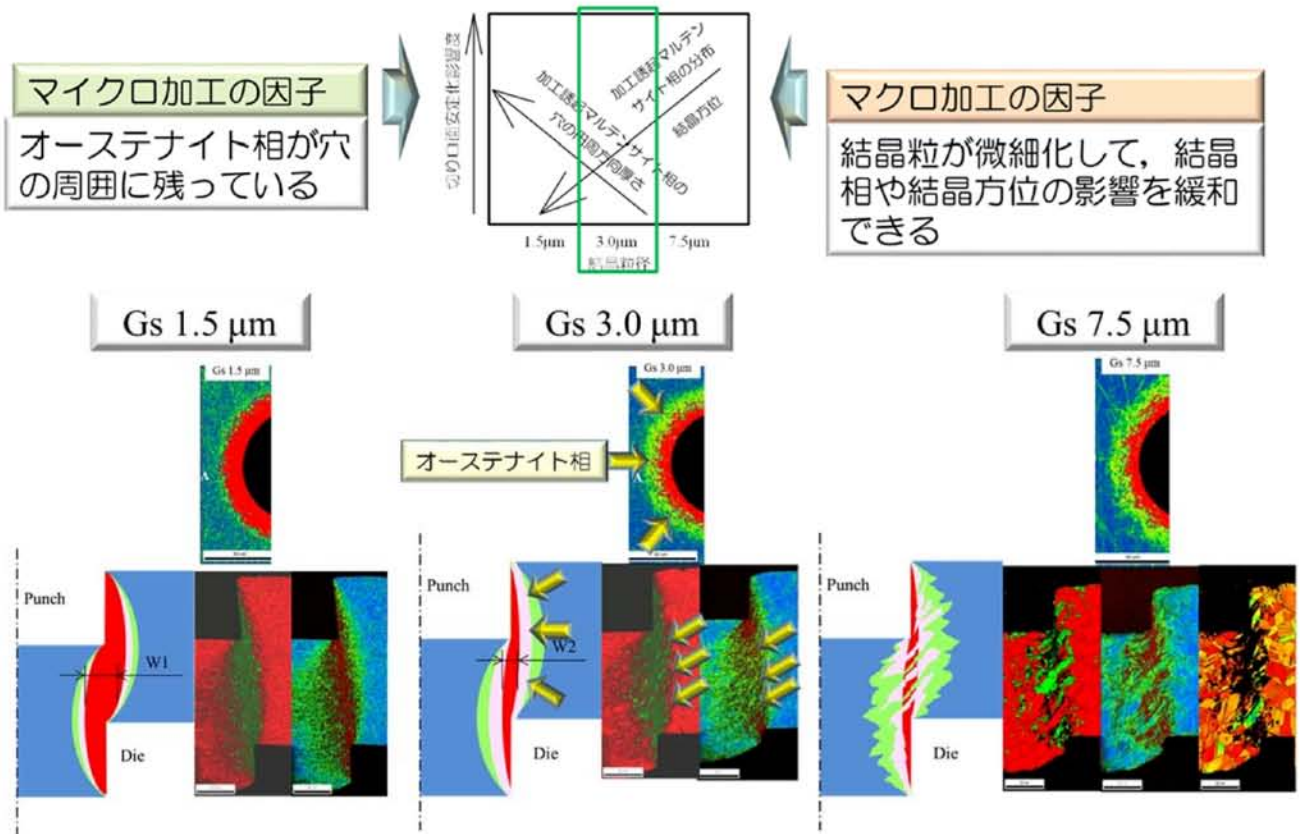


Fig. 4-47 pattern diagram of shear deformation valance in grain size 3.0 μm

以上ここまでの調査から、材料の結晶粒径とプロセス条件が切り口面安定化に与える影響を、結晶相や結晶方位の解析から明らかにした(Fig. 4-48)。今回の調査の適用範囲を Fig. 4-49 に示した。SUS304 材で一般材の結晶粒径 7.5 μm よりもクリアランスを小さくしたい場合には、結晶粒径に 3.0 μm 材を選択することで、穴の破断開始位置が安定化して切り口面の安定化が図れると言える。

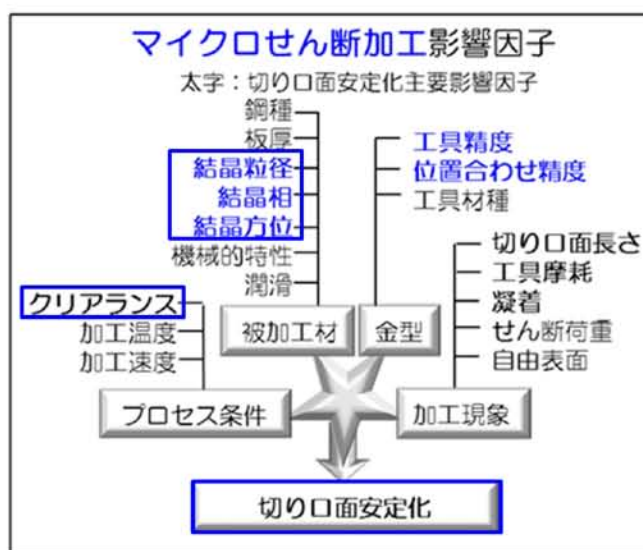


Fig. 4-48 Influence factors of micropunching between grain conditions and clearance

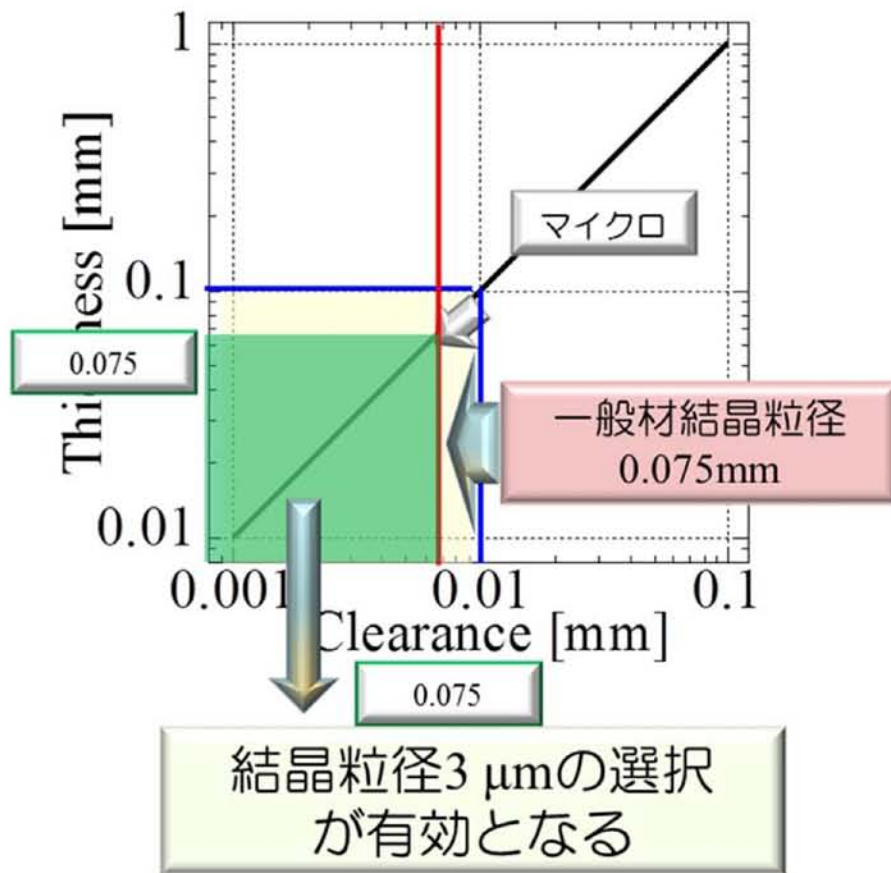


Fig. 4-49 Scope of application in micropunching of SUS304

4. 7 結言

被加工材を SUS304 として板厚 100 μm , パンチ直径 80 μm , クリアランスを 10%, 5%, 2.5%の各条件でせん断加工を行った. 結晶粒径を一般的な 7.5 μm と結晶が微細化した 3.0 μm および 1.5 μm とした 3 条件で以下の結論を得た.

- ・ 結晶粒径は微細穴の切り口面長さのばらつきに影響を与え, 特に破断量を変化させる.
- ・ 結晶粒が小さい結晶粒径 1.5 μm 材では, 穴の円周方向に加工誘起マルテンサイト相が厚くなり, 脆性的な破断状態となることで破断開始位置は不均一となる.
- ・ 結晶粒が大きい結晶粒径 7.5 μm 材では, 加工誘起マルテンサイト相の分布状態や, オーステナイト相で加工硬化した結晶粒の結晶方位による影響を受けるため, 破断開始の条件が整わず不均一となる.
- ・ 結晶粒径 3.0 μm 材は, マイクロな結晶粒のせん断変形形態とマクロなせん断変形形態が最適化し, 破断開始位置が安定化する.
- ・ 結晶粒径 3.0 μm 材では, 穴の円周方向にオーステナイト相の加工硬化層が結晶粒の破断を延性的に保つ役割を果たし, 破断開始位置が安定化する.
- ・ SUS304 材のマイクロせん断加工では, 一般材の結晶粒径である 7.5 μm よりもクリアランスを小さく設定したい場合に, 結晶粒径を 3.0 μm 材を選択することで穴の切り口面品質が安定化する.

参考文献

- [1] 早乙女康典：塑性と加工，**49-570**(2008)，614-618.
- [2] Vollertsen, F., Biermann, D., Hansen, H. N., Jawahir, I. S. & Kuzman, K. : CIRP Annals, **86**(2009), 566-587.
- [3] Wang, S. H. (Ed.): Nanostructured metals and alloys, (2011), 747-786, Woodhead Publishing Limited.
- [4] 小松隆史・小松誠・柳沢春登・上原恒浩・柳沢保・真鍋清一：塑性と加工，**52-611**，(2011)，1281-1285.
- [5] 大森章夫・鳥塚史郎・長井寿：鉄と鋼，**89-7**，(2003)，765-772.
- [6] ステンレス協会編：ステンレス鋼の科学と最新技術，(2011)，61-73，ステンレス協会.
- [7] 関東経済産業局：戦略的基盤技術高度化支援事業成果事例集 平成 19 年度～平成 20 年度採択事業，40-41.
- [8] 小松隆史：金属材料の結晶の微粒化が微細加工特性に及ぼす影響，東京電機大学，学位論文，27.
- [9] 鳥塚史郎・村松榮次郎・小松隆史・永山真一：塑性と加工，**55-642**，(2014)，626-632.
- [10] Torizuka, S., Muramatsu, E., Murty, S. N., Nagai, K. : Scripta materialia, **55**, (8), 751-754.
- [11] 小松隆史・鳥塚史郎・村松榮次郎・永山真一・小林仁：平成 21 年度塑性加工春季講演会講演論文集，(2009)，147-148.
- [12] 小松隆史・鳥塚史郎・村松榮次郎・永山真一・小林仁：第 60 回塑性加工連合会講演会講演論文集，(2009)，327-328.
- [13] 小林仁・小松隆史・鳥塚史郎・村松榮次郎・永山真一：平成 21 年度塑性加工春季講演会講演論文集，(2009)，145-146.
- [14] 小林仁・小松隆史・鳥塚史郎・村松榮次郎・永山真一：第 60 回塑性加工連合会講演会講演論文集，(2009)，325-326.
- [15] 前田禎三・青木勇：塑性と加工，**14-152**，(1973)，697-708.
- [16] 高石和年・前田禎三：塑性と加工，**23-262**，(1982)，1066-1073.
- [17] 田村今男：鉄と鋼，**56-3**，(1970)，429-445.
- [18] 土田紀之・守本芳樹・岡本尚士・深浦健三・原田泰典・上路林太郎：日本金属学会誌，**72-9**，(2008)，769-775.
- [19] Hecker, S. S., Stout, M. G., Staudhammer, K. P. & Smith, J. M. : American society for metals and the metallurgical society of AME, **13A**, (1982), 616-626.
- [20] Murr, L. E., Staudhammer, K. P. & Hecker, S. S. : American society for metals and the metallurgical society of AME, **13A**, (1982), 627-635.
- [21] Das, A., Tarafder, S. : International journal of Plasticity, **25**, (2009), 2222-2247.
- [22] Shrinivas, V., Varma, S. K. & Murr, L. E. : Metallurgical and materials transactions A, **26A**, (1995), 661-671.
- [23] Yoda, R., Yokomaku, T., Tsuji, N. : Materials Characterization, **61**, (2010), 913-922.
- [24] Lim, H., Carroll, J. D., Battaile, C. C., Boyce, B. L. : International journal of Mechanical Science, **92**, (2015), 98-108.
- [25] 諸岡聡・友田陽・足立吉隆・森戸茂一・神山崇：鉄と鋼，**94-8**，(2008)，313-320.
- [26] 野村恭兵・久布白圭司・榊原洋平・高橋聰・吉澤廣喜：材料，**61-4**，(2012)，371-376.

[27] 田村今男：鉄と鋼，**56-3**，(1970)，429-445.

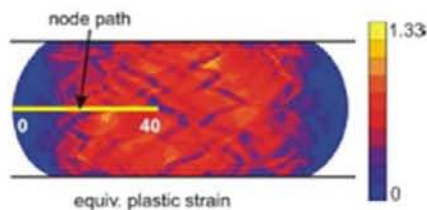
[28] 土田紀之・守本芳樹・岡本尚士・深浦健三・原田泰典・上路林太郎：日本金属学会誌，**72-9**，(2008)，769-775.

第5章 せん断切り口面のFEMによるひずみ分布結晶粒径依存性解析

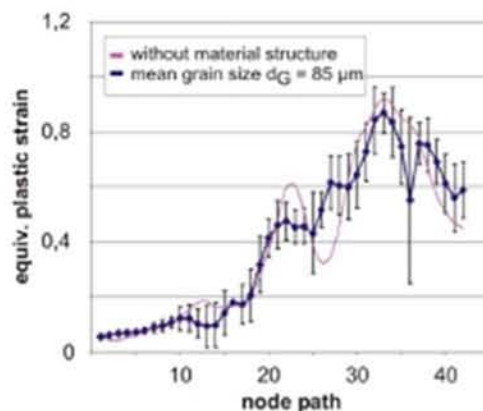
5. 1 諸言

塑性加工現象解明のために FEM 解析手法が開発され、実用化に至ってきている。一般的なマクロスケールでの FEM 解析では、引張試験などによって材料のマクロな機械特性を得て、ここから得られた情報を基に計算が進められてきた。加工寸法がマイクロメートル単位まで小さくなるマイクロ塑性加工では、0.001mm 単位の変形を解析で取り扱う必要があり、結晶粒径や面粗さ、潤滑などの影響を考慮して行かなければならない。

これまでのマイクロ塑性加工における FEM 解析では、加工サイズによって、大きく 3 種類に分類される解析手法が開発されてきた。1 番サイズが小さい原子・分子モデル[1~3]では、分子動力学による計算が用いられてきた。材料と金型の界面近傍を原子レベルまで小さくすることで、摩擦による凝着などの予測が試みられてきた。しかしながら、計算で取り扱える原子数に限りがあるため、実加工への展開については適用が限られてきた。続いて 2 番目のサイズを取扱う手法は、転位・結晶組成モデル[3~10]である。原子・分子単位よりも大きい、単一の結晶粒を基本としたサイズを取り扱う。材料が薄くなり結晶粒径の影響が大きくなる条件では、結晶粒の方位が揃わず異方に配置された場合には、変形が不均質となる。この異方性に配慮した変形を取り扱うための解析技術も開発されてきた。近年、結晶塑性モデルに転位の運動と蓄積を考慮した解析[11]が開発され、マイクロ塑性加工時の寸法効果を解析する手段が増えつつある。3 番目に大きいサイズを取り扱うのは、メゾモデルである。単結晶や転位を取り扱う転位・結晶塑性モデルに対して、結晶粒自体の変形抵抗を直接モデル化する手法の開発が進められてきた[12~16](Fig. 1-33, Fig. 5-1)。メゾとはマイクロとマクロの中間領域を意味する。この手法では、材料内の結晶粒はばらついているものとして取扱い、結晶粒径と強度が相関する Hall-Petch 則に基づいて変形抵抗を定義する。材料内部の結晶粒は粒界 3 重点で転位が蓄積するため強度が高くなり、表面の結晶粒は転位が逃げてしまうため強度が低いことに配慮する手法である。この手法を用いれば結晶粒のすべり等のミクロ情報を入力せずに結晶粒の不均質な変形を解析できるため、実加工への応用性が高い。



(a) 2D dimension FEM results



(b) Local deformation in dependency of grain constellation

Fig. 5-1 Grain constellation FEM model [12]

第4章までのマイクロせん断加工では、SUS304材を供試材として板厚0.1mm、結晶粒径を1.5、3.0、7.5 μm の3条件とし、パンチ直径80 μm のせん断加工実験を行った。この中でせん断加工中の結晶粒のせん断変形過程では、加工誘起マルテンサイトの分布や穴の円周方向への厚さ、オーステナイト相の結晶方位などの影響因子によって、切り口面の安定性が決まってくることを明らかにした。しかしながら、加工誘起マルテンサイト変態のせん断変形への影響は、結晶粒が小さくなるほど破断開始位置が不均一となるため、結晶粒の大きさのみを層別し、切り口面安定化への影響度を定量化することはできていない。

SUS316等のステンレス材では、SUS304と比較して変形時の加工誘起マルテンサイト占有率は下がる[17]ため、SUS304材以外にも適用可能なFEMによる解析から、結晶粒径がせん断切り口面の安定性に与える影響を、ひずみ分布の解析から評価する必要がある。そこで本章では、第4章までのマイクロせん断加工条件を基本として、加工誘起マルテンサイトの影響を最小化し、結晶粒径がせん断変形の均質性に与える影響を評価し、マイクロせん断加工におけるひずみ分布が切り口面の安定化に与える影響を明らかにすることとした。

5. 2 FEM 解析条件

FEM 解析には、結晶粒に見立てた各要素に変形抵抗差を与えることで、材料の不均質性を表現するモデル[15, 16]を用いた。このモデルでは、結晶粒を実際と同様な形状を表現する手法として、ある領域についてランダムに存在する複数の点と点の間に線を引き、各点の領域を定めるボロノイ図法を用いることでばらつきを持たせた。

解析は 2 つの解析を行った。始めに材料のせん断変形抵抗にばらつきが無い、均質な 1 モデルと結晶粒の変形抵抗値を変数に取った変形抵抗が不均質な 2 モデルを準備し、合計 3 モデルで、均質モデルと不均質モデルの相当塑性ひずみ分布の違いを明らかにし、切り口面の安定化要素を考察した。

解析には LS-DYNA ver. 971 を用い、軸対称モデルで検証を行った。均質な変形モデルは Fig. 5-2 に示すような幾何寸法を与え、板厚 0.1 mm、パンチ半径 40 μm 、ダイ半径 41.5 μm 、クリアランス 1.5 % (1.5 μm)、板押え力は 0 N で接触させている。Table 5-1, 5-2 に示す解析条件を与えて検証を行った。材料特性については SUS304 材で一般的な結晶粒径を持つ 7.5 μm を引張試験して求めた結果を反映している。

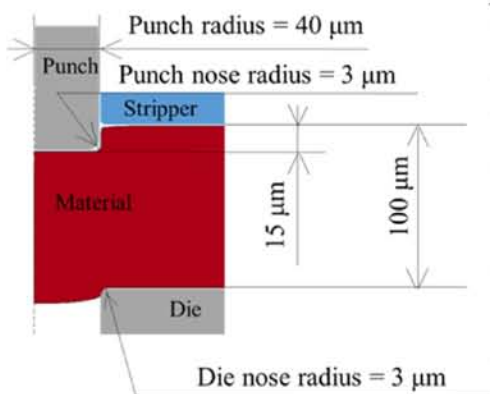


Fig. 5-2 FEM analysis condition of homogeneous model

Table 5-1 FEM analysis condition of homogeneous model

FEM 解析ソフト	LS-DYNA ver. 971
解析モデル	軸対称
メッシュサイズ	0.5 μm ×0.5 μm
接触条件	静摩擦係数 : 0.3 動摩擦係数 : 0.25
板押え力	0 N(接触)
パンチ半径	40.0 μm
ダイ半径	41.5 μm
クリアランス	1.5 μm
パンチ深さ	15 μm (リメッシュ無しでの最大深さ)
解析条件	マクロ材料特性 $G_s=7.5 \mu\text{m}$ 弾塑性体, von-Mises 降伏関数 ヤング率 $E(\text{MPa}):206$ ポアソン比 $\nu:0.3$ 塑性係数 $K(\text{MPa}):1727$ 加工硬化指数 $n:0.46$ 初期ひずみ $\epsilon_0:0.05$ *ただし $\sigma = K(\epsilon_0 + \epsilon)^n$

変形抵抗が不均質なモデルでは、平均結晶粒径が 1.5 μm の結晶微細化モデルと、一般的な結晶粒径を持つ 10.0 μm の 2 種類の結晶粒径で解析を行った。結晶粒の変形抵抗は Fig. 5-3 に示すように引張試験で得られたマクロスケールの塑性係数 K 値を平均値として、ばらつきは α_i 値を使って考慮する。変形抵抗 α_i 値は 5 階級の評価として変形強度を生じやすい条件とした。変形抵抗 α_i 値は Fig. 5-3(c) で 20% のばらつきを持たせた。各変形強度を持たせた結晶粒の分布割合 V_f 値については Fig. 5-4 のように定めた。

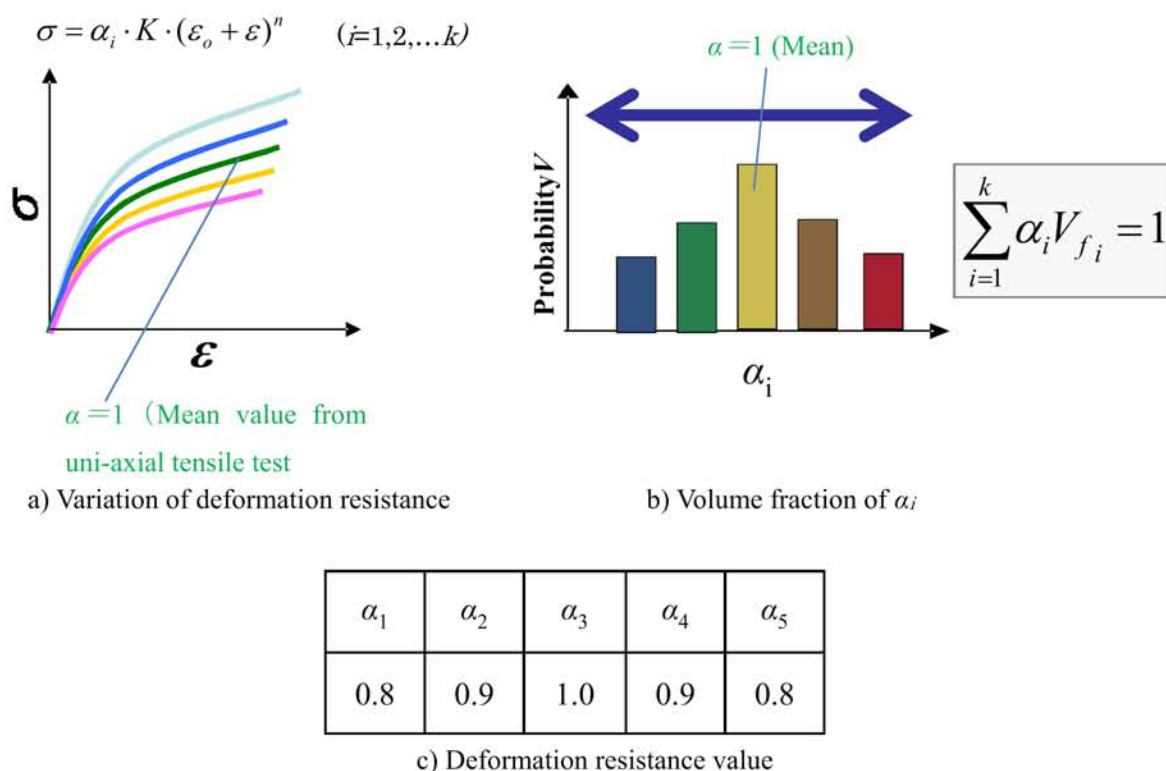


Fig. 5-3 FEM analysis condition of deformation resistance model

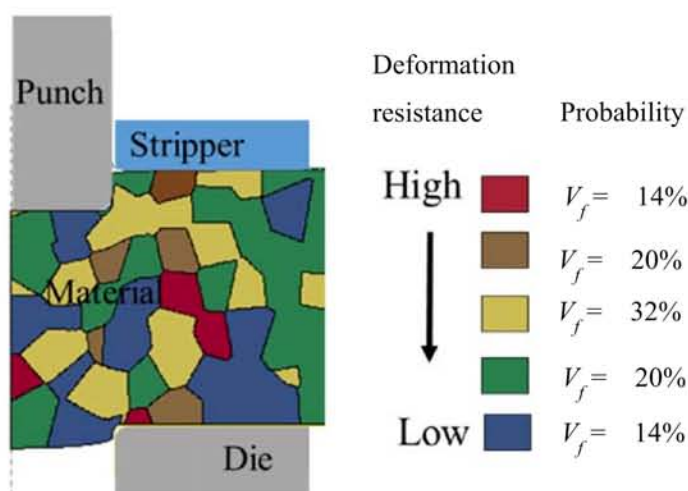


Fig. 5-4 FEM analysis condition of inhomogeneous model

パンチの挿入深さは $15\ \mu\text{m}$ とした。FEM 解析中にリメッシュを掛けずにパンチを挿入できる最大深さが $15\ \mu\text{m}$ である。結晶粒の配置は、Fig. 5-5 に示す 6 段階で行った。要素の配置を図中①②で行い、③でランダムに配置し、④で変形抵抗の強度付けを行った後に、要素点間の中点に法線を引き粒界を定義することで結晶粒を定義して変形強度を与えている。

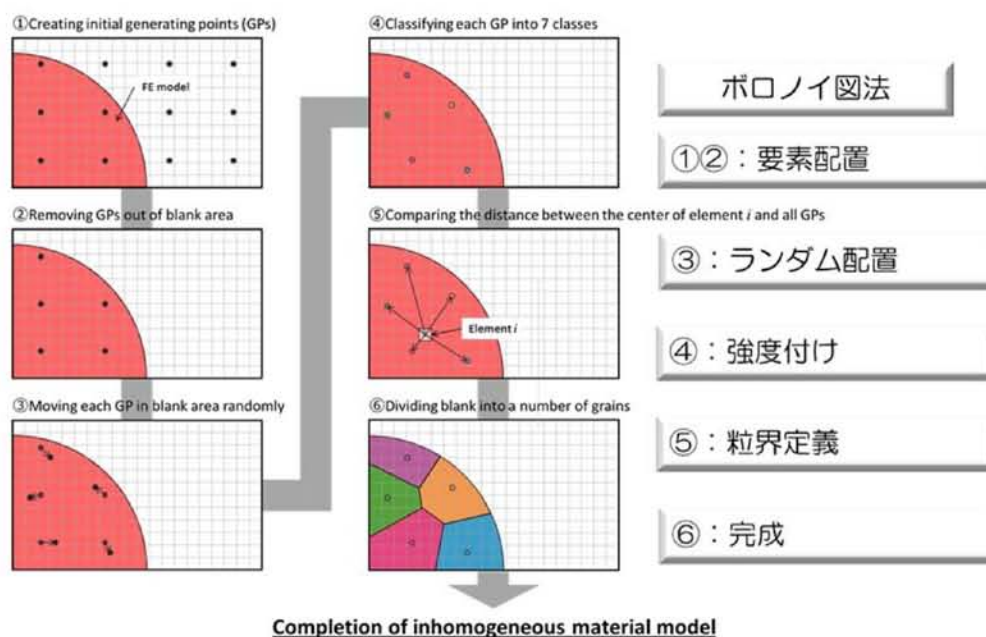


Fig. 5-5 Voronoi diagram setting steps in inhomogeneous material model

続いて、結晶粒の変形抵抗が結晶粒の配置パターンを変更した場合に、どの程度ひずみ分布が変化するかを調べた。板厚やパンチ半径他の解析条件はそのままに、結晶粒径は第 4 章で用いた $1.5\ \mu\text{m}$ 、 $3.0\ \mu\text{m}$ 、 $7.5\ \mu\text{m}$ の 3 条件とし、クリアランスは結晶粒径と同じ $1.5\ \mu\text{m}$ (1.5%)、 $3.0\ \mu\text{m}$ (3.0%)、 $7.5\ \mu\text{m}$ (7.5%) とした。結晶の強度差 α_i 値は 5 階級から 7 階級まで増やし、実加工に近い加工条件の再現を目指した。結晶粒の配置パターンは Fig. 5-6 に示す 9 パターンを用いた。結晶粒の配置パターンを 3 パターン準備し、結晶粒の 7 階級の変形抵抗強度の配置順を入れ替えることで複数の強度配列パターンを作成した。挿入深さは 1 回目の実験と同様に $15\ \mu\text{m}$ とした。

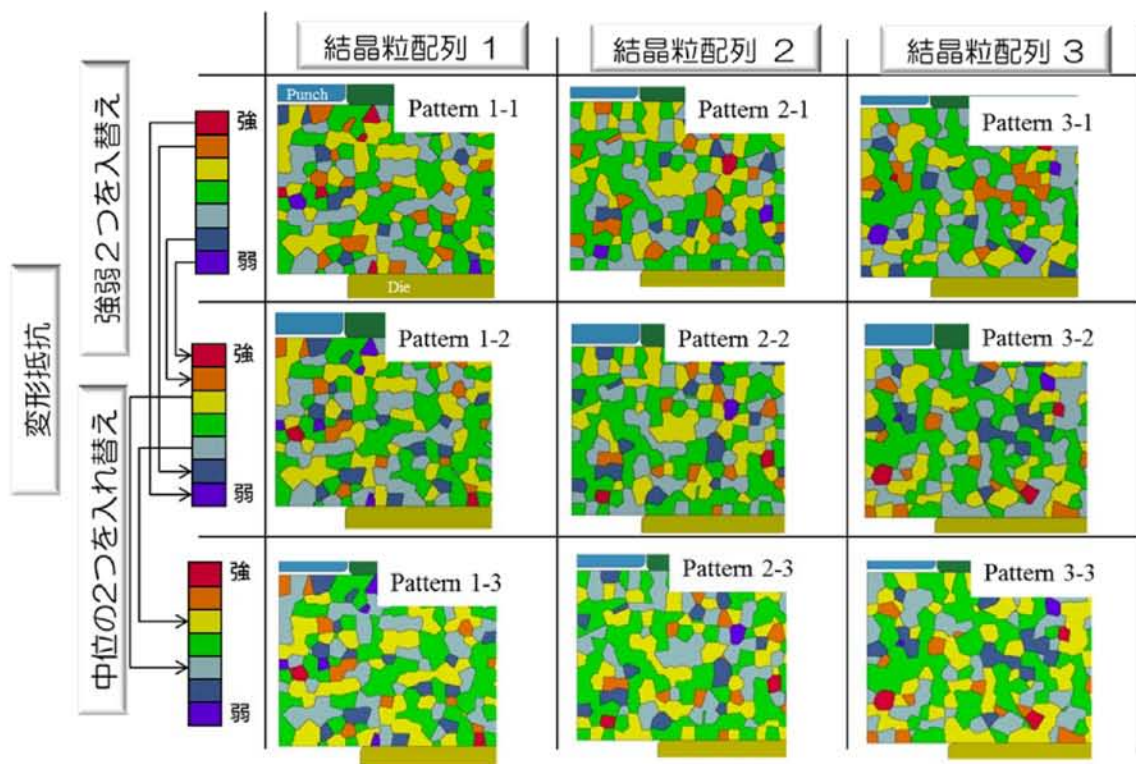


Fig. 5-6 Grain arrangements in 2nd FEM analysis condition

以上、2つの FEM 解析から、結晶粒径がひずみ分布に与える影響を調査し、切り口面の安定化に与える影響を考察した。

5. 3 FEM 解析結果

5. 3. 1 均質変形条件と不均質変形条件の違い

解析結果を Fig. 5-7～Fig. 5-9 に示す. Fig. 5-7 は均質変形モデルである. Fig. 5-7(a)は相当塑性ひずみの分布を表している. パンチ先端部のひずみが周辺部よりも高く, 材料内部に相当塑性ひずみが連続的に伝わっている様子がわかる. Fig. 5-2(b)が材料の変形抵抗を示した図で, 一番変形抵抗が高い赤色の条件を与えている. Fig. 5-7(c) は Fig. 5-7(a)中でパンチ先端から 14 μm 位置に, パンチ中心部から X 軸方向に 78 μm 直線で示した部分の相当塑性ひずみを表している. パンチ先端から 14 μm 位置は, 今回の検証条件で最も相当塑性ひずみ分布が不均質になる箇所である. この図から, 相当塑性ひずみ分布は連続した分布になっていることがわかる.

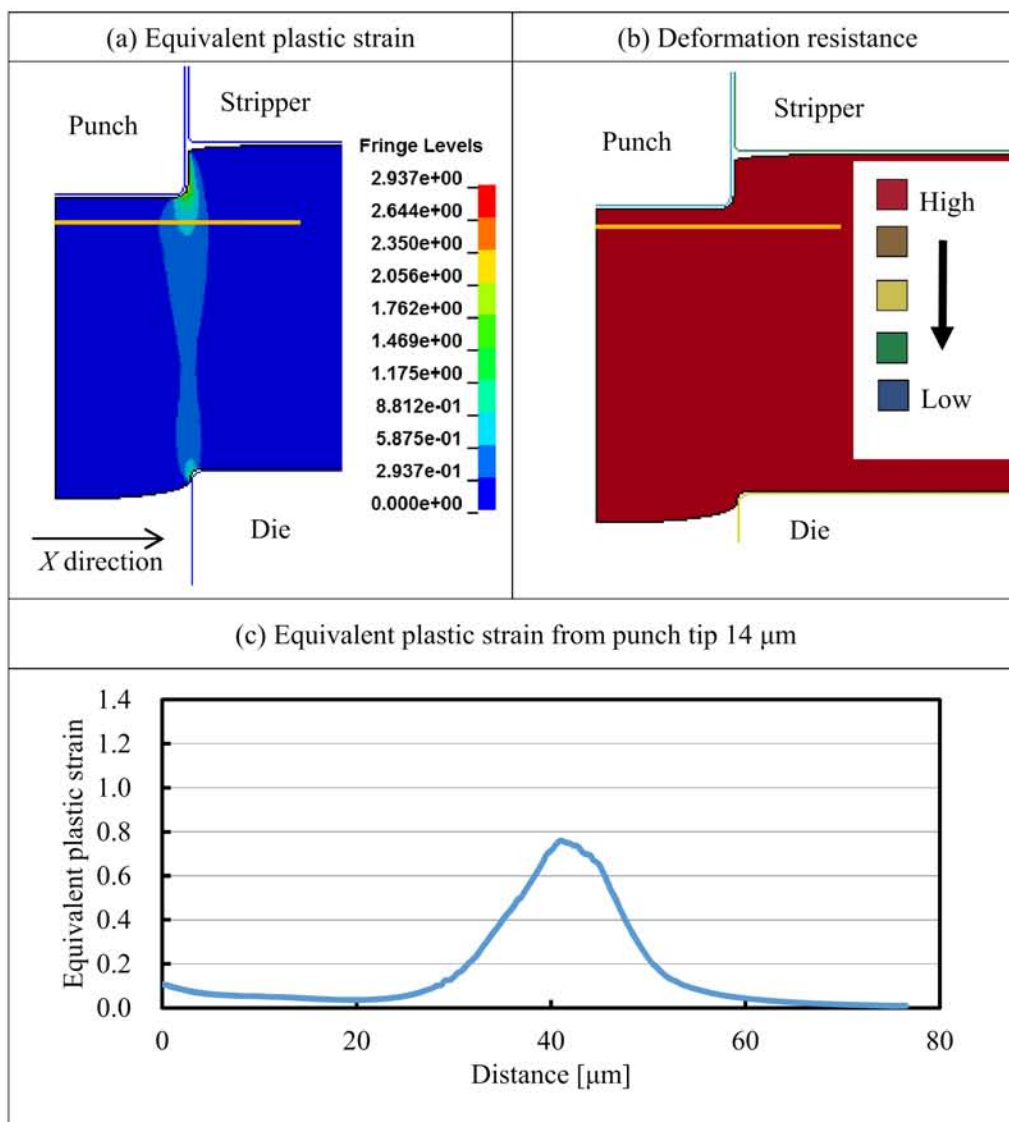


Fig. 5-7 Equivalent plastic strain in homogenous model

Fig. 5-8 の結晶粒径 $1.5\ \mu\text{m}$ のモデルでは、相当塑性ひずみ分布は一部が断続的となっている。材料抵抗が異なる結晶粒が配置されていることで、変形抵抗が高い結晶粒には相当塑性ひずみが入りにくく、変形抵抗が低い結晶粒に相当塑性ひずみが入りやすいことが結晶粒径毎に選択された結果として現れた。Fig. 5-8(a)の相当塑性ひずみの分布から、Fig. 5-7(a)の均質変形条件と比較して、材料内部に入る相当塑性ひずみが断続的となっている様子がわかる。結晶粒の変形強度が異なることで、変形の均質性が失われている。Fig. 5-8(c)から相当塑性ひずみの最大値は約 1.1 であり、Fig. 5-7(c)の約 0.75 から約 50%最大値が増加している。変形の不均質化が相当塑性ひずみの最大値を増加していると考えられる。

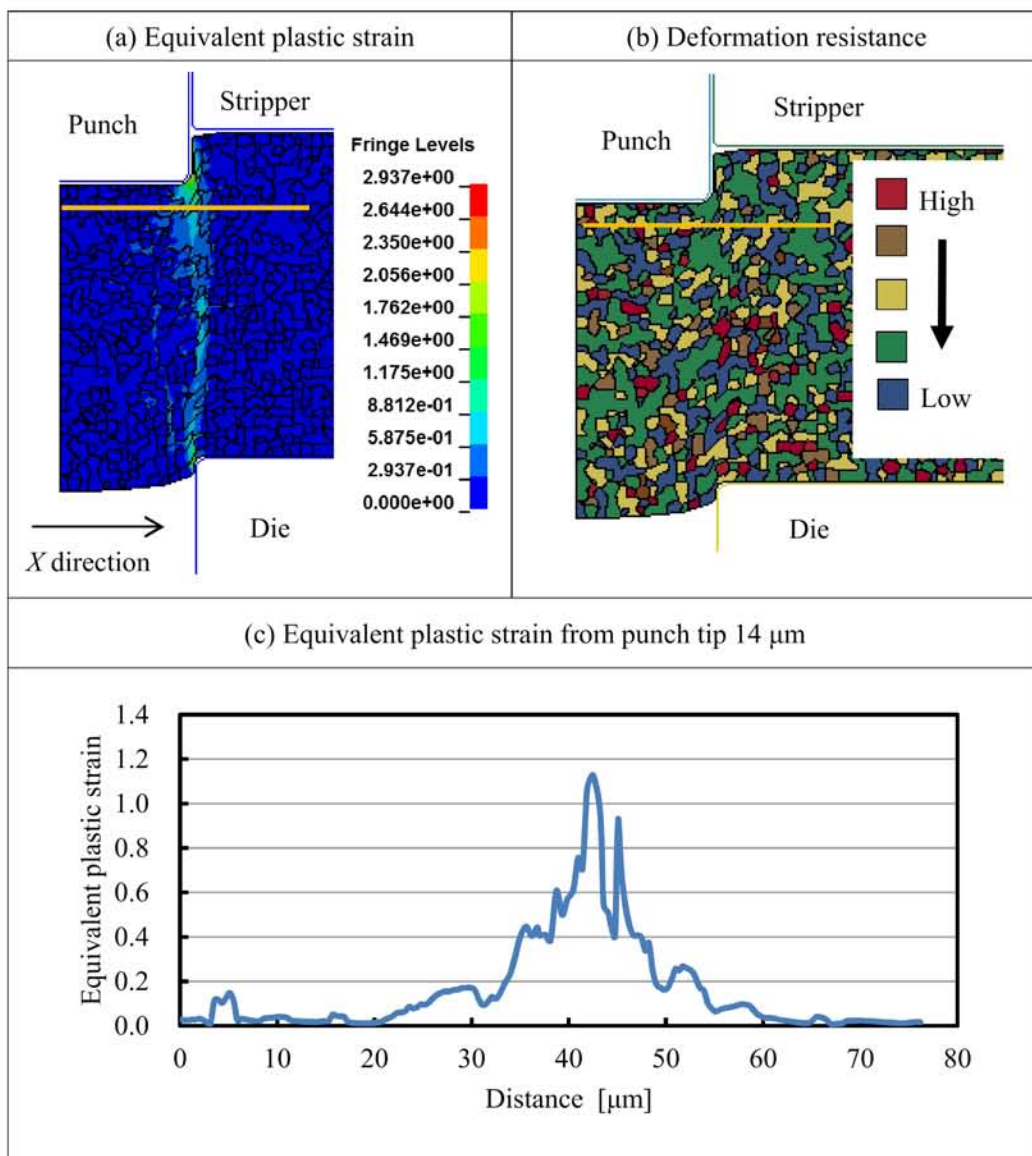


Fig. 5-8 Equivalent plastic strain in grain size $1.5\ \mu\text{m}$

Fig. 5-9 の結晶粒径 $10\ \mu\text{m}$ のモデルでは、Fig. 5-9(a)の相当塑性ひずみ分布から、結晶粒径の拡大に伴って相当塑性ひずみが断続的に分布していることがわかる。Fig. 5-8(b)の結晶粒径 $1.5\ \mu\text{m}$ に対してさらに断続的なひずみ分布となっている。図中赤色の矢印で示した結晶粒は Fig. 5-9(b)で上から2番目に変形抵抗が高い結晶粒であり、この結晶粒がせん断変形に抵抗したため、ダイ側へせん断変形が伝わりにくくなっていると考えられる。したがって、パンチからダイ側に伝わるはずのせん断変形が変形抵抗が高い結晶粒の抵抗を受けてダイ側にその一部が伝わらず、パンチ半径方向および外径方向にせん断変形が分散し、相当塑性ひずみも同様に分散したと考えられる。Fig. 5-9(c)からもひずみの分布が大きく2つに分かれている様子がわかる。図中左側の最大値を示している部分は Fig. 5-9(b)で最も変形抵抗が弱い結晶粒であり、変形抵抗が高い結晶粒の存在によって分散したせん断変形が、変形抵抗が低い結晶粒に伝わったと考えられる。

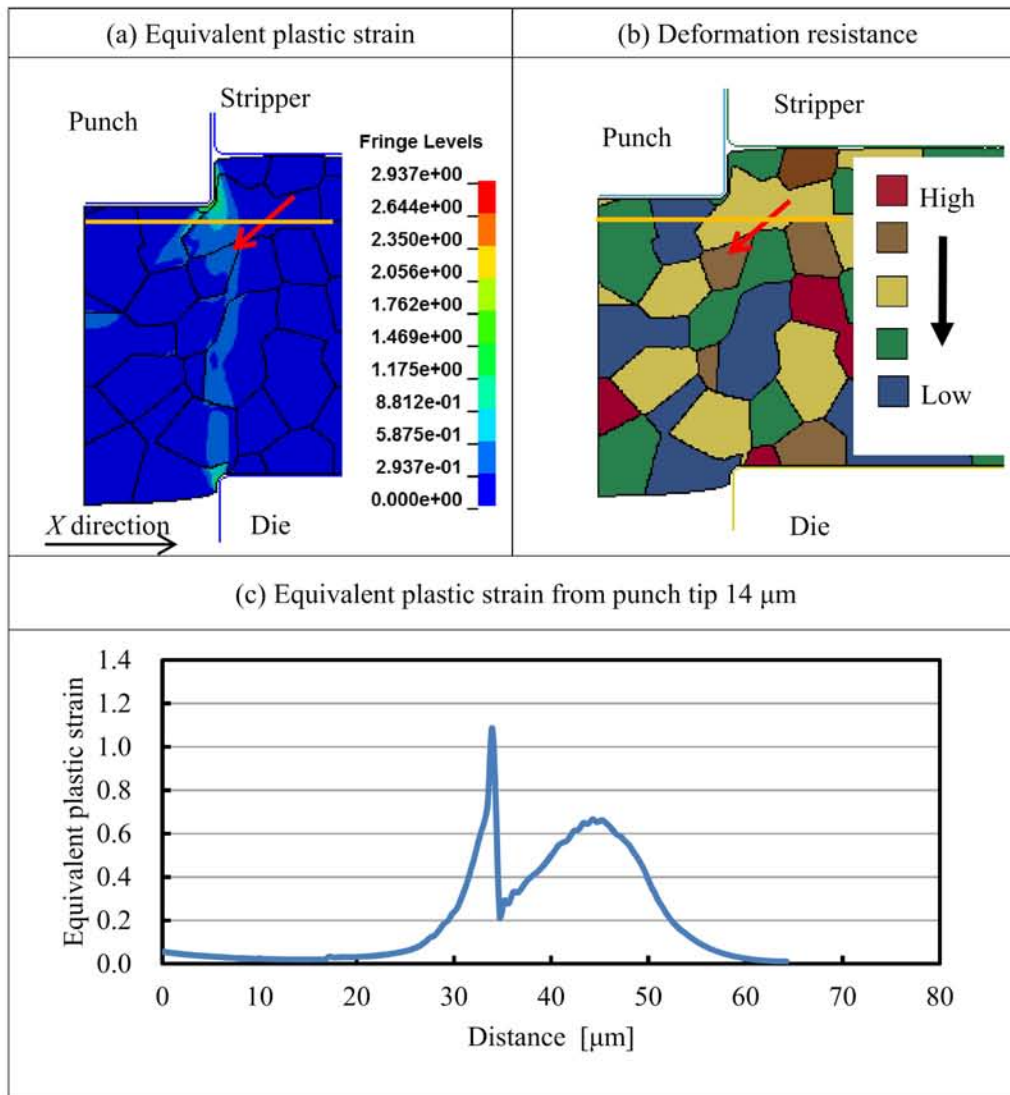


Fig. 5-9 Equivalent plastic strain in grain size $10\ \mu\text{m}$

ここまでの解析結果から、変形抵抗が異なる結晶粒が存在する場合には、変形抵抗の最大値は均質条件よりも上昇し、結晶粒径が大きくなると、せん断変形は変形抵抗が高い結晶粒によって抵抗を受けて分散し、加工影響層がパンチ内外径方向に広がることが解析できた。結晶粒径が相当塑性ひずみ分布に影響を与えていることが明らかとなった。

5. 3. 2 結晶粒径と結晶強度の関係性

続いて、変形抵抗を7階級取り、結晶粒径を 1.5 μm , 3.0 μm , 7.5 μm とし、クリアランスも結晶粒径と同等な 1.5 μm (1.5 %), 3.0 μm (3.0 %), 7.5 μm (7.5 %) で解析を行った結果を示す。

Fig. 5-10 にクリアランス 1.5 μm (1.5 %) の評価結果を示す。各結晶粒径では **Fig. 5-10(a)** に示すように相当塑性ひずみがパンチ先端からダイ先端に伝わっている様子がわかる。図中赤色の相当塑性ひずみが高い部分の分布が結晶粒径 1.5 μm 材では連続的であるのに対して、結晶粒径 3.0 μm 材と 7.5 μm 材では、特にダイ側に向かって断続的であり、結晶粒の変形抵抗差によって相当塑性ひずみの分布が不均質化している。相当塑性ひずみが低い、図中水色の領域についても結晶粒径 1.5 μm 材はパンチ内外径方向に対して青色のひずみが加わっていない領域との境界が連続的であるのに対して、結晶粒径 3.0 μm 材と 7.5 μm 材は不均質化している。

Fig. 5-11 にクリアランス 3.0 μm (3.0 %) の評価結果を示す。クリアランス 3.0 μm (3.0 %) の条件も **Fig. 5-10** クリアランス 1.5 μm (1.5 %) の評価結果と同様な傾向を示した。**Fig. 5-12** にクリアランス 7.5 μm (7.5 %) の評価結果を示す。クリアランス 7.5 μm (7.5 %) の条件も **Fig. 5-11** クリアランス 3.0 μm (3.0 %) の評価結果同様な傾向を示しており、結晶粒径 3.0 μm 材と 7.5 μm 材は断続的な分布となっている。クリアランスが 7.5 μm (7.5 %) まで拡大したことで、特にダイ側で図中赤色の相当塑性ひずみが高い部分が、これまでの 3.0 μm (3.0 %) や 1.5 μm (1.5 %) の条件に対して減少していることがわかる。ダイ側では相当塑性ひずみの集中が緩和されている。

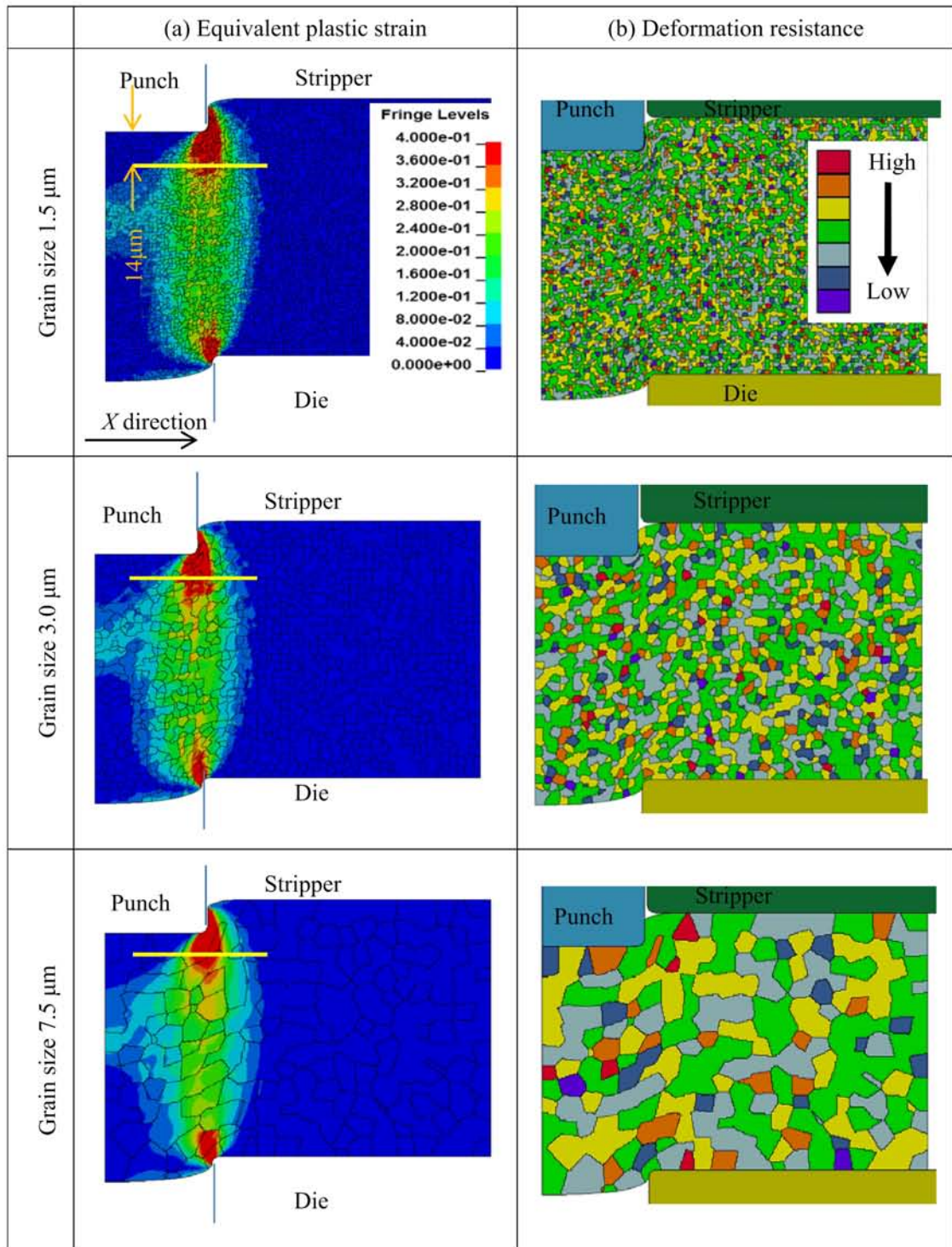


Fig. 5-10 Equivalent plastic strain in clearance 1.5 μm (1.5 %)

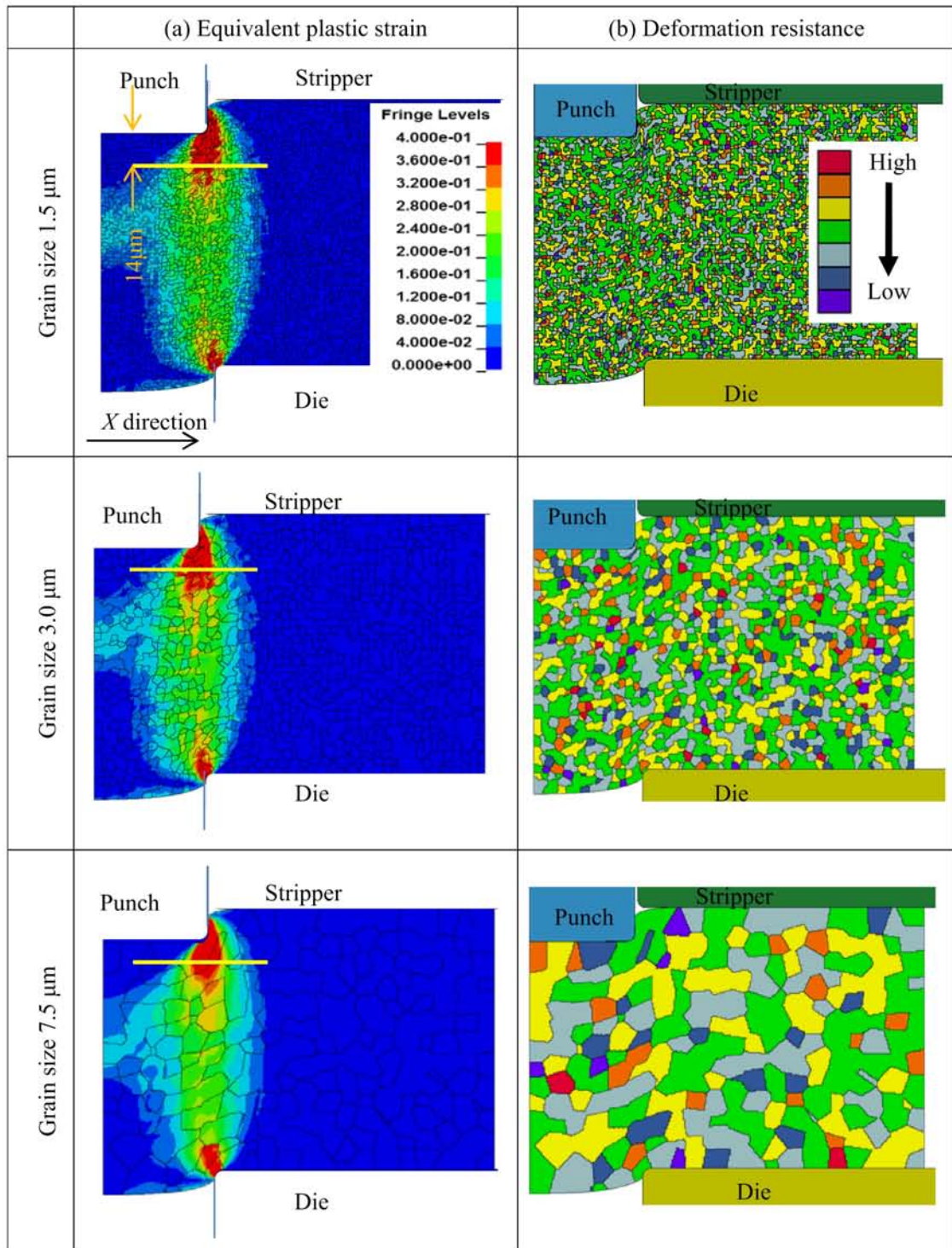


Fig. 5-11 Equivalent plastic strain in clearance clearance 3.0 μm (3.0 %)

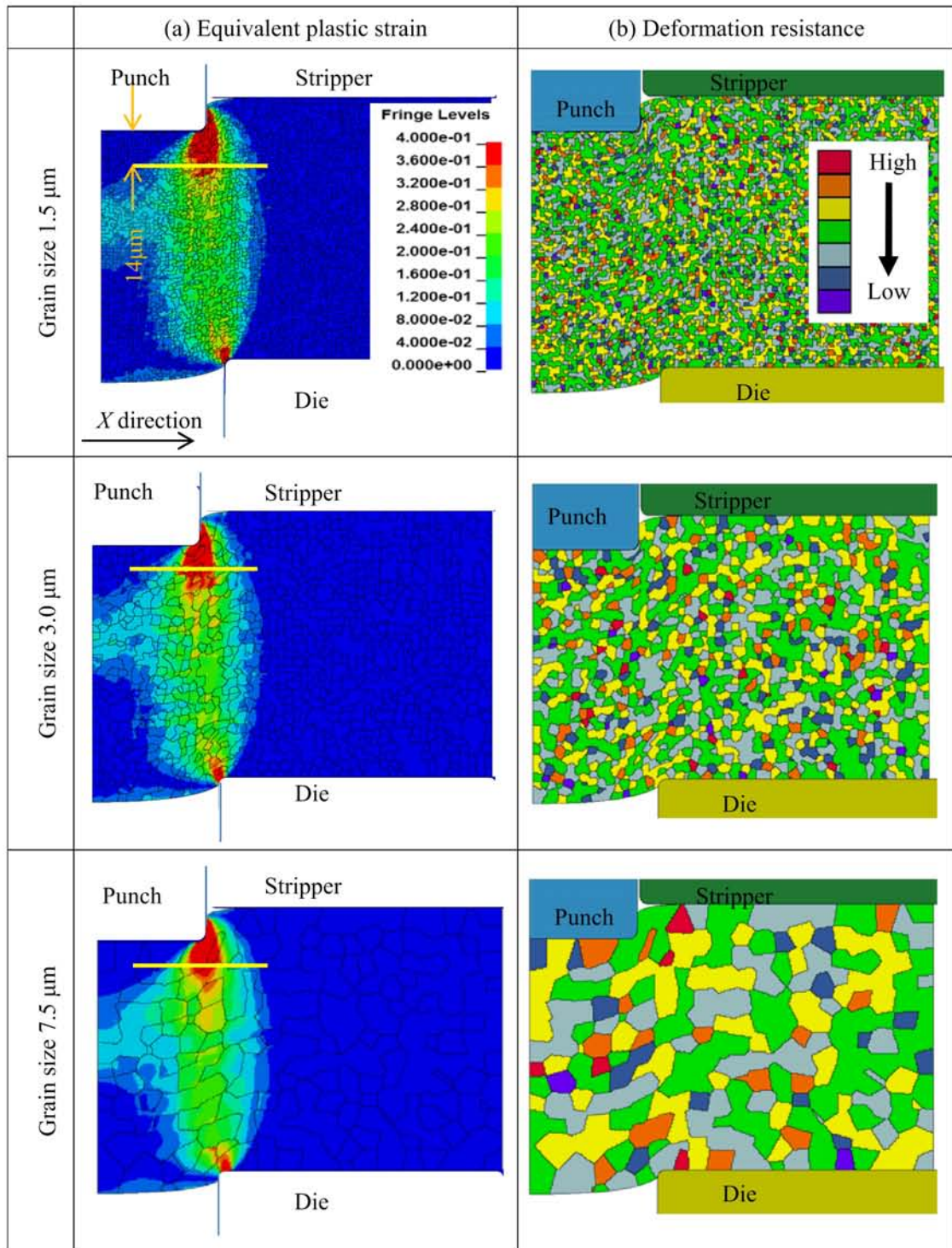


Fig. 5-12 Equivalent plastic strain in clearance clearance 7.5 μm (7.5 %)

Fig. 5-13 にクリアランス 1.5 μm (1.5 %) で得られた 9 パターンの解析結果から、パンチ先端からダイ側に 14 μm 位置で、パンチ外径部を中心として、パンチ内径方向に 44 μm 、外径方向に 44 μm 、 X 軸方向の合計長さで 88 μm の長さで相当塑性ひずみ分布を評価した結果を示す。図中のキャプション「1.5-1-1」は始めの 1.5 が結晶粒径を意味し、続く「-1」は結晶の配列パターンの番号である。「-1」から「-3」まで 3 種類がある。最後の「-1」が結晶強度配列の番号である。「-3」まであり、「-2」は変形強度が強い側から 2 つと弱い側から 2 つを入れ替えた場合である。「-3」は「-2」からさらに変形強度が中位の 2 つを入れ替えた配列である。

結晶粒径 1.5 μm 材の結果では、9 パターンを合計した場合に、細かい相当塑性ひずみのばらつきは有るが、概ね相当塑性ひずみの分布は連続的な分布となっている。結晶が 1.5 μm と小さいことで結晶粒の変形抵抗に違いが有っても均質に相当塑性ひずみが入りやすいと考えられる。結晶粒径 3.0 μm 材になると結晶粒径の拡大から変形が不均質化し、相当塑性ひずみのばらつきが増えている。結晶粒径 7.5 μm 材では、結晶粒数が減少することでひずみの分布が連続的に整ってくるが、50 μm ストローク位置付近では相当塑性ひずみのばらつきが大きくなっている。変形抵抗が高い結晶粒がひずみ分布に与える影響が局所的に表れることがわかる。

Fig. 5-14 にクリアランス 3.0 μm (3.0 %) の解析結果 9 パターンから得られた、パンチ先端からダイ側に 14 μm 位置でパンチ内外径方向に 88 μm の長さで相当塑性ひずみ分布を評価した結果を示す。クリアランスが Fig. 5-13 の 1.5 μm から 3.0 μm 材まで拡大しても、せん断加工前半のパンチ挿入量 15 μm 位置では、パンチ側の相当塑性ひずみ量にほとんど変化は見られない。同様に Fig. 5-15 のクリアランス 7.5 μm (7.5 %) の解析結果 9 パターンでも、Fig. 5-13 クリアランス 1.5 μm (1.5 %) や Fig. 5-14 クリアランス 3.0 μm (3.0 %) の条件と同様な傾向となっている。

以上ここまでの評価結果から、結晶粒径の変化に伴って相当塑性分布の状態が異なることがわかった。結晶粒が小さい 1.5 μm 材は、変形抵抗が 7 水準に分かれた結晶粒配置であっても変形が均質化しやすく、結晶粒が大きい 7.5 μm 材では、特に変形抵抗が大きい結晶粒がパンチとダイを結んだ直線状に配置された場合には、せん断変形が分散して周囲の変形抵抗が弱い結晶粒内にせん断変形が集中し、相当塑性ひずみがパンチ内外径方向に広がることを明らかにした。

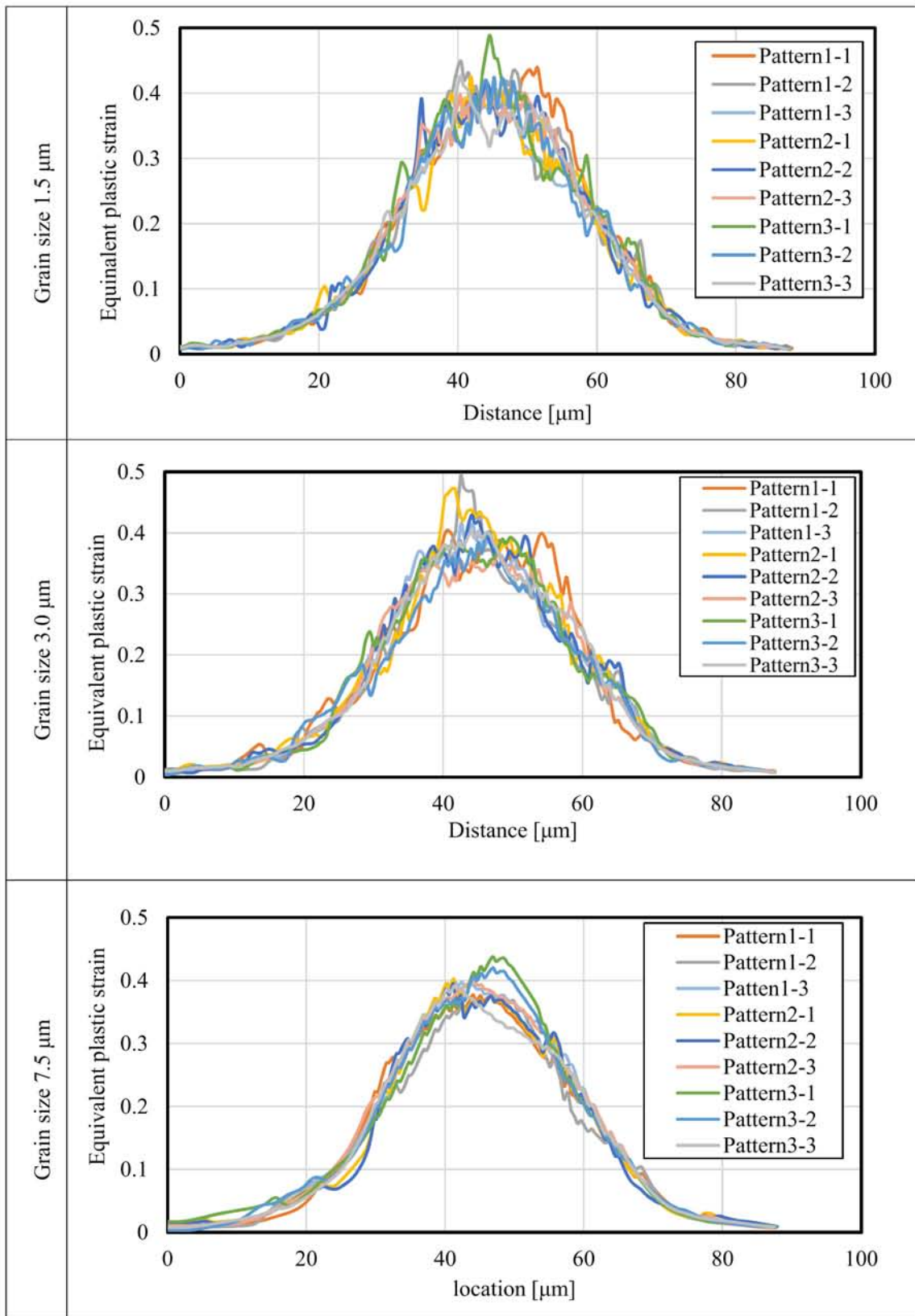


Fig. 5-13 Equivalent plastic strain in clearance clearance 1.5 μm at 14 μm depth from punch tip

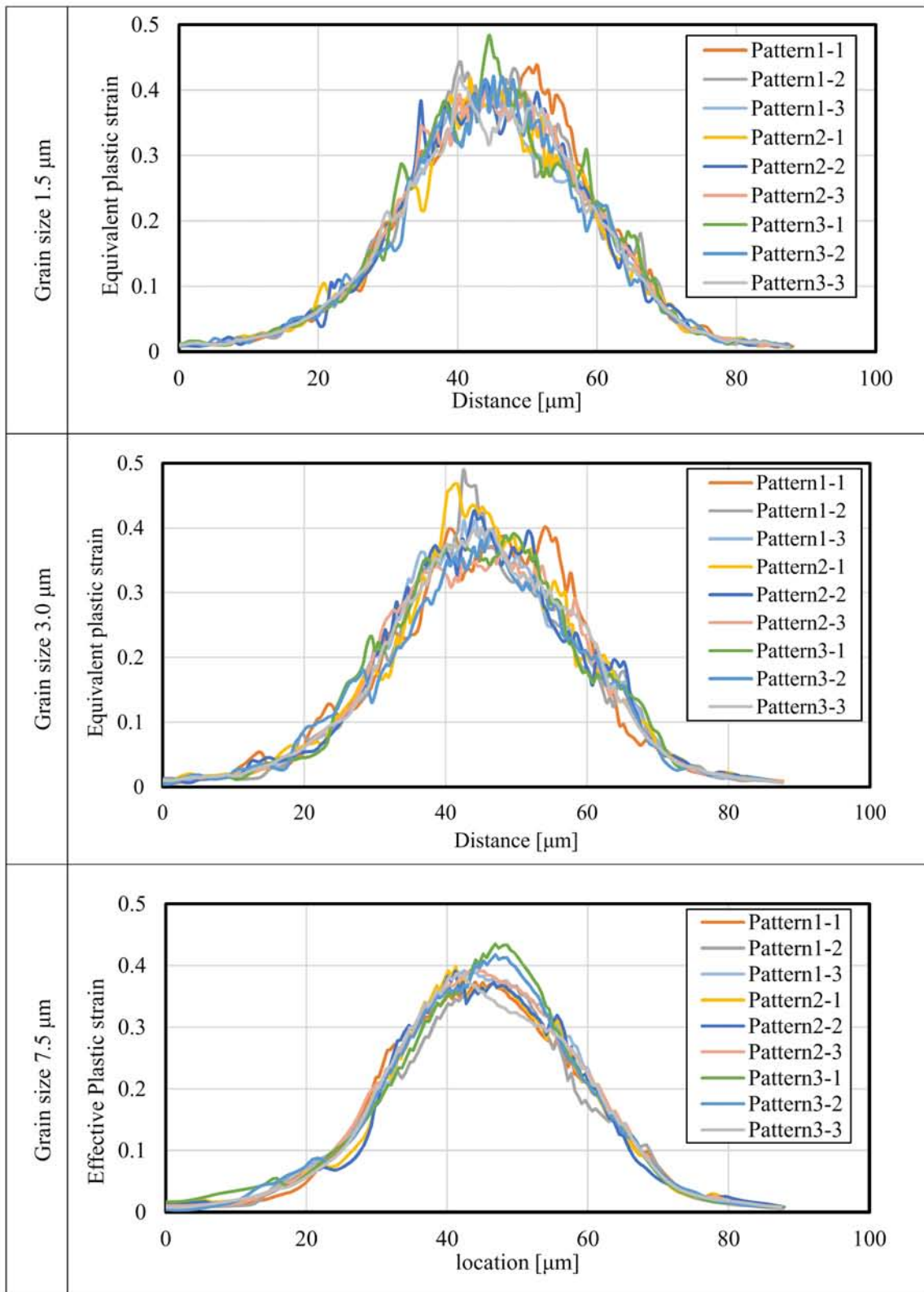


Fig. 5-14 Equivalent plastic strain in clearance clearance 3.0 μm at 14 μm depth from punch tip

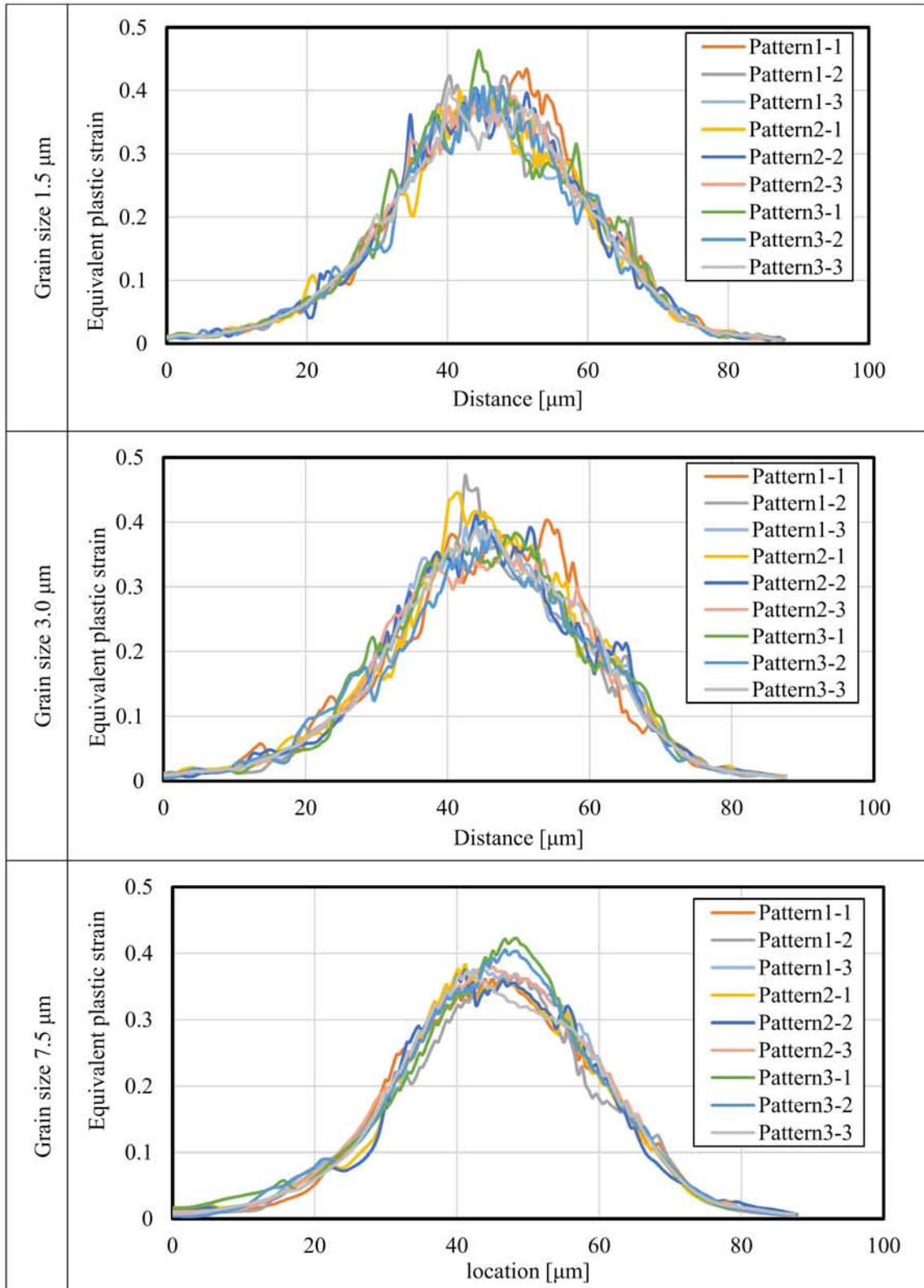


Fig. 5-15 Equivalent plastic strain in clearance clearance 7.5 μm at 14 μm depth from punch tip

5. 4 考察

ここまで第5章のFEM結果と第4章の結果を統合してマイクロせん断加工のせん断切り口面における、ひずみ分布の結晶粒径依存性について考察する。

第4章のEBSDによる定量評価から、切り口面の安定化では特に破断開始位置の安定性が結晶粒径によって異なることを明らかにした。マイクロな結晶粒の変形形態として加工誘起マルテンサイト相の穴の円周方向への厚さが厚くなることで、結晶粒の破断形態が脆化することを示した。結晶粒径が大きい場合には、マクロの変形として結晶粒の変形が結晶粒単位で起こることに起因し、結晶方位や加工誘起マルテンサイト相の分布が影響することを見出した。これらマイクロとマクロの変形形態が最適化する結晶粒径が3.0 μm 材であった。

第5章のFEM解析の結果から、結晶粒に変形抵抗差が有る場合には相当塑性ひずみの分布が不均質になり、せん断変形にばらつきを生じることを明らかにした。このことは、マイクロせん断加工では寸法効果によって結晶粒が切り口面安定性に影響を与えることを意味し、ステンレス材に限らず多結晶金属全般に共通した見解として扱える。

今回解析を進めた条件ではリメッシュを行っていない。今後、リメッシュを掛ける解析を進めて破断まで解析を行い、広範な材料のマイクロせん断に適用可能な解析手法としていく予定である。

5. 5 結言

板厚 100 μm , パンチ半径 40 μm の条件で, クリアランスを 1.5 μm (1.5%), 3.0 μm (3.0%), 7.5 μm (7.5%)とし, 結晶粒径をクリアランスと同様な 1.5 μm , 3.0 μm , 7.5 μm として FEM 解析を行った. 第 4 章の EBSD を用いた定量化結果と合わせ切り口面の安定化機構について, 以下の結論を得た.

I. 結晶粒径 1.5 μm 材

- ・母材の耐力が高いことが変形抵抗を高くして加工影響層の加工誘起マルテンサイト相がパンチストローク方向と穴の円周方向共に厚くなる. 加工誘起マルテンサイト相の破断はオーステナイト相の破断に対して脆化するため, 任意位置で破断を開始するため穴の破断開始位置は不均一となる.

II. 結晶粒径 3.0 μm 材

- ・穴の周囲の加工誘起マルテンサイト相は薄く, その周囲にオーステナイト加工硬化層が有ることで結晶粒の破断は延性的な状態を維持できる.
- ・結晶粒が微細化することで結晶方位や加工誘起マルテンサイト相の分布状態の影響が緩和する.
- ・マイクロせん断加工において, クリアランスを一般的な結晶粒径である 7.5 μm よりも小さく設定したい場合には, 結晶粒径 3.0 μm 材を選択することで破断開始位置が整い, 切り口面長さが安定する.

III. 結晶粒径 7.5 μm 材

- ・結晶方位や加工誘起マルテンサイト相の有無によってせん断変形抵抗が異なり, 結晶粒の破断開始条件が整わなくなることで, 穴の破断開始位置は不均一となる.

参考文献

- [1] Saitoh, K., Samejima, Y. & Daira, S. : World Journal of Nano Science Engineering, 4, (2014), 70-83.
- [2] 齊藤賢一・鮫島洋平・宅間正則・高橋可昌・佐藤知宏：平成 27 年度塑性加工春季講演会講演論文集, (2015), 93-94.
- [3] 牧野武彦・堂田邦明・石川将之：平成 20 年度塑性加工春季講演会講演論文集, (2008), 369-370.
- [4] 後藤学：塑性と加工, 37-424, (1996), 460-469.
- [5] 黒田充紀・志澤一之：塑性と加工, 43-495, (2002), 299-309.
- [6] 只野祐一：塑性と加工, 54-633, (2013), 896-900.
- [7] Wang, S., Zhuang, W., Balint, D. & Lin, J. : Journal of Multiscale Model. , 1, (2009), 331-345.
- [8] 伊川慎吾・浅野峰生・黒田充紀・吉田健吾：軽金属, 61-2, (2011), 53-59.
- [9] Kuroda, M. & Tvergaard, V. : International Journal of Plasticity, 23, (2007), 244-272.
- [10] Gupta, S., Ma, A. & Hartmaier, A. : Comp. Mater. Sci., 101 (2015), 201-210.
- [11] 大森鉄也・黒田充紀：塑性と加工, 54-633, (2013), 901-905.
- [12] Geißdörfer, S., Engel, U. & Geiger, M. : International Journal of Machine Tools and Manufacture, 46, (2006), 1222-1226.
- [13] Geiger, M., Geißdörfer, S., & Engel, U. : Production Engineering, 1, (2007), 79-84.
- [14] 高倉章雄・山口克彦・小畑誠司・森健一郎・福田正成：日本機械学会論文集 C 編, 51-461 (1985), 172-178.
- [15] Furushima, T., Masuda, T., Manabe, K. & Alexandrow, S. : Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering, 5-12, (2011), 978-990.
- [16] 古島剛・増田哲郎・真鍋健一・Alexandrow, S. : 平成 23 年度塑性加工春季講演会講演論文集, (2011), 247-248.
- [17] Shrinivas, V., Varma, S.K. & Murr, L.E. : Metallurgical and materials transactions A, 26A, (1995), 661-671.

第6章 結論

第6章 結論

6. 1 研究成果概要

本研究はマイクロせん断加工における切り口面の安定性確保に向けて、材料結晶粒径とプロセス条件の影響を解明することを目的とした。具体的には、金型の位置合わせ技術の精度向上に取り組み、SUS304材を被加工材として結晶粒径がせん断加工特性に与える影響の解明に関する下記の検討を行った。

- ①工具位置合わせ精度がマイクロせん断加工に及ぼす影響の実験的検証
- ②材料の結晶粒径がマイクロせん断加工安定性および工具摩耗に及ぼす影響の実験的検証
- ③クリアランス条件および材料結晶粒径におけるマイクロせん断変形形態の定量解析
- ④実験的検証および数値化解析によるマイクロせん断加工に適した結晶粒径およびプロセス条件の導出

その結果、オーステナイト系ステンレス SUS304 のマイクロせん断加工における、微細穴切り口面の安定加工に対して、次の3点を明らかにした。

- I. ナノメートル精度デジタルクリアランス調整システムの開発により、金型の位置合わせプロセスをこれまでの $1\ \mu\text{m}$ 単位から $0.01\ \mu\text{m}$ まで調整精度を2桁向上し、切り口面の円周方向のばらつきを従来の 0.01mm レベルから 0.001mm まで $1/10$ に抑制した。
- II. せん断過程における結晶粒径がせん断加工に与える影響を、EBSD解析によって定量評価し、結晶粒径および各種プロセス条件における、加工誘起変態とひずみ分布が切り口面に及ぼす影響を解明した。
- III. せん断変形の実験的検証およびFEM解析を統合的に評価した結果、切り口面の安定化には加工誘起変態量とひずみ分布を、結晶粒径とプロセス条件の選択によって管理することが有効であることを示した。

6. 2 研究成果 I : ナノメートル精度デジタルクリアランス調整システムの開発

従来、金型の位置合わせはマイクロメートル精度で加工された金型部品を、マイクロメートル精度の金型に組み込み、これを金型の職人がアナログ技術で組み合わせ、マイクロメートル単位に調整することが限界であった。本研究では、パンチとダイの位置合わせを金型に組込んだナノメートル精度の X - Y ピエゾ式ステージによって行うことでデジタル化した。金型の調整精度は従来の $1\ \mu\text{m}$ 単位から $0.01\ \mu\text{m}$ まで 2 桁の精度向上を果たし、穴の円周方向における破断量はクリアランスにずれを生じることなく均一化が図られ、従来の破断長さのばらつきを $0.01\ \text{mm}$ レベルから $0.001\ \text{mm}$ 単位まで $1/10$ に縮小した。

金型の位置合わせ精度のナノメートル化とデジタルプロセス化によって、革新的な精度向上と生産性を実現可能な金型制御技術を開発した。この技術によってマイクロせん断加工の位置合わせは標準化が図られ、デジタル化によって調整難度が下がり、例えばこれまでクリアランス調整が難しく加工が困難であった板厚 $0.01\ \text{mm}$ の金属箔の異形穴加工等が実現可能となった。以上から、結晶粒の変形状態を機械的な誤差を最小化して評価する体制を構築し、従来の位置合わせ精度不足に対して課題解決の方向性を示して学術的な解析を行う環境を整えた。

6. 3 研究成果 II : 結晶粒径と各種プロセス条件における、加工誘起変態とひずみ分布が切り口面に及ぼす影響の解明

板厚を $0.1\ \text{mm}$ 、パンチ直径を $0.08\ \text{mm}$ とした SUS304 材の微細穴のせん断加工を例に、結晶粒を微細化した条件と一般的な結晶粒のせん断加工特性を、クリアランスをパラメータとして検討を行った。加工影響層の EBSD 解析からせん断変形の定量化を図り、結晶粒の破断開始メカニズムを解明した。

研究結果から結晶微細化材の採用時には、特に破断量にばらつきが現れることを明らかにした。結晶粒が小さい微細結晶粒径 ($1.5\ \mu\text{m}$) では加工誘起マルテンサイト変態層が穴の円周方向に厚くなり、結晶粒の破断挙動が脆性的になることで結晶粒が任意の位置で破断を開始できる条件が整うことで破断開始位置のばらつきが大きくなる結晶粒の破断開始機構を明らかにした。

一般材 (結晶粒径 $7.5\ \mu\text{m}$) のような粗大結晶粒では、せん断変形に抵抗を示す要素として加工硬化したオーステナイト相の結晶方位と加工誘起マルテンサイト相の分布が、結晶粒のせん断変形を不均質にすることで、破断開始位置がばらつくことを明らかにした。

中間の結晶粒径を持つ結晶粒径 $3.0\ \mu\text{m}$ 材では、マイクロな穴の円周方向における加工誘起マルテンサイト相の厚さが薄くなり、マクロな加工誘起変態とオーステナイト加工硬化相の結晶方位の影響も薄れる。マイクロのせん断変形要素とマクロのせん断変形要素が最適化して破断開始位置が安定化するせん断変形機構を明らかにした。

クリアランスを一般材の結晶粒径である $7.5\ \mu\text{m}$ よりも小さく設定する場合には、結晶粒径を $3.0\ \mu\text{m}$ とすることで切り口面が安定することを示し、結晶粒径選択の有効性と適用範囲を示した。

これらの研究成果は、単にデータの提供に留まらず、マイクロせん断加工の評価手法として別の材料や別条件に用いられることが期待できる。

6. 4 研究成果Ⅲ：マイクロせん断加工の切り口面安定性に及ぼす材料結晶粒径とプロセス条件の影響の解明

結晶粒のせん断変形に関する実験的検証および FEM 解析を統合して評価し、結晶粒径が切り口面の安定性に影響を与えることを明らかにした。FEM による数値解析から EBSD による変形過程の考察と同様な傾向となることを確かめた。

これらの解析により、SUS304 材のマイクロせん断過程では、各結晶粒はせん断変形を受ける中で 4 段階に渡ってせん断変形が進み、①変形開始前のオーステナイト相、②オーステナイト加工硬化相、③無拡散の加工誘起マルテンサイト相、④せん断変形した加工誘起マルテンサイト相の 4 状態を選択しながらせん断変形が進んでいく過程を明らかにした。

クリアランスは切り口面の長さを決める重要な要素である。本研究の対象範囲は、一般材の結晶粒径が $7.5\ \mu\text{m}$ で、クリアランスの絶対値は最も大きくても $10.0\ \mu\text{m}$ であり、一般材の結晶粒径以下の領域で加工特性を調査した範囲に留まる。したがって本研究からは、SUS304 材のマイクロせん断加工においてはクリアランスを一般材の結晶粒径を考慮してから決定する必要があり、一般材の平均粒径以下にクリアランスを設定する場合には、結晶粒が微細化した結晶粒径 $3.0\ \mu\text{m}$ 材の採用が望ましいと言える。

この研究によって、マイクロせん断加工における結晶粒径選択の必要性と効果を実証し、今後の微細材採用における指針となるデータを示した。結晶微細化材の変形過程を明らかにして最適な結晶粒径を導いたことは、今後のマイクロ部品採用における標準的な材料の選択方法を提案しただけでなく、切り口面の安定性や工具耐用を両立した生産性ある加工部品の実現を可能とした。単に精度を向上した微細部品であるだけでなく、これまでエッチング加工等に頼っていた金属箔加工をマイクロせん断加工に工法転換することが可能となり、マイクロ塑性加工採用分野の拡大に貢献できると考えている。

6. 5 今後の課題

本研究で取り組んだ工具位置合わせ精度向上がマイクロせん断加工に及ぼす影響の検証や、材料結晶粒径とプロセス条件がマイクロせん断加工の切り口面安定性に及ぼす影響の解析には、解決すべき課題が残されている。以下に列記し、今後解決を図っていく。

I. 工具加工精度のナノメートル化と微細穴加工現象の解明

本研究では工具加工精度の向上には取り組めていない。従来のワイヤーカット放電加工等のエネルギー加工では、概ねサブマイクロメートルが加工限界と考えられている。この現状を超えるためには、さらに小さいエネルギーで工具を加工する必要がある。イオン加工技術の工具加工への展開によって課題解決を目指す。

イオン加工技術の代表であるプラズマ加工を用いてパンチやダイを製作し、機械加工やエネルギー加工とのハイブリット化を図りナノメートル精度化を達成したい。

具体的には、アルゴンスパッタ技術によるパンチおよびダイの加工であり、窒素イオンによる鉄系工具の窒化技術である。これら技術を実用レベルまで技術構築することで、マイクロ塑性加工分野の工具精度向上を目指していく。

II. マイクロせん断加工への微細結晶材の適用拡大

本研究ではオーステナイト系ステンレス SUS304 のマイクロせん断プロセスの検証に取り組んだのみである。ステンレス材の微細粒鋼は他に SUS316 材や SUS316L 材の開発が進んでおり、微細結晶材のマイクロせん断特性を SUS304 材と比較し、材料結晶粒径とプロセス条件の影響を検討する必要がある。

産業分野としては鉄系だけでなく非鉄系のチタンやアルミ、銅合金などについても結晶微細化材の加工現象解明から微細結晶材の採用効果を検証していきたい。

III. 微細結晶材の加工現象解明の拡大

ステンレス材の微細粒鋼材加工技術構築はまだ始まったばかりである。これまでに切削加工やレーザー加工、塑性加工ではせん断加工、絞り加工が一部報告されているのみである。曲げ加工や成形加工等の別の加工工法においても最適な結晶粒径の存在が考えられ、変形状態の定量化と数値解析によって解明を図る必要がある。

マイクロせん断加工の高度化余地は残されている。我が国から、新たなマイクロせん断加工領域を創出するべく、研究開発を進めていく所存である。

謝辞

本研究の推進に際して諸先生方から多大なご指導とご協力を頂きました。ここに厚く御礼を申し上げます。首都大学東京大学院システムデザイン研究科教授楊明先生には、研究の推進や方向性、論理展開など多大なご指導を長きに渡り頂きましたことを深く感謝申し上げます。

学位論文の執筆では首都大学東京大学院理工学研究科教授真鍋健一先生、首都大学東京システムデザイン研究科教授北藺幸一先生、芝浦工業大学デザイン工学部デザイン工学科教授相澤龍彦先生から、ご指摘とご指導を頂き、論文の論点や展開を整理することができました。マイクロせん断加工技術の開発では、産業技術総合研究所製造技術研究部門機能造形研究グループ、グループ長の中野禅博士からご助言とご指導を頂きました。SUS304材のせん断変形機構解明では、同グループの主任研究員加藤正仁博士、研究員の佐藤直子博士にご助言とご指導を頂きました。FEM解析によるせん断変形機構の解明では、東京大学生産技術研究所准教授古島剛先生のご協力とご指導を頂き、研究を推進することができました。重ねて御礼を申し上げます。

（株）小松精機工作所からは学位取得に対して理解と支援を頂きました。充実した研究環境を整えて頂いたことで研究データの蓄積を行えました。常務取締役研究開発部部长の小松隆史博士からは、微細粒鋼の変形機構解明に対して高い知見と指導を頂きました。研究開発課副主任鈴木洋平氏、吉野友章氏、大澤康暁氏、栗飯原拓也氏には研究データ取得に多大な協力を頂きました。今井敦子氏、小尾美咲子氏、由佐史江博士には研究推進に関する支援を頂きました。ここに感謝の意を記します。

家族の理解と支援が無くては、論文を執筆することはできませんでした。長年の支援に改めて感謝の意を記します。

多くの関係者の皆様から、研究推進に関して激励や応援を頂きました。関係する皆様に感謝を申し上げます。