

薄鋼板のプレス成形品の 表面品位向上に関する研究

久保 雅寛

目次

第1章 序論

1.1 自動車産業の歴史と取り巻く環境変化	1
1.1.1 自動車の普及	1
1.1.2 自動車への社会的要請	2
1.1.2.1 地球環境問題対策	2
1.1.2.2 安全対策	5
1.1.2.3 消費者ニーズへの対応	5
1.2 自動車用鉄鋼材料の変遷	8
1.3 自動車用部品に求められる性能	11
1.4 自動車用薄鋼板の成形技術の歴史	14
1.4.1 薄鋼板のプレス成形技術	14
1.4.2 プレス成形に関する研究	16
1.5 材料特性と成形性に関する従来の研究	18
1.5.1 材料特性および成形性試験法	18
1.5.2 プレス成形時の材料特性	22
1.5.3 ミクロ材料組織の分析手法	24
1.5.4 機械的特性に及ぼす材料因子の影響	25
1.5.5 プレス加工後の表面品質に関する研究	27
1.6 本研究の目的	30
1.7 本論文の構成	31
参考文献	32

第2章 2軸引張のその場 SEM/EBSD 観察試験法の開発

2.1 緒言	42
2.2 2軸引張試験のその場観察に適した十字形試験片の開発	44
2.2.1 十字形試験片の2軸引張解析条件	44
2.2.2 解析結果	47
2.2.2.1 スリット長さの影響	47
2.2.2.2 減厚量の影響	51
2.2.2.3 減厚形状の改善	52
2.3 2軸引張試験のその場 SEM/EBSD 観察	56
2.3.1 実験装置および実験方法	56
2.3.2 実験結果および考察	59
2.3.2.1 開発試験システムでの等2軸変形の検証	59
2.3.2.2 表面荒れ増大のその場観察と等2軸引張によるミクロ組織変化の分析	62
2.4 結言	64

参考文献	65
------	----

第3章 極低炭素鋼板の加工硬化特性に及ぼす2軸引張時のマイクロ組織変化の影響

3.1 緒言	68
3.2 実験方法	70
3.2.1 供試材	70
3.2.2 マクロスケールにおける2軸引張試験	70
3.2.3 ミクロスケールの1軸および2軸引張によるマイクロ組織変化の観察	71
3.3 実験結果	74
3.3.1 1軸および等2軸引張変形での加工硬化挙動	74
3.3.2 1軸および等2軸引張変形に伴うマイクロ組織変化	77
3.4 考察	81
3.4.1 異方硬化挙動に対するマイクロ組織変化の影響	81
3.4.2 不均一変形と異方硬化挙動の対応関係	83
3.5 結言	86
参考文献	87

第4章 張出し成形時の表面荒れに及ぼすマイクロ組織の影響

4.1 緒言	90
4.2 実験方法	92
4.2.1 供試材	92
4.2.2 マクロスケールにおける2軸引張時の表面荒れ発達挙動の観察	94
4.2.3 2軸引張時のマイクロ組織変化のその場観察	96
4.3 実験結果	97
4.3.1 Marciniak法による成形試験における表面荒れの発達	97
4.3.2 ミクロスケールにおける2軸引張試験による表面荒れ発達のその場観察	102
4.4 考察	104
4.5 結言	107
参考文献	108

第5章 張出し成形時の表面荒れに及ぼすひずみ比の影響

5.1 緒言	111
5.2 実験方法	112
5.2.1 供試材	112
5.2.2 Marciniak法による2軸引張試験での表面荒れ発達挙動の観察	114
5.2.3 ミクロスケールにおける2軸引張試験での表面荒れ発達のその場観察	114
5.3 実験結果	115
5.3.1 マクロスケールにおける表面荒れ発達に及ぼすひずみ比の影響	115

5.3.2	表面荒れ発達に及ぼすひずみ比の影響のマイクロ分析	117
5.3.3	ミクロスケールにおける2軸引張試験での表面荒れ発達のその場観察	119
5.4	考察	122
5.4.1	CPFEAモデル	122
5.4.2	CPFEA結果の信頼性の検証	122
5.4.3	CPFEAによる鋼板の表面荒れ発達の数値解析	125
5.5	結言	131
	参考文献	132

第6章 {001}結晶方位低減による極低炭素鋼板の耐表面荒れ性の向上

6.1	緒言	134
6.2	実験方法	136
6.2.1	供試材	136
6.2.2	表面荒れ発達挙動の観察	140
6.3	実験結果	141
6.3.1	表面荒れ発達に及ぼす結晶粒径の影響	141
6.3.2	表面荒れ発達に及ぼす n 値の影響	142
6.3.3	表面荒れ発達に及ぼす{001}結晶方位の影響	142
6.4	考察	144
6.4.1	表面荒れ発達のひずみ比依存性	144
6.4.2	耐表面荒れ性に優れた材料の作製	148
6.4.2.1	焼鈍条件	148
6.4.2.2	表面荒れ発達の改善の検証	150
6.5	結言	151
	参考文献	152

第7章 結論

	謝辞	158
	本研究に関する発表および講演論文	159
	本研究に関する特許	161

第1章 序論

1.1 自動車産業の歴史と取り巻く環境変化

1.1.1 自動車の普及

日本の自動車産業は、第二次世界大戦後に急激な成長を遂げた。1949年に乗用車の生産制限が解除されて以降、1950年の朝鮮動乱の特需により自動車産業の成長が加速することになった¹⁾。1952年に国会において、日本の自動車産業の可否が論じられた²⁾のち、育成の方針が決定したことが今日の世界をリードする日本の自動車産業繁栄のきっかけとなった³⁾。1955年の4輪車生産は約7万台で、そのうち乗用車は2万台であった³⁾。

1950年代後半の急速な経済成長を機に、モータリゼーション時代が到来した。政府の国民車構想とあいまって、近代的な自動車工場が次々に建設された。これにより、大量生産が始まり、自動車が普及し始めた。このときから自動車外板製品のような複雑形状を持つ大寸法成形体では割れ、しわ、たるみなどの形状不良の抑制、後工程の組立てのために寸法精度が求められ、成形品の表面性状に対する関心が高まった³⁾。

1960年以降、自動車メーカー各社が競って乗用車の専門工場を新設し、生産台数は、1965年には約190万台となった。その後も、自動車の生産台数は飛躍的に伸び、1970年には530万台、1972年には700万台に達した。その後の石油危機をばねにして産業活動は一層活発になり、自動車の生産台数も増加し、1979年には1000万台を突破した³⁾。このころから、排ガス規制対策および低燃費車開発のために自動車の軽量化が追求され始めた。1978年には、米国でCAFE(Corporate Average Fuel Economy)規制が制定され、自動車の燃費向上が求められるようになった。1979年には軽量化のために高強度鋼板を採用した自動車が市場に出た。その使用比率は、ホワイト車体重量の5-10%であった³⁾。

1980年には経済の安定成長期に入り、自動車生産も増加傾向であった。しかし、地球環境保全から低燃費化のさらなる推進、排ガス対策、安全対策、リサイクル対策など自動車への社会的要請が厳しくなった。それ以降、バブル崩壊による不況や金融危機、自然災害、原油価格乱高下などの不安要素が多数存在したが、自動車の生産規模は約1000万台程度で維持されてきた³⁾。2004年時点で日本の一般世帯における自動車保有率は約9割に達している⁴⁾。現在自動車は広く普及するようになり、課せられた社会的要求を解決しつつ、徹底的なコストダウンを図り、消費者のニーズに沿った車づくりが進められている³⁾。

1.1.2 自動車への社会的要請

自動車に対する社会的要請は **Fig. 1-1**のようにまとめられる⁵⁾。地球環境問題対策と安全対策の両立に加えて、快適性やデザイン性などの消費者のニーズを満たす必要がある。

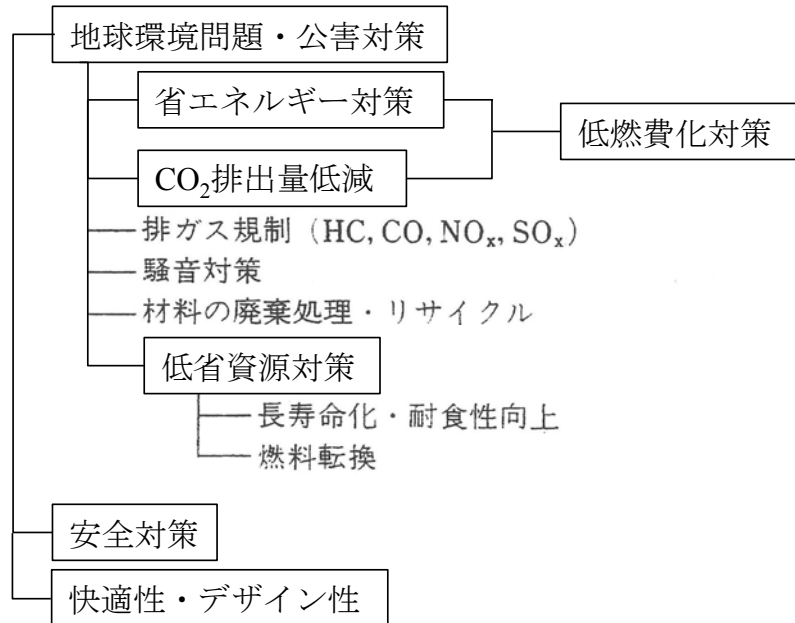


Fig. 1-1自動車に対する社会的要請

文献 5) 林央 “自動車への社会的要請と製造技術” の図を基に編集

1.1.2.1 地球環境問題対策

地球温暖化問題に対処するため、自動車においても省資源、省エネルギー、CO₂低減のための低燃費化が求められている。地球温暖化問題は、人類の生存基盤にかかわる安全保障の問題と認識されており、最も重要な環境問題の一つである⁶⁾。日本の地球温暖化対策推進法第一条にも規定されているように、気候系に対して危険な人為的干渉を及ぼすこととしない水準で大気中の温室効果ガスの濃度を安定化させる必要がある。2015年に開催されたCOP21では、世界の平均気温上昇を産業革命前比2度未満に抑えることを目的としたパリ協定が合意された。**Fig. 1-2**に温室効果ガス排出量の推移を示す⁷⁾。温室効果ガスの中でも、CO₂は総排出量の約9割以上を占めており、もともと影響が大きい。自動車から排出されるCO₂量は、日本において全体排出量の17%を占めている⁸⁾。パリ協定の採択により、自動車においてもCO₂ガス排出量の削減が今後一層求められる。

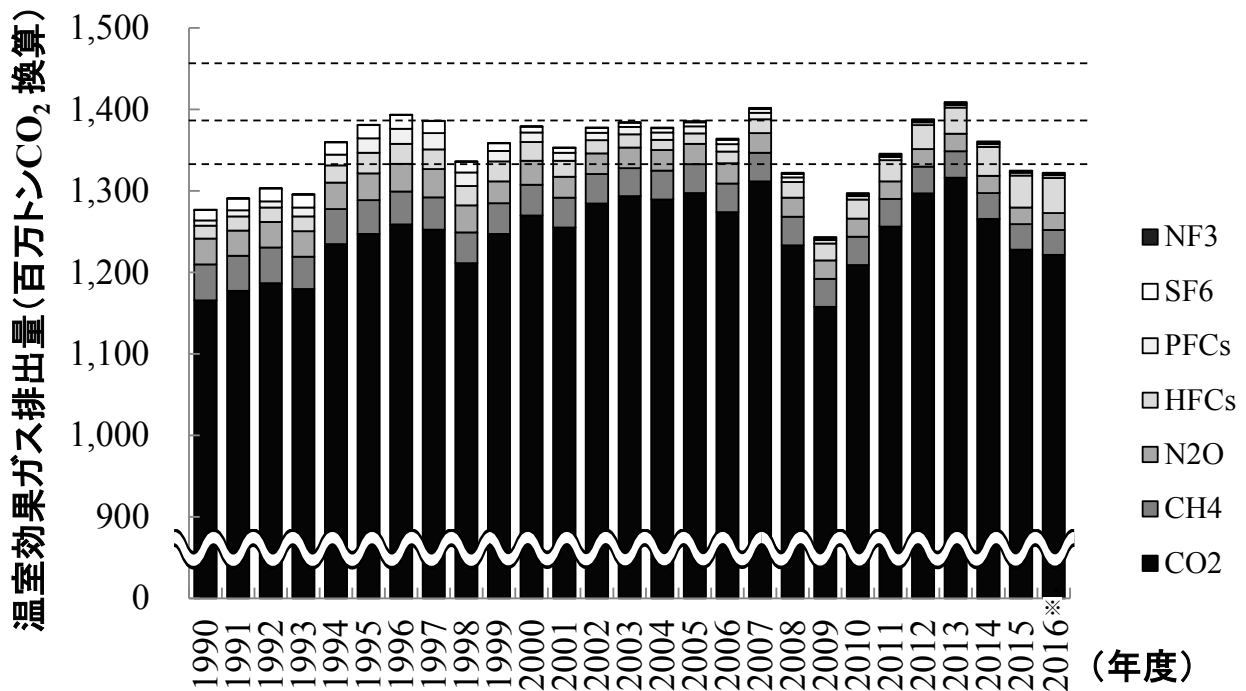


Fig. 1-2 温室効果ガス排出量の推移(※2016年度は速報値)

出典: (<http://www-gio.nies.go.jp/aboutghg/nir/nir-j.html>)⁷⁾

Fig. 1-3 は自動車から排出される CO₂の各国の規制状況である⁹⁾。自動車の環境対策として各国独自に規制が定められ、各国ともに規制は年々厳しくなる傾向にある。日本では、JC08 モード燃費により規制値が定められており、2022 年までに 114 g/km 以下にする目標値が定められている。一方欧州では、自動車メーカーあたりの平均 CO₂排出量基準が設けられており、2020 年度までに 95 g/km 以下にする目標値が定められている。

Fig. 1-4 は乗用車重量別の CO₂排出状況である¹⁰⁾。車体重量の増大に伴い CO₂排出量は 100 kg あたり約 15 g/km 増加する。上記の排出規制達成に対して車体軽量化技術の向上が寄与するところは大きく、その発展が強く望まれている¹¹⁾。対策として自動車部品への高強度鋼板の適用や、アルミニウムや樹脂などの軽量素材の適用が進められている。

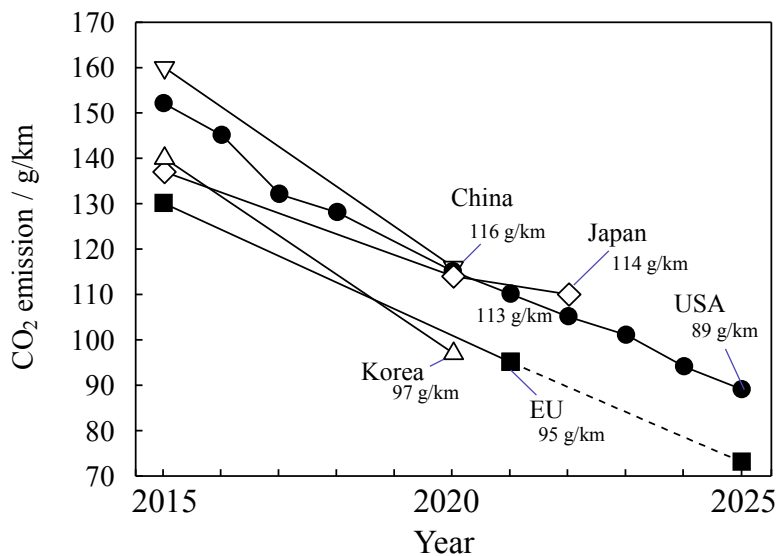


Fig. 1-3自動車から排出されるCO₂の各国規制状況⁹⁾

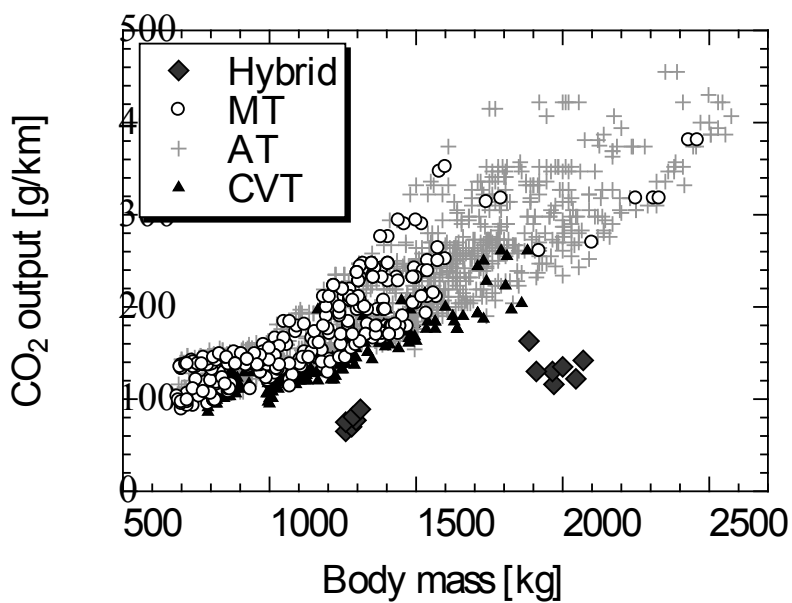


Fig. 1-4乗用車重量別のCO₂排出状況¹⁰⁾

1.1.2.2 安全対策

モータリゼーションに伴い、交通事故が増加した。日本においては1970年には交通事故死亡者数が1万6,765人と史上最高を記録し、社会問題として認識された。この背景を受け、自動車の安全性能向上を目的とした交通システムの整備、法規制の導入が始まった。1990年代に入ると、乗員保護に関する衝突安全基準や自動車アセスメントNCAP(New Car Assessment Program)がアメリカ、欧州および日本で導入された。各国とも前面衝突基準、側面衝突基準が設定されている。さらに衝突安全性に対する要求は、車対障害物から、車対人、車対車など衝突形態の多様化も含め年々高度化しており、そのための対策が必要となってきた¹¹⁾。

現在では、危険予知と危険回避により事故を未然に防ぐ予防安全(アクティブセーフティ)と万一事故が発生した時に傷害を最小限に抑える衝突安全(パッシブセーフティ)の両面からの安全対策が行われている。予防安全施策としては、スタビリティコントロールなどが適用され、また衝突安全の施策としては、エアバックの標準装備、衝突安全ボディの開発¹²⁾、補強部材の追加等¹³⁾が行われている。自動車の安全性能は公的機関にて試験が行われ、自動車の衝突安全性の評価結果が公表されている。衝突安全性に対する意識は消費者に十分浸透しており、自動車の安全性能は消費者の購入動機に影響を及ぼしている。

1.1.2.3 消費者ニーズへの対応

前述の低燃費と安全性能に加え、自動車の快適性とデザイン性が、消費者のニーズとして挙げられる。特に、スタイル・色などの外観や内装・装備は消費者の半数以上が自動車の購入動機として挙げており¹⁴⁾、快適性とデザイン性は特に重要となっていることが伺える。

自動車の快適性への関心は年々高まっており、座席の座り心地を含めた車内の居住性等の快適性や、走行時の車内騒音・振動が少なく乗り心地が良いことが求められている¹⁵⁾。乗用車シートに関する研究^例例えば¹⁶⁾や車内騒音を低減するための研究¹⁷⁾がなされている。また、乗り心地向上のために高強度鋼やアルミニウム合金を採用した軽量かつ高剛性な自動車ボディの開発¹⁸⁾が行われている。

一方、自動車のデザインは、社会情勢やユーザーの価値観の変化を反映し、ボディの成形・製造技術の発展とともに変化してきた。その変遷について以下に述べる。

戦前には、鋼板に短時間で高い電流を流し、その熱で溶接するスポット溶接が開発され、より薄い鋼板の結合が可能となった。これより、モノコック構造が開発され、薄く美しい曲面を持ち、頑丈なスチールボディが主体となった。**Fig. 1-5**に戦前の自動車の外形を示す¹⁹⁾。ボディとフェンダが一体化され、フロントウィンドウが寝かされ、車体の後端を切り落とす自動車形状、いわゆるコーダトロンカが流行した¹⁹⁾。この当時から、空力抵抗の低減のための流線形の車体のデザインが脚光を浴びるようになった。自動車ボディの製造は、手たたきの板金作業によって行われ²⁰⁾、自動車の外板パネルは丸みを帯びた形状が主流であった。

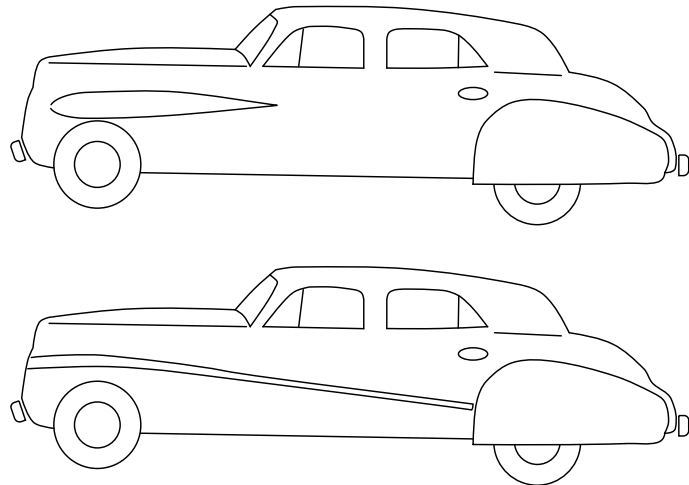


Fig. 1-5 戦前の自動車の外形の一例

1950年代後半以降の自動車の量産化、プレス成形技術の高度化によって、鋼材を用いた自動車のボディ形状は、さらなる複雑化が可能になった。昔の前後フェンダーが独立したデザインに対し、ボディ側面が一つの箱のように平らになった乗用車のデザインが一般化した¹⁹⁾。また、比較的簡便に立体感が表現できる「ハイライト法」というスケッチ手法や実物大の「インダストリアルクレイ」によるデザイン手法が海外から導入された²⁰⁾。1961年にはそれらの手法で開発された日本独自の大衆車が市場に出た。

1970年以降、衝突安全性向上の要求は自動車デザインへも影響し、スタイリング全盛であった1960年代から一転し、自動車デザインは、機能とスタイルの両立が求められるようになった²⁰⁾。当時の自動車は、衝突時の衝撃吸収のために、大きく突出したバンパーを樹脂の緩衝材で覆ったものが外観上の特徴であった。この、樹脂で覆ったバンパーが、近年にみられるバンパーとボディを一体化したデザインへの変化を加速した²⁰⁾。1980年以降には、それまでスポーツカーでしか採用されなかったバンパーとボディの一体化の構成が一般化した。また、空力性能向上と意匠効果を目的に、フロント・リヤまわりへのエアスポイラー装着が拡大されてきた²¹⁾。燃費向上が重要な課題であり、開発に際しては空気抵抗係数を表すCd値がさらに重視され、風洞実験やコンピューターを使ったシミュレーションが取り入れられるようになった。一方、デザイン性に関するコンピューターによる設計と機能性の評価では、映像の印象と実際の印象が大きく異なることが度重なり、当時正しい評価が困難と判断された²⁰⁾が、近年ではデジタルツールの飛躍的な進歩により、面品質・意匠性の評価が可能になりつつある。

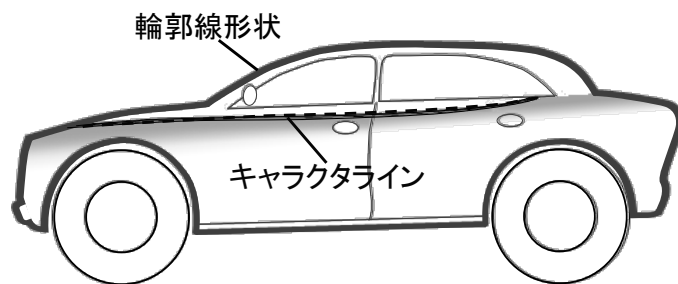


Fig. 1-6 輪郭線形状とキャラクタライン

また近年では、消費者志向の多様化に伴い、個性的な自動車デザインが求められている²⁰⁾。Fig. 1-6に示すように自動車の外観イメージは輪郭線形状と意匠線(キャラクタライン)によって特徴づけられる²²⁾。デザイナーはこれらの線を基に、ボディ側面にキャラクタラインを配置することで、自動車デザインの個性や商品イメージを表現している^{22), 23)}。

Fig. 1-7に自動車の外観イメージの変遷^{19), 24)}を示す。衝突時の安全性向上のために、フロントピラーの傾斜が大きくなってきており²⁴⁾、ボディ側面の意匠は、キャラクタラインとして鋭い稜線を複雑な曲面上に有する形状²⁵⁾となってきた。このようなデザイナーの形状イメージを具現化するためには、複雑形状の実現に適した材料の選定とその成形技術開発が重要になっていくと考えられる。

以上のように軽量化と、部品性能、消費者ニーズの反映した自動車を実現するための、自動車部品が今後ますます求められるようになると考えられる。これらニーズに答えた商品価値が高い自動車を実現するためには、経済性と高い成形性を兼ね揃えた鋼材のプレス成形品で、複雑な曲面と鋭い稜線を組み合わせた部品形状を実現させることが有効であると考えられる。

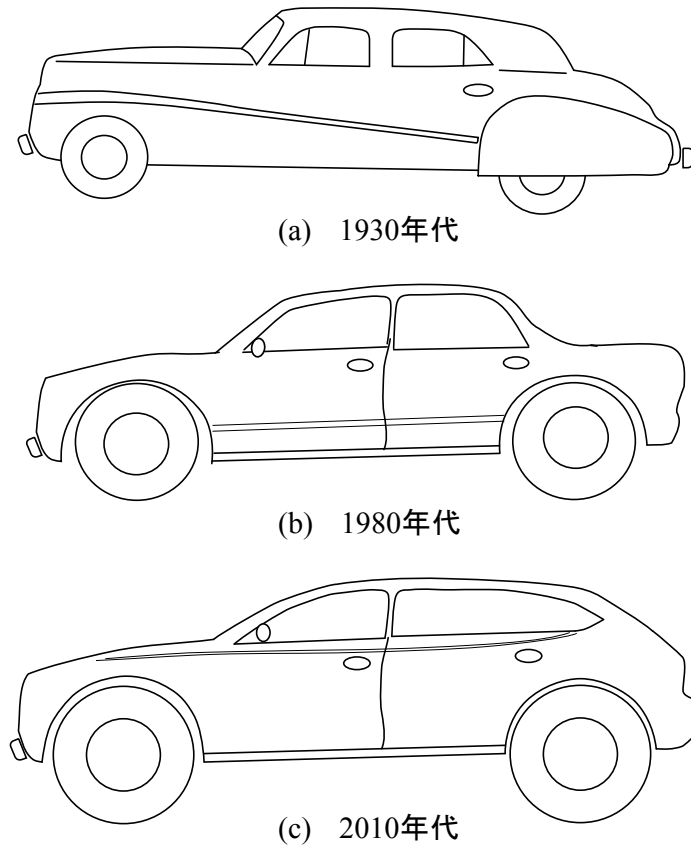


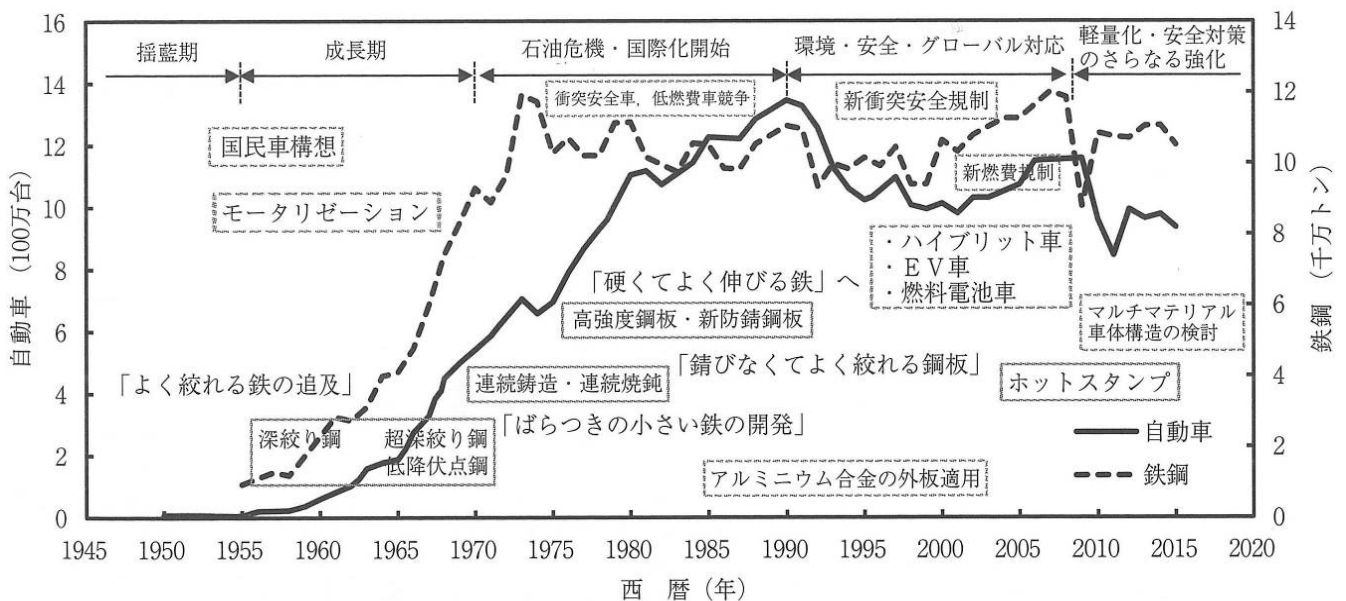
Fig. 1-7自動車の外観イメージの変遷

1.2 自動車用鉄鋼材料の変遷

自動車には、鋼材、非鉄金属、樹脂およびガラス等の様々な種類の素材が適用されている。なかでも鋼材は、自動車原材料構成比の中で70%超の比率²⁶⁾を占める最も重要な素材である。さらに鋼材の中でも鋼板は、最も多く車体部品に適用されている。自動車用鉄鋼材料は、自動車メーカーと素材メーカーが継続的に協業し、自動車産業のその時々ニーズに応える技術課題に対応しながら発展してきた²⁷⁾。

Fig. 1-8は、自動車の国内生産台数及び粗鋼生産量推移を、主要な社会環境並びに技術の変遷と対応させて示したものである²⁷⁾。自動車の国内生産は政府による国民車構想のもと、様々な形状の自動車部品が大型設備で大量生産されるようになり急激に生産量が増加してきた²⁷⁾。

鋼板に求められた最初の技術課題は、プレス機械によるプレス成形法²⁸⁾によって、破断せずに所望の曲面状のボディ部品を成形することであった。この技術課題に対し、1950年代の後半から1960年代の前半にかけて、軟質で良く絞れる鋼板²⁹⁾(深絞り鋼板)として低炭素アルミキルド鋼板³⁰⁾が開発され、ボディ部品の量産に適用されるようになった。この低炭素アルミキルド鋼板とは、箱焼鈍中に析出する窒化アルミ(AIN)を活用して再結晶集合組織を制御することで、深絞り性を向上させたものである。



自動車	乗用車生産認可 技術導入	設備近代化 量産体制確立 安全・無公害	石油危機 円高 海外生産 自動化 小型車	地球環境重視 自動車衝突安全 ハイブリット, EV車 国際化 (海外生産拡大)	マルチマテリアル車体構造
鉄鋼	技術導入	製鉄所消費立地 設備大型化 転炉 真空脱ガス炉	連続化 高機能商品群 連铸・連焼拡大 めっき設備	既存設備の高効率化 グローバルな業界再編成 ULSAB, FSVプロジェクト ホットスタンプ	冷延超高強度鋼板の適用拡大

Fig. 1-8自動車・鉄鋼生産量の推移と鉄鋼技術の変遷²⁷⁾

さらなる技術課題は、燃費向上と衝突安全性の両立であった。1973年、1978年に起きたオイルショック、米国で1990年以降に制定されたCAFE (Corporate Average Fuel Economy: 27.5 mile/gallon) 規制、PNGV (Partnership for New Generation of Vehicle: 80 mile/gallon) プロジェクトへの対応が求められた。また、交通事故の多発を背景として、1968年に米国で安全規制FMVSS (Federal Motor Vehicle Safety Standards) が施行され、この規制に対応するために自動車の衝突安全性が求められた。これら技術課題に対し引張強度が高い材料を使い、板厚を低減するという材料設計の概念が構築され、高強度鋼板に注目が集まり、自動車部材への適用が要望された¹⁾。

Fig. 1-9 に鋼材の強度延性バランスを示す³¹⁾。代表的なフェライト単相鋼として、極低炭素 IF (Interstitial Free) 鋼、代表的な複合組織鋼としては、DP (Dual Phase) 鋼や TRIP (Transformation Induced Plasticity) 鋼がある。幅広い強度の多彩な材料が存在しているが、図からわかるように、強度と伸びはトレードオフの関係があり、材料強度の向上に伴いプレス成形性は低下する。

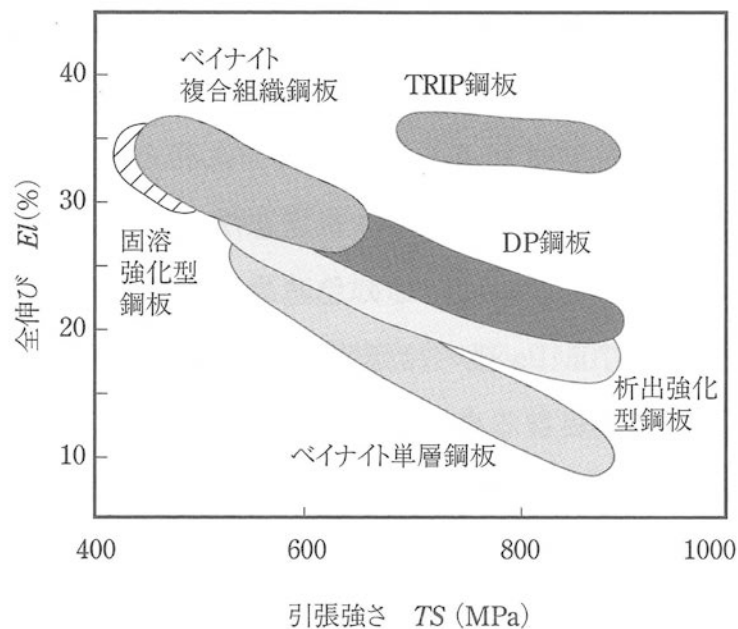


Fig. 1-9 鋼材の強度延性バランス³¹⁾

そこで、高強度鋼板の欠点であるプレス成形性を改善するための研究開発が精力的になされ、リン(P)添加アルミキルド高強度鋼板³²⁾、焼付硬化特性を有するBH (Bake Hardening) 高強度鋼板^{33) - 36)}、飛躍的に深絞り性を向上させた極低炭素 IF 型高強度鋼板^{37) - 40)}などが開発された。

BH 高強度鋼板は、ドア、フードおよびトランクリッドなどの外板パネルに求められる高い面精度と人間が押ししたり小石が飛来して凹むことに対する抵抗(耐デント性)を両立させるニーズに応じて開発された。BH 高強度鋼板はプレス時には低強度で使用時には高い降伏強度を示す特徴を有する。BH 効果は鋼板中に残存するCやNがパネル塗装後の焼き付け処理中に、プレス時に導入された転位へ固着することで降伏点が上げる現象である。BH 鋼は、極低炭素鋼をベースにC、NがTi、Nbの添加量より化学当量的に過多になるように制御して製造されている。最近では、440 MPa 級の引張り強度を有するBH 鋼板が実用化し、外板パネル用材

料も高強度化している^{41), 42)}.

極低炭素 IF 鋼板は、自動車の外板パネルの高意匠性と高造形性のニーズに応じて開発された。IF 鋼はフェライト単相鋼であり、高い延性と絞り成形性を有する。Ti 添加 IF 鋼は 1966 年に八幡製鐵において開発され、Nb 添加 IF 鋼は 1981 年に川崎製鐵において開発された。Ti や Nb を極低炭素に添加して、固溶炭素(C)や窒素(N)を析出物として固定している^{43), 44)}。IF 鋼では固溶 C, N がほとんど存在しないため時効性に優れ、降伏強度が低いため面ひずみの発生も抑制される。

IF 鋼は、高い絞り成形性が得られると認識されていたものの開発された当初は表面欠陥の発生や熱延コイル端部の材質劣化に起因する歩留まり低下のために、アルミキルド鋼と分担して使われていた⁴⁴⁾。Ti 添加鋼の製造最適化による IF 鋼の連続鋳造が 1979 年に実現し、その後表面欠陥の問題の解決が進んだ。そのうち、IF 鋼は、アルミキルド鋼よりも成形性が高いことから、自動車パネル形状の複雑化や一体成形化による金型低減等にも貢献し、広く普及した⁴⁴⁾。さらに IF 鋼の研究開発が精力的に進められ、熱間圧延での低温大圧下と急冷によるフェライトの微細化、高冷延率、高温焼鈍を組み合わせ、成形性と強度を両立する IF 鋼板が開発された。さらに近年では、Nb-Ti 添加極低炭素 IF 鋼をベースに、P, Mn, Si 等を添加により固溶強化した 440 MPa 級のハイテン IF 鋼も開発されている⁴⁵⁾。

前述の通り、今後も自動車の衝突安全性の規制と CO₂ 排出規制の強化が各国で予定されていることから、今後も材料高強度化と自動車の使用性能とを両立させる自動車業界のニーズは拡大するものと考えられる。今後のさらなる高強度化に伴って低下する材料の成形性を克服し、自動車業界のニーズに応じたさらなる材料開発のためには、自動車適用部品ごとに要求される使用性能と材料特性との関係を理解することが重要であると考えられる。

1.3 自動車用部品に求められる性能

これまでに述べてきたように、自動車軽量化のための材料の薄肉・高強度化に加えて、部位ごとに異なる自動車車体部品に要求される性能を両立することが求められる。Table 1-1 に自動車車体の代表的な部品とそれぞれに求められる性能⁴⁶⁾を示す。サイドメンバー、ドアビーム、クロスメンバーなどの構造補強部品では、部材剛性、強度(耐久強度、衝撃強度)が要求される。フロアパネル、ダッシュパネルなどの内板パネルでは、張り剛性、部材剛性、強度(耐久強度、衝撃強度)が要求される。部品によっては衝突時の圧潰強度も必要となる。

一方、ドア、フェンダー、フード、ルーフなどの外板パネルでは、機能として求められる項目が構造補強部品や内板パネルに比べて多い。張り剛性、耐デント性に加え、表面きずが無いこと、面のゆがみや表面荒れなどなく塗装後外観を損なわない表面品質と、車の商品価値を演出する美麗さが要求される。商品デザイナーの感性を具現化するために大変複雑な形状に設計されることが多く、外板パネル材に対する成形性への要求が厳しい⁴⁷⁾。最近では、前述のように意匠面に鋭い稜線を持つ自動車パネルの造形ニーズが増加しており、材料の成形性への要求はさらに厳しいものとなっている。

Table 1-1 代表的な自動車部品とその求められる性能

	Parts Name	Requirement performances			
		剛性 Rigidity	耐デント性 Dentability	耐衝撃性 Crash	外観品質 Appearance Quality
Structural Parts	Cross member, Door beam Side member	○		◎	△
Inner panel	Floor panel Dash panel	◎	△	○	△
Outer Panels	Door, Fender, Hood Roof	○	○	○	◎

◎ : Seriously important
 ○ : Important
 △ : Less than ○

これらの性能要求に応じつつ自動車の軽量化を実現するため、車体材料の主体として構成される鉄鋼材料も高強度化が進展してきた。Fig. 1-10 に車体への高強度鋼板の使用比率の変遷を示す³⁾。車体に占める引張強度 340 MPa 級以上の高強度鋼板の重量割合を示している。1979 年においては 8.2% であったが、近年の環境問題や対人保護の社会的要請の高まりから、車体への高強度鋼板の使用は急激に拡大し、2015 年には 50% 超に達した。2025 年には約 70% 近くになると予想されている³⁾。

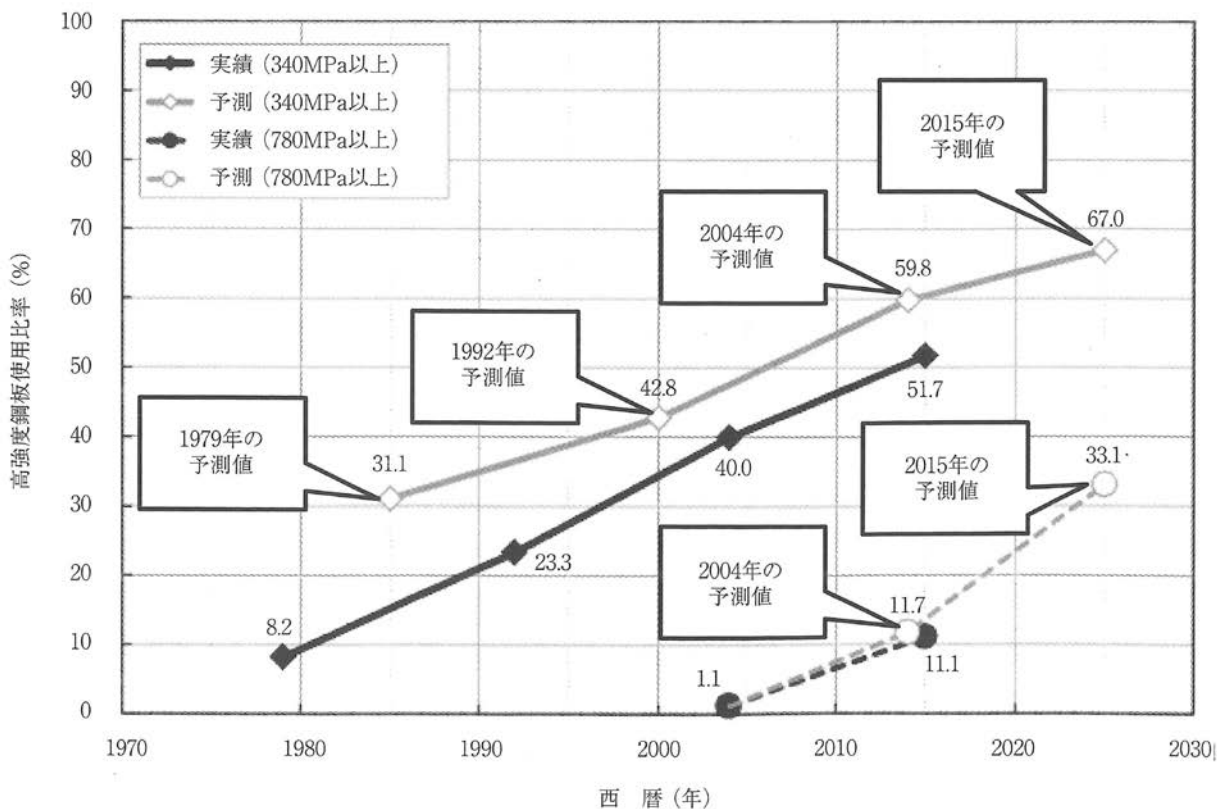
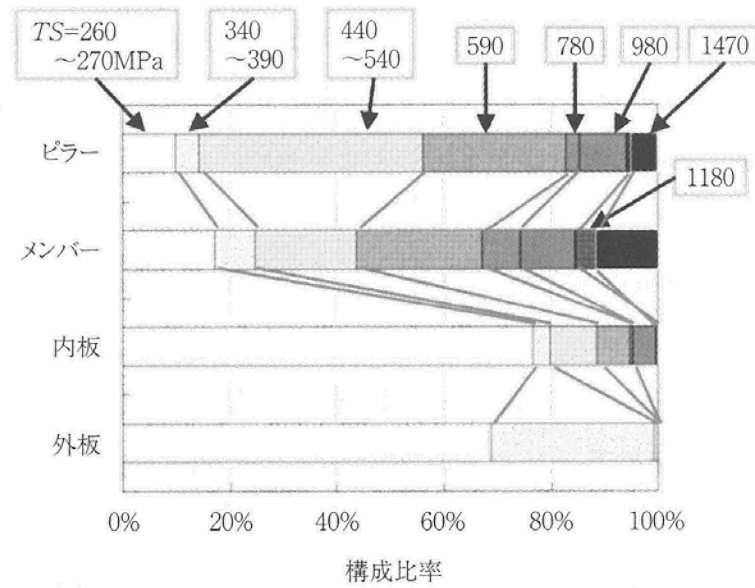
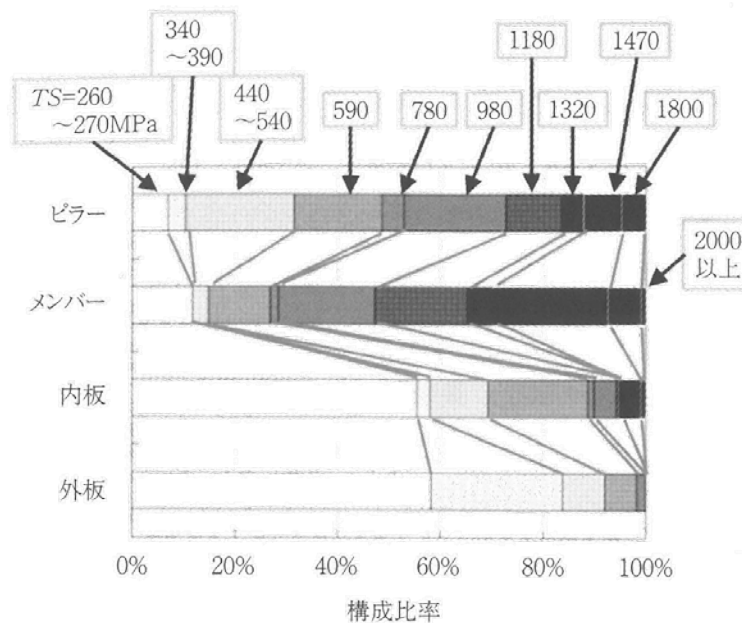


Fig. 1-10 高強度鋼板使用率の実績と予測の推移³⁾

Fig. 1-11 は、2015 年時点での部位別の鋼板の強度とその割合を示したものである³⁾。2015 年時点で構造補強部品であるピラー、メンバー類では 80~90% に高強度鋼板が使用され、引張強度 980 MPa 以上の鋼板の使用が進んでいる。一方、内板部品、外板部品ともに 70% 程度が普通鋼板であり、一部に高強度鋼板が用いられている。パネル部品は、製品形状が複雑なために、伸びが大きく、絞り成形性に優れ、かつ成形後の形状凍結性確保のために降伏点の低い鋼板が主に用いられている。代表的な鋼種としては、前節で述べたような低炭素系の P 添加鋼板、極低炭素系の IF 鋼板、低炭素系および極低炭素系の BH 鋼板である。Fig. 1-12 は、将来の部位別の鋼板の強度とその割合の予測値である³⁾。ピラー、メンバー類では高強度鋼板の使用比率はほとんど変化していないが、さらに高強度化が進展することが予想されている。一方、内板部品、外板部品に関しては、高強度鋼板の使用比率が大きく向上することが予想されているが、半分以上は普通鋼板である。

Fig. 1-11 2015年時点での部位別強度使用比率³⁾Fig. 1-12 将来の部位別強度使用比率予測(2025年)³⁾

さらなる自動車パネル部品の高強度化の阻害要因として、表面品位の劣化の課題があげられる⁴⁾。小さな曲率半径の稜線を意匠面にもつようなパネル部品の成形時には、材料の塑性変形量は増加する傾向にある。材料の塑性変形量が増加すると、材料の不均一変形による表面荒れや局所的な塑性変形量の違いによるスプリングバック量の違いが面外変形として認識される面ひずみの発生が懸念される。鋼板の高強度化による自動車の軽量化のためには、これらプレス成形時の表面荒れ・面ひずみ等のプレス成形時の不具合対策が必要であると考えられる。

1.4 自動車用薄鋼板の成形技術の歴史

1.4.1 薄鋼板のプレス成形技術

日本の近代技術の発展は、19世紀後半に欧米からの工業技術の積極的な導入から始まる。1901年に官営八幡製鉄所が設立された時期に、プレス機械、プレス技術も導入され、プレス技術の基礎が構築された³⁾。車体成形としては大まかな形状と寸法を出すために、プレス機が使われ、仕上げは打出し板金が主体であった。

1907年以降、大型プレス機械の輸入が始まり、1910年には小型プレス機械が国産化、1920年には大型プレス機械が国産化し、現在のプレス成形技術の原形が始まった。1924年にフォードが、1927年にGMが日本に進出し、自動車の生産と販売を始めた。その後、1932年に日産が、1936年にトヨタが自動車生産を開始した。これと同じころ、成形用鋼板として熱延鋼板と冷延鋼板が供給され始めたが、第二次世界大戦のために、乗用車の生産は停止し戦後の生産再開まで自動車部品の成形技術は確立されないままであった³⁾。

Fig. 1-13は、自動車の国内生産台数および海外生産台数推移を、主要な社会環境並びに車体の生産技術の変遷と対応させて示したものである³⁾。以降、図に示す戦後の自動車生産量の変化の特徴³⁾に従い、薄鋼板のプレス成形技術の変遷について要約する。

戦後に自動車生産が再開し、1954年には大型プレス機の製造がさらに強化された。1957年には、プレス機を直列配置したタンデムラインが初めて採用され、プレスラインにおける成形品の移送がコンベアで行われ、成形品生産の自動化が拡大した。

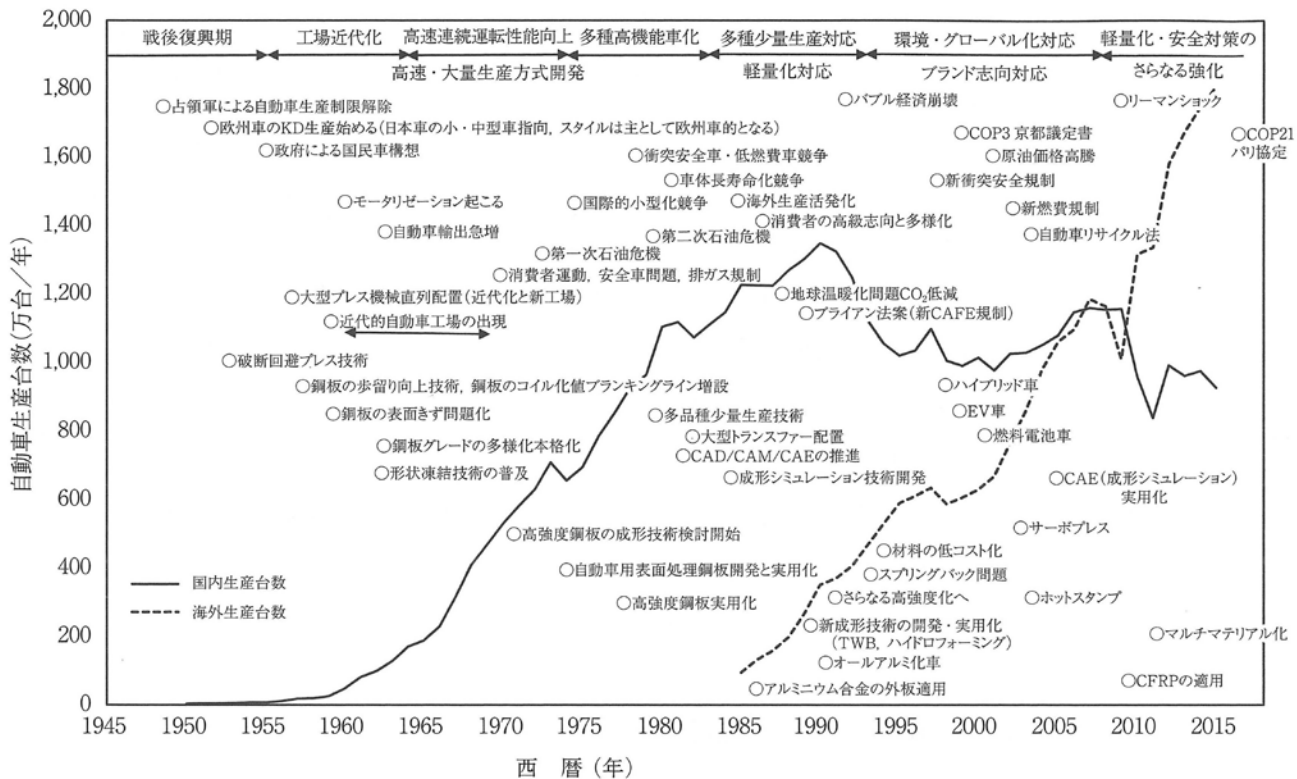


Fig. 1-13 自動車生産台数の推移，自動車を取り巻く社会環境と車体の生産技術関連事項³⁾

1960 年以降の高度成長期には、生産規模が巨大化し、使用鋼板量も急激に増加することで、プレス成形品の材料歩留まりに対する認識が強まった。車体の成形は大分割から小分割に変更されるようになった。成形品の品質向上に対する要求が高まり、種々のプレス成形不良現象の把握と技術的対策が進められるようになった。また、材料に対する要求も明確にされ、それらの情報の製造へのフィードバックが材料開発に生かされた。この時期の自動車車体工場の増設に伴い、大型プレス機が増加し、プレスラインの高速化が図られた。シートローダー／シートアンローダーの開発が進められ、1960 年には国産のトランスファプレスが生産され、半自動化ラインが主流を占めるようになった³⁾。

その後の自動車生産の急増は、車体の成形技術の発展と鋼板の機械的特性の大幅な改善を促した。プレス成形の大量生産化・高速化・連続化のためには、成形不良現象の低減が不可欠であった。材料特性のバラツキを極力一定の範囲に抑えることが望まれ、成形性の安定化という概念が導入された。材料歩留まり向上のために、段絞りや絞りビード等に工夫がなされた。さらに、形状不良や寸法精度不良の修正工程を低減するために張力負荷や決め押し技術が組み込まれた。1968 年に開発されたチタンキルド鋼は優れた成形性能を示し、プレス成形不良回避の材料として活用された。1969 年には全自動化プレスラインの国産第 1 号機が作られた。プレス機械技術は、欧米を凌駕し、諸外国の自動車メーカーへプレス機の輸出が盛んになった。中小型プレス機も進歩し、型設計技術・型材質・型精度の向上により、プレスラインの自動化は完成の域に達した³⁾。

1970 年代の石油危機以降、低燃費車開発のため軽量化が追求されるようになり、高強度鋼板の適用が始まった。高強度鋼板は、難加工材であり、この当時成形トライを実施した部品の多くが破断し、破断が回避できた場合でも形状不良のため、実用化は厳しい状況であった。新たな成形技術の開発が必要となり、プレス成形技術、材料製造技術、プレス成形理論の結合が一層求められるようになった。成形技術に関しては、プレス作業時の型かじり対策をはじめ、しわや面ひずみの制御対策など、総合的な検討がなされた³⁾。

1980 年以降、消費者の車に対する個性化志向が強まり、多種少量生産技術の開発が求められるようになった。これに応じ、プレス成形の FMS (Flexible Manufacturing System) 化、CAD (Computer Aided Design) /CAM (Computer Aided Manufacturing) /CAE (Computer Aided Engineering) の導入が検討された。この時期、数値解析による成形シミュレーションを用いて成形難度の事前評価を行うという概念が生まれた。現在実用化されているしわ抑え力制御、テーラードブランクの利用、対向液圧成形などの基礎検討が始まった³⁾。

バブル崩壊後のいわゆる「失われた 20 年」の時期には、生産プロセスの効率化とコストダウンが大きな課題となり、プレス成形技術が見直され、サーボプレスなどの新しい技術の導入が積極的に図られ、高強度鋼板のスプリングバック問題に対する対策技術の開発も始まるとともに車体への高強度鋼板の使用が一般化した³⁾。

それから現代至るまでで、プレス成形技術、その中でもとりわけ数値解析による成形難度評価技術は飛躍的な進歩をとげた。モデル実験とともに、幾何学的手法、塑性力学に基づく初等解析、有限要素法 (Finite Element Method, FEM) による 3 次元変形の厳密な解析へと数値解析手法が進歩した³⁾。近年では、材料のミクロ組織を考慮した結晶塑性 FEM (CPFEM) 手法の開発がなされている。今後、FEM は、成形性の事前予測への利用にとどまらず、新工法や新材料の開発への利用が期待される。

1.4.2 プレス成形に関する研究

前節で述べた薄鋼板のプレス成形技術の変遷に対応して、プレス成形技術に関する研究も行なわれてきた。プレス成形に関する研究は 1900 年の Musoil⁴⁸⁾の円筒絞りの検討が最初とされている。その後、塑性理論の発展とともに、今日の成形理論の基礎となるプレス成形研究が 1925 年に Sommer によって行われている⁴⁹⁾。日本においても 1935 年に福井⁵⁰⁾が深絞り成形の理論的考察を行い、プレス成形に関する系統的な研究が開始された。1942 年には、益田⁵¹⁾が塑性理論による深絞りの研究を行っている。

成形性に関する研究は、1950 年以降活発に展開され、現在の成形性研究の重要な基礎となっている。1950 年に Lankford ら⁵²⁾が塑性ひずみ比 (r 値)を提案、その深絞り性との関係について報告している。また、角筒などの異形状の深絞り性の研究が開始され、破断だけでなくしわに関する研究も盛んに行われた³⁾。

1959 年になされた吉田のプレス成形区分に関する提案⁵³⁾により、従来の曲げと深絞りという単純な成形性の概念が、深絞り、張出し、伸びフランジ、曲げという系統的な成形性への概念へと展開した。このとき、プレス技術、材料特性、成形試験法の相互の関連が重要であることが明確にされた³⁾。材料特性試験法、成形性試験法については次節で詳述する。

1960 年代には、自動車車体成形における形状不良の制御が大きな課題として取りあげられ、型なじみ性、形状凍結性の概念が確立された。形状凍結性確保のための材料特性として降伏点が認識され、低降伏点材の開発へと展開された³⁾。 r 値による塑性異方性理論が展開され、 r 値と深絞り性との関係が理論的に実証された⁵⁴⁾。

それ以降、経験技術的側面の強い成形技術の体系化が試みられるようになった。成形不良現象の解明が系統的に行われ、新しい成形性評価手法が検討された。Fig. 1-14に示すように、プレス成形不具合として塑性ひずみによる材料のはだ荒れ(表面荒れ)が、割れやネッキングに加えて、強度上および塗装上の問題になることが認識された³⁾。

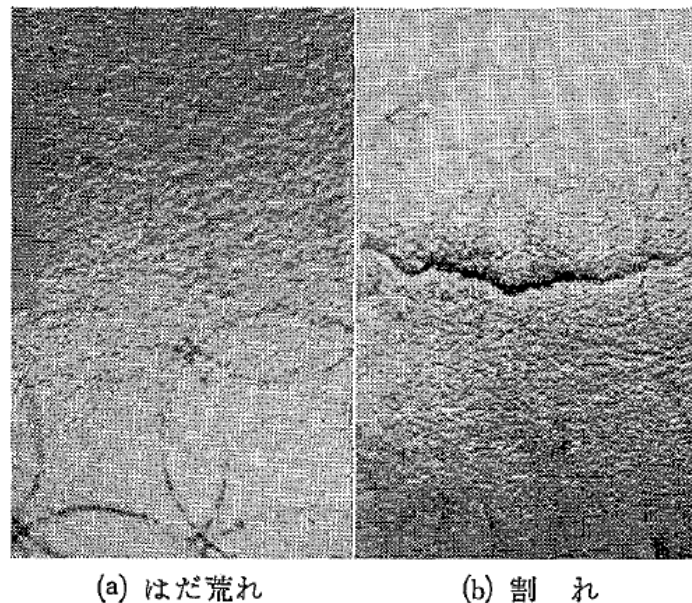


Fig. 1-14 成形不具合発生時の鋼板表面状態⁵⁵⁾

Keeler⁵⁶⁾によって、現在広く用いられている成形性評価法である成形限界線図 (FLD: Forming Limit Diagram) による成形難易評価が提案された。また、ブランク板の表面にスクライブドサークル (SC) を描き、成形後の SC の変化から塑性ひずみを測定する SC 法により、プレス成形品の成形限界、はだ荒れ限界が測定された。しわに関しても系統的な研究がまとめられ、その後パネル部品成形時の面ひずみの研究へと引き継がれた。東京で第 6 回 IDDRG (International Deep Drawing Research Group) 会議が開催され、成形技術、材料開発、成形性研究の成果が注目され、プレス成形における日本の先進性が認められるようになった³⁾。1970 年代には、石油危機による低燃費化要求が高まり、難加工材である高強度材の適用に関する研究が進められた。高強度材の成形性に加えて、成形時の型かじり問題、面ひずみや表面荒れ発生による表面不良対策、スプリングバックによる部品形状不良対策の為に、材料特性と成形性の関連性が調査され、成形方法及び材料の両面の観点から体系的な研究開発が行われた³⁾。

1980 年代以降、数値解析を活用した成形性や形状精度の予測技術の高精度化に関する材料モデルの研究、要素や工具モデルなどの数値解析手法の研究が活発化し、現在プレスの成形解析に広く用いられている FEM 解析手法の基礎が築かれた。1990 年代には、成形性の数値解析による事前予測の検討が普及した。2000 年以降には成形シミュレーションによる形状不良予測技術、しわの予測技術、面ひずみ解析と制御技術が検討された³⁾。

今後のさらなる自動車車体の軽量化のために、主なプレス成形対象である鋼板はさらに高強度化の傾向の様相を強めている。高強度と成形性を両立するため、多岐にわたる材料組織を有する鋼板が実用化され始めている。1.1.2 で述べた自動車への社会的要求に総合的に対応するためには、材料特性と成形性のみならず、材料特性と部品性能の関係を明確にし、材料を使いこなすプレス成形技術の研究開発が今後一層求められる。

1.5 材料特性と成形性に関する従来の研究

1.5.1 材料特性および成形性試験法

プレス成形性の評価試験法のもっとも基礎的なものは引張試験^{57), 58)}である。引張試験に関する研究は1880年から見られ、試験片の寸法効果が報告されている⁵⁹⁾。20世紀初頭には、世界中で引張試験の規格化が進められた。一方、プレス成形性試験法としては、1880年に液圧バルジ試験、穴広げ試験の提案が最初とされる³⁾。1914年にエリクセン試験⁶⁰⁾、1920年にオルゼン試験⁶¹⁾、1940年に円筒深絞り試験法が提案されている。これらの試験法の開発が、プレス成形に関する研究の目覚ましい発展の基礎となっている³⁾。

1950年以降から、成形性と材料特性の関係は、上記の基礎実験と理論的解析によって明らかにされてきた。**Fig. 1-15**に、1959年に吉田によって提案されたプレス成形域区分⁵³⁾を示す。深絞り、張出し、伸びフランジ、曲げという4つの成形区分の成形性に関して、基礎試験が行われ、材料の引張試験の機械特性との関連が明らかにされている。

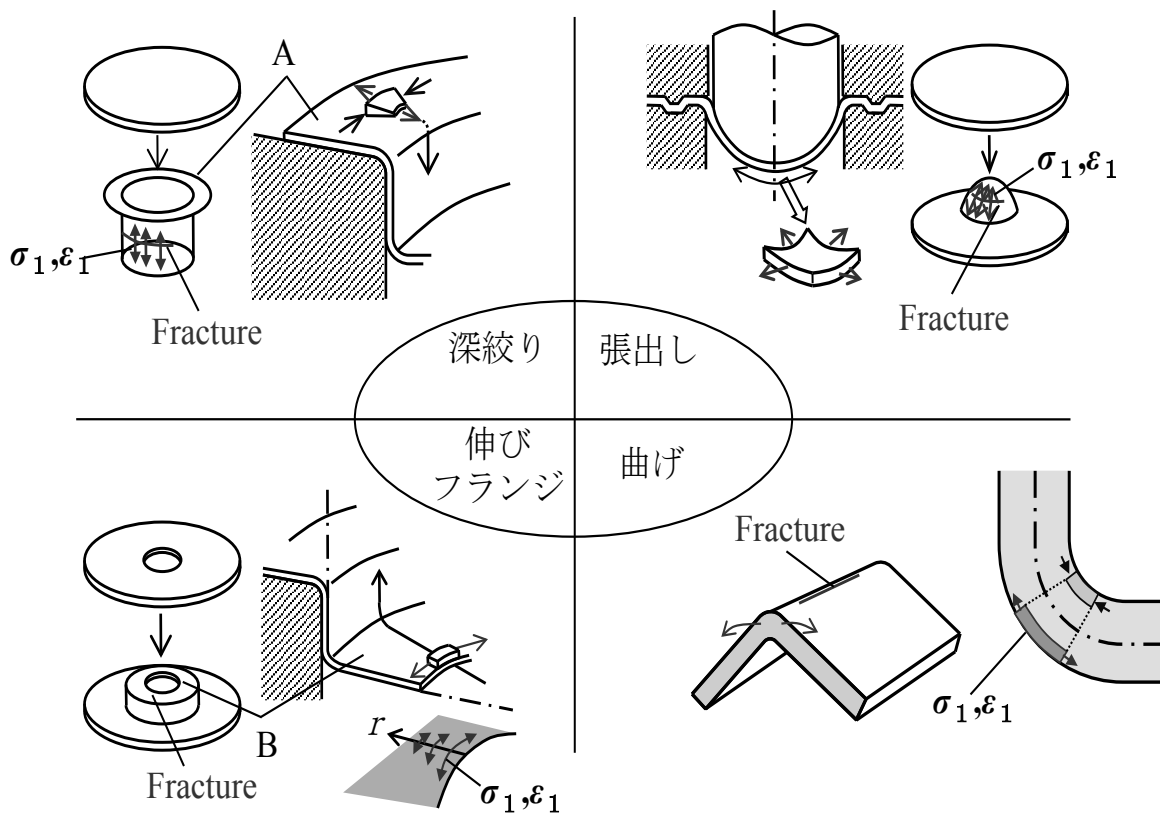


Fig. 1-15 吉田によって提案されたプレス成形域区分⁵³⁾

深絞り性は、 r 値と強い正の相関があることが報告されている⁵²⁾。絞り成形では、 r 値が高い場合、パンチ肩部の破断耐力よりも、ダイ肩部に材料が流入する際の縮みフランジ抵抗がより低い傾向となり、絞り成形性が向上する。Lankfordら⁵²⁾は、等方性を示す材料よりも異方性を示す材料のほうが、プレス成形に適する場合があることを示し、フェンダーの絞り成形性と r 値を関連付け、 r 値と n 値の組み合わせによる成形可否の条件を示した。

曲げ性は、 n 値や r 値との相関はなく、材料組織の均一性が高いほど優れている。 n 値が低いマルテンサイト鋼であっても、均一性の高い単相鋼であれば良好な曲げ性を示すことが報告されている⁶²⁾。

伸びフランジ成形性は、材料の穴広げ試験における穴広げ率 λ と正の相関がある。穴広げ率 λ に対しても材料組織が影響する³¹⁾。Fig. 1-16 に各種鋼板の引張強度 TS と穴広げ率 λ の関係を示す³¹⁾。材料組織の種類のみならず組織の均一性も穴広げ性に影響を及ぼすとの報告もある⁶²⁾。また、穴広げ率 λ は穴の打抜き条件の影響を大きく受ける⁶³⁾、⁶⁴⁾。そのため、穴広げ試験の打ち抜き方法は規格として詳細に規定されている⁶⁶⁾、⁶⁸⁾。

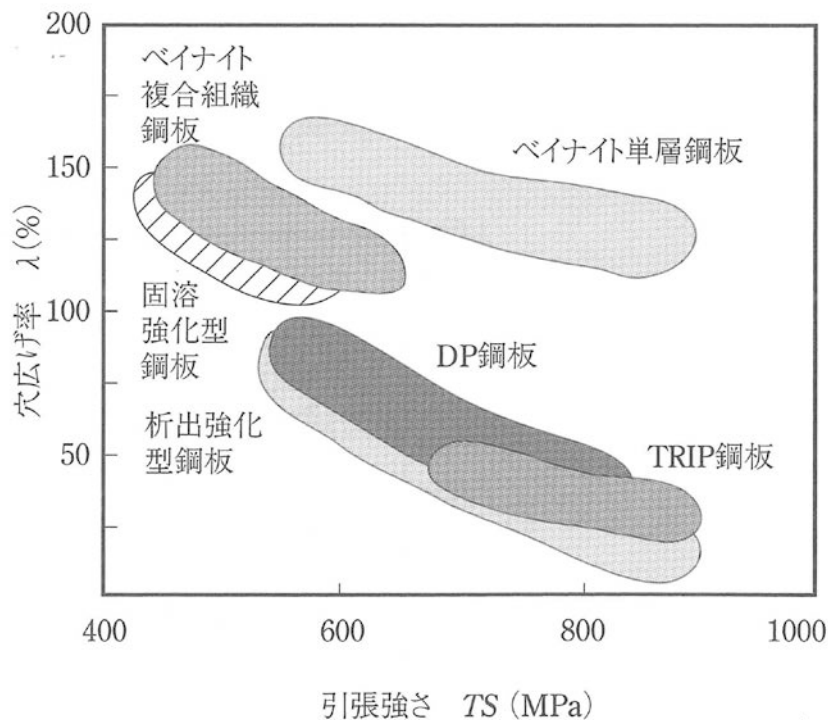


Fig. 1-16 穴広げ率と鋼板強度の関係³¹⁾

張出し性は、加工硬化指数 n 値と強い正の相関がある⁶⁹⁾。 n 値が高いほど、変形が一様に分布し、成形限界ひずみが大きくなるため、張出し性は向上する。張出し性と鋼材の n 値との関連は、1960 年代より研究されている。例えば、山田⁷⁰⁾は、平底ポンチによる絞り成形では、 n 値の影響は小さいが、球頭ポンチによる張り出し絞り成形では、 r 値と同様に、 n 値の大きい材料が望ましいことを明らかにした。Fig. 1-17 に、全伸びおよび張出し成形高さに及ぼす結晶粒径の影響を示す⁷¹⁾。結晶粒径が小さいほど、全伸びが向上し、張出し成形高さも向上する結果が得られている。これは、張出し性が材料の表面状態の影響を受けるためである。結晶粒径が大きいほど表面凹凸が発達しやすく、張出し性が低下することが基礎実験と理論的解析によって明らかにされている⁷²⁾。張出し成形において、材料に存在する表面凹凸による材料の板厚の不均一(初期不正)によりひずみの局所化が発生し、材料が破断に至るモデルが Marciniak ら⁷³⁾によって提案されており、張出し性の向上のためには成形による表面荒れ発生抑制の有効であるとの報告も見られる⁷⁴⁾。

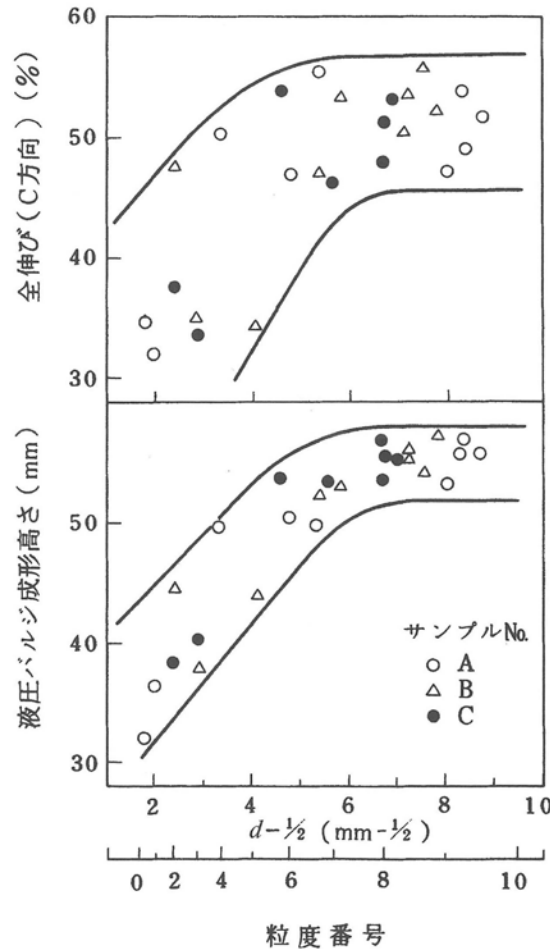


Fig. 1-17 張出成形性と全伸びに及ぼす結晶粒度の影響⁷¹⁾

数値解析を活用した成形性や形状精度の予測の高精度化のために、プレス成形時の材料特性評価試験が種々提案されている。これについては次節で詳細に述べるが、プレスで生じる多軸応力状態での材料特性の代表的な試験として、液圧バルジ試験^{61), 75), 76)}、2軸引張試験^{77), 78)}、ブロック状試験片に対する2軸圧縮試験⁷⁹⁾および管状試験片に対する軸力-内圧-ねじり複合試験⁸⁰⁾がある。中でも2軸引張試験を用いたプレス成形時の材料特性の研究が数多く見られる⁸¹⁾⁻⁹⁷⁾。

2軸引張試験は、2軸引張応力を付与するための対向するX軸、Y軸の2対のアクチュエータとそれら変位を同期させるリンク機構を用いる手法が使用される例が多い^{78), 91)}。2軸引張装置にリンク機構を用いることによって、試験片に変形が付与されても試験片の中心が試験機中央に保持できる。2軸引張試験は、十字型の試験片の直行する2方向にそれぞれ独立した引張荷重を負荷し、任意の2軸引張変形状態を発生させることができ、摩擦の影響や静水圧応力の影響が生じないという利点がある。Fig. 1-18に示すように、種々の2軸引張用の十字型試験片が提案されている。板材を十字型に切り出し、試験片の中央部の応力およびひずみ測定部の肉厚を腕部の荷重伝達部よりも薄くしたもの、別の材料を接合し腕部としたもの、腕部にスリットが入った十字型試験片などが挙げられる。スリットを有する十字型試験片は、2軸応力の測定精度が高いという報告が見られ⁸⁹⁾、試験方法のISO規格化がなされている⁹⁰⁾。これら提案されている十字試験片は、概してマクロス

ケールでの2軸引張試験を目的としており、その試験片サイズは数百 mm 四方と大きい。また、付与可能なひずみ量は相当塑性ひずみで数%程度とプレスで生じる塑性ひずみに対して小さいことが課題である。

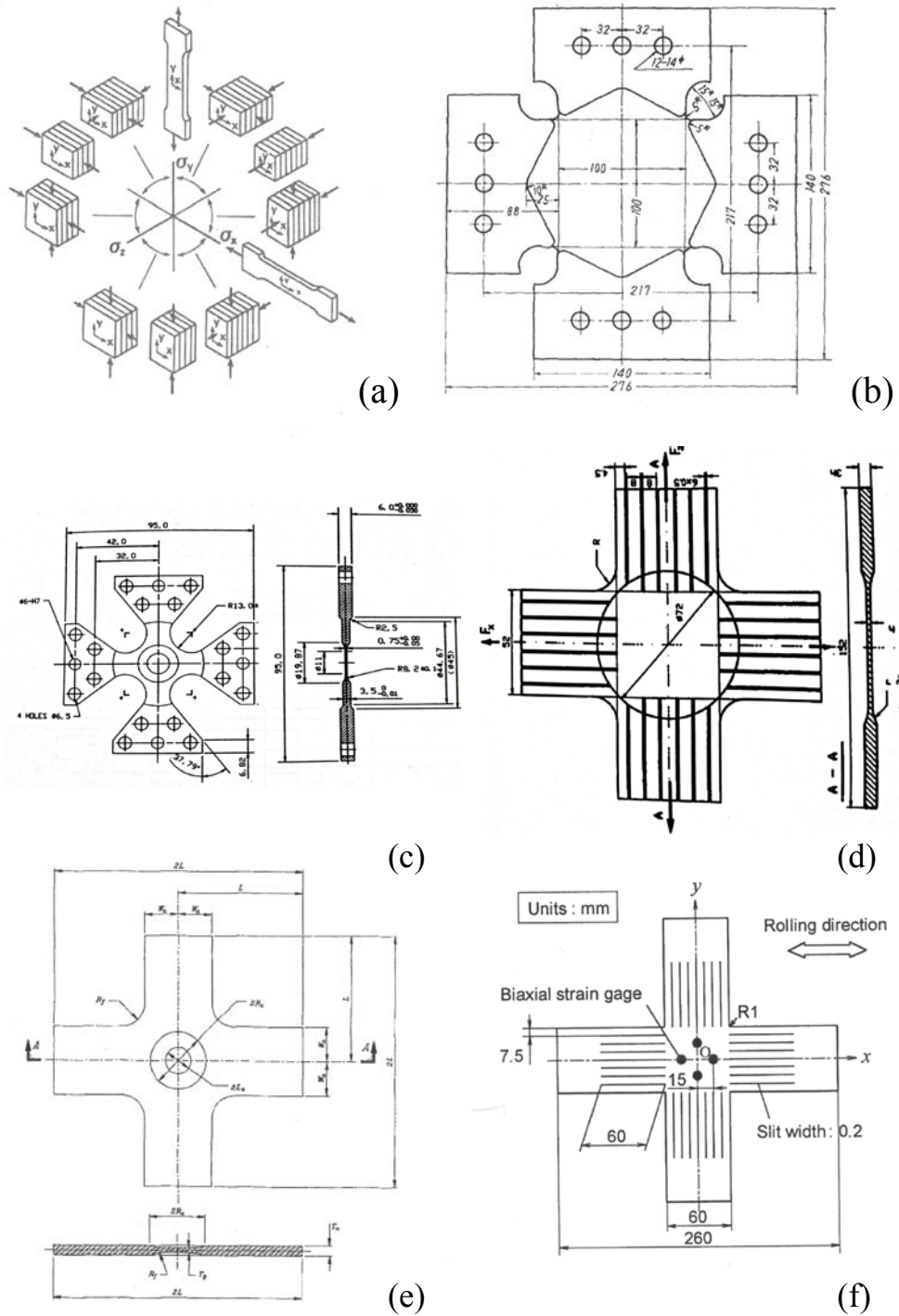


Fig. 1-18 代表的な2軸引張試験片形状

(a)積層試験片⁷⁹⁾ (b)十字試験片⁷⁷⁾

(c)(d)(e)減厚部を有する十字試験片^{83), 84), 82)}

(d)(f)スリットを有する十字試験片^{84), 87)}

1.5.2 プレス成形時の材料特性

前節で述べたように、種々のプレス変形様式に応じて必要な材料特性は異なり、さらに材料特性も変形履歴や変形様式に応じて変化する。数値解析を活用し、加工後の特性を正確に予測するためには、引張試験で得られる単軸引張特性に加え、実加工時の 2 軸引張などの複雑な変形状態における材料特性の測定とそのモデル化が必要であり、プレス加工における変形様式を再現した材料特性の取得法が開発され、それら試験法を用いた材料特性のモデル化に関する研究が数多くなされてきた。

プレス加工中の多軸変形／多軸応力状態における伸びや表面性状に関する材料特性に関しては、成形限界や表面荒れ限界(FLD: Forming Limit Diagram)を取得することが行われている⁵⁵⁾。FLD の取得方法としては、中島法⁹⁸⁾や Marciniak 法⁷³⁾が提案されており、これらの方法を用いることで単軸引張から等 2 軸変形までのプレス変形様式における破断や表面荒れ等の成形不具合の発生限界を測定することが可能である。

プレスの変形様式における伸びや表面性状の材料特性に関しては、実験で取得した FLD を材料モデルとして、数値解析に用いて、成形限界を予測することが一般的に行われている。さらに、Fig. 1-19(a)に示すように、変形様式が途中で変化する複合変形経路における成形限界予測に関する研究も行なわれている⁹⁸⁾。複合変形経路での成形限界の予測手法として、延性破壊条件式^{100), 101)}、局所分岐理論^{102), 102)}や応力 FLD^{104), 105)}による方法が提案されている。Fig. 1-19(b)に示すように、応力 FLD は主応力平面上では、変形経路によらず同等の限界線で成形限界評価が可能であることが報告されている¹⁰⁵⁾。このような手法を用いた数値解析による高精度な成形性予測のためには、加工硬化による変形応力の変化も精度よく予測することが重要である。

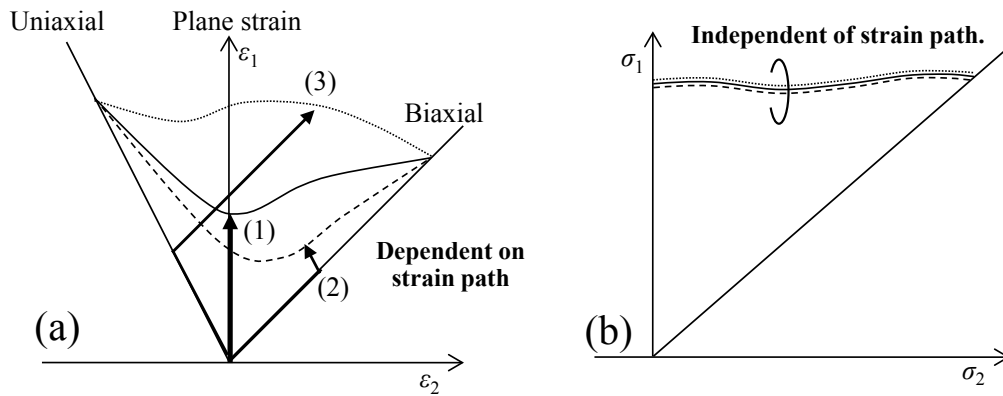


Fig. 1-19 破断限界 (FLD) に及ぼす(a)ひずみ経路⁹⁸⁾(b)応力経路¹⁰⁵⁾の影響

プレスの多軸応力下における加工硬化特性は、主に液圧バルジ試験、2 軸引張試験を用いて取得され、材料モデルの検討が数多く行われている。Hill ら¹⁰⁶⁾は、多軸応力状態下での塑性ひずみが加えられた状態での降伏現象を等塑性仕事点で定量的に評価し、比例負荷状態での連続的な塑性変形において、加工硬化挙動(塑性変形時の降伏挙動の発達)が変形状態によって異なる現象を報告し、異方硬化挙動(Differential Work Hardening)と呼んだ^{106), 107)}。異方硬化挙動は、1 軸応力状態、2 軸応力状態でも報告がある。たとえば集合組織が発達した薄板の単軸引張試験片を採取する方向を圧延方向に対して変化させると、全く異なる加工硬化特性を示す報告がある¹⁰⁸⁾。2 軸引張においても、材料に付与される 2 軸応力比によって加工硬化挙動

が異なる異方硬化挙動が測定されている⁸⁷⁾。池田と桑原¹⁰⁹⁾はスリットを有する十字試験片と、リンク機構を有する2軸引張試験装置を用いて多軸応力下における種々の r 値を持つ金属板の等塑性仕事面を測定した。**Fig. 1-20**に示すように、 r 値が大きいIF鋼は等2軸引張—平面ひずみ引張で塑性仕事の増加に伴い無次元化された等塑性仕事面が膨張する傾向があることが報告されている。IF鋼の異方硬化挙動のメカニズムに関し、材料のマイクロ組織の影響を言及している¹¹⁰⁾。マクロスケールの材料特性に対し、材料のマイクロ組織の影響が大きく影響している^{110), 111)}。

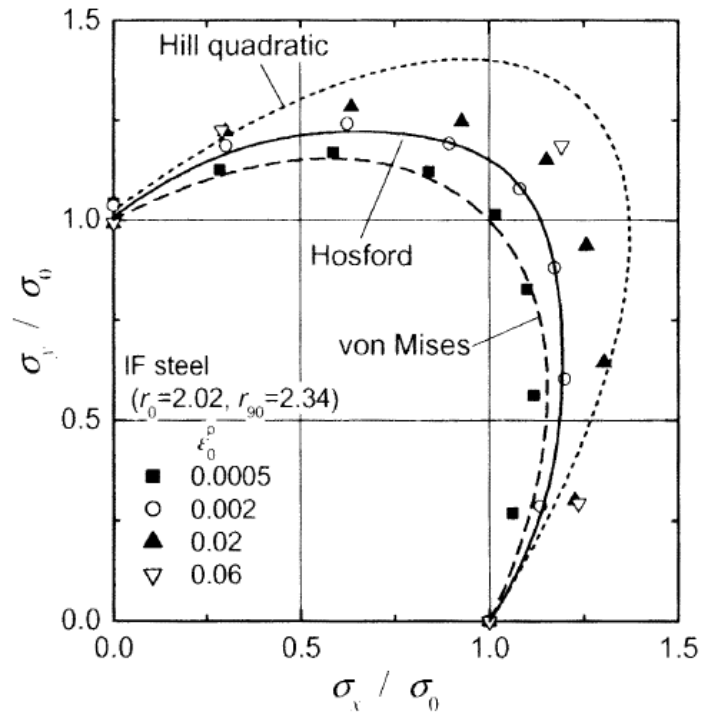


Fig. 1-20 IF鋼の等塑性仕事面の塑性ひずみによる変化(異方硬化挙動)¹⁰⁹⁾

1.5.3 ミクロ材料組織の分析手法

ミクロ材料組織の解析技術としては、X線回折(XRD: X-Ray Diffraction)による集合組織分析^{112), 113)}、走査型電子顕微鏡(SEM: Scanning Electron Microscope)によるミクロ組織観察^{114) - 116)}、EBSD(Electron Back-Scatter Diffraction pattern)法による結晶方位分析^{117) - 119)}等が挙げられる。これらの手法を用いて、成形性とミクロ材料組織の関係が明らかにされ、成形性に優れた材料開発、数値シミュレーションによる成形性の予測のための材料モデル開発が行われている。近年ではミクロ組織の分析手法はさらに進歩し、引張変形時のミクロ組織のその場観察技術^{120) - 122)}により、マクロスケールの材料特性に及ぼすミクロ組織の影響がより直接的に解析できるようになっている。塑性変形時のミクロ組織変化その場観察技術は、材料特性とミクロ組織の関係を明確する上で有効な手段である。

従来研究において、ミクロ組織変化のその場観察は単軸変形状態に限られている。一方、材料特性は変形履歴や変形様式に応じて変化し、前節で述べたように、マクロスケールでの2軸引張時の材料特性に関する研究は多くみられ、ミクロ組織の影響が言及されている。しかしながら、著者の知る限りにおいて、実際のプレス変形状態である2軸引張変形状態における、ミクロ組織変化のその場観察に関する報告はない。

2軸引張変形状態におけるミクロ組織変化のその場観察が実現できれば、プレス変形時の材料特性に対するミクロ組織の影響に関する理解が大いに進み、さらに成形性に優れた材料の開発とプレス成形シミュレーションの高精度化が期待される。そこで、本研究では、まず2軸引張変形状態におけるミクロ組織変化のその場観察技術を開発する(第2章)。

1.5.4 機械的特性に及ぼす材料因子の影響

絞り成形性との強い相関を持つ r 値に及ぼす材料組織の影響に関する研究は、Lankfordらによって最初になされた。Lankfordら⁵²⁾は、種々の鋼板の磁気トルクを測定し、特定の磁気トルク特性を持つグループの鋼板の r 値が高いことを示し、結晶方位の r 値への影響を示唆した⁵²⁾。その後、BurnsとHeyer¹²⁹⁾によって、結晶方位の r 値の関係が詳細に研究された。彼らは、集合組織をもつ板材を変形させた場合、最初に働くすべり系による変形が、板幅および板厚方向にどのような割合になるかにより r 値が決まることを明らかにした。

r 値へ影響する材料因子として、鋼材集合組織、炭素濃度、および結晶粒径が報告されている^{123) - 128)}。その例として、鋼材集合組織の{111}方位と{001}方位の強度比¹²⁵⁾、および結晶粒度¹²⁸⁾の r 値へ及ぼす影響を Fig. 1-21 にそれぞれ示す。Cube on face の方位にある{100}<011>の場合、板厚方向に変形しやすく、 r 値は非常に小さくなる。一方で、Cube on corner の方位にある{111}<110>の場合、板厚方向に比較的変形しにくく、 r 値は全体的に高くなることが報告されている¹²⁴⁾。そのため、 r 値を高めるためには、鋼材の{111}方位を多くして、{001}が少ないことが有効であることが明らかにされている¹²⁵⁾。また、結晶粒径は小さいほど r 値は低下する傾向がある¹²⁸⁾。さらに、炭素濃度が低いほど集合組織が発達しやすく、 r 値が向上する傾向が報告されている¹²⁶⁾。これらの知見を基礎とし、成形性に優れた材料として極低炭素 IF 鋼板が研究・開発され、現在幅広く自動車の外板に用いられている^{43), 44), 47)}。

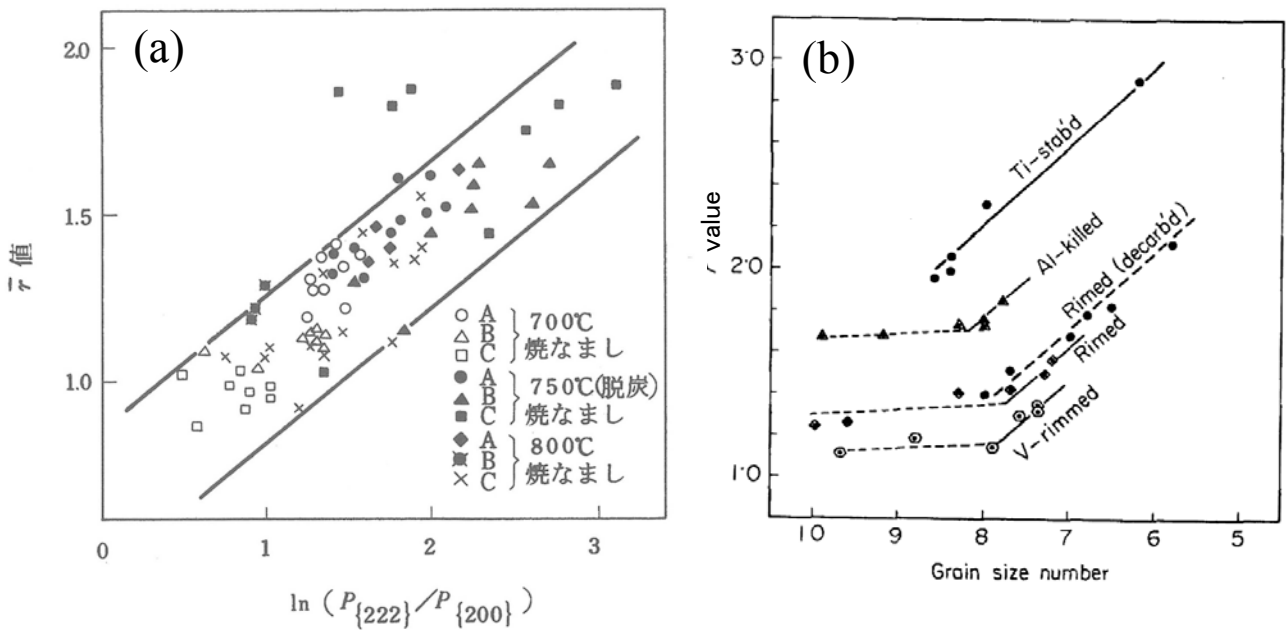


Fig. 1-21 r 値に及ぼす材料因子の影響 (a)集合組織¹²⁵⁾ (b)結晶粒度¹²⁸⁾

張出し性やプレス加工における変形の均一性に大きな影響を及ぼす n 値(加工硬化指数)には, 材料の結晶粒径, 化学成分, 結晶方位が大きく影響するという種々の知見¹³⁰⁾⁻¹³⁵⁾がある. 例えば, Morrison¹³⁰⁾は, $n = 5 / (10 + d^{1/2})$ の関係を得ている. ここで, d は結晶粒径である. n 値に及ぼす合金元素の添加効果としては, 鋼材の添加合金元素の含有量が増加するほど n 値が低下することが報告されている¹³¹⁾. n 値の向上のため, 鉄の純化が基本的な方向として考えられている. 多軸応力場における結晶方位と加工硬化特性の関係としては, {111}結晶方位が最も n 値に優れ, 逆に{001}結晶方位が最も低い n 値を示す結果が報告されている¹³⁴⁾. このように, n 値もマイクロ組織によって大きく影響を受ける.

近年, マイクロ組織情報を用いた CPFEM を用いた数値解析モデルが種々開発され, 最近では多結晶体の変形特性予測に関する研究が数多くなされている^{135) - 142)}. Van Houtte ら¹³⁶⁾は Taylor-Bishop-Hill 理論(TBH theory)に基づく多結晶体の結晶塑性解析法を提案している. また, Kuroda ら¹⁴⁰⁾は結晶塑性モデルを用い, 面内異方性が小さく, 加工硬化能に優れた材料集合組織について検討を行っている.

前述のようにマクロスケールにおいては2軸引張試験等を用いて材料特性に関する多くの実験的研究がある. 一方, マイクロスケールにおいては数値解析を用いた検討が多い. マイクロ組織を考慮して数値解析による加工硬化特性の予測も数値シミュレーションによって可能になりつつあるが, いまだ数値シミュレーションによる定量的な材料特性予測には課題が残されている.

数値シミュレーションでの定量的予測に未だ課題があるものとして, 異方硬化挙動^{105) - 107)}がある. Fig. 1-20 に示すように異方硬化挙動は IF 鋼において顕著に見られ, 2軸引張において変形初期において加工硬化が大きくなる挙動, その後は加工硬化が小さくなる挙動が生じることが報告されている¹⁰⁹⁾が, そのメカニズムは未だ十分に明らかになっていない. 異方硬化挙動へのマイクロ結晶組織の影響が示唆されているものの, マイクロスケールでの実験的研究はほとんどない.

そこで本研究では, 多結晶体の塑性変形のメカニズム解明, および IF 鋼の異方硬化挙動の影響因子の解明を目的とし, 2軸引張変形状態におけるマイクロ組織変化のその場観察技術を用いて, 塑性変形時のマイクロ組織変化と異方硬化挙動の関係を実験的に明らかにする(第3章).

1.5.5 プレス加工後の表面品質に関する研究

プレス成形時の表面荒れの克服のために、1960年代以降、アルミニウム合金板や鋼板を対象として研究が数多くなされてきた。表面荒れの模式図を **Fig. 1-22** に示す¹⁴⁶⁾。表面荒れは塑性ひずみの付与に伴い発生するメゾスケールのうねりであり、塑性ひずみによって線形的に増加する¹⁴³⁾、¹⁴⁶⁾。**Fig. 1-23**に表面荒れに及ぼす結晶粒径、変形様式、集合組織および結晶方位の影響をそれぞれ示す。材料の結晶粒径が粗大化することで表面荒れは発生しやすくなること知られており^{例えば 143)}、変形様式(変形中のひずみ比)⁵⁵⁾、¹⁴³⁾などの加工条件因子に加え、結晶構造¹⁴³⁾、結晶方位^{148) - 156)}や集合組織¹⁵⁴⁾、¹⁵⁷⁾、¹⁵⁸⁾などの材料因子が影響することが報告されている。

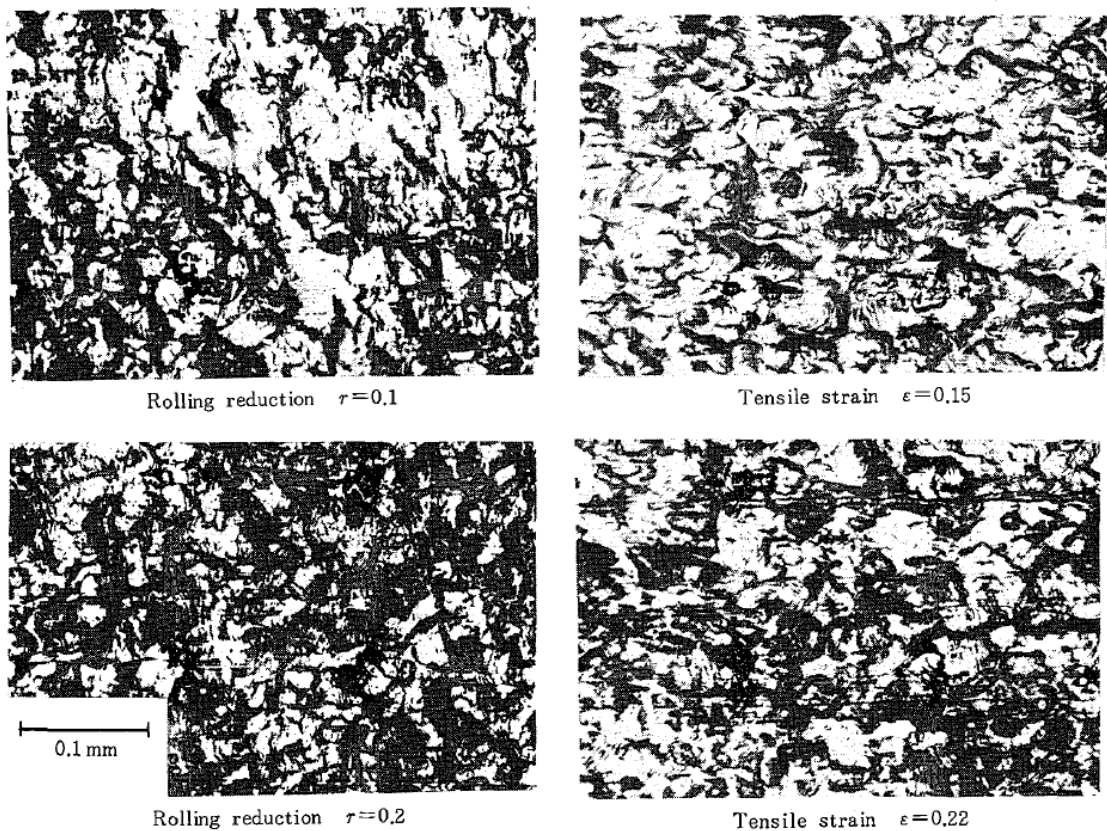


Fig. 1-22 表面荒れの一例(引張変形及び圧延後の表面性状¹⁴⁶⁾)

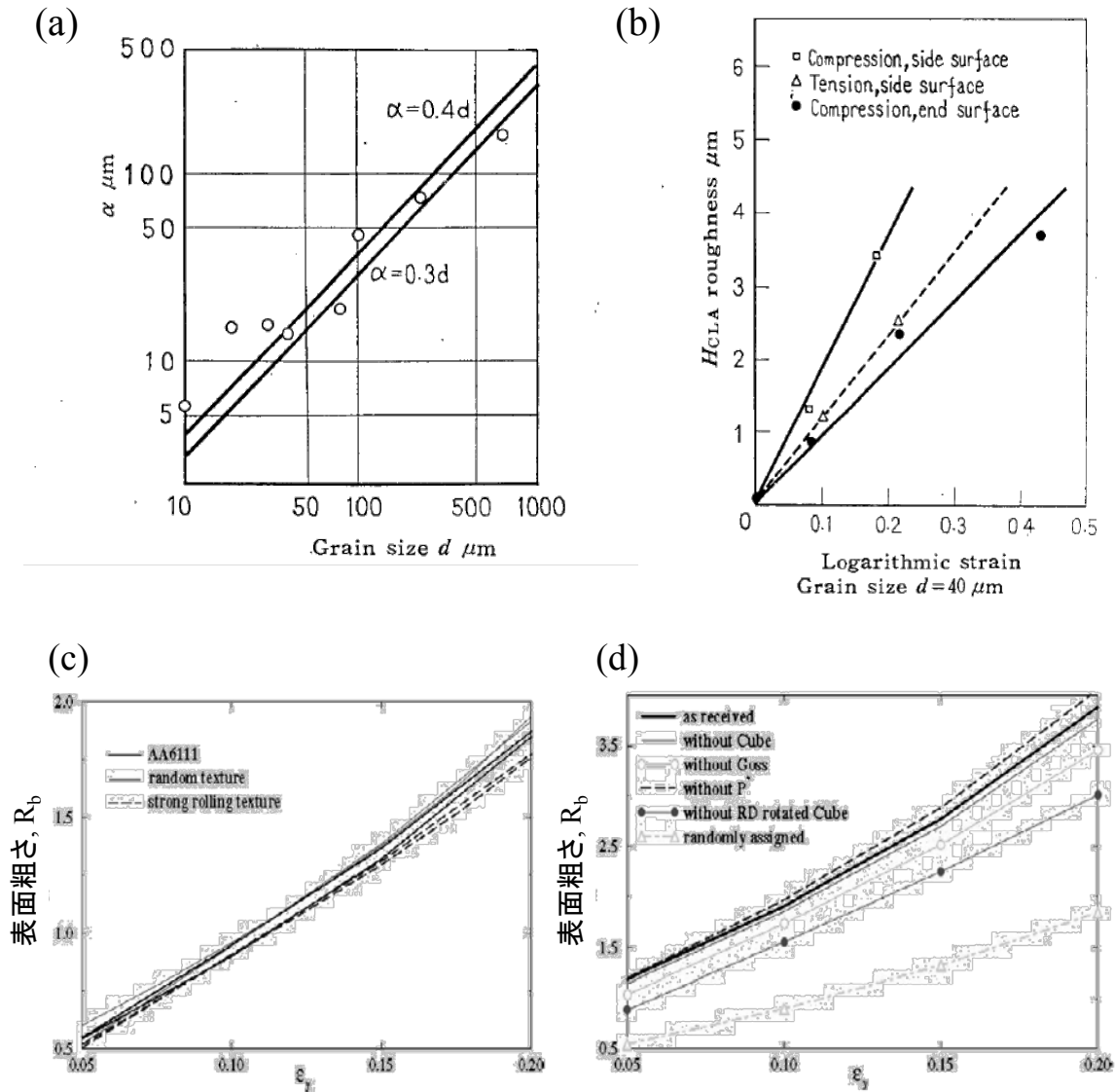


Fig. 1-23 表面荒れの影響因子

(a)結晶粒径¹⁴³⁾(b)変形様式と塑性ひずみ量¹⁴³⁾(c)集合組織¹⁵⁴⁾(d)結晶方位¹⁵⁴⁾

例えば, YamaguchiとMellor⁷²⁾ が, アルミキルド鋼の表面荒れの程度は付与される相当塑性ひずみ量と結晶粒径によって整理できることを示している. Osakada¹⁴³⁾らは, 表面粗さは軸方向ひずみと平均結晶粒径に比例して増大するが, その増加割合は引張と圧縮変形といった変形様式, および材料の結晶構造(ちゅう密六方晶, 面心立方晶, 体心立方晶)によって異なることを明かにしている.

表面粗さと最大主ひずみの関係は変形様式によって異なるが, 変形尺度として相当ひずみを採用すれば変形様式によらずほぼ同一となることが報告されている⁷²⁾. その一方で, 変形様式によって表面荒れの発達が異なるという報告もある¹⁴³⁾. このように互いに相反する実験結果が報告されている. これらの研究では供試材が異なり, それら材料のマイクロ組織も異なっていることから, 表面荒れ発達の変形様式依存性へのマイクロ組織の影響が推察される.

表面荒れとマイクロ組織の関連性に関し, 近年では EBSD による結晶方位解析や Atomic Force Microscopy

(AFM)を用いた研究が行われている^{148) - 158)}. しかしながらその多くはアルミニウム合金板が対象であり、現在広く自動車の外板パネルに用いられている極低炭素鋼において、表面荒れに及ぼす材料因子(マイクロ組織、化学成分)と加工因子(ひずみ量、ひずみ比)の相互影響は明らかになっていない. さらに、従来の極低炭素 IF 鋼の材料研究は、主に r 値、伸びの特性向上^{159) - 162)}、そのためのマイクロ組織制御^{163) - 169)}を目的にしたものであり、鋼板材料の成形時の耐表面荒れ性や成形後の表面性状について着目した研究は著者の知る限りにおいては無い.

成形後に意匠性に優れた材料開発のためには、プレス成形で生じる平面ひずみ引張から等 2 軸引張変形における、表面荒れ発達のマイクロ組織起因のメカニズムを実験的に調査し、理想的な材料のマイクロ組織を明らかに必要があると考える. さらに、そのマイクロ組織を実現する製造条件についても明らかにする必要がある.

そこで、本研究では下記を着眼点としたマイクロ組織が鋼板の表面荒れに及ぼす影響に関する研究を行う.

- (1) 極低炭素鋼板の 2 軸引張下における表面荒れ発達へのマイクロ組織による影響解明を目的とし、2 軸引張変形時の表面荒れ発達挙動を、Marciniak 法⁷³⁾による種々のひずみレベルの試験片の段階的な観察と、SEM/EBSD による 2 軸引張試験のその場観察試験手法による連続観察を組み合わせ、実験的観察により調査する(第 4 章).
- (2) 極低炭素鋼板の表面荒れ発達挙動の変形様式依存性へのマイクロ組織の影響解明を目的とし、種々のひずみ比におけるプレス成形時の表面荒れ発達挙動を、段階的なマイクロ組織変化観察と、連続的なマイクロ組織変化の観察を組み合わせ、平面ひずみ引張から等 2 軸引張での表面荒れ発達を観察することにより調査する(第 5 章).
- (3) 極低炭素鋼板のプレス加工時の表面荒れの発達挙動に及ぼす、個々の材料特性の影響を、それぞれ分離して検討するとともに、表面荒れに影響することが推定される結晶粒間の変形抵抗差の影響を検証し、加工時の耐表面荒れ性を実現するための高強度鋼の製造条件に関する研究を行う(第 6 章).

1.6 本研究の目的

本研究は、近年の多様化する自動車ユーザーのニーズに応え、高強度かつ高意匠なパネル部品を実現するための材料設計指針を提案することを目的とする。すなわち、プレス成形後の意匠性に大きな影響を及ぼす多軸変形時の材料特性とマイクロ組織との関係を詳細に研究し、体系化することである。具体的には、現在広く自動車の外板に用いられている極低炭素鋼板を対象に、プレス成形時のマイクロ組織変化の観察実験と CPFEM による数値解析の両面から、高強度かつ高意匠パネル部品に関する基礎的かつ新材料開発を目的とした研究を行う。下記に、本研究の目的の詳細内容を示す。

- (1) プレスで生じる多軸引張の大きな塑性変形状態を実現できる十字引張試験片を開発し、2 軸引張変形状態におけるマイクロ組織変化のその場 SEM/EBSD 観察技術を確立する。
- (2) 上記のその場観察技術を用いて、塑性変形時のマイクロ組織変化と異方硬化挙動の関係を実験的に調査し、多結晶体の塑性変形のメカニズム、および極低炭素 IF 鋼の異方硬化挙動の影響因子を明らかにする。
- (3) 成形品の意匠性に影響する 2 軸引張変形時の表面荒れ発達挙動を、Marciniak 法⁷³⁾による種々のひずみレベルの試験片の段階的な観察と、SEM/EBSD による 2 軸引張試験のその場観察試験手法による連続観察を組み合わせ、観察および分析により調査し、成形時の表面荒れ性とマイクロ組織の関係を明らかにする。
- (4) 種々のひずみ比におけるプレス成形時の表面荒れ発達挙動を、段階的なマイクロ組織変化観察と、連続的なマイクロ組織変化の観察を組み合わせ、平面ひずみ引張～2 軸引張での表面荒れ発達を観察することにより調査し、CPFEM による数値解析を用いて、成形時の表面荒れ性の変形様式依存性へのマイクロ組織の影響を検証する。
- (5) 極低炭素鋼板のプレス加工時の表面荒れの発達挙動におよぼす個々の材料特性の影響を、それぞれ分離して検討するとともに、表面荒れに影響することが推定される結晶粒間の変形抵抗差の影響を検証する。そして、加工時の耐表面荒れ性に優れた高強度鋼のマイクロ組織の設計指針とそのマイクロ組織実現のための極低炭素鋼板の焼鈍条件について提案する。また、実験により、提案条件で作成した材料の成形時の耐表面荒れ性について実験検証する。

以上の研究目的を達成することで、CO₂排出量削減のための車体軽量化と、衝突安全性の向上に加え、自動車ユーザーのニーズに対応したパネル部品用の薄鋼板が実現でき、自動車産業界への貢献、さらには地球環境保護への貢献を果たすことが可能となると考える。

1.7 本論文の構成

本論文は 7 章からなり、本章では本研究の背景および従来の研究をまとめることにより、本研究の意義及び重要性を述べるとともに、本研究の目的を示した。本章と結論である第 7 章以外の第 2 章から第 6 章が本文である。以下に各章の概要を述べる。

第 2 章では、SEM のチャンバー内で 2 軸引張試験が可能な小型の二軸引張試験装置と、プレスで生じる多軸引張の大きな塑性変形状態を実現できる十字引張試験片を開発し、2 軸引張におけるマイクロ組織変化の特徴を明らかにする。

第 3 章では、多結晶体の塑性変形のメカニズム、および極低炭素鋼板の異方硬化挙動の影響因子を明らかにする。マイクロ組織の不均一変形挙動に着目し、その加工硬化特性への影響の分析を行う。

第 4 章では、2 軸引張その場 EBSD 解析で得られた結晶方位と塑性変形時の凹凸の対応関係を明らかにし、表面荒れ発達に影響を与えるマイクロ組織の影響を明らかにする。

第 5 章では、極低炭素 IF 鋼のプレス成形時の種々のひずみ比における表面荒れ発達挙動を、CPFEM による数値解析とプレス成形時のマイクロ組織変化の観察実験の両面から調査し、極低炭素鋼の表面荒れ発達の変形様式依存性に関し、マイクロ組織起因のメカニズムを考察する。

第 6 章では、第 3 章から第 5 章で得られた耐表面荒れ特性に影響を及ぼす材料因子(加工硬化特性、結晶粒径、集合組織)を分離して検討し、加工時の耐表面荒れ性に優れた高強度鋼のマイクロ組織の設計指針とそのマイクロ組織実現のための極低炭素鋼板の焼鈍条件について提案する。また、提案技術、提案材料の優位性を実験により検証する。

第 7 章では、第 2 章から第 6 章で得られた主要な結果を総括する。

参考文献

- 1) 湯浅光朝:日本の科学技術 100 年史, 中央公論社, (1984).
- 2) 参議院事務局:第 13 回国会参議院運輸委員会議事録, 36 号, (1952).
- 3) 薄鋼板成形技術研究会編:プレス成形難易ハンドブック第 4 版, 日刊工業新聞社, (2017), pp.2-12.
- 4) 国土交通省資料, 自動車利用の動向, オンライン, 入手先
(<http://www.mlit.go.jp/hakusyo/mlit/h24/hakusho/h25/html/n1232000.html>), (参照 2018-01-05).
- 5) 林央:“自動車への社会的要請と製造技術”, 塑性と加工, Vol.37, No.429(1996), pp.990-997
- 6) 内閣府地球温暖化対策推進本部資料, 地球温暖化対策計画, オンライン, 入手先
(<http://www.kantei.go.jp/jp/singi/ondanka/kaisai/dai35/mochimawari.html>),
(参照 2018-02-02).
- 7) 国立環境研究所資料, 日本の温室効果ガス排出量データ, オンライン, 入手先
(<http://www-gio.nies.go.jp/aboutghg/nir/nir-j.html>), (参照 2018-02-02).
- 8) 国土交通省資料, オンライン, 入手先
(<http://www.mlit.go.jp/sogoseisaku/environment/>), (参照 2018-01-10).
- 9) 大楠恵美:“自動車における軽量化と多様化の動向”, 型技術, Vol.31, No.9, (2016), pp.18-21.
- 10) 国土交通省資料, 自動車燃費一覧, オンライン, 入手先(<http://www.mlit.go.jp/jidosha/>), (参照 2018-01-10).
- 11) 薄鋼板成形技術研究会編:プレス成形難易ハンドブック第 4 版, 日刊工業新聞社, (2017), pp.13-18.
- 12) 栗山幸久, 高橋学, 大橋治:“高強度鋼材を用いた車の軽量化の現状と今後の動向”, 自動車技術, Vol.55, No.4, (2001), pp.51-57.
- 13) 滝澤純一, 大和正明:“乗用車の車体構造・ボデー”, 自動車技術, Vol.41, No.8, (1987), pp.870-871.
- 14) 総務省資料, 世界最先端の「低公害車」社会の構築に関する政策評価書資料 4, オンライン, 入手先
(http://www.soumu.go.jp/menu_news/s-news/15338_1.html), (参照 2018-01-11).
- 15) 斉藤晋, 吉崎理華, 早麻理穂:“快適・安全な自動車開発の技術動向”, 東レリサーチセンターThe TRC News, No.108, (2009), pp.45-48.
- 16) M. Franz, R. Zenk, A. Durt and P.Vink: ”The Influence of a Massage Car Seat on Comfort Experience and EMG”, SAE Technical Paper, (2008), pp.889.
- 17) K. T. Kang: “An experimental and analytical application of vehicle sound quality target cascading”, The Journal of the Acoustical Society of America, Vol.131, (2012), pp.3502.
- 18) 木村昌平:“電気自動車の開発・量産における材料と塑性加工技術”, 塑性と加工, Vol.53, No.613, (2012), pp.91.
- 19) 宮崎嘉雄:“自動車デザインの歴史 フラッシュサイド・スタイルの生成 Part 3 戦後スタイルの定型化とキャラクターラインの誕生”, 自動車ジャーナル Wa, Vol.1, No.8, (2004), pp.55-64.
- 20) 林考一, 御園秀一, 渡邊誠:“豊田自動車のデザイン組織とデザイン手法の変遷”, デザイン学研究, Vol.61, No.2, (2014), pp.17-26.

- 21) トヨタ自動車株式会社資料, トヨタ自動車 75 年史 資料で見る 75 年の歩み 自動車事業 技術開発 ボデー, オンライン, 入手先 (<http://www.toyota.co.jp/>), (参照 2018-03-08).
- 22) 酒井善久, 宮内茂人, 青山英樹: “感性言語による自動車形状とキャラクタラインの設計システム”, 2003 年度精密工学会秋季大会学術講演会講演論文集, 2003A, (2003), pp.10.
- 23) 大野麻衣, 青山英樹: “キャラクタラインを用いた形状モデリングシステム”, 日本デザイン学会研究発表大会概要集, Vol.53, (2006), pp.308-309.
- 24) 羽瀧琢哉, 橋本隆志, 中野聡, 古屋繁: “車体形状の変遷から導出される変化の特徴”, デザイン学研究, Vol.61, No.2, (2014), pp.124-125.
- 25) 西村良治, 河野雄志, 川田光紀: “プレスの外観保証プロセスの構築”, マツダ技報, No.28, (2010), pp.23-27.
- 26) 高行男: “自動車を構成する 3 大材料とボディ”, JAMAGAZINE2013 年 3 月号, Vol.47, (2013), pp.1-7.
- 27) 薄鋼板成形技術研究会編, プレス成形難易ハンドブック第 4 版, 日刊工業新聞社, (2017), pp.31.
- 28) 吉田清太: “自動車車体の薄鋼板とプレス成形の戦後小史”, 日本機械学会誌, Vol.84, No.748, (1981), pp.261-267.
- 29) 中川威雄, 阿部邦雄, 林豊, 薄板のプレス加工, 実教出版株式会社, (1977), pp.99-153.
- 30) W. C. Leslie (幸田成康 監訳, 熊井浩, 野田龍彦 訳), レスリー鉄鋼材料学, 丸善株式会社, (1985), pp.152-171.
- 31) 十代田哲夫: “自動車用高強度熱延鋼板の開発の現状と展望”, 塑性と加工, Vol.46, No.534, (2005), pp.570-573.
- 32) 松岡孝, 高橋守雄, 山森格之助, 増井淑郎: “冷延高張力鋼板の開発”, 住友金属, Vol.26, (1974), pp.170-181.
- 33) 林豊, 岡本篤樹, 岩崎誠夫, 梅原有二: “焼付硬化型絞り用高強度鋼板の開発と実用化”, 塑性と加工, Vol.23, No.262, (1982), pp.1034-1040.
- 34) 岡本篤樹, 竹内孝一: “塗装焼付硬化のメカニズム”, 自動車用材料特集号, 住友金属, Vol.41, No.2, (1989), pp.321-332.
- 35) 小嶋啓達, 水井直光, 谷奥俊: “極低炭素鋼による焼付硬化性合金化溶融亜鉛めっき鋼板の開発”, 薄板特集号, 住友金属, Vol.45, No.5, (1993), pp.12-19.
- 36) 山田正人, 徳永良邦, 伊藤亀太郎: “Nb・Ti 複合添加極低炭素鋼板の開発”, 製鉄研究, Vol.322, (1986), pp.90-98.
- 37) 岡本篤樹, 水井直光: “極低炭素 Ti 添加冷延鋼板の再結晶集合組織に及ぼす Mn, P の影響”, 鉄と鋼, Vol.76, No.3, (1990), pp.422-429.
- 38) 細谷佳弘, 占部俊明, 田原健司, 今藤秀司, 安東均: “390~440N/mm² 級超深絞り用冷延鋼板”, NKK 技報, Vol.145, (1994), pp.17-24.
- 39) 藤田毅, 北野総人, 山崎雄司, 占部俊明, 日朝道人: “自動車ボディパネル用微細粒型高張力冷延鋼板の開発”, まてりあ, Vol.41, (2002), pp.123-125.

- 40) 中澤嘉明, 西尾康一, 中居修二: “セミ極低炭素高成形性高張力鋼板の開発”, CAMP-ISIJ, Vol.3, No.321, (1997), pp.515.
- 41) 芳賀純, 中澤嘉明, 小嶋啓達, 松田英樹, 岸一彦, 勝信一郎: “390-440MPa 級低降伏比型新 BH 鋼板の開発”, 材料とプロセス, Vol.16, No.6, (2003), pp.1425.
- 42) 小野義彦, 高橋健二, 岩間隆史, 梶山浩志, 櫻井理孝: “耐デント性・耐面ひずみ性に優れた 440MPa 級溶融亜鉛めっき・冷延鋼板の開発”, まてりあ, Vol.51, No.1, (2012), pp.22-24.
- 43) 阿部光延: “薄鋼板製造技術の現状と今後の課題”, 超鉄鋼ワークショップ, 7th, (2003), pp.74-75.
- 44) 高橋学: “薄板技術の 100 年—自動車産業とともに歩んだ薄鋼板と製造技術—”, 鉄と鋼, Vol.100, No.1, (2014), pp.82-93.
- 45) 細谷佳弘: “地球環境に貢献する鉄鋼製品 自動車パネル用薄鋼板の進化”, ふえらむ, Vol.11, No.12, (2006), pp.773-778.
- 46) 中澤嘉明, 芳賀純, 勝信一郎: “さらなる車両軽量化を可能とする新しい高張力鋼板とその活用”, 2003 材料フォーラム, (社)自動車技術会, (2003), pp.17-22.
- 47) 薄鋼板成形技術研究会編, プレス成形難易ハンドブック第 4 版, 日刊工業新聞社, (2017), pp.33.
- 48) K. Musoil: “Drawing and Pressing in Theory and Practice”, Dingler’s polytechnisches Journal, Vol.315, (1900), pp.428.
- 49) 吉田清太: “薄板のプレス成形性と成形性試験”, 精密機械, Vol.25, No.298, (1959), pp.447-456.
- 50) 福井伸二: “深絞り工作法に関する研究 (第 1 報)”, 日本機械学会誌, Vol.38, No.221, (1935), pp.635-636.
- 51) 益田森治: “絞りの塑性変形 (第 1 報)”, 日本機械学論文集, Vol.8, No.32, (1942), pp.121-125.
- 52) W. J. Lankford, S. C. Snyder and J. A. Bauscher: “New criteria for predicting the performance of deep drawing sheets”, Transactions of the American Society of Metals, Vol.42, (1950), pp.1197.
- 53) 吉田清太: “薄板のプレス成形の塑性学的成形域区分と成形性試験”, 理化学研究所報告, Vol.35, No.3, (1959), pp.199-213.
- 54) 福田実: “異方性材料の塑性論の R 値表現 その円筒深絞りにおける簡単な応用”, 塑性と加工, Vol.5, No.36, (1964), pp. 3.
- 55) 小林徳夫, 村田庫一, 石垣秀生: “自動車車体外板プレス成形における破断部変形状態(第 1 報)”, 塑性と加工, Vol.10, No.106, (1969), pp.793-800.
- 56) S. Keeler: "Determination of Forming Limits in Automotive Stampings," SAE Technical Paper 650535, (1965), <https://doi.org/10.4271/650535>.
- 57) JIS Z 2241: 2011, 金属材料引張試験方法.
- 58) ISO 6892-1:2009, Metallic materials – Tensile testing – Part 1 Method of test at room temperature.
- 59) 日本鉄鋼協会データシート部会: “伸び値におよぼす試験片の寸法効果”, 鉄と鋼, Vol.56, No.8, (1970), pp.1136.
- 60) A. M. Erichsen: “A new test for thin sheets (in German)”, Stahl und Eisen, Vol.34, (1914), pp. 879-882.
- 61) T. Y. Olsen: “Machines for ductility testing”, Proc. Amer. Soc. Mater., Vol.20, (1920), pp. 398-403.

- 62) 高橋学:“自動車用高強度鋼板の開発”, 新日鉄技報, Vol.378, (2003), pp.2-6.
- 63) 伊藤泰弘, 中澤嘉明:“円筒穴広げ成形における破断挙動に及ぼす初期穴加工条件の影響”, 塑性と加工, Vol.51, No.598, (2010), pp.1063-1067.
- 64) 中川威雄, 吉田清太:“打抜きの伸びフランジ変形限”, 理化学研究所報告, Vol. 44, No.3, (1968), pp.150-162.
- 65) 飯塚栄治, 比良隆明, 吉武明英:“高強度熱延鋼板の伸びフランジ性に及ぼす加工条件の影響”, 塑性と加工, Vol.46, No.534, (2005), pp.625-629.
- 66) 日本鉄鋼連盟規格:穴広げ試験方法 JFST1001, (1996).
- 67) ISO: Method of hole expanding test ISO 16630, (2009).
- 68) JIS Z 2256: 金属材料の穴広げ試験方法, (2010).
- 69) 日本鉄鋼協会編, 鉄鋼便覧第3巻, (2014), pp.144-146.
- 70) 山田嘉昭:“R 値が深絞り性に及ぼす影響について”, 塑性と加工, Vol.5, No.38, (1964), pp.183-194.
- 71) 松藤和雄, 下村隆良, 大沢紘一:“冷延軟鋼板の延性に及ぼす結晶粒度の影響 (再結晶・集合組織・その他, 性質)”, 鉄と鋼, Vol.59, No.11, (1973), S659.
- 72) K. Yamaguchi and P. B. Mellor: “Thickness and grain size dependence of limit strains in sheet metal stretching”, International Journal of Mechanical Sciences, Vol.18, (1976), pp.85-90.
- 73) Z. Marciniak and K. Kuczynski: “Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metal”, International Journal of Mechanical Sciences, Vol.9, (1967), pp.609-612.
- 74) N. Takakura, K. Yamaguchi, and M. Fukuda: “Improvement of the Forming Limit of Sheet Metals by Removal of Surface Roughening with Plastic Strain”, The Japan Society of Mechanical Engineers, Vol.30, No.270, (1987), pp.2034-2039.
- 75) W. F. Brown and G. Sachs, “Strength and Failure Characteristics of Thin Circular Membranes”, Transaction of the American Society of Mechanical Engineers, Vol.70, (1948), pp. 241-251.
- 76) P. B Mellor: “Stretch-forming under fluid pressure”, J. Mech. Phys. Solids, Vol.5, (1956), pp. 41-56.
- 77) 白鳥英亮, 池上皓三:“板状試験片を使用する二軸引張試験機の試作”, 材料, Vol.16, No.165, (1967), pp.433-439.
- 78) E. Shiratori and K. Ikegami: “Experimental study of the subsequent yield surface by using cross-shaped specimens”, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol.16, No.6, (1968), pp.373-394.
- 79) Y. Tozawa: “Plastic deformation behavior under conditions of combined stress”, Mechanics of Sheet Metal Forming, (1978), pp.81-110.
- 80) G. I. Taylor and H. Quinney: “The plastic distortion of metals”, Philosophical Transactions of the Royal Society of London, Series A., Vol.230, (1932), pp.323-362.
- 81) G. Ferron and A.Makinde: “Design and development of a biaxial strength testing device”, Journal of Testing and Evaluation, Vol.16, No.3, (1988), pp.253-256.
- 82) A.Makinde, L.Thibodeau and K. W. Neale: “Development of an apparatus for biaxial testing using cruciform specimens”, Experimental mechanics, Vol.32, No.2, (1992), pp.138-144.

- 83) 緒方隆志, 酒井高行, 山本真人: “ガスタービン動翼材料 Ni 基多結晶超合金および一方向凝固超合金の高温多軸疲労寿命評価法の開発”, 電力中央研究所研究報告, Q06004, (2006).
- 84) M. Waniewski, U. Wolf and G. Brietbach: “Stress-strain analysis of a biaxial tension cruciform specimen for tests under creep conditions”, *Strain*, February, (1993), pp.15-24.
- 85) S. Demmerle and J. P. Boehler: “Optimal design of biaxial tensile cruciform specimens”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol.41, No.1, (1993), pp.143-181.
- 86) E. Hoferlin, A. Van Bael, P. Van Houtte, G. Steyaert, and C. De Maré: “Biaxial tests on cruciform specimens for the validation of crystallographic yield loci”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol.80, (1998), pp.545-550.
- 87) T. Kuwabara, S. Ikeda, and K. Kuroda: “Measurement and analysis of differential work hardening in cold-rolled steel sheet under biaxial tension”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol.80, No.81, (1998), pp.517-523.
- 88) 花房泰浩, 瀧澤英男, 桑原利彦: “十字形試験片を用いた二軸応力試験の数値解析的検証”, 塑性と加工, Vol.52, No.601, (2011), pp. 282-287.
- 89) Y. Hanabusa, H. Takizawa, and T. Kuwabara: “Numerical verification of a biaxial tensile test method using a cruciform specimen”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol.213, No.6, (2013), pp. 961-970.
- 90) ISO 16842: 2014, Metallic materials—Sheet and strip—Biaxial tensile testing method using a cruciform test piece.
- 91) A. Hannon and P. Tiernan: “A review of planar biaxial tensile test systems for sheet metal”, *Journal of materials processing technology*, Vol. 198, No.1, (2008), pp.1-13.
- 92) J. P. Boehler, S. Demmerle and S. Koss: “A new direct biaxial testing machine for anisotropic materials”, *Experimental Mechanics*, Vol.34, (1994), pp.1-9.
- 93) 花房泰浩, 瀧澤英男, 桑原利彦: “薄肉超小型試験片の単軸駆動式二軸引張試験方法の開発”, 軽金属, Vol. 64, No. 4, (2014), pp.142-148.
- 94) S. B. Lin and J. L. Ding: “Experimental study of the plastic yielding of rolled sheet metals with the cruciform plate specimen”, *International Journal of Plasticity*, Vol.11, (1995), pp.583-604.
- 95) E. Shiratori and K. Ikegami: “Experimental study of the subsequent yield surface by using cross-shaped specimens”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol.16, (1968), pp.373-394.
- 96) C. Dalle Donne, K.-H. Trautmann and H. Amstutz: “Cruciform Specimens for In-Plane Biaxial Fracture, Deformation, and Fatigue Testing” *ASTM-STP*, Vol.1387, (2000), pp.405-422.
- 97) J. N. Périé, H. Leclerc, S. Roux and F. Hild: “Digital image correlation and biaxial test on composite material for anisotropic damage law identification”, *International Journal of Solids and Structures*, Vol.46, (2009), pp.2388-2396.
- 98) 中島浩衛: “薄鋼板の破断ひずみへの変形経路の影響 (薄鋼板のプレス成形の変形と破断(特集))”, 塑性と加工, Vol.11, No.109, (1970), pp. 112-118.
- 99) 米村繁, 上西朗弘, 樋渡俊二, 鈴木規之, 白田松男: “変形経路変化下の加工硬化挙動と破断予測”,

- 鉄と鋼, Vol. 93, No.4, (2007), pp. 317-323.
- 100) 宅田裕彦, 蟹江智文, 磯貝栄志, 吉田亨:”延性破壊条件式を用いた高張力鋼板の成形限界予測(加工・加工熱処理)”, 鉄と鋼, Vol.91, No.6, (2005), pp.553-559.
- 101) 宅田裕彦, 小澤慶祐, 浜孝之, 吉田亨, 新田淳:”延性破壊条件式と有限要素解析による穴広げ成形限界予測“, 塑性と加工, Vol.49, No.572, (2008), pp.886-890.
- 102) 伊藤耿一, 佐藤浩一, 呉屋守章, 吉田亨:”塑性変形の3次元局所分岐解析による板材の破断限界ひずみの予測“, 塑性と加工, Vol.39, No.445, (1998), pp.158-162.
- 103) 伊藤耿一, 植村元, 森尚達, 伊藤泰弘, 中澤嘉明, 西村隆一:”高強度鋼板の伸びフランジ部の破断予測技術の開発 第2報“, 第60回塑性加工連合講演会, (2009), pp.11-12.
- 104) R. Arrieux, M. Boivin, and F. Le Maître: “Determination of the Forming Limit Stress Curve for Anisotropic Sheets”, CIRP Annals, Vol.36, No.1, (1987), pp.195-198.
- 105) 桑原利彦:”板材成形シミュレーションの高精度化に資する材料試験方法と材料モデリング“, 塑性と加工, Vol. 54, No.624, (2013), pp.18-24.
- 106) R. Hill and J.W.Hutchinson: ”Differential Hardening in sheet metal under biaxial loading: a theoretical frame work”, Journal of Applied Mechanics, Vol.59, (1992), S1-S9.
- 107) R. Hill, S. S. Hecker and M. G. Stout: “An investigation of plastic flow and differential work hardening in orthotropic brass tubes under fluid pressure and axial load”, International Journal of Solids and Structures, Vol.31, No.21, (1994), pp.2999-3021.
- 108) 浅野峰生, 内田秀俊, 吉田英雄:”Al-Mg-Si系合金の n 値に及ぼす集合組織の影響“, 軽金属学会大会講演概要, Vol.112, (2007), pp.179-180.
- 109) 池田聡, 桑原利彦:”2軸引張応力下におけるIF鋼板および低炭素鋼板の加工硬化挙動“, 鉄と鋼, Vol.90, No.12, (2004), pp.1016-1022
- 110) T. Kuwabara, A. Van Bael, and E. Iizuka: “Measurement and analysis of yield locus and work hardening characteristics of steel sheets with different r -values”, Acta materialia, Vol.50, No.14, (2002), pp.3717-3729.
- 111) K. Yoshida, A. Ishii, and Y. Tadano: “Work-hardening behavior of polycrystalline aluminum alloy under multiaxial stress paths”, International Journal of Plasticity, Vol.53, (2014), pp.17-39.
- 112) B. F. Decker: “The Validity of the Pole Figure”, Journal of Applied Physics, Vol.16, (1945), pp.309-310.
- 113) G. Kurdjumow and G. Sachs: “Über den Mechanismus der Stahlhärtung”, Zeitschrift für Physik, Vol. 64, (1930), pp.325-343.
- 114) R. D. Heidenreich: “Electron Microscope and Diffraction Study of Metal Crystal Textures by Means of Thin Sections”, Journal of Applied Physics, Vol.20, (1949), pp.993-1010.
- 115) W. Bollman: “Interference Effects in the Electron Microscopy of Thin Crystal Foils”, Physical Review, Vol.103, (1956), pp.1588.
- 116) R. S. Burns and R. H. Heyer: “Orientation and Anisotropy in Low Carbon Steel Sheets”, The Annealing of Low Carbon Steels, (1958), pp.29.

- 117) A. J. Schwartz, M. Kumar and B. L. Adams: "Electron Backscatter Diffraction in Materials Science", eds. by Kluwer Academic/Plenum Publishers, New York, (2000), pp.1.
- 118) V. Randle: "Microtexture Determination and its Applications", The Institute of Materials, London, (1992), pp.1.
- 119) Brent L. Adams, Stuart I. Wright, and Karsten Kunze: "Orientation imaging: The emergence of a new microscopy", Metallurgical Transactions A, Vol.24, (1993), pp.819-831.
- 120) 鈴木清一: "EBSD 法による材料組織変化の In-Situ 観察", 顕微鏡, Vol.45, No.3, (2010), pp.166-172.
- 121) M. A. Tschopp, B. B. Bartha, W. J. Porter, P. T. Murray, and S. B. Fairchild: "Microstructure-Dependent Local Strain Behavior in Polycrystals through In-Situ Scanning Electron Microscope Tensile Experiments", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.40, (2009), pp. 2363-2368.
- 122) P. Franciosi, L. T. Le, G. Monnet, C. Kahloun, and M.-H. Chavanne: "Investigation of slip system activity in iron at room temperature by SEM and AFM in-situ tensile and compression tests of iron single crystals", International Journal of Plasticity, Vol.65, (2015), pp. 226-249.
- 123) 薄鋼板成形技術研究会編, プレス成形難易ハンドブック第4版, 日刊工業新聞社, (2017), pp.49-51.
- 124) 長島晋一, 武智弘, 加藤弘: "板状集合組織を有する多結晶鉄の塑性異方性", 日本金属学会誌, Vol.24, No.4, (1965), pp.393-398.
- 125) 松藤和雄, 下村隆良: "リムド鋼板の深絞り性におよぼす C 量の影響", 鉄と鋼, Vol.56, No.1, (1970), pp.28 - 43
- 126) K. Matsudo, T. Shimomura, and O. Nozoe: "Effect of Carbide Size, Cold Reduction and Heating Rate in Annealing on Deep-Drawability of Low-Carbon, Capped Cold-Rolled Steel Sheet", Texture of Crystalline Solids, Vol.3, (1978), pp. 53-72.
- 127) 福田宣雄, 清水峯男: "冷延鋼板の r 値向上におよぼすチタン添加効果", 塑性と加工, Vol.13, No.142, (1972), pp.841-850.
- 128) 福田宣雄, 清水峯男: "連続焼鈍による超深絞り用冷延鋼板の製造", 鉄と鋼, Vol.61, No.6, (1975), pp.817-827.
- 129) R. S. Burns and R. H. Heyer: "Annealing Low Carbon Steel", Sheet Metal Industries, Vol. 35, (1958), pp.261.
- 130) W. B. Morrison: "The effect of grain size on the stress-strain relationship in low-carbon steel", Transactions of the American Society of Metals, Vol. 59 (1966), pp.824-846.
- 131) J. F. Enrietto, M. G. H. Wells, and E. R. Morgan: "Quench Aging in Fe-Mn-C-N Alloys, Precipitation from Iron-Base Alloys", Gordon and Breach, New York, (1965), pp.141-171.
- 132) 増井浩昭, 河原田実, 武智弘: "軟鋼板の n 値におよぼす材質的要因", 鉄と鋼, Vol. 58, No.8, (1972), pp.1096-1106.
- 133) W. C. Leslie, G. B. Williams and D. H. Hutton: "The tensile properties of high-purity low-carbon iron and iron-manganese alloys", Journal of the Iron and Steel Institute, Vol.199, (1961), pp.21-29.
- 134) 阿部光延, 岡本正幸, 新井信一, 速水哲博: "純鉄単結晶板の深絞り性と張出し性", 鉄と鋼, Vol.65,

- (1979), pp.418-424.
- 135) 上西朗弘, 磯貝榮志, 杉浦夏子, 池松陽一, 杉山昌章, 樋渡俊二: “フェライト系単結晶の大変形域加工硬化挙動の結晶塑性解析”, 新日鐵技報, Vol. 392, (2012), pp.58 -64.
- 136) P. Van Houtte: “Calculation of the Yield Locus of Textured Polycrystals Using the Taylor and the Relaxed Taylor Theory”, Textures and Microstructures, Vol.7, (1987), pp.29-72.
- 137) P. Eyckens, A. V. Bael, J. Moerman, H. Vegter, and P. Van Houtte: “Prediction of transient hardening after strain path change by a multi-scale crystal plasticity model with anisotropic grain substructure”, Procedia Engineering, Vol. 81, (2014), pp.1318-1323.
- 138) D. Peirce, R. J. Asaro, and A. Needleman: “Material rate dependence and localized deformation in crystalline solids”, Acta Metallurgica, Vol.31, (1983), pp.1951-1976.
- 139) 高橋 寛: “多結晶塑性論”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 65, No. 630, (1999), pp.201-209.
- 140) M. Kuroda and S. Ikawa: “Texture optimization of rolled aluminum alloy sheets using a genetic algorithm”, Materials Science and Engineering A, Vol.385, (2004), pp.235-244.
- 141) S. Hiwatashi, A. Van Bael, P. Van Houtte, and C. Teodosiu: “Prediction of forming limit strains under strain-path changes: Application of an anisotropic model based on texture and dislocation structure”, International Journal of Plasticity, Vol.14, (1998), pp.647-669.
- 142) 常見祐介, 久保雅寛, 米村繁, 上西朗弘: “結晶塑性解析による IF 鋼の異方硬化挙動の解析(IF 鋼の異方硬化挙動に対する影響因子の解明—2)”, CAMP-ISIJ, Vol.28, (2015), pp.206.
- 143) K. Osakada, and M. Oyane: “On the roughening of free surface in deformation processes”, Bulletin of the JSME, Vol.14, No. 68, (1971), pp.171-177.
- 144) 高倉章雄, 山口克彦, 小畑誠司, 森謙一郎, 福田正成: “剛塑性有限要素による板材表面あれの解析 (第 1 報, 自由表面粗さの発達挙動に対する変形様式の影響)”, 日本機械学会論文集 (C 編), Vol.51, No.461, (1985), pp. 172-178.
- 145) 河合望, 中村保, 鶴飼雄治郎: “塑性変形に伴う多結晶金属板の表面構造変化(三次元間か形状に及ぼすひずみ経路の影響)”, 日本機械学会論文集 (C 編), Vol. 51, No. 468, (1985), pp. 2100-2108.
- 146) 小豆島明, 宮川松男: “自由表面あれに及ぼす加工因子及び金属因子の影響”, 塑性と加工, Vol.27, No.310, (1986), pp.1261-1267.
- 147) 小林徳夫, 村田庫一, 石垣秀生, 阿部忠之: “二次成形はだ荒れ限界”, 塑性と加工, Vol.11, No.114, (1970), pp.495-502.
- 148) A.J. Beaudoin, J.D. Bryant, and D.A. Korzekwa: “Analysis of Ridging in Aluminum Auto Body Sheet Metal”, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.29A, (1998), pp.2323-2332.
- 149) M. R. Stoudt and J. B. Hubbard: “Analysis of deformation-induced surface morphologies in steel sheet”, Acta Materialia, Vol.53, (2005), pp.4293-4304.
- 150) T. J. Turner and M. P. Miller: “Modeling the Influence of Material Structure on Deformation Induced Surface Roughening in AA7050 Thick Plate”, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol.129, (2007), pp.367-379.

- 151) R. Becker: "Effects of Strain Localization on Surface Roughening During Sheet Forming", *Acta Materialia*, Vol.46, No.4, (1998), pp.1385-1401.
- 152) W. Tong, L.G. Hector, Jr., H. Weiland, and L.F. Wieserman: "IN-SITU SURFACE CHARACTERIZATION OF A BINARY ALUMINUM ALLOY DURING TENSILE DEFORMATION", *Scripta Materialia*, Vol.36, No.11, (1997), pp.1339-1344.
- 153) P. D. Wu, D. J. Lloyd, A. Bosland, H. Jin, and S. R. MacEwen: "Analysis of roping in AA6111 automotive sheet", *Acta Materialia*, Vol.51, (2003), pp.1945-1957.
- 154) P. D. Wu and D. J. Lloyd: "Analysis of surface roughening in AA6111 automotive sheet", *Acta Materialia*, Vol.52, (2004), pp.1785-1798.
- 155) P. D. Wu, D. J. Lloyd, M. Jain, K. W. Neale, and Y. Huang: "Effects of spatial grain orientation distribution and initial surface topography on sheet metal necking", *International Journal of Plasticity*, Vol.23, (2007), pp.1084-1104.
- 156) 木村謙, 広瀬智史, 潮田浩作, 秦野正治, 高橋明彦: "強い{111}<112>集合組織をもった高純度フェライト系ステンレス鋼の深絞り成形時の肌荒れ発生機構", *日本金属学会誌*, Vol.77, No.10, (2013), pp.440-447.
- 157) P. S. Lee, H. R. Piehler, B. L. Adams, G. Jarvis, H. Hampel, and A. D. Rollett: "Influence of surface texture on orange peel in aluminum", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol.80, No.81, (1998), pp.315-319.
- 158) S. W. Banovic and T. Foecke: "Evolution of Strain-Induced Microstructure and Texture in Commercial Aluminum Sheet under Balanced Biaxial Stretching", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.34A, (2003), pp.657-671.
- 159) 鹿島高弘, 橋本俊一, 井上博史, 稲数直次: "極低炭素 Ti 添加冷延鋼板の γ 値及び集合組織に及ぼすフェライト域熱延時の潤滑条件の影響", *鉄と鋼*, Vol.77, No.2, (1991), pp.282-289.
- 160) 奥田金晴, 坂田敬, Karel Eloit, 古君修, 小原隆史: "{111}熱延集合組織を有する IF 鋼からの強い{111}冷延集合組織形成機構", *鉄と鋼*, Vol.85, No.8, (1999), pp.633-638.
- 161) 秋末治, 高階喜久男: "極低炭素冷延鋼板の集合組織に及ぼすニオブの影響", *日本金属学会誌*, Vol.36, (1972), pp.1124-1130.
- 162) 橋本修, 佐藤進, 田中智夫: "Nb 添加極低炭素アルミキルド鋼による超深絞り用冷延鋼板の開発", *鉄と鋼*, Vol.67, No.11, (1981), pp.1962-1971.
- 163) 岡本篤樹: "冷延鋼板の再結晶集合組織におよぼす炭素の影響", *鉄と鋼*, Vol.70, No.15, (1984), pp.1906-1913.
- 164) 岡本篤樹, 水井直光: "極低炭素 Ti 添加冷延鋼板の再結晶集合組織に及ぼす Mn と P の影響", *鉄と鋼*, Vol.76, No.3, (1990), pp.422-429.
- 165) I. Samajdar, B. Verlinden, and P. Van Houtte: "Textural Changes through Grain Growth in Ti-bearing IF-steel Investigated by Orientation Imaging Microscopy and X-ray Diffraction", *ISIJ International*, Vol.37, No.10, pp.1010-1015.

-
- 166) 瀬沼武秀, 亀田正春: “極低炭素冷延鋼板の r 値の面内異方性に及ぼす冷延率と熱延板組織微細化の影響”, 鉄と鋼, Vol.82, No.10, (1996), pp.870-875.
- 167) 村木峰男, 峠哲雄, 坂田敬, 小原隆史, 古林英一: “フェライト鋼の {111} 再結晶集合組織生成機構の一考察”, 鉄と鋼, Vol.85, No.10, (1999), pp.751-757.
- 168) Moo-Young Huh, Luis A. Barrales-Mora, and Olaf Engler: “Effect of texture on grain growth in an interstitial-free steel sheet”, International Journal of Materials Research, Vol.103, No.12 (2012), pp.1423-1433.
- 169) 芳賀純, 澤田英明, 潮田浩作: “Ti 添加極低炭素冷延鋼板の再結晶核成長に及ぼす B の影響”, 鉄と鋼, Vol.103, No.5, (2017), pp.221-229.

第2章 2軸引張のその場 SEM/EBSD 観察試験法の開発

2.1 緒言

軽量化と衝突安全性向上の両立のため、高強度鋼板の自動車部品への適用が加速している。自動車の性能向上やユーザーの嗜好変化に対応したデザイン設計の観点から、自動車部品形状は複雑化する傾向にある。そのため、高強度、かつ高成形性も備えた自動車用鋼板が求められている¹⁾。

一般に、鋼板の成形性は単軸引張試験で得られるマクロな材料特性値により評価される。深絞りや張出しなどのプレス成形性は、 r 値と n 値、または伸びという材料特性をそれぞれ向上させることによって改善される傾向がある^{2), 3)}。一方、このようなマクロな材料特性は、鋼板のマイクロ組織構造の影響を大きく受ける。 r 値は鋼板の表面に垂直な{111}面を持つ結晶方位が多いほど改善する^{4)~6)}。 n 値は結晶粒径⁷⁾および化学成分⁸⁾による影響が大きい。そのため、X線回析^{9)~11)}、走査型電子顕微鏡(SEM: Scanning Electron Microscope)^{12)~14)}、EBSD(Electron Back-Scatter Diffraction pattern)法^{15)~17)}によるマイクロ組織構造の観察・分析が行われ、高強度と高成形性を両立する鋼板開発に活用されている。

近年、金属組織観察および分析技術は大きく進歩し、引張試験のその場観察¹⁸⁾により、機械的性質に及ぼすマイクロ組織構造の影響^{19)~22)}が、より直接的に調査できるようになってきている。Tschoppら¹⁹⁾は単軸引張のその場 SEM 観察により、ニッケル超合金の多結晶材料を用い、マイクロ組織における単軸引張中の局所ひずみの発達挙動を観察し、EBSD により局所ひずみが発生している箇所の結晶方位の分析も行った。局所的なひずみの発生と結晶粒の Schmid Factor が関連し、結晶粒界付近の局所ひずみが大きいことを報告している¹⁹⁾。他にも、鉄の単結晶を用い単軸引張および圧縮変形のその場 SEM および原子間力顕微鏡を用いて変形中のすべり系活動についての報告がある²⁰⁾。塑性変形中のすべり線の発達と結晶方位の回転を分析し、鉄の{110}面のすべり系が有効な場合にすべり線が長く、直線になる傾向があり、一方、{112}面のすべり系が有効な場合にすべり線が曲線または波形になる傾向が観察されている²⁰⁾。さらに、活動すべり系と加工硬化挙動の関係についても調査がなされている²⁰⁾。

このように材料のマクロな機械的特性はマイクロ組織構造の影響を強く受け、塑性変形時のマイクロ組織変化のその場観察手法は、マクロな機械特性とマイクロ組織の関係を明確化にするための効果的な手段であるといえる。

実際の成形プロセスにおいては、材料は多軸変形状態にある。一方、従来のその場観察手法の報告は単軸変形状態に限られている。さらに高いプレス成形性と高強度を兼ね備える鋼板の材料設計指針を得るためには、実際のプレス成形で生じている2軸引張状態に基づき、マクロな変形挙動に対するマイクロ組織構造の影響を明らかにすることが不可欠であると考えられる。しかしながら、2軸引張試験でのその場 SEM および EBSD 分析に関して報告されている研究は今のところない。

2軸引張でのマクロな塑性変形挙動を調査するための研究は多くなされてきた^{23)~43)}。例えば、桑原ら^{25), 26)}は十字形試験片を使用した2軸引張システムを開発し、種々の r 値を持つ鋼板を用いて等塑性仕事面の形状と塑性変形に伴うその変化を明らかにした。その中で、彼らは、極低炭素(IF: Interstitial Free)鋼の加工硬化のメカニズムに関し、材料のマイクロ組織の影響についても言及している。黒田ら²⁷⁾は、アルミ合板板のマクロな機械的性質に対するマイクロ組織の影響を調査した。彼らは結晶塑性解析を用いて、面内異方性が小さく、伸

びが大きい最適な組織を調査している。2 軸引張状態での機械的性質に対するマイクロ組織の影響は、数値解析を用いた検討^{27, 28)}が多い。それに対し、実験的に 2 軸引張においてマイクロ組織変化と材料特性の関係を調査した研究は非常に少ない。

2 軸引張でのマイクロ組織の変化を連続観察し、直接分析できるようになれば、マイクロ組織変化と材料特性の関係の理解が飛躍的に進み、さらに高性能な材料開発につながることを期待される。そこで、本研究では、2 軸引張でのその場観察システムを開発する。従来報告されている SEM の真空チャンバー内での単軸引張試験システムの考え方を 2 軸引張に拡張する。マクロな 2 軸引張試験機と十字形試験片を小型化し、SEM の真空チャンバー内での試験方法を開発する。しかしながら、単に従来の十字形試験片^{25), 26), 29)-36)}を最小化するだけでは、プレス成形相当の大きな 2 軸引張塑性ひずみを得ることは難しい。2 軸引張変形その場 SEM および EBSD 分析に適した十字型試験片を開発する必要がある。

本章ではまず、有限要素解析 (FEA: Finite Element Analysis) を用いて、等 2 軸引張条件における、本試験システム用の十字形試験片の最適形状を設計する。つぎに、シミュレーションから得られた最適な試験片を実際に製作し、開発した試験システムを用いて 2 軸引張のその場 SEM および EBSD 観察を実施する。さらに、SEM および EBSD 分析による 2 軸引張試験のその場観察の結果の妥当性を検証し、マイクロ組織における塑性変形に及ぼす結晶方位の影響について考察する。

2.2 2軸引張試験のその場観察に適した十字形試験片の開発

2.2.1 十字形試験片の2軸引張解析条件

2軸引張のSEM/EBSDによるその場観察を行うためには、観察する中心部において均一な2軸引張変形が実現できる小型十字形試験片が必要である。また、試験片の中心で得られる2軸引張の塑性ひずみが可能な限り大きいことが望ましい。十字形試験片の中心で均一な変形を実現するため、一般的な従来の十字形試験片には腕部に平行なスリットを有しているものが多い^{25), 31), 34)}。これらの十字形試験片を単純に小型化した場合、放電のワイヤー加工径の大きさの制限があり、小型試験片の腕の幅に応じた幅の狭いスリットを実現できない。幅の広いスリットをそのまま採用した場合、スリット端へのひずみの局所化が問題となる。

そこで、最適な十字形試験片形状を、有限要素法を活用して探索することにした。ソリッド要素を用いた静的陰解法の有限要素解析ソフト DEFORM-3D™ v10.2 で解析を行った。

Fig. 2-1 に数値シミュレーションで検討した十字形試験片の形状および設計パラメータを示す。試験片の外寸は、真空チャンバー内の2軸引張試験装置のつかみ部の形状と、SEMによる観察視野を考慮して決定した。試験片の全長は40 mmである。試験片腕部の付け根の部分へのひずみ集中と板厚減少を抑制するために、従来の試験片^{25), 31), 34)}とは対照的に、引張方向に対して45°の方向に4個のスリットを配置した。それらスリットの幅は0.15 mmである。中心の評点部の大きさは、後述する引張試験システムの荷重容量から1.1 mm四方とした。試験片の腕部の厚さは、母材をSEM/EBSD分析用に研磨・エッチングした後の厚さで1.4 mmとした。試験片の腕の幅 W は、中心部の評点部の大きさとスリットの長さから寸法が決まり、1.3~6.0 mmである。

観察部に大きな塑性ひずみを得るため、中心部の板厚を減少させた試験片^{35), 36)}が報告されている。これら報告を参考に、中心の減厚形状を設計した(Fig. 2-1(c), (d))。SEM/EBSD分析を前提とし、試験片の裏側は凹状になっているが、表側は観察部であるため平らな形状とした。試験片の減厚部と腕部の間をつなぎの部分の曲率半径は1 mmである。このタイプの四角形状の減厚パターンをパターンRとして以降表記する。減厚率は、減厚部の厚さ t_r と腕部の厚さ t_a (1.4 mm) との比率として以降定義する。

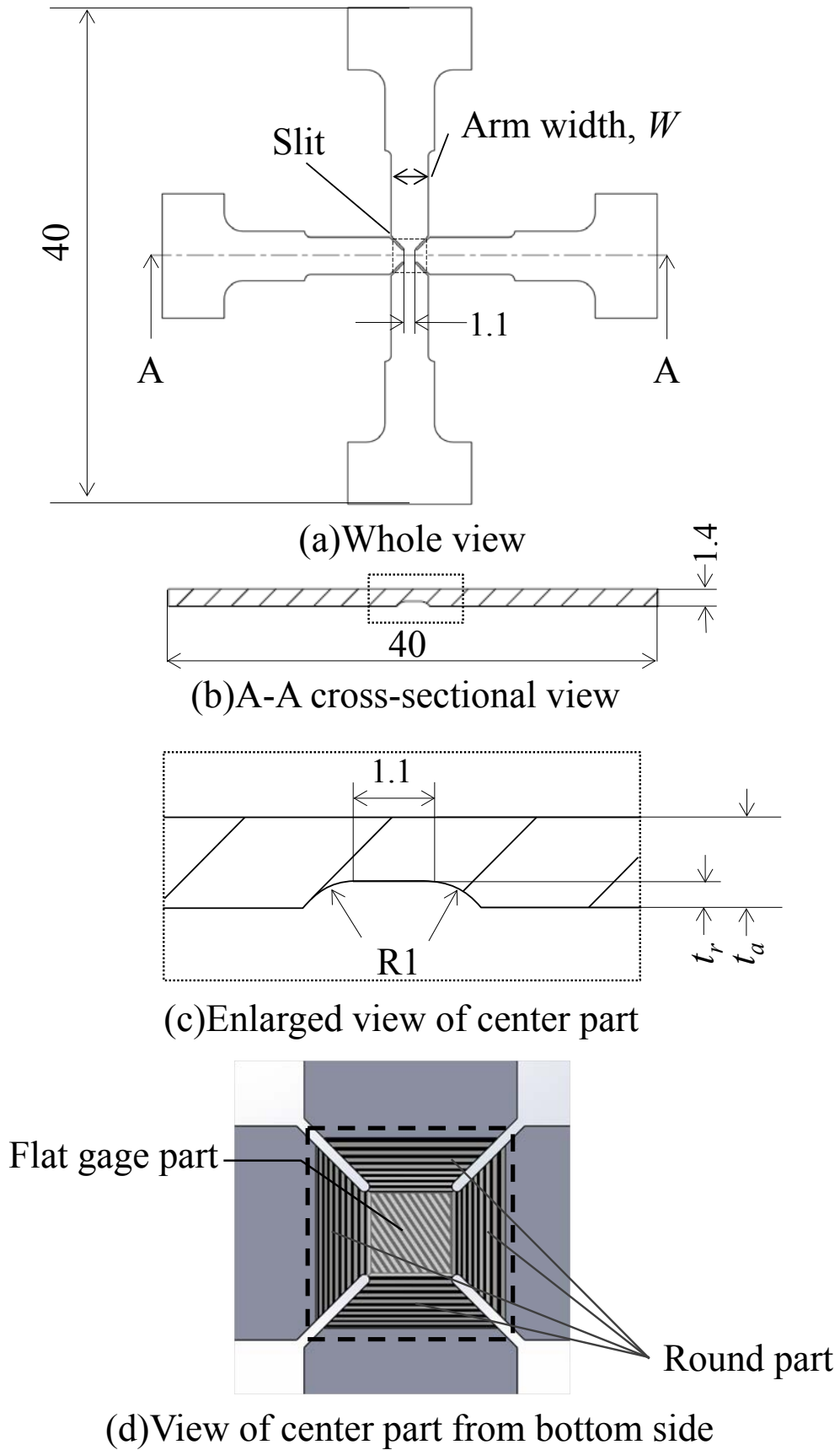


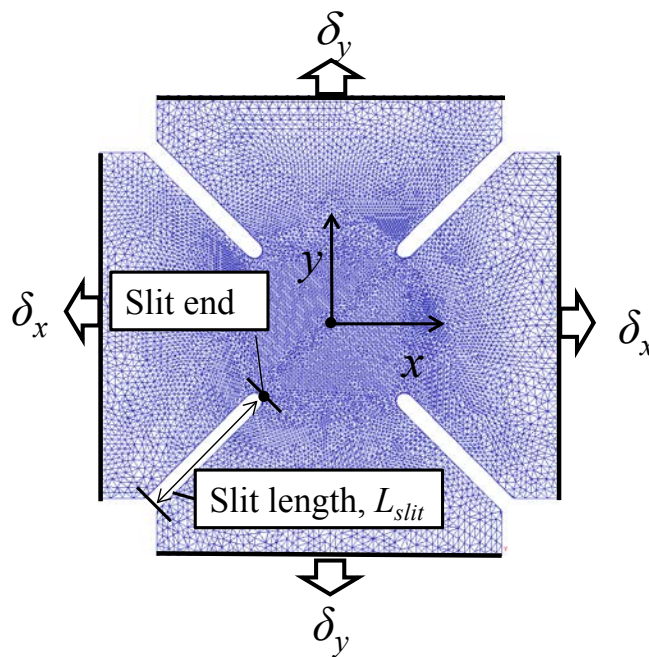
Fig. 2-1 Shape and geometries of cruciform specimen (in mm).

Fig. 2-2 に十字形試験片の中心部の有限要素モデルを示す。モデルは約 250,000 の 4 面体要素で構成されている。計算時間の短縮のために、試験片の腕部近傍のメッシュサイズは、変形領域と考えられる試験片中心部の 2.5 倍の大きくなっている。中心部のメッシュサイズは、想定される試験片の結晶粒径(約 10~20 μm)程度となるように作成した。数値計算における座標の原点は試験片の上面中心に設定した。x 座標, y 座標, z 座標はそれぞれ圧延直角方向(TD: Transverse Direction), 圧延方向(RD: Rolling Direction), 板厚方向(ND: Normal Direction)である。スリットの長さ L_{slit} は腕の端部からスリットの端部までの長さとして定義した。

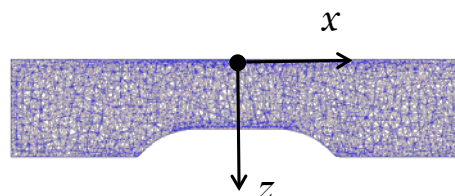
数値シミュレーションにおいて、腕部の端部の各節点に強制変位を与え試験片の中心の変形を解析した。x 方向と y 方向に与える変位 δ_x および δ_y は、等 2 軸引張変形となるよう等しく設定した。

後述する実験で使用する IF 鋼板の単軸引張試験から得られる材料特性を、数値解析シミュレーションに用いた。ヤング率: $E = 208 \text{ GPa}$, ポアソン比: $\nu = 0.3$ とし、流動応力: $\sigma = 577(0.0064 + \epsilon^p)^{0.25} \text{ MPa}$ とした。ここで、 ϵ^p は塑性ひずみである。

解析は等方硬化則を仮定した。スリット端部の相当塑性ひずみが、実測した単軸引張での破断限界ひずみ $\epsilon_{limit} = 1.1$ の値に達した時に破断すると仮定した。



(a) Top surface of specimen



(b) Cross-sectional view

Fig. 2-2 Finite-element model.

中心部で大きな塑性ひずみ可以实现できる最適な試験片形状を調べるため、Table 2-1 に示す種々のスリットの長さ L_{slit} と減厚率 t_r/t_a を持つ、6 種類の試験片を用いて解析した。

Table 2-1 Geometrical conditions of specimen in FEA

Type of specimen	Slit length, L_{slit} [mm]	Reduction ratio, t_r/t_a [%]	Reduction pattern
A	0.10	0	-
B	1.6	0	-
C	2.3	0	-
D	3.7	0	-
E	1.6	29	R
F	1.6	50	R

2.2.2 解析結果

2.2.2.1 スリット長さの影響

試験片中心部分の変形に及ぼすスリット長さの影響は、試験片形状 A, B, C, および D を使用して調査した。Fig. 2-3 に変位量 $\delta_x = \delta_y = 0.16$ mm での、形状 A ($L_{slit} = 0.1$ mm) および B ($L_{slit} = 1.6$ mm) の上面の相当塑性ひずみ分布を示す。形状 A の場合、塑性ひずみは腕部の根元と切り込みの端部近傍に局所的に集中しており、中心部では小さい。それに対し、形状 B ではひずみがより均等に分布し、中心部が比較的大きくなる傾向である。

Fig. 2-4 に上面の中心部での最大の相当塑性ひずみ $\varepsilon_{eq,max}$ に対するスリット長さの影響を示す。 $\varepsilon_{eq,max}$ は、スリットの端部が、限界ひずみ ε_{limit} である 1.1 に達する解析ステップの 1 ステップ前のストロークで計算した、原点 (試験片中心) での相当塑性ひずみである。与える変位量 δ_x および δ_y は、試験片形状 A では 0.80 mm, 形状 B では 0.21 mm, 形状 C では 0.20 mm, 形状 D では 0.19 mm であった。 $\varepsilon_{eq,max}$ は、 $L_{slit} = 1.6$ mm および 2.3 mm (形状 B および C) で、 $L_{slit} = 0.1$ mm および 3.7 mm (形状 A および D) の場合より長くなる。スリットが長くなるに伴い、平らな評点部の面積が小さくなり、試験片中心部で実現される塑性ひずみは比較的大きくなる傾向である。 $L_{slit} = 3.7$ mm の場合においては、スリット端へのひずみ集中が変形の初期段階からみられる傾向であったため、 $\varepsilon_{eq,max}$ が低下したと推定される。

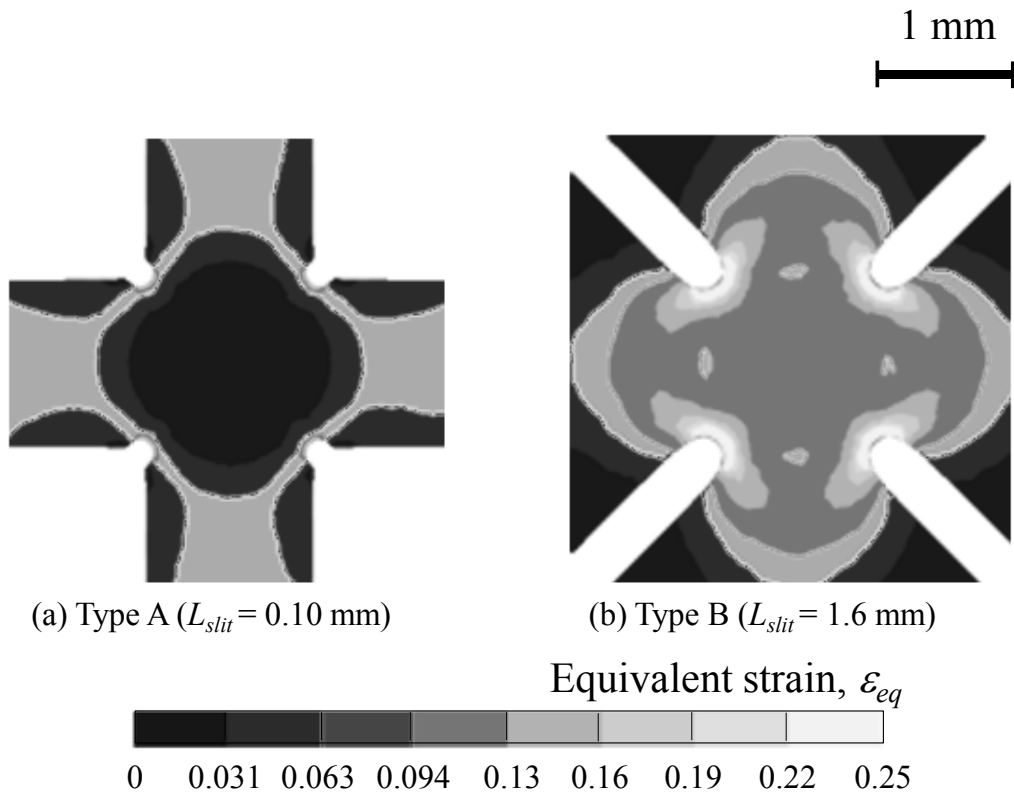


Fig. 2-3 Distribution of equivalent strain at displacement of 0.16 mm.

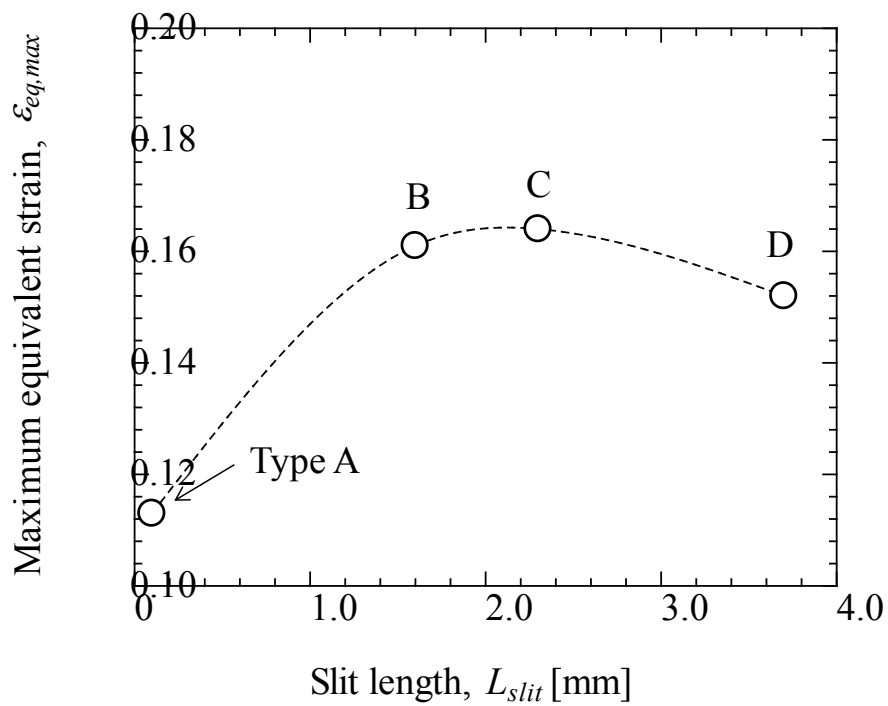


Fig. 2-4 Effect of slit length on maximum equivalent strain at center of specimen.

Fig. 2-5 に試験片形状 B の x 軸($y = 0$)に沿った断面における, ε_x および ε_y の分布の変位量増加に伴う変化を示す. 両方向のひずみは変位量の増加に伴い増加するが, その場観察を実施予定である少なくとも $x = -0.10 \sim 0.10$ mm の中心範囲では, 変位量が 0.20 mm 以上の場合でも, ひずみ分布が十分に均一であることが確認される. また, y 軸に沿った断面, および x 軸または y 軸に対して 45° の方向に沿った断面におけるひずみ分布においても, 同様に塑性ひずみ分布が十分に均一である結果が得られた.

Fig. 2-6 に変位量が 0.16 mm の条件において, 各スリット長さの条件について, x 軸に沿ったひずみ比 $\beta (= \varepsilon_y / \varepsilon_x)$ の分布を示す. ひずみ比の変動は $L_{slit} = 1.6$ mm で最小となり, 観察部分である $0 \sim 0.1$ mm の中心範囲ではほぼ一定で, 等 2 軸引張相当のひずみ比 1.0 が得られることが分かる.

以上の解析結果から, 最も均一な等 2 軸引張状態が得られるのは試験片の $L_{slit} = 1.6$ mm のときであることが分かる.

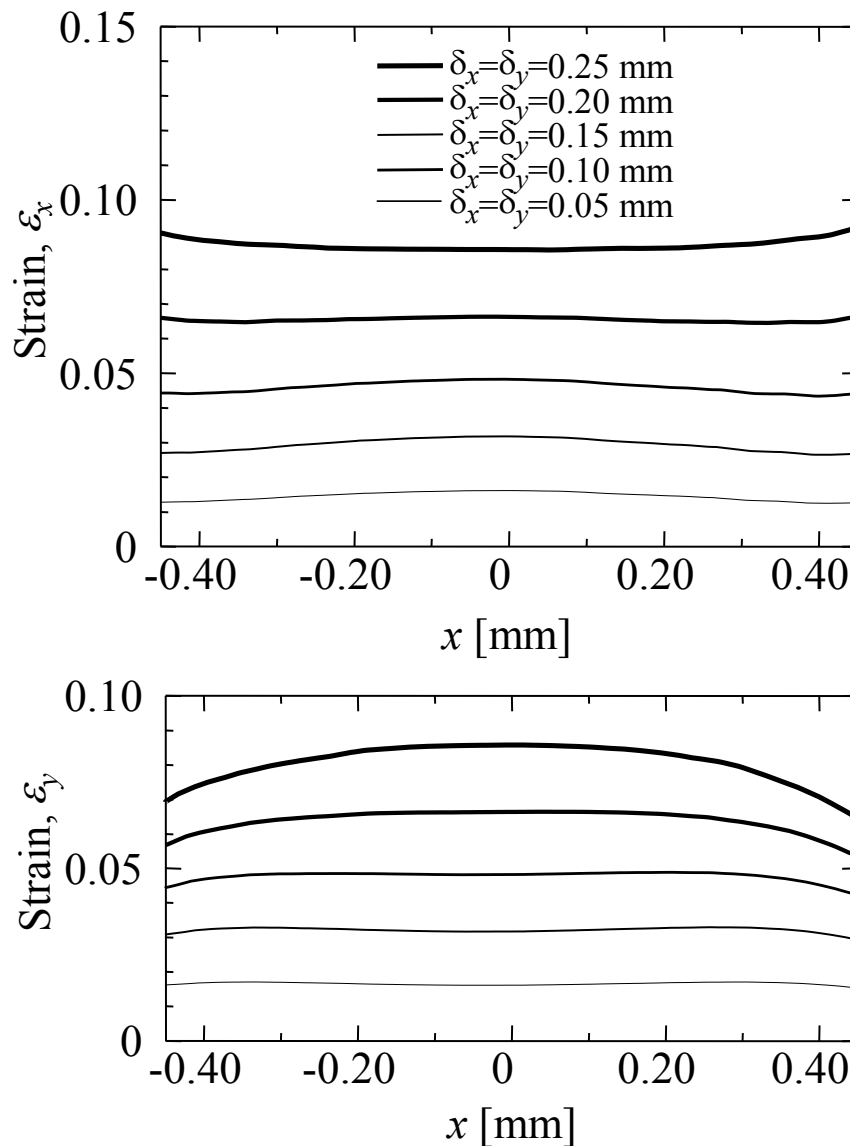


Fig. 2-5 Strain distributions along x -axis for type B.

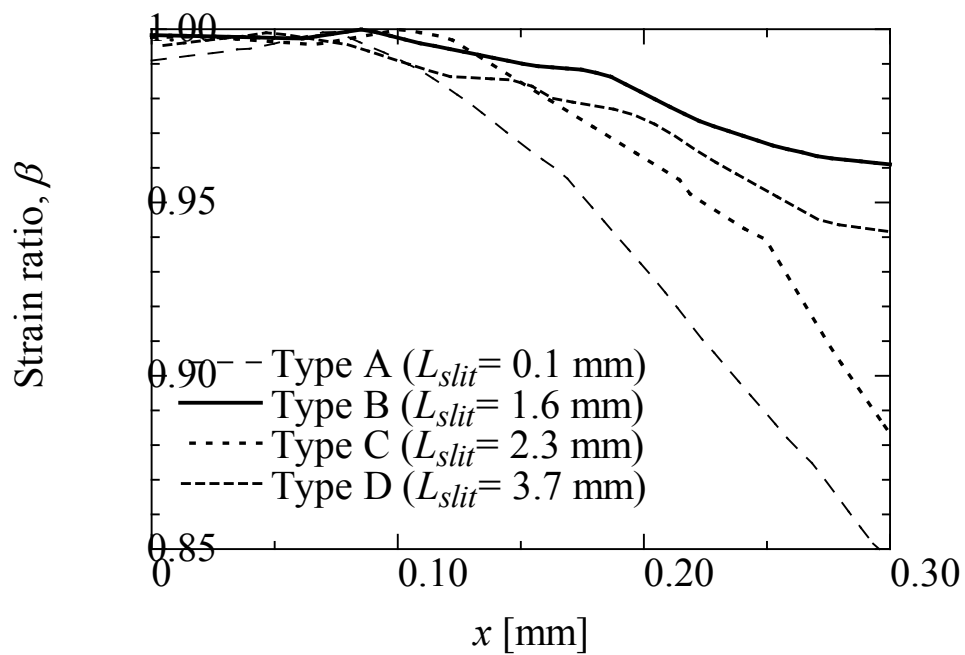


Fig. 2-6 Effect of slit length on distribution of strain ratio at displacement of 0.16 mm.

2.2.2.2 減厚量の影響

前述の結果は減厚が無い試験片の計算結果であった。観察領域で実現できる塑性ひずみ量の大きさに対する試験片の減厚による影響を調査するため、3種類の減厚率0% (形状 B)、29% (形状 E)、50% (形状 F) について計算を行った。スリットの長さ L_{slit} は前述の結果から 1.6 mm とした。

Fig. 2-7 に中心の相当塑性ひずみに対する減厚量の影響について示す。減厚0% (形状 B) の場合に比べて、減厚有りの場合は、中心の相当塑性ひずみが大きくなるのがわかる。中心部に付与されるひずみは、減厚率が30%の時に極大となり、減厚率が50%に達すると、中心部の相当塑性ひずみが若干小さくなる傾向が見られる。これは、減厚量が大きくなると試験片裏側のスリット先端の変形拘束が大きくなり、スリット端への応力集中が大きくなるためであると推測される。試験片の取り扱いの観点からも減厚量は、可能な限り小さいほうが望ましい。以上から、今回の比較の中では減厚量は30%程度が最適であると考えられる。

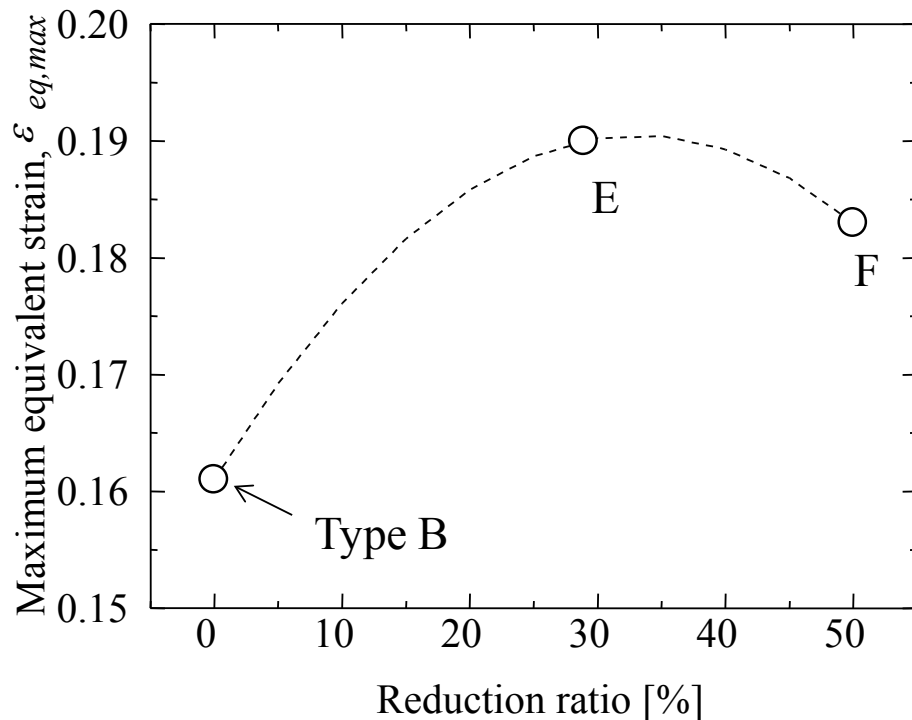


Fig. 2-7 Effect of reduction ratio on maximum equivalent strain at center of specimen.

2.2.2.3 減厚形状の改善

前述の解析結果で、等2軸引張状態での最も均一かつ大きな塑性ひずみ可以实现できるのは、Table 2-1に示す6種類の試験片の中で切り込みの長さが1.6 mm、減厚率29%の試験片、つまり形状Eであることが明らかになった。しかしながら、上に示した計算結果はその場観察が行われる上面における結果であり、板厚方向の変形の均一性については検証できていない。そのため、ここでは板厚方向全体の変形状態を分析する。

Fig. 2-8に形状Eの試験片、 $y = 0$ での x - z 断面における相当応力の分布を示す。試験片の厚さ方向で、応力が均等でないことが確認できる。これまで評価してきた上面(観察面)の応力は、下面よりも小さい。このような不均一な応力分布は、この減厚パターンRの形状によって発生すると推定される。片側のみを減厚している形状であるため、引張変形を付与した時に曲げ変形が生じることにより、結果としてひずみは上面よりも下面で大きくなると考えられる。

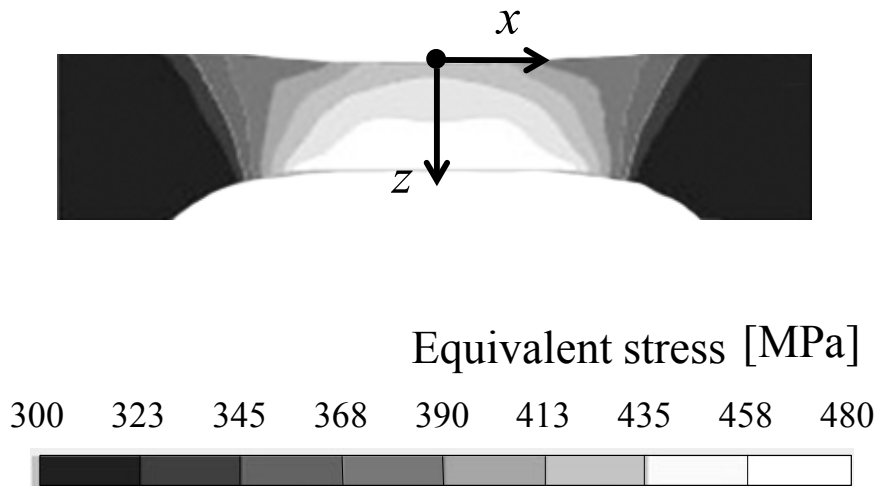


Fig. 2-8 Distribution of equivalent stress in x - z cross-section at $y = 0$ at displacement of 0.16 mm for type E.

そこで、曲げ変形の発生を防止するという観点で、別の減厚パターン X を提案する。Fig. 2-9 に新しく提案する減厚パターンを示す。減厚形状を X 字状にすることで、曲げモーメントの発生方向を引張軸から 45°傾け、引張軸方向には極力曲げモーメントを発生させないようにした。評点部長さは 1.1 mm で、これは減厚パターン R (Fig. 2-1) の場合と同様である。これまでの検討で、最適であったスリット長さが 1.6 mm、減厚率が 29% の条件で、減厚パターン X の場合の相当応力分布を Fig. 2-10 に示す。また、Fig. 2-11 に減厚パターン R および X に対する z 軸に沿った相当応力分布を示す。上面と下面の応力の差は、減厚パターン R の場合よりも減厚パターン X の場合のほうがはるかに小さく、減厚パターン X においては板厚方向の均一変形が推定される。

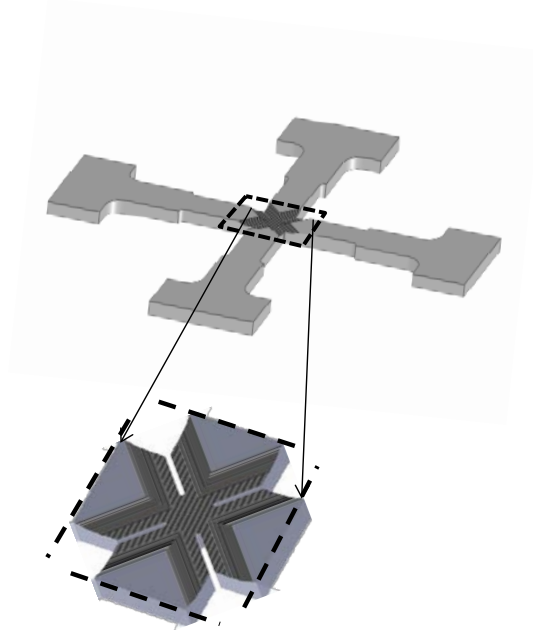


Fig. 2-9 Schematic view of reduction pattern X from bottom side.

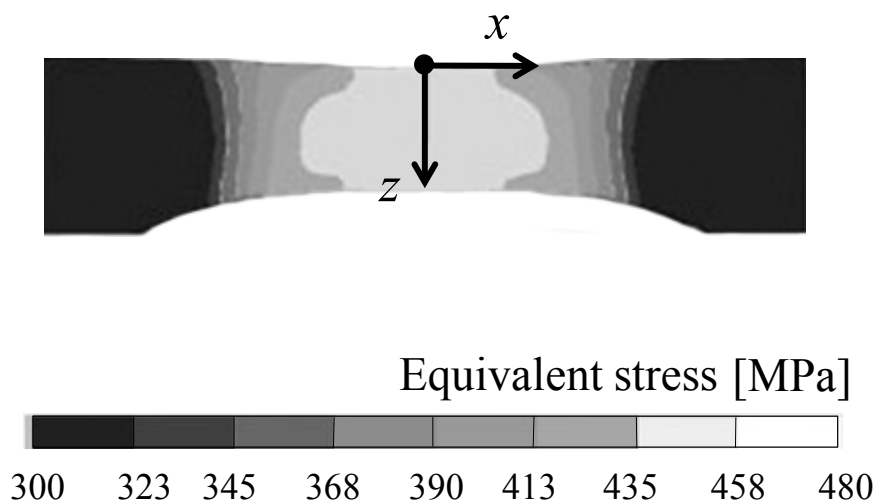


Fig. 2-10 Distribution of equivalent stress in x - z cross-section at $y = 0$ at displacement of 0.16 mm in case of reduction pattern X.

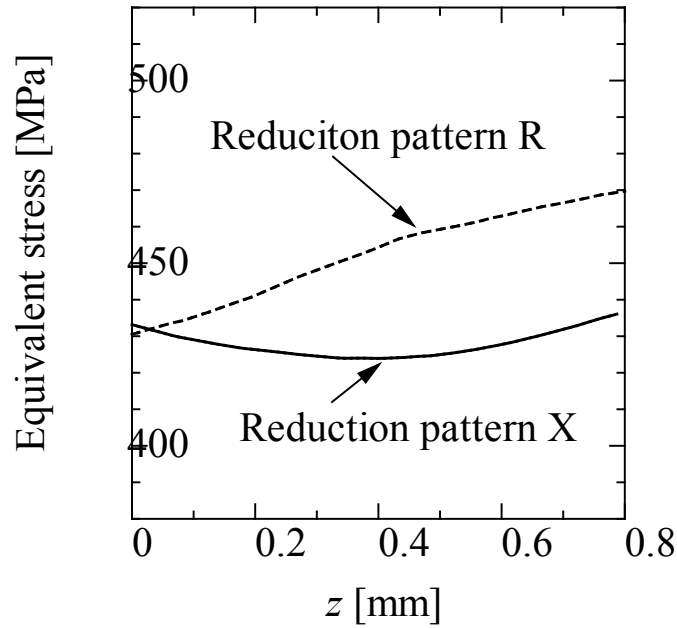


Fig. 2-11 Distributions of equivalent stress along z-axis for reduction patterns R and X.

Fig. 2-12 に減厚パターン R および X に対して得られた最大の相当塑性ひずみ $\epsilon_{eq,max}$ を示す. パターン X の場合, 上面と下面のひずみはほぼ均一となることが確認できる. また, その上面のひずみはパターン R よりもパターン X の方が大きいことが分かる. その場観察において, ミクロ組織構造の変形観察は上面から行われるため, 観察部のひずみをより大きくできるということも重要な改善点である.

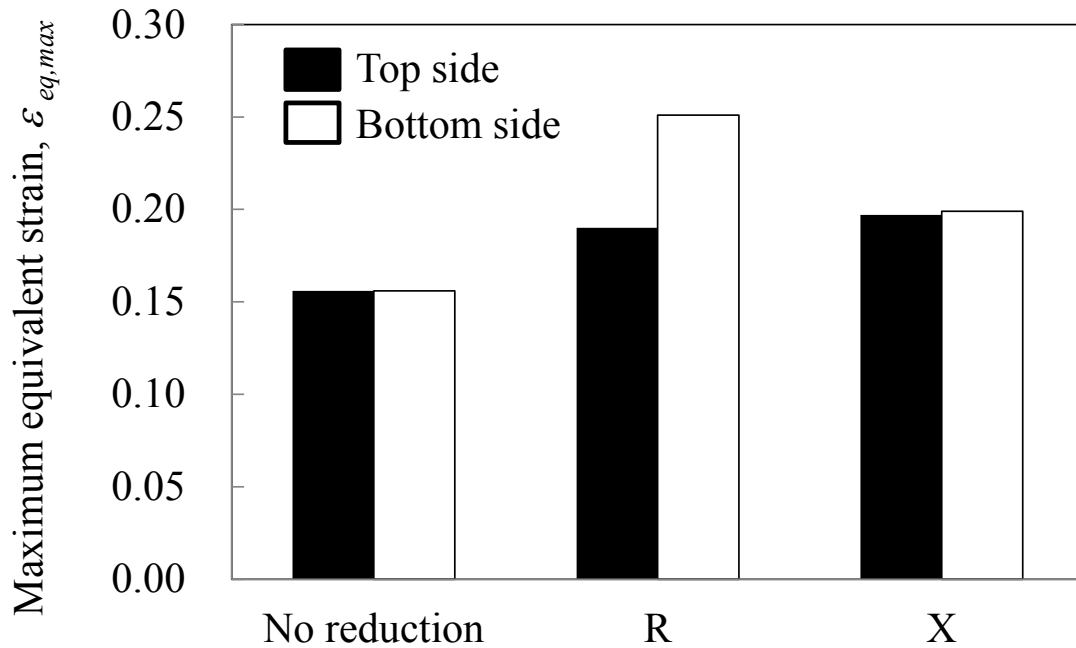


Fig. 2-12 Maximum equivalent strains on both sides of specimen.

最後に、観察面内(x および y 方向)の変形の均一性が、パターン X においても得られることを検証する。試験片の上面と下面の x 軸に沿ったひずみの分布 ε_x および ε_y を Fig. 2-13 に示す。その場観察が行う領域(赤枠部)で、塑性ひずみが均一に分布することが確認される。 y 軸に沿ったひずみの分布でも、同様の結果が得られた。また、中心部の観察領域でのひずみ比は約 1.0 であり、等 2 軸引張変形が実現できていることが確認できる。

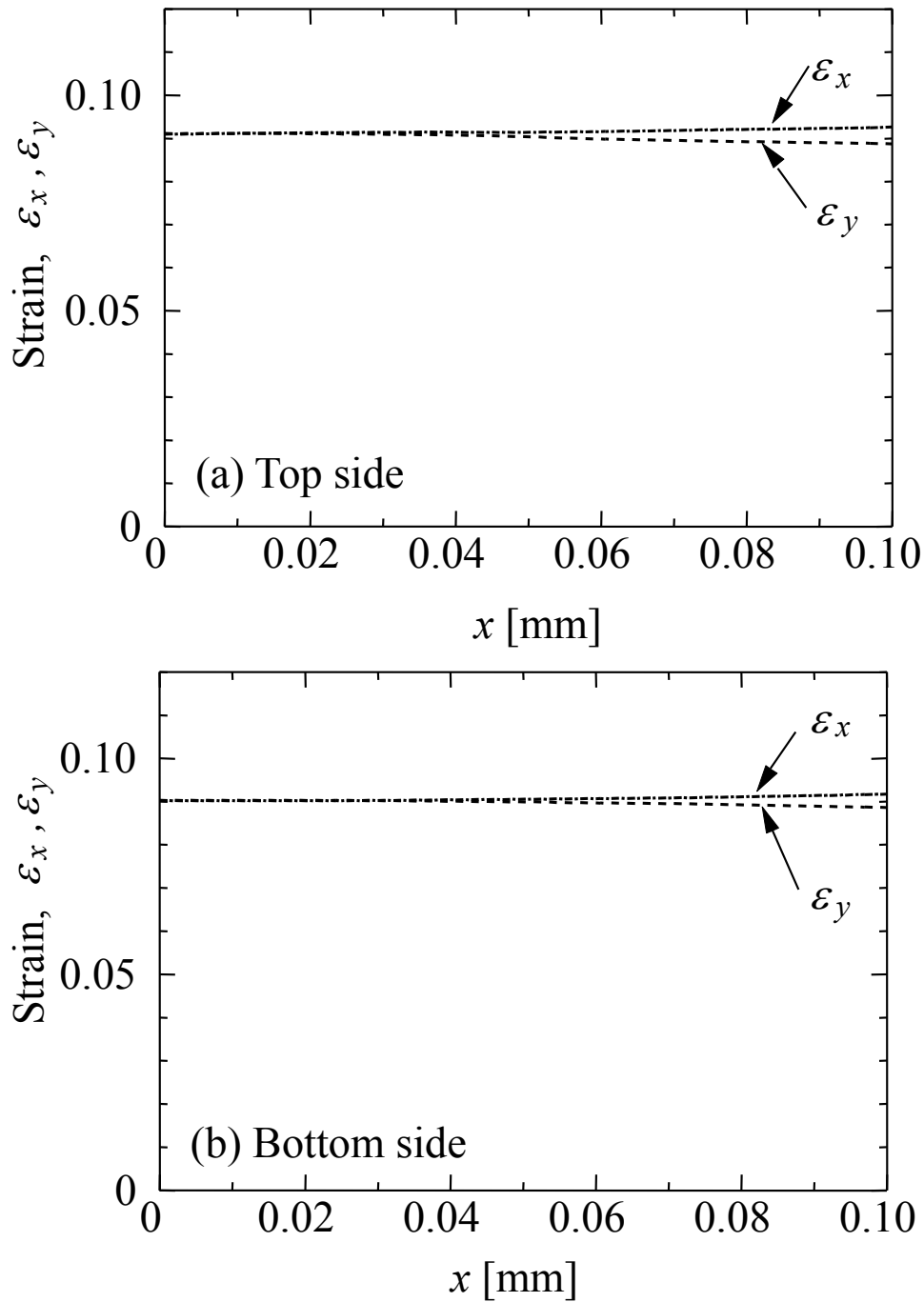


Fig. 2-13 Strain distributions on both surfaces along x -axis at displacement of 0.16 mm.

2.3 2軸引張試験のその場 SEM/EBSD 観察

2.3.1 実験装置および実験方法

2軸引張のその場 SEM/EBSD 観察のための実験装置を新たに開発し、前述の解析結果に基づいて、試験片形状を製作し、2軸引張のその場観察実験を行った。

本研究で開発した実験装置を **Fig. 2-14** に示す。装置の寸法は、電界放出型(FE: Field Emission)-SEM の真空チャンバー内の空間制約により、奥行きが 166 mm、幅が 140 mm、高さが 42 mm となるように設計した。2つのサーボモーターにより2軸引張を実現した。従来のマクロな2軸引張試験の場合、2方向の動きを同期させるためにパンタグラフ機構が用いられる²⁵⁾。しかしながら、真空チャンバー内の空間が制約されており本システムには採用できない。そこで、2つのサーボモーターにより x および y 方向のクロスヘッド動作を別々に与え、それらクロスヘッド変位をソフトウェアにより同期制御した。各クロスヘッド変位の測定は、クロスヘッドの裏面のステップゲージを用いて検出した。各方向の最大負荷能力は 1 kN である。クロスヘッド速度は、0.50~50 μm の範囲で 0.50 $\mu\text{m/s}$ ピッチで調整、制御することができる。

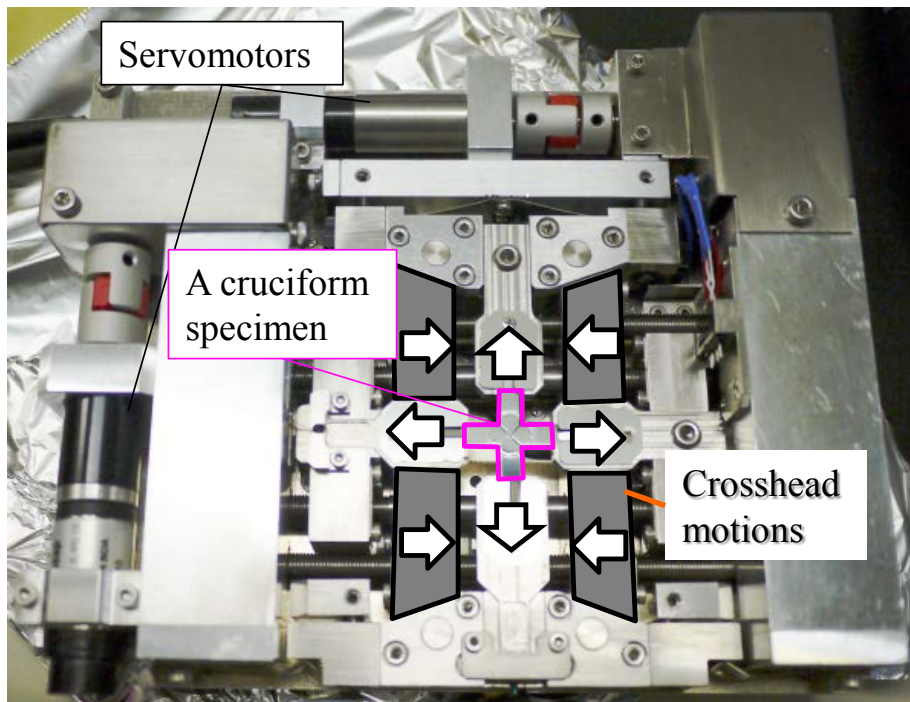


Fig. 2-14 Biaxial tensile test system in vacuum chamber of SEM.

その場 SEM/EBSD 観察で使用する設備レイアウト図を **Fig. 2-15** に示す。2軸引張試験システムはコンピューターPC1により制御される。ソフトウェアによる制御で、2つの引張方向それぞれにあらかじめ設定した変位を与え、試験システムに内蔵されたギアによりクロスヘッド変位を機械的に保持する。その状態で、2軸引張中のその場 SEM-EBSD 分析を実施する。クロスヘッドの保持状態のクロスヘッド変位の戻りは、2つの引張方向いずれも 1 μm 以下であった。一般に、EBSD 分析¹⁷⁾は、試料を 70°傾けた状態で行われる。しかし、本観察条件では、真空チャンバー内の寸法制限から、実現可能な傾斜角として 58°を採用した。EBSD 分析のために PC2 を使用し、結晶方位データの収集には OIM Collection v6.1 を用いた。SEM 観察および EBSD 分析は、

十字形試験片の中心部 200 μm 四方で、500 倍の拡大倍率で実施した。EBSD 分析の測定ピッチは 1.0 μm とした。FE-SEM の電子ビームの制御と画像の取得には PC3 を使用した。試験中の試験片の塑性ひずみは、クロスヘッド変位と数値解析の相当塑性ひずみの関係から算出した。この手法で算出した塑性ひずみと、観察部における結晶粒の変形前後の三重点の変化から計算した実際の塑性ひずみが一致していることを確認している。また、板厚ひずみは体積不変を仮定して計算した。

本研究で使用した試験材の機械特性を **Table 2-2** に示す。フェライト単相鋼である板厚 1.6 mm の IF 鋼板を用いた。RD 方向に取得した JIS5 号試験片を用い、3.0 mm/min のクロスヘッド速度の単軸引張試験で機械的特性を取得した。試験片の評点部の長さおよび幅はそれぞれ 50 mm, 25 mm である。

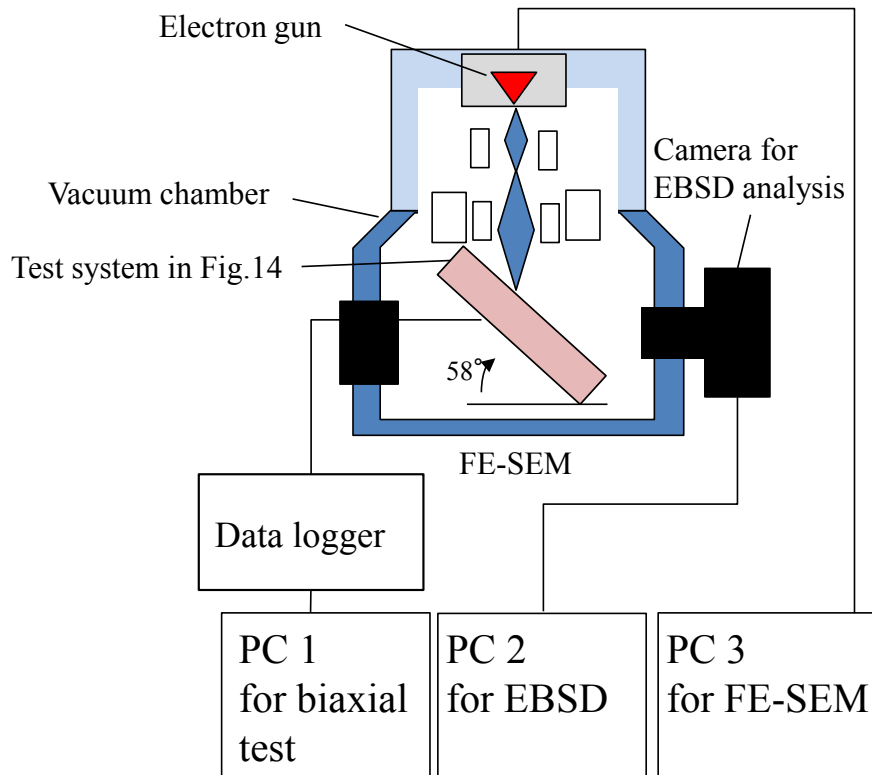


Fig. 2-15 Data measurement setup of biaxial tensile test system for SEM-EBSD analysis.

Table 2-2 Mechanical properties of material used in this study

YP* [MPa]	TS* [MPa]	u-EL* [%]	EL* [%]	r-value**			Average r-value
				0°	45°	90°	
150	286	29	54	1.7	1.5	2.1	1.7

* Measured in rolling (0°) direction

** Measured at uniaxial plastic strain $\varepsilon^p = 0.15$

ワイヤー放電加工機により、板材から前節で設計した十字形試験片を作成した。RD方向を直交する2つの引張方向の一方となるように切断加工した後、前節で検討した最適な寸法となるように試験片を加工した。つまり、スリット長さ1.6 mm、試験片の腕の幅3.0 mm、減厚量 $t_r = 0.4$ mmとした(Fig. 2-1およびFig. 2-9を参照)。減厚領域は、X形とし、放電加工により加工した。試験片の観察側をバフ研磨したのち、SEM-EBSD分析のために電解研磨を行い、試験片の腕部の厚さを1.4 mm(= t_a)とし、上面は減厚率が29%となるように調整した。実際に制作した十字形試験片の上面および下面からの写真をFig. 2-16に示す。

2軸引張のその場観察実験は、各方向へ2.5 μ m/sのクロスヘッド速度で行った。

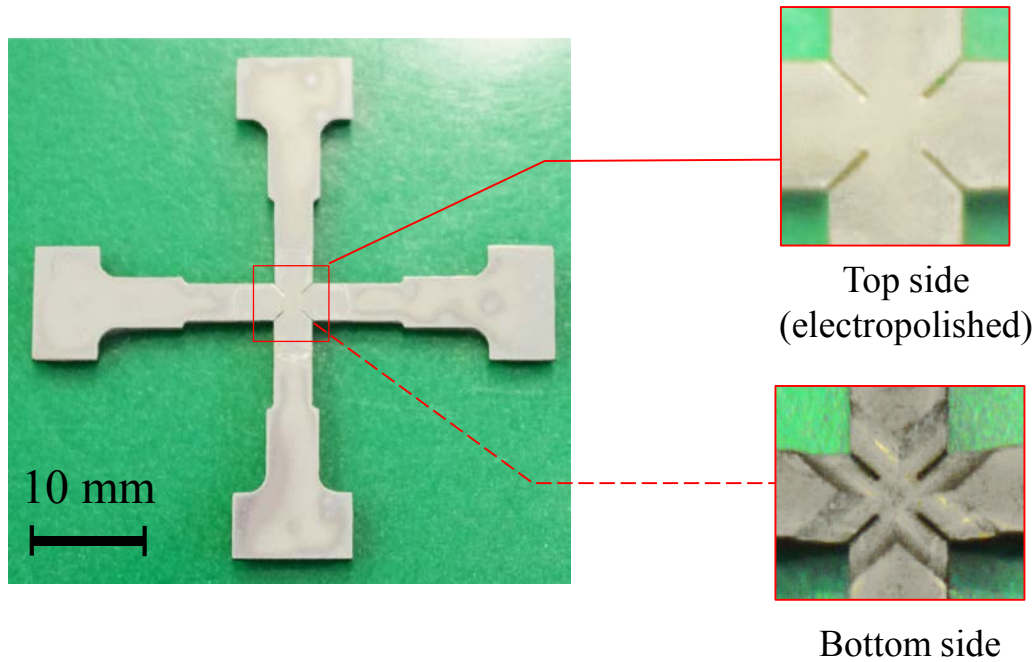


Fig. 2-16 Photos of specimen for biaxial tensile test.

2.3.2 実験結果および考察

2.3.2.1 開発試験システムでの等2軸変形の検証

開発した試験システムで等2軸変形が実現されるかどうかを確認するため、Marciniak 法による等2軸引張試験³⁷⁾(以下、マクロスケールの等2軸引張試験)によって、同じ試験材を用いて得られた結果と本試験システムで得られた結果を比較した。マクロスケールの等2軸引張試験は、直径が100 mmの円筒パンチと辺長が200 mmの長方形の試験片、および駆動板を使用して行った。試験のパンチストローク速度は5.0 mm/minとした。試験は0.10, 0.15, 0.20, 0.25の相当塑性ひずみが試験片の中央に付与された時点でそれぞれ終了し、ビッカース硬度を測定した。

マクロスケールの等2軸引張試験で成形した試験片を用いてX線回折(XRD: X-Ray Diffraction)により集合組織を測定した。方位分布関数(ODF: Orientation Distribution Function)を、直交異方性条件を仮定し計算した。なお、本論文の結晶方位はBungeのオイラー角の表記法($\varphi_1, \Phi, \varphi_2$)⁴⁴⁾を使用して表現する。一方、本開発システム(以下、ミクロスケールの等2軸引張試験)を用いて取得したマイクロ組織のEBSD分析結果を用いて、同様にODFを計算した。

一般的に、IF鋼のODF $\varphi_2 = 45^\circ$ 断面における最大強度は、{111}面を示す位置において確認される。この{111}の集合組織は、多いほど r 値が大きくなること報告されており⁴⁾、プレス成形における絞り成形性を高めるための重要な集合組織である。

Fig. 2-17にミクロスケールとマクロスケールの等2軸引張試験を比較し、相当塑性ひずみ ε_{eq} による{111}集合組織の最大強度の変化を示す。同じ試料を用い、単軸引張のその場EBSD分析試験で測定された結果も参考のために同図に示す。単軸引張状態の場合とは対照的に、{111}集合組織の最大強度は、ミクロおよびマクロな等2軸引張試験の両方で、相当塑性ひずみの増加に伴いより増加する傾向である。2つの等2軸試験の結果は定量的によく合致している。圧縮変形において、結晶方位の安定方向は荷重方向の{111}および{001}であり、引張変形では{110}である⁴⁵⁾。RDおよびTD方向の2軸引張の場合、変形状態はND方向の圧縮と力学的に同じである。そのため、等2軸引張の**Fig. 2-17**の結果においては、ND{111}集合組織が発達していると考えられ、従来報告と一致している。

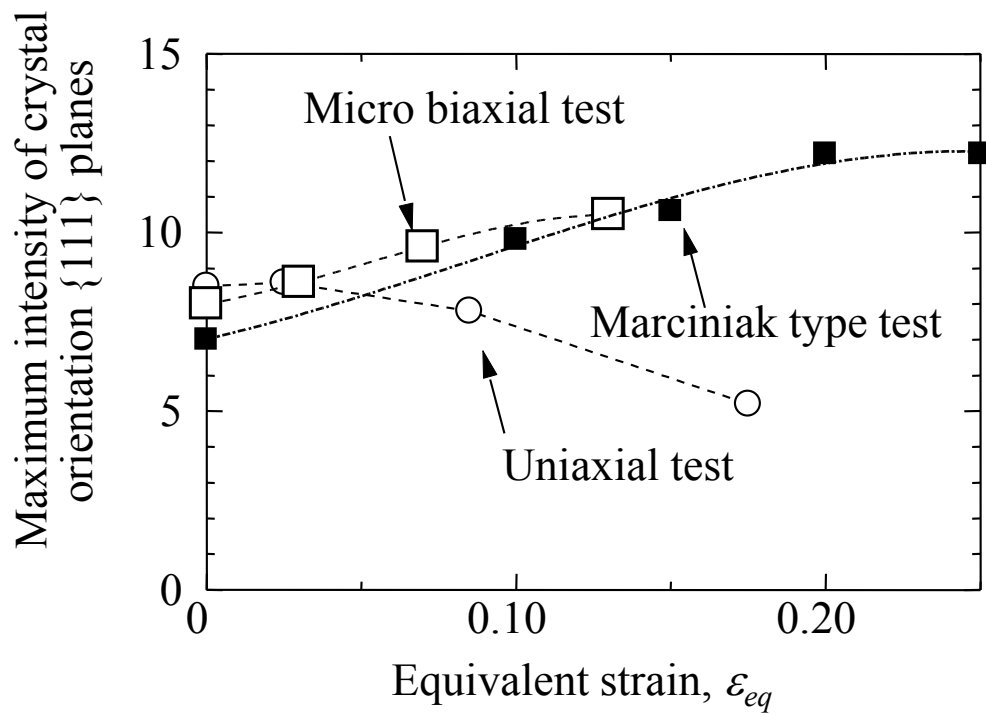


Fig. 2-17 Comparison between micro biaxial test and Marciniak type test on maximum intensity of crystal orientation {111} planes in ODF($j_2=45^\circ$).

Fig. 2-18 にミクロスケールとマクロスケールのそれぞれの試験における、ビッカース硬度変化と相当ひずみの関係を示す。硬度は試験片の中心部において、TD-NDの断面、上面から1/4の厚さの箇所にて測定した。ビッカース硬度においても2つの試験の間でかなり良好な合致が確認でき、2つの試験で与えられた加工硬化量がほぼ同じであることを示唆している。

これら実験結果の比較から、本研究で開発されたミクロスケールの等2軸引張試験システムで等2軸変形が実現できていることが確認された。

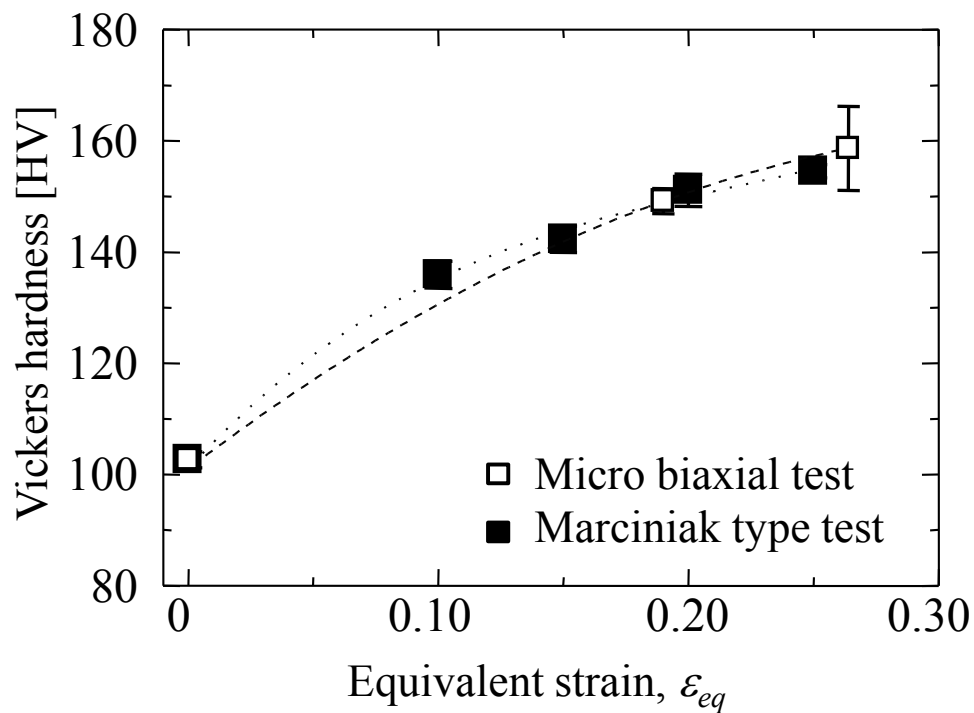


Fig. 2-18 Comparison of Vickers hardness between micro biaxial test and Marciniak type test.

2.3.2.2 表面荒れ増大のその場観察と等2軸引張によるマイクロ組織変化の分析

つぎに、本研究で開発した SEM-EBSD 分析を使用した等 2 軸引張でのその場観察から得られた特徴的な結果について述べる。

Fig. 2-19 に試験中の材料表面の 2 次電子像の変化を示す。2 次電子像の濃淡が発達し、表面荒れが等 2 軸変形の進行に伴い増大し、凹部と想定される部分の形状は結晶粒に近い形状をしていることが観察される。また、すべり線が 1 方向ではなく、様々な方向のものが確認される。顕著なすべり線は、凹部で観察された。顕著な凹部の 1 つを **Fig. 2-19** に丸で囲んで示す。2 軸引張の連続的な SEM 観察により、特定の結晶粒が優先的に変形し、凹部になることがわかる。これは結晶粒間の変形抵抗の差に起因すると考えられる。張出し性³⁷⁻⁴⁰⁾が表面荒れの影響を強く受けることはよく知られている⁴¹⁾⁻⁴³⁾。そのため表面荒れ発達のメカニズムを明確化することは、材料の高機能化に大きく貢献すると考えられる。


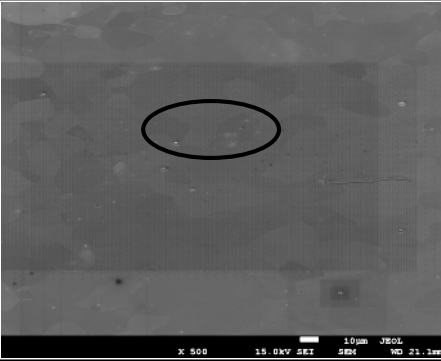
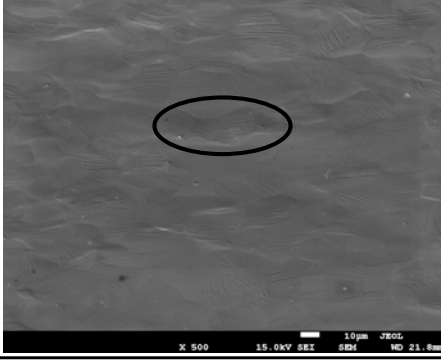
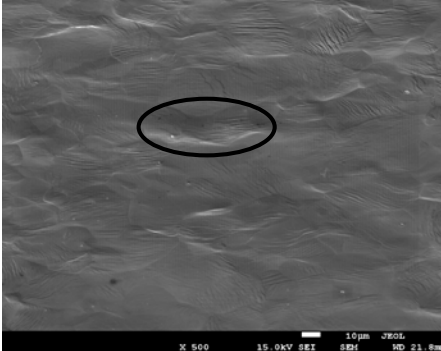
Equivalent strain, ϵ_{eq}	SEM image <div style="text-align: right;">  </div>
0 (Before test)	
0.071	
0.13	

Fig. 2-19 SEM images during biaxial tensile test.

Fig. 2-20 に等 2 軸引張中のマイクロ組織変化について EBSD を用い分析した結果を示す. この図では 3 種類のマップを採用した. 結晶方位分布を示すために, ND 方向の逆極点図(IPF)マップを, 結晶粒の変形の程度を示すため, 結晶粒内平均方位差(GAM)マップを, 相対的な結晶粒の変形抵抗を示すため, Taylor factor マップをそれぞれ使用した. 通常の Taylor factor⁴⁶⁾では巨視的な降伏応力が用いられるのに対して, EBSD 分析における Taylor factor⁴⁷⁾では均一な変形を仮定して近似的に計算される各測定点の結晶方位の降伏応力が用いられている⁴⁸⁾. 本研究では, 体心立方構造の主なすべり系として 24 個の滑り系を考慮し, それらすべり系の臨界分解せん断応力が一定とし, 一様な等 2 軸引張の多軸変形を仮定して EBSD 分析での 200 μm 四方(201 x 201 = 40401 点)の観察点それぞれで計算した. Taylor factor は, 変形抵抗を相対的に示す指標であり, この値が低いほど変形抵抗が低く変形が容易な領域であることを示している.

単軸引張試験のその場観察の報告¹⁹⁾と同様に, IPF マップから, 変形の進展に伴って徐々に結晶方位が変化すること, 結晶方位の変動は結晶粒界近傍で比較的大きいことがわかる. また, $\{111\}$ 面方位の付近の結晶粒の結晶方位は変形の進展に伴い, $\{111\}$ 面方位へ回転する傾向がある. この結果は **Fig. 2-17** によく対応している. GAM の値は結晶粒の変形の進展に伴って増加し, GAM 値の増加と IPF マップ内の結晶方位の変化が対応している. また, IPF マップの $\{001\}$ および $\{101\}$ 方位付近結晶粒の GAM 値が増加する傾向が見られる. IPF マップと Taylor factor マップとの比較から, $\{001\}$ 面方位を持つ粒子の Taylor factor が比較的低いことがわかる. そのため, $\{001\}$ 方位を持つ粒子は等 2 軸引張状態で容易に変形することが推定される. その結果, $\{001\}$ 方位は **Fig. 2-19** に示すように変形の進展に伴って凹部になると考えられる. このようなマイクロ不均一な変形により表面荒れが生じる可能性がある. さらなる調査を次章以降で実施する.

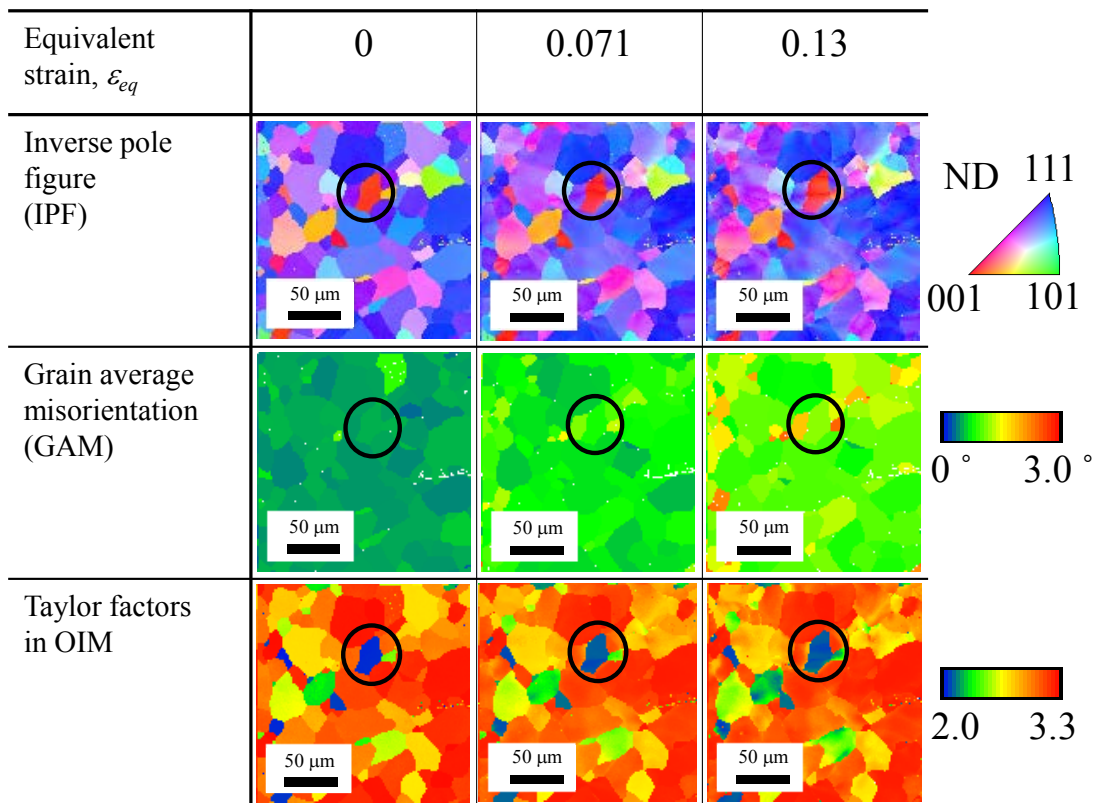


Fig. 2-20 IPF, GAM and Taylor factors in OIM during biaxial tensile test.

2.4 結言

本研究では、SEMを利用したEBSD分析を用いて、等2軸引張変形時のマイクロ組織変化のその場観察および分析を行う実験システムを開発した。

まず、等2軸引張状態を想定し、本試験システムのための十字形試験片の最適な形状を有限要素解析により設計した。試験片の中心部にある平らな評点部を1.1 mmに、アーム厚さを1.4 mmに設定し解析を実施した。数値解析から、スリット長さが1.6 mmの試験片に対し、評点部の減厚0.4 mm(減厚率29%)で、X字状の減厚形状を加工することにより、観察部において相当塑性ひずみで約0.2という、均一かつ十分に大きいひずみを実現できる結果が得られた。

つぎに、真空SEMチャンバー内の2軸引張試験システムを実際に開発・製作した。そして、開発した試験システムと提案する十字形試験片を使用し、等2軸引張変形時のマイクロ組織変化のその場観察を実施した。等2軸引張変形の実現検証は、本試験システムとマクロなMarciniak法の2軸引張試験から得られた結果を比較することにより実施し、確認した。

最後に、得られた等2軸引張のその場SEM観察およびEBSD分析の特徴的な結果を示した。等2軸引張変形時の表面荒れの発生は、特定の結晶方位を持つ粒子の変形に関係していることが明らかになった。詳しい調査は次章以降で実施する。

本研究で開発した試験システムが、高強度と高成形性を備えた薄鋼板を実現するための、材料マイクロ組織の設計指針を得るための有益な手段であると考えられる。

参考文献

- 1) K. Kishida: "High Strength Steel Sheets for Light Weight Vehicle", Nippon Steel Technical Report, Vol.81, (2000), pp.12.
- 2) W. J. Lankford, S. C. Snyder and J. A. Bauscher: "New Criteria for Predicting the Press Performance of Deep Drawing Sheets", Transaction of the American Society of Metals, Vol.42, (1950), pp.1197.
- 3) 吉田清太: "薄板のプレス成形性と成形性試験", 精密機械, Vol.XXV, No.12, (1959), pp.447-456.
- 4) R. L. Whiteley: "The importance of directionality in drawing quality sheet steel", Transaction of the American Society of Metals, Vol.52, (1960), pp.154.
- 5) R. L. Whiteley, D. E. Wise, and D. J. Blickwede: "Anisotropy as an Asset for Good Drawability", Sheet Metal Industries, Vol.38, (1961), pp.349-353,358.
- 6) S. Nagashima, S. Sekino, and H. Kato: "The Plastic Strain Ratio of Single Crystals of Low Carbon Steel", Transaction of the Japan institute of Metals, Vol.5, No.4, (1964), pp.244-247.
- 7) W. B. Morrison: "The effect of grain size on the stress-strain relationship in low-carbon steel", Transaction of the American Society of Metals, Vol.59, (1966), pp.824-846.
- 8) J. F. Enrietto, M. G. H. Wells, and E. R. Morgan: "Quench Aging in Fe-Mn-C-N Alloys, Precipitation from Iron-Base Alloys", Gordon and Breach, New York, (1965), pp.141-171.
- 9) F. Wever: "Zeitschrift für Physik, "Über die Walzstruktur kubisch kristallisierender Metalle", Vol.28, (1924), pp.69.
- 10) B. F. Decker: "The Validity of the Pole Figure", Journal of Applied Physics, Vol.16, (1945), pp.309-310.
- 11) G. Kurdjumow and G. Sachs: "Über den Mechanismus der Stahlhärtung", Zeitschrift für Physik, Vol.64, (1930), pp.325-343.
- 12) R. D. Heidenreich: "Electron Microscope and Diffraction Study of Metal Crystal Textures by Means of Thin Sections", Journal of Applied Physics, Vol.20, (1949), pp.993-1010.
- 13) W. Bollman: "Interference Effects in the Electron Microscopy of Thin Crystal Foils", Physical Review, Vol.103, (1956), pp.1588.
- 14) R S. Burns and R. H. Heyer: "Orientation and Anisotropy in Low Carbon Steel Sheets", The Annealing of Low Carbon Steels, (1958), pp.29.
- 15) A. J. Schwartz, M. Kumar and B. L. Adams: "Electron Backscatter Diffraction in Materials Science", eds. by Kluwer Academic/Plenum Publishers, New York, (2000), pp.1.
- 16) V. Randle: "Microtexture Determination and its Applications", The Institute of Materials, London, (1992), pp.1.
- 17) B. L. Adams, S. I. Wright, and K. Kunze: "Orientation imaging: The emergence of a new microscopy", Metallurgical Transactions A, Vol.24 (1993), pp.819-831.
- 18) 鈴木清一: "EBSD 法による材料組織変化の In-Situ 観察", 顕微鏡, Vol.45, No.3, (2010), pp.166-172.
- 19) M. A. Tschopp, B. B. Bartha, W. J. Porter, P. T. Murray, and S. B. Fairchild: "Microstructure-Dependent Local Strain Behavior in Polycrystals through In-Situ Scanning Electron Microscope Tensile Experiments",

- Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.40, (2009), pp.2363-2368.
- 20) P. Franciosi, L. T. Le, G. Monnet, C. Kahloun, and M.-H. Chavanne: "Investigation of slip system activity in iron at room temperature by SEM and AFM in-situ tensile and compression tests of iron single crystals", International Journal of Plasticity, Vol.65, (2015), pp.226-249.
- 21) M. Azuma, G. Hansen, N. Hansen, G. Winther, and X. Huang: "Effect of hardness of martensite and ferrite on void formation in dual phase steel", Materials and Science Technology, Vol.28, (2012), pp.1092-1100.
- 22) J. C. Hell, M. Dehmas, S. Allain, J. M. Prado, A. Hazotte and J. P. Chateau: "Microstructure – Properties Relationships in Carbide-free Bainitic Steels", ISIJ International, Vol.51, No.10, (2011), pp.1724-1732.
- 23) D. L. McDowell: "Modeling and experiments in plasticity", International Journal of Solids and Structures, Vol.37, (2000), pp.293-309.
- 24) T. Kuwabara: "Advances in experiments on metal sheets and tubes in support of constitutive modeling and forming simulations", International Journal of Plasticity, Vol.23, (2007), pp.385-419.
- 25) T. Kuwabara, S. Ikeda, and T. Kuroda: "Measurement and analysis of differential work hardening in cold-rolled steel sheet under biaxial tension", Journal of Materials Processing Technology, Vol.80, No.81, (1998), pp.517-523.
- 26) T. Kuwabara, A. Van Bael, and E. Iizuka: "Measurement and analysis of yield locus and work hardening characteristics of steel sheets with different r -values", Acta Materialia, Vol.50, No.14, (2002), pp.3717-3729.
- 27) M. Kuroda and S. Ikawa: "Texture optimization of rolled aluminum alloy sheets using a genetic algorithm", Materials Science and Engineering A, Vol.385A, (2004), pp.235-244.
- 28) S. Hiwatashi, A. Van Bael, P. Van Houtte, and C. Teodosiu: "Prediction of forming limit strains under strain-path changes: Application of an anisotropic model based on texture and dislocation structure", International Journal of Plasticity, Vol.14, (1998), pp.647-669.
- 29) 花房泰浩, 瀧澤英男, 桑原利彦: "薄肉超小型試験片の単軸駆動式二軸引張試験方法の開発", 軽金属, Vol.64, No.4, (2014), pp.142-148.
- 30) J. P. Boehler, S. Demmerle and S. Koss: "A new direct biaxial testing machine for anisotropic materials", Experimental Mechanics, Vol.34, (1994), pp.1-9.
- 31) S. Demmerle and J. P. Boehler: "Optimal design of biaxial tensile cruciform specimens", Journal of Mechanics and Physics of Solids, Vol.41, (1993), pp.143-181.
- 32) S. B. Lin and J. L. Ding: "Experimental study of the plastic yielding of rolled sheet metals with the cruciform plate specimen", International Journal of Plasticity, Vol.11, (1995), pp.583-604.
- 33) E. Shiratori and K. Ikegami: "Experimental study of the subsequent yield surface by using cross-shaped specimens", Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol.16 (1968), pp.373-394.
- 34) G. Ferron and A. Makinde: "Design and Development of a Biaxial Strength Testing Device", Journal of Testing and Evaluation, Vol.16, No.3, (1988), pp.253-256.
- 35) C. Dalle Donne, K.-H. Trautmann and H. Amstutz: "Cruciform Specimens for In-Plane Biaxial Fracture,

- Deformation, and Fatigue Testing”, ASTM, Vol.STP 1387, (2000), pp.405-422.
- 36) J. N. Périé, H. Leclerc, S. Roux, and F. Hild: “Digital image correlation and biaxial test on composite material for anisotropic damage law identification”, *International Journal of Solids and Structures*, Vol.46, (2009), pp.2388-2396.
- 37) Z. Marciniak and K. Kuczynski: “Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metal”, *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol.9, (1967), pp.609-612.
- 38) S. P. Keeler and W. A. Backhofen: “Plastic instability and fracture in sheets stretched over rigid punches”, *Transaction of the American Society of Metals Quarterly*, Vol.56, (1963), pp.25-48.
- 39) K. Nakazima, T. Kikuma and K. Hasuka: “Study on the Formability of Steel Sheets”, *Yawata Technical Report*, Vol.264, (1968), pp.8517-8530.
- 40) Z. Marciniak: “Sheet Metal Forming Limits”, *Mechanics of Sheet Metal Forming*, (1978), pp.215-235.
- 41) K. Yamaguchi and P. B. Mellor: “Thickness and grain size dependence of limit strains in sheet metal stretching”, *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol.18, (1976), pp.85-90.
- 42) Y. Z. Dai and F. P. Chiang: “On the Mechanism of Plastic Deformation Induced Surface Roughness”, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol.114, (1992), pp.432-438.
- 43) N. Takakura, K. Yamaguchi, and M. Fukuda: “Improvement of the Forming Limit of Sheet Metals by Removal of Surface Roughening with Plastic Strain”, *JSME International Journal*, Vol.30, (1987), pp.2034-2039.
- 44) H. J. Bunge: “Texture Analysis in Material Science”, Butterworth’s, London, (1982), pp.1.
- 45) 加藤弘: “鉄の変形・再結晶集合組織の成因に関する研究“, 博士論文, (1981).
- 46) G. I. Taylor: “Plastic strain in metals”, *Journal of Institute of Metals*, Vol.62, (1938), pp.307-324.
- 47) J. Jiang, T. B. Britton and A. J. Wilkinson: “The orientation and strain dependence of dislocation structure evolution in monotonically deformed polycrystalline copper”, *International Journal of Plasticity*, Vol.69, (2015), pp.102-117.
- 48) TSL solutions: OIM analysis version 7.2.1 technical reference, AMETEK, Inc., Berwyn, (2015).

第3章 極低炭素鋼板の加工硬化特性に及ぼす 2軸引張時のマイクロ組織変化の影響

3.1 緒言

前章で述べたとおり，高強度鋼板の自動車部品への適用が拡大している¹⁾．一般に鋼板は，高強度ほど延性は低くなる傾向にある．加えて，近年の自動車外板の部品形状は複雑化傾向にある．そのため，生産時の成形はさらに厳しくなり，成形不良が生じやすくなる．プレス成形性は，有限要素法（FEM）に基づいた数値解析によって事前検討されている．しかしながら，数値解析で，“表面荒れ²⁾”，“面ひずみ³⁾”などの成形品の表面性状をミクロン単位で予測するにはいまだ課題がある．プレス成形性の予測の精度をさらに向上させるためには，多軸引張状態で素材の変形挙動を正確に表現する材料モデルが重要である．高精度なプレス成形解析のための重要な材料特性の1つとして，加工硬化挙動が挙げられる．

Morrison⁴⁾は1軸引張状態で加工硬化指数 n に対する結晶粒径の影響を調査し，関係式 $n = 5/(10+d^{-1/2})$ （ここで， d は平均結晶粒径）を提案した．さらに，増井ら⁵⁾は加工硬化指数 n に対する粒径の効果とそれ以外の効果に分けて調査し， n 値が結晶粒径に伴い増加することを証明した．Leslieら⁶⁾は n 値に及ぼす合金元素の添加効果を調べた．よく知られているように， n 値は一般的に合金元素の添加量の増加に伴って減少するため，その改善のために鉄の純化が基本的な方向として考えられている．上西ら⁷⁾はいくつかの代表的な方位について単結晶試験片を使用して単純せん断試験を行い，加工硬化挙動が結晶方位ごとに著しく異なることを報告した．

多軸応力状態での加工硬化挙動についても研究例がある⁸⁾⁻¹⁰⁾．安部ら¹⁰⁾は単結晶板の張出し成形試験を行い，多軸応力状態での加工硬化率と結晶方位との関係を調査した．その結果，法線方向（ND）に{111}面方位を持つ結晶は最も高い n 値を示し，{001}面方位を持つ結晶は最も低い n 値を示すことを報告した．また，彼らは多結晶の鋼板においては， n 値の結晶方位依存性が結晶粒界の存在によって弱まることを考察している．

桑原ら¹¹⁾は2軸引張試験システムを開発し，各種薄板材料の加工硬化挙動を測定した．彼らは2軸引張試験での加工硬化挙動が1軸引張試験でのそれとは異なることを報告した¹²⁾．2軸引張の加工硬化は，1軸引張状態の加工硬化よりも大きく，無次元化した等塑性仕事面の形状は，変形の初期段階において第1象限で拡大する結果を示した．さらに，0.1以上の塑性ひずみ領域において，2軸引張における加工硬化量は小さくなり，第1象限において無次元化した等塑性仕事面の形状が縮小する傾向についても報告している．特に，極低炭素（IF: Interstitial Free）鋼でその傾向が顕著に見られる結果が得られている．無次元化した等塑性仕事面の形状の変化は“異方硬化挙動”と呼ばれる^{13), 14)}．桑原らは，集合組織が変形初期からほとんど変化しないため，塑性変形による結晶組織の変化が異方硬化挙動へ及ぼす影響は小さいと考察した．

池松ら¹⁵⁾は1軸引張試験と2軸引張試験で発達する転位下部組織構造をそれぞれ観察し，その違いを報告した．彼らはIF鋼の異方硬化挙動の一因が転位の相互作用にあることを述べている．

さらなる異方硬化挙動への影響因子として，結晶方位や粒界の影響も考えられるが，いまだ多軸変

形の加工硬化挙動は不明な点が多い。

近年、加工硬化特性について、結晶組織やマイクロ組織情報を用いた数値解析法を使って予測する研究が盛んになされている。Van Houtte¹⁶⁾は Taylor-Bishop-Hill (TBH) 理論に基づく多結晶材の結晶塑性解析手法を提案し、方位分布関数 (ODF: Orientation Distribution Function) と結晶塑性モデル¹⁷⁾により等塑性仕事面を計算した。また、結晶塑性有限要素法 (CPFEM) を用いた材料モデルが種々開発され、多結晶材の加工硬化挙動が予測されている¹⁸⁾⁻²⁴⁾。北山ら²⁰⁾は Taylor モデル¹⁷⁾と CPFEM により鋼板の応力-ひずみ曲線を予測し、Taylor モデルよりも CPFEM の結果が精度に優れることを示した。常見ら²⁴⁾は CPFEM により IF 鋼のマイクロ組織の多軸変形を計算し、異方硬化挙動が定性的に再現できることを示した。しかしながら、加工硬化挙動の定量的予測にはいまだ課題が残されている。

これらの研究は、加工硬化特性がマイクロ組織構造変化の影響を強く受けることを示唆している。加工硬化特性に優れた材料の設計指針を得るためには、マイクロ組織構造と加工硬化挙動の関係の理解が重要である。しかしながら、実際のプレス成形時の変形状態である多軸変形において、鋼板のマイクロ組織構造の変化がどのように加工硬化特性へ影響を及ぼすかは明確でない。それを明らかにするためには、2 軸引張によるマイクロ組織変化を直接観察し、その加工硬化挙動との対応関係を分析することが不可欠である。

本章の目的は、2 軸引張のマイクロ組織変化と加工硬化挙動の相互関係を明らかにし、多結晶材である鋼板の異方硬化挙動のメカニズムを明確にすることである。まず、従来の 1 軸引張およびバルジ試験により加工硬化挙動を調査する。つぎに、前章で開発した 2 軸引張変形の場合 SEM(Scanning Electron Microscope)観察および EBSD(Electron Back-Scatter Diffraction pattern)分析^{25), 26)}手法を用い、1 軸および 2 軸引張変形状態でのマイクロ組織変化を調査する。等塑性仕事面の形状変化に対する集合組織発達の影響は、Van Houtte¹⁶⁾による研究を参考に、TBH 理論と ODF を使用して解析した。さらに、ミクロスケールにおける 2 軸引張試験で観察される材料組織変化を分析することにより、マクロスケールの試験で見られる異方硬化挙動に及ぼすマイクロ組織の不均一変形による影響を考察する。

3.2 実験方法

3.2.1 供試材

本研究で使用した試験材は、3種類のIF鋼板である。材料A, B, Cの板表面における平均結晶粒径はそれぞれ29, 16, 9.3 μm である。Table 3-1にJIS5号引張試験によって得られた材料の機械的特性を示す。試験片の評点部の長さとは幅はそれぞれ50 mmと25 mmで、引張試験のひずみ速度は $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ である。 r 値以外の特性は圧延方向(RD)の特性を示している。 r 値は0.1の塑性ひずみで測定した。平均 r 値が1.5より大きいIF鋼板で顕著な異方硬化挙動が報告されている¹²⁾ため、本研究では3鋼種とも r 値が1.5より大きい鋼板を採用した。

Table 3-2 Mechanical properties of materials used in this study.

Material	Initial thickness [mm]	YP* [MPa]	TS* [MPa]	u-EL* [%]	EL* [%]	r -value**			Average r -value
						0°	45°	90°	
A	1.6	150	286	29	54	1.7	1.5	2.1	1.7
B	0.75	185	340	25	44	1.2	1.8	1.6	1.6
C	0.75	270	447	20	34	1.1	1.7	1.6	1.5

YP: yield stress, TS: tensile strength,
u-EL: uniform elongation, EL: total elongation
* Measured in rolling(0°) direction
** Measured at plastic strain of 0.10

3.2.2 マクロスケールにおける2軸引張試験

前述のJIS5号引張(1軸引張)試験に加え、直径が100 mmの金型と150 mm四方の試験片を使用し、Fig. 3-1に示す液圧バルジ試験²⁸⁾による2軸引張変形の加工硬化挙動の測定を行った。

100 kNのブランクホルダー力を付与し、液圧により鋼板に張出し変形を付与した。ひずみ速度は1軸引張試験の場合と同じになるように調整した。2軸引張応力 σ_b はつぎの式により計算される。

$$\sigma_b = \frac{p\rho}{2t} \quad \dots(3-1)$$

ここで、 p は内圧、 ρ は厚さの中心における曲率半径、 t は試験片の厚さである。 t は体積一定を仮定し、板面内のひずみから計算した。板表面のひずみを分析するために、4台の光学カメラを備えたひずみ測定システムAutoGrid®を使用した。

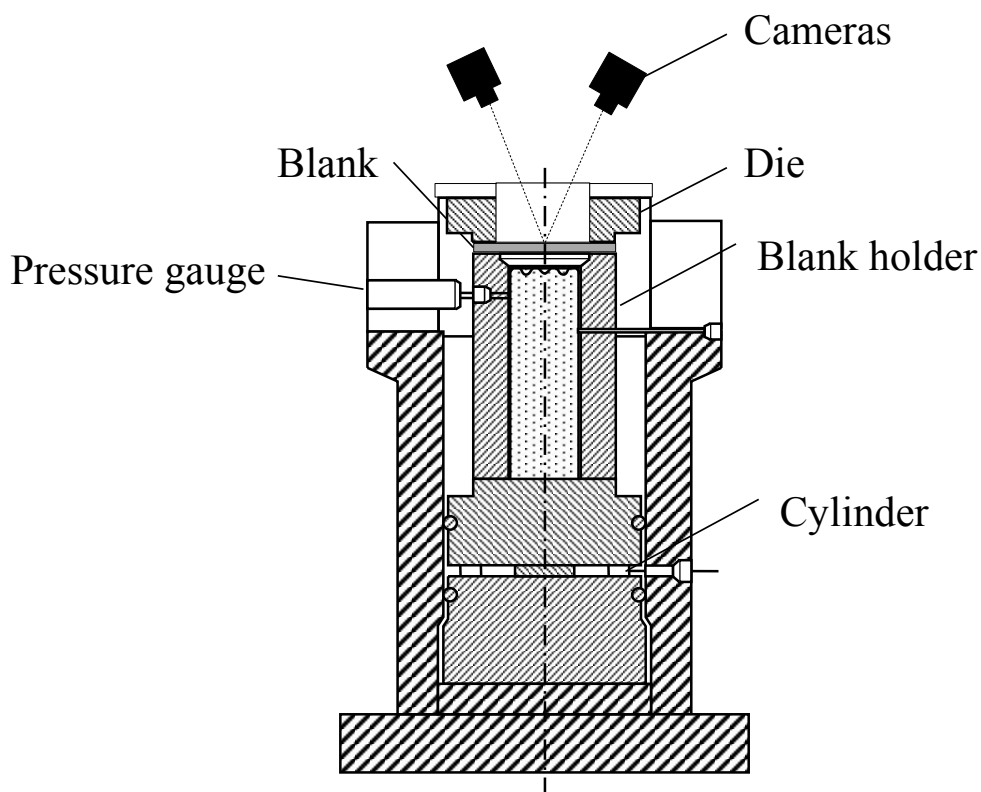


Fig. 3-1 Experimental setup for bulge test.

3.2.3 ミクロスケールの1軸および2軸引張によるマイクロ組織変化の観察

塑性変形中のマイクロ組織変化を観察するため、ミクロスケールにおける1軸および等2軸引張試験を実施した。Fig. 3-2に前章で開発したその場SEM-EBSD分析実験システムを示す。ここで、試験システムについて再度簡単に説明する。装置のサイズは電界放出型SEM (FE-SEM)の真空チャンバー内のスペースの制限により、長さが166mm、幅が140mm、高さが42mmである。xおよびyクロスヘッド変位はソフトウェアにより同期し、2つのサーボモーターにより2軸引張を実現させている。各クロスヘッド変位はクロスヘッドの裏面に張り付けたステップゲージによって測定している。1軸引張試験の場合、Fig. 3-2に示すy軸方向のみを使用した。ソフトウェア制御により両方の引張方向であらかじめ規定された変位をクロスヘッドに与えたのち、試験装置に内蔵したギヤによってクロスヘッドを機械的に保持した。そののち、1軸および2軸引張その場SEM観察とEBSD分析を行った。クロスヘッド保持時のバックラッシュによる戻りは両方の引張方向でわずか1 μm であった。引張試験中の板表面の結晶方位は、OIM Collection v7.1によって測定・分析した。SEM観察およびEBSD分析は、試験片の中心部、200 μm 四方の領域で、倍率500倍で実施した。EBSD分析の測定ピッチは1.0 μm である。試験中の観察部の塑性ひずみは、クロスヘッド変位と数値解析の相当塑性ひずみの関係から算出した。この手法で算出した塑性ひずみと、観察部における結晶粒の変形前後の三重点の変化から計算した実際の塑性ひずみが一致していることを確認している。また、板厚ひずみは体積不変を仮定し計算した。

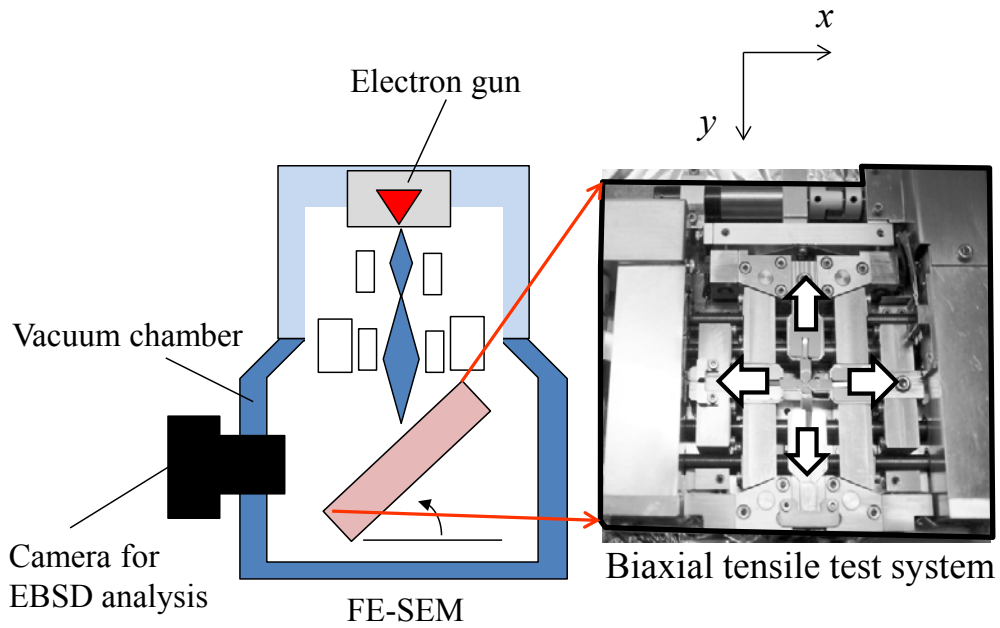


Fig. 3-2 Experimental apparatus for uniaxial and biaxial test with SEM-EBSD analysis.

Fig. 3-3 および Fig. 3-4 にミクروسケールにおける 1 軸および 2 軸引張試験のための各試験片を示す。試験片の形状と寸法は前章で FEM により検討したものである。放電ワイヤー加工により板から試験片を切り出し、十字試験片の X 形の減厚領域 (Fig. 3-4(d)) は放電加工によって実現させた。減厚部の板厚 t_r は、腕部の板厚 t_i の約 30% である。RD 方向を 1 軸試験の引張方向、および 2 軸試験の一方の引張方向に設定した。試験片の上面(観察面)は EBSD 分析のためにバフ研磨を行った後、電界研磨を実施している。

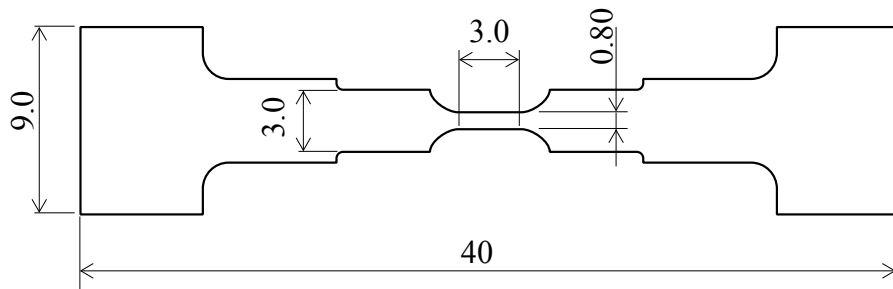
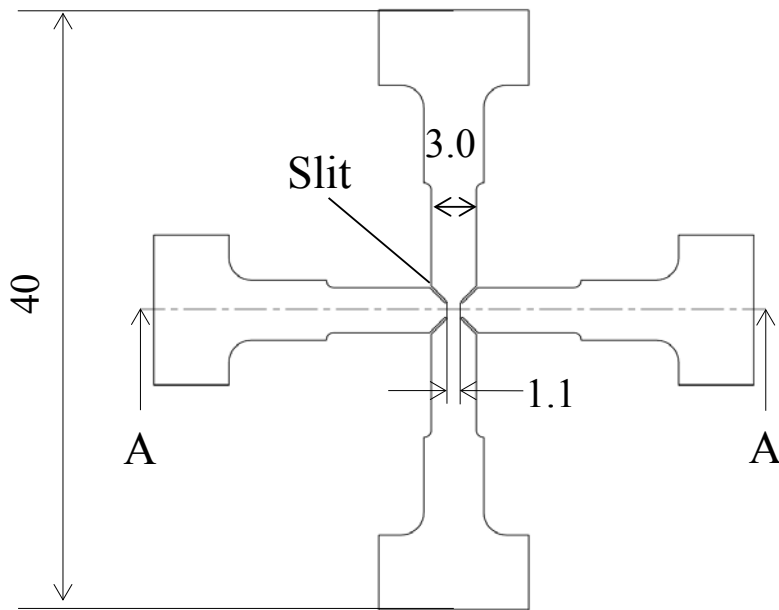
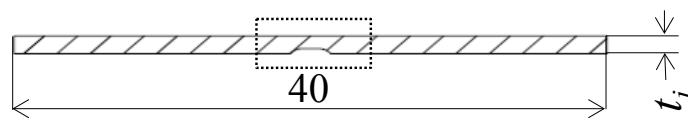


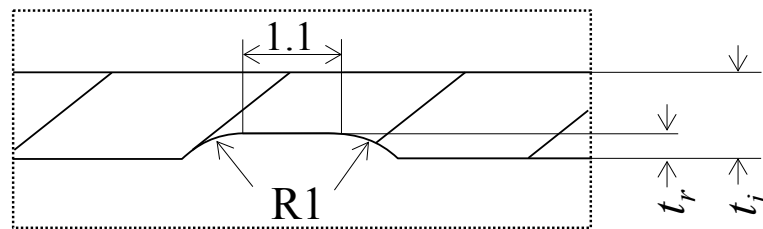
Fig. 3-3 Shape and geometries of specimen for uniaxial tensile test (in mm).



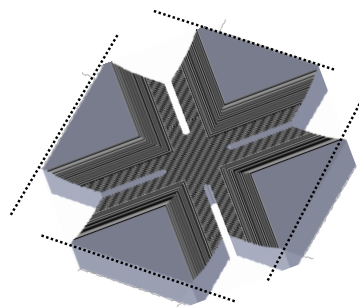
(a) Whole view



(b) A-A cross-sectional view



(c) Enlarged view of center part



(d) View of center part from bottom side

Fig. 3-4 Shape and geometries of cruciform specimen (in mm).

3.3 実験結果

3.3.1 1軸および等2軸引張変形での加工硬化挙動

Fig. 3-5に3つの材料A, B, Cのマクロスケールにおける加工硬化挙動を, 1軸引張と等2軸引張で比較して示す. 比較のため, 等2軸引張試験の横軸には板厚ひずみの絶対値 $|\epsilon^p|$ を使用した. 約0.05の塑性ひずみまでの変形初期においては, すべての材料で1軸引張試験よりも等2軸引張試験の場合のほうが加工硬化率が大きい傾向が見られる. これらは異方硬化挙動を示すもので, Kuwabara ら¹²⁾の報告と一致している. 加えて, **Fig. 3-5**から0.10より大きい塑性ひずみ領域では加工硬化率が材料によって異なることが確認される. 材料Aの場合, 等2軸引張試験での加工硬化率は1軸引張試験と同程度か, 部分的には1軸引張試験より多少低くなる傾向である. それに対し, 材料B, 材料Cの場合, 等2軸引張試験の加工硬化率は1軸引張試験よりも大きい. $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ という十分に静的なひずみ速度で, 1軸引張試験と液圧バルジ試験を行っているが, 材料Aの液圧バルジ試験において取得される加工硬化率の振動が大きい傾向であった. 材料ごとに2回ずつ試験を行っているが同様の結果が得られている. この加工硬化率の振動は材料Aに固有のものと考えられる.

一般に, 異方硬化挙動は等塑性仕事面の形状変化, つまり一定の塑性仕事を与えた時の, 2軸引張応力と1軸引張応力の比率の変化で評価がなされている^{11)・14)}. そこで, つぎのように異方硬化挙動を分析するための指数として応力比 X を定義する.

$$X = \sigma_b / \sigma_u \quad \dots(3-2)$$

ここで, σ_u は1軸引張試験における特定の塑性ひずみでの真応力, σ_b は1軸試験と同じ塑性仕事を実現する等2軸引張試験の真応力である. 材料が異方硬化挙動を示す場合, X の値が変動する. X が増加する場合には, 等2軸引張状態での加工硬化が1軸引張状態での加工硬化よりも大きいことを示している. **Fig. 3-6**に3つの材料における塑性変形に伴う X の変化を示す. ひずみが0.03未満の変形初期においては, 応力比 X はすべての材料で増加する傾向がある. それに対し, ひずみが0.10を超える変形後期においては, 材料Aでは X が減少するが, 材料BおよびCでは増加する傾向がある. このように変形後期の異方硬化挙動は材料によって大きく異なる傾向が得られた.

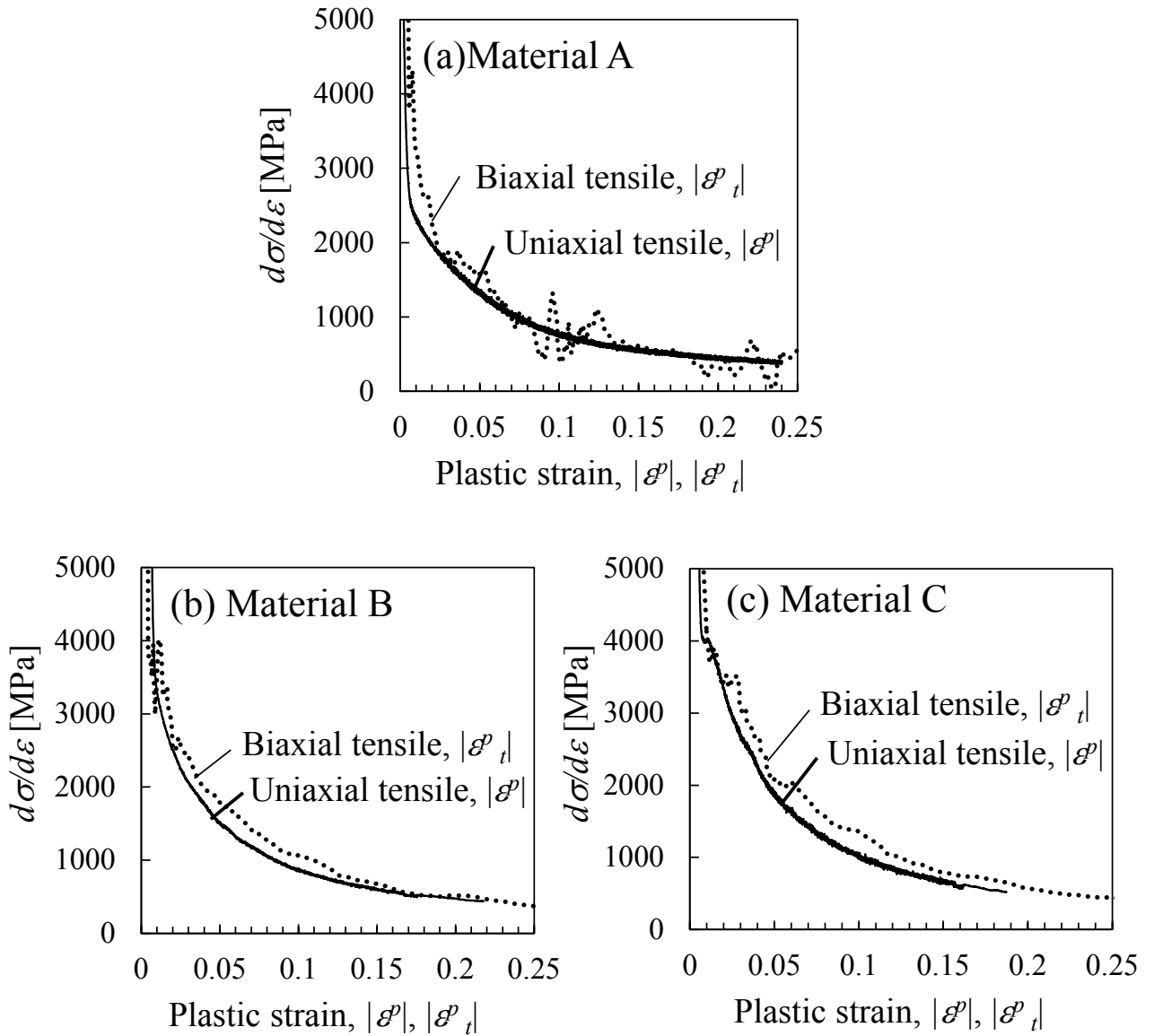


Fig. 3-5 Comparison of work hardening ratio between uniaxial and biaxial tensile test.

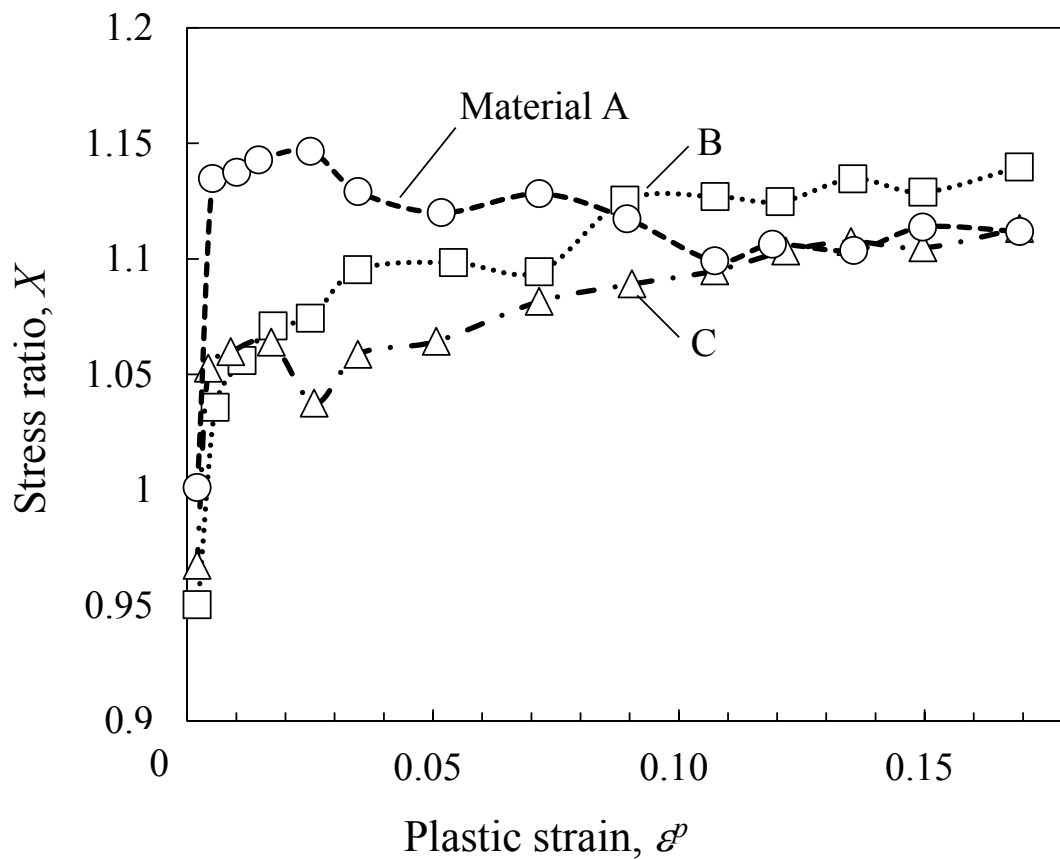


Fig. 3-6 Comparison of stress ratio, X , among 3 different materials.

3.3.2 1 軸および等 2 軸引張変形に伴うマイクロ組織変化

ここで、前述のマクروسケールにおける異方硬化挙動のメカニズムを分析するために実施した 1 軸および等 2 軸引張変形でのマイクロ組織変化の観察結果を述べる。

Fig. 3-7 および **Fig. 3-8** に、材料 A での 1 軸および等 2 軸引張変形によるマイクロ組織変化を連続的に取得した結果をそれぞれ示す。

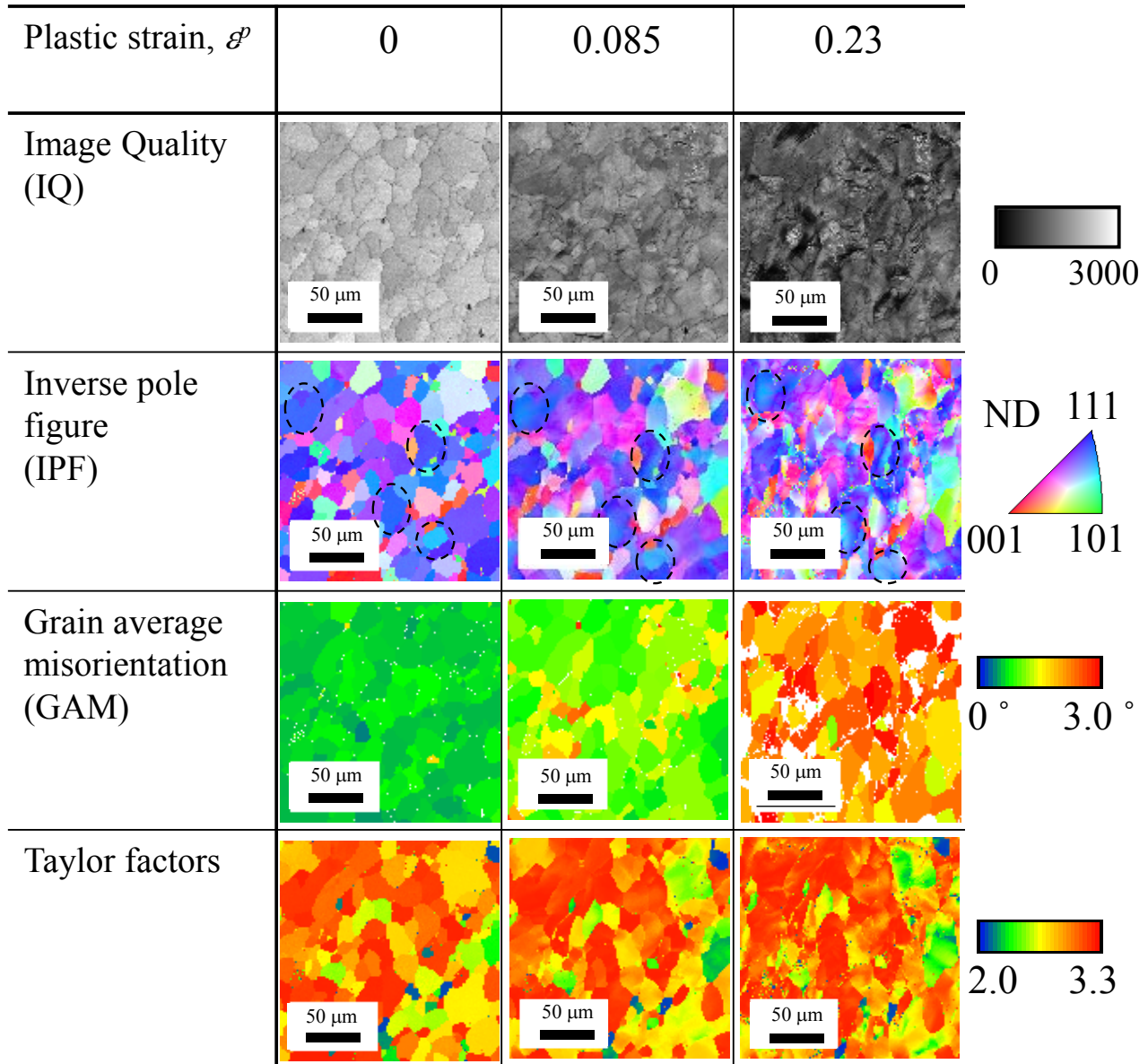


Fig. 3-7 IQ, IPF, GAM and Taylor factors maps during uniaxial tensile test for material A.

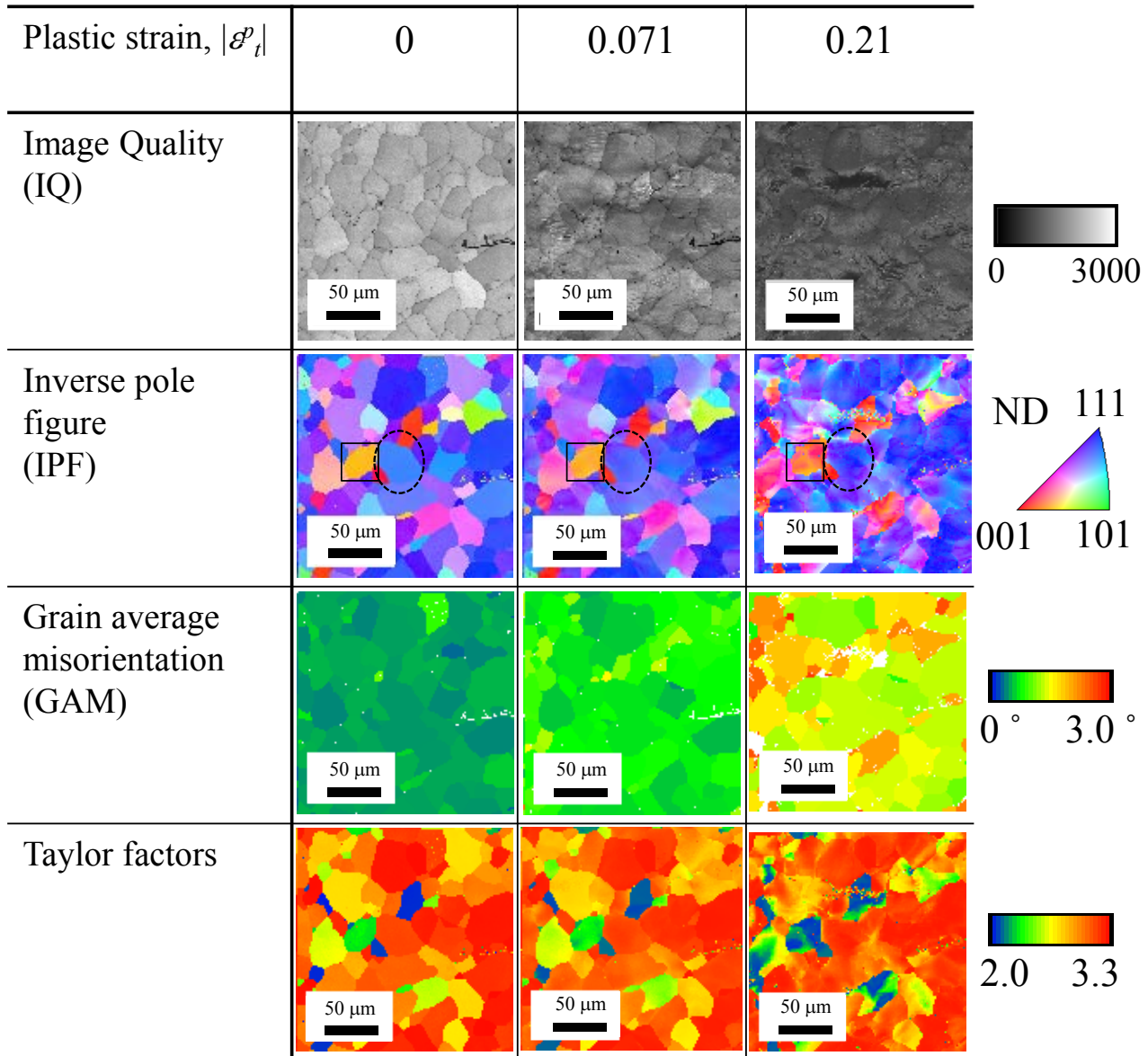


Fig. 3-8 IQ, IPF, GAM and Taylor factors maps during biaxial tensile test for material A.

これらの図では、変形前と、変形後（2段階）の塑性ひずみで4種類のマップを示す。Image Quality (IQ) マップ、ND方向の逆極点図(IPF)マップ、結晶粒内平均方位差(GAM)マップ、Taylor factor マップである。IQマップは蓄積したひずみエネルギーを簡易的に分析するために使用した。ND方向のIPFマップは結晶方位の分布を示すために使用した。GAMマップは結晶粒毎の変形の程度を示すために使用した。Taylor factor マップは結晶方位毎の変形抵抗を相対的に示すために使用した。一般的なTaylor factor は多結晶体における巨視的降伏応力と臨界分解せん断応力の比である¹⁷⁾。一方、本研究で用いるEBSD分析におけるTaylor factor は、EBSD測定結果を構成する各結晶方位要素に均一な変形状態を仮定し計算している。本研究では、体心立方構造の主なすべり系として24個の滑り系を考慮し、それらすべり系の臨界分解せん断応力が一定とし、それぞれ一様なRD方向の1軸引張、等2軸引張変形を仮定してOIM Analysis v7.2.1により40401の観察ポイントで計算した。Taylor factor の値が低いほど、

変形抵抗が低く変形が容易な領域であることを示している。

まず、**Fig. 3-7**に示す1軸引張変形時のマイクロ組織変化において、以下の傾向が確認できる。IQの値は観察視野全体で、変形の進行に伴って減少している。IPFマップでは、変形の進行に伴い、結晶方位が徐々に変化し、結晶方位の変化が特に結晶粒界付近で比較的大きい²⁹⁾。特に、○で囲んだ{111}近傍方位の結晶粒の場合、結晶方位は{111}面を示す青色から{221}方位を示す水色まで変化する傾向がみられ、{111}集合組織は若干弱くなる傾向が推定される。GAMの値は、観察視野全域に亘り、変形の進行に伴い増加している。Taylor factorの値も変形の進行に伴って増加する傾向が見られる。特に、変形前において比較的小さいTaylor factorを示していた領域でその傾向が顕著である。観察視野全体でみると、Taylor factorは大きな値を示す赤色が大半となり、Taylor factorの値の分布はより均一化する傾向である。

つぎに、**Fig. 3-8**に示す等2軸引張変形時のマイクロ組織変化を、**Fig. 3-7**と比較しながら分析すると、以下の傾向が確認できる。1軸試験の結果と同様、IQの値は変形の進行に伴って減少している。変形の後期においては、局所的にIQが大きく減少している場所が見られる。IPFマップにおいては、{111}近傍方位を持つ結晶粒は変形の進行に伴い、{111}面方位に変化する傾向がある（例：○で囲んだ結晶粒）。1軸試験では確認されなかったが、等2軸変形においては明らかな{111}集合組織の発達を確認される。本結果は、前章の研究で実施したマクロスケールでのMarciniak法³⁰⁾による2軸引張試験後のサンプルを用いたX線回折による集合組織測定の結果と一致している。

GAMマップからは、その粒子間の値の差が等2軸変形の進行に伴い増加することが確認される。具体的には、変形前のGAMの平均値と最大値はそれぞれ0.5と1.6である。相当塑性ひずみで0.21の等2軸変形後には、それぞれ1.5と4.8である。一方、1軸変形では0.23の相当塑性ひずみでそれぞれ2.3と4.9であった。IPFマップを対応させ、GAMマップを分析すると、{001}近傍方位を持つ結晶粒とその近傍でGAM値がより増加する傾向が確認できる。これはそれら結晶粒における不均一な変形に起因するものと推定される。

Taylor factorマップからは、変形の進行に伴いTaylor factorの値が高い結晶粒と低い結晶粒へ分かれる傾向が見られる。IPFマップを対応させ、Taylor factorマップを分析すると、Taylor factorの値が低い領域の結晶方位は{001}方位に近いことがわかる。一方、Taylor factorの値が高い領域の結晶方位は{111}方位に近い。Taylor factorの値の差、すなわち粒子間の変形抵抗差によって不均一な変形が発生することが推定される。

同様に、材料BおよびCにおいても、マイクロ組織変化と{001}方位における不均一変形に関し、材料Aと同じ傾向を示した。これらの結果をのちの**Fig. 3-9**および**Fig. 3-11**に示す。

Fig. 3-8のIPFマップに示すように、等2軸変形の進行に伴い、{111}および{001}面がND方向に対して配向する傾向がある。そこで、等2軸変形による{111}および{001}組織への集積の程度を定量的に調査した。**Fig. 3-9**にEBSD分析によって得られた等2軸に伴う{111}および{001}方位強度の変化を示す。図に示す方位強度は、EBSD測定の各結果に対して、ODFを計算し、{111}または{001}面の結晶方位の強度を抽出して示している。鋼種間での比較のため、各ひずみレベルでの強度は変形前の強度によって無次元化して示している。材料Aでは方位強度が変形初期において急速に増加するが、材

料 B および C では増加が緩やかな傾向が見られる．加藤³¹⁾は圧縮変形時の安定方位は荷重軸方向の {111} および {001} であると報告している．RD および TD(圧延直角)方向での2軸引張の場合，ND 方向には圧縮変形となるため，本結果は加藤の報告と一致していると考えられる．

ここで Fig. 3-6 を参照すると，材料 A の X 値は変形初期で急激に増加する傾向があり，異方硬化挙動が確認されている．前述のように，材料 A での方位強度も変形初期で急速に増加しており異方硬化挙動と対応関係が見られる．{111} および {001} 集合組織の発達が異方硬化挙動へ影響している可能性が考えられる．

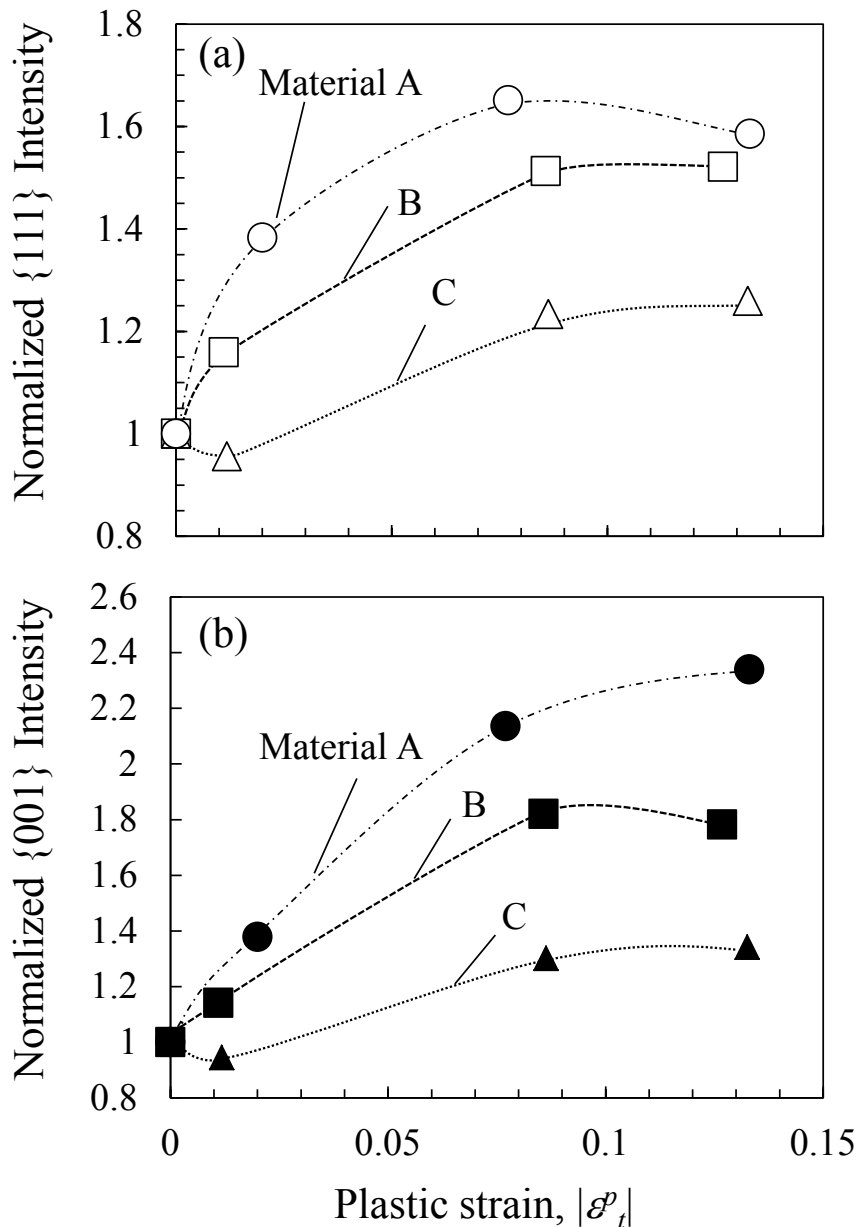


Fig. 3-9 Intensity variations of crystal orientation (a) {111} and (b) {001} planes in IPF during biaxial tensile test.

3.4 考察

前述の実験結果は、集合組織が等 2 軸引張変形で発達するが、1 軸引張ではほとんど発達しないことを示していた。また、Fig. 3-9 に示す集合組織の発達挙動は、Fig. 3-6 に示す応力比の変化と定性的に一致が見られた。さらに、不均一な変形が特に材料 A の変形後期に起こっていることが示唆され、Fig. 3-6 に示す変形後期における応力比の変化、すなわち異方硬化挙動への影響が推定される。そこで、異方硬化挙動に及ぼすマイクロ集合組織の発達と不均一変形の発生のそれぞれの影響について詳しく検討する。

3.4.1 異方硬化挙動に対するマイクロ組織変化の影響

Fig. 3-9 に示すように、等 2 軸引張変形に伴い{111}および{001}方位強度の特徴的な増加がみられた。そこで、集合組織発達により異方硬化が生じると仮定して分析を実施する。異方硬化挙動は、降伏曲面形状の変化によって定量化されている¹¹⁾。そこで、結晶方位変化による異方硬化への影響を定量的に調査するために、TBH モデルに基づく降伏曲面（等塑性仕事面）の計算¹⁶⁾を実施した。現象をより単純化して把握するため、変形中に結晶方位の変化が顕著であった 2 つの結晶粒についてそれぞれ分析を行った。1 つの結晶粒は{111}近傍方位をもつ Fig. 3-8 の○で囲んだ結晶粒、もう 1 つの結晶粒は{001}近傍方位をもつ□で囲んだ結晶粒である。各ひずみ条件での降伏曲面（等塑性仕事面）形状の計算はつぎのように行った。結晶方位分析ソフト OIM Analysis v7.2.1 を使用し、各ひずみ条件での EBSD 測定の結果から 2 個の分析対象結晶粒をそれぞれ抽出し ODF を計算した。その計算した ODF を Van Houtte によって開発された TBH モデルによる計算ソフトウェア¹⁶⁾に読み込み、降伏曲面形状を算出した。計算には{110}<111>および{211}<111>の 24 のすべり系、完全拘束条件を仮定した TBH モデルを使用した。

Fig. 3-10 に、{111}および{001}近傍方位をもつ結晶粒のそれぞれに対して、塑性ひずみによる降伏曲面形状の変化を計算した結果を示す。 σ_x , σ_y はそれぞれ RD 方向, TD 方向応力で、条件間の比較のため、それぞれの条件における RD 方向の 1 軸引張の降伏応力 σ_{1l} で規格化した降伏曲面形状を示している。降伏曲面の膨張および収縮に着目すると、{111}近傍方位の結晶粒は 2 軸引張の塑性ひずみの付与によって降伏曲面が膨張する挙動、{001}近傍方位の結晶粒は若干降伏曲面が収縮する傾向が確認できる。しかしながら、本結果を用いて計算した応力比 X の変化は最大でも 3%であり、多結晶体で計算した場合はさらに影響が小さくなった。一方、Fig. 3-6 に示す実験で得られた応力比 X の変化は 10%を超えている。以上から、異方硬化挙動に対する集合組織の発達による影響は若干あるが、主因ではないと考えられる。池松ら¹⁵⁾、米村ら³⁵⁾、常見ら²⁴⁾の研究を参照すると、IF 鋼への異方硬化挙動に対し、転位下部組織構造の発達と転位の相互作用の影響がかなり大きく、むしろこれらが主因として考えられる。

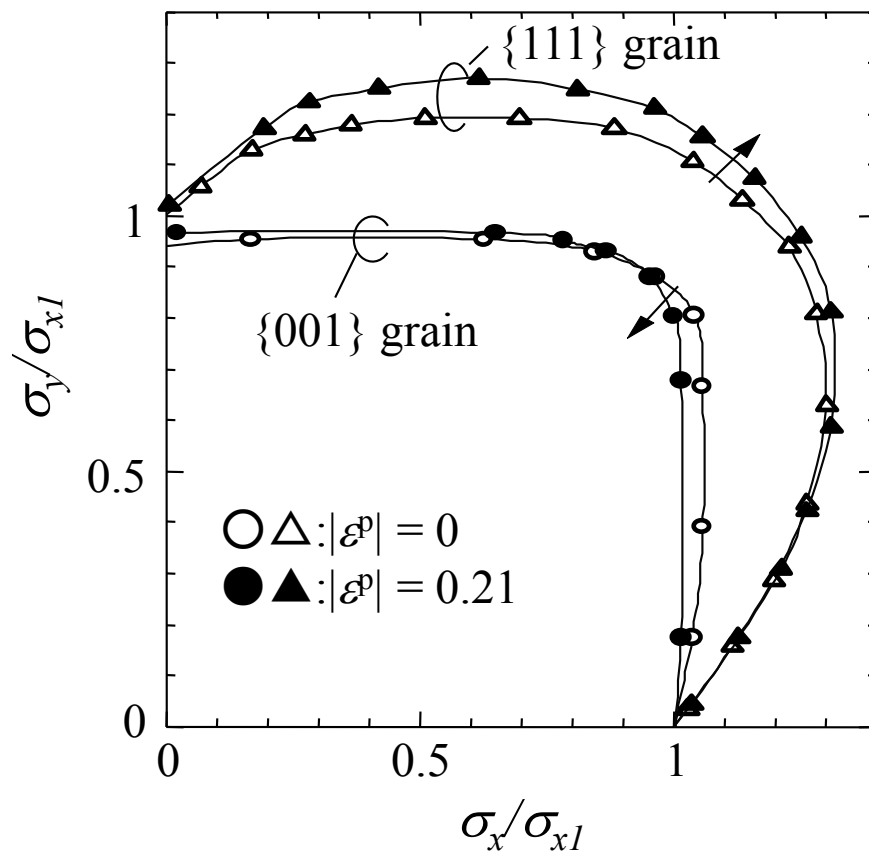


Fig. 3-10 Yield locus calculated by TBH theory for each grain of each strain level of material A.

3.4.2 不均一変形と異方硬化挙動の対応関係

局所的な変形の発生は、KAM (Kernel Average Misorientation) 値の増加と相関することが報告されている³²⁾。そこで、本研究では不均一な変形の程度を示すためにKAM値を採用した。Fig. 3-11に3種のIF鋼の等2軸引張試験時、相当塑性ひずみ0.13におけるIPFマップとKAMマップを示す。前述のように、材料A, B, Cの平均結晶粒径はそれぞれ29, 16, 9.3 μm である。IPFマップから、すべての材料において大部分の結晶粒は{111}または{001}面方位を持つことがわかる。これはFig. 3-9に示しているように、等2軸引張による{111}および{001}集合組織発達のためである。また、結晶粒内の方位差は、結晶粒径が大きくなるにつれて増加する傾向が見られる。材料A, B, Cにおける{001}近傍方位の粒内の方位差は最大でそれぞれ20°, 12°, 10°であり、{111}近傍方位の粒内の方位差は最大でそれぞれ16°, 12°, 9°であった。KAMマップからは、粒内のKAM値に差があり、その値が粒界で比較的高い傾向がわかる。IPFおよびKAMマップから、3.0を超えるKAM値が{001}粒子の境界付近に現れる傾向が見られる。本観察結果は、材料の不均一変形の程度に対し結晶粒径および結晶方位が影響することを示唆している。

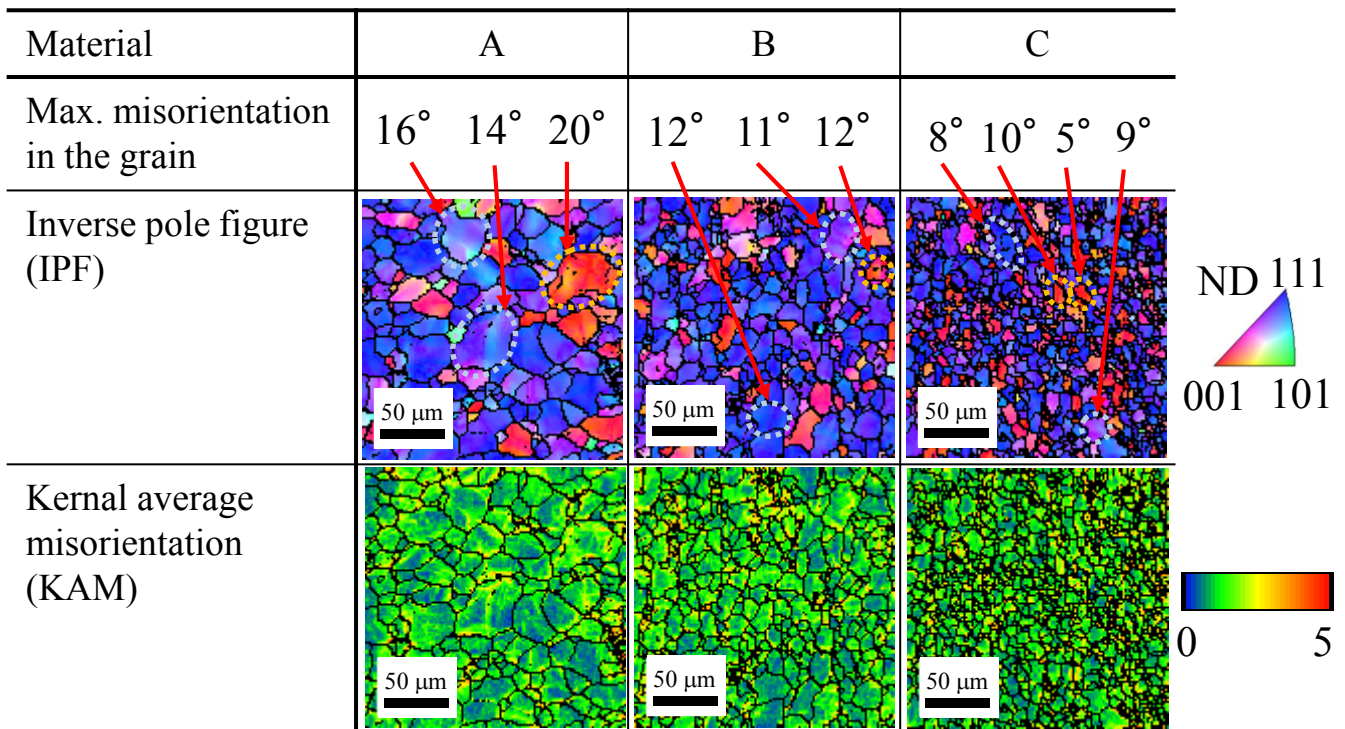


Fig. 3-11 IPF, and KAM maps during biaxial tensile test.

不均一変形の発生を定量的に分析^{32), 33), 34)}するため、平均KAM値の変化を評価した。各材料のEBSDの測定領域全体に対して、平均KAM値をKAM値から計算した。Fig. 3-12に材料A, B, Cに対する等2軸引張試験時の平均KAM値の変化を示す。材料Aでは、平均KAM値は塑性変形に伴って継続的に増加する。ただし、0.02未満の小さいひずみ範囲では平均KAM値はほとんど変化がない。つまり、材料Aは変形の初期においては均一に変形し、そののちは不均一に変形していると推定される。それに対し、材料BおよびCの平均KAM値は、0.1程度のひずみ範囲においてほとんど変化がない。結果として、大

きなひずみ領域では材料Aにおいて、材料B, Cよりも変形の不均一性が大きくなると考えられる。

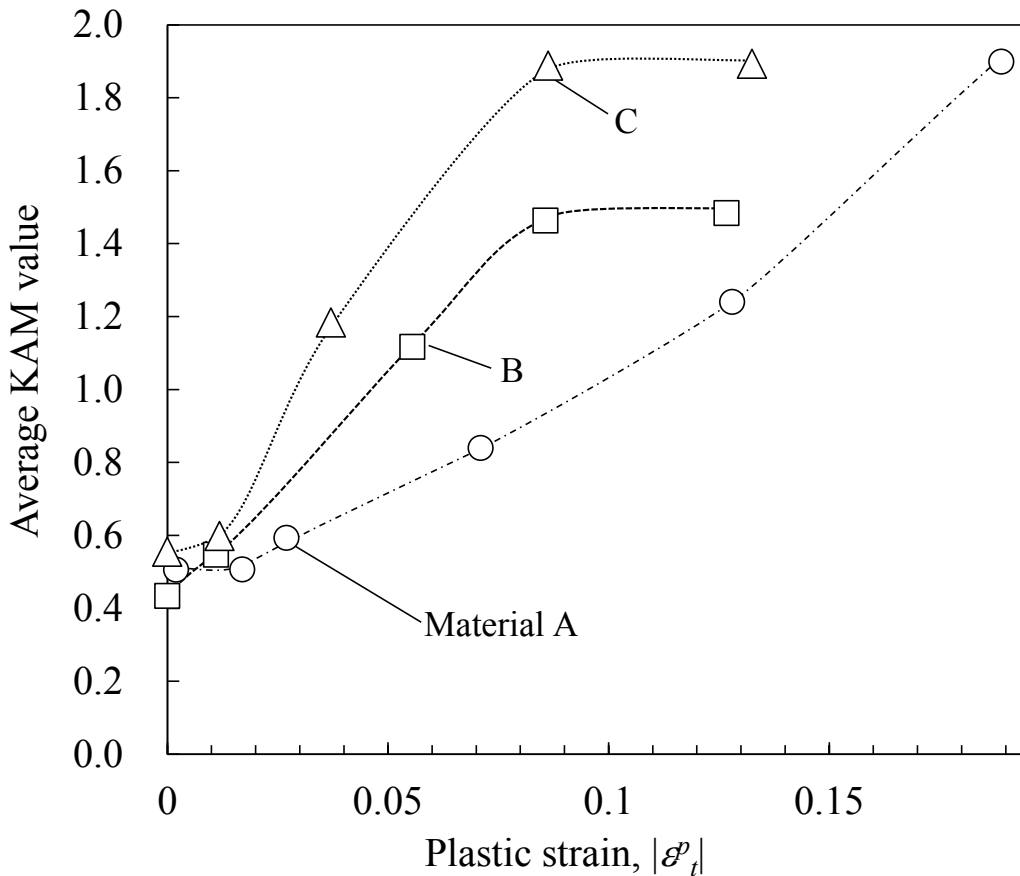


Fig. 3-12 Evolution of average KAM value during biaxial tensile test.

前述のように、等2軸引張変形における安定方位は $\{111\}$ および $\{001\}$ 面方位である。それに対し、Fig. 3-11のIPFおよびKAM値マップで確認できるように、結晶粒内の一部に $\{111\}$ と $\{001\}$ 方位以外の結晶方位が散見され、その部分は比較的高いKAM値を示している。結果、高いKAM値を持つ領域での変形モードは、低いKAM値を持つ領域で起こると推定される等2軸引張変形モードとは異なること考えられる。したがって、高いKAM値を持つ領域での加工硬化挙動は、結晶方位および有効な活動すべり系が異なるため^{24), 35)}、低いKAM値を持つ領域の加工硬化挙動と異なっていると考えられる。

変形の不均一性と異方硬化挙動との関係についてさらに考察する。Fig. 3-6, Fig. 3-12から、Fig. 3-6の応力比 X はFig. 3-12の平均KAM値が小さいときに高くなるという関係が見られる。材料Aの応力比 X は、ひずみ0.02未満程度の領域でのみ増加する。一方、材料BおよびCの X の値は、その領域での増加が材料Aと比べ小さく、ひずみ0.1以上の領域において増加する。この等2軸引張における異方硬化挙動と変形の均一性には対応が見られる。

最後に、材料ごとに応力比 X の増減傾向が異なっている塑性ひずみ0.1の領域において、不均一変形の発生状況をより定量的に評価するため、平均KAM値の変化について粒界付近の領域と粒子の中心領域に分けてそれぞれ算出した。ここでは、粒界は隣り合う測定点に 15° を超える方位差を持つ位置とし

た。その粒界を起点として、 $2\ \mu\text{m}$ 離れた領域を粒界付近の領域、それ以外の領域を中心領域と定義した。そして、相当ひずみが0.08から0.13へ増加したときの平均KAM値の増加量をそれぞれの領域で算出した。その結果をFig. 3-13に示す。材料Aの平均KAM値の増加は、領域に関係なく材料BおよびCの増加量よりはるかに大きいことがわかる。また、すべての材料において平均KAM値の増加量は中心領域よりも粒界付近の領域で大きい傾向がある。つまり、IF鋼の粒界領域は中心領域よりも不均一変形が生じやすいことを示唆している。

以上から、マクロスケールで測定されたひずみ0.1以上の領域における材料間の異方硬化挙動の違いは、材料のマイクロ組織における不均一変形の有無が一因であると考えられる。

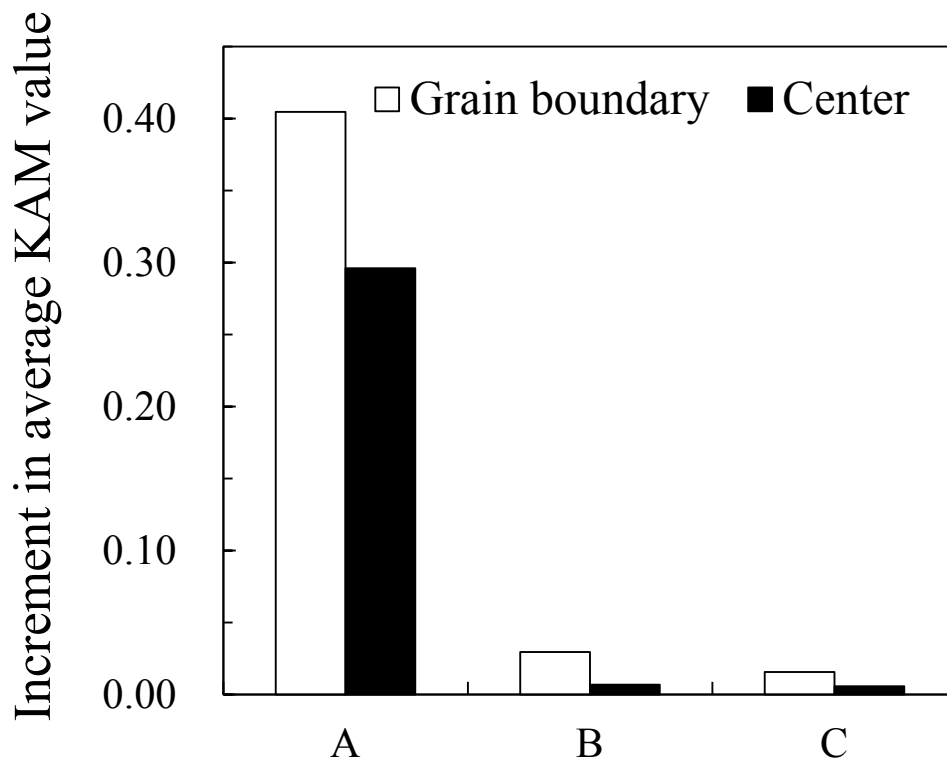


Fig. 3-13 Comparison of increment in average KAM value between at grain boundary and other region.

3.5 結言

本研究では、平均結晶粒径の異なる3種類のIF鋼を用い、マクロスケールの1軸引張および等2軸引張で得られる加工硬化特性とマイクロ組織変化の関係を調査した。マクロスケールにおいて測定された異方硬化挙動の材料による差異の原因を解明するため、1軸引張および等2軸引張によるマイクロ組織変化を観察し、TBH理論による結晶塑性解析を実施した。得られた結果を以下に要約する。

- (1) IF鋼は異方硬化挙動を示し、相当塑性ひずみで0.1以上の異方硬化挙動は材料によって異なる。
- (2) 集合組織の発達と不均一な変形が、引張試験時のマイクロ組織変化のその場観察によって確認された。これらは1軸引張試験よりも2軸引張試験で顕著である結果であった。これらのマイクロ組織変化と異方硬化挙動との関連が示唆される。
- (3) 結晶塑性解析によって、結晶粒単体の変形による結晶方位回転が、異方硬化挙動に対し多少であるが影響する結果が得られた。
- (4) 2軸引張試験中のマイクロ組織のその場EBSD分析結果を、マクロスケールの異方硬化挙動を対比させた結果、ミクロスケールでの変形の均一/不均一と異方硬化挙動に良い対応が確認された。

IF鋼の異方硬化のメカニズムとしては、本研究で得られた集合組織の発達と均一/不均一変形に加え、転位下部組織構造の発達とすべり系同士の相互作用³⁵⁾が1軸引張と2軸引張で異なっているためと考えられる。

参考文献

- 1) K. Kishida: "High Strength Steel Sheets for Light Weight Vehicle", Nippon Steel Technical Report, Vol.81, (2000), pp.12.
- 2) N. Takakura, K. Yamaguchi, and M. Fukuda: "Improvement of the Forming Limit of Sheet Metals by Removal of Surface Roughening with Plastic Strain", JSME International Journal, Vol.30, (1987), pp.2034-2039.
- 3) 米村繁, 上西朗弘, 鈴木規之: "ドアエンボス部の面ひずみにおよぼす材料特性の影響", 塑性と加工, Vol.52, No.606, (2011), pp.811-815.
- 4) W. B. Morrison: "The effect of grain size on the stress-strain relationship in low-carbon steel", Transaction of the American Society of Metals, Vol.59, (1966), pp.824-846.
- 5) 増井浩昭, 河原田実, 武智弘: "軟鋼板の n 値におよぼす材質的要因", 鉄と鋼, Vol.58, No.8, (1972), pp.1096-1106.
- 6) W. C. Leslie, G. B. Williams and D. H. Hutton: "The Tensile Properties of High Purity Low-Carbon Iron and Iron-Manganese Alloys", Journal of the Iron and Steel Institute, Vol.198, (1961), pp.21.
- 7) 上西朗弘, 磯貝栄志, 杉浦夏子, 池松陽一, 杉山昌章, 樋渡俊二: "フェライト系単結晶の大変形域加工硬化挙動の結晶塑性解析", 新日鐵技報, Vol. 392, (2012), pp.58 -64.
- 8) D. L. McDowell: "Modeling and experiments in plasticity", International Journal of Solids and Structures, Vol.37, (2000), pp.293-309.
- 9) T. Kuwabara: "Advances in experiments on metal sheets and tubes in support of constitutive modeling and forming simulations", International Journal of Plasticity, Vol.23, (2007), pp.385-419.
- 10) 阿部光延, 岡本正幸, 新井信一, 速水哲博: "純鉄単結晶板の深絞り性と張出し性", 鉄と鋼, Vol.65, (1979), pp.418-424.
- 11) T. Kuwabara, S. Ikeda, and T. Kuroda: "Measurement and analysis of differential work hardening in cold-rolled steel sheet under biaxial tension", Journal of Materials Processing Technology, Vol.80, No.81, (1998), pp.517-523.
- 12) T. Kuwabara, A. Van Bael and E. Iizuka: "Measurement and analysis of yield locus and work hardening characteristics of steel sheets with different r -values", Acta Materialia, Vol.50, No.14, (2002), pp.3717-3729.
- 13) R. Hill and J. W. Hutchinson: "Differential Hardening in Sheet Metal Under Biaxial Loading: A Theoretical Framework", Journal of Applied Mechanics, Vol.59, (1992), pp.1-9.
- 14) R. Hill, S. Hecker and M. G. Stout: "An investigation of plastic flow and differential work hardening in orthotropic brass tubes under fluid pressure and axial load", International Journal of Solids and Structures, Vol.31, (1994), pp.2999-3021.
- 15) 池松 陽一, 杉山 昌章, 桑原 利彦, 上西 朗弘, 杉浦 夏子, 樋渡 俊二: "二軸引張された IF 鋼板の変形組織", CAMP-ISIJ, Vol.18, (2005), pp.553.
- 16) P. V. Houtte: "Calculation of the Yield Locus of Textured Polycrystals Using the Taylor and the Relaxed Taylor Theory", Textures and Microstructures, Vol.7, (1987), pp.29-72.

- 17) G. I. Taylor: "Plastic strain in metals", *Journal of Institute of Metals*, Vol.62, (1938), pp.307-324.
- 18) P. Eyckens, A. V. Bael, J. Moerman, H. Vegter and P. V. Houtte: "Prediction of transient hardening after strain path change by a multi-scale crystal plasticity model with anisotropic grain substructure", *Procedia Engineering*, Vol.81, (2014), pp.1318-1323.
- 19) D. Peirce, R. J. Asaro, and A. Needleman: "Material rate dependence and localized deformation in crystalline solids", *Acta Metallurgica*, Vol.31, (1983), pp.1951-1976.
- 20) 北山功志郎, 小林匠, 上森武, 吉田総仁: "面内異方性を持つ IF 鋼板の弾塑性特性とそのマクロ-メゾメデリング", *鉄と鋼*, Vol.97, No.4, (2011), pp.221-229.
- 21) 高橋 寛: "多結晶塑性論", *日本機械学会論文集 A 編*, Vol.65, No.630, (1999), pp.201-209.
- 22) M. Kuroda and S. Ikawa: "Texture optimization of rolled aluminum alloy sheets using a genetic algorithm", *Materials Science and Engineering A*, Vol.385, (2004), pp.235-244.
- 23) S. Hiwataishi, A. Van Bael, P. V. Houtte, and C. Teodosiu: "Prediction of forming limit strains under strain-path changes: Application of an anisotropic model based on texture and dislocation structure", *International Journal of Plasticity*, Vol.14, (1998), pp.647-669.
- 24) 常見祐介, 久保雅寛, 米村繁, 上西朗弘: "結晶塑性解析による IF 鋼の異方硬化挙動の解析(IF 鋼の異方硬化挙動に対する影響因子の解明—2)", *CAMP-ISIJ*, Vol.28, (2015), pp.206.
- 25) A. J. Schwartz, M. Kumar, and B. L. Adams: "Electron Backscatter Diffraction in Materials Science", eds. by Kluwer Academic/Plenum Publishers, New York, (2000), pp.1.
- 26) B. L. Adams, S. I. Wright, and K. Kunze: "Orientation imaging: The emergence of a new microscopy", *Metallurgical Transactions A*, Vol.24, (1993), pp.819-831.
- 27) M. Kubo, H. Yoshida, A. Uenishi, S. Suzuki, Y. Nakazawa, T. Hama and H. Takuda: "Development of Biaxial Tensile Test System for In-situ Scanning Electron Microscope and Electron Backscatter Diffraction Analysis", *ISIJ International*, Vol.56, No.4, (2016), pp.669-677.
- 28) 宮沢松男, 西村尚: "液圧バルジ試験の特性とその利用", *塑性と加工*, Vol.8, No.76, (1967), pp.238-247.
- 29) M. A. Tschopp, B. B. Bartha, W. J. Porter, P. T. Murray, and S. B. Fairchild: "Microstructure-Dependent Local Strain Behavior in Polycrystals through In-Situ Scanning Electron Microscope Tensile Experiments", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.40,(2009), pp.2363-2368.
- 30) Z. Marciniak and K. Kuczynski: "Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metal", *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol.9, (1967), pp.609-612.
- 31) 加藤弘: "鉄の変形・再結晶集合組織の成因に関する研究", 博士論文, (1981).
- 32) Z. Lu, T. Shoji, F. Meng, H. Xue, Y. Qiu, Y. Takeda, and K. Negishi: "Characterization of microstructure and local deformation in 316NG weld heat-affected zone and stress corrosion cracking in high temperature water", *Corrosion Science*, Vol.53, (2011), pp.1916-1932.
- 33) 小島真由美, 足立吉隆, 友田陽: "中性子回折法および EBSD-KAM 解析を用いた[hkl]粒間-歪/応力分配挙動の検討", *CAMP-ISIJ*, Vol.23, (2010), pp.193.
- 34) 長井健介, 篠原康浩, 津留英司, 石野まゆ子, 鈴木徹也: "フェライト鋼の加工硬化異方性に及ぼすひず

-
- み負荷経路とひずみ時効の影響”, 鉄と鋼, Vol.98, No.6, (2012), pp.267-274.
- 35) 米村繁, 樋渡俊二, 上西朗弘, 臼田松男: “焼付け硬化型鋼板の変形および焼付け処理による降伏応力の変化”, 鉄と鋼, Vol.92, No.8, (2006), pp.516-522.

第4章 張出し成形時の表面荒れに及ぼすマイクロ組織の影響

4.1 緒言

これまで述べてきたとおり、流線形の鋭い稜線を意匠面に有する自動車外板パネルの造形ニーズが高まっている。一般的に、自動車パネル部品の鋭い稜線は、小さな曲率半径を持つプレス金型を用い、薄鋼板を絞り張出し成形することによって得られる。そのような成形においては、比較的大きな2軸引張の塑性変形が材料に付与されるため、成形不良である「表面荒れ」が懸念される。「表面荒れ」は、「肌荒れ」や「オレンジピール」とも呼ばれ自動車部品の表面に生じるミクロンオーダーの凹凸^{1), 2)}であり、製品の外観に影響する問題である。また表面荒れの表面凹凸は、大きいものでは0.1~10 mm程度の波長をもつことが報告されている^{3), 4)}。

表面荒れの克服のために、アルミニウム合金板や鋼板を対象に多くの研究がなされてきている。一般的に、表面荒れは塑性ひずみによって線形的に増加し⁵⁾⁻²⁴⁾、変形様式⁹⁾⁻²⁰⁾などの加工条件因子に加え、結晶粒サイズ^{3)-11), 16)-24)}、結晶構造¹⁰⁾、結晶方位^{19)-22), 25)-30)}、マイクロ組織^{2), 25), 31), 32)}などの材料因子が影響することが報告されている。

表面荒れに関する初期の研究は、主にプレス成形実験によって行われた。YamaguchiとMellor³⁾は、アルミキルド鋼の表面荒れの程度は付与される相当塑性ひずみ量と結晶粒径によって整理できることを示している。Mahmudiら⁷⁾は、銅板においても同様に整理が可能であることを報告し、加えて材料のマイクロ組織の不均一性による影響を述べている。Osakadaら¹⁰⁾は、表面荒さは軸方向ひずみと平均結晶粒径に比例して増大するが、その増加割合は引張と圧縮変形といった変形様式、および材料の結晶構造(ちゅう密六方晶、面心立方晶、体心立方晶)によって異なることを明かにしている。Guangnan¹⁵⁾は、鋼板およびアルミニウム合金板を用いて、2軸引張および単軸引張下における表面荒れの発達挙動を調査し、塑性ひずみ付与による結晶方位回転が表面荒れの要因であると述べている。河合ら¹⁸⁾はアルミニウム合金板の表面荒れに対するひずみ比の影響を調査した。さらに、表面から第2層までの内部の結晶粒の不均一変形が表面の凹凸に影響する可能性を示した。

その後の研究では、数値シミュレーションを用いた表面荒れの研究が行われており、表層だけでなく、内部の結晶粒が表面荒れの発達にどのように影響するかも可視化できるようになった。Yamaguchiら¹⁹⁾は平面ひずみ引張変形において、アルミニウム合金板の表面荒れの発達を分析し、表面層の結晶粒の影響が支配的であることを確認した。さらに、彼らは表面から第4層までの内部の結晶粒の不均一な変形が表面荒れに影響を及ぼすと考察した。その一方、Leeら³¹⁾は平面ひずみ引張変形において、アルミニウム合金板の表面層の結晶方位と表面荒れには関係が見られなかったことを述べている。Wuら²⁷⁾は張出し成形におけるアルミニウム合金板の表面荒れ現象を、EBSD(Electron Back-Scatter Diffraction pattern)分析で測定したマイクロ組織を用いた結晶塑性解析で分析した²⁷⁾。表面荒れの発達には、最表層の不均一変形に加えて内部の結晶粒の変形による結晶粒間の相互作用も影響を与えることを述べ、表層よりも内部の結晶粒径分布をランダム化することによって、表面荒れを抑制できることを示している。同様の分析方法により、Shiら³³⁾は単純曲げ変形下で検討を行っている。最表層の結晶粒が表面荒れに対して支配的であり、内部の結晶粒の影響は限定的であることを示した。

最近では、EBSDによる結晶方位解析や Atomic Force Microscopy (AFM)を用い、表面荒れと表面および内部のマイクロ組織の関連性に関する研究がより詳細に行われている。Tong ら²⁶⁾はアルミニウム合金板を対象に表面のマイクロ結晶構造と表面プロファイルの関連を単軸引張試験のその場観察で直接的に調査した。木村ら³⁰⁾は絞り成形で生じる縮みフランジ変形において、強い{111}<112>集合組織を持つ高純度フェライト系ステンレス鋼の表面荒れ形成挙動について調査した。Banovic ら³²⁾はアルミニウム合金板に等2軸引張を Marciniak 法³⁴⁾によって付与し、マイクロ集合組織の変化と表面荒れの発達を分析した。面心立方格子(FCC)構造を有するアルミニウム合金板において、初期の{220}集合方位が強いほど表面荒れの発達が顕著である結果を示している。加えて、2軸引張の塑性ひずみによって{220}集合方位がさらに強くなることを報告した。

表面荒れについてこのように多くの研究が行われているが、FCC構造を持つアルミニウム合金板に関する研究が多い一方、体心立方格子(BCC)構造を持つ鋼板に関する研究は近年ほとんど行われていない。1970年ごろには鋼板の研究が多く見られたが、一般的な低炭素鋼に限られていた。現在、自動車の外板に広く使用されている極低炭素(IF: Interstitial Free)鋼板に関しては、表面荒れ発達に関する知見がほとんど無いのが現状である。複雑形状のプレス成形品における表面品位をさらに向上させるため、IF鋼の表面荒れ発達に対する結晶粒径、集合組織、結晶方位などのマイクロ組織の影響を明確にする必要がある。

そこで本章では、張出し成形時のIF鋼板の表面荒れの発達とマイクロ組織変化を詳しく調査するため、2種類の試験を実施する。1つは Marciniak 法³⁴⁾によるマクロスケールの2軸引張試験であり、もう1つは2章において開発した電子顕微鏡(SEM: Scanning Electron Microscope)の真空チャンバー内での2軸引張試験によるマイクロ組織変化のその場 SEM/EBSD 分析による連続観察試験³⁵⁾である。さらに2軸引張変形後の鋼板断面のEBSD観察と表面の凹凸分析によって、表面荒れ発達に対する内部のマイクロ結晶組織の不均一変形の影響についても考察する。

4.2 実験方法

4.2.1 供試材

供試材として、4種類のフェライト単相鋼板を用いた。Table 4-1に供試材の機械的特性を示す。機械的特性は圧延方向(RD)のJIS5号単軸引張で取得した。平均 r 値は、塑性ひずみが0.15のときの r 値をRD方向に対し 0° 、 45° 、 90° 方向でそれぞれ測定し、算出した。 r 値の面内異方性 Δr はつぎのように計算した。

$$\Delta r = (r_0 - 2 \cdot r_{45} + r_{90}) / 2 \quad \dots(4-1)$$

r_0 、 r_{45} 、 r_{90} はRD方向からそれぞれ 0° 、 45° 、 90° の r 値である。

Table 4-1に示す材料は、Fig. 4-1に示すように、強度と r 値だけでなく、結晶粒径と集合組織の点でも異なる。この図には、EBSD法で得られるRD-TD(圧延直角)方向断面の逆極点図(IPF)マップを示す。結晶方位の測定は板表面から0.1mmの場所で行った。材料A、B、CはIF鋼板で、 $\{111\}$ 方位の集合組織が発達しており、それぞれ20、9.3、16 μm の異なる平均結晶粒径 d を持つ。材料Dは比較的ランダムな結晶方位分布を持つアルミキルド鋼板である。材料Dの平均結晶粒径は15 μm で、材料Cとほぼ同じである。

Table 4-1 Mechanical properties of materials.

Material	Initial thickness [mm]	YP* [MPa]	TS* [MPa]	u-EL* [%]	EL* [%]	r-value**			Average r-value	In-plane anisotropy Δr
						0°	45°	90°		
A	0.60	195	331	23	41	1.9	2.0	2.4	2.1	0.21
B	0.75	270	447	20	34	1.1	1.8	1.6	1.6	- 0.46
C	0.75	185	340	25	44	1.2	1.8	1.7	1.6	- 0.36
D	1.2	270	357	20	39	1.2	0.93	1.5	1.1	0.44

* Measured in rolling(0°) direction

** Measured at uniaxial plastic strain of 0.15

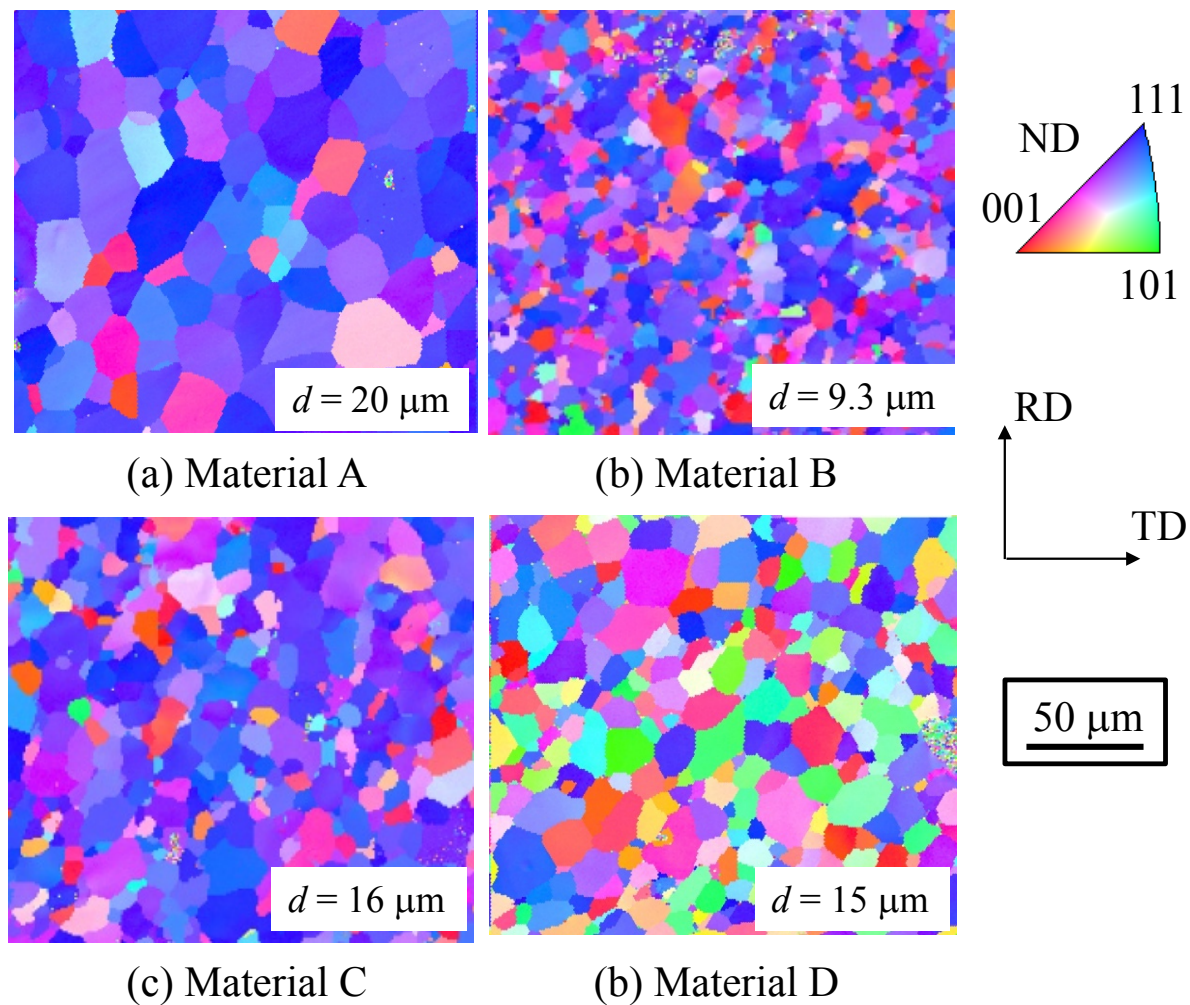


Fig. 4-1 Initial microstructure and texture (IPF map) of materials at 0.1 mm from surface (d =average grain size).

4.2.2 マクロスケールにおける2軸引張時の表面荒れ発達挙動の観察

表面荒れ発達挙動を観察するため、300 mm 四方の矩形試験片を用い、Fig. 4-2 に示す Marciniak 法³⁴⁾による円筒張出し試験で等2軸引張の塑性ひずみを付与した。材料がダイ肩から流入しないようドロビーボードでロックし、 $\phi 100$ mm のパンチを押し込むことにより、材料に張出し変形を与えた。成形速度は、10 mm/s とした。材料に付与される塑性ひずみは、材料に2 mm 格子のスクライブドパターンを鋼板用インクで描写し、その成形前後の長さ変化から算出した。さらに、測定された面内の主ひずみを用い、体積一定条件と Mises の降伏条件を仮定して相当塑性ひずみ ϵ_{eq}^p を算出した。材料の面性状を保護するため、パンチとの接触側(Fig. 4-2 の上側)にパターンを描写した。なお、相当塑性ひずみ0.50 の条件において、表裏面に付与される塑性ひずみの差は0.002 以下であり、板厚方向のひずみ分布は均一であった。

Fig. 4-3 に Marciniak 法による成形試験後の表面マイクロ分析用試験片の採取位置、および観察箇所の概略図を示す。表面の測定は、Fig. 4-2 に示す下側の面で行った。複数の段階で試験を停止して、複数の異なるひずみ量を付与した成形試料を作成し、各成形試料において表面荒れが最も確認される中心部分から25 mm 四方の観察用試験片をそれぞれ切り出した。

マクロスケールの表面プロファイルは、接触式の粗さ計で測定した。測定は、RD 方向に測定長10 mm、走査速度は0.15 mm/s で実施した。一般的に鋼板の表面粗さの場合、算術平均粗さ R_a ³⁶⁾と算出平均うねり W_a ³⁷⁾に使用されるカットオフのパラメータ λ_c は0.8 mm であるが、本研究では比較的広い波長域の凹凸を W_a として評価するため、 λ_c として0.25mm を採用した。また、 R_a および W_a の評価長さは1.0 mm であり、 λ_c はその約1/4 に相当する。 λ_c より短い波長を持つ表面曲線を用いて、ミクロスケールの凹凸を定量的に示すパラメータ R_a を算出した。また、 λ_c より長い波長を持つ表面曲線を用いて、マクロスケールの凹凸(うねり)を定量的に示すパラメータとして W_a を算出した。

また、作成した表面マイクロ分析用試料を用い、1.2 mm 四方の領域で、レーザー顕微鏡とSEMにより表面のマイクロ3次元形状を測定した。その部位での結晶方位分布はEBSD法により測定した。プレス成形後の表面凹凸を可能な限り維持する³⁸⁾ため、EBSD用の試験片の研磨は2 μm の深さの範囲に制限した。EBSD用観察試料調整時の電界研磨では、まずダミー材を使用した試行錯誤を行い、研磨量が2 μm 以下となる条件を決定している。

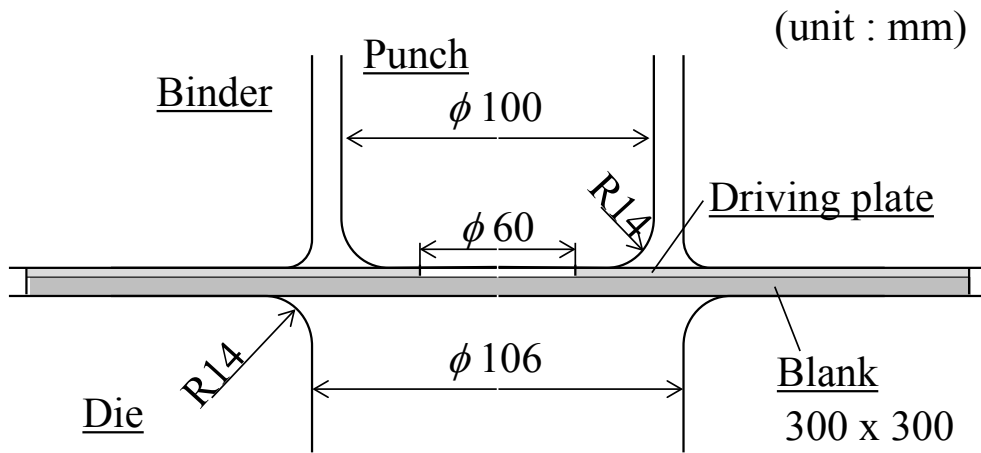


Fig. 4-2 Schematic of tools for Marciniak type test.

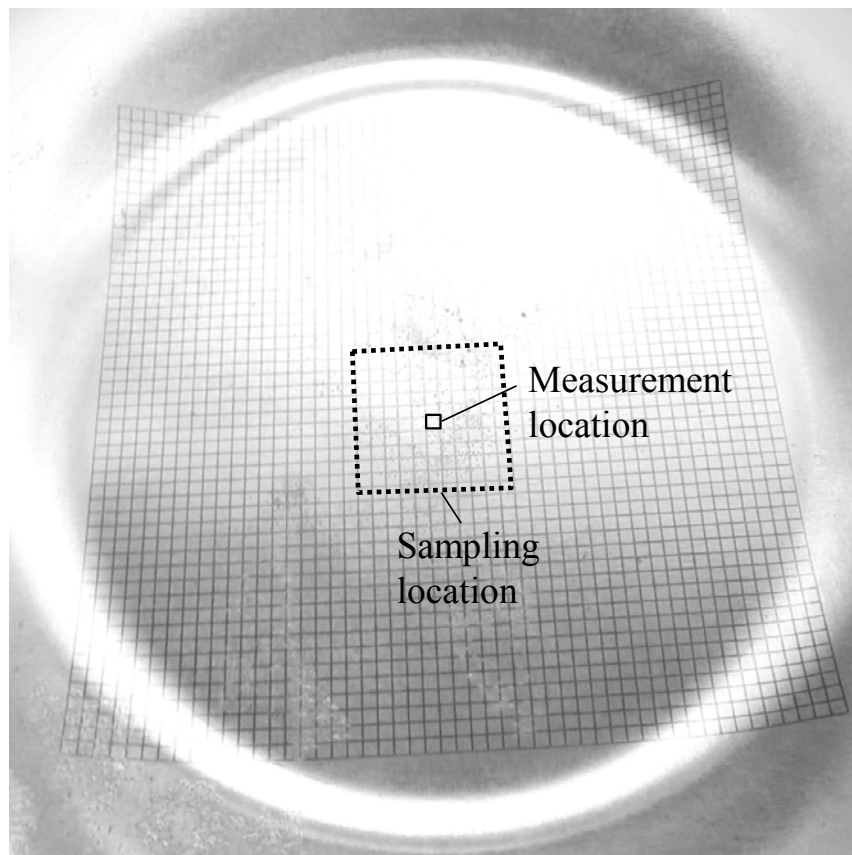


Fig. 4-3 Sampling and measurement locations of specimen after Marciniak type test.

4.2.3 2軸引張時のマイクロ組織変化のその場観察

前項 4.2.2 で説明している従来の観察方法の問題の1つは、引張変形中のマイクロ組織変化が連続的に観察できないことである。マクロスケールにおける表面荒れの発達とマイクロ組織の関係をより直接的に調査するため、第2章で開発した2軸引張試験のSEM/EBSDによるその場観察システム(Fig. 4-4)を使用し、連続的にマイクロ組織変化を観察した。実験装置の詳細は、前章にて詳述している^{35), 39)}。

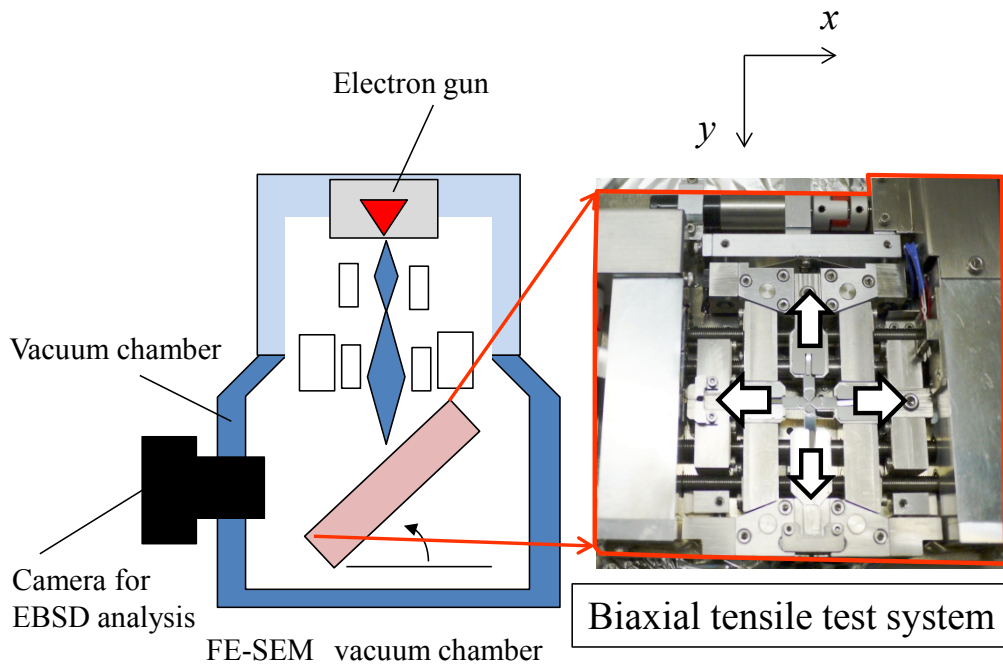


Fig. 4-4 Experimental apparatus for biaxial tensile test with SEM-EBSD analysis^{35), 39)}.

等2軸引張試験は、クロスヘッド速度 $2.5 \mu\text{m/s}$ で行った。結晶三重点の間のRDおよびTD方向の長さの変化から相当塑性ひずみを算出した。SEMおよびEBSDによるマイクロ組織変化のその場観察は、試験片の中心 $200 \mu\text{m}$ 四方の領域で行った。EBSDの結晶方位測定ピッチは $1 \mu\text{m}$ である。ソフトウェア OIM Analysis v7.2.1 を使用して結晶方位を分析した。その場観察試験手法により、従来手法では必要であった途中の電解研磨による表面凹凸変化への影響をなくし、直接的に表面プロファイルとマイクロ組織変化の関係を分析することができる。

成形時間と試料に付与された相当塑性ひずみの量からひずみ速度を見積もると、ミクロスケールにおける2軸引張試験でのひずみ速度のオーダーは $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ であった。同様に、Marciniak法を用いたマクロスケールにおける成形試験でのひずみ速度のオーダーは $1.0 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ であった。また、実際のプレス成形における、ひずみ速度は約 1.0 s^{-1} 程度であり、本研究のひずみ速度と実際のそれとはかい離がある。しかしながら、実験的¹¹⁾にも数値解析的³³⁾にも、表面荒れの発達へのひずみ速度の影響はほとんどないことが報告されている。そのため、本研究の結果は、実際のプレス成形にも応用できると考えられる。

4.3 実験結果

4.3.1 Marciniak 法による成形試験における表面荒れの発達

Fig. 4-5 に等 2 軸引張で 0.50 の相当塑性ひずみ ϵ_{eq} が与えられたのちの供試材の表面状態を示す。表面の凹凸がより明瞭に観察できるように、試験片を傾けて二次電子像(SEI)を取得した。IF 鋼板の中で平均結晶粒径の小さい材料 B の表面荒れは、粒径の大きい材料 A および C と比べて小さく見える。また、変形前の結晶粒径がほとんど同じ場合でも、IF 鋼である材料 C の表面荒れはアルミキルド鋼である材料 D と比べて小さく見える。しかし本結果のみでは、この差は定量的に評価できない。

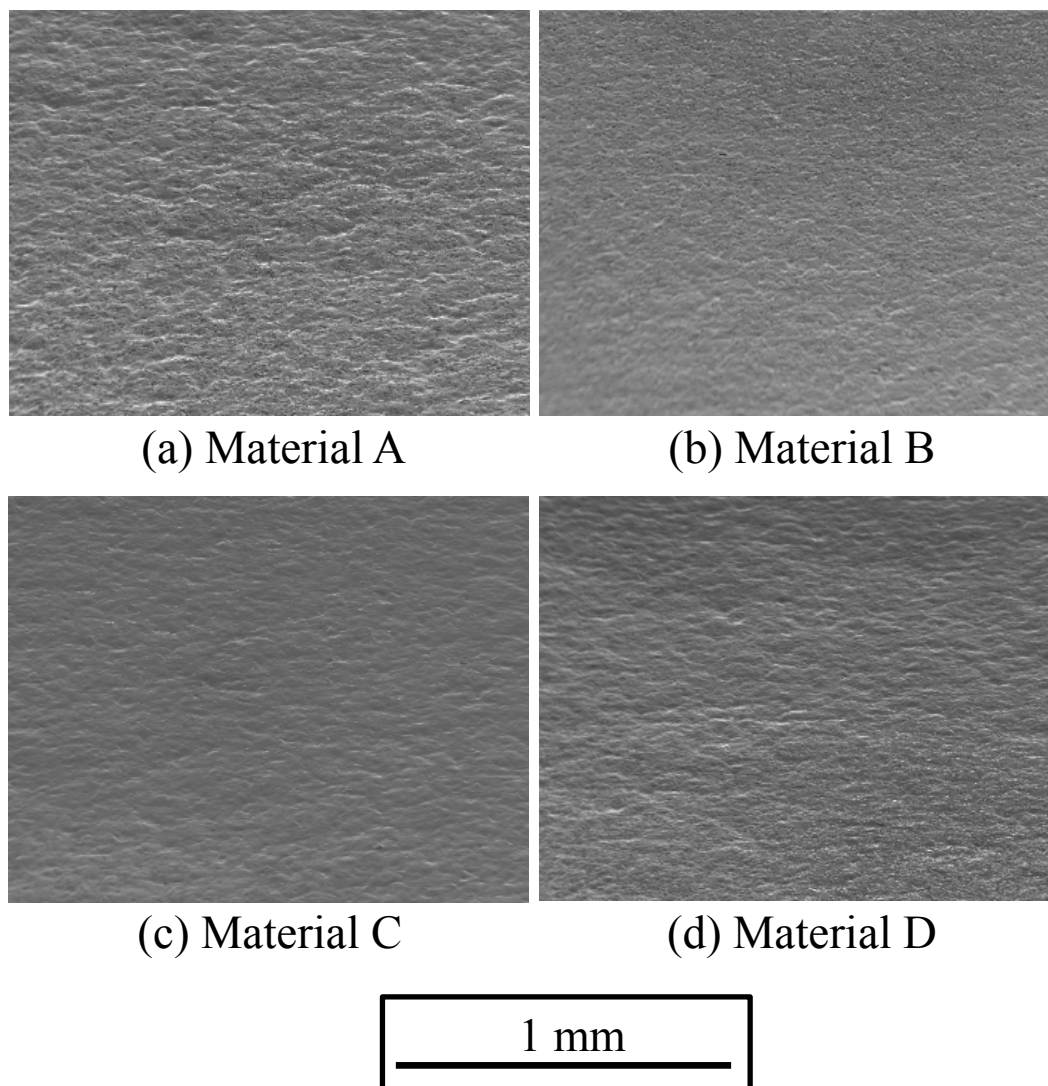


Fig. 4-5 Observed surface profile of specimen after Marciniak type test with equivalent plastic strain of 0.5.

そこで、**Fig. 4-6** に試験前およびパンチストローク 21 mm, 23 mm, 25 mm において、接触式の粗さ計によって測定した表面形状を示す。図には各パンチストロークに対応する相当塑性ひずみ量を併記した。本図に記載した 1 mm の領域は、10 mm の測定全長の中で最大の凹凸(振幅)が確認された場所を選択して表示した。凹凸の大きさは材料 A および D で大きいことが確認され、凹凸の周期(間隔)は平均結晶粒径が最も小さい材料 B で最小となることがわかる。

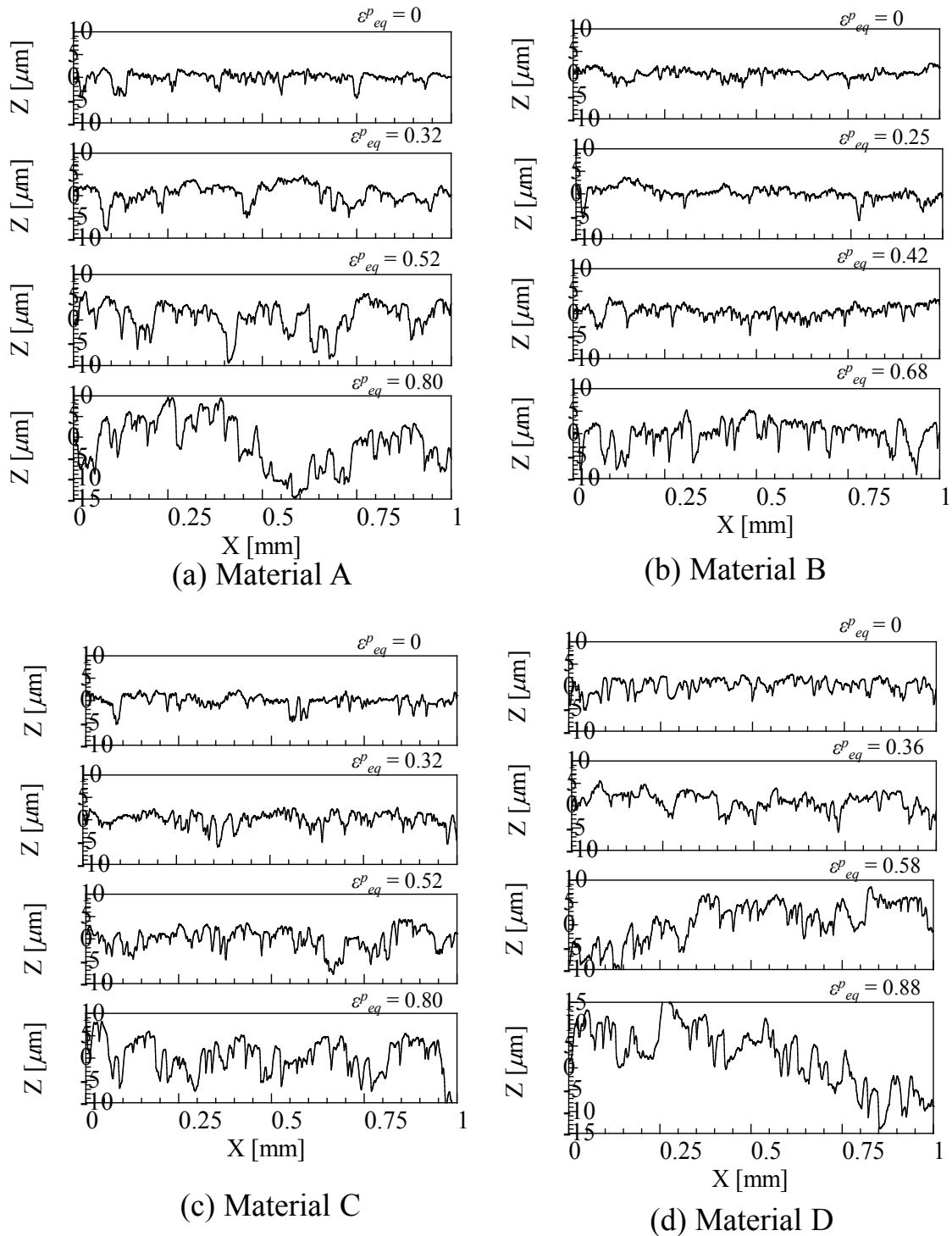


Fig. 4-6 Magnified view of variation of surface profile during Marciniak type test.

Fig. 4-7 に等 2 軸引張試験中の各材料の算術平均粗さ R_a の変化を示す。Fig. 4-6 に示すように、評価対象の長さは 1.0 mm である。いずれの材料においても、 R_a はひずみの増加に伴って直線的に増加することがわかる。この結果は従来の知見³⁾⁻²²⁾とも一致している。IF 鋼板である A, B, C の中では、 R_a は結晶粒径の大きい材料のほうが大きく、本結果も従来の報告^{3)-11),16)-24)}と一致する。しかしながら、材料 C と D を比較した場合、材料 D は結晶粒径が材料 C よりもわずかに小さいにもかかわらず、材料 D の R_a が大きい。この傾向は Fig. 4-8 に示す W_a においてより顕著である。

Fig. 4-8 に等 2 軸引張試験中の各材料の算術平均うねり W_a の変化を示す。 W_a は比較的長い波長での表面荒れを定量的に示すパラメータである。材料 B および C の W_a はひずみの増加に伴いわずかに増加する。それに対し、材料 A および D の W_a は大きなひずみ領域で著しく増加する。その結果、材料 D の W_a は結晶粒径が最大である材料 A の W_a よりも大きくなっている。

Fig. 4-1 に示したように、材料 D の組織は材料 A, B, C とは異なっている。このことから、表面荒れの発達は、結晶粒径だけでなく、材料組織による影響を受けることが推定される。

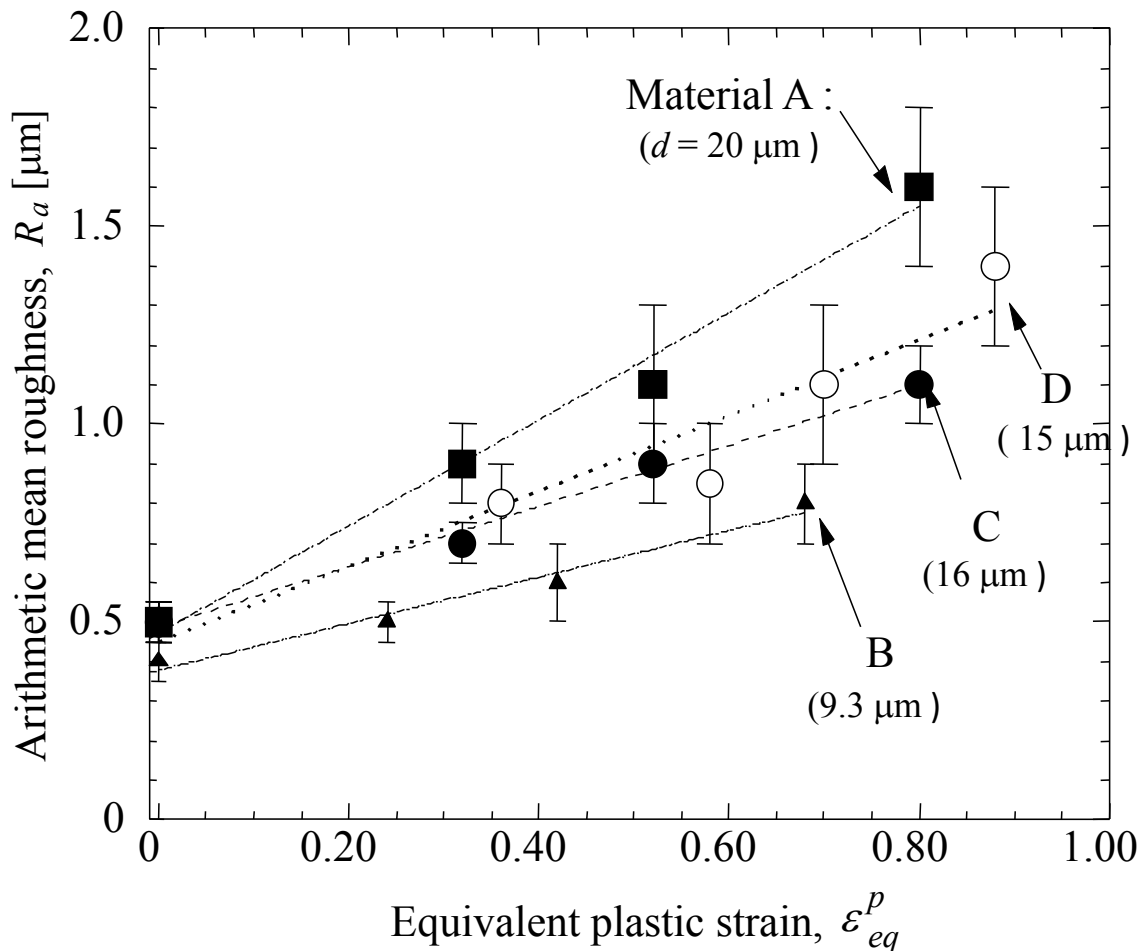


Fig. 4-7 Variation of surface roughness during Marciniak type test (d = initial average grain size).

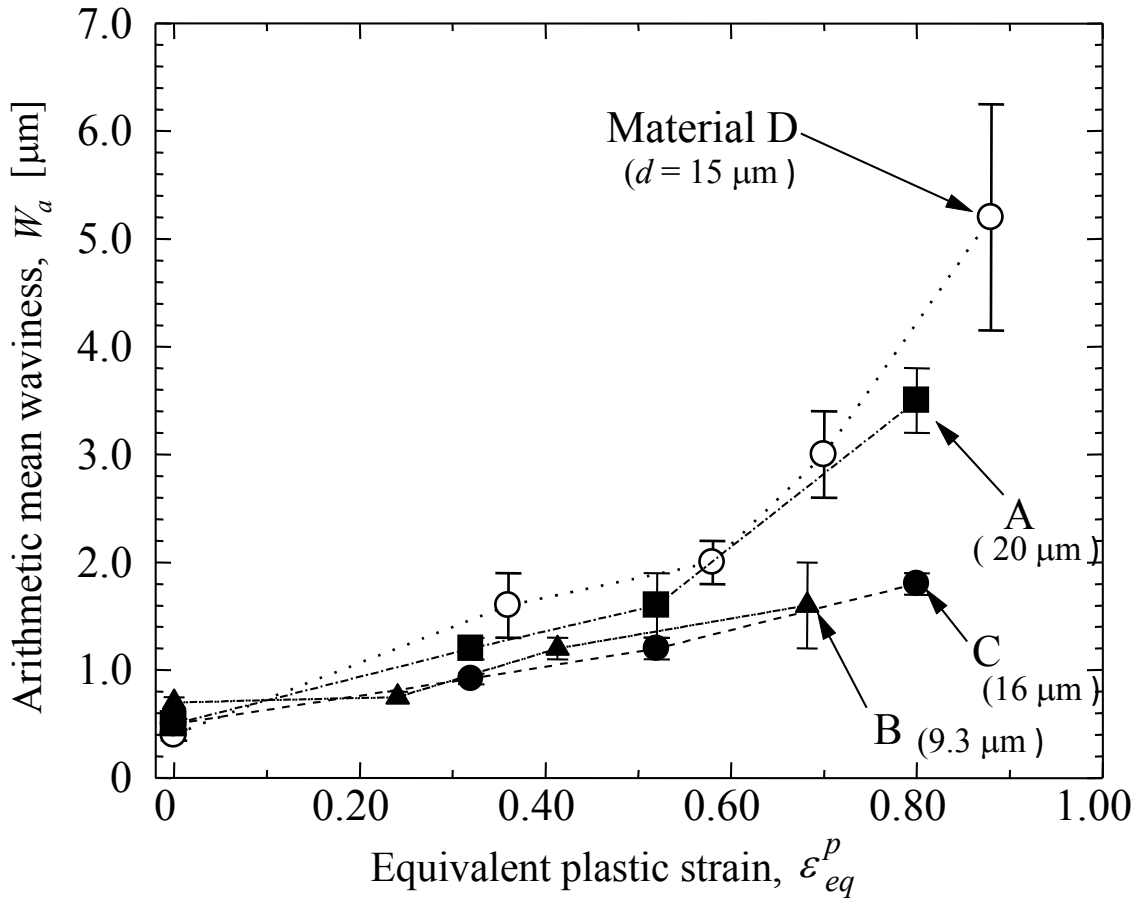


Fig. 4-8 Variation of surface waviness during Marciniak type test.

Fig. 4-9 に SEM 観察および EBSD 分析によって得られた板の表面荒れの発達とマイクロ組織の変化を示す。本結果においても、図の左側に示す SEI から、材料 A および D において、相当塑性ひずみ ε_{eq}^p の増加に伴い表面荒れが顕著に発達することが確認できる。材料 A, B, C の変形前の結晶方位は主に ND(法線方向)に(111)が配向しており、この傾向は変形後も変化しない。それに対し、材料 D の結晶方位は変形前にはランダムであるが、ND(001)および ND(111)方位が変形に伴い増加する。4つの材料の中で、最も表面荒れが大きい材料 D では、ND(001)方位が変形後において最も多くなる傾向が見られる。

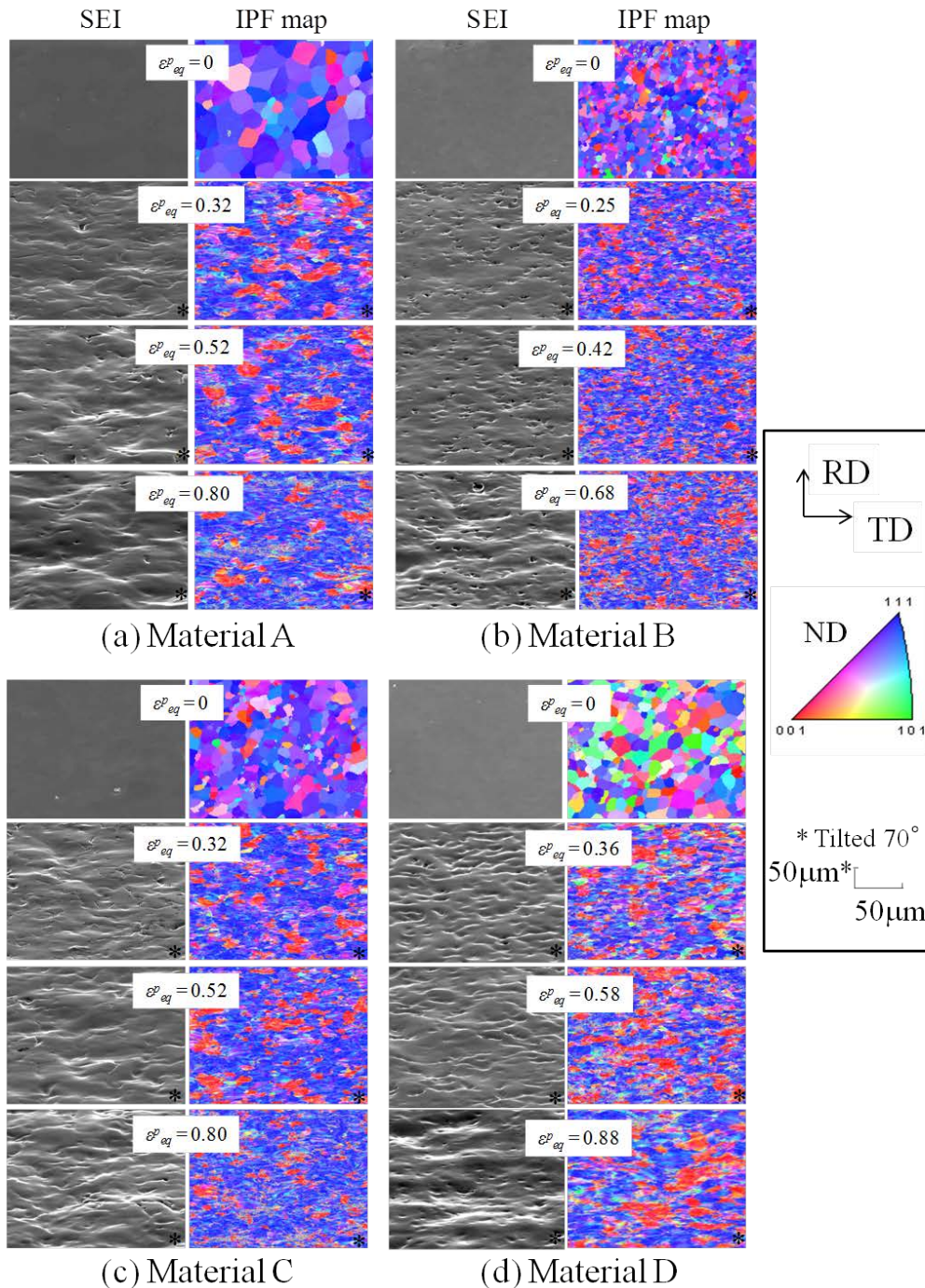


Fig. 4-9 Surface profile and crystal orientation in Marciniak type test.

4.3.2 ミクロスケールにおける2軸引張による表面荒れ発達のその場観察

前述したように、材料CとDは初期結晶粒径がほとんど同じであるが、表面荒れの発達挙動は大きく異なっている。材料CおよびDについて、マイクロ組織の変化の観点から、等2軸引張変形時の材料の変形挙動をより詳細に分析するため、SEM/EBSD法によるその場観察(詳細は第2章を参照)を行った。

Fig. 4-10 および **Fig. 4-11** に、材料DおよびCの等2軸引張変形時の表面のマイクロ組織変化をそれぞれ示す。これらの図には、SEI, IPFマップ, Taylor factor マップ^{40), 41), 42)}をそれぞれ示す。Taylor factor マップは、各結晶粒の変形抵抗の大小を示す指標である。本研究では、各観察点での結晶方位についてBCC構造の24のすべり系と均一な等2軸変形を前提としてTaylor factorを計算した。前章で述べたように、相当塑性ひずみで0.2程度までのひずみ範囲において、等2軸引張時の表面状態はTaylor factorの値の分布と良い対応関係が見られる³⁵⁾。

まず、**Fig. 4-10** から材料Dについてつぎのような特徴が確認できる。材料DのSEIは、塑性変形の進行に伴い、観察領域全域にコントラストの濃淡が大きい部分が見られ、不均一変形の発生を示唆している。これは**Fig. 4-6(d)**に示す結果に対応している。IPFマップから、塑性変形に伴い結晶粒内の方位分布が大きくなること、{001}および{111}近傍方位が増加することが確認できる。これらの結果は**Fig. 4-9(d)**に示すマイクロ組織変化の断続的な観察結果とも一致する。Taylor factor マップでは、比較的低いTaylor factorを持つ結晶粒が広範囲に分布している。**Fig. 4-10**のIPFマップとTaylor factorマップの比較から、Taylor factorは{001}方位が存在する領域で小さい値をとる傾向が確認できる。

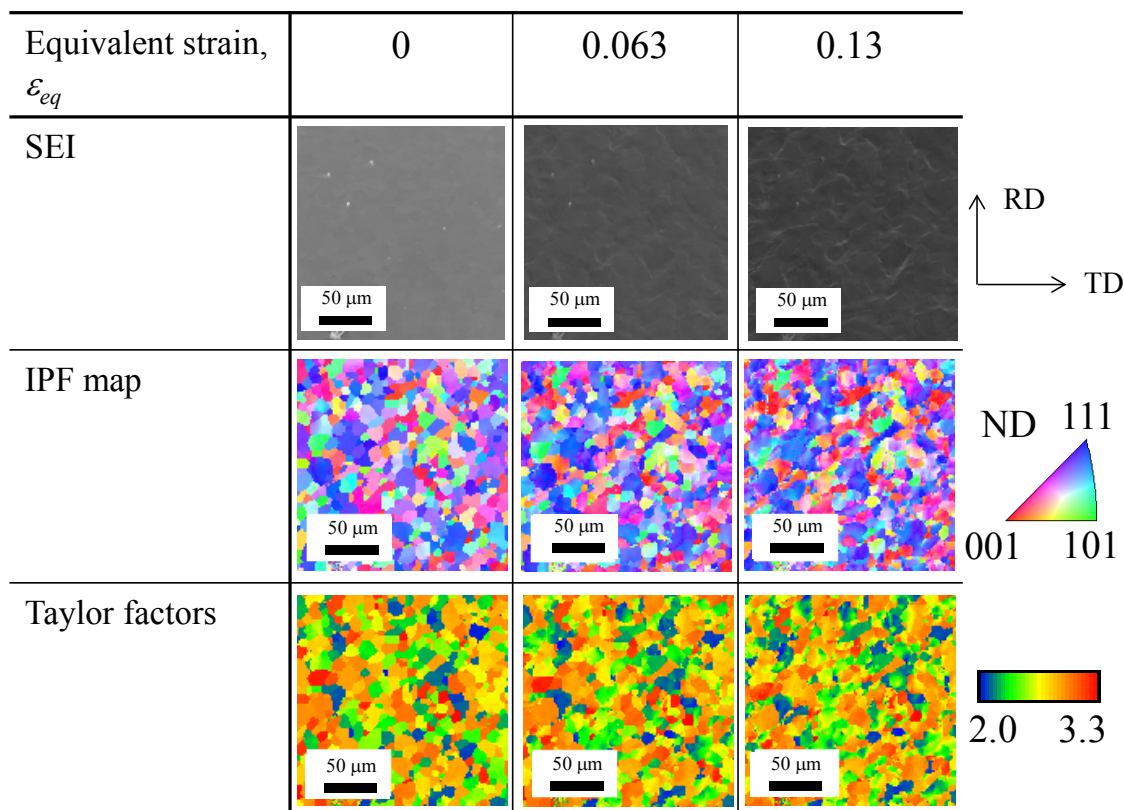


Fig. 4-10 SEI, IPF, and Taylor factor maps of sheet surface during microscopic biaxial tensile test (Material D).

それに対し、**Fig. 4-11**からは材料Cについてつぎのような特徴が確認できる。材料CのSEIは、変形の進行に伴い、不均一変形が材料Dよりも局所的に発生していることを示唆している。相当塑性ひずみ0.13におけるIPFマップでは、材料Dと同様に、結晶粒内の方位分布が確認できる。材料Cでは変形前でも{111}集合組織が発達しているが、集合組織は変形に伴いさらに発達している³⁹⁾。材料Dと比べると、ND(001)方位を持つ結晶粒が存在する領域は少ない傾向が見られる。この結果は**Fig. 4-9(c)**に示すマイクロ組織変化の断続的観察と一致する。Taylor factorマップでは、大部分の赤色(変形抵抗が大きい)部と一部の青色(変形抵抗が低い)部の2色に明確に分かれている。IPFマップとTaylor factorマップの比較から、材料Cは変形抵抗が比較的低い{001}近傍方位を持つ結晶粒が少ないことが確認できる。このため、材料Cでは、{001}方位を持つ結晶粒近傍の狭い領域において不均一変形が発生すると考えられる。

従来研究⁴³⁾を参照すると、高いSchmid factor(≒低いTaylor factor)を持つ結晶粒は、低ひずみ域において優先的に変形することが報告されている。この結果と本研究におけるその場観察の結果から、多結晶粒の不均一変形は、各結晶方位での加工硬化の差よりもむしろ初期結晶方位の影響を大きく受けていると推定される。また、等2軸引張変形においては、{001}近傍方位を持つ結晶粒が他の方位の粒子に比べ変形抵抗が低いため、不均一な変形が発生しやすいと推定される。しかしながら、高ひずみ域においては、不均一な変形に対して各結晶方位での加工硬化挙動の差の影響が大きくなる可能性が考えられる。

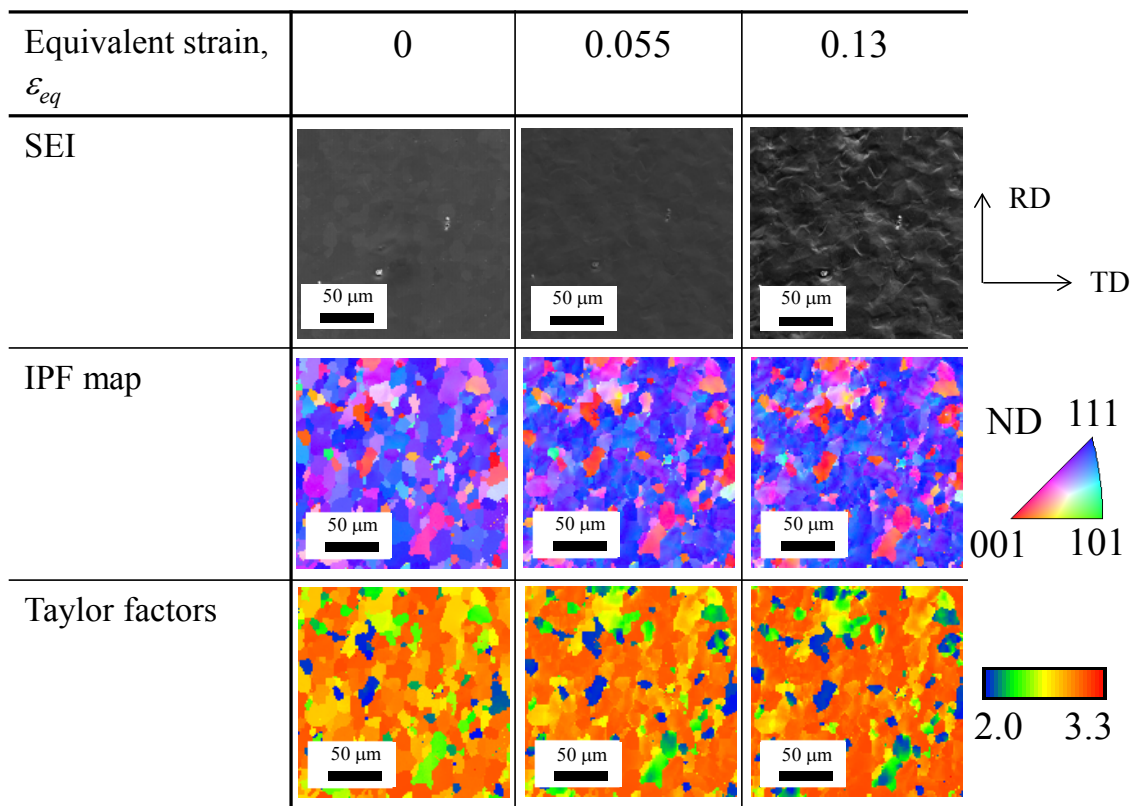


Fig. 4-11 SEI, IPF, and Taylor factor maps of sheet surface during microscopic biaxial tensile test (Material C).

4.4 考察

前述の結果は{001}近傍方位を持つ結晶粒の存在が表面荒れの発達と関係していることを示している。そこで、それらの関係を詳しく調査する。

Fig. 4-12に、材料Cのミクロスケールの等2軸引張を行い、0.13の相当塑性ひずみを与えたのち、{001}近傍方位をもつ結晶粒の分布と表面形状を比較した結果を示す。EBSD分析後に、同じ位置をレーザー顕微鏡による表面形状の測定を行うことで本結果を得た。IPFマップ中の白丸は、TD方向およびRD方向の3つの線に沿った線の中で{001}近傍方位の結晶粒の位置を示し、右側の表面形状を示す図の矢印はそれにそれぞれ対応する位置を示している。{001}近傍方位を持つ結晶粒が存在する場所では、表面が凹んでいることが明確に確認できる。これは、{001}近傍方位が周囲の他の結晶方位を持つ結晶粒に比べ変形抵抗が低いため、{001}近傍方位が存在する位置で比較的大きな変形が発生することに起因すると考えられる。本結果から、表面の{001}近傍方位を持つ結晶粒が表面荒れ発達に大きく影響することは明白である。一方、測定した線に沿って凹凸を見ると、{001}近傍方位以外の部分にも凹部が存在している。この凹部の発生からは、内部の結晶粒の変形の影響が示唆される。

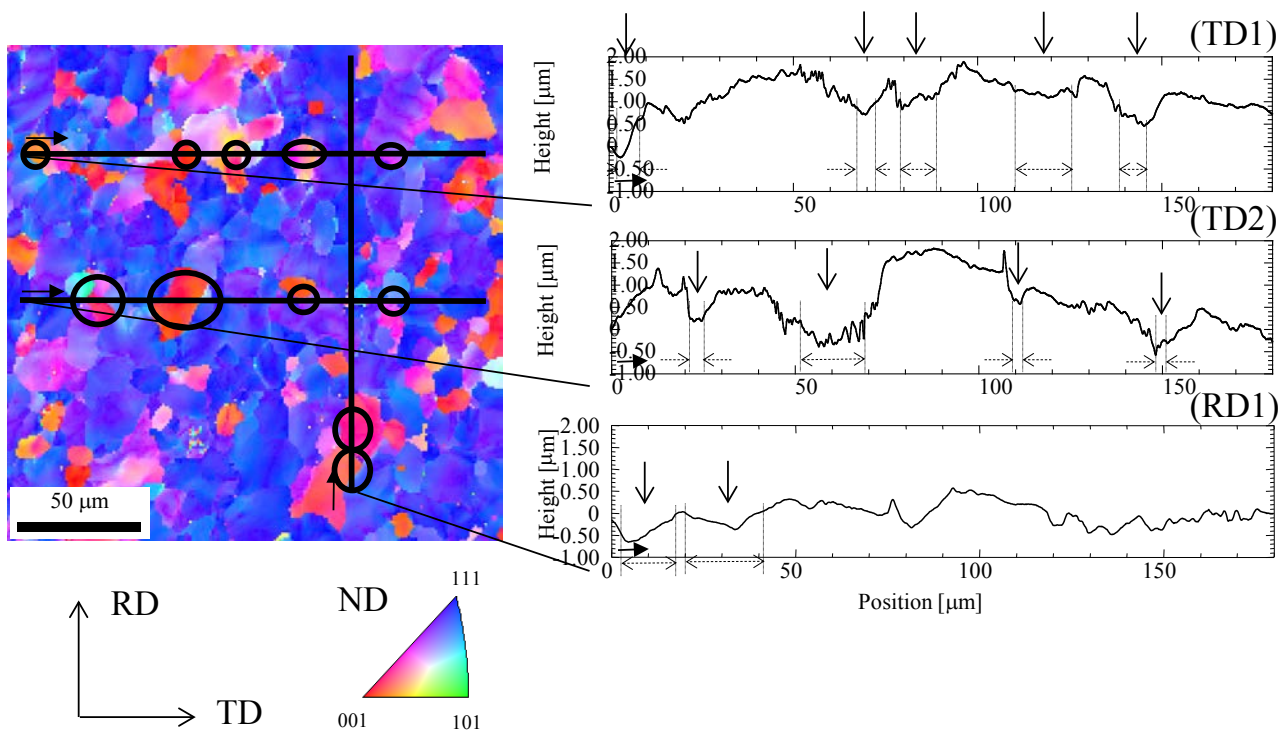


Fig. 4-12 IPF map of sheet surface and surface profile after microscopic biaxial tensile test for Material C with equivalent strain of 0.13.

内部の結晶粒の影響を調査するため、Marciniak法による等2軸引張試験後の試験片を用い、断面の結晶方位分布を観察した。Fig. 4-13にその一例として、材料Aに相当塑性ひずみ0.5を付与した後の断面の表面付近のIPFマップ、表面形状、および表面を起点とし第1層から第4層までの各層のTaylor factorの分布を示す。横軸の約200 μm の位置に、IPFマップの内部層に赤色の結晶粒、つまり $\{001\}$ 方位を持つ結晶粒があり、この結晶粒は低いTaylor factorを持っている。この部分の表面形状には明確な凹部が確認される。Fig. 4-13の第1層のTaylor factorの分布からは、表層部分には変形抵抗差がほとんどないと推定される。このような場合、 $\{001\}$ 近傍方位を持つ内部の結晶粒が表面荒れの発達に対してより大きな影響を及ぼすようになると考えられる。

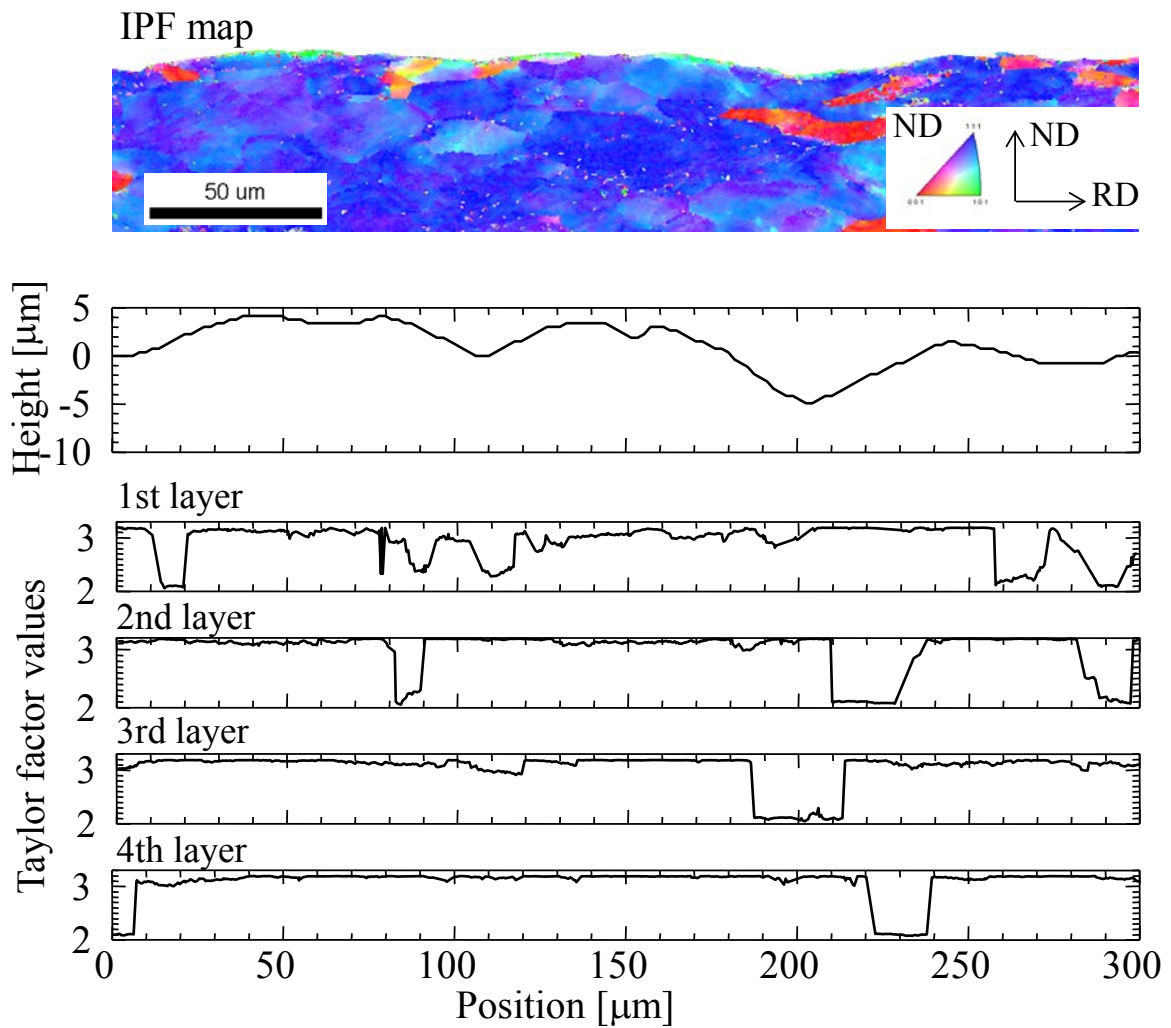


Fig. 4-13 IPF map, surface profile and Taylor factor of four layers from surface at ND-RD cross-section after Marciniak type test with equivalent strain of 0.50 for Material A.

最後に、表面荒れの発達に対する{001}方位の影響をさらに評価するため、相当塑性ひずみで0.3の変形を付与したMarciniak法による試験後の試験片を用い、長さ1.0mmの各断面での算術平均うねり W_a と表面層の{001}から15°以内の結晶方位を持つ粒子の割合を測定した。Fig. 4-14に{001}近傍方位の面積分率と W_a との関係を示す。初期結晶粒径がほぼ同じである材料CおよびDについて、各材料の複数の位置で{001}近傍方位の面積分率と W_a を評価した。 W_a は{001}近傍方位を持つ結晶粒の面積比の増加に伴い増加する。D材のような{001}近傍方位の結晶粒が多く存在する鋼板では、{001}近傍方位に起因し、実験で観察されたような不均一な変形が板面全体にわたり発生するため、表面荒れの発達が大きくなると考えられる。

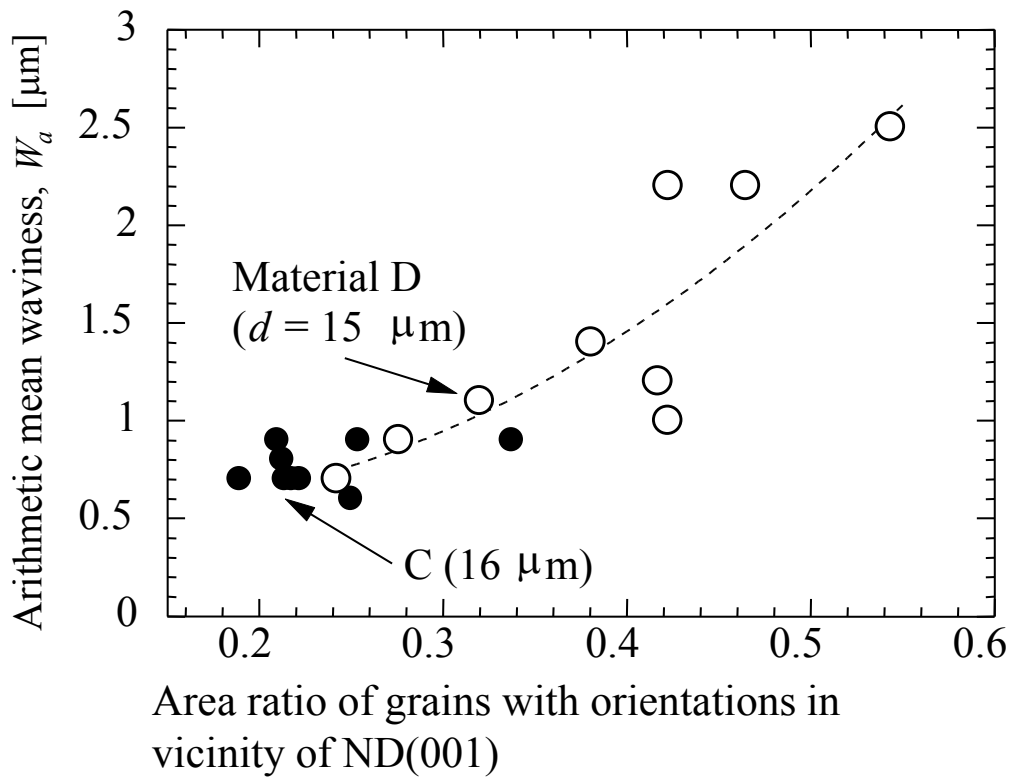


Fig. 4-14 Relation between surface waviness and area ratio of grains with orientations in vicinity of ND(001) at equivalent strain of 0.30 for Materials C and D.

4.5 結言

極低炭素(IF)鋼のプレス成形後における表面品位をさらに改善するため,本研究では表面荒れ発達に対するマイクロ組織の影響を調査した. 種々の結晶粒径と集合組織を備えた3種類のIF鋼とアルミキルド鋼を用い, SEMの真空チャンバー内でのミクروسケールにおける2軸引張試験とMarciniak法によるマクروسケールにおける2軸引張試験を行い, 表面形状とマイクロ組織変化の関係を詳しく分析した. 得られた結果を以下に要約する.

- (1) 結晶粒だけでなく, 鋼板のマイクロ結晶方位も等2軸引張変形での表面荒れ発達に対して大きな影響を及ぼす.
- (2) {001}近傍方位を持つ結晶粒と等2軸引張変形後の表面の凹部との間には十分な相関関係が見られた. これは, これらの方位を持つ結晶粒の変形抵抗が相対的に低いためであると考えられる.
- (3) {001}近傍方位を持つ結晶粒が多数ある鋼板では, 不均一な変形が発生しやすくなるため, 表面荒れがより発達すると考えられる.

参考文献

- 1) 薄鋼板成形技術研究会編: プレス成形難易ハンドブック第4版, 日刊工業新聞社, (2017), pp.94.
- 2) W. Tong: Technical Report Department of Mechanical Engineering, Yale University, New Haven, CT, (1997), pp.1.
- 3) K. Yamaguchi and P. B. Mellor: "Thickness and grain size dependence of limit strains in sheet metal stretching", International Journal of Mechanical Sciences, Vol.18, No.2, (1976), pp.85-90.
- 4) A. K. Tadros and P. B. Mellor: "An experimental study of the in-plane stretching of sheet metal", International Journal of Mechanical Sciences, Vol.20, No.2 (1978), pp.121-133.
- 5) P. F. Thomson: "Development of Thickness Non-Uniformities Leading to Failure in Sheet Metals", Mémoires Scientifiques de la Revue de Metallurgie, Vol.77, No.3 (1980), pp.303-312.
- 6) K. Yamaguchi, N. Takakura, and S. Imatani: "Increase in forming limit of sheet metals by removal of surface roughening with plastic strain", Journal of Materials Processing Technology, Vol.48, (1995), pp.27-34.
- 7) R. Mahmudi and M. Mehdizadeh: "Surface roughening during uniaxial and equi-biaxial stretching of 70-30 brass sheets", Journal of Materials Processing Technology, Vol.80, No.81, (1998), pp.707-712.
- 8) Y. Z. Dai and F. P. Chiang: "On the Mechanism of Plastic Deformation Induced Surface Roughness", J. Eng. Mater. Technol., Vol.114, No.4, (1992), pp.432-438.
- 9) D. V. Wilson, W. T. Roberts, and P. M. B. Rodrigues: "Effects of Grain Anisotropy on Limit Strains in Biaxial Stretching: Part II. Sheets of Cubic Metals and Alloys with Well-Developed Preferred Orientations", Metallurgical Transactions A, Vol.12, (1981), pp.1603-1611.
- 10) K. Osakada and M. Oyane: "On the roughening of free surface in deformation processes", Bulletin of the JSME, Vol.14, No. 68, (1971), pp.171-177.
- 11) 小豆島明, 宮川松男: "自由表面あれに及ぼす加工因子及び金属因子の影響", 塑性と加工, Vol.27, No.310, (1986), pp.1261-1267.
- 12) 小林徳夫, 村田庫一, 石垣秀生: "自動車車体外板プレス成形における破断部変形状態(第1報)", 塑性と加工, Vol.10, No.106, (1969), pp.793-800.
- 13) 小林徳夫, 村田庫一, 石垣秀生, 阿部忠之: "二次成形はだ荒れ限界", 塑性と加工, Vol.11, No.114, (1970), pp.495-502.
- 14) 石垣秀生: "薄鋼板の変形限界およびはだ荒れの成長挙動", トヨタ技術, Vol. 25, No. 1, (1975), pp.64-78.
- 15) C. Guangnan, S. Huan, H. Shiguang, and B. Baudalet: "Roughening of the Free Surfaces of Metallic Sheets during Stretch Forming", Materials Science and Engineering, A, Vol.128, (1990), pp.33-38.
- 16) J. H. Dautzenberg and J. A. G. Kals: "Surface Roughness Caused by Metal Forming", Manufacturing Technology, Vol.34, No.1, (1985), pp.477-479.
- 17) P.A. Sundamn: "DEFORMATION-INDUCED SURFACE ROUGHENING STUDIES IN AN AISI 1090 SPHEROIDIZED STEEL", Scripta Metallurgica et Materialia, Vol.33, No.7, (1995), pp.1093-1099.
- 18) 河合望, 中村保, 鶴飼雄治郎: "塑性変形に伴う多結晶金属板の表面構造変化", 日本機械学会論文集

- C 編, Vol. 51, No. 468, (1985), pp.2100-2108.
- 19) N. Takakura, K. Yamaguchi, and M. Fukuda: "Improvement of the Forming Limit of Sheet Metals by Removal of Surface Roughening with Plastic Strain", The Japan Society of Mechanical Engineers, Vol.30, No.270, (1987), pp.2034-2039.
- 20) A.J. Beaudoin, J.D. Bryant, and D.A. Korzekwa: "Analysis of Ridging in Aluminum Auto Body Sheet Metal", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.29, (1998), pp.2323-2332.
- 21) M. R. Stoudt and J. B. Hubbard: "Analysis of deformation-induced surface morphologies in steel sheet", Acta Materialia, Vol. 53, (2005), pp.4293-4304.
- 22) T. J. Turner and M. P. Miller: "Modeling the Influence of Material Structure on Deformation Induced Surface Roughening in AA7050 Thick Plate", Journal of Engineering Materials and Technology, Vol.129 (2007), pp.367-379.
- 23) 福田正成, 山口克彦, 高倉章雄, 坂野保昭: "薄板成形における自由表面のあれ", 塑性と加工, Vol. 15, No.167, (1974), pp.994-1002.
- 24) 神崎史暁, 伊藤庸: "極低炭素鋼冷延リムド鋼板の張り出し性におよぼす集合組織, 結晶粒度の影響", 鉄と鋼, Vol.51, No. 11 (1965), pp.2142-2144.
- 25) R. Becker: "Effects of Strain Localization on Surface Roughening During Sheet Forming", Acta mater, Vol.46, No.4, (1998), pp.1385-1401.
- 26) W. Tong, L.G. Hector, Jr., H. Weiland, and L.F. Wieserman: "In-situ surface characterization of a binary aluminum alloy during tensile deformation", Scripta Materialia, Vol.36, No. 11 (1997), pp.1339-1344.
- 27) P. D. Wu, D. J. Lloyd, A. Bosland, H. Jin, and S. R. MacEwen: "Analysis of roping in AA6111 automotive sheet", Acta Materialia, Vol.51, (2003), pp.1945-1957.
- 28) P. D. Wu and D. J. Lloyd: "Analysis of surface roughening in AA6111 automotive sheet", Acta Materialia, Vol.52, (2004), pp.1785-1798.
- 29) P. D. Wu, D. J. Lloyd, M. Jain, K. W. Neale, and Y. Huang: "Effects of spatial grain orientation distribution and initial surface topography on sheet metal necking", International Journal of Plasticity, Vol.23, (2007), pp.1084-1104.
- 30) 木村謙, 広瀬智史, 潮田浩作, 秦野正治, 高橋明彦: "強い{111}<112>集合組織をもった高純度フェライト系ステンレス鋼の深絞り成形時の肌荒れ発生機構", 日本金属学会誌, Vol.77, No.10, (2013), pp.440-447.
- 31) P. S. Lee, H. R. Piehler, B. L. Adams, G. Jarvis, H. Hampel, and A. D. Rollett: "Influence of surface texture on orange peel in aluminum", Journal of Materials Processing Technology, Vol.80, No.81, (1998), pp.315-319.
- 32) S. W. Banovic and T. Foecke: "Evolution of Strain-Induced Microstructure and Texture in Commercial Aluminum Sheet under Balanced Biaxial Stretching", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.34A (2003), pp.657-671.
- 33) Y. Shi, P.Z. Zhao, H. Jin, P. D. Wu, and D.J. Lloyd: "Analysis of Surface Roughening in AA6111

- Automotive Sheet Under Pure Bending”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.47, (2016), pp.949-960.
- 34) Z. Marciniak and K. Kuczynski: “Limit Strains in the Processes of Stretch-Forming Sheet Metal”, *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol.9, (1967), pp.609-620.
- 35) M. Kubo, H. Yoshida, A. Uenishi, S. Suzuki, Y. Nakazawa, T. Hama, and H. Takuda: “Development of Biaxial Tensile Test System for In-situ Scanning Electron Microscope and Electron Backscatter Diffraction Analysis”, *ISIJ International*, Vol.56, No.4, (2016), pp.669-677.
- 36) ISO 4288: 1996, Geometrical Product Specifications (GPS) – Surface texture: Profile method - Rules and procedures for the assessment of surface texture.
- 37) ISO 1302: 2002, Geometrical Product Specifications (GPS) – Indication of surface texture in technical product documentation.
- 38) 黒田寿紀, 近藤春樹: “電解研磨による微小形状の変化”, *精密機械*, XXII, No.2, (1955), pp.54-56.
- 39) M. Kubo, Y. Nakazawa, H. Yoshida, S. Yonemura, T. Hama, and H. Takuda: “Effect of Microstructure Variation on Differential Hardening Behavior of Steel Sheets under Biaxial Tensile State”, *ISIJ International*, Vol.56, No.12, (2016), pp.2259-2266.
- 40) G. I. Taylor: “Plastic strain in metals”, *Journal of Institute of Metals*, Vol.62, (1938), pp.307-324.
- 41) TSL solutions: “Taylor factor in OIM”, OIM analysis version 7.2.1 technical reference, (2015).
- 42) J. Jiang, T. B. Britton and A. J. Wilkinson: “The orientation and strain dependence of dislocation structure evolution in monotonically deformed polycrystalline copper”, *International Journal of Plasticity*, Vol.69, (2015), pp.102-117.
- 43) 清水一郎, 寺井寛明, 納所孝至, 阿部武治: “繰返し塑性変形に伴う多結晶鉄の表面あれと微視的不均質性”, *日本機械学会論文集(A編)*, Vol.64, No.620, (1998), pp.1043-1051.

第5章 張出し成形時の表面荒れに及ぼすひずみ比の影響

5.1 緒言

自動車の形状デザインは近年さらに複雑になり、鋭い稜線部を意匠面に有するパネル形状の造形ニーズが高まっている。鋭い稜線部の近傍には、比較的大きな多軸引張の塑性変形が生じるため、いわゆる「表面荒れ」¹⁾がより顕著に発生する懸念がある。表面荒れは外観品位^{2, 3)}だけでなく、プレス成形での破断発生⁴⁾にも影響するため、その発達を可能な限り抑制することが望ましい。

前章で述べたように、鋼板やアルミニウム合金板について、プレス成形での表面荒れを克服するための研究が長年行われてきた⁴⁾⁻¹⁸⁾。表面荒れは、結晶構造、結晶方位などの材料因子^{4), 5), 10)-18)}に加え、塑性ひずみ量や変形様式(変形中のひずみ比)^{6)-9), 14)}などの加工因子が影響することが報告されている。

しかし、過去の表面荒れの実験的研究は、面心立方格子(FCC)構造を持つアルミニウム合金板での検討^{7)-13), 16)-18)}が主である。また、体心立方格子(BCC)構造を持つ鋼板においてはアルミキルド鋼とリムド鋼⁴⁾⁻⁶⁾に限られている。集合組織が発達した極低炭素(IF: Interstitial Free)鋼の表面荒れについては知見がほぼ皆無であった。

そのため、前章では2軸引張変形時のIF鋼板の表面荒れの発達とマイクロ組織構造の変化を詳しく調査¹⁹⁾するため、2種類の試験を行った。1つはマクロスケールでのMarciniak法²¹⁾によるの等2軸引張試験であり、もう1つは著者らが開発したミクロスケールの2軸引張試験^{22), 23)}である。その結果、鋼板の結晶粒径だけでなく、ミクロ結晶方位も表面荒れの発達に大きな影響を及ぼすことがわかった。また、{001}近傍方位を持つ結晶粒が多いアルミキルド鋼ではさらに表面荒れの発達が大きいことがわかった。この原因として、{001}近傍方位を持つ結晶粒は、低い変形抵抗を有するため、不均一変形が発生しやすいことを述べた。

しかし、前章で調査したのは、等2軸引張変形条件のみであった。張出し変形にもさまざまな変形モードがあり、Osakadaら⁹⁾が指摘しているように、表面荒れの発達挙動はひずみ比の影響を受ける。そのため、本章では種々のひずみ比に対し、張出し変形時のIF鋼板の表面荒れの発達とマイクロ組織の変化を調査した。ひずみ比によるこれらの違いを調査するため、マクロスケールおよびミクロスケール両方の試験手法および分析手法を用いて、等2軸引張と平面ひずみ引張変形の間での観察結果の比較を行った。さらに、結晶塑性有限要素解析(CPFEA)²⁴⁾⁻²⁷⁾を用いて表面荒れの発達に対する結晶方位分布の影響を数値的に調査した。

5.2 実験方法

5.2.1 供試材

Table 5-1に本研究で用いた供試材を示す。いずれも冷延焼鈍板である。集合組織、 r 値が異なり、さらに平均結晶粒径が異なる4種類のフェライト単相鋼を用いた。機械的特性値は圧延方向(RD)に対し 0° 方向の値である。平均 r 値は、塑性ひずみが0.15のときの r 値を 0° 、 45° 、 90° 方向で測定して算出した。 r 値の面内異方性 Δr も併せて示す。**Fig. 5-1**にEBSD(Electron Back-Scatter Diffraction pattern)分析によって測定したRD-圧延方向(TD)断面の逆極点図(IPF)マップを示す。図からも明らかなように平均結晶粒径と集合組織がそれぞれ異なる材料である。前章と同様に材料A, B, CはIF鋼板で、法線方向(ND)に $\{111\}$ の集合組織が発達している。3つの材料の平均結晶粒径はそれぞれ、29, 9.3, 16 μm である。それに対し、材料Dは結晶方位が比較的ランダムなアルミキルド鋼であり、平均結晶粒径は15 μm でC材と近い平均結晶粒径と引張強度を持つ材料である。

Table 5-1 Mechanical properties of materials

Material	Initial thickness [mm]	YP* [MPa]	TS* [MPa]	u-EL* [%]	EL* [%]	r -value**			Average r -value	Δr ***
						r_0	r_{45}	r_{90}		
A	1.6	150	287	29	54	1.7	1.5	2.1	1.7	0.45
B	0.75	270	447	20	34	1.1	1.8	1.6	1.6	-0.35
C	0.75	185	340	25	44	1.2	1.8	1.7	1.6	-0.46
D	1.2	270	357	20	39	1.2	0.93	1.5	1.1	0.44

* Measured in rolling(0°) direction

** Measured at plastic strain of 0.15 in 0° , 45° , 90° from rolling direction

*** In-plane anisotropy of r -value, $\Delta r = (r_0 - 2r_{45} - r_{90}) / 2$

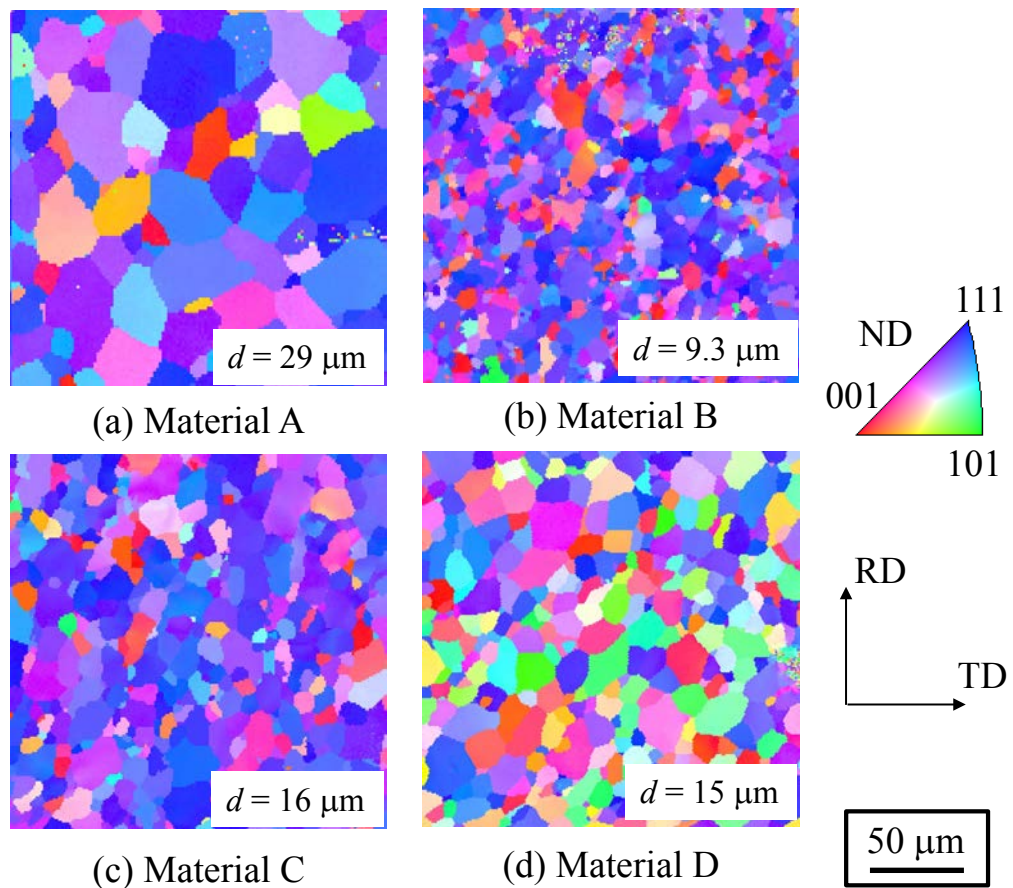


Fig. 5-1 Initial microstructure and texture (IPF map) of materials at 0.1 mm from surface (d : average grain size).

5.2.2 Marciniak 法による 2 軸引張試験での表面荒れ発達挙動の観察

表面荒れ発達挙動の変形様式依存性を観察するため、Marciniak法²¹⁾による張出し試験を行った。直径が100mmの円筒パンチを用いた。長手方向(圧延方向:RD)の辺長300 mmの試験片を用い、短手方向(圧延直角方向:TD)の辺長は、平面ひずみから等2軸引張まで各種変形様式が得られるように、140~300 mmで変化させた。材料の変形様式を示すパラメータとして、以下の塑性ひずみ比 β を用いた。

$$\beta = \varepsilon_2 / \varepsilon_1 \quad \dots(5-1)$$

ここで ε_1 はRD方向の最大主ひずみであり、 ε_2 はTD方向の最小主ひずみである。材料に付与される塑性ひずみは、材料に2 mm格子のスクライブドパターンを鋼板用インクで描写し、その成形前後の長さ変化から算出した。パンチ速度は10 mm/s である。加工時間と試験片中心に実質付与された塑性ひずみから平均ひずみ速度を算出すると、そのオーダーは $1.0 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ である。Table 5-1に示すように材料には異方性があるが、ここでは簡易的に、相当塑性ひずみをMisesの降伏条件を仮定して計算した。

前章と同様に、局所くびれが発達するまでのパンチストロークの各段階で試験を停止させ、表面荒れ発達の観察用サンプルを作成した。それぞれの観察用サンプルで、もっとも表面の荒れが顕著であった中心部から25 mm四方の分析用試験片を採取した。

表面プロファイルは接触式の粗さ計で測定した。表面プロファイルの測定条件は、RD方向に測定長10 mm、走査速度は0.15 mm/s とした。本研究では、後に述べる解析で比較的容易に評価が可能な表面性状パラメータとして、算術平均断面粗さ P_a ²⁸⁾を採用した。実験結果と解析結果の比較は、パラメータ P_a を用いて行った。 P_a は式(2)によって算出され、各評価長さは1.0 mm、計10領域(10 mm)の評価区間で平均値を算出した。

$$P_a = \frac{1}{N} \sum_{n=1}^N |P_n| \quad [\mu\text{m}] \quad \dots(5-2)$$

ここで、 P_n は断面曲線におけるND方向の座標値を示している。 N は測定点数を示している。

また、成形後の板表面200 μm 四方をSEM(Scanning Electron Microscope)により観察し、結晶方位をEBSD法により測定した。表面の凹凸を可能な限り維持する^{20), 29)}ため、前章と同様EBSD測定のための試験片の研磨は2 μm 以下とした。

5.2.3 ミクロスケールにおける 2 軸引張試験での表面荒れ発達のその場観察

表面荒れ発達に及ぼすひずみ比の影響を直接的にマイクロ組織の観点から明らかにするため、2軸引張試験のその場SEM観察システム(実験装置の詳細は第2章参照)を用い、平面ひずみ引張および等2軸引張変形時のマイクロ組織変化を観察した。等2軸引張($\beta = 1.0$)と平面ひずみ引張($\beta = 0.0$)の試験は、2方向の引張ストローク速度を制御することによって実施した。RD方向のクロスヘッド速度を2.5 $\mu\text{m/s}$ に固定し、TD方向のクロスヘッド速度を調整した。試験中の相当塑性ひずみは、RD方向とTD方向の結晶三重点間の長さ変化から算出した。本試験のひずみ速度を見積もると、そのオーダーは $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ であった。SEMおよびEBSDによるマイクロ組織のその場観察は、張力保持した状態で試験片中心の200 μm 四方に対し行った。結晶方位はOIM collection v7.2.1を用いて分析した。EBSDの分析ピッチは1 μm とした。

5.3 実験結果

5.3.1 マクロスケールにおける表面荒れ発達に及ぼすひずみ比の影響

Fig. 5-2(a)および**(b)**に、Marciniak法による2軸引張試験における、平面ひずみ引張($\beta = 0.0$)と等2軸引張($\beta = 1.0$)変形での材料CおよびDの表面形状をそれぞれ示す。縦軸Zは、高さの平均位置からの位置を示している。材料に付与された相当塑性ひずみ ε_{eq}^p および表面形状から算出した P_a の値をそれぞれのグラフに併記している。前節で述べたように、材料C、DはそれぞれIF鋼、アルミキルド鋼である。材料C、Dは異なる組織を持つが、平均結晶粒径はほぼ同じである。

Fig. 5-2(a)から、材料Cでは $\beta = 0.0$ の場合、 $\beta = 1.0$ の場合より全体的に表面凹凸は大きくなるが、局所的な凹凸の波長は小さくなることを確認できる。 P_a の値からも同様の傾向が確認できる。 $\beta = 0.0$ の場合、 $\varepsilon_{eq}^p = 0.27$ における P_a は $1.2 \mu\text{m}$ で、 $\beta = 1.0$ 、 $\varepsilon_{eq}^p = 0.32$ における $P_a = 1.0 \mu\text{m}$ と比べても大きい。それに対し、**Fig. 5-2(b)**に示す材料Dでは、大きい ε_{eq}^p ほど P_a も大きくなっていることから、 $\beta = 0.0$ と $\beta = 1.0$ とで表面荒れの発達に違いがほとんど見られないと推定される。

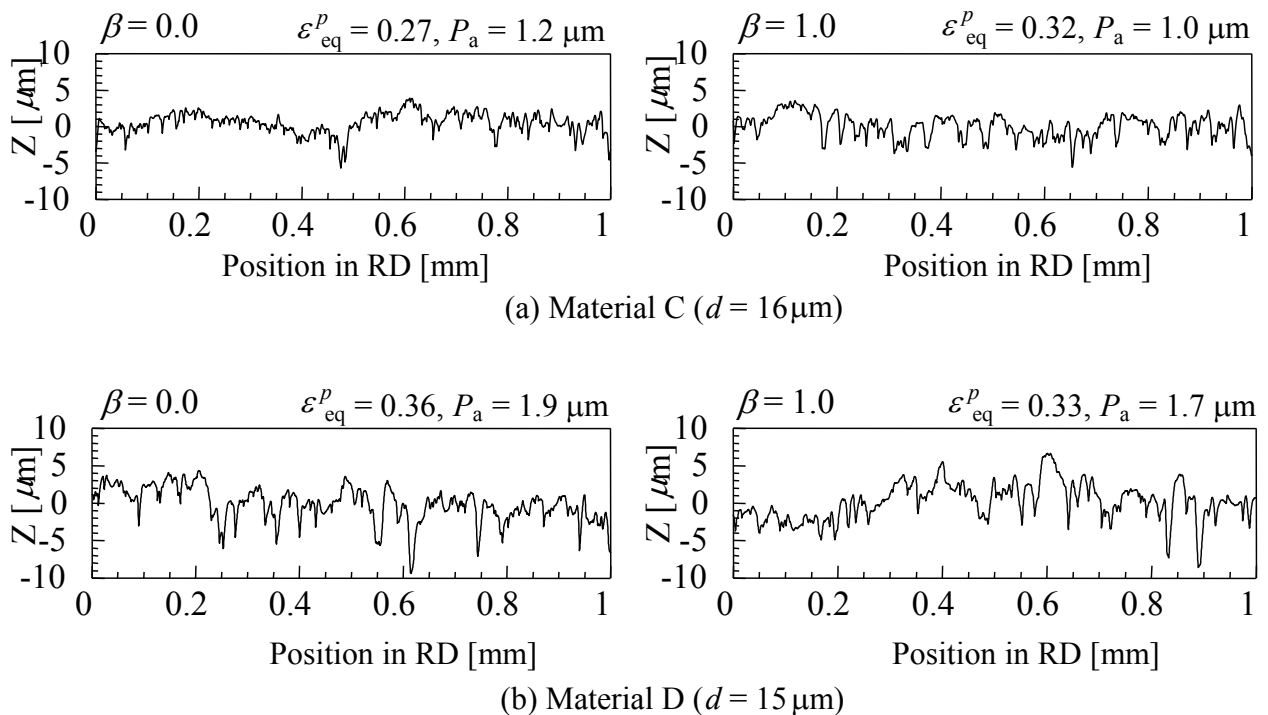


Fig. 5-2 Comparison of surface profile between plane-strain ($\beta = 0.0$) and equi-biaxial tension ($\beta = 1.0$) after Marciniak type test for materials C and D (d : initial average grain size).

Fig. 5-3にMarciniak法による試験の各ひずみ比における P_a の塑性ひずみに伴う変化を示す。当然であるが、 P_a はすべての材料について、ひずみの増加に伴い増加する。表面荒れ発達のひずみ比依存性はIF鋼(材料A, B, C)とアルミキルド鋼(材料D)とで大きく異なっていることがわかる。材料Dにおいては、 P_a の増加にひずみ比の依存性がなく、相当塑性ひずみによって整理できる。この結果は、表面荒れがひずみ量で整理できるという従来知見と一致している^{7), 8)}。それに対し、材料A, B, Cの場合、 P_a の変化

はひずみ比によって異なっている。0.2以上の相当塑性ひずみでは、 $\beta = 1.0$ の場合よりも $\beta = 0.0$ の場合に表面荒れが急激に増加する傾向が見られる。一方、0.2未満の相当塑性ひずみの範囲内では、ひずみ比の依存性は小さく、結晶粒径が小さい材料ほど表面荒れの増加が小さい傾向が見られる。この結果は、従来の研究結果^{4)-7), 9), 14)}とも一致している。

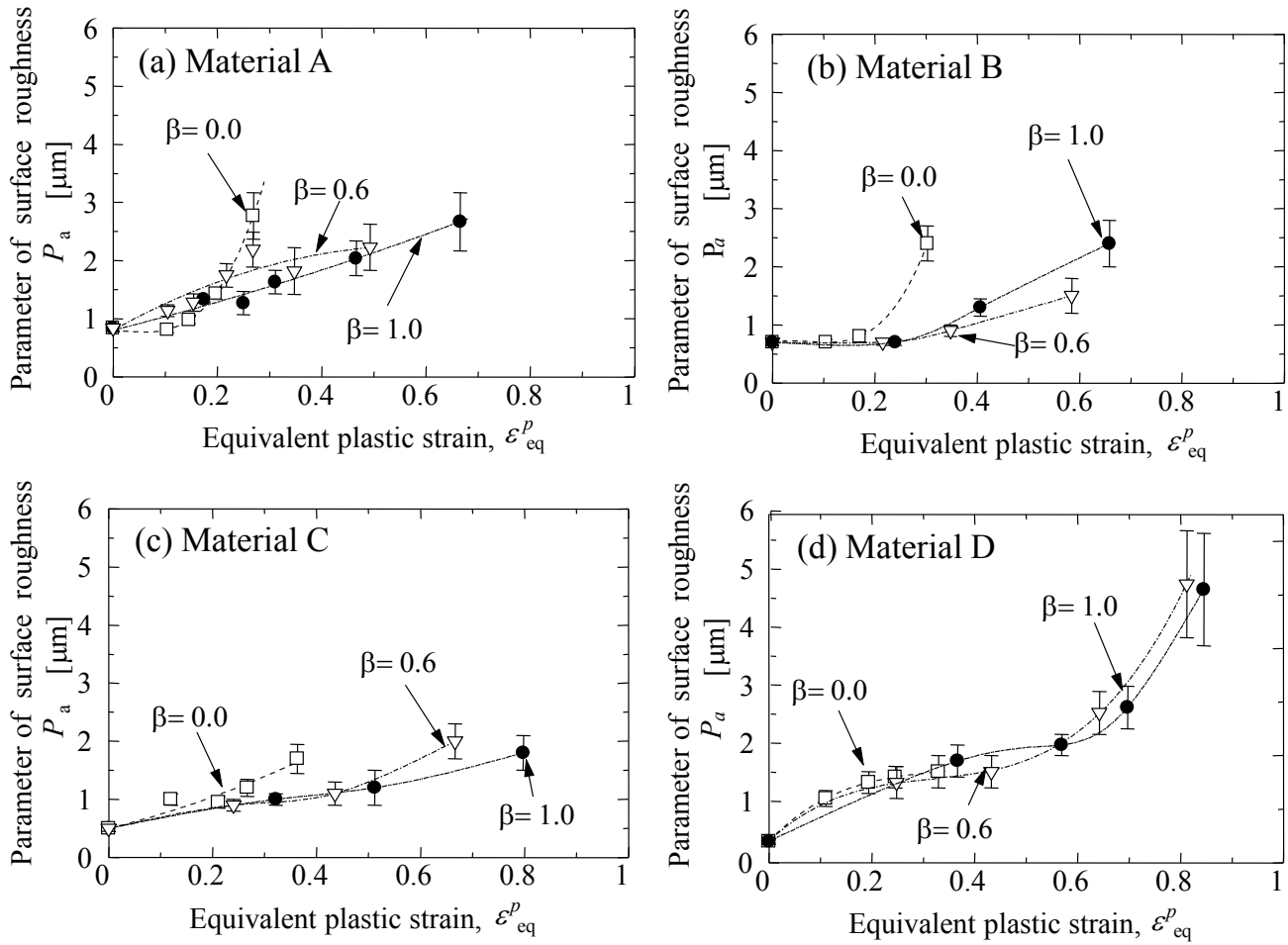


Fig. 5-3 Evolutions of surface roughness with equivalent plastic strain in Marciniak type test.

5.3.2 表面荒れ発達に及ぼすひずみ比の影響のマイクロ分析

Fig. 5-4, Fig. 5-5に、材料C, Dに対し、ひずみ比 β が0.0および1.0の条件でMarciniak法による成形試験を行ったのち、表面のマイクロ組織のSEM/EBSD分析を行った結果をそれぞれ示す。二次電子像(SEI)は、表面の凹凸状態を観察できるように、試料を図の上下方向に傾斜させ、電子顕微鏡の倍率500倍で撮影した。EBSDのIPFマップは、SEIで示した位置の結晶方位分布を表している。付与した相当塑性ひずみ量を図に記しており、下側に行くほど、ひずみ量が多い条件での結果である。

Fig. 5-4において、 $\beta = 0.0$ 、相当塑性ひずみ0.36の場合のSEIを、 $\beta = 1.0$ 、相当塑性ひずみ量0.52の場合のSEIを比較すると、明らかに $\beta = 1.0$ よりも $\beta = 0.0$ の場合に表面の濃淡が大きくなっていることがわかる。それに対し、**Fig. 5-5**の $\beta = 0.0$ 、相当塑性ひずみ0.33の場合のSEIと $\beta = 1.0$ 、相当塑性ひずみ量0.36の場合のSEIでは違いはほとんど見られない。これらの結果は、**Fig. 5-2**に示したマクロスケールの観察結果と一致しており、材料CのIF鋼においては表面荒れ発達のひずみ比依存性が大きいことを示唆している。

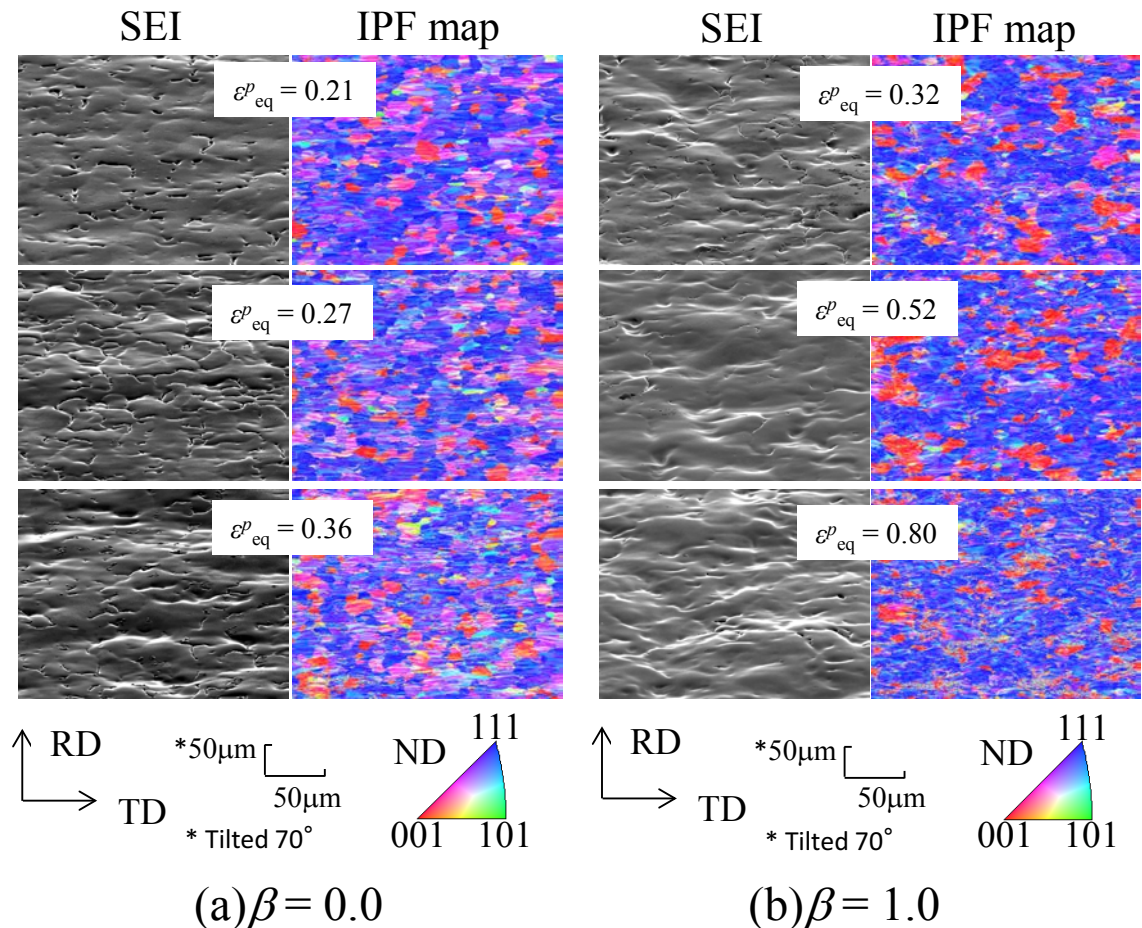


Fig. 5-4 Surface profile and crystal orientations of material C after Marciniak type test.

Fig. 5-4, Fig. 5-5のそれぞれのIPFマップでは、材料C, D両方において、 $\beta = 0.0$ の場合に $\beta = 1.0$ の場合よりも結晶粒内での結晶方位変化がより顕著に見られる傾向がわかる。また、特にFig. 5-5のIPFマップでは、材料Dは変形前にはランダムな方位分布を持っている(Fig. 5-1(d))が、 $\beta = 0.0$ と $\beta = 1.0$ の両方の場合に、 $\{001\}$ および $\{111\}$ 方位が変形によって増加することが確認できる。

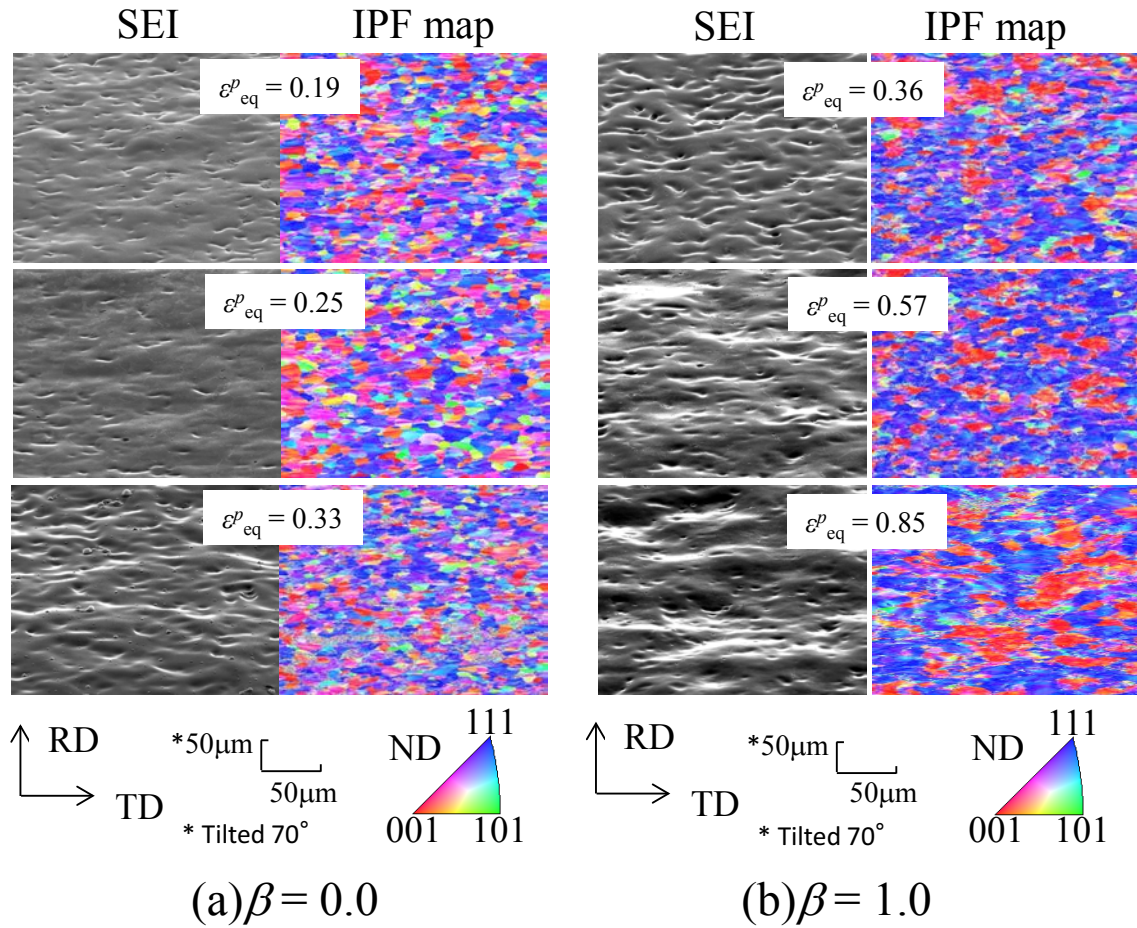


Fig. 5-5 Surface profile and crystal orientations of material D after Marciniak type test.

5.3.3 ミクロスケールにおける2軸引張試験での表面荒れ発達のその場観察

2軸引張変形時の表面のマイクロ組織変化を連続に観察し、表面荒れ発達に及ぼすひずみ比の影響を調査するため、平面ひずみ引張および等2軸引張試験のSEM/EBSD法によるその場観察を行った。

Fig. 5-6および**Fig. 5-7**に、 $\beta = 0.0$ および $\beta = 1.0$ の条件で、ミクロスケールにおける2軸引張試験時の材料Aの表面のマイクロ組織変化をそれぞれ示す。これらの図には、IQ(Image Quality)マップ、IPFマップ、Taylor factor³⁰⁾マップをそれぞれ用いた。IQマップは各分析点における変形の程度を示している。Taylor factorマップは、各結晶粒の変形抵抗の大小を示す^{30), 31)}ために用いた。本研究では、各観察点での結晶方位についてBCC構造の24のすべり系と均一な平面ひずみ引張/等2軸変形を仮定してTaylor factorを計算した。Taylor factorが低いほど、変形抵抗が低いことを示している。

Fig. 5-6からはつぎの傾向が確認できる。IQマップでは、変形の進行に伴い白と黒のコントラストが明確になる、つまり $\beta = 0.0$ の場合において不均一な変形が発生していることが示唆される。IPFマップでは、結晶粒内で結晶方位変化が大きくなる傾向である(例：点線○部および□部)。この結晶方位変化は、変形の不均一によって発生したものと推定される。Taylor factorマップでは、2.0程度の小さな値から4.0以上の大きな値まで様々な値をもった結晶粒が分布している。これは、 $\beta = 0.0$ の場合に、変形抵抗が結晶粒ごとに大きく異なっていることを示唆している。また、Taylor factorの分布は、変形前後で変化が見られない。IQマップとIPFマップの比較から、IQマップのコントラストが明確になる場所と、結晶方位の変化が激しい箇所の対応が確認できる(例：破線の□部)。また、IPFマップとTaylor factorマップの比較から、前章で得られた結果と同様に、Taylor factorは{001}方位を持つ部分で比較的小さいことがわかる。

Fig. 5-7からつぎの傾向が確認できる。IQマップでは、変形によりコントラストがわずかに増加するだけである。**Fig. 5-6**のIQマップと比較すると、 $\beta = 1.0$ の場合は比較的均一な変形が起こることが示唆される。IPFマップでは、結晶粒内の結晶方位変化が、**Fig. 5-6**の変化と比べて軽微であることを示している。Taylor factorマップでは、Taylor factorの値が2.0~3.0の狭い範囲のみに分布していて、その分布は $\beta = 1.0$ の場合も変形前後でほとんど変化しないことを示している。IPFマップとTaylor factorマップの比較では、同様に、Taylor factorは{001}方位を持つ部分で比較的小さいことがわかる。

Fig. 5-6および**Fig. 5-7**では、ひずみ比に応じ、2軸引張時の板面のマイクロ組織変化の違いを実験的に示した。しかし、実験においては、まったく同じマイクロ組織を持つ試験片に対し、2つの水準のひずみ比を付与することができない。そこで、**Fig. 5-1**に示す変形前のマイクロ組織とその結晶方位情報を使用し、 $\beta = 0.0$ および $\beta = 1.0$ の変形を仮定した場合のTaylor factorの計算を行うことで、ひずみ比そのものの影響を調査した。

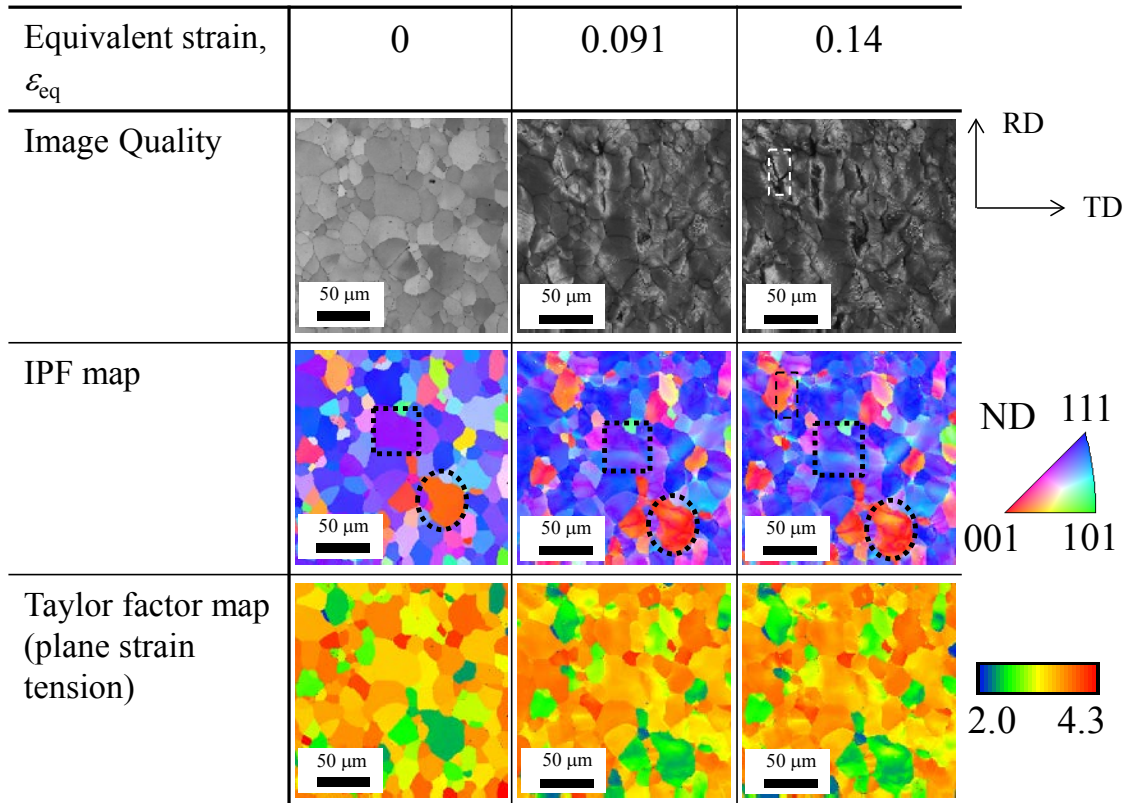


Fig. 5-6 SEI, IPF and Taylor factor maps at surface of material A during microscopic biaxial tension test for $\beta = 0.0$.

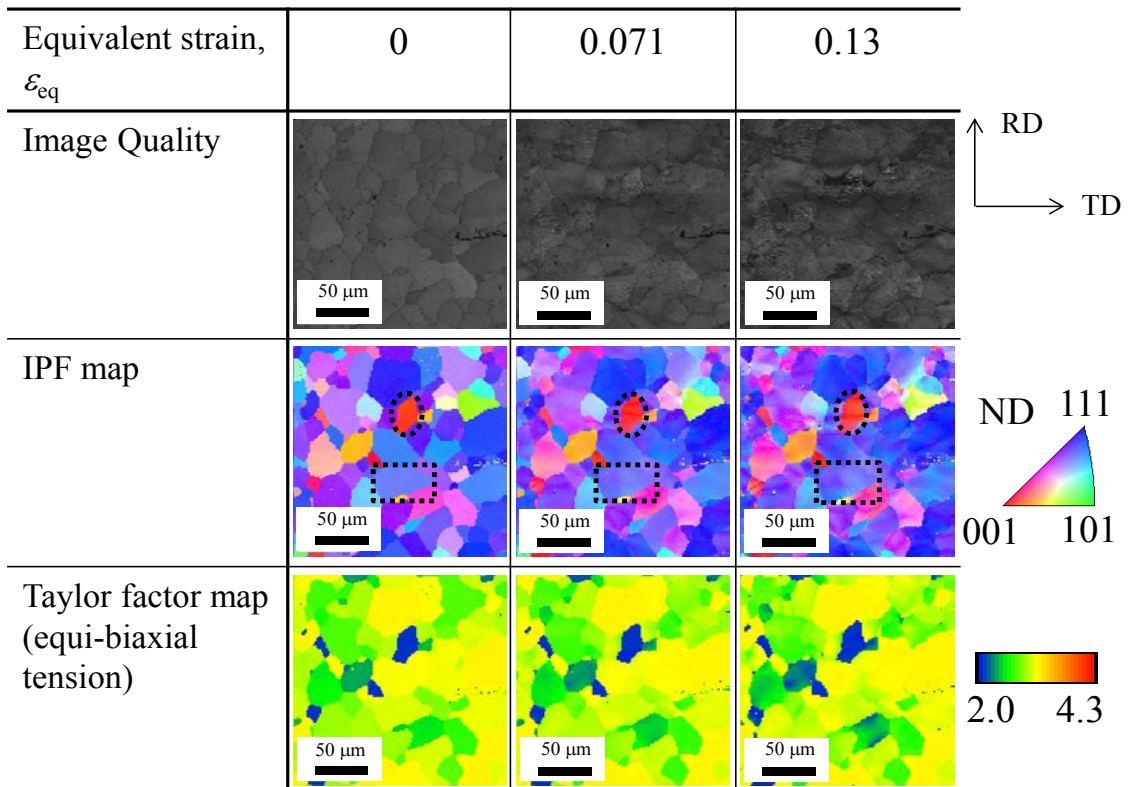


Fig. 5-7 SEI, IPF and Taylor factor maps of Material A for $\beta = 1.0$.

前述の方法で、材料CおよびDの変形前のマイクロ組織を用いて得られたTaylor factorマップをFig. 5-8に示す。Fig. 5-6およびFig. 5-7と同様に、両方の材料において、 $\beta = 0.0$ の場合には2.0程度の小さい値と4.0以上の大きな値を持つ結晶粒が混在するが、 $\beta = 1.0$ の場合に2.0~3.0程度の値を持つ結晶粒のみが存在することが確認できる。結晶粒間の変形抵抗の大きな違いにより不均一な変形が発生すると推定され、 $\beta = 0.0$ の場合に $\beta = 1.0$ よりも表面荒れの発達が起こりやすい可能性がある。また、材料Dにおいては、 $\beta = 0.0$ の場合も3.0程度の中間的なTaylor factorの値をもつ結晶粒が多い傾向がある。その結果、隣接する結晶粒間での変形抵抗の違いは材料C(IF鋼)よりも材料D(アルミキルド鋼)の場合に小さくなると推定される。そのため、材料Dにおいては、 $\beta = 0.0$ の場合と、 $\beta = 1.0$ の場合の表面荒れの発達の差異が小さくなる可能性がある。

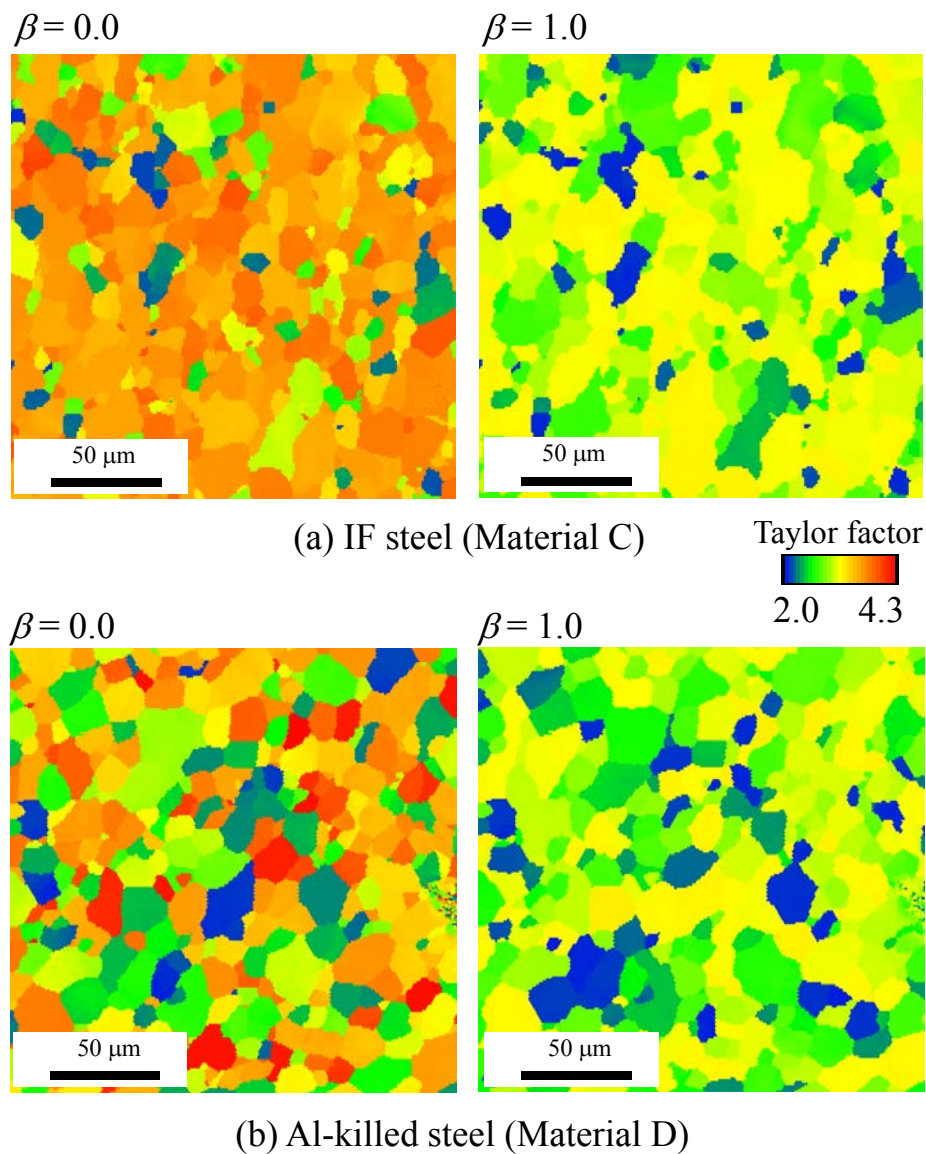


Fig. 5-8 Comparison of Taylor factor maps of material C and D between $\beta = 0.0$ and $\beta = 1.0$ at a strain of 0.0.

5.4 考察

前述のように，材料に付与されるひずみ比とマイクロ組織の相互影響によって，表面荒れの発達挙動が変化することが実験的に得られた．ここでは，表面荒れ発達に対する結晶方位分布の影響をCPFEAによって数値的に分析する．CPFEAを使用した表面荒れの数値解析を行う前に，まず基礎的な実験とそのCPFEA結果の比較により，本研究で使用するCPFEAモデルの信頼性を検証する．

5.4.1 CPFEA モデル

本研究では，それぞれのすべり系のすべり速度を表現するために，BCC金属のひずみ速度依存型の結晶塑性モデル²⁵⁾を用いた．考慮したすべり系は，12の $\{110\} \langle 111 \rangle$ および12の $\{112\} \langle 111 \rangle$ の計24すべり系を考慮した²⁴⁾．基準のひずみ速度とひずみ速度依存性のパラメータはそれぞれ $\dot{\gamma}_0 = 0.002 \text{ s}^{-1}$ および $m = 0.02$ とした．モデルの詳細はHamaらの先行研究^{26), 27)}に詳述している．

5.4.2 CPFEA 結果の信頼性の検証

結晶粒間の変形抵抗差および結晶粒内の方位変化が表面荒れの発達にそれぞれ影響を与えることが示唆されたことから，最初に応力-ひずみ関係のCPFEAによる再現精度について検証を行った．応力-ひずみ関係は，フェライト系単結晶板の単純せん断変形で取得した．単結晶板の作成と単純せん断試験の実験は，文献24)に詳述されている方法により行い，結晶方位の異なる3種類の単結晶サンプルを使用して試験を行った．Table 5-2に本研究で利用したサンプルの結晶方位を示す．解析には，1要素から構成される8節点ソリッド要素を採用した²⁷⁾．解析は文献27)に詳述されている方法に従い実施した．単結晶材料の作成方法は文献24)に従ったため，この研究では文献24)に報告されている材料パラメータを使用した．

Table 5-2 Euler angles (Bunge's law) of single crystal specimens (unit: degree)

Orientation No.	ϕ_1	Φ	ϕ_2
1	211.4	88.6	164.9
2	106.3	100.4	64.7
3	45.4	87.3	254.9

Table 5-2に示す3つの単結晶方位の試験片を用いて得られた応力-ひずみ関係について、実験と解析の比較をFig. 5-9に示す。解析によって得られた応力値は、実験の応力値と比べて若干大きいですが、定性的に解析結果は実験結果と一致するという結果が得られた。

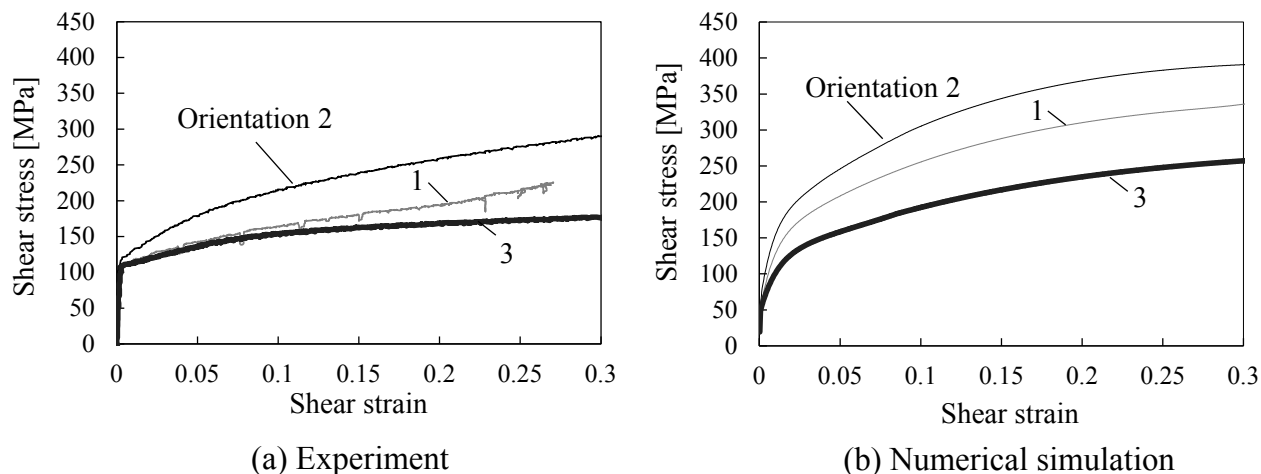


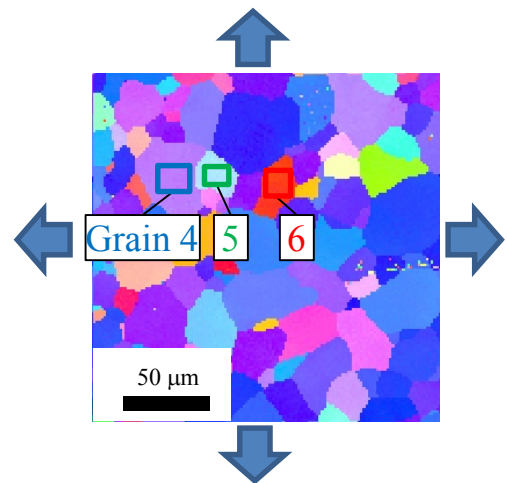
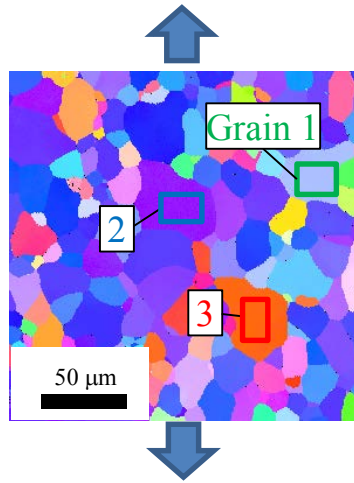
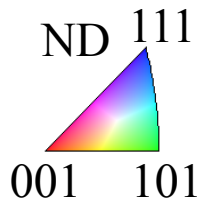
Fig. 5-9 (a) Experimental and (b) numerical results of shear stress-shear strain curves obtained under simple shear of single crystals.

つぎに、材料Aの2軸引張時の結晶方位変化について予測精度の検証を行った。Fig. 5-6およびFig. 5-7に示す実験結果を用いて、結晶方位の変化を測定した。Fig. 5-10に示すIPFマップは、Fig. 5-6およびFig. 5-7の変形前におけるマップと同じである。 $\beta = 0.0$ の条件では相当塑性ひずみで0.14までの結晶粒1, 2, 3の方位変化と、 $\beta = 1.0$ の条件では相当塑性ひずみで0.13までの結晶粒4, 5, 6の方位変化をそれぞれ測定した。この結果をFig. 5-10の下部に示す。

解析では、Fig. 5-10に示す200 μm 四方のIPFマップをそれぞれモデル化した。これらの解析モデルは、各辺の長さが2 μm 立方体のソリッド要素10,000個で構成し、厚さが2 μm で、厚さ方向 (z : ND) には1要素のモデルである。所定のひずみ比が実現されるように、解析モデルの端辺に変位境界条件を割り当て、図中の結晶粒1~6の2軸引張時の結晶方位変化を追跡した。結晶方位変化の実験値と計算値の比較をFig. 5-10の下部の図に示す。結晶方位変化は、実験結果と解析結果が良好に一致していることが確認できる。

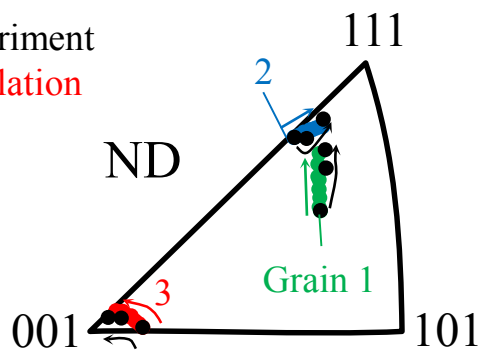
これらの実験結果と解析結果の比較から、結晶粒の変形抵抗の大小と結晶方位変化が重要であると想定される表面荒れの発達に関する数値解析において、本研究で使用したCPFEAモデルが信頼できると結論づけることができる。

IPF map

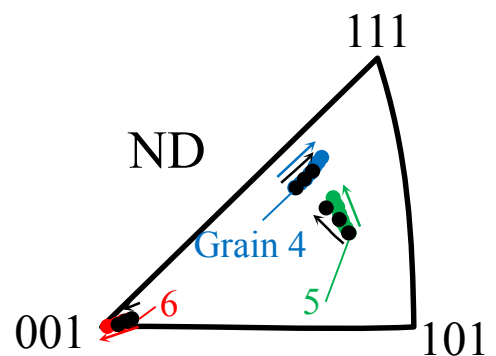


Crystal orientation change

Black: Experiment
 Color: Simulation



(a) $\beta = 0.0$



(b) $\beta = 1.0$

Fig. 5-10 Variations of crystal orientation during biaxial tension for (a) $\beta = 0.0$ and (b) $\beta = 1.0$.

5.4.3 CPFEA による鋼板の表面荒れ発達の数値解析

2軸引張変形での表面荒れ発達に対する結晶方位分布の影響を明確にするため、前述のCPFEAモデルを用いた数値解析を行った。表面荒れの数値解析モデルをFig. 5-11に示す。計算領域は縦方向(x : RD)150 μm 、横方向(z : ND)46 μm 、深さ方向(y : TD)6 μm と設定した。本数値解析モデルは、各辺の長さが2 μm 立方体のソリッド要素約5,000個で構成されている。

計算は以下の境界条件で行った。Fig. 5-10の場合と同様に、Fig. 5-12に示す結晶方位の分布は、材料CのRD-ND断面での結晶方位分布を離散化して作成した。左の y - z 面を x 方向に拘束し、 x 方向の変位を右の y - z 面に与えた。さらに、前方の x - z 面を y 方向に拘束し、 y 方向の変位を裏面の x - z 面に与えた。所定のひずみ比となるように、 x および y 方向の変位量を設定した。モデル底部の x - y 面は z 方向に拘束し、上面の自由表面の形状を用いて、表面荒れの大きさを P_a で評価した。

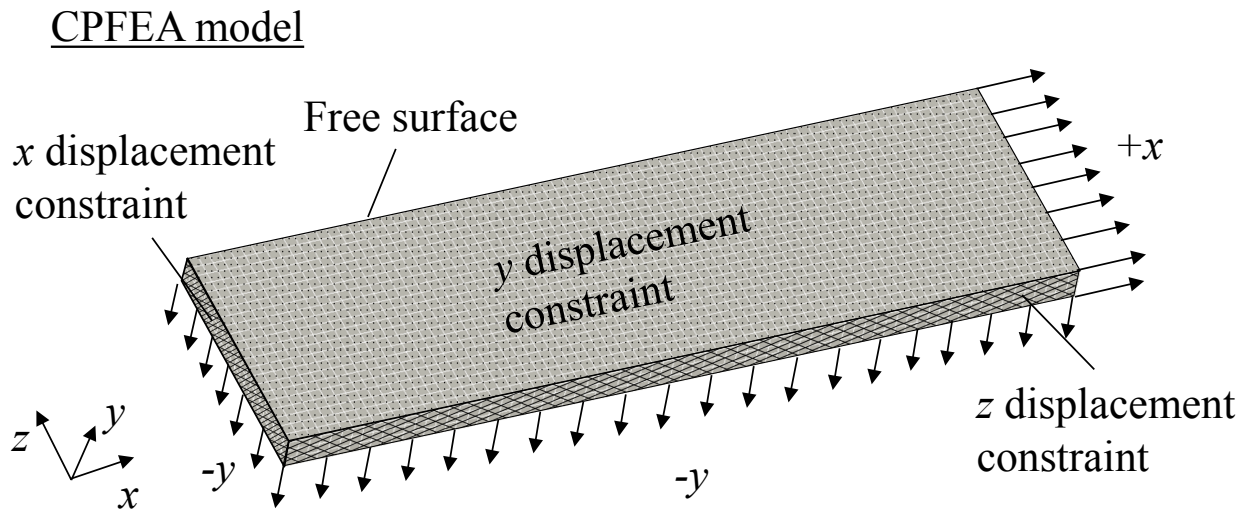


Fig. 5-11 Finite-element model for simulation of biaxial stretching.

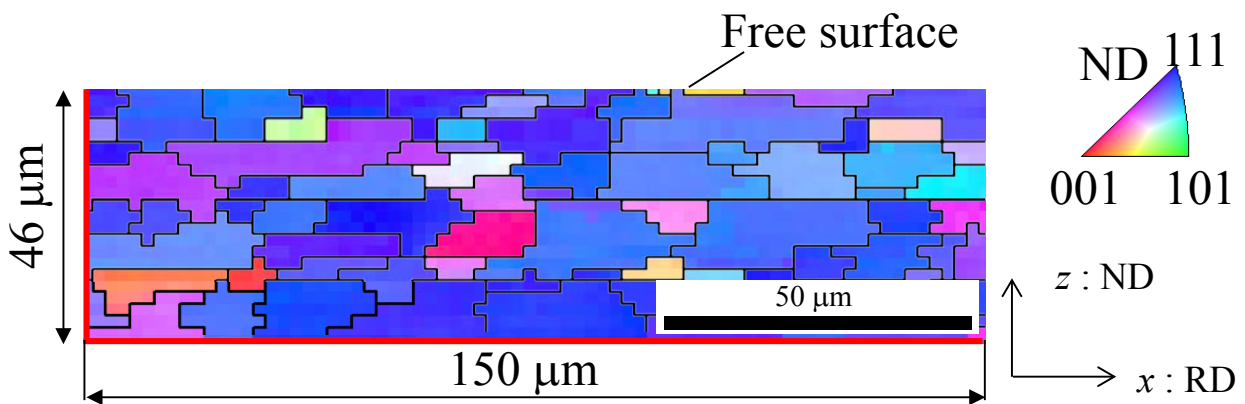


Fig. 5-12 Initial crystal orientations embedded into finite-element model shown in Fig. 5-11.

Fig. 5-13に $\beta = 0.0$ および $\beta = 1.0$ の、相当塑性ひずみ0.2における解析結果を示す。この図では、表面形状だけでなく、実験では可視化できないRD-ND断面でのひずみ分布を分析することができる。大きな塑性ひずみは、**Fig. 5-12**に示す $\{001\}$ 近傍方位を持つ粒子に近い位置で発生していることがわかる。また、結晶方位の差が大きい場所で、厚さ方向に帯状に不均一な変形が観察される。さらに、結晶方位の差が大きい図の左側において、より顕著な不均一変形が発生することを示している。これら結果から、表面性状は表面付近および内層の結晶粒の不均一変形の影響を受けることが理解できる。図には、式(5-2)から算出した表面荒れを示すパラメータ P_a を併記している。 $\beta = 0.0$ の場合に P_a は $0.6 \mu\text{m}$ で、 $\beta = 1.0$ の場合には $0.2 \mu\text{m}$ である。これは、 $\beta = 1.0$ の場合よりも、 $\beta = 0.0$ の場合に相当塑性ひずみの局所化が顕著であるためと推定される。

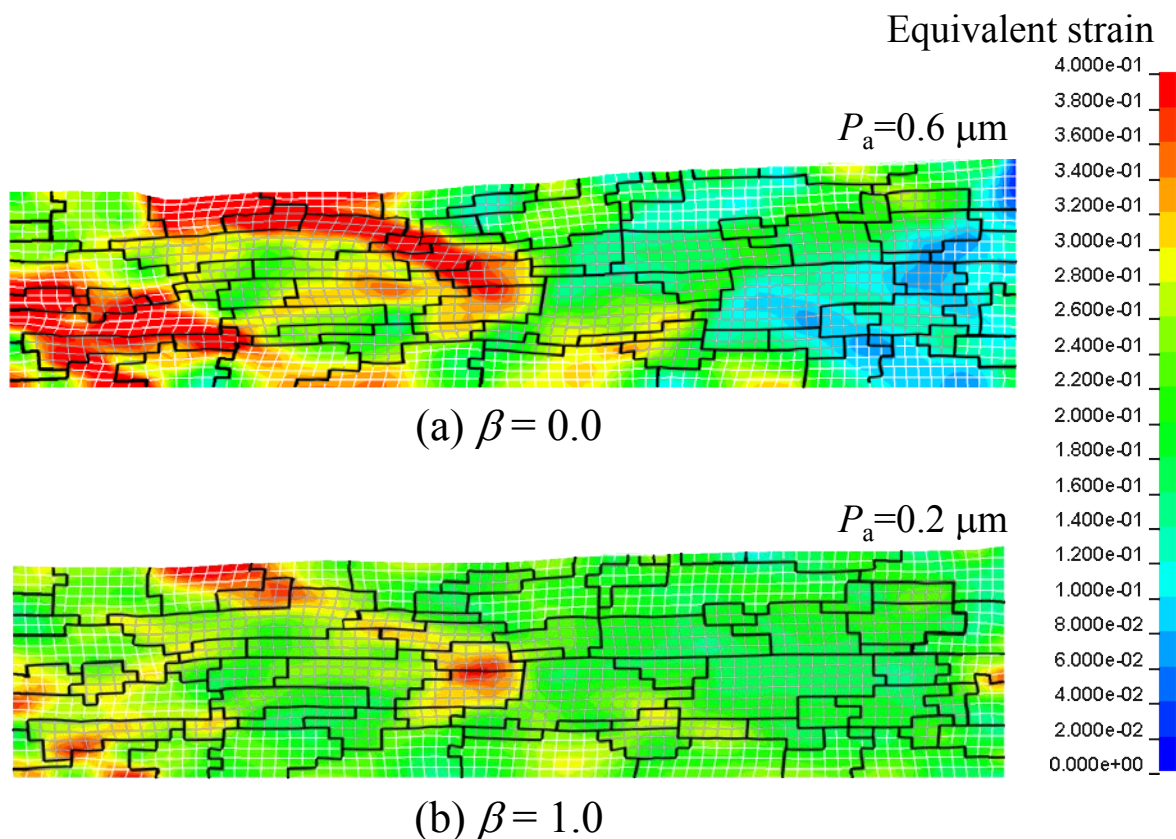


Fig. 5-13 Simulation results of equivalent strain distribution at mean equivalent strain of 0.2 for (a) $\beta = 0.0$ and (b) $\beta = 1.0$.

Fig. 5-14には、変形前のRD-ND断面において、 $\beta = 0.0$ と $\beta = 1.0$ をそれぞれ仮定し計算したTaylor factorマップを比較して示す。**Fig. 5-13**に示した塑性ひずみの集中とTaylor factorが低い箇所との一致が確認できる。**Fig. 5-8**で示した傾向と同様に、 $\beta = 0.0$ の場合はTaylor factorの値が広範囲に分布するが、 $\beta = 1.0$ の場合は狭い範囲にのみ分布する。そのため、 $\beta = 0.0$ の場合に、 $\beta = 1.0$ の場合よりも結晶粒間でのTaylor factorの値の差が大きくなる。たとえば、**Fig. 5-14**に示す結晶粒AとBの間のTaylor factorの差は粒界近傍において、 $\beta = 0.0$ の場合は0.63、 $\beta = 1.0$ の場合は0.17である。**Fig. 5-13**に示したひずみの集中のひずみ比による差異は、隣接する結晶粒間の変形抵抗の差から生じるものと考えられる。この結果は、多結晶体の不均一な変形は、初期結晶方位²⁰⁾だけでなく、ひずみ比による影響を受けることを示している。

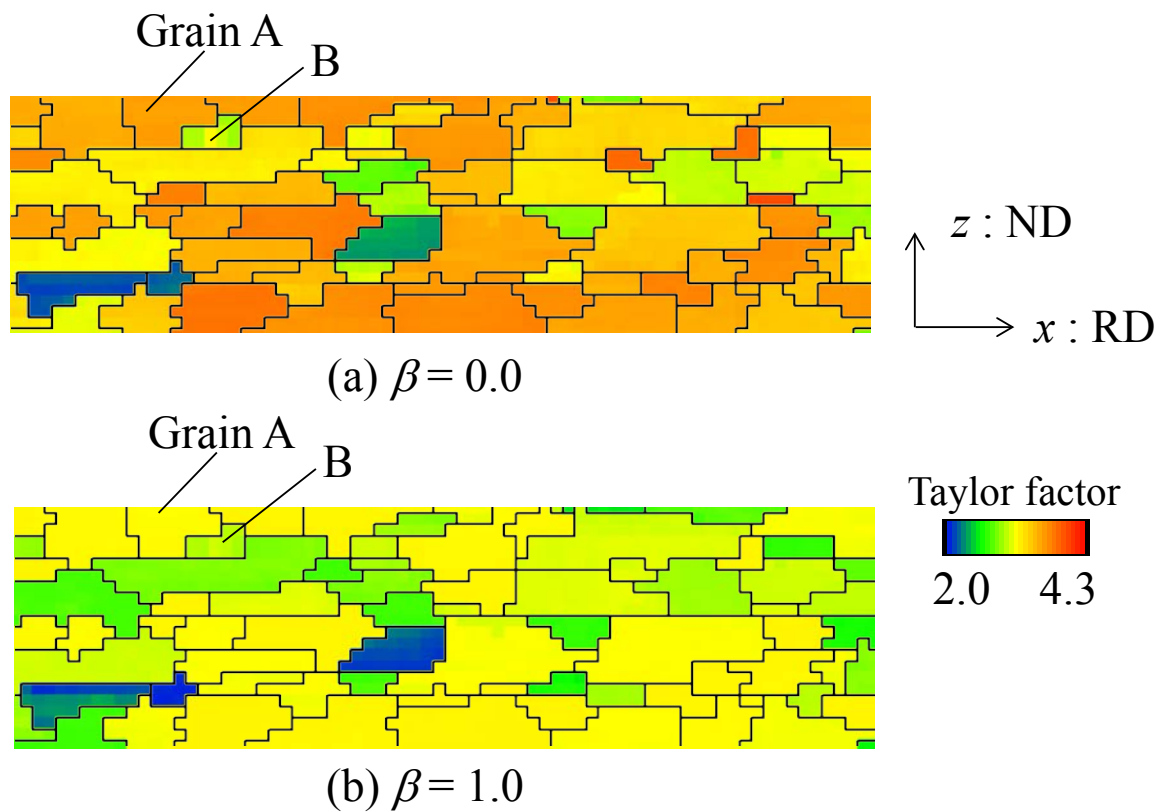


Fig. 5-14 Comparison of Taylor factor maps between $\beta = 0.0$ and $\beta = 1.0$ at the initial state.

Fig. 5-15に、実験と解析によって得られた2軸引張による P_a の変化を比較して示す。実験においては、変形前の表面は平らではないが、解析においては完全に平らである。これら初期状態の影響を除外して比較するため、初期値からの P_a の増加量に関し比較を行った。CPFEAモデルによる計算結果は、定性的にも定量的にも実験結果と良好に一致する結果が得られた。

なお、パラメータ P_a は、Fig. 5-10に示す解析モデルによっても評価したが、この解析から計算された表面荒れは実際のものよりもはるかに小さく、 P_a の値は、Fig. 5-13に示したものよりも約10倍小さい結果であった。この結果が示すように、CPFEAによって表面荒れの大きさを評価するときは、厚さ方向の結晶方位分布を考慮する必要がある。

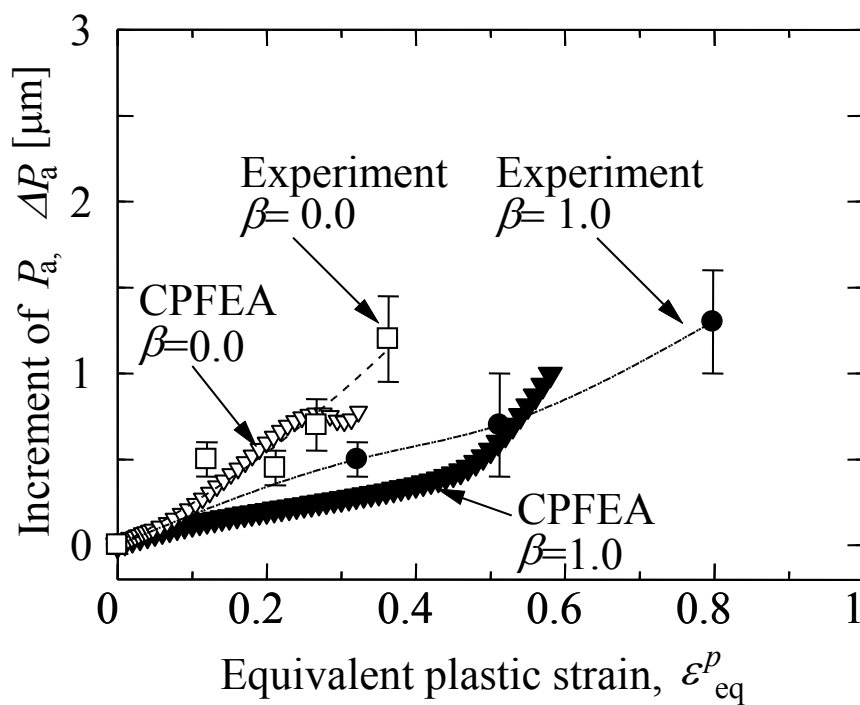


Fig. 5-15 Evolutions of surface roughness obtained by CPFEA in comparison with experimental results for material C.

前章では、表層の結晶粒だけでなく、表面付近の内部の結晶粒も表面荒れの発達に対して影響を及ぼすことを実験的に示した。つまり、板表面付近の結晶方位によって決まる結晶粒ごとの変形抵抗の差が表面荒れの発達に影響を及ぼしている。ここから、表層付近の結晶方位が比較的近く、変形抵抗差が小さい材料であれば、表面荒れの発達を抑制できる可能性が考えられる。これを数値解析上で、検証するため、**Fig. 5-16**に示すような想像上の結晶方位分布を持つ鋼板について、数値解析を行った。結晶粒の分布と形状は**Fig. 5-12**に示す実際の鋼板と同じであるが、表層付近、つまり表面を起点として第1層から第5層までの結晶粒の結晶方位差が小さく、 $\{111\}$ 方位から $\pm 10^\circ$ 以内である方位をランダムに割り当てた。

この仮想材料の数値解析結果を**Fig. 5-17**に示す。 $\beta = 1.0$ の場合よりも $\beta = 0.0$ の場合に表面荒れの発達が大きい、**Fig. 5-13(a)**と比べると大幅に低減されていることがわかる。 $\beta = 1.0$ の場合は、**Fig. 5-13**と比べ P_a はほとんど変化しないが、 $0.2 \mu\text{m}$ という低い値で維持され、不均一変形の発生は抑制されている。 $\beta = 0.0$ の場合は、 P_a は $0.6 \mu\text{m}$ から $0.4 \mu\text{m}$ に低減され、不均一変形の発生も抑制されている。これらの結果から確認できるように、結晶方位差に起因する結晶粒間の変形抵抗の差は、表面荒れの発達に大きな影響を及ぼしている。プレス成形時の表面荒れの発達を抑制し、優れた成形性を備えた材料を実現するためには、結晶粒間の変形抵抗の差を低減し、不均一変形を抑制することが必要であると考えられる。

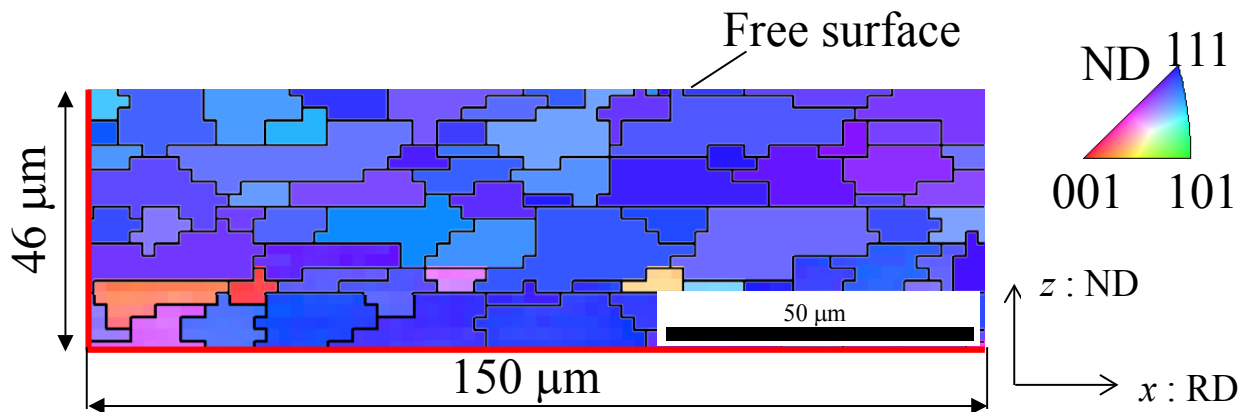


Fig. 5-16 Imagined distribution of crystal orientations used in CPFEA.

Orientations of all grains in superficial layers are assumed to be within ± 10 degrees from the orientation ND $\{111\}$.

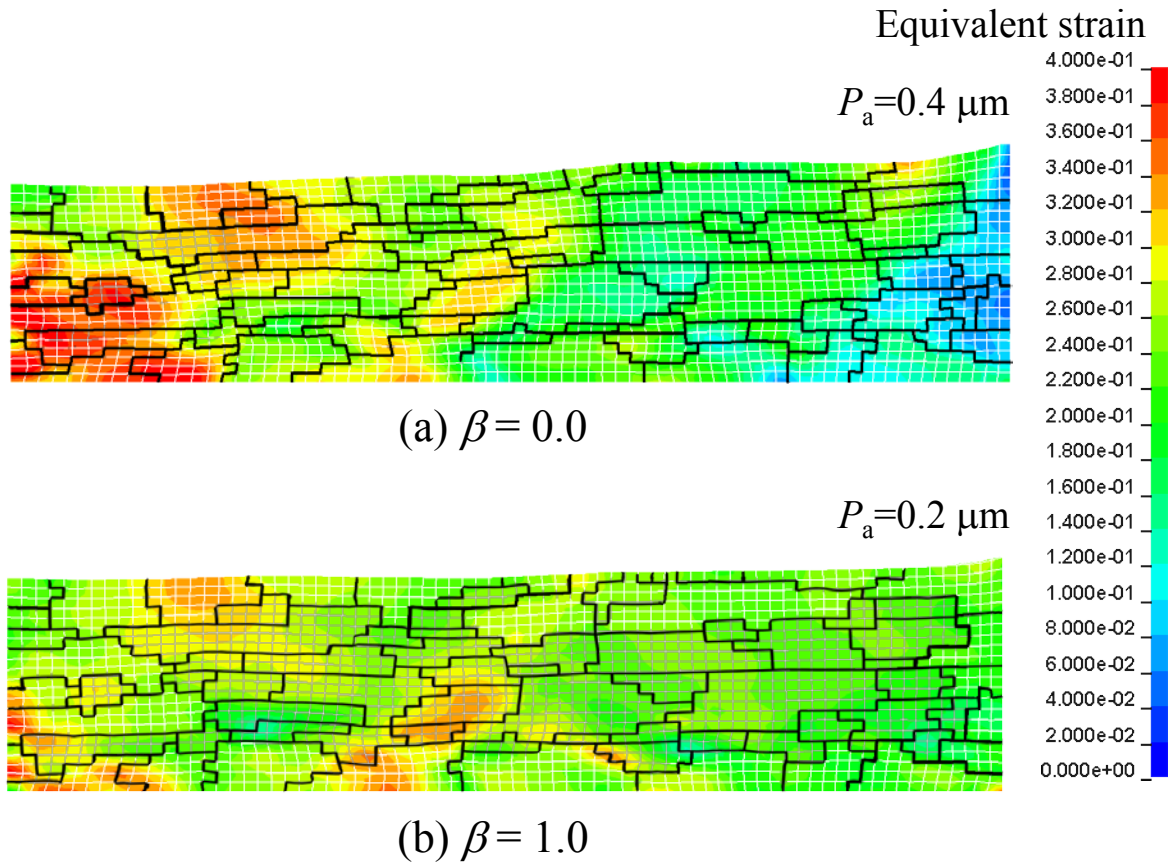


Fig. 5-17 Simulation results of equivalent strain distribution at mean equivalent strain of 0.2 for (a) $\beta = 0.0$ and (b) $\beta = 1.0$, using the imagined distribution of crystal orientations of Fig. 5-16.

5.5 結言

本研究では、IF鋼板の2軸引張での表面荒れ発達に対するひずみ比の影響を調査した。結晶粒径が同等のIF鋼板とアルミキルド鋼板を用い、平面ひずみ引張および等2軸引張変形での表面荒れの発達とマイクロ組織変化を、マクロスケールの成形試験とマイクロスケールでの変形のその場観察試験で調査した。さらに、結晶塑性有限要素解析(CPFEA)を用いて、表面荒れの発達への結晶方位分布の影響について考察した。得られた結果を以下に要約する。

- (1) 塑性ひずみの増加に伴い表面荒れは増加する。アルミキルド鋼板においては、表面荒れの発達挙動へのひずみ比依存性はほとんど見られないが、IF鋼板においては、ひずみ比依存性が見られた。IF鋼板の場合、表面荒れは等2軸引張よりも平面ひずみ引張変形で急激に発達する。
- (2) IF鋼板では、等2軸引張よりも平面ひずみ引張条件で、変形によって結晶粒内での結晶方位差がより急速に発生する。Taylor factorの分布から、平面ひずみ引張において、結晶粒間の変形抵抗の差が等2軸引張よりも大きいことが推測される。これにより、平面ひずみ引張において不均一な変形がより発生しやすく、結果的に等2軸引張よりも平面ひずみ引張で表面荒れの発達がより大きくなると考えられる。一方、アルミキルド鋼板の場合、平面ひずみ引張における結晶粒間の変形抵抗の差はIF鋼よりも小さいことが推定される。
- (3) 結晶方位分布と形状を考慮することで、実験で見られたマイクロ組織における不均一変形の発生がCPFEAで再現でき、得られた表面荒れの発達の解析結果は実験結果と良好に一致した。さらに、結晶方位差に起因する結晶粒間の変形抵抗の差が表面荒れの発達に大きな影響を及ぼすことが解析からも確認された。

参考文献

- 1) 薄鋼板成形技術研究会編:プレス成形難易ハンドブック第4版, 日刊工業新聞社, (2017), pp.161.
- 2) 角山浩三, 今中誠, 古川九州男, 岸田朗, 山田恭裕:“塗装後の鮮映性に及ぼす鋼板表面粗度の影響”, 鉄と鋼, Vol.75, No.11, (1989), pp.2090-2097.
- 3) 櫻井理孝, 稲垣淳一, 山下正明:“合金化溶融亜鉛めつき鋼板の塗装後鮮映性に及ぼす表面形状の影響”, 鉄と鋼, Vol.89, No.1, (2003), pp.18-22.
- 4) 小林徳夫, 村田庫一, 石垣秀生:“自動車車体外板プレス成形における破断部変形状態(第1報)”, 塑性と加工, Vol.10, Vol.106, (1969), pp.793-800.
- 5) 神崎史暁, 伊藤庸:“極低炭素鋼冷延リムド鋼板の張り出し性におよぼす集合組織, 結晶粒度の影響”, 鉄と鋼, Vol.51, No.11, (1965), pp.2142-2144.
- 6) 石垣秀生:“薄鋼板の変形限界およびはだ荒れの成長挙動”, トヨタ技術, Vol.25, No.1, (1975), pp.64-78.
- 7) 河合望, 中村保, 鵜飼雄治郎:“塑性変形に伴う多結晶金属板の表面構造変化”, 日本機械学会論文集 C 編, Vol.51, No.468, (1985), pp.2100-2108.
- 8) 福田正成, 山口克彦, 高倉章雄, 坂野保昭:“薄板成形における自由表面のあれ”, 塑性と加工, Vol.15, No.167, (1974), pp.994-1002.
- 9) K. Osakada and M. Oyane: “On the roughening of free surface in deformation processes”, Bulletin of the JSME, Vol.14, No.68, (1971), pp.171-177.
- 10) N. Takakura, K. Yamaguchi, and M. Fukuda: “Improvement of the Forming Limit of Sheet Metals by Removal of Surface Roughening with Plastic Strain”, The Japan Society of Mechanical Engineers, Vol.30, No.270, (1987), pp.2034-2039.
- 11) W. Tong, L.G. Hector, Jr., H. Weiland, and L.F. Wieserman: “IN-SITU SURFACE CHARACTERIZATION OF A BINARY ALUMINUM ALLOY DURING TENSILE DEFORMATION”, Scripta Materialia, Vol.36, No.11, (1997), pp.1339-1344.
- 12) Y. Z. Dai and F. P. Chiang: “On the Mechanism of Plastic Deformation Induced Surface Roughness”, J. Eng. Mater. Technol, Vol.114, No.4, (1992), pp.432-438.
- 13) S. W. Banovic and T. Foecke: “Evolution of Strain-Induced Microstructure and Texture in Commercial Aluminum Sheet under Balanced Biaxial Stretching”, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.34, (2003), pp.657-671.
- 14) K. Yamaguchi and P. B. Mellor: “Thickness and grain size dependence of limit strains in sheet metal stretching”, International Journal of Mechanical Sciences, Vol.18, Issue 2, (1976), pp.85-90.
- 15) 木村謙, 広瀬智史, 潮田浩作, 秦野正治, 高橋明彦:“強い{111}<112>集合組織をもった高純度フェライト系ステンレス鋼の深絞り成形時の肌荒れ発生機構”, 日本金属学会誌, Vol.77, No.10, (2013), pp.440-447.
- 16) P. S. Lee, H. R. Piehler, B. L. Adams, G. Jarvis, H. Hampel, and A. D. Rollett: “Influence of surface texture on orange peel in aluminum”, Journal of Materials Processing Technology, Vol.80, No.81, (1998), pp.315-319.

- 17) P. D. Wu, D. J. Lloyd, A. Bosland, H. Jin, and S. R. MacEwen: “Analysis of roping in AA6111 automotive sheet”, *Acta Materialia*, Vol.51, (2003), pp.1945-1957.
- 18) Y. Shi, P.Z. Zhao, H. Jin, P. D. Wu, and D.J. Lloyd: “Analysis of Surface Roughening in AA6111 Automotive Sheet Under Pure Bending”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.47, (2016), pp.949-960.
- 19) 高橋学: “薄板技術の 100 年—自動車産業と共に歩んだ薄鋼板と製造技術—”, *鉄と鋼*, Vol.100, No.1, (2014), pp.82-93.
- 20) M. Kubo, Y. Nakazawa, T.Hama, and H. Takuda: “Effect of Microstructure on Surface Roughening in Stretch Forming of Steel Sheets”, *ISIJ International*, Vol.57, No.12, (2017), pp.2185-2193.
- 21) Z. Marciniak and K. Kuczynski: “Limit Strains in the Processes of Stretch-Forming Sheet Metal”, *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol.9, (1967), pp.609-620.
- 22) M. Kubo, H. Yoshida, A. Uenishi, S. Suzuki, Y. Nakazawa, T. Hama, and H. Takuda: “Development of Biaxial Tensile Test System for In-situ Scanning Electron Microscope and Electron Backscatter Diffraction Analysis”, *ISIJ International*, Vol.56, No.4, (2016), pp.669-677.
- 23) M. Kubo, Y. Nakazawa, H. Yoshida, S. Yonemura, T. Hama, and H. Takuda: “Effect of Microstructure Variation on Differential Hardening Behavior of Steel Sheets under Biaxial Tensile State”, *ISIJ International*, Vol.56, No.12, (2016), pp.2259-2266.
- 24) A. Uenishi, E. Isogai, N. Sugiura, Y. Ikematsu, M. Sugiyama, and S. Hiwatashi: “Crystal Plasticity Analysis of Work Hardening Behavior at Large Strains in Ferritic Single Crystal”, *Nippon Steel technical report*, No.102, (2013), pp.57-62.
- 25) R. J. Asaro and A. Needleman: “TEXTURE DEVELOPMENT AND STRAIN HARDENING IN RATE DEPENDENT POLYCRYSTALS”, *Acta metalia*, Vol.33, No.6, (1985), pp.923-953.
- 26) T. Hama and H Takuda: “Crystal-plasticity finite-element analysis of inelastic behavior during unloading in a magnesium alloy sheet”, *International Journal of Plasticity*, Vol.27, (2011), pp.1072-1092.
- 27) T. Hama, K. Kojima, M. Kubo, H. Fujimoto, and H. Takuda: “Crystal plasticity finite-element simulation on development of dislocation structures in BCC ferritic single crystals”, *ISIJ International*, Vol.57, No.5, (2017), pp. 866-874.
- 28) ISO 3274: 1996. Geometrical Product Specifications (GPS) – Surface texture: Profile method – Nominal characteristics of contact (stylus) instruments.
- 29) 黒田寿紀, 近藤春樹: “電解研磨による微小形状の変化”, *精密機械*, Vol.XXII, No.2, (1955), pp.54-56.
- 30) G. I. Taylor: “Plastic strain in metals”, *Journal of Institute of Metals*, Vol.62, (1938), pp.307-324.
- 31) J. Jiang, T. B. Britton and A. J. Wilkinson: “The orientation and strain dependence of dislocation structure evolution in monotonically deformed polycrystalline copper”, *International Journal of Plasticity*, Vol.69, (2015), pp.102-117.

第6章 {001}結晶方位低減による極低炭素鋼板の耐表面荒れ性の向上

6.1 緒言

前章までに述べてきたように、比較的大きな多軸引張の塑性ひずみが板材に付与される場合、製品表面の粗さが急増し、外観を悪化させる「表面荒れ」^{1), 2)}が課題となる。塗装後の鮮鋭性を担保し、良好な製品を得るためには成形時の表面粗さの発達を抑制する必要がある^{3), 4)}。

表面荒れ克服を目的として、1960年代から多くの研究がなされてきた。それらを以下に要約する。多くの研究者によって、板材の成形試験で巨視的な表面荒れ発達が実験的に調査されている^{2), 5)-10)}。また、SEM/EBSDを用いたマイクロ組織観察と結晶塑性解析等を活用し、表面荒れに及ぼす微視的な組織影響が調査されている^{5), 11)-16)}。その中で表面荒れに影響を及ぼす因子として、加工因子と材料因子の両方が報告されている。表面荒れに影響を及ぼす加工因子としては主に塑性ひずみ量^{6)-11), 13)}が挙げられている。塑性ひずみ量の増大に伴い表面荒れが増加するなどの成形不良が発生する¹⁾ため、プレス成形プロセスにおいて塑性ひずみ量を可能な限り低減する必要がある。一方、材料因子として主に結晶粒径の影響^{6)-8), 11)}が挙げられ、種々の金属板で多くの知見が得られている。成形品の表面性状の改善のためには、加工条件および材料面の両方が重要である。

成形性に優れた材料として、極低炭素 IF (Interstitial Free) 鋼板が現在幅広く自動車の外板に用いられている^{1), 17)-19)}。IF 鋼板は、Ti や Nb を添加し鋼中の C, N を析出固定したもので、高いランクフォード値 (r 値) を示し、深絞り成形性に優れている¹⁷⁾⁻¹⁹⁾。IF 鋼板の r 値は、板面に {111} 集合組織が発達するほど高くなることが知られており、 r 値を向上させるための研究が多くなされてきた¹⁷⁾⁻²⁸⁾。例えば、潤滑剤を使用した熱間圧延を経ることにより強い {111} 集合組織を発達させ、平均 r 値 2.9 という非常に高い絞り成形性を持つ IF 鋼板が製造できることが報告されている²¹⁾。しかしながら、IF 鋼板の研究は、主に r 値、伸びの特性向上²⁰⁾⁻²⁴⁾、そのためのマイクロ組織制御²⁵⁾⁻³¹⁾を目的にしたものが多く、成形時の耐表面荒れ性について着目した研究は著者の知る限りにおいては無い。また、近年適用が拡大しつつある外板用高強度鋼板に関しては、成形時の表面荒れとマイクロ組織の関係についての知見が不足している。

鋭い稜線をもつ自動車外板パネルにおける表面品質を向上させるためには、外板材料として広く普及している IF 鋼のプレス加工時の表面荒れの発達挙動を明らかにする必要があると考える。これまでの一連の研究^{5), 32)-34)}で、第2章においては SEM (Scanning Electron Microscope)/EBSD (Electron Back-Scatter Diffraction pattern) 分析を用い 2 軸引張変形時のマイクロ組織変化をその場観察する手法を開発し、第3章以降で表面荒れに及ぼす材料因子と加工因子の複合的な影響を調査してきた。高強度 IF 鋼板も対象とし、加工によるマイクロ組織の変化を観察した。その結果、{001} 方位を持つ結晶粒と他結晶粒との間での不均一な変形が表面荒れの発達(第4, 5章)だけではなく、材料の加工硬化挙動(第3章)にも影響することを明らかにした。さらに第5章において、塑性ひずみ量以外の加工因子である変形様式、すなわち最大主ひずみと最小主ひずみの比、が表面荒れに及ぼす影響について調査した。IF 鋼とアルミキルド鋼を用いて、種々の変形様式における SEM/EBSD によるマイクロ組織変化のその場観察を行った結果、IF 鋼はアルミキルド鋼に比べて、表面荒れ発達の変形様式依存性が大きいことがわかった。その一因として、集合組織が発達している IF 鋼では結晶粒間の強度差の変形様式依存性が大きいことを見出した³⁴⁾。

ここまでの検討においては、材料特性が種々異なる材料が用いられており、個々の材料特性の影響については必ずしも分離できていない。また、表面荒れの増大に影響すると示唆されている $\{001\}$ 近傍方位を低減することによる耐表面荒れ性の改善効果は未検証である。そこで本章では、個々の材料特性の影響を分離して検討するとともに、 $\{001\}$ 近傍方位を持つ結晶粒と他結晶粒間の強度差の変形様式依存性が表面荒れに及ぼす影響を検証した。さらに、加工時の耐表面荒れ性に優れた高強度鋼を製造するための熱処理条件を検討し、得られた材料の成形試験を行いその効果を検証した。

6.2 実験方法

6.2.1 供試材

本研究で用いた材料の化学組成を **Table 6-1** に示す。マイクロ組織と機械的特性を変化させるため、C, Mn および P 量を変化させた化学組成を有する Ti および Nb 添加極低炭素鋼を実験用真空溶解炉で溶製した。その後、熱間鍛造により板厚 20 mm の鋼材とした。Fig. 6-1 に示すように、その鋼材を 1250°C で 1800 秒加熱した後、圧延終了温度が 900°C 以上となる条件で板厚 4mm まで熱間圧延した。熱間圧延後、鋼板を水スプレーで 680°C まで冷却し、その温度から 20°C/h の冷却速度で室温まで徐冷した。続いて、熱延板の表裏面を 0.5 mm ずつ面削したのち、圧下率 75% で板厚 0.75 mm まで冷間圧延した。集合組織および結晶粒径を変化させるため、冷延板を Ar 雰囲気下で 760 から 815°C の範囲で、60 または 120 秒間の等温焼鈍を施した。

Table 6-1 Chemical compositions of materials (mass%)

Material	C	Si	Mn	P	S	sol. Al	N	Ti	Nb
A	0.003	0.02	0.1	0.02	0.003	0.04	0.003	0.01	0.02
B	0.008	0.02	0.1	0.1	0.004	0.04	0.003	0.04	0.07
C	0.008	0.02	1.5	0.1	0.004	0.04	0.004	0.07	0.03

Slab reheating

1250°C, 1800 s

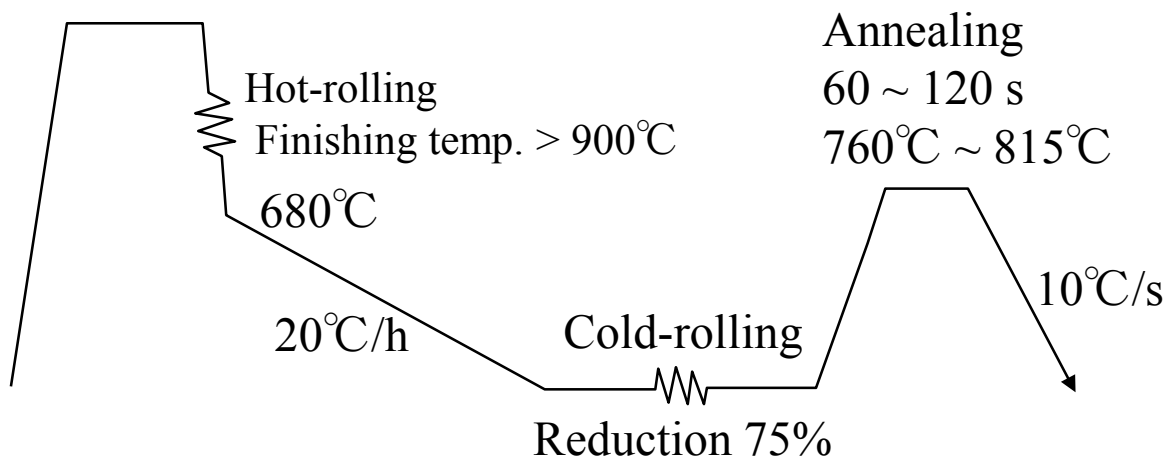


Fig. 6-1 Schematic illustration of hot-rolling, cold-rolling and annealing conditions.

Fig. 6-2 に得られた板材のマイクロ結晶組織を示す。EBSD 観察により得られた、表面から 0.1 mm の位置における逆極点図(IPF)マップである。 d は求積法で算出した平均結晶粒径である。鋼材の結晶粒径と集合組織が異なる A 材, B 材, C 材を供試材として用いた。それぞれの熱処理条件において、板面における 400 μm 四方の EBSD 観察視野から得られた、平均結晶粒径 d , 最大結晶粒径, 結晶粒径の標準偏差, および法線方向 (ND) に $\{001\}$ から 20° 以内の結晶方位を持つ結晶粒が全体視野に占める割合 $A_{\{001\}}$ を **Table 6-2** に示す。

Table 6-3 に引張試験 (JIS5 号試験片) から得られた各板材の機械的特性を示す。 n 値は、塑性ひずみが 0.05 から 0.15 の範囲での、Swift の加工硬化則³⁵⁾によるものであり、 r 値は塑性ひずみ 0.15 で計測したものである。

これらの板材は、表面荒れへの結晶粒径、 $\{001\}$ 方位、および機械的特性の影響をそれぞれ分離できるように作成したものである。 A 材は、 $\{001\}$ 方位が少なく、最も低強度で n 値が高い特徴がある。 A-1 材と A-2 材は、平均結晶粒径は異なっているが、 $\{001\}$ 方位の面積分率および機械的特性は概ね同じ材料である。 B 材は、 A 材同様 $\{001\}$ 方位が少ないが、強度および n 値は A 材と C 材の間である。 B-1 材と B-2 材は、平均結晶粒径は異なっているが、 $\{001\}$ 方位の面積分率および機械的特性は概ね同じ材料である。 C 材は、 A 材、 B 材に比べて $\{001\}$ 方位が多く、最も高強度で n 値、 r 値が低い特徴がある。 C-1 材、 C-2 材、 C-3 材は、平均結晶粒径と $\{001\}$ 方位の面積分率が異なっているが、機械的特性は概ね同じ材料である。なお、 C-3 材は、後述するように、本研究の最終段階で作成されたものであり、それまでの検討は A-1 材から C-2 材までの 6 種類の板材について行っている。

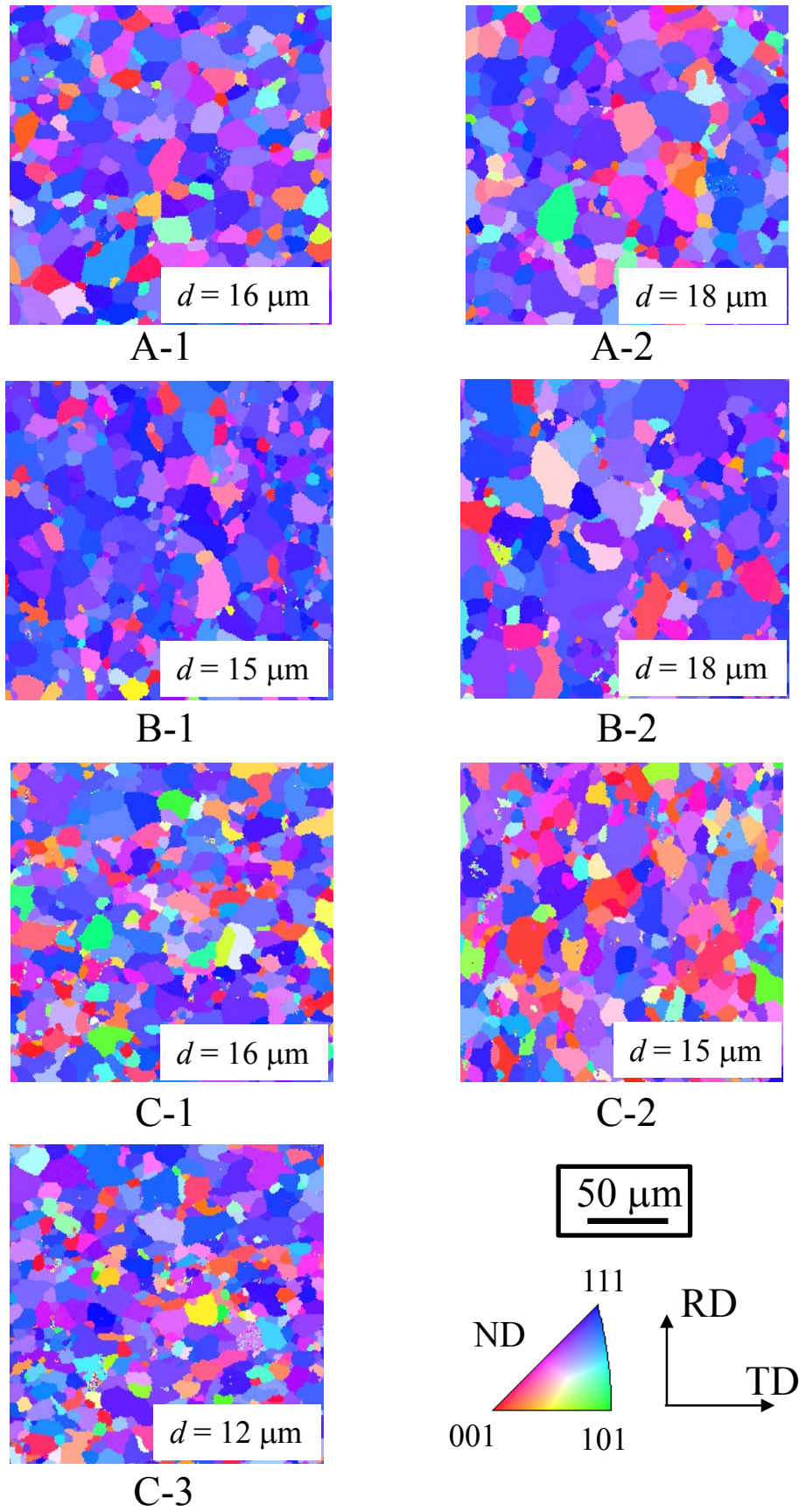


Fig. 6-2 IPF maps of materials 0.1 mm from sheet surface (d : average grain size).

Table 6-2 Annealing conditions and microstructural properties of materials

Material	Annealing temp. [°C]	Annealing time [s]	Average grain size [μm]	Maximum grain size [μm]	Standard deviation [μm]	Area fraction of ND{001} orientation, $A_{\{001\}}$ [%]
A-1	760	60	16	36	6.7	8.7
A-2	790	60	18	35	7.4	8.5
B-1	800	60	15	36	6.8	8.5
B-2	800	120	18	46	9.4	8.4
C-1	775	60	16	34	8.4	13
C-2	815	120	15	31	8.0	19
C-3	785	60	12	31	7.3	13

Table 6-3 Mechanical properties of materials

Material	YP* [MPa]	TS* [MPa]	u-EL* [%]	EL* [%]	n value**	r value***
A-1	143	320	27	49	0.30	2.2
A-2	147	317	27	47	0.30	2.2
B-1	205	394	22	37	0.26	2.2
B-2	200	392	22	38	0.26	2.1
C-1	263	433	18	33	0.22	2.0
C-2	256	428	20	36	0.24	1.9
C-3	254	426	19	33	0.22	1.9

* Measured in transverse(90°) direction

** n value parameter for Swift's hardening law³⁵⁾, approximated for plastic strain range from 0.05 to 0.15

*** Measured at plastic strain of 0.15

6.2.2 表面荒れ発達挙動の観察

2軸張出し成形での表面荒れ発達挙動を観察するため、Fig. 6-3に示すような、中島法³⁶⁾による球頭張出し試験を行った。長手方向(圧延方向:RD)100 mm、幅方向(圧延直角方向:TD)55 ~ 100 mmの試験片を用い、平面ひずみから等2軸引張まで変形様式を変化させた。材料の変形様式を示すパラメータとして、以下の塑性ひずみ比 β を用いた。

$$\beta = \varepsilon_2 / \varepsilon_1 \quad (6-1)$$

ここで ε_1 は試験片中心に付与された最大主ひずみでRD方向の塑性ひずみ、 ε_2 は最小主ひずみでTD方向の塑性ひずみである。成形速度は1 mm/sである。成形時間と塑性ひずみから平均ひずみ速度を算出すると、そのオーダーは $1.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ である。材料に付与される塑性ひずみは、成形前に材料の表面に描写された2 mm格子のスクライブドパターンの成形前後の長さ変化から計算した。

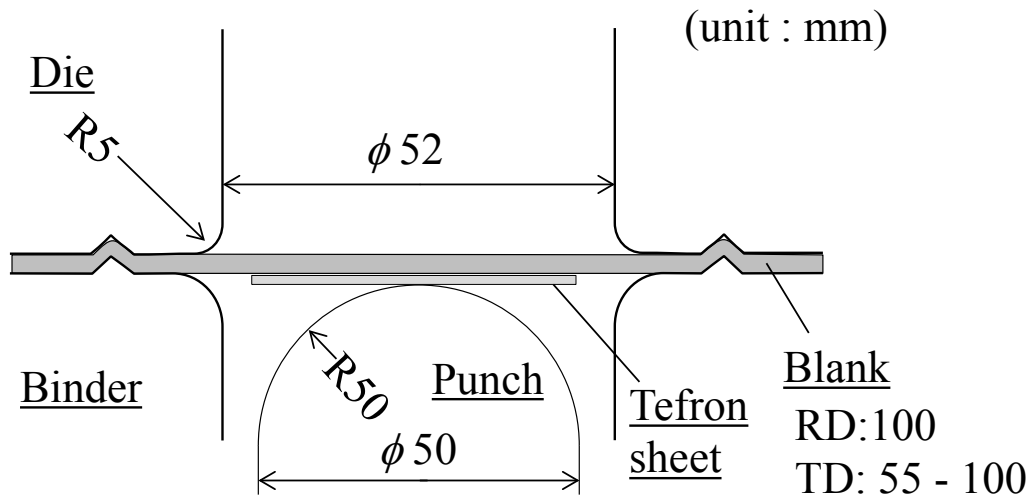


Fig. 6-3 Schematic of Nakazima type test³⁶⁾.

微小な局所くびれが目視で確認できるストロークで球頭張出し試験を停止した。その後、別個の試験片を用いて、そのストロークまでの各段階で試験を停止した各成形サンプルから、付与された塑性ひずみを測定し、Hillの降伏条件式³⁷⁾を仮定して相当塑性ひずみ ρ_{eq} を計算した。さらに、表面プロファイルをレーザー顕微鏡で測定した。表面プロファイルは、測定視野を1 mm四方とし、塑性ひずみを測定した領域の中央とその上下左右の隣接する領域の計5か所で測定した。本研究では、以下の式で算出される算術平均表面粗さ S_a ³⁸⁾ を表面荒れのパラメータとして採用する。 S_a を計算する際の表面形状のカットオフ値として、S-フィルターは $0.8 \mu\text{m}$ 、L-フィルターは 2.5 mm とした。

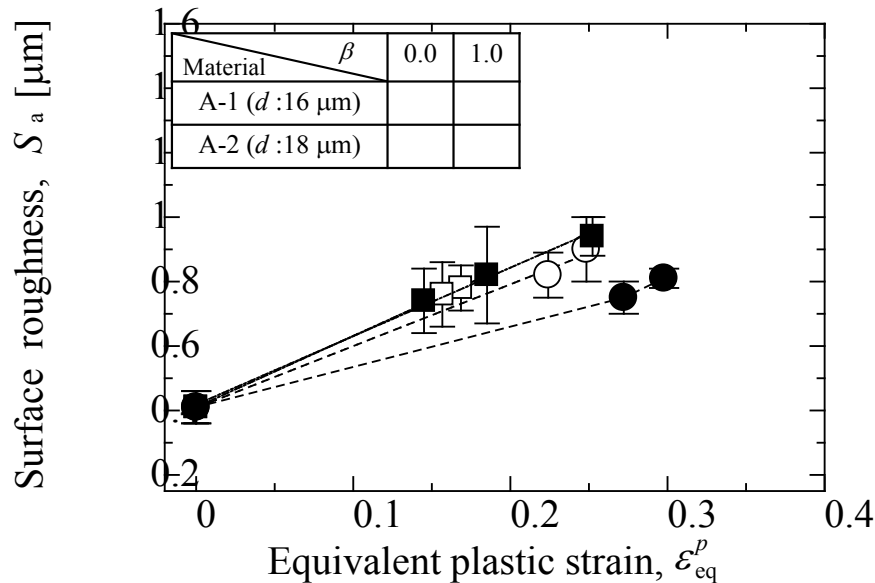
$$S_a = \frac{1}{A} \iint_A |Z(x, y)| dx dy \quad [\mu\text{m}] \quad (6-2)$$

ここで、 A はパラメータ算出する評価領域面積、 $Z(x, y)$ は板面内の位置 (x, y) における高さを示している。

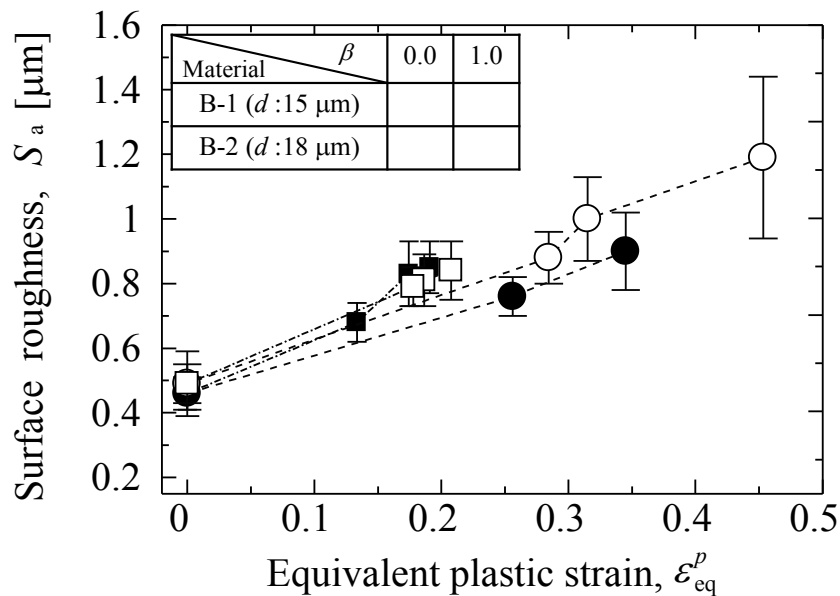
6.3 実験結果

6.3.1 表面荒れ発達に及ぼす結晶粒径の影響

集合組織、化学成分がそれぞれ同じである A-1 材と A-2 材、および B-1 材と B-2 材を用いて、表面荒れ発達の結晶粒径依存性を Fig. 6-4 に示す。両方の鋼種において、従来指摘されてきた^{6)-8), 11)}ように結晶粒径が小さいほうが表面荒れの発達が少ないことがわかる。また、変形様式の違いによる影響では、前章の結果と同様に、平面ひずみ ($\beta = 0.0$)での表面荒れの発達が等 2 軸 ($\beta = 1.0$) よりも大きい。結晶粒径依存性は $\beta = 1.0$ において顕著である。結晶の細粒化による表面荒れ発達の抑制効果は、 $\beta = 1.0$ においてのほうが大きい傾向である。



(a) Material A



(b) Material B

Fig. 6-4 Effect of grain size on the evolution of surface roughness, S_a with equivalent plastic strain in Nakazima type test.

6.3.2 表面荒れ発達に及ぼす n 値の影響

集合組織と平均結晶粒径はほぼ同じであるが、 n 値が異なる A-2 材と B-2 材を用い、表面荒れ発達への n 値の影響を Fig. 6-5 に示す。 $\beta = 0.0$, $\beta = 1.0$ の両方の条件で、表面荒れ発達に及ぼす n 値の影響はほとんど認められない。特に相当塑性ひずみ 0.3 以下の低ひずみ域ではその傾向が顕著である。また、塑性ひずみの増大に伴い S_a のバラツキが大きくなるのがわかる。

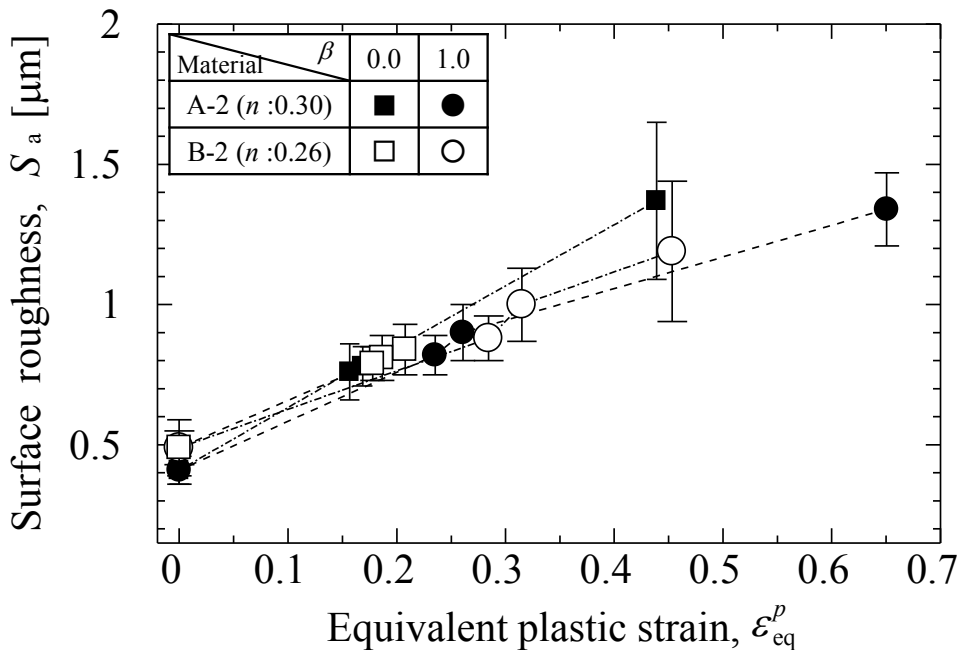
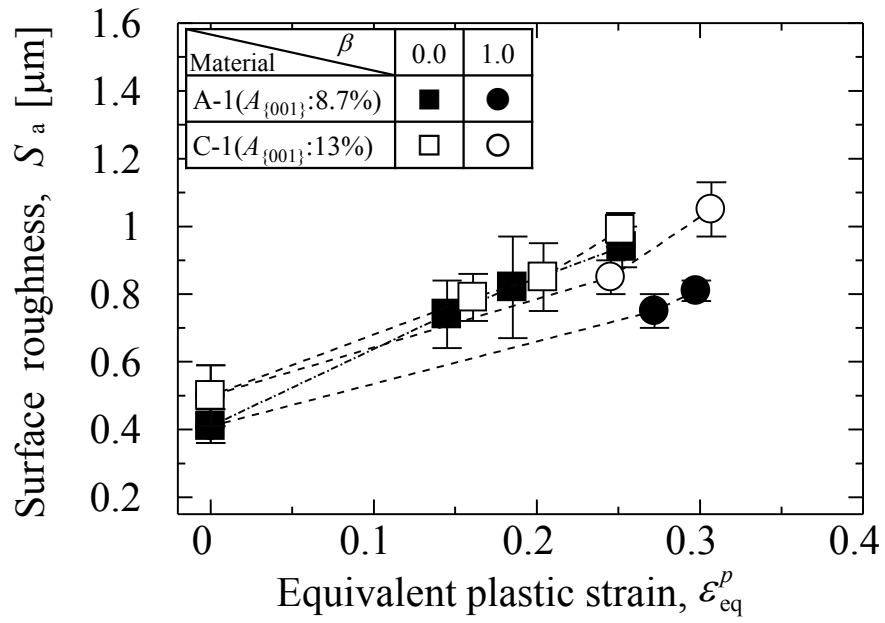


Fig. 6-5 Effect of n value on the evolution of surface roughness, S_a .

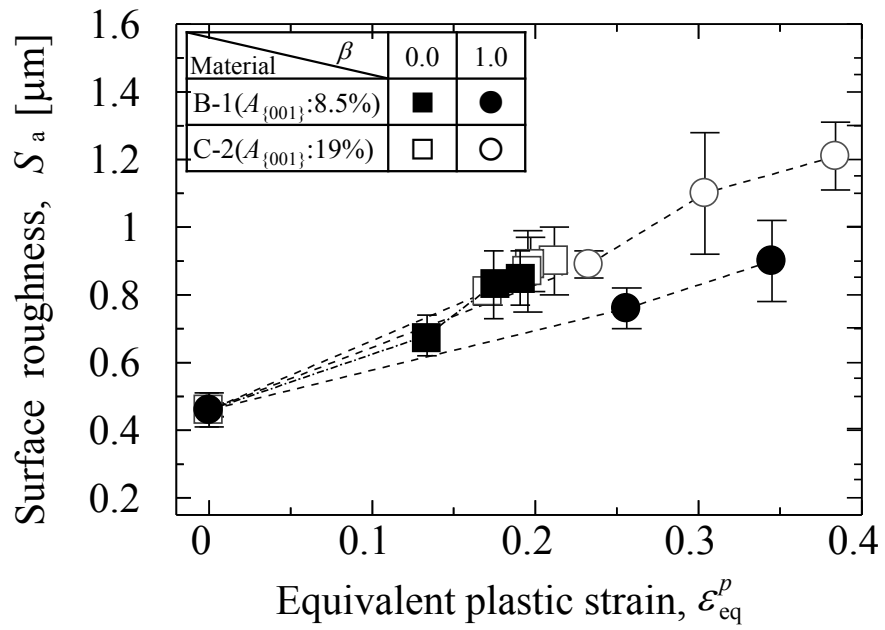
6.3.3 表面荒れ発達に及ぼす{001}結晶方位の影響

第4章では、表面荒れ発達への{001}結晶方位の影響を示唆したが、他の因子と完全に分離してその影響を確かめることはできなかった。ここでは、同じ結晶粒径を持ち、{001}結晶方位の面積分率の異なる材料を用いてその影響を調べた。その結果を Fig. 6-6 に示す。 Fig. 6-6(a)に示される A-1 材と C-1 材は、同じ 16 μm の平均結晶粒径を持ち、{001}結晶方位の面積分率はそれぞれ、8.7%、13%と異なる材料である。また、 Fig. 6-6(b)に示される B-1 材と C-2 材は、同様に 15 μm で、8.5%、19%と異なる。両図より、{001}近傍方位をもつ結晶粒が多い C-1 材と C-2 材では、表面荒れが発達しやすいことが確認できる。特に $\beta = 1.0$ において、表面荒れが増大する傾向がある。

なお、{001}近傍結晶方位を多く持つ材料で表面荒れ発達が大きい原因は、第4章および第5章で考察したように、その方位の結晶粒の変形抵抗が低く、周囲との変形抵抗差から不均一変形しやすいためと考えられる³⁴⁾。



(a) Material A-1 and C-1



(b) Material B-1 and C-2

Fig. 6-6 Effect of texture on the evolution of surface roughness, S_a .

6.4 考察

6.4.1 表面荒れ発達のひずみ比依存性

前章で、表面荒れ発達は、平面ひずみ引張変形 ($\beta = 0.0$) のほうが、等 2 軸引張変形 ($\beta = 1.0$) よりも大きいことを示した。本研究でも概ね同様の結果が得られたが、**Fig. 6-6(b)** に示した C-2 材のように、表面荒れの発達が $\beta = 0.0$ と $\beta = 1.0$ とであまり変わらない結果も得られた。このことについて考察する。

Fig. 6-7 に、C-1 材と C-2 材の初期結晶方位に対し、 $\beta = 1.0$ および $\beta = 0.0$ の条件で計算した EBSD 分析における Taylor factor の分布^{5), 34), 40)}を示す。通常の Taylor factor³⁹⁾では巨視的な降伏応力が用いられるのに対して、EBSD 分析における Taylor factor^{5), 34), 40)}では均一な変形を仮定して近似的に計算される各測定点の結晶方位の降伏応力が用いられている⁴¹⁾。本研究では、体心立方構造の主なすべり系として 24 個の滑り系を考慮し、それらすべり系の臨界分解せん断応力が一定とし、一様な平面ひずみおよび等 2 軸引張の多軸変形を仮定して EBSD 分析での Taylor factor を計算した。Taylor factor は、変形抵抗を相対的に示す指標であり、この値が低いほど変形抵抗が低く変形が容易な領域であることを示している。

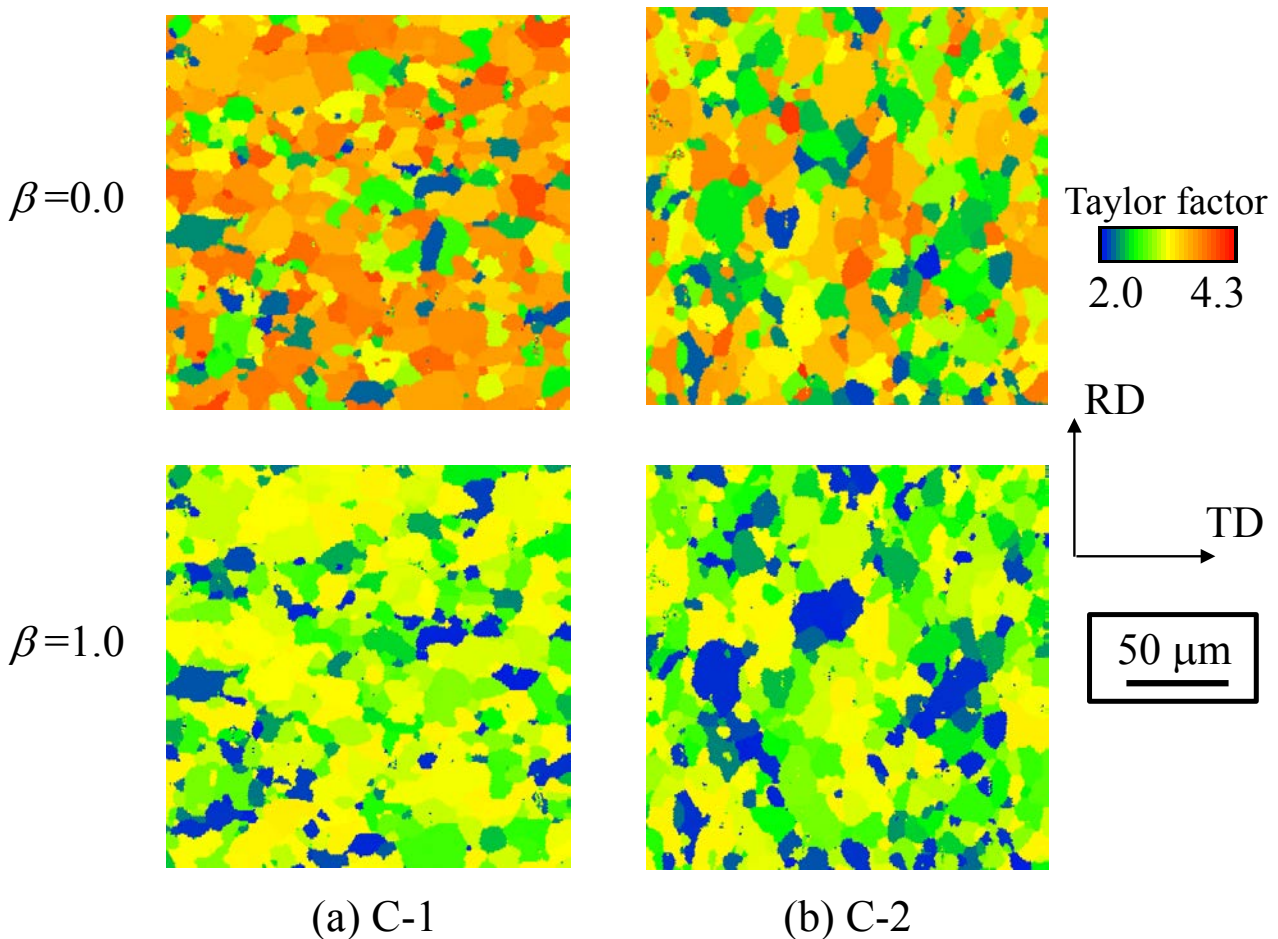
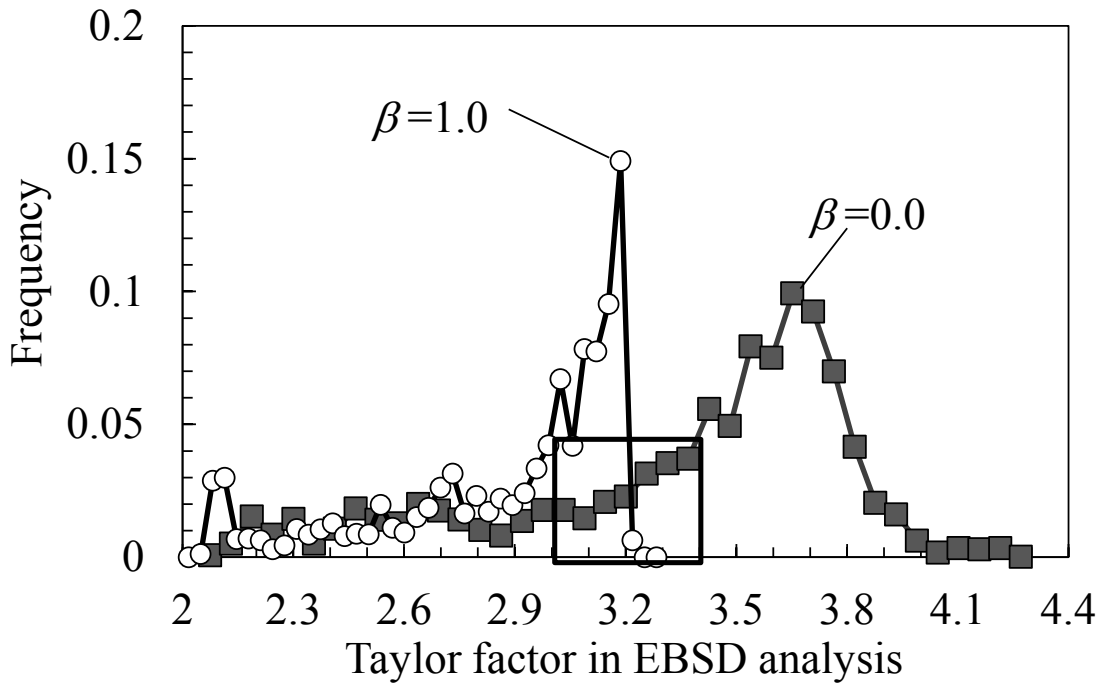


Fig. 6-7 Comparison of Taylor factor maps in EBSD analysis of materials C-1 and C-2 between $\beta = 0.0$ and $\beta = 1.0$ before deformation.

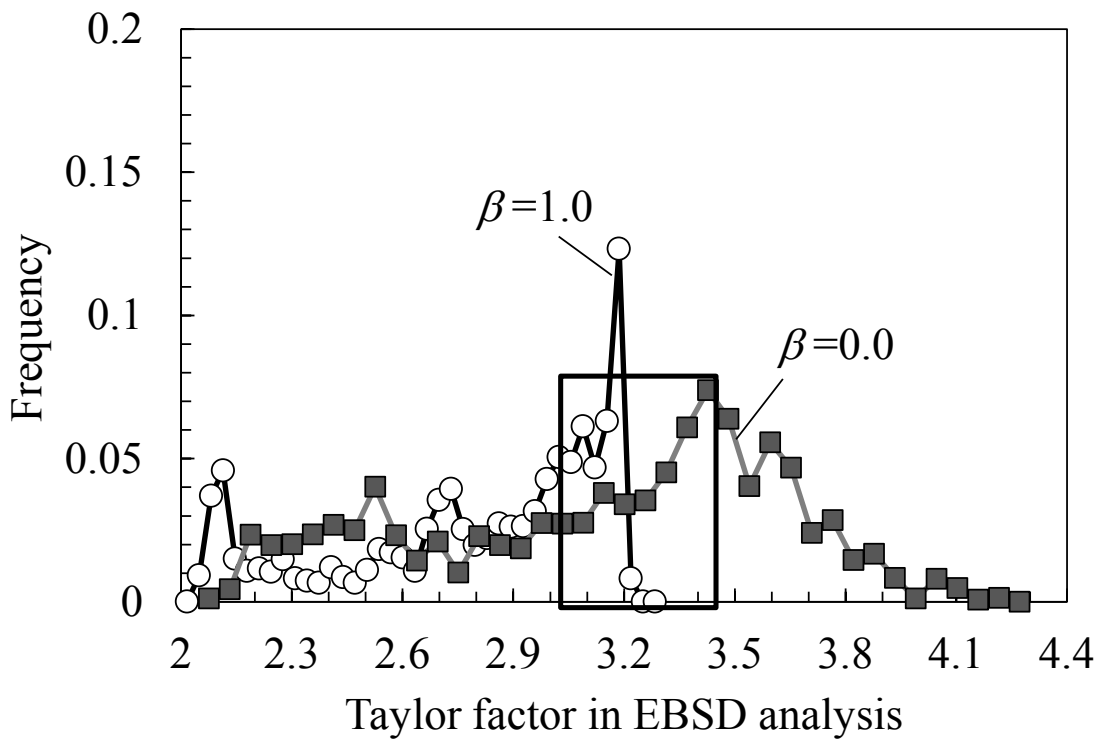
EBS D 分析における Taylor factor の分布は変形様式によって大きく異なる³⁴⁾ことがわかる。 $\beta = 0.0$ では $\beta = 1.0$ よりも、面内の Taylor factor の差が大きいことが確認できる。しかし、C-1 材の $\beta = 0.0$ では、Taylor factor の値が 2 または 4 程度の結晶粒が大半であり、3 程度の中間的な値を示す結晶粒が少ないのに対し、C-2 材の $\beta = 0.0$ では 3 程度の結晶粒が比較的多く存在している。C-2 材の $\beta = 0.0$ で 3 程度の値を示す結晶粒と、**Fig. 6-2** に示す C-2 材の IPF マップを対比すると、それらは $\{111\}$ 方位や $\{001\}$ 方位ではなく、その中間の方位を持つ結晶粒であることがわかる。C-2 材では、中間的な値を示す結晶粒によって、隣接する結晶粒間の Taylor factor、すなわち変形抵抗の差が小さくなり、 $\beta = 0.0$ においても表面荒れの発達が比較的抑制されたものと考えられる。

以上のことは、**Fig. 6-8** によってよりよく理解できるであろう。**Fig. 6-8** に、C-1 材と C-2 材の $\beta = 1.0$ および $\beta = 0.0$ での EBS D 分析における Taylor factor の頻度分布を示す。いずれの材料においても、 $\beta = 0.0$ では 2 から 4 まで広く分布しているが、C-2 材では、中間的な値の分布も多く、大きなピークを示すことなく、満遍なく分布していることがわかる。

Fig. 6-9 は、各材料の $\beta = 0.0$ での中間的な Taylor factor の割合を示すものであり、EBS D 分析における Taylor factor が 3.2 近傍 (3.0~3.4) である結晶粒 (**Fig. 6-8** の四角枠参照) の面積分率を示す。C 材ほど顕著ではないが、いずれの材料においても、中間的な Taylor factor の結晶粒が多い材料のほうが、表面荒れのひずみ比依存性は小さいことがわかる (**Fig. 6-4, 6** 参照)



(a) C-1



(b) C-2

Fig. 6-8 Comparison of Taylor factor distributions in EBSD analysis of materials C-1 and C-2 between $\beta=0.0$ and $\beta=1.0$ before deformation.

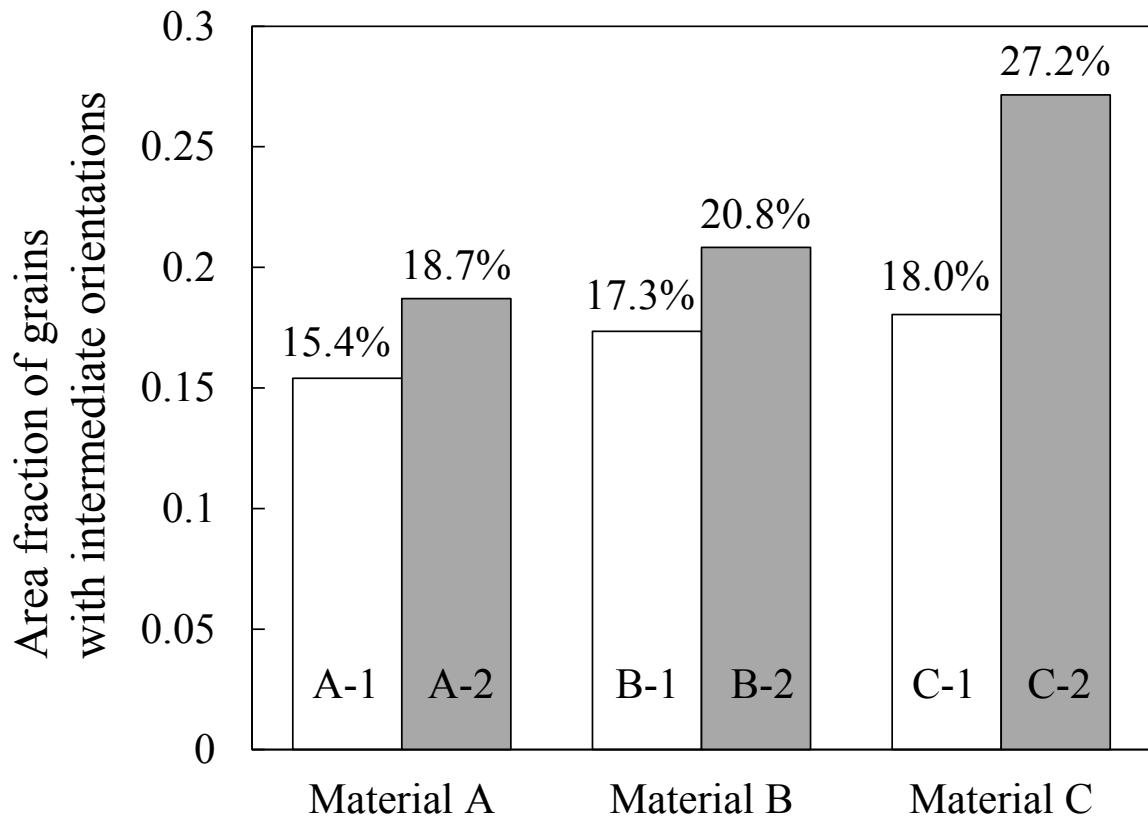


Fig. 6-9 Comparison of area fractions of grains with intermediate orientations whose Taylor factor in EBSD analysis is approximately 3.2 under $\beta = 0.0$.

6.4.2 耐表面荒れ性に優れた材料の作製

6.4.2.1 焼鈍条件

結晶粒径については、従来から指摘されているように^{6)・8)・11)}、本研究でも、粒径が小さいほど表面荒れの発達が抑制される傾向を示した。Table 6-2 に示すように、焼鈍時の保持温度が高いほど、また保持時間が長いほど結晶粒径が増大し、粒径のばらつきも増大する傾向が見られる。ただし、C-1 材のように、焼鈍温度が十分に高くないと、再結晶が完了しないために、大きな結晶が残り、粒径のばらつきも大きくなった材料も見られる。したがって、微細な結晶粒を得るための焼鈍条件としては、再結晶が完了する温度の直上で短時間保持することが望ましいと考えられる。

本研究では、表面荒れとマイクロ結晶方位との関係についても明らかにした。表面荒れ抑制のためには、できるだけ{001}方位の結晶粒の比率を低減する必要があると考えられる。

また、一方で軽量化と耐衝突安全性の両立の観点から、自動車用鋼板としては高強度鋼が望まれる。したがって、C 材のような高強度鋼で、これら二つの条件を可能な限り満たす焼鈍条件を検討する。

Fig. 6-10(a)に、C 材のような P および Mn 添加鋼における、焼鈍温度と正極点図の{001}強度との関係を、岡本ら²⁶⁾の実験結果(図中×印)とともに示す。焼鈍時間 60 s のものである。正極点図の{001}強度が極小値を示す温度があることがわかる。Fig. 6-10(b)に、本研究で用いた C 材について、焼鈍温度と{001}近傍の結晶方位を持つ結晶粒の面積分率 $A_{\{001\}}$ の関係を示す。温度上昇とともに{001}方位の結晶が増加していることがより顕著にわかる。今回の実験結果では、このように、焼鈍温度が高くなるほど、また図は省略するが、焼鈍時間が長くなるほど、従来指摘されている{111}方位を持つ結晶粒の成長²⁵⁻²⁹⁾だけでなく、{001}方位を持つ結晶粒についても成長することがわかった。今回着目しているのは鋼板の表層付近であるため、圧延時にせん断変形を受けやすく{001}方位が発生しやすい²¹⁾と推定され、{001}方位は焼鈍時に粒成長しやすい可能性がある。

{001}方位の低減と結晶粒微細化を実現する焼鈍条件は、再結晶完了温度の直上、短時間保持の条件と考えられ、図中☆印で表される 785°C、60 s の条件で C-3 材を作製した。Table 6-2 に示すように、C-3 材は、平均結晶粒径が 12 μm と小さく、かつ{001}近傍の結晶の面積分率 $A_{\{001\}}$ も 13%と比較的低く抑えられた。

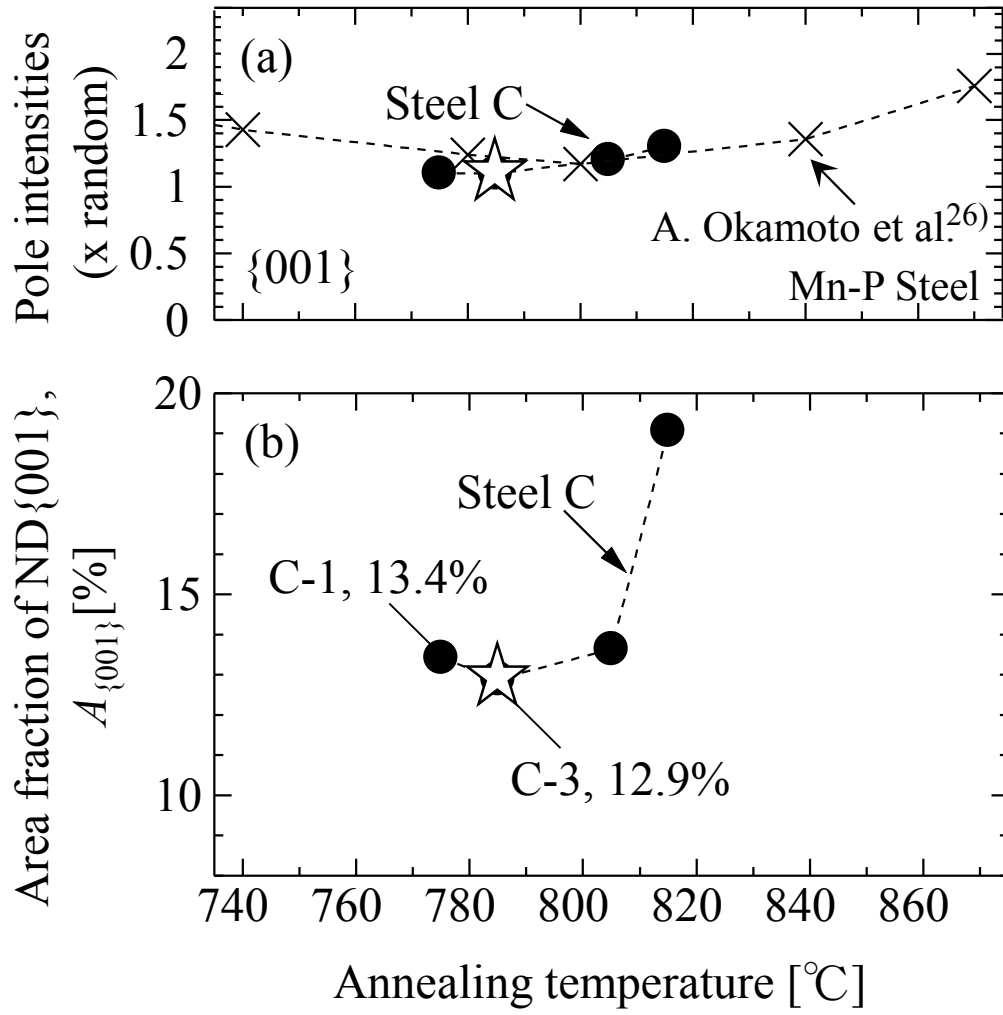


Fig. 6-10 Effect of annealing temperature on (a) pole intensity and (b) area fraction of grains with ND {001} orientation in steels containing Mn and P.

6.4.2.2 表面荒れ発達の改善の検証

前述のようにして得られたC-3材の張出し成形における表面荒れ発達の度合いをC-1およびC-2材と比較してFig. 6-11に示す. C-3材においては, 表面荒れの発達は, 平面ひずみおよび等2軸引張変形の両方で低減され, 特に等2軸変形で顕著に表面荒れの発達が低減する結果が得られた. C-3材での表面荒れの発達は, 高強度鋼であるにもかかわらず, A材, B材の表面荒れの発達と比べても遜色ない結果である. 結晶粒微細化と{001}方位低減を両立することで, 高強度鋼においても加工時の耐表面荒れ性を有する材料が得られることが確認できた.

Nilanら⁴²⁾は, 鋼板における良好な塗装後鮮鋭性を得るためには, 算術平均表面粗さ R_a で0.8以下を確保する必要について述べている. これを参考に今回の結果を再評価すると, 相当塑性ひずみで0.3程度の加工をC-3材に加えたとしても, 表面荒れのパラメータ S_a の値は0.8程度であることから, プレス加工後も良好な塗装後鮮鋭性が得られることが期待される.

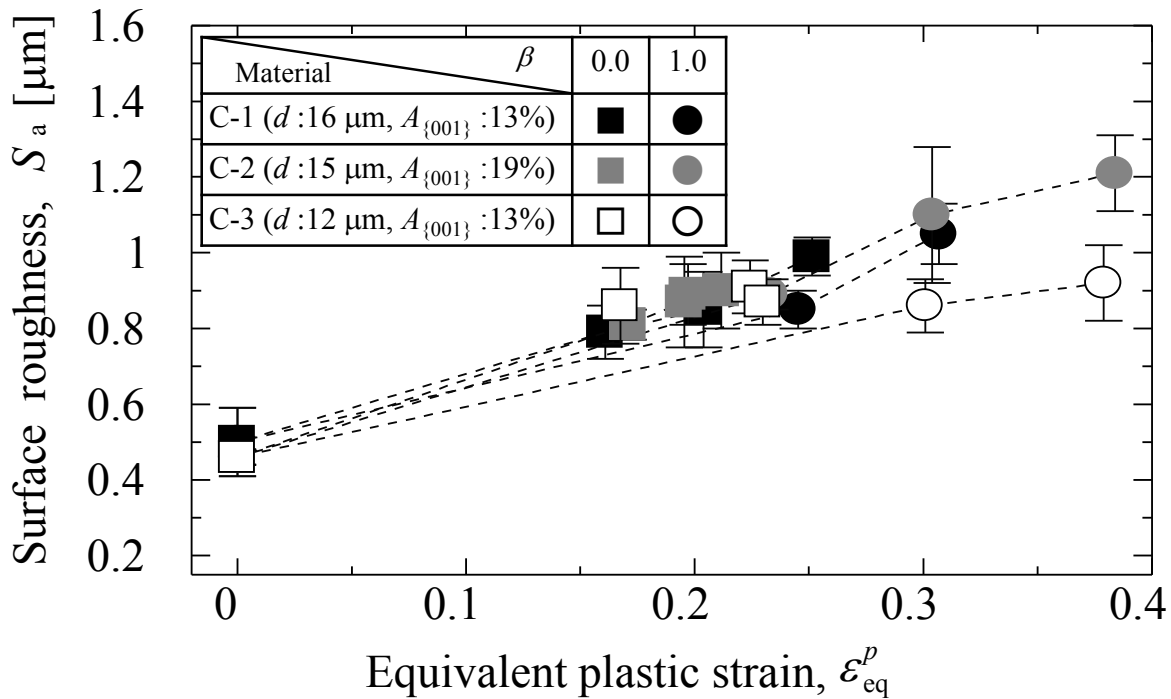


Fig. 6-11 Improvement of surface roughening of material C.

6.5 結言

本研究では、鋭い稜線を意匠面に有するデザインが要求されるなど、ユーザーのニーズが多様化してきている、自動車外板パネルの表面品位の向上を目的として、鋼板のプレス成形時の表面荒れの発達に及ぼす材料特性、とりわけ結晶粒間の強度差の変形様式依存性および{001}近傍方位の影響を実験的に調査した。また、得られた結果から、加工時の耐表面荒れ性に優れた高強度鋼板を製造するための熱処理条件を検討し、その効果を検証した。得られた主な結果は以下のようである。

- (1) 結晶粒径が小さいほど表面荒れ発達は抑制される。またこの傾向は、平面ひずみ引張変形よりも等2軸引張変形において顕著である。
- (2) 集合組織において{001}方位の割合が低下するほど表面荒れ発達は抑制される。またこの傾向は、平面ひずみ引張変形よりも等2軸引張変形において顕著である。{001}近傍結晶方位を多く持つ材料で表面荒れ発達が大きい原因は、その方位の結晶粒の変形抵抗が低く、周囲との変形抵抗差から不均一変形しやすいためである。
- (3) 集合組織と結晶粒径が同様であれば材料の加工硬化指数 n 値は、相当塑性ひずみ0.3程度以下の低ひずみ域においては表面荒れ発達に影響を及ぼさない。
- (4) 結晶粒を微細化し、かつ{001}方位をできるだけ低減できる焼鈍条件を採用した結果、PおよびMnを添加した高強度鋼板においても、張出し成形時の耐表面荒れ性に優れた鋼板を得ることができた。

参考文献

- 1) 薄鋼板成形技術研究会編:プレス成形難易ハンドブック第4版, 日刊工業新聞社, (2017), pp.161.
- 2) 小林徳夫, 村田庫一, 石垣秀生:“自動車車体外板プレス成形における破断部変形状態(第1報)”, 塑性と加工, Vol.10, Vol.106, (1969), pp.793-800.
- 3) 櫻井理孝, 稲垣淳一, 山下正明:“合金化溶融亜鉛めっき鋼板の塗装後鮮映性に及ぼす表面形状の影響”, 鉄と鋼, Vol.89, No.1, (2003), pp.18-22.
- 4) 角山浩三, 今中誠, 古川九州男, 岸田朗, 山田恭裕:“塗装後の鮮映性に及ぼす鋼板表面粗度の影響”, 鉄と鋼, Vol.75, No.11, (1989), pp.2090-2097.
- 5) M. Kubo, Y. Nakazawa, T. Hama, H Takuda: “Effect of Microstructure on Surface Roughening in Stretch Forming of Steel Sheets”, ISIJ International, Vol.57, No.12, (2017), pp.2185-2193.
- 6) K. Osakada and M. Oyane: “On the roughening of free surface in deformation processes”, Bulletin of the JSME, Vol.14, No.68, (1971), pp.171-177.
- 7) 小豆島明, 宮川松男:“自由表面あれに及ぼす加工因子及び金属因子の影響”, 塑性と加工, Vol.27, No.310, (1986), pp.1261-1267.
- 8) Y. Z. Dai and F. P. Chiang: “On the Mechanism of Plastic Deformation Induced Surface Roughness”, Journal of Engineering Material Technology, Vol. 114, No.4, (1992), pp.432-438.
- 9) K. Yamaguchi, N. Takakura, and S. Imatani: “Increase in forming limit of sheet metals by removal of surface roughening with plastic strain”, Journal of Materials Processing Technology, Vol.48, (1995), pp.27-34.
- 10) R. Mahmudi and M. Mehdizadeh: “Surface roughening during uniaxial and equi-biaxial stretching of 70-30 brass sheets”, Journal of Materials Processing Technology, Vol.80, No.81, (1998), pp.707-712.
- 11) C. Guangnan, S. Huan, H. Shiguang, and B. Baudalet: “Roughening of the Free Surfaces of Metallic Sheets during Stretch Forming”, Materials Science and Engineering, Vol.A128, (1990), pp.33-38.
- 12) P. D. Wu, D. J. Lloyd, A. Bosland, H. Jin, and S. R. MacEwen: “Analysis of roping in AA6111 automotive sheet”, Acta Materialia, Vol.51, (2003), pp.1945-1957.
- 13) M. R. Stoudt and J. B. Hubbard: “Analysis of deformation-induced surface morphologies in steel sheet”, Acta Materialia, Vol.53, (2005), pp.4293-4304.
- 14) T. J. Turner and M. P. Miller: “Modeling the Influence of Material Structure on Deformation Induced Surface Roughening in AA7050 Thick Plate”, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol.129, (2007), pp.367-379.
- 15) 木村謙, 広瀬智史, 潮田浩作, 秦野正治, 高橋明彦:“強い{111}〈112〉集合組織をもった高純度フェライト系ステンレス鋼の深絞り成形時の肌荒れ発生機構”, 日本金属学会誌, Vol.77, No.10, (2013), pp.440-447.
- 16) Y. Shi, P. Z. Zhao, H. Jin, P. D. Wu, and D. J. Lloyd: “Analysis of Surface Roughening in AA6111 Automotive Sheet Under Pure Bending”, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.47A, (2016), pp.949-960.

- 17) 武智弘：“IF 鋼の金属学的進歩と問題点”，日本金属学会会報, Vol.30, No.8, (1991), pp.677-684.
- 18) 秋末治：“深絞り用冷延鋼板の開発と将来”，まてりあ, Vol.33, No.1, (1994), pp.24-28.
- 19) 高橋学：“薄板技術の 100 年—自動車産業と共に歩んだ薄鋼板と製造技術—”，鉄と鋼, Vol.100, No.1, (2014), pp.82-93.
- 20) 小山一夫, 松村義一, 佐柳志郎, 松津伸彦, 木野 信幸：“{111}集積度を極限まで高めた超高ランク フォード値高成形性冷延鋼板の開発”，日本金属学会会報, Vol.31, No.6, (1992), pp.535-537.
- 21) 鹿島高弘, 橋本俊一, 井上博史, 稲数直次：“極低炭素 Ti 添加冷延鋼板の γ 値及び集合組織に及ぼす フェライト域熱延時の潤滑条件の影響”，鉄と鋼, Vol.77, No.2, (1991), pp.282-289.
- 22) 奥田金晴, 坂田敬, K. Eloit, 古君修, 小原隆史：“{111}熱延集合組織を有する IF 鋼からの強い{111}冷延集合組織形成機構”，鉄と鋼, Vol.85, No.8, (1999), pp.633-638.
- 23) 秋末治, 高階喜久男：“極低炭素冷延鋼板の集合組織に及ぼすニオブの影響”，日本金属学会誌, Vol.36, (1972), pp.1124-1130.
- 24) 橋本修, 佐藤進, 田中智夫：“Nb 添加極低炭素アルミキルド鋼による超深絞り用冷延鋼板の開発”，鉄と鋼, Vol.67, No.11, (1981), pp.1962-1971.
- 25) 岡本篤樹：“冷延鋼板の再結晶集合組織におよぼす炭素の影響”，鉄と鋼, Vol.70, No.15, (1984), pp.1906-1913.
- 26) 岡本篤樹, 水井直光：“極低炭素 Ti 添加冷延鋼板の再結晶集合組織に及ぼす Mn と P の影響”，鉄と鋼, Vol.76, No.3, (1990), pp.422-429.
- 27) I. Samajdar, B. Verlinden, P. Van Houtte: “Textural Changes through Grain Growth in Ti-bearing IF-steel Investigated by Orientation Imaging Microscopy and X-ray Diffraction”, ISIJ International, Vol.37, No.10, pp.1010-1015.
- 28) 瀬沼武秀, 亀田正春：“極低炭素冷延鋼板の r 値の面内異方性に及ぼす冷延率と熱延板組織微細化の影響”，鉄と鋼, Vol.82, No.10, (1996), pp.870-875.
- 29) 村木峰男, 峠哲雄, 坂田敬, 小原隆史, 古林英一：“フェライト鋼の{111}再結晶集合組織生成機構の一考察”，鉄と鋼, Vol.85, No.10, (1999), pp.751-757.
- 30) M. Y. Huh, L. A. Barrales-Mora, O. Engler: “Effect of texture on grain growth in an interstitial-free steel sheet”, International Journal of MATERIALS RESEARCH, Vol. 103, No.12, (2012), pp.1423-1433.
- 31) 芳賀純, 澤田英明, 潮田浩作：“Ti 添加極低炭素冷延鋼板の再結晶核成長に及ぼす B の影響”，鉄と鋼, Vol. 103, No.5, (2017), pp.221-229.
- 32) M. Kubo, H. Yoshida, A. Uenishi, S. Suzuki, Y. Nakazawa, T. Hama, and H. Takuda: “Development of Biaxial Tensile Test System for In-situ Scanning Electron Microscope and Electron Backscatter Diffraction Analysis”, ISIJ International, Vol.56, No.4, (2016), pp.669-677.
- 33) M. Kubo, Y. Nakazawa, H. Yoshida, S. Yonemura, T. Hama, and H. Takuda: “Effect of Microstructure Variation on Differential Hardening Behavior of Steel Sheets under Biaxial Tensile State”, ISIJ International, Vol.56, No.12, (2016), pp.2259-2266.
- 34) M. Kubo, T. Hama, Y. Tsunemi, Y. Nakazawa and H. Takuda: ” Influence of Strain Ratio on Surface

- Roughening in Biaxial Stretching of IF Steel Sheets”, ISIJ International, Vol.58, No.4, (2018), pp.704-713.
- 35) H. W. Swift: ”Plastic instability under plane stress”, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol.1, No.1, (1952), pp.1-18.
- 36) 中島浩衛, 菊間敏夫, 長島晋一: “薄鋼板のネッキング現象と張出し性”, 日本金属学会会報, Vol.6, No.10, (1967), pp.699-710.
- 37) R. Hill: ”A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals”, Proceedings of the Royal Society A, Vol.193, (1948), pp.281-297.
- 38) ISO 25178: Geometric Product Specifications (GPS) – Surface texture: areal is an International Organisation for Standardisation collection of international standards relating to the analysis of 3D areal surface texture.
- 39) G. I. Taylor: “Plastic strain in metals”, Journal of Institute of Metals, Vol.62, (1938), pp.307-324.
- 40) J. Jiang, T. B. Britton and A. J. Wilkinson: “The orientation and strain dependence of dislocation structure evolution in monotonically deformed polycrystalline copper”, International Journal of Plasticity, Vol.69, (2015), pp.102-117.
- 41) TSL solutions: OIM analysis version 7.2.1 technical reference, AMETEK, Inc., Berwyn, (2015).
- 42) T. G. Nilan, B. M. Perfetti and B. J. Scialabba: “Effect of sheet surface roughness and painting variables on painted sheet appearance”, SAE Technical Paper, Vol.800208, (1980), pp.1-8.

第7章 結論

近年、自動車産業界では地球環境保護を背景とした CO₂排出量削減と衝突安全性のさらなる向上が求められている。加えて、近年の多様化する自動車ユーザーのニーズに応えるため、高意匠なパネル部品を実現するための成形性に優れた高強度鋼板が求められている。ところが、それら複数の要求をすべて満足するための薄鋼板の設計指針は明らかになっていない。特に、現在広く自動車のパネル部品に用いられている極低碳素(IF: Interstitial Free)鋼板のプレス成形後の表面品位への加工因子、結晶粒径以外の材料因子の影響については明らかになっていない。

以上のようなことから、本研究では、これら多様化する自動車産業界と自動車ユーザーのニーズに応え、高成形性、高強度かつ高意匠なパネル部品を実現するための材料設計指針を提案することを目的とした。

第1章では、まず自動車を取り巻く社会環境、自動車デザイン形状の変遷、および技術課題の変遷について論じた。つぎに、自動車に数多く適用されている材料であり、本研究が対象とする素材である、薄鋼板の歴史とそのプレス成形技術の変遷について論じた。さらに、本研究以前になされた、プレス成形時の材料特性に関する研究、材料特性とマイクロ組織の関連性に関する研究、およびプレス加工後の表面品位に関する研究について論じ、本研究の着眼点と目的について述べた。

第2章では、2軸引張変形状態におけるマイクロ組織変化のその場 SEM(Scanning Electron Microscope)/EBSD(Electron Back-Scatter Diffraction pattern)観察技術を確立することを目的とし、まず、その観察に用いる最適な十字試験片形状を FEM による数値解析により設計した。また、SEM の真空チャンバー内で2軸引張試験が可能な装置を製作した。その結果、この数値解析により最適化した試験片形状によって、観察部において相当塑性ひずみで約0.2という、均一かつ十分に大きい等2軸引張のひずみを実現できた。さらに、開発した試験システムと十字形試験片を使用し、等2軸引張変形時のマイクロ組織変化の SEM/EBSD を用いたその場観察を実現でき、等2軸引張変形時の表面荒れの発生が特定の結晶方位を持つ粒子の変形に関係していることを明らかにした。

以上の第2章における2軸引張変形状態におけるマイクロ組織変化のその場観察手法の確立により、プレス変形時の材料特性に対するマイクロ組織の影響に関する理解が大いに進み、さらに成形性に優れた材料の開発とプレス成形シミュレーションの高精度化が期待できる。

第3章では、多結晶体の塑性変形のみカニズム解明、および IF 鋼板の異方硬化挙動の影響因子の解明を目的とし、第2章で開発した2軸引張変形状態におけるマイクロ組織変化のその場観察技術を用いて、塑性変形時のマイクロ組織変化と異方硬化挙動の関係を実験的に調査した。その結果、IF 鋼板は異方硬化挙動を示し、相当塑性ひずみで0.1以上の異方硬化挙動が材料によって異なることがわかった。これら材料間での異方硬化挙動の差異は、ミクロスケールでの不均一変形の発生の有無と対応することが示唆された。マイクロ組織での不均一な変形が、マクロスケールでの加工硬化挙動、さらには異方硬化挙動へ影響することを明らかにした。

第4章では、IF鋼板の2軸引張下における表面荒れ発達へのマイクロ組織による影響解明を目的とし、2軸引張変形時の表面荒れ発達挙動を、Marciniak法による種々のひずみレベルの試験片の段階的な観察と、第2章で開発した試験手法による連続マイクロ組織観察を併用して、実験的に調査した。その結果、結晶粒だけでなく、鋼板のマイクロ結晶方位も等2軸引張変形での表面荒れ発達に対し大きな影響を及ぼすことを明らかにした。また、{001}近傍方位を持つ結晶粒の存在部と等2軸引張変形後の表面の凹部とが対応することを示した。さらに、{001}近傍方位を持つ結晶粒が多く存在するアルミキルド鋼板では、不均一な変形が発生しやすくなるため、表面荒れが発達しやすくなることを示した。

第5章では、IF鋼板の表面荒れ発達挙動の変形様式依存性へのマイクロ組織の影響解明を目的とし、種々のひずみ比におけるプレス成形時の表面荒れ発達挙動を、段階的なマイクロ組織変化観察と、第2章で開発した連続的なマイクロ組織変化の観察手法を組み合わせ、平面ひずみ引張から等2軸引張での表面荒れ発達を観察することにより調査した。その結果、IF鋼板の場合、表面荒れは等2軸引張よりも平面ひずみ引張変形により発達することを明らかにした。また、平面ひずみ引張変形によって結晶粒内での結晶方位差がより急速に発生することを示した。その結果、平面ひずみ引張において不均一な変形がより発生し、表面荒れが大きくなることを示した。さらに、結晶塑性解析を用いることで、結晶方位差に起因する結晶粒間の変形抵抗の差が表面荒れの発達に大きな影響を及ぼすことを確認した。

第6章では、第3章から第5章で得られた耐表面荒れ特性に影響を及ぼす材料因子(加工硬化特性、結晶粒径、集合組織)を分離して検討し、加工時の耐表面荒れ性に優れた高強度鋼のマイクロ組織の設計指針とそのマイクロ組織実現のための極低碳素鋼板の焼鈍条件について検討し、実際に製造した提案材料の優位性を実験により検証した。その結果、結晶粒径が小さいほど、等2軸引張変形において、平面ひずみ引張よりも顕著に表面荒れ発達が抑制されることを示した。また、{001}方位の割合が低下するほど表面荒れ発達は抑制され、この傾向は平面ひずみ引張変形よりも等2軸引張変形において顕著であることを示した。さらに、集合組織と結晶粒径が同様であれば材料の加工硬化指数 n 値は、相当塑性ひずみ 0.3 程度以下のひずみ域においては表面荒れ発達に影響を及ぼさないことを明らかにした。最後に、結晶粒を微細化し、かつ{001}方位を可能な限り低減できる焼鈍条件を選定することで、P および Mn を添加した高強度鋼板においても、張出し成形時の耐表面荒れ性に優れた鋼板を実現できることを示した。

以上で述べたように、本研究では、多様化する自動車産業界と自動車ユーザーのニーズに応え、高成形性、高強度かつ高意匠なパネル部品を実現するための材料設計指針を提案した。

本論文において研究開発した技術は、マイクロ結晶組織とその変形後の表面性状の関係に着目したものであり、鋼板以外の材料を用いた場合にも適用可能である。ただし、加工力が作用した際に生じる主な活動すべり系は、結晶構造によって変化するため、同じ鋼板でも例えばオーステナイト系ステンレス鋼や、鋼板以外のアルミニウム合金板の場合では、表面品位の向上のための低減すべき結晶方位と最適な集合組織は、鋼板の場合と多少の差異を生じることが考えられる。さらに、本論文では、自動車のパネル用部材を対象として論じたが、この研究成果は自動車以外の輸送機や様々な工業製品に使用される部品、すなわち板材の塑性加工に

よって製造された多くの部材にも適用可能であることは明らかである。

今後、本研究で得られた知見が有効に活用され、板材の塑性加工によって製造された表面品位に優れる実部材が社会環境へ貢献するとともに、本研究で得られた知見が板材の塑性変形に関する研究のさらなる発展の一助となることを期待する。

謝 辞

本論文をまとめるにあたり、御懇篤な御指導と御鞭撻を賜りました京都大学大学院エネルギー科学研究科教授 宅田 裕彦博士に心より深甚なる謝意を表します。また、多くの有益な御助言と御指導を賜りました京都大学大学院エネルギー科学研究科准教授 浜 孝之博士に心より深く謝意を表します。

本論文の御審査、論文内容に関する御助言と御指導を賜りました京都大学大学院エネルギー科学研究科教授 平藤 哲司博士、同教授 馬淵 守博士に深く感謝の意を表します。

本研究の遂行に深い御理解と御支援を賜りました新日鐵住金株式会社技術開発本部 名古屋技術研究部長 岡本 力博士、鉄鋼研究所 材料ソリューション研究部長 樋渡 俊二博士、利用技術研究部前部長 現・日鉄住金テクノロジー株式会社 参与 鈴木 規之博士に深く感謝の意を表します。

新日鐵住金株式会社技術開発本部 鉄鋼研究所 材料ソリューション研究部 上席主幹研究員 中澤 嘉明博士には、本論文の計画段階から一貫した研究御指導を賜りました。ここに心より深く感謝の意を表します。名古屋製鉄所 品質管理部 鋼材利用加工技術室長 吉田 博司博士、材料ソリューション研究部 上席主幹研究員 上西 朗弘博士、材料ソリューション研究部 主幹研究員 米村 繁博士、材料ソリューション研究部 主任研究員 常見 祐介氏、材料ソリューション研究部 上席主幹研究員 吉田 亨博士、材料ソリューション研究部 主幹研究員 鈴木 利哉博士には、研究内容に関する詳細な御討議、御助言を賜りました。深く感謝いたします。

株式会社 TSL ソリューションズ 社長 鈴木 清一氏には、実験装置の開発、またその装置によって得られた結晶組織情報の解釈に関し、多大なる御協力を賜りました。厚く御礼申し上げます。

また、新日鐵住金株式会社技術開発本部 鉄鋼研究所 材料ソリューション研究部の皆様、名古屋技術研究部の皆様には研究内容に関する御討議を賜りました。深く感謝いたします。技術開発本部 尼崎研究支援室 加工・接合係の皆様、薄板係の皆様には、実験遂行に関しまして多大なる御協力を賜りました。ここに、深く感謝の意を表します。日鉄住金テクノロジー株式会社尼崎事業所 数値解析ソリューション部 利用技術解析グループの皆様には数値解析の遂行に関しまして多大なる御協力を賜りました。深く感謝いたします。

最後に私事ながら、本論文をまとめる長い間、陰ながら温かく支えてくれた家族に対し心より深く感謝の意を表します。

本研究に関する発表および講演論文

1. 第2章関連

- M. Kubo, H. Yoshida, A. Uenishi, S. Suzuki, Y. Nakazawa, T. Hama, and H. Takuda: "Development of Biaxial Tensile Test System for In-situ Scanning Electron Microscope and Electron Backscatter Diffraction Analysis", ISIJ International, Vol.56, No.4, (2016), pp.669-677.
- M. Kubo, H. Yoshida, A. Uenishi, Y. Nakazawa, T. Hama, and H. Takuda: "In-situ Observation of Microstructure Variations under Biaxial Tensile State of Steel Sheets", Advancements in Theoretical and Applied Plasticity, Proceedings of PLASTICITY '16, (2016).
- 久保雅寛, 吉田博司, 上西朗弘, 鈴木清一, 中澤嘉明, 浜孝之, 宅田裕彦: "2軸引張のその場 SEM/EBSD 観察試験法の開発", 平成28年度塑性加工春季講演論文集, Vol.2016, pp.13-14.
- 久保雅寛, 吉田博司, 上西朗弘, 鈴木清一, 中澤嘉明, 浜孝之, 宅田裕彦: "澤村論文賞受賞講演 2軸引張のその場 SEM/EBSD 観察試験法の開発", CAMP-ISIJ, Vol.31, (2018), pp.47-50.
- S. Suzuki and M. Kubo: "Development of a cross-tensile test stage for EBSD observation and its application", EBSD 2018 Annual meeting of the Royal Microscopical Society, (2018).

2. 第3章関連

- M. Kubo, Y. Nakazawa, H. Yoshida, S. Yonemura, T. Hama, and H. Takuda: "Effect of Microstructure Variation on Differential Hardening Behavior of Steel Sheets under Biaxial Tensile State", ISIJ International, Vol.56, No.12, (2016), pp.2259-2266.
- 久保雅寛, 常見祐介, 米村繁, 上西朗弘: "IF鋼の2軸引張変形時の集合組織変化の分析(IF鋼の異方硬化挙動に対する影響因子の解明-1)", CAMP-ISIJ, Vol.28, (2015), pp.205.
- 常見祐介, 久保雅寛, 米村繁, 上西朗弘: "結晶塑性解析によるIF鋼の異方硬化挙動の解析(IF鋼の異方硬化挙動に対する影響因子の解明-2)", CAMP-ISIJ, Vol.28, (2015), pp.206.
- 米村繁, 久保雅寛, 常見祐介, 前田大介, 上西朗弘, 広瀬智史, 諏訪嘉宏, 安富隆, : "メゾスケールでの変形と破壊の有限要素解析", 新日鐵住金技報, Vol.410, (2018), pp.47-56.

3. 第4章関連

- M. Kubo, Y. Nakazawa, T. Hama, and H. Takuda: "Effect of Microstructure on Surface Roughening in Stretch Forming of Steel Sheets", ISIJ International, Vol.57, No.12, (2017), pp.2185-2193.

4. 第5章関連

- M. Kubo, T. Hama, Y. Tsunemi, Y. Nakazawa, and H. Takuda: "Influence of Strain Ratio on Surface Roughening in Biaxial Stretching of IF Steel Sheets", ISIJ International, Vol.58, No.4, (2018), pp.704-713.
- 久保雅寛, 浜孝之, 常見祐介, 中澤嘉明, 宅田裕彦: "薄鋼板のプレス成形時の表面性状変化の結晶塑

性シミュレーション”, 計算工学講演会論文集, Vol.23, (2018).

- M. Kubo, T. Hama, Y. Tsunemi, Y. Nakazawa, and H. Takuda: “Crystal plasticity finite-element analysis of surface roughening behaviour in biaxial stretching of steel sheets”, Journal of Physics: Conference Series, NUMISHEET 2018 Conference, Vol.1063, (2018), 012131.

5. 第6章関連

- 久保雅寛, 中澤嘉明, 浜孝之, 宅田裕彦: “{001}結晶方位低減による極低炭素鋼板の耐表面荒れ性の向上”, 鉄と鋼, Vol. 104, No.9, (2018), pp.501-508.

本研究に関する特許

- 1) 新日本製鐵株式会社, 久保雅寛, 吉田博司, 上西朗弘, “十字試験片および十字試験片を用いる試験方法” 特許第 5891914 号
- 2) 新日鐵住金株式会社, 久保雅寛, 吉田博司, 中澤嘉明, “フェライト系薄鋼板”, 特開 2015-036238
- 3) 新日鐵住金株式会社, 久保雅寛, 中澤嘉明, 吉田博司, “成形品の製造方法, 及び成形品”, 特許第 6156613 号