

薄鋼板における異方硬化挙動に関する研究

常見祐介

目次

第1章 序論	1
1.1 板材成形の歴史と取り巻く環境	1
1.2 板材成形解析と成形限界予測理論	6
1.2.1 板材成形解析の変遷	6
1.2.2 有限要素法 (Finite Element Method, FEM)	9
1.2.3 破断限界予測理論	9
1.3 現象論に基づく力学的な材料特性の表現	12
1.3.1 降伏関数に関する従来研究	12
1.3.2 加工硬化に関する従来研究	16
1.3.3 流れ則に関する従来研究	19
1.4 微視的構造, 物理機構に基づく材料特性の表現	19
1.5 本研究の目的	21
1.6 本論文の構成	22
第2章 2軸引張試験による異方硬化挙動の評価	31
2.1 供試材	31
2.2 実験方法および等塑性仕事面の導出方法	32
2.3 等塑性仕事面の評価	33
2.4 結果の妥当性の評価	38
2.5 結論	39
第3章 結晶塑性解析を用いた異方硬化の再現	41
3.1 Advanced Lamel モデルによる再現	41
3.1.1 Advanced Lamel モデルの理論	41
3.1.2 Advanced Lamel モデルによる解析方法	43
3.1.3 Advanced Lamel モデルによる解析結果	48
3.2 結晶塑性有限要素法による再現	49

3.2.1 結晶塑性モデルの理論	49
3.2.2 結晶塑性有限要素法による解析方法	52
3.2.3 結晶塑性有限要素法による解析結果	53
3.2.4 結晶塑性有限要素解析手法の妥当性の評価	59
3.3 結論	62
第4章 異方硬化挙動の物理機構の解明	64
4.1 異方硬化挙動を発現する集合組織の解明	64
4.2 異方硬化挙動と潜在硬化の関係	70
4.3 結論	82
第5章 結論	86
5.1 本研究による成果	86
5.1 今後の展望	87

Study on Differential Hardening Behavior in Thin Steel Sheet

Yusuke Tsunemi

Many sheet metal forming simulations use phenomenological material models consisting of a framework of macroscopic continuum mechanics. While phenomenological material models are highly practical, they do not possess extrapolative predictive power because their theory does not provide a concrete physical mechanism or explain the deformation behavior of materials. Therefore, such models are not always suitable for predicting unknown deformation behavior. Furthermore, the constitutive equations for expressing complex phenomena tend to become extremely cumbersome, which increases the experimental cost of determining the material parameters. Elucidating and modeling the physical mechanisms of the deformation behavior could be a universal approach to tackling these issues.

Unlike tensile tests, in sheet forming, accurate expression of the deformation behavior under multiaxial stress is important. To that end, the behavior and mechanism of work hardening under multiaxial stress must be elucidated. Specifically, steel plates with elevated r values, which are used for deep drawing, are known to exhibit different degrees of work hardening under uniaxial and biaxial stresses; this phenomenon is termed “differential work hardening.” Differential work hardening is known to occur due to textures and dislocation cell structures, but its details are unknown. Therefore, in this study, the physical mechanisms of differential work hardening were examined experimentally and through crystal plasticity analysis.

Biaxial tensile tests were conducted to elucidate the differential work hardening behavior using steel plates for deep drawing as the test samples. Furthermore, the differential work hardening behavior was recreated using the advanced Lamel model and the crystal plasticity finite element method. It was found that the differential work hardening behavior could be recreated with the crystal plasticity finite element method using crystal grain information obtained from scanning electron microscopy–electron backscatter diffraction analysis as the input data. Using the crystal plasticity finite element method with a virtual structure revealed that crystal grains with a $\langle 111 \rangle$ orientation in the thickness direction, which is a characteristic of the steel plates used for deep drawing, exhibit strong differential work hardening. This differential work hardening can be attributed to the difference in the degree of uniaxial and biaxial interactions, i.e., the difference in hardening due to dislocation cutting. In other words, the steel plate for deep drawing has a well-developed $\{111\}$ texture, and since the $\{111\}$ texture exhibits different hardening due to cutting of uniaxial and biaxial dislocations, it causes differential work hardening.

The present study clarified the physical mechanisms of the differential work hardening of the steel plates used for deep drawing. In the future, by modeling the texture and differential work hardening based on the knowledge obtained, it is anticipated that the costs of identifying the material parameters and improving the accuracy of numerical analysis can be reduced.

第 1 章 序論

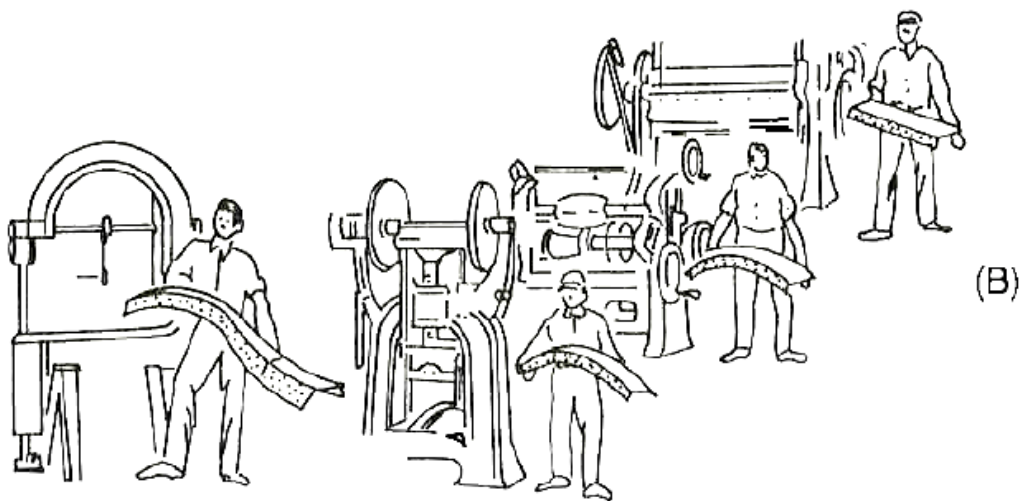
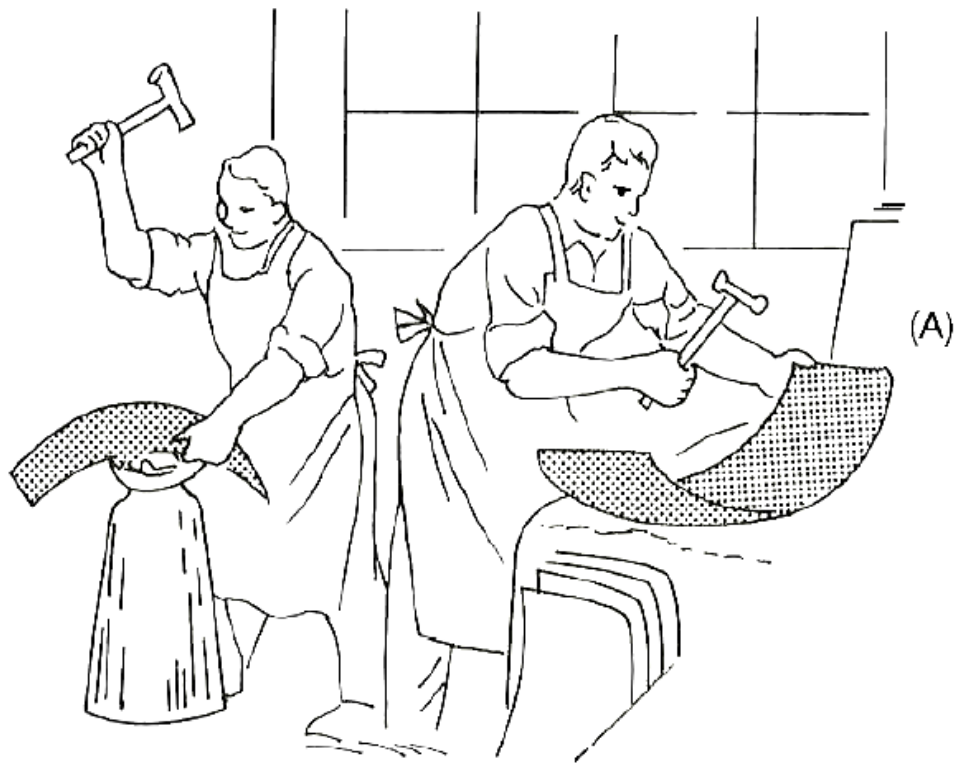
1.1 板材成形の歴史と取り巻く環境

板材成形のはじまりは、BC4000 年ごろからの銅、BC1400 年ごろからの鉄の利用において、金属板を叩いて形を作る打ち出し板金とされている。Fig. 1.1 に古典的な板材成形の手法を示す。打ち出し板金は、鎚で打つことによって金敷上の金属板に局所的な変形を与え、さまざまな曲面を作る加工方法である(Fig. 1.1 (A))。1900 年ごろ自動車車体への鉄板の適用が始まった時も、車体部品の製造には打ち出し板金が多用されていた。その間、板材成形技術は技術的にあまり進歩することなく、圧延による板材製造技術とプレス機の登場まで、板金加工の時代が続いた¹⁾。

圧延による板材製造技術とプレス機は、18 世紀から 19 世紀にかけての第一次産業革命に基礎が確立された。この時代に多くの機械が木製から鉄製に変わり、蒸気や電力の利用により手動から動力駆動へと切り替わった(Fig. 1.1(B))。1713 年のダービーによるコークス製鉄法から始まった近代製鉄の発展とともに、1728 年にベーンの鉄用圧延機、1795 年に油圧プレス機の基本構造および作動原理、1850 年に動力クランクプレスが発明された²⁾。その後、これらの技術はより高性能・高効率を目指し急速に発達した。そして、1920 年ごろから、兵器産業、自動車産業、航空機産業における成形品の大型化と需要増大にともない、部品製造の主流は大量生産が可能なプレス成形へと変化し、現在の板材成形技術の原形が築かれた³⁾。

1950 年ごろから今日において、プレス成形に取って変わりはしないものの、新しく開発され成長し、これからの発展が期待される板材成形技術も多い⁴⁾。例えば、テーラードblank、対向液圧成形、ファインブランキング、インクリメンタルフォーミング、ホットスタンプ、板鍛造などがある。それぞれ特徴が異なり、部品に求められる仕様や性能によって使い分けることで、市場の要求を満たす板材成形品を世に送り出している。

素材としては、自動車を例に挙げてみると、鋼材、非鉄金属、樹脂およびガラスなど様々な種類の素材が適用されている。なかでも鋼板は、最も多くの車体部品に適用され、自動車産業のニーズに応える技術課題に対応しながら、自動車産業とともに発展してきた。さらに、衝突安全性と軽量化の両立を目的として、高強度鋼板の使用が拡大し、現在では自動車の鋼板強度別使用比率の 50%以上が高強度鋼板である⁵⁾。ま



(シュラー社のカタログを参考に作成)

Fig. 1.1 Classical method of sheet metal forming: (A) hand hammering and (B) combination of small size working machines¹⁾.

た、アルミニウムやマグネシウムに代表される軽金属の板材にも強い関心が寄せられている。

板材成形は金属材料の「塑性変形」を利用し形状を賦形する。塑性変形とは非可逆的な挙動をする非弾性変形において、時間と共に変化しない変形のことである。このような金属材料の変形特性を利用した加工方法は「塑性加工」と呼ばれる⁶⁾。金属材料は種類によって伸びが優れる等の優れた塑性変形特性を有するため、古くからこの方法が用いられてきた。しかし、金属板に伸びの塑性変形を与え続けるといずれ破断、すなわち割れが生じる。このような成形不良が生じると、成形を中断せざるを得ない。一方、金属板に圧縮変形を与え続けるとしわが発生する。しわの発生は外観品質や部品性能上好ましくなく、部品によって許容される程度に差はあるものの、成形不良のひとつとされる。1960年ごろから、家庭電化による生活環境の変革と生産技術の発達にともなって、プレス成形品の生産量は大幅に増加した。成形品に生じる”しわ”，”たるみ”および”ひけ”などの面形状精度不良の修正は著しい生産性の低下を招くため、抑制が強く求められるようになった。また、寸法精度不良は組立て・接合作業の合理化における課題であった。そのため、成形不良の予測と対策を中心に板材成形に関する研究開発はニーズが高まり、加速度的に活発になった²⁾。

プレス成形に関する最初の研究は、1900年のMusoilの円筒深絞りの検討とされている⁵⁾。日本国内では、1935年の福井⁷⁾による深絞り成形の実験と理論的考察の報告を皮切りに、系統的な研究が始まった。1942年に益田は塑性理論に基づいて深絞り成形中のフランジやたて壁における「変形状態」を解析した⁸⁾。変形状態とは各部位の面内の最大主応力と最小主応力の比、もしくは最大主ひずみと最小主ひずみの比、これらの値の正負および大きさを意味する。これらの研究によって、深絞り成形における各部位の変形状態、および成形開始から終了までのそれらの変化(以下、変形履歴)などが明らかとなった⁹⁾。

しかしながら、当初、成形不良を発生させることなく成形するための材料の選択基準が明らかとなっていなかったため、プレス現場と材料メーカーの間で認識のズレがあった。この状況に対して、Fig. 1.2に概要を示すが、成形技術と材料特性の間に「成形性」を位置づけた¹⁾。成形性とは成形不良を生じさせることなく所望の形状に成形できる条件の広さを意味する。また、成形不良が発生する条件は、「成形限界」と理解しても良

い¹⁰⁾. すなわち, 成形不良は, ①成形品の形状, 寸法および変形の様相(成形条件や加工方法など)によって生じる「変形状態」, ②成形不良の種類とその発生条件である「成形限界」, そして, ③これらを決定する「材料特性」, の相互の関連によって発生する. このように成形性の概念を導入することで, 両分野を有機的に結び付けることに成功した. さらに, 1959年に吉田はプレス成形における種々の変形状態を体系的に整理し¹¹⁾, Fig. 1.3にその特徴を示すが, 「深絞り」, 「張出し」, 「伸びフランジ」, 「曲げ」の4種の成形様式に分類した¹²⁾. 複雑な形状の成形品においても, これら成形様式の組合せで考えることができる. この成形域区分の概念の導入によって, 各人の成形不良現象とそれを誘起する成形上の特徴の認識のズレを解消し, 成形不良の発生におよぼす変形挙動および材料特性の相互影響に関する研究が盛んに行われるようになった.

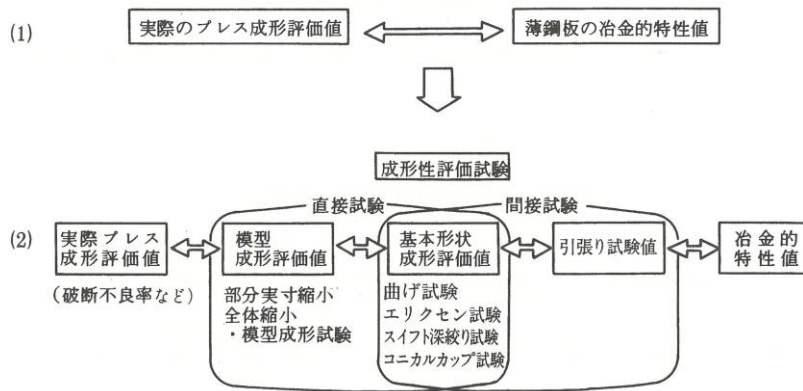
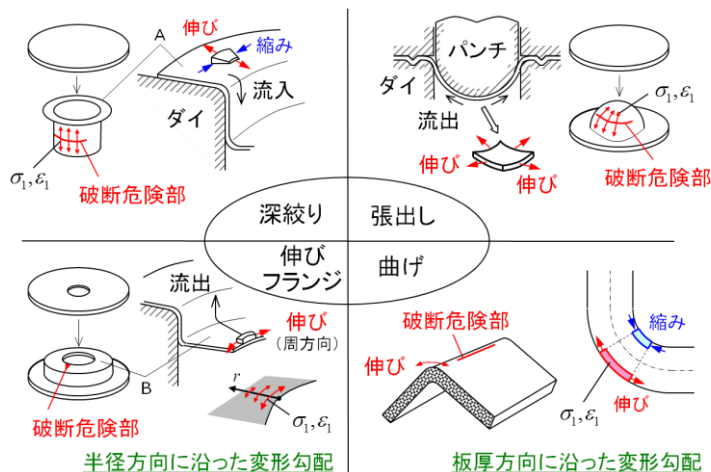


Fig. 1.2 Formability positioned between forming techniques and material properties¹⁾.



(林ら¹³⁾のテキストを参考に作成)

Fig. 1.3 Fundamental state in press-forming¹³⁾.

Fig. 1.4 にプレス成形における材料の変形と不良現象、それらと材料特性の関係、対応する成形技術について概要を示す。1965年に吉田¹⁴⁾によってこれらは体系的にまとめられ、1993年に林¹⁵⁾によって修正版が発表された。その後、成形限界は①破断に関する問題、②面形状精度に関する問題、③寸法精度に関する問題として、不良現象に関する因子とそのメカニズムおよび相互影響の解明が進められている。

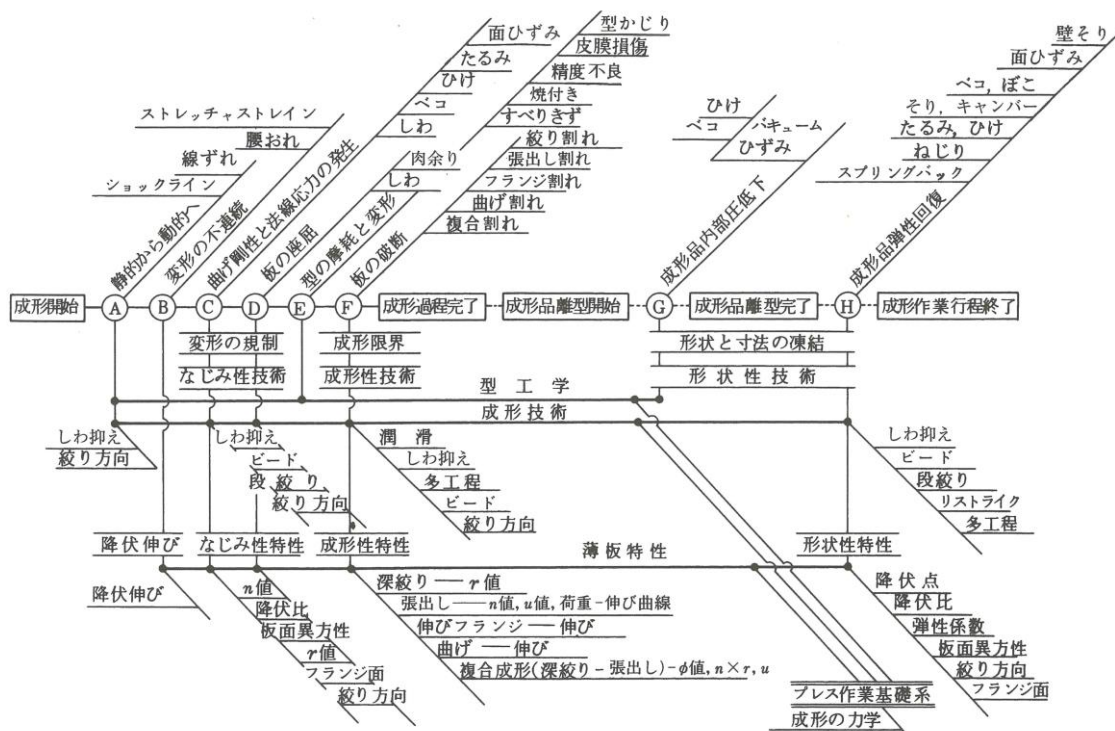


Fig. 1.4 Usual process and typical defects in sheet metal forming¹⁵⁾.

時代の変化とともに、環境負荷低減と衝突安全性向上の両立や、意匠性に対する志向の多種多様化による市場の急速な変化によって、自動車に対する要求は年々厳しくなっている。板材成形においても、高強度鋼板のような難成形材を用いて、複雑な形状の部品を迅速かつ低コストで量産化することが求められている。プレス工法は絞りや張出し主体から、多工程化をある程度許容しつつ、比較的成形限界の高い伸びフランジや曲げ主体へと変化しつつある。これまで、成形不良が生じた場合、プレス現場でのトライ&エラーによって対策を施していた。しかし、この方法では量産化の遅延を招く恐れがあり、金型修正回数の増加によって開発コストが膨らむ。そのため、成形不良の発生を金型製作前に予測できる技術が強く求められるようになった。

成形不良の発生を予測するためには、①初等解法、②統計的解析手法、③有限要素

素解析を用いた成形シミュレーションなどの方法が用いられる。①は高度な塑性理論の理解と材料の変形特性に関する深い知識が必要であり、複雑な形状の解析には限界がある。②は最も実用的である反面、従来技術の範囲内にあることが前提であり、新しいデザイン、成形技術および材料特性等の大きな変化への対応は難しい。③はこの30年間で最も進歩した技術であり、現在最も広く用いられている成形不良予測手法である。いずれの方法においても、成形品の「変形状態」、「成形限界」およびそれらを決定する「材料特性」を正確に予測もしくは把握する必要がある。

現在の板材成形に関する技術開発は、成形不良を発生させることなく所望の形状を成形可能とする成形方法(成形条件、対策技術など)、および成形不良の発生を高精度に予測するための方法の2つが主流となっている。

1.2 板材成形解析と成形限界予測理論

1.2.1 板材成形解析の変遷

板材成形解析は成形品の「変形状態」、すなわち応力およびひずみの分布を予測するための方法である。

塑性加工過程の力学的解析に関する研究としては、Prandtl(1920年)¹⁶⁾とHencky(1923年)¹⁷⁾によるすべり線場理論(非硬化剛塑性体および平面ひずみ仮定)や、Siebel(1923年)¹⁸⁾によって提案されたスラブ法(鍛造加工向け)がある。板材成形については、1948年のSwift¹⁹⁾の張力曲げや1950年のHill²⁰⁾の液圧バルジの研究に代表されるように、1950年ごろから盛んに研究されるようになった。1964年にはWoo²¹⁾によって数値解析計算手法の1つである差分法を用いた軸対称の深絞り成形の計算が行われた。しかし、これらの手法は複雑な形状を持つ実成形品の成形解析に適用することは不可能であった。

このような状況にたいして、板材成形解析に道を開いたのは非線形有限要素法と高速計算機の登場であった²²⁾²³⁾。1985年にアメリカのミシガン大学で開かれた「板材成形の計算機モデリング」に関する国際会議において、General Motors²⁴⁾とFord²⁵⁾から報告された3次元有限要素法による自動車パネル成形が、この分野の草分け的な研究である。それから今日に至るまで、ソフトウェア技術と計算機性能も急速に発展し、

有限要素法を用いた数値解析は Fig. 1.5 にその手順を示すが、板材成形において不可欠な道具となっている。また、有限要素法は成形不良の予測のみならず、部品や完成品の性能評価、製造ラインや成形工程の最適化など幅広く活用されている。

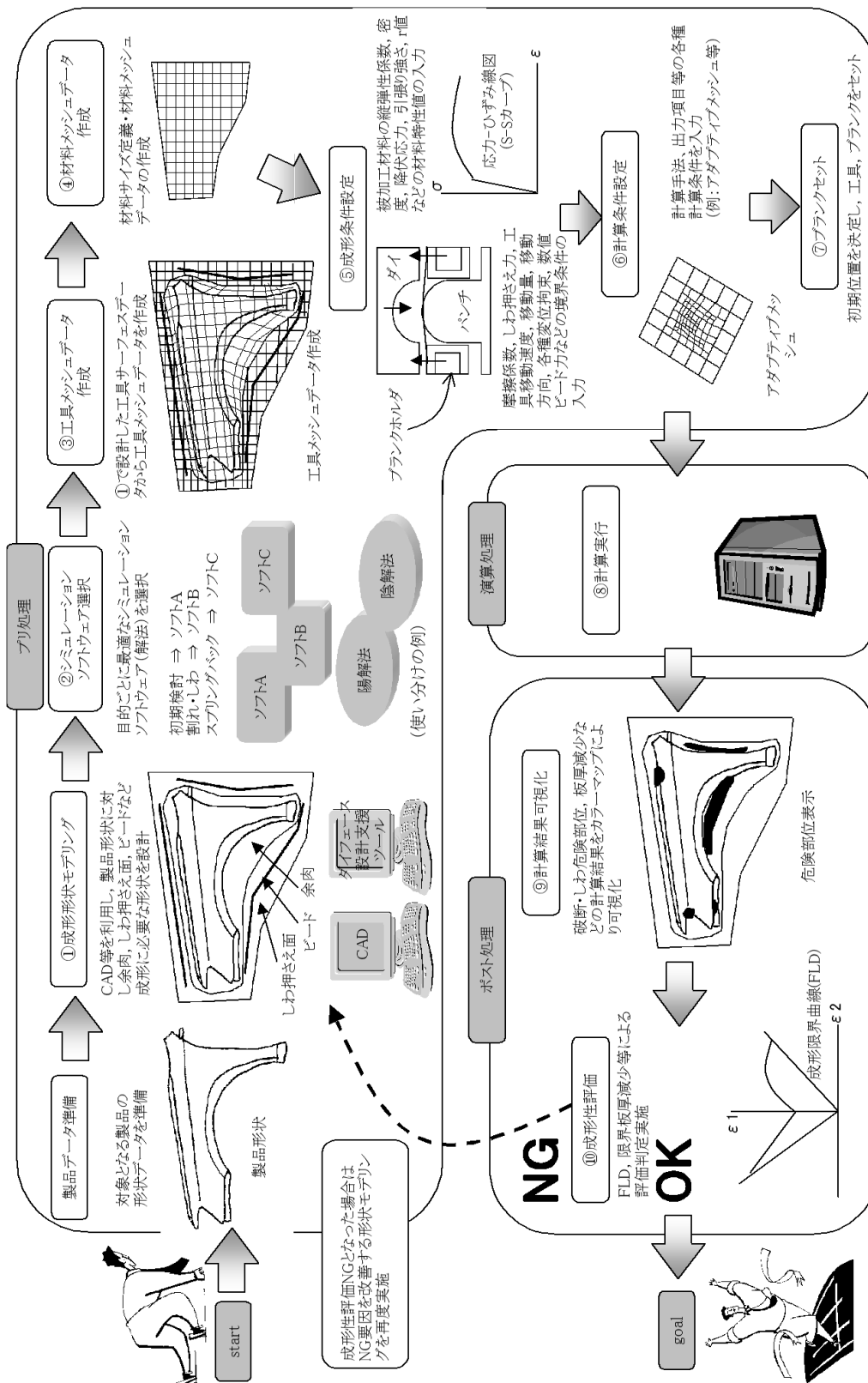


Fig. 1.5 Basic procedure of a press-forming simulation⁵⁾.

1.2.2 有限要素法 (Finite Element Method, FEM)

有限要素法の基本的な考え方は、①物体を有限個の小部分に分割する、②小部分の特性を簡単な式で近似する、③その式を組み合わせることで全体の式を作る、である²⁶⁾。複雑な構造体を細かく分割することで、個々の小部分は単純なものになり、簡単な式で近似することができる。そのため、材料の変形だけでなく、3次元幾何形状や工具と材料の接触など実成形において考慮しなければならない多くの力学問題を比較的容易に扱うことができる。複数の材質が混在するなどの複雑な条件においても何かしらの解が得られることから、流体力学、電磁力学、熱力学など非構造力学への応用も進められている。「有限要素法」という名前は、「有限個の小部分(要素)に分けて計算する方法」が由来である。有限要素法は1943年に数学者 Courant²⁷⁾によって3節点三角形要素によってねじり問題を解いたのが始まりとされている²⁸⁾²⁹⁾。そして、1956年に Turner ら³⁰⁾によって剛性法が提案され、初めて工学問題へ適用された。その後、Table 1.1 に各手法の特徴を示すが、解析対象に合わせ、種々の解法や計算手法が開発され、今日に至る。

Table 1.1 Methods of solving for plastic forming analysis.

解法	動的陽解法 (Dynamic Explicit)	静的陽解法 (Static Explicit)	静的陰解法 (Static Implicit)		
時間増分	増分解法		大増分解法	1ステップ解法	
解くべき方程式	節点毎の 運動方程式	力のつり合い式 (全体剛性マトリクス)		(節点自由度小)	逆解法
解の収束性	安定	安定	問題あり	安定	安定
計算速度	速い	遅い	やや遅い	速い	特に速い
時間増分	極小	小	大	かなり大	1ステップ
しわ評価	○	○	○	△	△
スプリングバック評価	△	△	○	△	×
適用時の問題	精度の保証:無	計算時間:長	収束性:劣	非線形問題の 精度:劣	精度:劣

1.2.3 破断限界予測理論

成形限界は1.1節で述べたように、①破断に関する問題、②面形状精度に関する問題、③寸法精度に関する問題、に分類される。②および③は、基本的に材料の変形の延長として生じるため、成形解析において負荷除荷過程における変形状態および変形履歴を正確に表現することができれば成形不良となり得るかを予測することは可能である。一方、①は材料が分離する現象であるため、変形とは全く別物であり、連続体力学である成形解析で直接表現することは本質的には不可能である。成形解析

を用いて破断を予測する場合、応力とひずみの状態や、その状態に至るまでの変形履歴から破断が発生し得るかを判断しなければならない。予め実験的に得た材料の破断限界を用いる方法は今日においても頻繁に用いられる³¹⁾³²⁾。特に板材成形では、Fig. 1.6 に示すような、破断部の面内のひずみ状態をひずみ空間にプロットした成形限界ひずみ曲線 (Forming limit diagram, FLD) を用いることが多い。しかし、多種多様の金属材料の種々の変形状態における破断限界を全て得ることは不可能である。そのため、基本的な材料特性から破断限界を予測する理論が数多く提案されている。

板材成形では破断の前兆現象として局部くびれが生じ、これを破断限界とみなしても実用上差し支えない場合が多い。くびれは、それまで継続していた比較的一様性の高い変形状態から狭い領域に変形が集中する、変形場の分岐現象である³³⁾。この分岐現象は一番容易に変形できる変形場が変わる現象であるため、材料の変形抵抗の変化と変形場の関係により決まる。すなわち、その発生限界は力学的に導出することが可能である。そのため板材成形では、この分岐現象を対象とした破断予測理論が主流となっている。Fig. 1.7 に代表的な 3 つの破断予測理論の概要を示す。1952 年に提案された Hill の局所くびれ理論³⁴⁾は板材の事実上の破断限界を与えるが、張出し領域で解が存在しない欠点がある。1967 年に Marciniak ら³⁵⁾は、仮想的な初期不正を有するくびれ帯を仮定することで、張出し領域へも適用可能な M-K 理論を提案した。この理論は取り扱いが容易であるため今日においてもよく用いられるが、初期不正の与え方によって結果が変化することが欠点である。1975 年に提案された Stören-Rice の局所くびれ理論³⁶⁾は、Hill の局所くびれ理論において変形に関する制限を緩和し、板厚くびれの発生条件を得ることで、張り出し領域においても予測可能となった。また、1999 年に伊藤ら³⁷⁾は、バルク材の破断限界としてみなされることの多いせん断帯を対象にした 3 次元局所分岐理論を提案している。これにせん断帯のへき開不安定限界を加えることで、すべての塑性加工過程における最終破壊発生の予測理論としている。

成形解析の結果は、材料の応力とひずみの関係や工具と材料の摩擦則などの物理モデルによる影響を大きく受ける。また、破断限界予測理論も材料の応力とひずみの関係、およびその履歴に基づいて破断限界を決定する。このように、成形不良予測を目的とした板材成形シミュレーションにおける力学的な材料特性の影響は大きい。

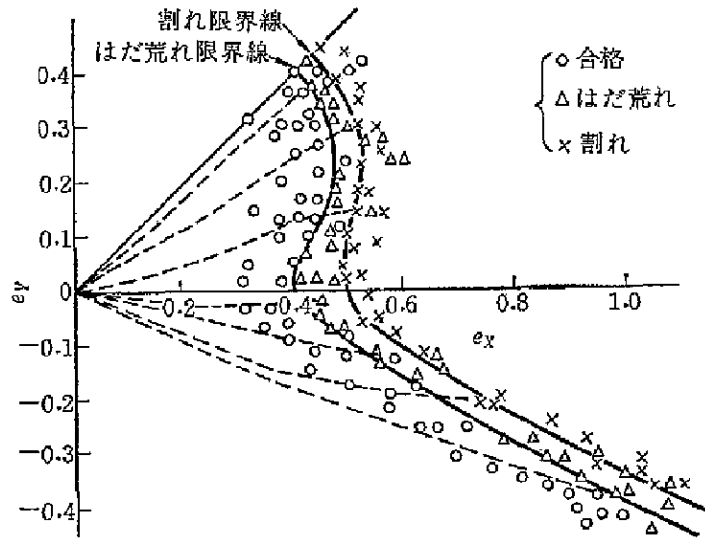


Fig. 1.6 Critical-curve for surface roughness and fracture from equibiaxial stress to uniaxial stress (experimental)³¹⁾.

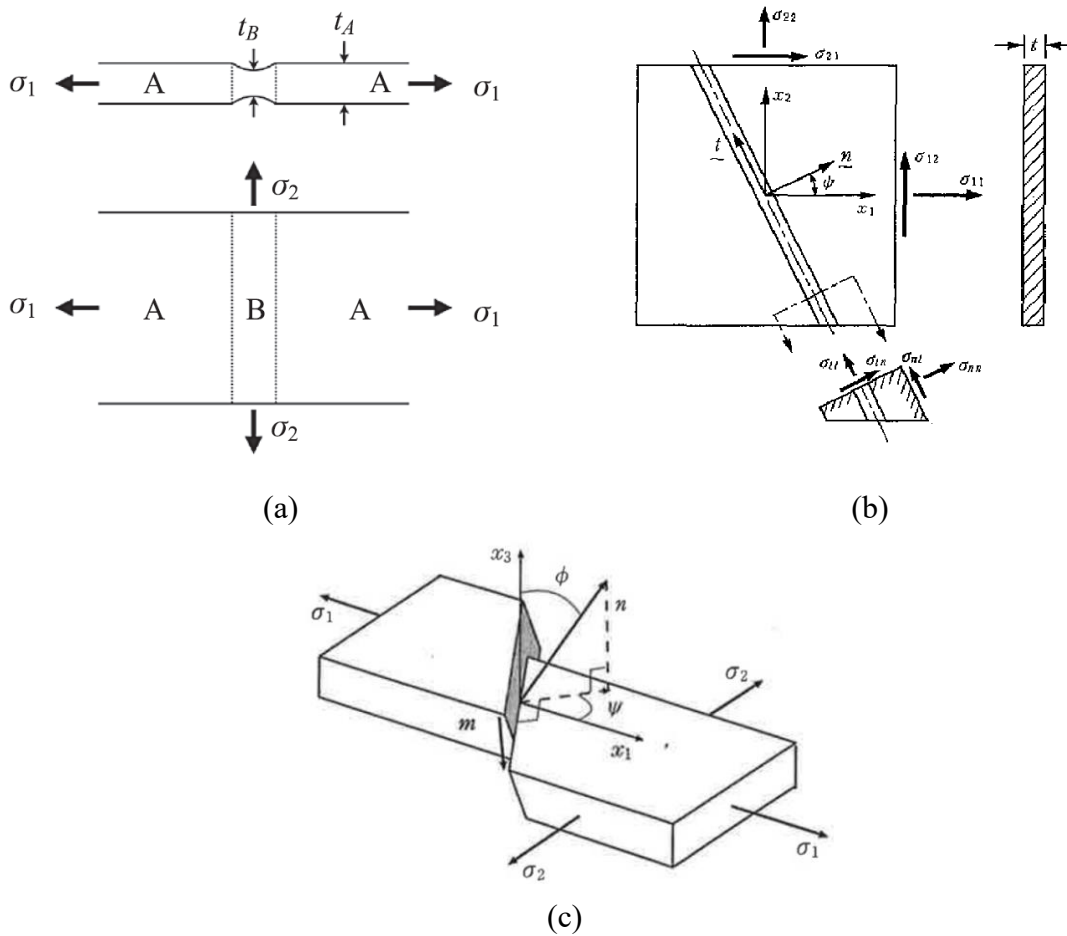


Fig. 1.7 Schematic representations of prediction theories for forming limit: (a) M-K theory³⁵⁾, (b) S-R theory³⁶⁾, and (c) 3-D local bifurcation theory³⁷⁾.

1.3 現象論に基づく力学的な材料特性の表現

力学的な材料特性は応力－ひずみ関係式であり，構成式とも呼ばれる．現在の成形解析において広く用いられている現象論に基づく塑性構成式は，「降伏条件」，「加工硬化則」および「流れ則」によって構成される．

1.3.1 降伏関数に関する従来研究

材料の降伏条件(降伏曲面の形状)を観測するためには，材料に任意かつ均一な多軸応力状態を発生させ，応力とひずみを精度よく測定することができる試験法が必要である．板材に用いられる代表的な試験法としては，Fig. 1.8 に概要を示すが，ブロック状試験片を用いた二軸圧縮試験，十字形試験片を用いた二軸引張試験(引張－圧縮混合負荷試験)，および円管状試験片を用いた軸力－内圧－ねじり複合試験がある．

ブロック状試験片用いた二軸圧縮試験³⁸⁾では，試験片の3方向から任意の二軸圧縮荷重を負荷することで種々の二軸圧縮応力状態を発生させる．主応力空間上の全ての応力状態を発生させることができる．板材に適用する場合は，座屈を抑制するために接着積層した試験片を用いる．ただし，工具と試験片の間に生じる摩擦抵抗を考慮しなければならない．

二軸引張試験は，十字形の試験片の直交する2組の腕部に任意の引張荷重を負荷することで，試験片中央部に任意の二軸引張応力状態(平面応力問題における応力平面の第1象限内の応力状態)を発生させる．試験片の板厚が一樣な場合，破断は腕部で生じるため中央部に与えることのできるひずみ量は腕部の強度に大きく依存する．また，腕部の接続が中央部の応力状態の不均一を招く原因となるため，種々の試験片形状が提案されている³⁹⁾⁴⁴⁾．桑原ら⁴⁵⁾が提案したスリット付き十字形試験片は，スリット幅の拡大によって中央部の応力分布におよぼす腕部の影響を抑制している．ひずみゲージ貼付部の応力と腕部の荷重から算定される応力の誤差が2%以下であることが示されており⁴⁶⁾⁴⁷⁾，ISO規格に採用されている⁴⁸⁾．また，スリット付き十字形試験片の1組の腕を切除し圧縮荷重を負荷することで，応力平面の第2および第4象限内の二軸応力状態を発生させる引張－圧縮混合負荷試験法も提案している⁴⁹⁾．

軸力－内圧－ねじり複合試験は，円管状試験片に軸力，内圧およびねじりトルクを

同時に負荷し、試験片の軸方向中央部に任意の多軸応力状態を発生させる⁵⁰⁾⁻⁵²⁾。円管状試験片を用いることで、破断が生じるまでの塑性変形挙動を測定することができる。板材に適用する場合は、管状に成形し突き合わせ溶接することで円管状試験片を製作する。この場合、円管状に成形する際に受ける成形ひずみを考慮する必要がある。

これら実験より得られた材料特性を成形解析に用いるためには、降伏関数として定式化する必要がある。材料の降伏挙動が等方性を示す場合、1.3.2 節(a)で述べた Mises の降伏関数⁵³⁾が用いられる。材料の降伏挙動が異方性を示す場合、異方性降伏関数が用いられる。現象論に基づく異方性降伏関数は、異方性パラメータを導入し、関数としての表現自由度を上げることによって異方性を表現している。各異方性パラメータは降伏曲面の測定結果に合うよう決定する。これまで提案された異方性降伏関数は、Fig. 1.9 に概要を示すが、①多項式型、②線形変換型、③曲線補間型の 3 タイプに大別される。

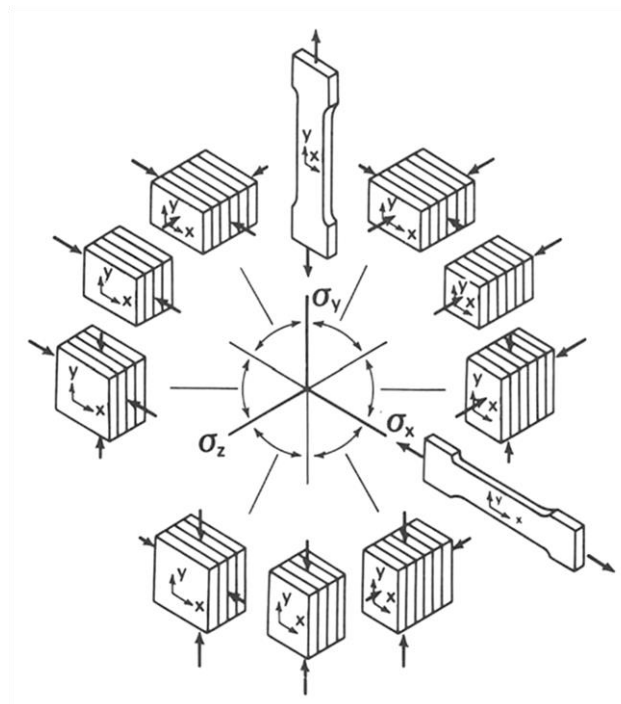
多項式型の異方性降伏関数として、最も基本的なものは Hill の 2 次降伏関数⁵⁴⁾であり、Mises の降伏関数の各項に F, G, H, N, L, M からなる定数の異方性パラメータを有する。また、Hill 自身が改良したモデル⁵⁵⁾⁻⁵⁷⁾、Gotoh の 4 次関数⁵⁸⁾⁵⁹⁾、Soare ら⁶⁰⁾および Yoshida ら⁶¹⁾による 6 次関数などが提案されている。多項式型は、異方性パラメータが陽に求まることや、プログラミングが容易なことが利点である。一方で、安定条件を満たすための降伏曲面の凸面性が保証されないことや、高次化にともないパラメータの数が増加し材料試験水準が多くなる欠点がある。

線形変換型の異方性降伏関数は、1954 年に提案された Herchey⁶²⁾の応力成分の差分を n 乗するアイデアを発展させたものである。Hosford⁶³⁾は、主応力成分の差を n 乗した後に異方性係数を作用させて異方性を表現した。しかし、この方法ではせん断応力成分を含む場合計算ができない。Balart ら⁶⁴⁾⁶⁵⁾および Banabic ら⁶⁶⁾は異方性テンソルによって線形変換された応力成分の主値を用いることでせん断応力成分を含む場合も計算可能な関数を提案した。線形変換型は、降伏曲面の凸面性が保証されていることや、次数に自由度があることが利点である。一方で、異方性パラメータの算出に収束計算が必要なことが欠点である。

曲線補間型の異方性降伏関数は、実験点を滑らかな曲線で繋ぐものである⁶⁷⁾。降

伏曲面の表現の自由度は高いが、凸面性が保証されておらず、表現精度を確保するためには多くの実験が必要となる。

このように異方性降伏関数は多くの研究によって種々の高精度なモデルが提案されているが、高精度化のため、複雑な現象を表現しようとする材料パラメータが多く、パラメータの同定のために、多くの実験が必要となる。



(a)

Fig. 1.8 Schematic representation of multi-axial stress tests: (a) Layered specimen for compression method³⁸⁾, (b) Cruciform specimen with slits⁴⁵⁾, (c) Multiaxial tube expansion testing.

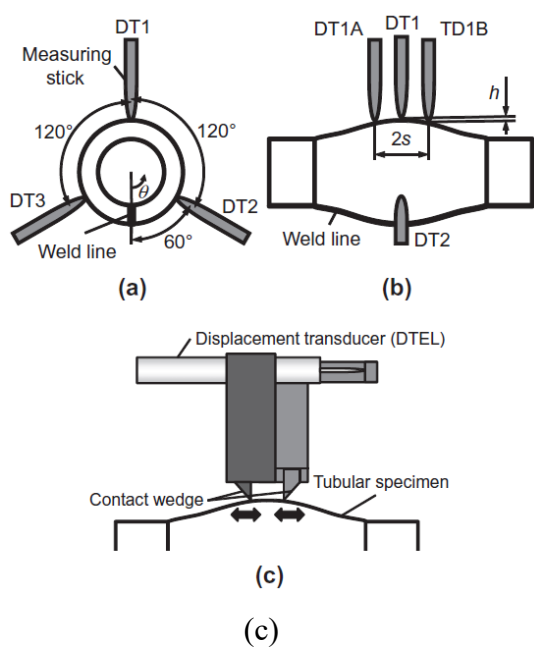
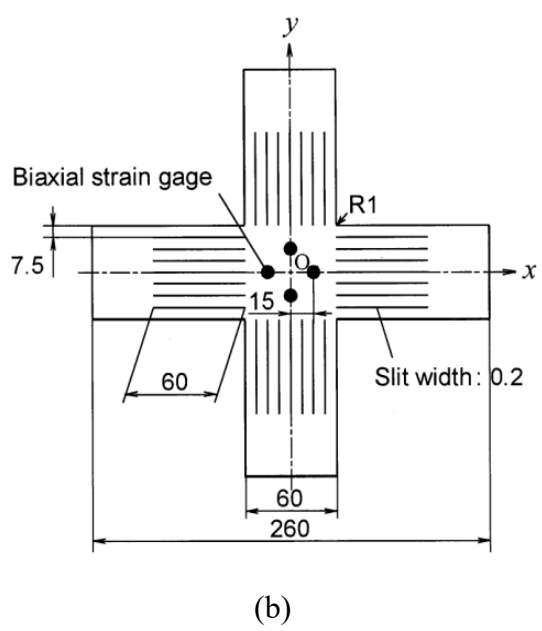


Fig. 1.8 Continued.

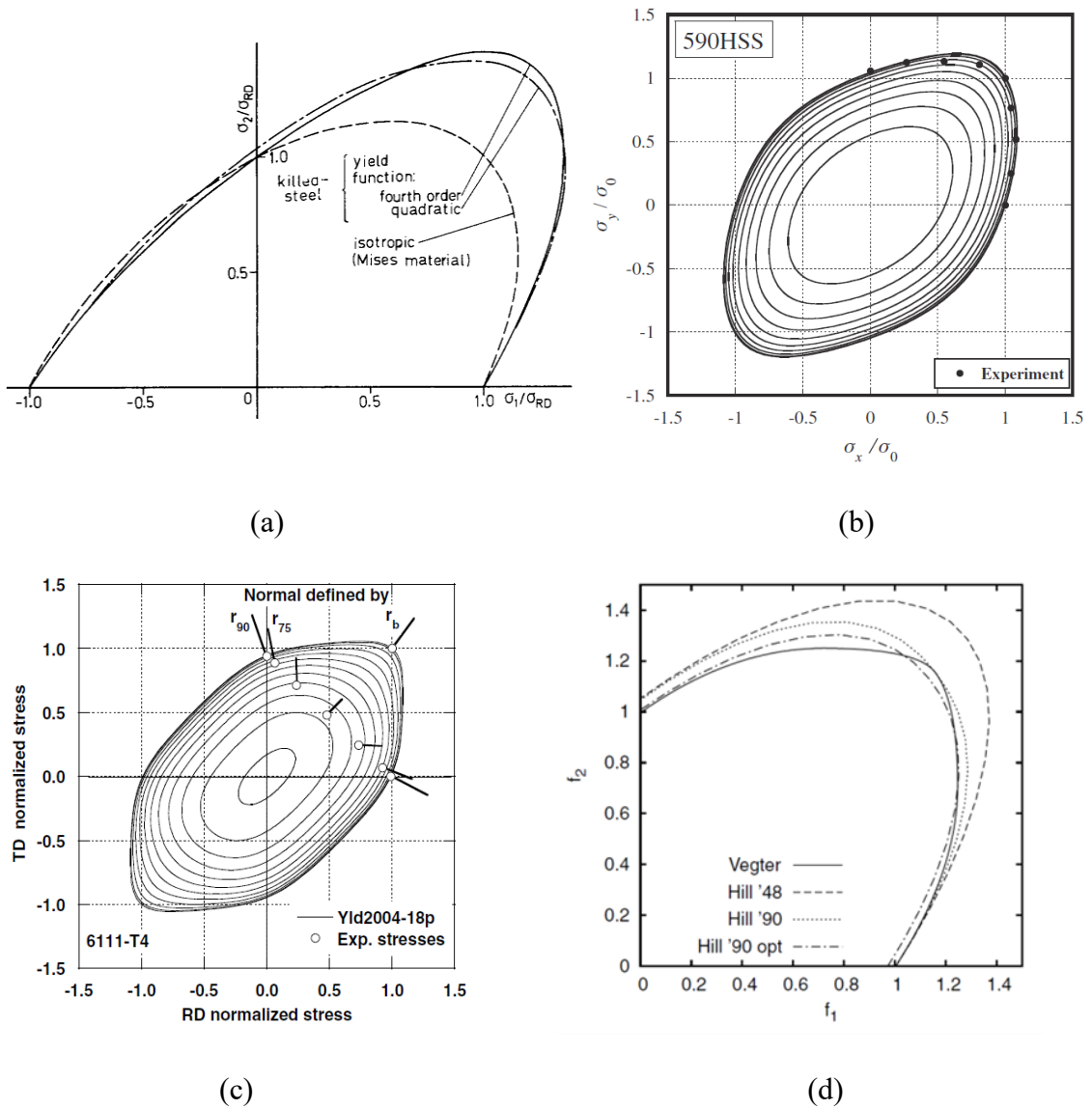


Fig. 1.9 Theoretical unisotropic yield loci: (a) Gotoh's biquadratic yield function⁵⁸⁾, (b) Yoshida's 6th order yield function⁶¹⁾, (c) Barlat's higher-order yield function⁶⁵⁾, (d) Hill 48⁵⁴⁾, Hill 90⁵⁶⁾ and Bézier curve (Vegter)⁶⁷⁾.

1.3.2 加工硬化に関する従来研究

加工硬化則は単純には相当応力と相当塑性ひずみの関係，すなわち比例負荷における応力-ひずみ曲線をいかに正確に測定し，その挙動をいかに高精度に表現するかが問われる．代表的な試験法としては，単軸引張試験，液圧バルジ試験，単純せん断試験および円柱圧縮試験がある．

これら実験より得られた材料特性を成形解析に用いるためには，加工硬化式として

定式化する必要がある。代表的な加工硬化式としては、1909 年の Ludwik の式⁶⁸⁾、1948 年の Swift の式⁶⁹⁾、1952 年の Voce の式⁷⁰⁾、1971 年の Ludwigson の式⁷¹⁾などが挙げられる。Ludwik および Swift の式は Hollomon⁷²⁾の n 乗硬化則と同様の性質を有しているが、弾性域と塑性域を厳密に区別した加工硬化式である。Ludwigson および Voce の式はアルミなどの fcc 金属向けに考案されたものである。また、近年では Shirakami ら⁷³⁾が広い範囲のひずみ域で加工硬化挙動を測定する中で、 n 値がひずみによって変化することに着目し、新たな加工硬化式を開発している。

これまでに示した加工硬化式は応力およびひずみの増加に伴って、降伏曲面が相似形状のまま膨張する等方硬化が成り立つと仮定できる場合に適用できる。しかし、実際には、応力の状態によって加工硬化挙動が異なる、つまり、降伏局面がひずみの進展によって形状が変化する異方硬化と呼ばれる現象も存在する。

Fig. 1.10 に黄銅、アルミ、鉄鋼およびチタンにて確認されている異方硬化挙動を示す。1992 年に Hill ら⁷⁴⁾⁷⁵⁾は、黄銅管に軸力と内圧を負荷し、二軸応力下における異方硬化挙動を実験的に観測した。Kuwabara らの研究グループは種々の冷延鋼板⁴⁵⁾⁷⁶⁾⁷⁷⁾、アルミニウム合金板⁷⁸⁾および純チタン板⁵¹⁾の二軸引張試験を実施し、様々な金属材料において異方硬化挙動が観測されることを示した。

現象論に基づく塑性力学解析において異方硬化を表現するためには、塑性変形の進展にともなって降伏曲面の形状が変化するモデルを用いる必要がある。Fig. 1.11 に異方硬化挙動のモデル化の概要を示す。異方硬化挙動のモデル化の最も簡単な手法としては、異方性降伏関数の異方性パラメータを相当塑性ひずみの関数とする手法がある⁷⁹⁾⁻⁸²⁾。この方法では、降伏関数が複雑になり、パラメータの数が飛躍的に増加する欠点がある。そこで Stoughton ら⁸³⁾および Tsuru ら⁸⁴⁾は塑性力学解析に種々の方向の応力-ひずみ曲線を入力データとして与え、Hill の異方性降伏関数の異方性パラメータを要素毎の相当塑性ひずみ量に応じて変化させる方法を用いた。この方法は、降伏関数の異方性パラメータが陽に求まることが条件となる。Yoshida ら⁸⁵⁾は、降伏初期と塑性変形が十分に進展した変形域の降伏関数を定義し、その間の変形域では両者を重み付け結合で表現する方法を提案した。この方法では、異方硬化挙動の表現の自由度が限定される。また、これら手法の共通点として、異方硬化挙動が変形履歴に依らない(相当塑性ひずみの大きさのみで決まる)ことが前提となっている。

Barlat らは異方硬化挙動の変形履歴依存性を表現するための新しい枠組みとして、同次関数型の異方硬化モデルを提案している⁸⁶⁾⁻⁸⁸⁾。このモデルは負荷履歴を表現するテンソルを用いることで、負荷方向とその逆方向の異方性の発達を分けて表現する。

このように異方硬化挙動は様々な金属材料で確認され、そのモデル化が進められている。異方性降伏関数以上に必要となる材料パラメータや実験が多くなる傾向にある。

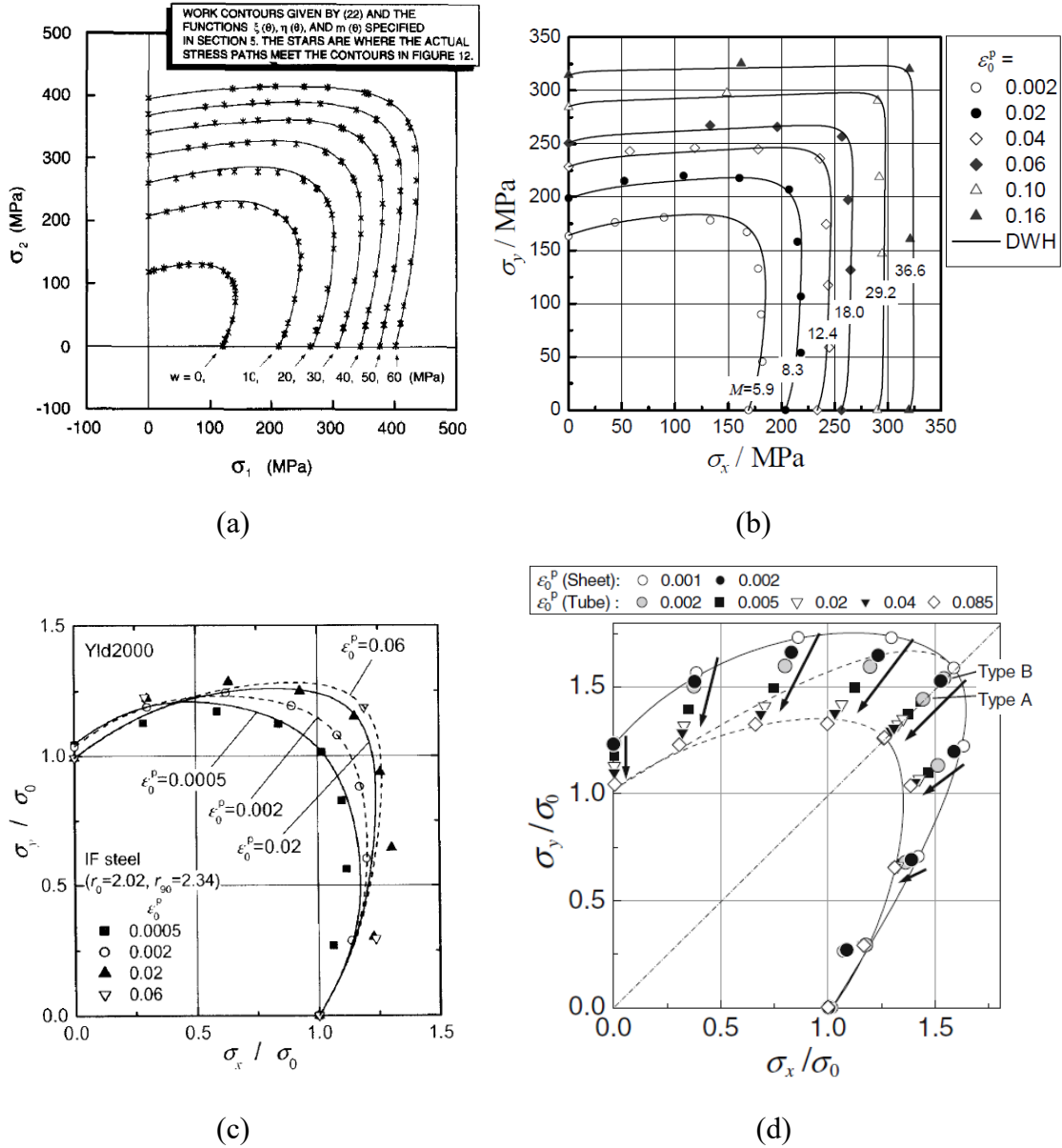


Fig. 1.10 Differential hardening behaviors: (a) Brass⁷⁵⁾, (b) 6014-T4 Aluminum alloy⁸²⁾, (c) IF steel⁷⁷⁾, (d) Pure titanium⁵¹⁾.

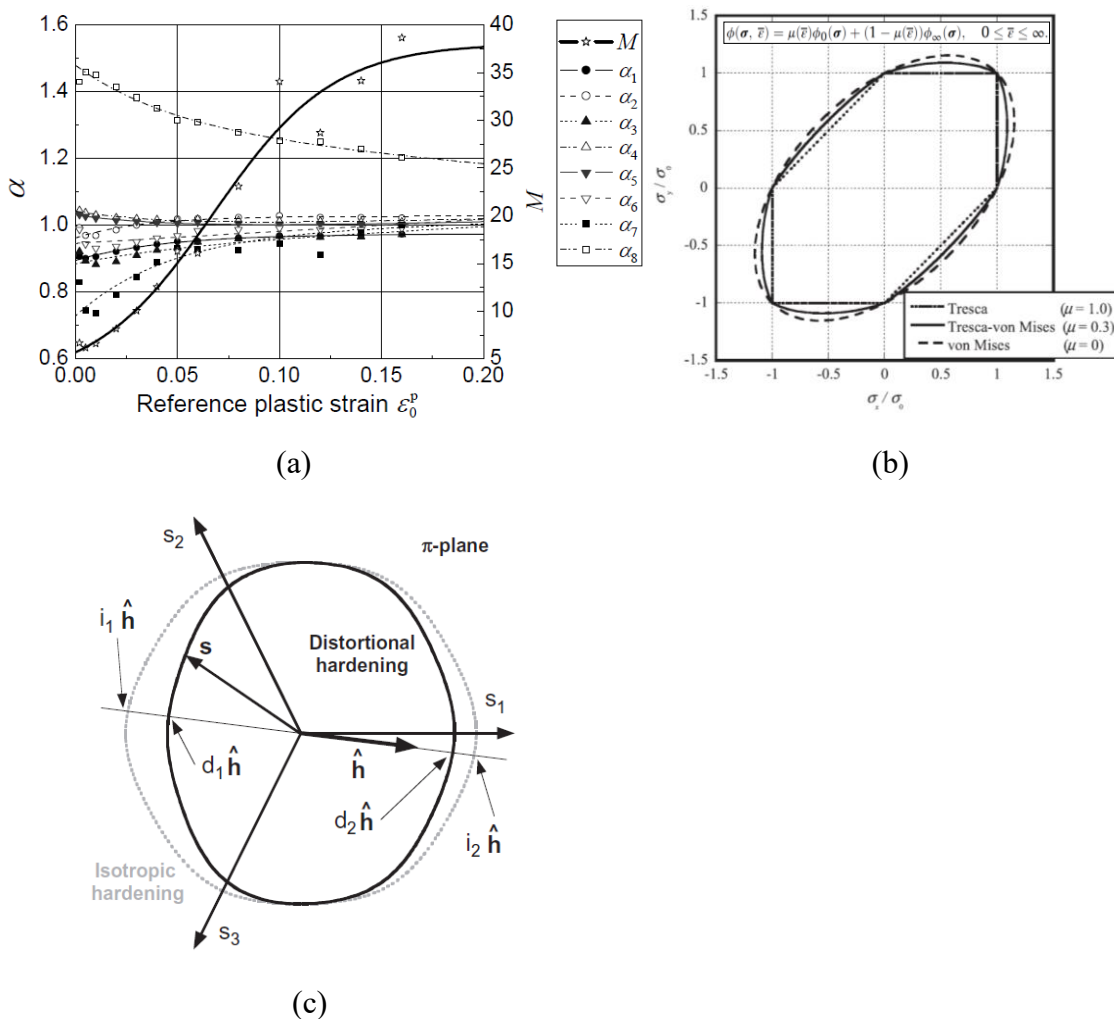


Fig. 1.11 Differential hardening models proposed by (a) Yanaga *et al.*⁸²⁾, (b)Yoshida *et al.*⁸⁵⁾, (c) Barlat *et al.*⁸⁷⁾.

1.3.3 流れ則に関する従来研究

現象論に基づく塑性構成式における流れ則は、Prandtl-Ruess の構成式⁹⁰⁾⁹¹⁾が提唱されて以来、関連流れ則が用いられる場合が多い。この枠組みを踏襲するのであれば、塑性構成式の高精度化は降伏関数と加工硬化式の研究に尽きる。種々の課題や実現象との乖離が指摘されてもなお、関連流れ則が用いられる理由は、モデルの取り扱いが容易であり、それでいて実用上十分な解析精度が得られるためである⁹²⁾。

1.4 微視的構造、物理機構に基づく材料特性の表現

これまでに述べてきたように現在広く普及している板材成形シミュレーションは巨視

的な連続体力学の枠組みで構築された現象論的材料モデルが用いられている。これらは実用性の高いものである反面、その理論にマイクロ構造についての具体的な物理根拠を持たないため、微視的構造とマクロな応答の直接的な関係を記述することは困難である。また、外挿的な予測能力を基本的に有しないため、未知の変形挙動の予測に使用するのには必ずしも適切ではない。さらに、複雑な現象を表現しようとする特殊で複雑な数学モデルとなったり、多項式近似などにより、材料パラメータが増え、多数の材料評価試験をする必要がある。

上述の現象論的材料モデルに対し、結晶格子のすべりという塑性変形の素過程に着目した結晶塑性理論がある。結晶塑性理論では転位論的モデルや金属物性的な知見を容易にかつ合理的に構成式へ取り込むことが可能である。また、転位の性質および集合組織などの材料内部の特徴と変形形態、降伏局面や加工硬化などのマクロな応答とを理論的に関係づけることが可能となる。

結晶塑性理論には各結晶の応力とひずみの状態とマクロな応力とひずみの関連付けの手法により、古典的な Taylor, Bishop & Hill のモデルに代表される均一化、統計的な手法と結晶塑性有限要素法に代表される代表体積要素を活用する手法に大別される。

均一化および統計的な手法である Taylor モデル⁹³⁾はマクロな塑性ひずみと各結晶粒の塑性ひずみは等しいと仮定し、さらに塑性仕事が最小になるすべりにて各結晶粒のすべりが発生するとした。これは全くの直感から構築された仮定であるが、第一近似として広く受け入れられている。しかし、マクロな塑性ひずみと各結晶粒の塑性ひずみが等しいという仮定は事実と反する。そこで Alamel モデル⁹⁴⁾では隣接する2つの結晶粒のクラスタを考慮し、クラスタはマクロな塑性ひずみを満たすように変形する。しかし、隣接する結晶粒面において2つの変形形態を許すことによって結晶粒間の相互作用を表現する。本手法により金属材料の圧延時の集合組織を予測することが可能となる。

代表体積要素を活用する結晶塑性有限要素法は Asaro ら⁹⁵⁾によって提案され、金属結晶内の変形機構を求める手法である。有限要素法の構成則に各すべり系に働くせん断応力とせん断ひずみの関係を導入することで、結晶粒同士の力と変位の連続性を保証し、任意の境界条件に適用することが出来る。さらに結晶粒の回転も取り入

れることが出来るため、これまでの結晶塑性解析手法の弱点を克服できる。比嘉ら⁹⁶⁾は結晶寸法の異なる多結晶体の変形挙動解析を行い、微視構造の特徴長さに依存した多結晶金属材料の結晶粒内変形やマクロな変形形態について検討している。

1.5 本研究の目的

以上のレビューから、現象論に基づく塑性力学では精度を向上させるため、複雑な現象を表現しようとするほど、モデルが煩雑化し、多数の材料パラメータ、同定するための試験が必要になることが分かった。特に異方硬化挙動は同時に降伏局面の異方性も発現するため、産業上取り扱っていくためには本課題を解決する必要がある。そこで、材料の変形機構の物理的理解に基づく材料モデルの構築により、機械試験数の削減が可能となる。そのためには多軸応力下での材料の加工硬化挙動とその機構を明らかにする必要がある。

異方硬化挙動の物理機構の解明および予測精度については結晶塑性理論を用いて様々な試みがなされている。例えば、Yoshidaら⁹⁷⁾は、円管による多軸引張試験により3000系アルミニウム合金板の異方硬化挙動を実測するとともに、結晶塑性有限要素解析により多軸応力下の加工硬化挙動をシミュレーションしている。また、Hashimotoら⁹⁸⁾は均質化法に基づく結晶塑性有限要素解析により5000系アルミニウム合金板の2軸引張変形のシミュレーションを行うとともに、実験値と比較している。しかし、これらの研究は、結晶塑性有限要素解析による異方硬化挙動の予測精度を明らかにしている点で興味深い。自動車の外板パネルに用いられている高深絞り型のフェライト単相鋼に関する知見はない。一方、Hamaら⁹⁹⁾は深絞り用のIF (Interstitial Free)鋼板を対象に結晶塑性有限要素解析の予測精度を検討しているものの異方硬化挙動の機構については検討がなされていない。また、Kuboら¹⁰⁰⁾¹⁰¹⁾は、SEM(Scanning Electron Microscope)真空チャンバー内での2軸引張装置を開発し、IF鋼に対してSEM-EBSD(Electron Backscatter Diffraction Pattern)解析により単軸引張および等2軸引張変形時の組織変化を観察するとともに、巨視的なひずみ増分と微視的なひずみ増分は同一と仮定し結晶方位分布に応じて重み付けするfull constraints Taylorモデルにより降伏曲面を計算している。その結果、彼らは等2軸変形によりND//<111>と<100>

方位が発達することや、結晶粒内の不均一変形の違いと指摘している。しかし、実験による集合組織の変化を念頭においた現象論的な報告にとどまっている。

そこで本研究では、深絞り用鋼板を対象に十字形試験片を用いた2軸引張試験により多軸応力下での加工硬化特性と等塑性仕事面を調査し、その特徴を明らかにする。続いて、均一化および統計的な手法である Advanced lamel モデルと結晶塑性有限要素法を活用し、異方硬化挙動の再現手法を検討する。そして、得られた結果および仮想的に集合組織を変化させた結晶塑性解析により、異方硬化挙動におよぼす集合組織の影響や異方硬化挙動の物理機構について考察する。

1.6 本論文の構成

第 1 章では、本研究の実施に至った社会的背景および関連する従来知見について述べ、本研究の目的および意義を明らかにする。

第 2 章では引張試験および 2 軸引張試験により多軸応力下における加工硬化挙動を実験的に評価する。さらに等塑性仕事面を作成し、異方硬化挙動を明らかにする。

第 3 章では第 2 章で明らかにした異方硬化挙動の再現を 2 種類の結晶塑性解析により試みる。結晶塑性解析は均一化および統計的な手法と代表体積要素を用いる手法の 2 種類に大別される。それぞれの代表として Advanced lamel モデルと結晶塑性有限要素法を用いる。

第 4 章では異方硬化の物理機構について考察する。仮想的に集合組織を変化させた結晶塑性解析により、集合組織依存性を検討する。さらに、第 3 章の結果に至った原因から、異方硬化の転位の切り合いによる潜在硬化の寄与について考察する。

第 5 章では第 2 章から第 4 章で得られた知見を総括すると共に今後の展望について述べる。

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3版, 日刊工業新聞社, (2007).
- 2) 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, 84-748(1981), 261-267.
- 3) 石田忠一, 内田俊之, “大型プレス機械の歴史”, 塑性と加工, 15-156(1974), 62-68.
- 4) 吉田総仁, “板材成形技術 50年の進歩”, 塑性と加工, 52-600(2011), 42-49.
- 5) 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).
- 6) 日本塑性加工学会[編], 塑性加工用語辞典, コロナ社, (1998).
- 7) 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, 38-221(1935), 635-636.
- 8) 益田森治, “絞りの塑性変形(第1報)”, 日本機械学会論文集, 8-32(1942), 121-125.
- 9) 中川威雄, 阿部邦雄, 林豊[著], 薄板のプレス加工, 実教出版株式会社, (1977), 101-105.
- 10) 吉田清太, “薄鋼板のプレス成形限に関する最近の研究”, 鉄と鋼, 56-3(1970), 402-419.
- 11) 吉田清太, “金属板の成形における変形状態図と図形の挙動(変形状態図とその応用に関する研究 -1-)”, 理化学研究所報告, 44-4(1968), 169-185.
- 12) 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, 35-3(1959), 199-213.
- 13) 林豊, “板材のプレス成形性”, 第40回塑性加工学講座(塑性加工学会)力学コース「板材成形」テキスト, (1985), 55.
- 14) 吉田清太, “薄板の引張試験に関する今後の問題”, 塑性と加工, 6-58(1965), 650-663.
- 15) 林央, “板成形限界の評価方法”, 塑性と加工, 34-385(1993), 116-124.

- 16) Prandtl L., “Über die Härte Plastischer Körper, Nachrichten von der Königlichen Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen”, Math.-physik. Kl., (1920), 74-85.
- 17) Hencky H., “Über einige statisch bestimmte Fälle des Gleichgewichts im plastischen Körpern”, Z. Angew. Math. Mech., 3(1923), 241-251.
- 18) Siebel E., “Untersuchungen über bildsame Formänderung unter besonderer Berücksichtigung des Schmiedens”, Maschinenbau/Betrieb, 9(1923), 307-312.
- 19) Swift H. W., “Plastic Bending under Tension”, Engineering, 166(1948), 333-357.
- 20) Hill R., “Theory of plastic bulging of metal diaphragm by lateral pressure”, Philosophical Magazine, 41(1950), 1133-1142.
- 21) Woo D. M., “Analysis of the Cup-drawing Process”, Journal of Mechanical Engineering Science, 6(1964), 116-131.
- 22) Wang N. M. & Budiansky B., “Analysis of sheet metal stamping by a finite-element method”, J. Appl. Mech., 45(1978), 73-82.
- 23) Kobayashi S. & Kim J. H., “Deformation analysis of axisymmetric sheet metal forming processes by the rigid-plastic finite element method”, Mechanics of sheet Metal Forming, (1978), 341-365, Plenum Press (New York).
- 24) Arlinghaus F. J., Frey W. H., Stoughton T. B. & Murthy B. K., “Finite Element Modeling of a Stretch-Formed Part”, Computer Modeling of Sheet Metal Forming Process (eds. N. M. Wang & S. C. Tang), (1985), 51-64.
- 25) Tang S. C., “Verification and Application of Binder Wrap Analysis”, *ibid.*, 193-208.
- 26) 戸川隼人, “有限要素法とは何か”, 日本機学会誌, 82-732(1979), 1234-1241.
- 27) Courant R., “Variational methods for the solution of problems of equilibrium and vibrations”, Bulletin of the American Mathematical Society, 49(1943), 1-24.
- 28) 田端正久, “有限要素法(第1回)”, バイオメカニズム学会誌, 9-1(1985), 38-43.
- 29) 秋山守, 星野力, 清水彰直, 宮健三, 高橋博, 岩田修一, 矢川元基, 中川雅俊, 近藤駿介, “原子力研究開発と数値シミュレーション技術”, 日本原子力学会誌, 34-3(1992), 193-226.
- 30) Turner M. J., Clough R. W., Martin H. C. & Topp L. T., “Stiffness and deflection

- analysis of complex structures”, *J. Aeronautical Sciences*, 23(1956), 805-854.
- 31) 小林徳夫, 村田庫一, 石垣秀夫, “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*, 10-106(1969), 793-800.
 - 32) 平松秀基, 道場康二, 豊田政男, “応力三軸度が小さい力学状態における構造用材料の延性き裂発生特性”, *日本造船学会論文集*, 192(2002), 563-571.
 - 33) 大家哲朗, 伊藤耿一, “金属塑性加工における破断予測理論の展望”, *塑性と加工*, 56-658(2015), 914-919.
 - 34) Hill R., “On Discontinuous Plastic States, with Special Reference to Localized Necking in Thin Sheets”, *J. Mech. Phys. Solids*, 1-1(1952), 19-30.
 - 35) Marciniak Z. & Kuczynski K., “Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metal”, *Int. J. Mech. Sci.*, 9-9(1967), 609-620.
 - 36) Stören S. & Rice J. R., “Localized necking in thin sheets”, *J. Mech. Phys. Solids.*, 23-6(1975), 421-441.
 - 37) 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*, 39-445(1998), 158-162.
 - 38) Tozawa Y., “Plastic deformation behavior under conditions of combined stress”, *Mechanics of Sheet Metal Forming*(eds. D.P. Koistinen & N.-M. Wang), (1978), 81-110.
 - 39) 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*, 16-165(1967), 433-439.
 - 40) Shiratori E. & Ikegami K., “Experimental study of the subsequent yield surface by using cross-shaped specimens”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 16-6(1968), 373-394.
 - 41) Ferron G. & Makinde A., “Design and development of a biaxial strength testing device”, *Journal of Testing and Evaluation*, 16-3(1988), 253-256.
 - 42) Makinde A., Thibodeau L. & Neale K. W., “Development of an apparatus for biaxial testing using cruciform specimens”, *Experimental mechanics*, 32-2(1992), 138-144.
 - 43) Demmerle S. & Boehler J. P., “Optimal design of biaxial tensile cruciform specimens”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 41-1(1993), 143-181.

- 44) Hoferlin E., Van Bael A., Van Houtte P., Steyaert G. & De Maré C., “Biaxial tests on cruciform specimens for the validation of crystallographic yield loci”, *Journal of Materials Processing Technology*, 80(1998), 545-550.
- 45) Kuwabara T., Ikeda S. & Kuroda K., “Measurement and analysis of differential work hardening in cold-rolled steel sheet under biaxial tension”, *Journal of Materials Processing Technology*, 80(1998), 517-523.
- 46) 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*, 52-601(2011), 282-287.
- 47) Hanabusa Y., Takizawa H. & Kuwabara T., “Numerical verification of a biaxial tensile test method using a cruciform specimen”, *Journal of Materials Processing Technology*, 213-6(2013), 961-970.
- 48) ISO 16842: 2014, *Metallic materials—Sheet and strip—Biaxial tensile testing method using a cruciform test piece.*
- 49) 桑原利彦, 堀内義雅, 上間直幸, ヤナ ジーゲルハイモヴァ, “金属薄板の面内に引張圧縮組合せ応力を負荷する材料試験法”, *塑性と加工*, 45-558(2007), 630-634.
- 50) Taylor G. I. & Quinney H., “The plastic distortion of metals”, *Philosophical Transactions of the Royal Society of London A*, 230(1932), 323-362.
- 51) Ishiki M., Kuwabara T. & Hayashida Y., “Measurement and analysis of differential work hardening behavior of pure titanium sheet using spline function”, *International Journal of Material Forming*, 4-2(2011), 193-204.
- 52) Kuwabara T. & Sugawara F., “Multiaxial tube expansion test method for measurement of sheet metal deformation behavior under biaxial tension for a large strain range”, *International Journal of Plasticity*, 45(2013), 103-118.
- 53) Von Mises R., “Mechanik der festen Körper im plastisch-deformablen Zustand”, *Gottinger Nachrichten Math. -Phys. Klasse*, (1913), 582-592.
- 54) Hill R., “A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals”, *Proceedings of the Royal Society of London A*, 193-1033(1948), 281-297.
- 55) Hill R., “Theoretical plasticity of textured aggregates” *Mathematical Proceedings*

- of the Cambridge Philosophical Society, 85(1979), 179-191.
- 56) Hill R., “Constitutive modeling of orthotropic plasticity in sheet metals”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 38-3(1990), 405-417.
 - 57) Hill R., “A user-friendly theory of orthotropic plasticity in sheet metals”, *International Journal of Mechanical Sciences*, 35-1(1993), 19-25.
 - 58) Gotoh M., “A theory of plastic anisotropy based on a yield function of fourth order (plane stress state)—I. *International Journal of Mechanical Sciences*”, 19-9(1977), 505-512.
 - 59) Gotoh M., “A theory of plastic anisotropy based on yield function of fourth order (plane stress state)—II. *International Journal of Mechanical Sciences*”, 19-9(1977), 513-520.
 - 60) Soare S., Yoon J. W. & Cazacu O., “On the use of homogeneous polynomials to develop anisotropic yield functions with applications to sheet forming”, *International Journal of Plasticity*, 24-6(2008), 915-944.
 - 61) Yoshida F., Hamasaki H. & Uemori T., “A user-friendly 3D yield function to describe anisotropy of steel sheets”, *International Journal of Plasticity*, 45(2013), 119-139.
 - 62) Hershey A. V., “The plasticity of an isotropic aggregate of anisotropic face-centered cubic crystals”, *Journal of Applied Mechanics*, 21-3(1954), 241-249.
 - 63) Hosford W. F., “Comments on anisotropic yield criteria”, *International Journal of mechanical sciences*, 27(1985), 423-427.
 - 64) Barlat F., Brem J. C., Yoon J. W., Chung K., Dick R. E., Lege D. J., Pourboghrat F., Choi S.- H. & Chu E., “Plane stress yield function for aluminum alloy sheets—part 1: theory”, *International Journal of Plasticity*, 19-9(2003), 1297-1319.
 - 65) Barlat F., Aretz H., Yoon J. W., Karabin M. E., Brem J. C. & Dick R. E., “Linear transformation-based anisotropic yield functions”, *International Journal of Plasticity*, 21-5(2005), 1009-1039.
 - 66) Banabic D., Aretz H., Comsa D. S. & Paraianu L., “An improved analytical description of orthotropy in metallic sheets”, *International Journal of Plasticity*, 21-

- 3(2005), 493-512.
- 67) Vegter H. & Van den Boogaard A. H., “A plane stress yield function for anisotropic sheet material by interpolation of biaxial stress states”, *International Journal of Plasticity*, 22-3) (2006), 557-580.
 - 68) Ludwik P., in *Elements der technologischen Mechanik*, Verlag Von Julius Springer, (1909), 32, Leipzig.
 - 69) Swift H. W., “Plastic Instability under Plane Stress”, *J. Mech. Phys. Solids*, 1(1952), 1-18.
 - 70) Voce E., “The Relationship between Stress and Strain for Homogeneous Deformation”, *J. Inst. Metals*, 74(1948), 537-562.
 - 71) Ludwigson D. C., “Modified stress-strain relation for FCC metals and alloys”, *Metall. Trans.*, 2(1971), 2825-2828.
 - 72) Hollomon J.H., “Tensile Deformation”, *Trans. Amer. Inst. Min. Metall. Eng.*, 162(1945), 268-290.
 - 73) Shirakami S., Tsunemi Y., Yoshida T., Kuwabara T., “Work-hardening behaviour of sheet steels in large strain regions and its simple approximation”, *Journal of Physics: Conference Series*, 1063 (2018) 012107.
 - 74) Hill R. & Hutchinson J. W., “Differential hardening in sheet metal under biaxial loading: a theoretical framework”, *Journal of Applied Mechanics*, 59(1992), S1-S9.
 - 75) Hill R., Hecker S. S. & Stout M. G., “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*, 31-21(1994), 2999-3021.
 - 76) Kuwabara T., Van Bael A. & Iizuka E., “Measurement and analysis of yield locus and work hardening characteristics of steel sheets with different r-values”, *Acta materialia*, 50-14(2002), 3717-3729.
 - 77) 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*, 90-12(2004), 1016-1022.
 - 78) 桑原利彦, 栗田圭一, “6000 系アルミニウム合金板の 2 軸引張塑性変形特性の測定と降伏条件式の検証”, *軽金属*, 50-1(2000), 2-6.

- 79) Plunkett B., Lebensohn R. A., Cazacu O. & Barlat F., “Anisotropic yield function of hexagonal materials taking into account texture development and anisotropic hardening”, *Acta Materialia*, 54-16(2006), 4159-4169.
- 80) Hu, W., “Constitutive modeling of orthotropic sheet metals by presenting hardening-induced anisotropy”, *International Journal of Plasticity*, 23-4(2007), 620-639.
- 81) Aretz H., “A simple isotropic-distortional hardening model and its application in elastic–plastic analysis of localized necking in orthotropic sheet metals”, *International Journal of Plasticity*, 24-9(2008), 1457-1480.
- 82) 彌永大作, 瀧澤英男, 桑原利彦, “6000 系アルミニウム合金板の異方硬化の定式と有限要素解析への適用”, *塑性と加工*, 55-636(2014), 55-61.
- 83) Stoughton T. B. & Yoon J. W., “Anisotropic hardening and non-associated flow in proportional loading of sheet metals”, *International Journal of Plasticity*, 25-9(2009), 1777-1817.
- 84) Tsuru E., Agata J., Nagata Y., Shirakami S. & Shinohara Y., ”Forming and Buckling Simulation on High-strength UOE Pipe with Plastic Anisotropy”, *Nippon Steel Technical Report*, 102(2013), 70-78.
- 85) Yoshida F., Hamasaki H. & Uemori T., “Modeling of anisotropic hardening of sheet metals including description of the Bauschinger effect”, *International Journal of Plasticity*, 75(2015), 170-188.
- 86) Barlat F., Grácio J. J., Lee M. G., Rauch E. F. & Vincze G., “An alternative to kinematic hardening in classical plasticity”, *International Journal of Plasticity*, 27-9(2011), 1309-1327.
- 87) Barlat F., Ha J., Grácio J. J., Lee M. G., Rauch E. F. & Vincz, G., “Extension of homogeneous anisotropic hardening model to cross-loading with latent effects”, *International Journal of Plasticity*, 46(2013), 130-142.
- 88) Barlat F., Vincze G., Grácio J. J., Lee M. G., Rauch E. F. & Tomé C. N., “Enhancements of homogenous anisotropic hardening model and application to mild and dual-phase steels”, *International Journal of Plasticity*, 58(2014), 201-218.

- 89) Tan Z., Maunusson C. & Persso, B., “The Bauschinger effect in compression-tension of sheet materials”, *Material Science Eng.*, A183(1994), 31-38.
- 90) Prandtl L., “Spannungsverteilung in plastischen Körpern”, *Proc. 1st Int. Congr. Appl. Mech.*, Delft, (1924), 43-54.
- 91) Reuss A., “Berücksichtigung der elastischen Formänderung in der Plastizitätstheorie”, *Z. Angew. Math. Mech.*, 10(1930), 266-274.
- 92) Barlat F. & Kuwabara T., “Anisotropic yield conditions in mathematical theory of plasticity”, *塑性と加工*, 57-662(2016), 230-237.
- 93) Taylor G. I., “Plastic strain in metals”, *J. Inst. Metals*, 62(1938), 307-324.
- 94) Van Houtte P., Li S., Seefeldt M., Delannay L., “Deformation texture prediction: from the Taylor model to the advanced Lamel model”, *International Journal of Plasticity.*, 21(2005), 589–624.
- 95) Asaro R., J., “Geometrical effects in the inhomogeneous deformation of ductile single crystals”, *Acta Metallurgica*, 27(1979), 3, 445-453.
- 96) 比嘉吉一, 澤田幸秀, 富田佳宏, “多結晶金属材料の特徴長さ依存性挙動の数値シミュレーション”, *日本機械学会論文集 A 編*, 69(2003), 679, 523-529.
- 97) Yoshida K., Ishii A., Tadano Y., *Int. J. Plast.*, 53(2014), 17-39.
- 98) Hashimoto K., Yamanaka A., Kawaguchi J., T. Sakurai, T. Kuwabara: *J. Jpn. Inst. Light Met.*, 65(2015), 196-203.
- 99) Hama T., Fujimoto H., Takuda H., *Procedia Manuf.*, 15(2018), 1808.
- 100) Kubo M., Yoshida H., Uenishi A., Suzuki S., Nakazawa Y., Hama T., Takuda H., *ISIJ Int.*, 56(2016), 4, 669-677.
- 101) Kubo M., Nakazawa Y., Yoshida H., Yonemura S., Hama T., Takuda H., *ISIJ Int.*, 56(2016), 12, 2259-2266.

第 2 章 2 軸引張試験による異方硬化挙動の評価

第 1 章で述べた通り板材成形シミュレーションで広く用いられている現象論モデルには精度を向上させる, すなわち, 複雑な現象を表現しようとするほど, モデルが煩雑になり, 材料パラメータが増え, それを同定するために多くの実験が必要になるという欠点がある. この欠点を克服するためには材料の変形機構の物理的理解に基づく材料モデルの構築が有効である. そのためには材料の変形機構を理解する必要がある. 本章では本研究で対象とする深絞り用鋼板の異方硬化挙動を明らかにする.

2.1 供試材

供試材は, 冷間圧延-連続焼鈍により製造された強度 270MPa 級の深絞り鋼板である. 板厚は 1.6mm である. Fig. 2.1 に圧延方向と平行方向(RD), 圧延方向と垂直方向(TD)および圧延方向に 45° 方向(45°)に JIS5 号引張試験片を採取し, 3mm/min 一定(初期ひずみ速度 $10^{-3}/s$)で引張試験を実施した結果を示す. 本試験の標点間距離は 50mm である. 供試材は伸び 50%以上の強度 270MPa 級鋼板である. また, RD, TD, 45° に対し, 伸び 20%で途中止めた引張試験より求めた鋼板の面内平均 Lankford 値は 1.7 である. Lankford 値の同定には JIS5 号引張試験片を用い, 標点間距離は平行部の中央の 25mm である. 伸び 20%到達時に除荷し, その後, 幅方向はノギスで, 長さ方向を投影機で測定し, Lankford 値を同定した.

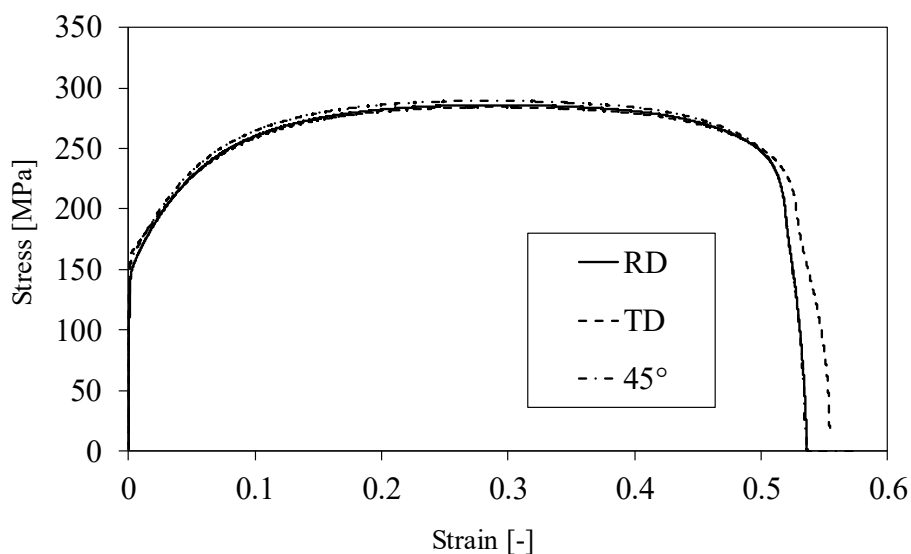


Fig. 2.1 Stress strain curve of test material.

2.2 実験方法および等塑性仕事面の導出方法

異方硬化挙動を測定する手法には管に内圧と軸力を付加する手法¹⁾²⁾と板を垂直に交わる荷重軸より引張負荷を与える2軸引張試験³⁾がある。本研究では供試材が鋼板であるため、管を用いる場合、管に成形するための予ひずみの付与が避けられない。そのため、十字形試験片を用いた2軸引張試験を実施した。十字形試験片の形状をFig. 2.2に示す。ここでは、圧延方向をx、圧延直交方向をyとした。本実験では、油圧サーボ制御2軸引張試験機を用いて、十字形試験片に2軸引張荷重を負荷した。このとき、圧延方向と圧延直交方向の真応力比が一定となるように制御し、応力比は $\sigma_{xx}:\sigma_{yy}=4:1, 2:1, 4:3, 1:1, 3:4, 1:2, 1:4$ の7通りとした。また、JIS5号試験片を用いた圧延方向および圧延直交方向の単軸引張試験により、真応力比 $\sigma_{xx}:\sigma_{yy}=1:0, 0:1$ における加工硬化特性を測定した。なお、試験速度は単位時間当たりの塑性仕事増分を一定とし、0.5MPa/minとした。

2軸引張試験におけるひずみは500万画素のCCDカメラを用いた画像処理により計測した。ひずみの計測方法を以下に述べる。まず、十字形試験片の中央表面を黒色に塗装し、その上に8mm四方の白色の矩形を描く。試験片とともに変形する白色の矩形をCCDカメラで逐次撮影し、その変形からひずみを算出した⁴⁾。なお、白色の矩形の描画位置はISO16842で規定されているひずみゲージの貼付位置とし、ひずみの算出は4節点四角形要素の中心のひずみと各節点の変位の関係を利用した⁴⁾。本手法を用いることでひずみゲージの取り付けが不要となり、さらに試験中の剥がれのリスクも無くすることが可能となる。

多軸応力下での加工硬化挙動を評価するために正規化された等塑性仕事面を算出した³⁾。具体的には、圧延方向と平行な単軸引張試験より、所定の対数塑性ひずみ ϵ_{p0} に達するまでになされた塑性仕事 W_{p0} を求める。続いて2軸引張試験により、得られたx軸、y軸の応力とひずみの関係より、それぞれ真応力、真ひずみに換算する。得られた真応力と真ひずみの関係から塑性仕事を求め、それらの合計が2軸引張試験における塑性仕事となる。塑性仕事 W_{p0} と等価となる各応力比での応力点(σ_{11}, σ_{22})を求め、主応力空間にプロットする。これらの点を各 ϵ_{p0} に対応する圧延方向の単軸引張応力 σ_0 で無次元化することで、正規化された等塑性仕事面を得た。

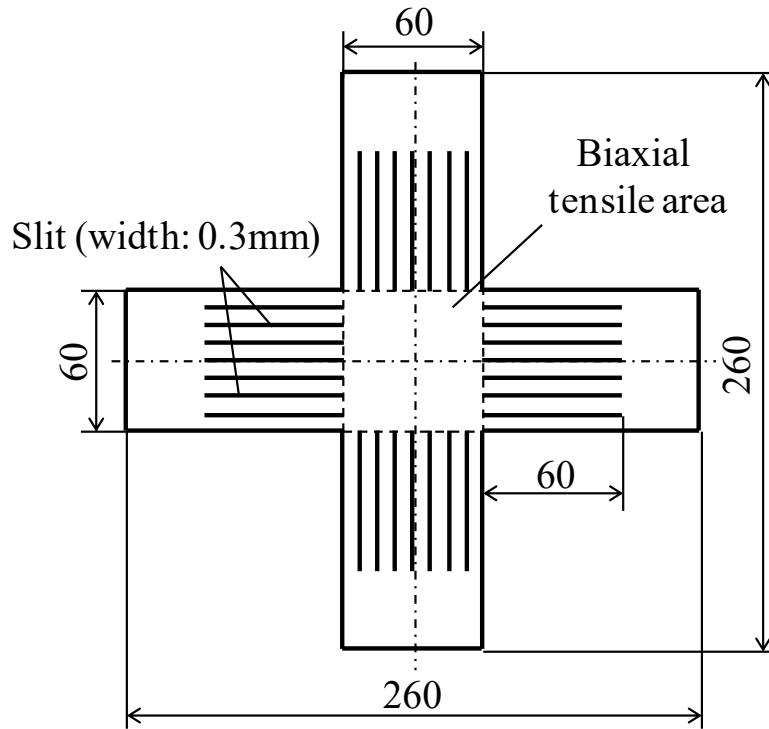
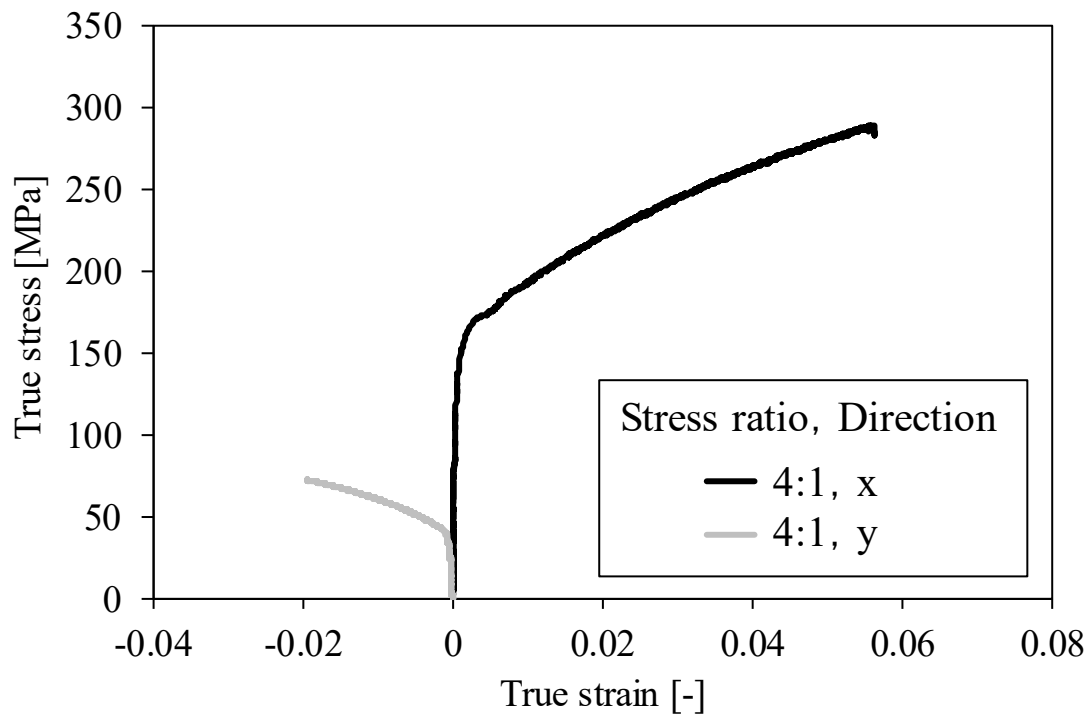


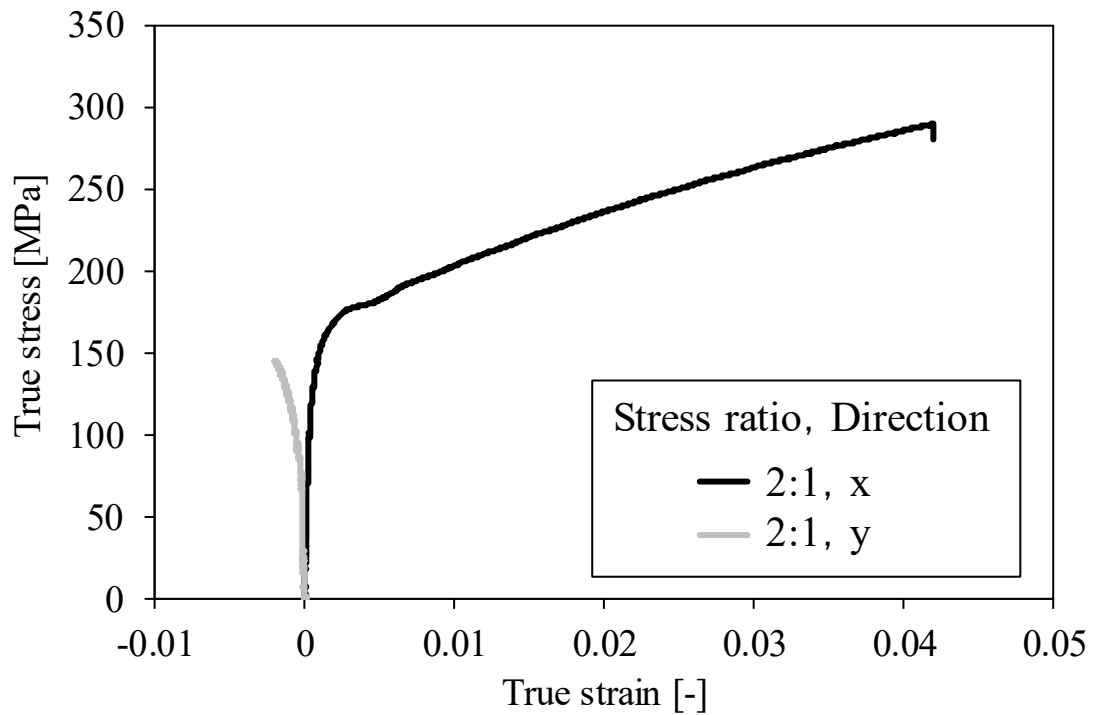
Fig. 2.2 Cruciform specimen for biaxial tensile test.

2.3 等塑性仕事面の評価

Fig. 2.3 に 2 軸引張試験で得られた各応力比の真応力, 真ひずみの関係を示す. 例えば, Fig. 2.3(b)の y と (f)の x を比較する明らかに一致せず, 異方性があることが分かる. Fig. 2.4 に 2 軸引張試験, 単軸引張試験で得られた真応力, 真ひずみにより, 正規化された等塑性仕事面を示す. なお, 等塑性仕事面を算出するための基準となる塑性ひずみ ϵ_{p0} は 0.005, 0.01, 0.02 および 0.04 とした. 応力比が 4:1~3:4 の範囲において, 等塑性仕事面は $0.005 \leq \epsilon_{p0} \leq 0.04$ の範囲で変形の進展とともに外側に膨張する異方硬化挙動を示した. 特に, 応力比が 1:1 となる等 2 軸引張近傍で顕著な異方硬化挙動を示した. また, 圧延直交方向である y 方向の応力が高くなる応力比が 1:4~3:4 の範囲において顕著な異方硬化は見られない. さらに応力比が 0:1 では等塑性仕事面は収縮傾向を示した.

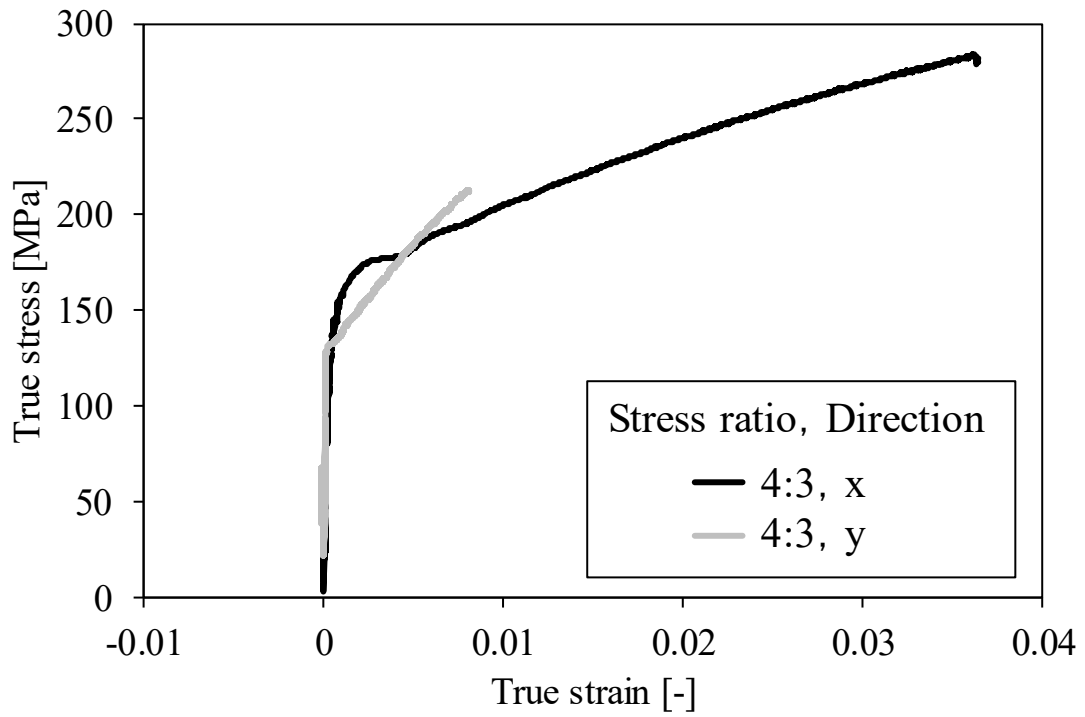


(a)

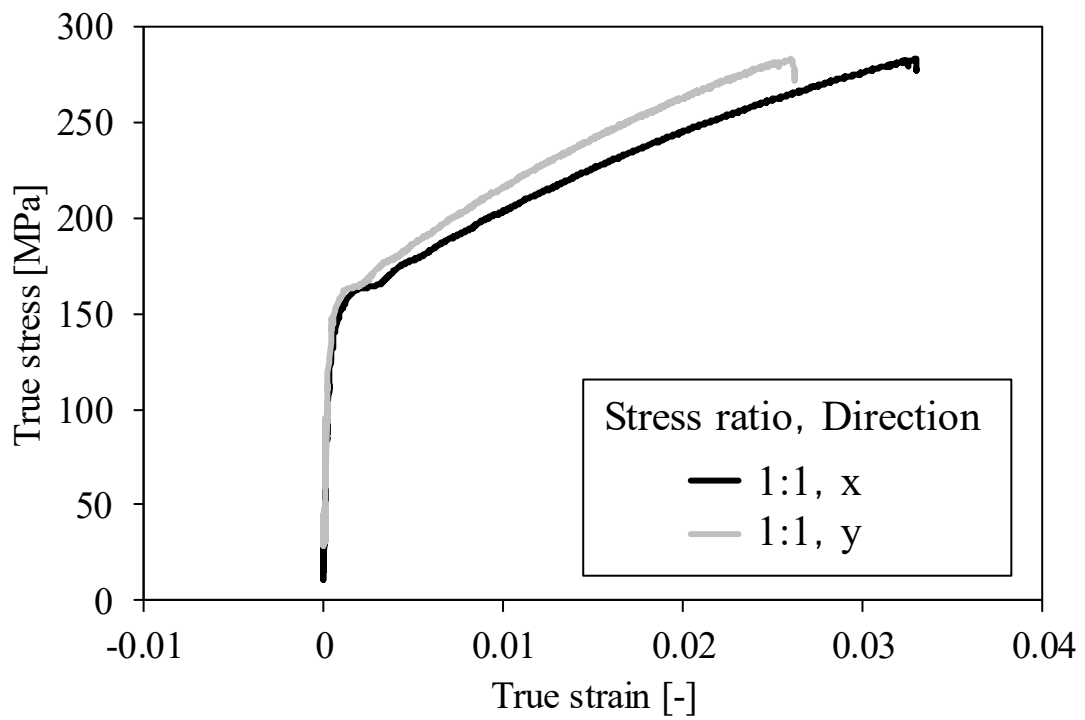


(b)

Fig. 2.3 True stress strain curve at biaxial tensile test: Stress ratio of (a) 4:1, (b) 2:1, (c) 4:3, (d) 1:1, (e) 3:4, (f) 1:2, (g) 1:4.

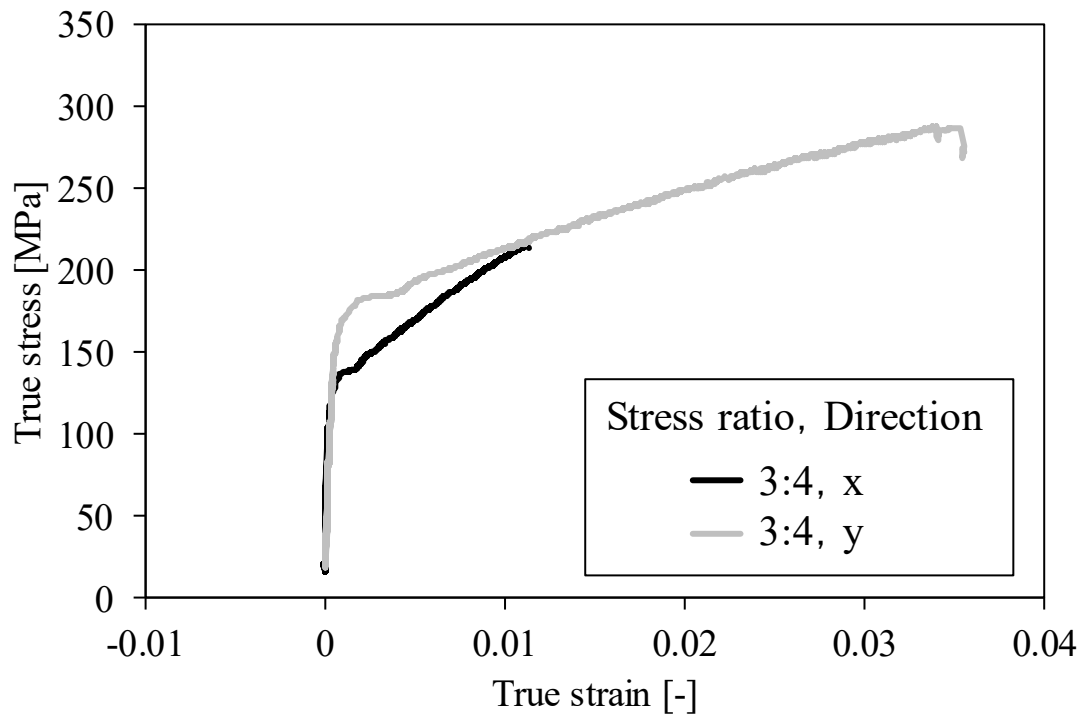


(c)

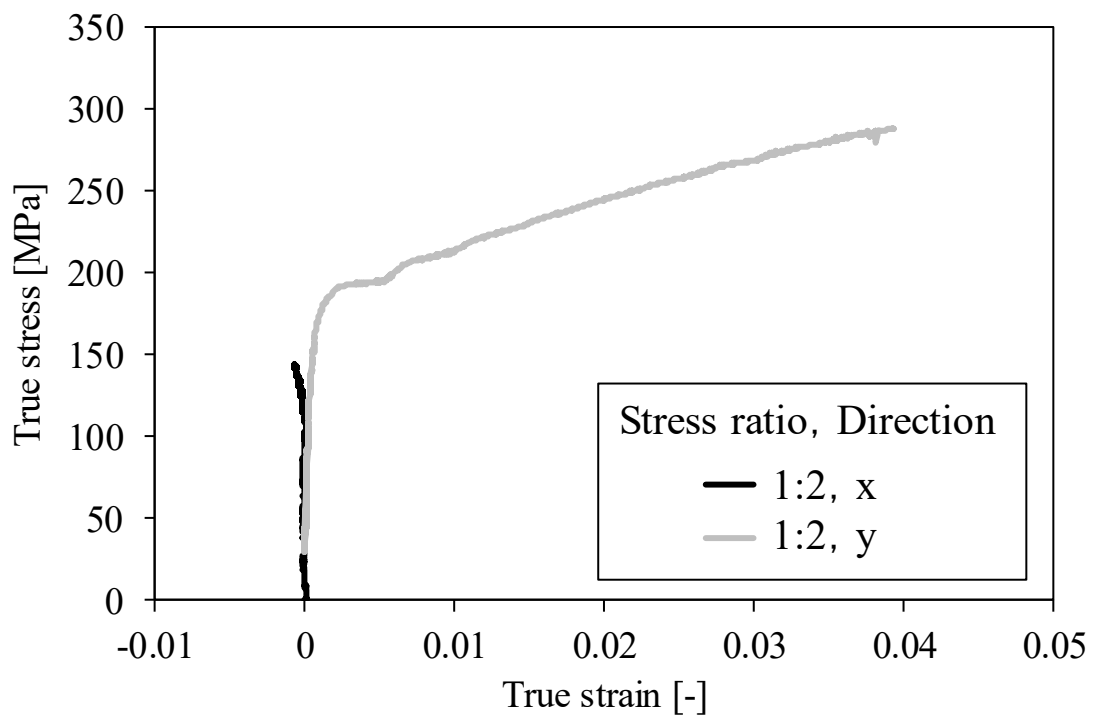


(d)

Fig. 2.3 Continued.

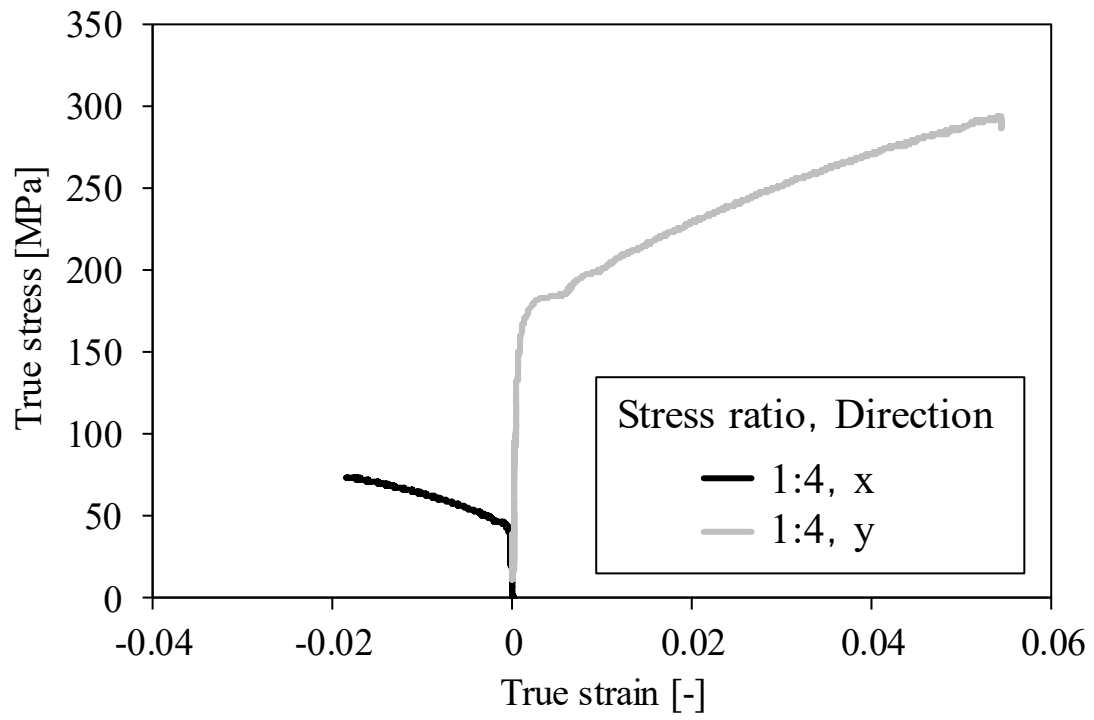


(e)



(f)

Fig. 2.3 Continued.



(g)

Fig. 2.3 Continued.

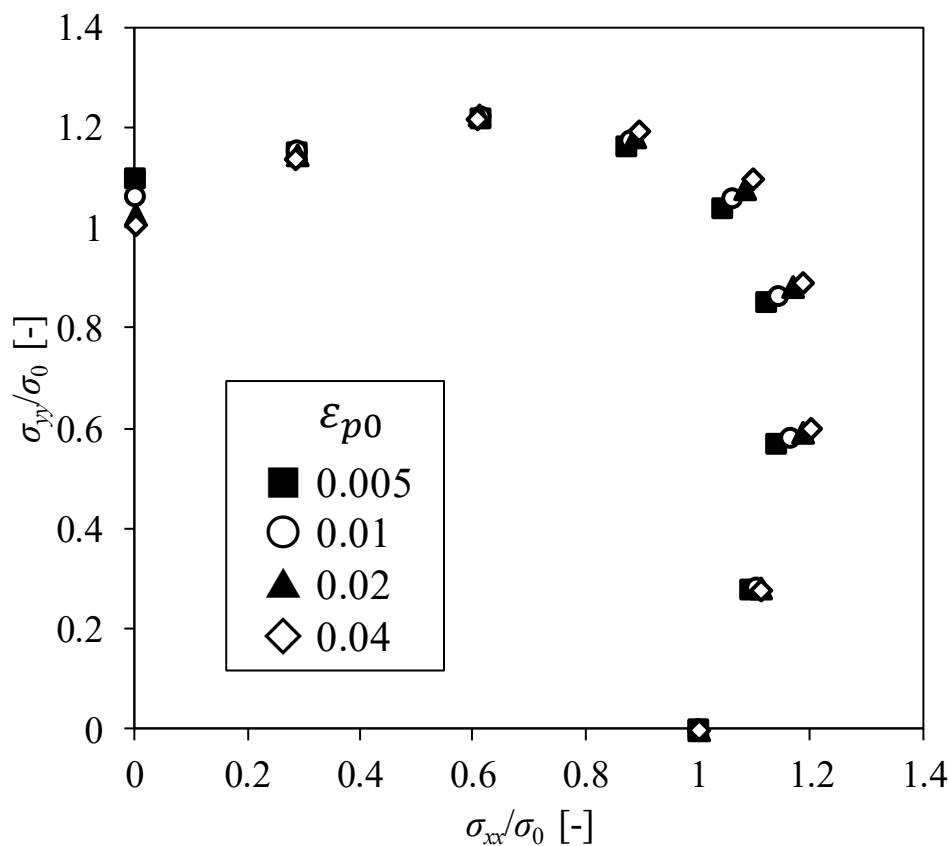


Fig. 2.4 Stress points comprising counters of plastic work obtained from experimental result.

2.4 結果の妥当性の評価

鉄鋼材料の異方硬化挙動はこれまでに Kuwabara らの研究グループ³⁾⁵⁾⁶⁾によって報告されており, Fig. 2.5 にその一例を示すが, 面内平均 Lankford 値が 1.5 以上の鋼板では顕著な異方硬化を示すと指摘している. 本研究の供試材の面内平均 Lankford 値は 1.7 であることから, Fig. 2.5(a)に近い特性を示すと推定される. Fig.2.4 に示す等塑性仕事面は, 等 2 軸引張でひずみの進行に伴って膨張する点, 圧延直行方向では縮小する点が共通していることから, 妥当な結果と推定される.

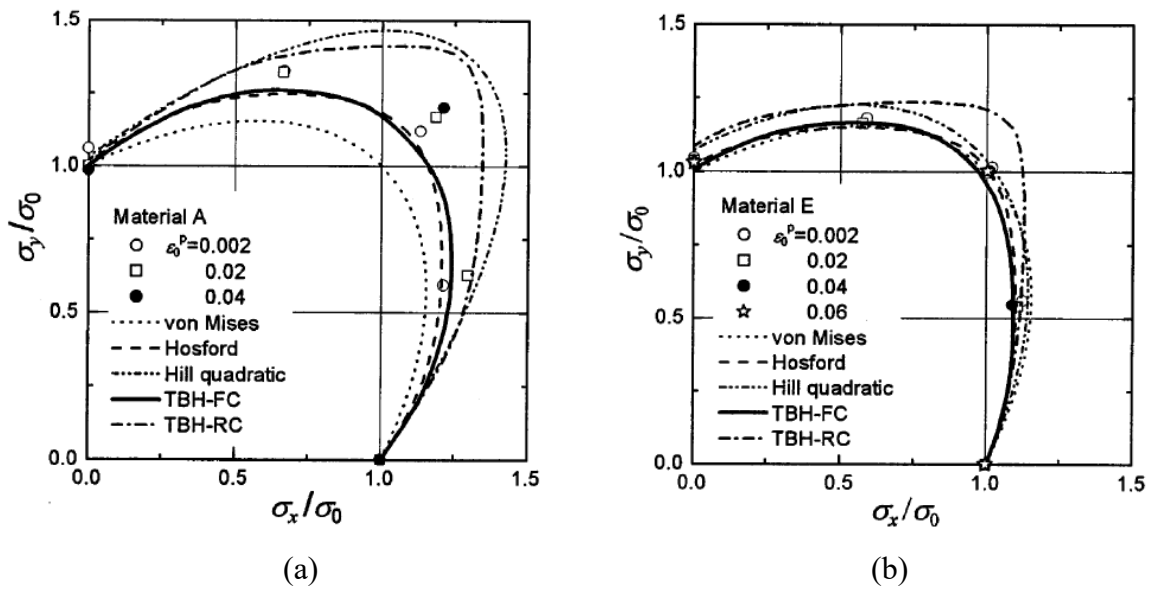


Fig. 2.5 Stress points comprising counters of plastic work: (a) high r-value steel ($\bar{r}=2.33$)⁵⁾, (b) low r-value steel ($\bar{r}=1.02$)⁵⁾.

2.5 結論

本章では供試材の多軸応力下における加工硬化挙動を実験的に評価することを目的とし、単軸引張試験、二軸引張試験を実施した。供試材は面内平均 Lankford 値が 1.7 の深絞り用鋼板である。等 2 軸引張でひずみの進行に伴って膨張する点など、先行文献の結果と比べ、同様の傾向を示すことを確認し、妥当な結果を得た。

参考文献

- 1) Hill R. & Hutchinson J. W., “Differential hardening in sheet metal under biaxial loading: a theoretical framework”, *Journal of Applied Mechanics*, 59(1992), S1-S9.
- 2) Hill R., Hecker S. S. & Stout M. G., “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*, 31-21(1994), 2999-3021.
- 3) Kuwabara T., Ikeda S. & Kuroda K., “Measurement and analysis of differential work hardening in cold-rolled steel sheet under biaxial tension”, *Journal of Materials Processing Technology*, 80(1998), 517-523.
- 4) 中村考基, “板材の変形特性評価高精度化を目的とした測定技術の開発”, *ふらすとす*, 1(2018), 12, 878-879.
- 5) Kuwabara T., Van Bael A. & Iizuka E., “Measurement and analysis of yield locus and work hardening characteristics of steel sheets with different r-values”, *Acta materialia*, 50-14(2002), 3717-3729.
- 6) 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*, 90-12(2004), 1016-1022.

第3章 結晶塑性解析を用いた異方硬化の再現

第2章では供試材の異方硬化挙動を単軸、2軸引張試験によって明らかにした。本章では2種類の結晶塑性解析により異方硬化挙動の再現を試みる。結晶塑性解析でマクロな応答を予測する場合、古典的な Taylor¹⁾, Bishop & Hill²⁾³⁾のモデルに代表される均一化および統計的な手法と結晶塑性有限要素法に代表される代表体積要素を活用する手法がある。本研究では均一化および統計的な手法として結晶粒間の相互作用を評価出来る Advanced Lamel モデル⁴⁾と転位の増殖と飽和を評価した Hocら⁵⁾の開発した結晶塑性モデルを用いた結晶塑性有限要素法により再現を試みる。

3.1 Advanced Lamel モデルによる再現

3.1.1 Advanced Lamel モデルの理論

Advanced Lamel モデルでは一つの結晶粒を一つの解析点として取り扱う。結晶粒にある速度勾配 \mathbf{I} が付与された場合、次式を満たす。

$$\mathbf{I} = \mathbf{d} + \mathbf{w} \quad (3.1)$$

ここで、 \mathbf{d} は速度勾配の対称部分、 \mathbf{w} は非対称部分であり、それぞれ、ひずみ速度、スピンと呼ばれる。スピンは剛体回転速度を示すため、変形を伴わない。ひずみ速度は弾性変形が無視される場合、転位のすべりもしくは双晶変形により発現するが、ここでは転位のすべりによる塑性変形のみを考える。すべり系は結晶格子の対称性からいくつかの種類分けができ、bcc 金属では $\{110\}\langle 111 \rangle$ と $\{112\}\langle 111 \rangle$ の24のすべり系を仮定する。各すべり系はせん断変形のみ可能であり、幾何学的な配置からひずみ速度 \mathbf{d} は次式で表せる。

$$\mathbf{d} = \sum_{\alpha=1}^n \mathbf{M}^{\alpha} \dot{\gamma}^{\alpha} \quad (3.2)$$

ここで、 \mathbf{M}^{α} は次式で示すシュミットテンソル、 $\dot{\gamma}^{\alpha}$ はすべり系 α のひずみ速度である。

$$\mathbf{M}^{\alpha} = \frac{1}{2}(\mathbf{s}^{\alpha} \otimes \mathbf{m}^{\alpha} + \mathbf{m}^{\alpha} \otimes \mathbf{s}^{\alpha}) \quad (3.3)$$

ここで、 \mathbf{s}^{α} はすべり系 α のバーガースベクトルの向きの単位ベクトル、 \mathbf{m}^{α} はすべり系 α のすべり面の法線方向の単位ベクトルを示す。下記式に示す通り各すべり系のすべり速度はその仕事速度 \dot{W} が最小化する条件を満たすように決定される。

$$\dot{W} = \sum_{\alpha=1}^n \tau_c^\alpha |\dot{\gamma}^\alpha| \rightarrow \min \quad (3.4)$$

ここで、 τ_c^α はすべり系 α の臨界分解せん断応力である。この臨界分解せん断応力をせん断ひずみなどの関数として定義することで、加工硬化現象を取り扱うことが出来る。

ここまで一つの結晶粒の変形について述べてきたが、多結晶体での取り扱いを考える。Advanced Lamel モデルでは2つの結晶粒を1つのクラスタとして取り扱い、クラスタはマクロに与えられた変形勾配 \mathbf{L} を満足しながら変形すると仮定する。Fig. 3.1 に Advanced Lamel モデルで仮定される2つの緩和機構の概念図を示す。2つの結晶粒で構成されたクラスタはその結晶粒間に境界を持ち、Fig. 3.1 に示す通り境界面に沿って2方向のせん断変形を行うことが出来る。この2つの緩和機構により、テイラーモデルでは検討出来なかった結晶粒間の相互作用を評価することが出来る。マクロに与えられる変形勾配 \mathbf{L} と各結晶粒の変形勾配 \mathbf{I}^1 、 \mathbf{I}^2 の関係は次式によって与えられる。

$$\mathbf{I}^1 = \mathbf{L} + \sum_{\beta=1}^2 \mathbf{K}_{RLX}^\beta \dot{\gamma}_{RLK}^\beta \quad (3.5)$$

$$\mathbf{I}^2 = \mathbf{L} - \sum_{\beta=1}^2 \mathbf{K}_{RLX}^\beta \dot{\gamma}_{RLK}^\beta \quad (3.6)$$

ここで、 \mathbf{K}_{RLX}^β は次式で表される緩和方向行列、 $\dot{\gamma}_{RLK}^\beta$ は緩和機構のせん断変形速度である。

$$\mathbf{K}_{RLX}^1 = \begin{bmatrix} 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}, \quad \mathbf{K}_{RLX}^2 = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (3.7)$$

式(3.5)、(3.6)で明らかのように二つの結晶粒の緩和機構は大きさが等しく、逆向きに働いていることが分かる。Advanced Lamel モデルでは緩和機構も含め、式(3.4)を再定式化し、その仕事速度 \dot{W} が最小化する条件を満たすように各すべり速度が決定される。

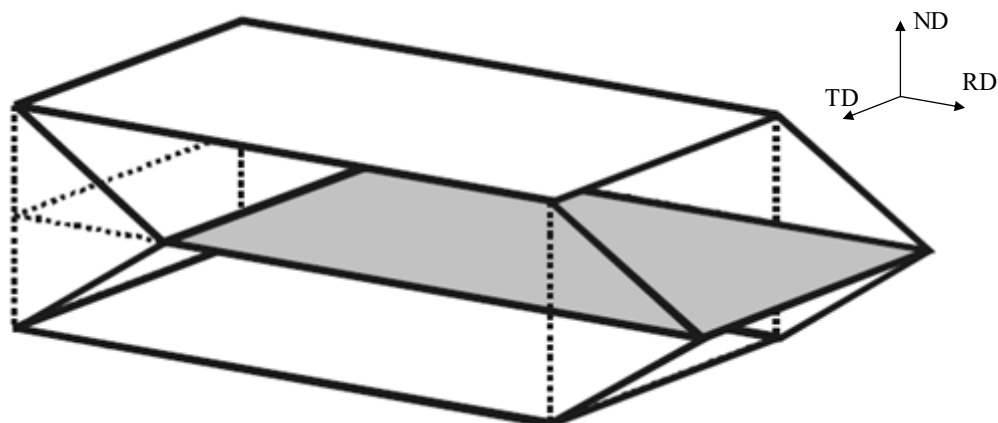
$$\dot{W} = \sum_{i=1}^2 \sum_{\alpha=1}^n \{ \tau_c^{(i,\alpha)} |\dot{\gamma}^{(i,\alpha)}| \} + \sum_{\beta} \tau_r^\beta \dot{\gamma}_{RLK}^\beta \rightarrow \min \quad (3.8)$$

今回仮定する $\{110\}\langle 111 \rangle$ と $\{112\}\langle 111 \rangle$ の24のすべり系について、臨界分解せん断応力 τ_c^α をすべて同じ記述が出来ると仮定する。具体的な硬化挙動はSwiftタイプの

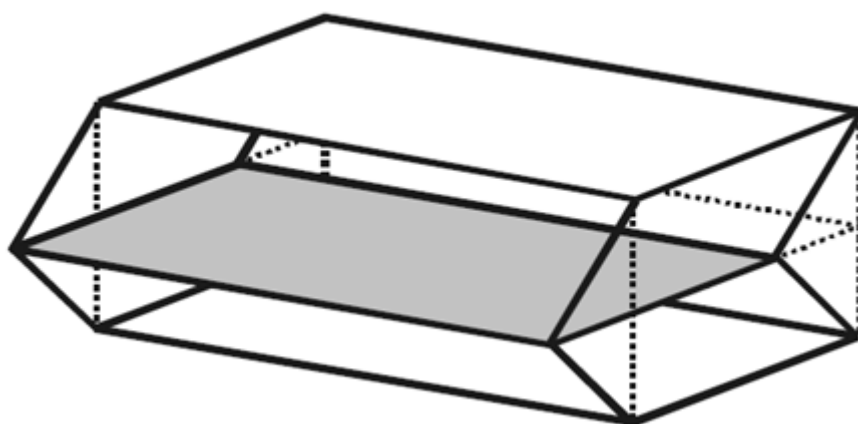
関係に従うと仮定し、次式で表される。

$$\tau_c^\alpha = \tau_0 \left(\frac{\gamma^\alpha}{\Gamma_0} + 1 \right)^{n_0} \quad (3.9)$$

ここで、 τ_0 , Γ_0 , n_0 は材料パラメータ、 γ^α は累積せん断ひずみである。Swift タイプの硬化則を仮定することで幅広い材料の加工硬化挙動を表現できる可能性を有する。



(a)



(b)

Fig. 3.1 Image of two relaxation mechanisms used in Advanced Lamel model⁴⁾: (a) Type I corresponds to RD-ND shear, (b) Type II corresponds to TD-ND shear.

3.1.2 Advanced Lamel モデルによる解析方法

Advanced Lamel モデルによる計算は KU Leuven 大学によって開発された Virtual Experimentation Framework⁶⁾ソフトウェアによって実施した。本解析手法では入力データとして結晶方位データ群と式(3.9)に示す材料パラメータが必要となる。

結晶方位データ群は Orientation Distribution Function (ODF) マップデータを変換することで得た。具体的には第 2 章で用いた供試材を板厚方向 1/4 位置まで研削, 化学研磨した後, X 線回折により, Fig. 3.2 に示す ODF マップを取得した。取得した ODF マップを再現するように 5000 の結晶方位データ群を作成した。結晶方位データ群から ODF マップを作成し, 代表して $\phi_2 = 45$ 度の断面を Fig. 3.3 に示す。Fig. 3.2 の $\phi_2 = 45$ と Fig. 3.3 を比較して供試材の特徴である板厚方向に $\langle 111 \rangle$ を向ける γ ファイバーを再現していることが分かる。5000 の結晶方位データを使用するため, Advanced Lamel モデルによる計算は 2500 のクラスターによって実施された。

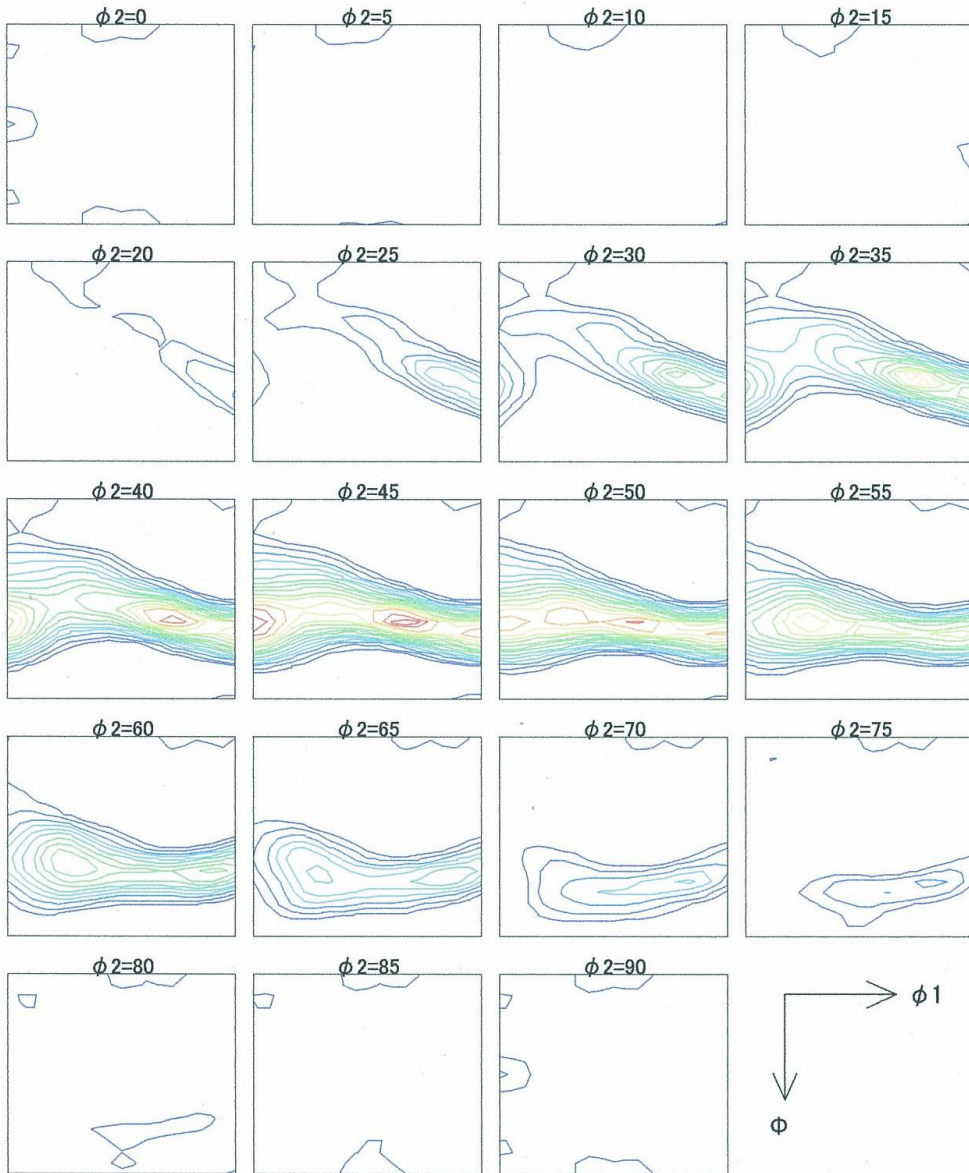
材料パラメータは圧延方向と平行方向の引張試験と Advanced Lamel モデルによる引張解析により, フィッティングすることで同定した。まず, 圧延方向と平行方向の JIS5 号引張試験片を用い, 3.0mm/min の一定速で引張試験を実施した。Fig. 3.4 に得られた公称応力, 公称ひずみ線図, Fig. 3.5 にそれを真応力, 塑性ひずみ線図に変換したものを示す。以後のデータ処理を簡便化するため, 計測データの間引き処理を実施した。Advanced Lamel モデルによる圧延方向と平行方向の引張解析を複数回実施し, 材料パラメータである τ_0 , Γ_0 および n_0 を同定した値を Table 3.1 に示す。Fig. 3.6 に引張試験の実験と解析との比較を示す。解析結果は良好な精度であることが分かる。

得られた 5000 の結晶方位データ群と材料パラメータを用いて単軸, 2 軸引張解析を行った。圧延方向を x 方向, 圧延垂直方向を y 方向とし, 応力比は $\sigma_{xx}:\sigma_{yy} = 1:0, 4:1, 2:1, 4:3, 1:1, 3:4, 1:2, 1:4, 0:1$ の 9 通りとした。得られた応力, ひずみ関係から第 2 章と同様のプロセスにより等塑性仕事面を算出した。

級数展開法 (立方晶)

三次元極点 (110)

Bunge type



No.	線種	レベル	No.	線種	レベル	No.	線種	レベル
1	—	1.0	6	—	3.1	11	—	5.3
2	—	1.4	7	—	3.6	12	—	5.7
3	—	1.9	8	—	4.0	13	—	6.1
4	—	2.3	9	—	4.4	14	—	6.6
5	—	2.7	10	—	4.9	15	—	7.0

Fig. 3.2 ODF map obtained by X-ray diffraction of the test material.

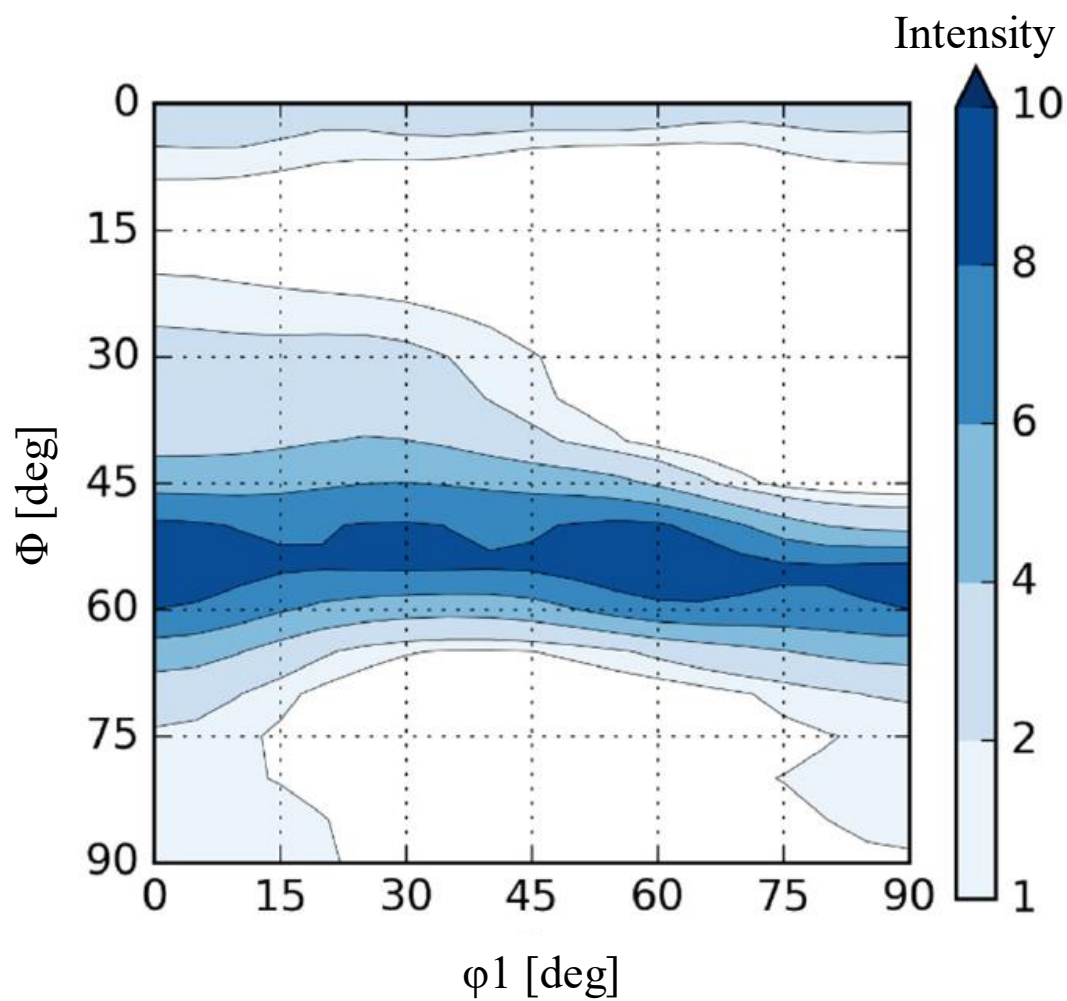


Fig. 3.3 ODF map reproduced at $\phi_2=45^\circ$ with 5000 crystal grains.

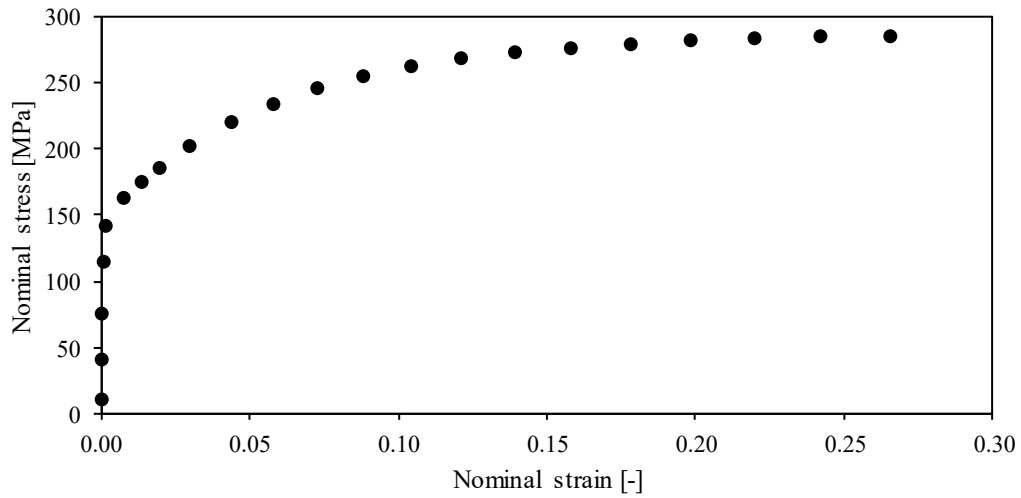


Fig. 3.4 Measurement data (nominal stress – nominal strain) of uniaxial tension test along RD.

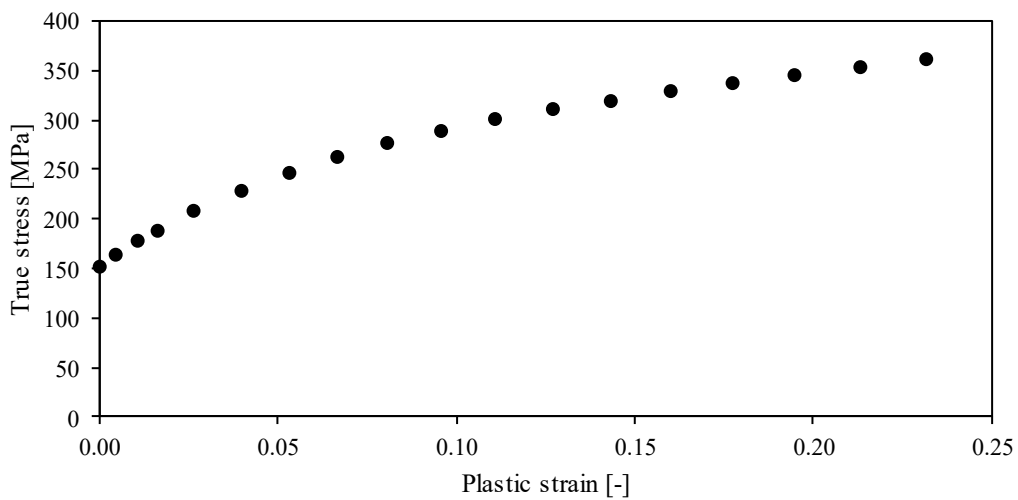


Fig. 3.5 Strain hardening data (true stress – plastic strain) derived from measurement data of uniaxial test along RD.

Table 3.1 Micro-Swift hardening parameters of multi-scale Advanced Lamel model.

τ_0 [MPa]	Γ_0 [-]	n_0
56.39	0.0287	0.287

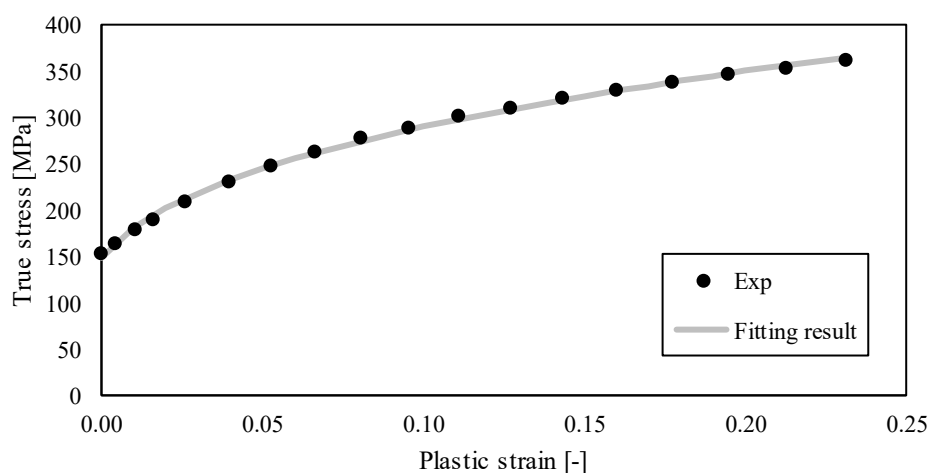


Fig. 3.6 Hardening parameter identification result.

3.1.3 Advanced Lamel モデルによる解析結果

Fig. 3.7 に 2 軸引張試験および単軸引張試験で得られた真応力と真ひずみにより、正規化された等塑性仕事面を示す。なお、等塑性仕事面を算出するための基準となる塑性ひずみ ε_{p0} は 0.005, 0.01, 0.02 および 0.04 とした。実験で得た Fig. 2.4 と比べ、明らかに異方硬化挙動を再現していないことが分かる。続いて、無次元化等塑性仕事面に現れる異方硬化挙動を定量的に評価するため、Fig. 3.8 に示す通り塑性ひずみ $\varepsilon_{p0}=0.005$ と $\varepsilon_{p0}=0.04$ の無次元化等塑性仕事面の等 2 軸方向の原点との距離の比によって異方硬化量 X を計算した。その結果、1.005 となり、実験より得られた 1.057 と比べ小さいことが分かる。

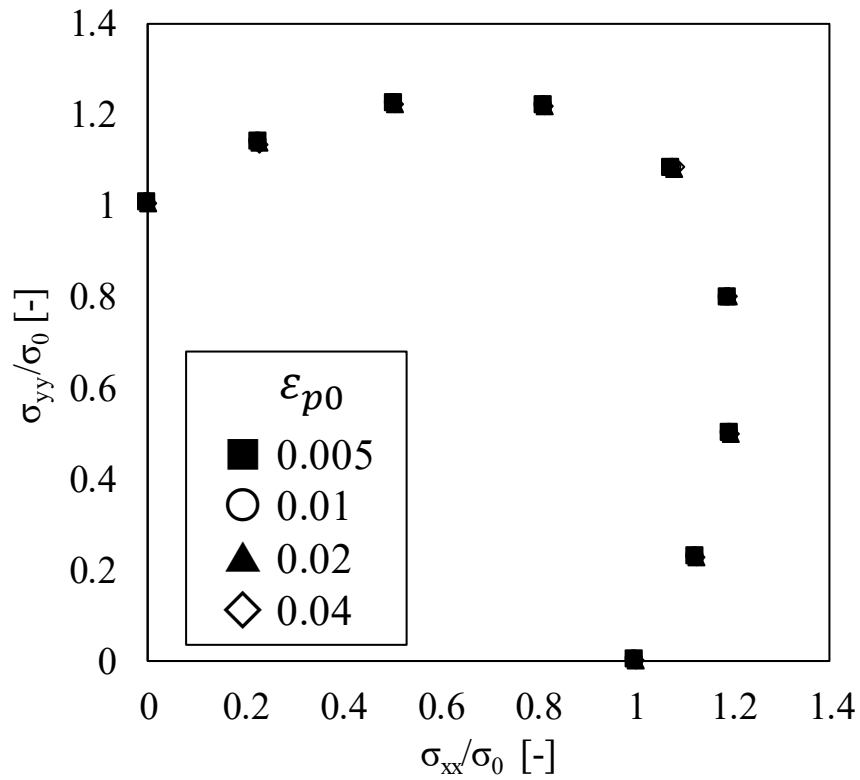


Fig. 3.7 Stress points comprising counters of plastic work obtained from Advanced Lamel result.

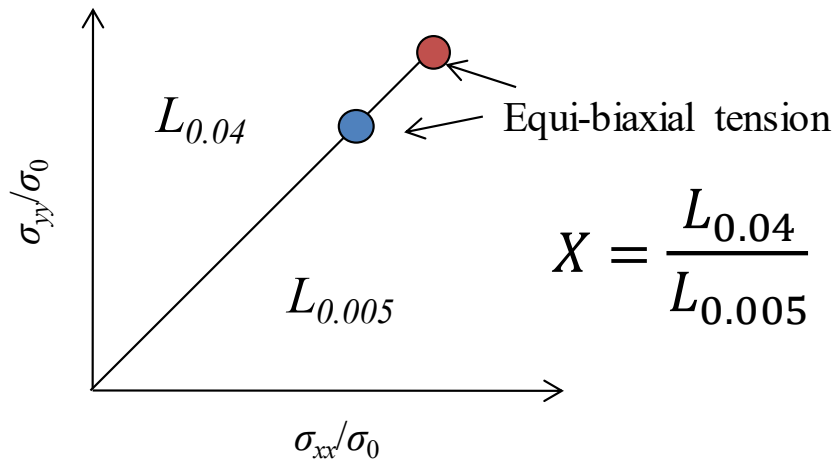


Fig. 3.8 Conceptual diagram of the rate of differential work hardening X .

3.2 結晶塑性有限要素法による再現

3.2.1 結晶塑性モデルの理論

本節では、実組織を反映したメゾスケールでの結晶塑性有限要素解析により、等 2 軸引張変形下で現れる異方硬化挙動の再現を試みる。結晶塑性有限要素解析は、結晶粒間のひずみの適合条件および粒界における力のつり合いを満足するため、巨視的変形特性におよぼす結晶方位および結晶粒間の相互作用や結晶粒内の不均一変形の影響およびすべり系間の相互作用を定量評価することができる。この結晶塑性モデルは各種提案されているが⁷⁾⁻¹⁰⁾、ここでは IF 鋼に適用例のある Hoc ら⁵⁾が提案するモデルを用いた。以下に、有限要素解析に必要となる結晶塑性構成式を示す。

$$\dot{\sigma} = \mathbf{C} \left\{ \mathbf{D} - \sum_{\alpha} \dot{\gamma}^{\alpha} (\mathbf{s}^{\alpha} \otimes \mathbf{m}^{\alpha}) \right\} \quad (3.10)$$

ここで、 $\dot{\sigma}$ は Cauchy の応力テンソルの材料時間微分であり、 \mathbf{C} は弾性定数マトリックス、 \mathbf{D} はひずみ速度テンソルである。Hoc ら⁵⁾が提案するモデルでは各すべり系のすべり速度を次式によって表す。

$$\dot{\gamma}^{\alpha} = \begin{cases} 0 & \text{if } |\tau^{\alpha}| \leq \tau_c^{\alpha} \\ \dot{\gamma}_0 \left(\frac{|\tau^{\alpha}| - \tau_c^{\alpha}}{\tau_0} \right)^n \text{sign}(\tau^{\alpha}) & \text{if } |\tau^{\alpha}| > \tau_c^{\alpha} \end{cases} \quad (3.11)$$

ここで、 $\dot{\gamma}_0$ は基準すべり速度、 τ^{α} はすべり系 α に作用する分解せん断応力、 τ_0 は温度依存のある摩擦抵抗、 n はひずみ速度感受性指数の逆数であり材料定数である。加工硬化は臨界分解せん断応力 τ_c^{α} の発展として次式で表す。

$$\tau_c^{\alpha} = \tau_0 + \tau_{\mu}^{\alpha} = \tau_0 + \mu b \sqrt{\sum_{\beta} d^{\alpha\beta} \rho^{\beta}} \quad (3.12)$$

ここで、 μ はせん断弾性率、 b はバーガースベクトルの大きさ、 $d^{\alpha\beta}$ はすべり系 β の転位密度がすべり系 α の臨界分解せん断応力におよぼす影響度を示す相互作用行列、 ρ^{α} はすべり系 α の転位密度であり、 μ 、 b および $d^{\alpha\beta}$ は材料定数である。式(3.12)を用いることで、すべり系の熱的、非熱的成分を合わせた臨界分解せん断応力の発展を表現することができる。転位密度 ρ^{α} はその時間発展として次式で表される。

$$\dot{\rho}^{\alpha} = \frac{1}{b} \left(\frac{1}{L^{\alpha}} - 2Y_c \rho^{\alpha} \right) |\dot{\gamma}^{\alpha}| \quad (\text{no sum on } \alpha), \quad \rho^{\alpha}(0) = \rho_0 \quad (3.13)$$

$$L^{\alpha} = K \left(\sum_{\beta \neq \alpha} \rho^{\beta} \right)^{-\frac{1}{2}} \quad (3.14)$$

ここで、 L^α はすべり系 α の転位の平均自由行程、 Y_c は転位のダイポール形成による対消滅に関連した特徴長さ、 K は林転位による切り合い効果代を決める材料定数である。転位の平均自由行程は他の全てのすべり系の転位密度によって、すべり系ごとに決められると定義することによって式(3.14)で表される。また、式(3.13)、(3.14)は林転位による転位密度の増加と対消滅による転位密度の飽和を表現している。体心立方構造である鉄鋼材料は 48 のすべり系が確認されているが、ここでは主なすべり系として $\{110\}\langle 111\rangle$ と $\{112\}\langle 111\rangle$ の 24 のすべり系を仮定した。なお、相互作用行列 $d^{\alpha\beta}$ は Table 3.2 に示すように、すべり系のすべり面およびバーガースベクトルの組み合わせによって重み付けを変更した⁵⁾。すべり系の組み合わせについては、例えば $\{110\}\langle 111\rangle$ と $\{112\}\langle 111\rangle$ の場合、ここでは $\{110\} \wedge \{112\}$ と示す。すべり面の組み合わせは $\{110\} \wedge \{110\}$ 、 $\{110\} \wedge \{112\}$ 、 $\{112\} \wedge \{112\}$ の 3 種類が存在する。相互作用行列の成分の大きさは $\{110\} \wedge \{110\}$ に対し、 $\{112\} \wedge \{112\}$ が k_{s0} 倍と仮定した。自身のすべり系に堆積する転位群からの内部応力に起因した自己硬化はすべり面およびバーガースベクトルの方向が一致する $\{110\} \wedge \{110\}$ と $\{112\} \wedge \{112\}$ にのみ現れる。林転位の切り合いなどによる他のすべり系との相互作用である潜在硬化は自己硬化に対し、 $\{110\} \wedge \{110\}$ と $\{112\} \wedge \{112\}$ は k_1 倍、 $\{110\} \wedge \{112\}$ は k_{p1} 倍とした。さらにバーガースベクトルが異なる場合はそれぞれ k_2 、 k_{p2} 倍とした。供試材は IF 鋼であるため、これら材料定数は転位のすべり抵抗やすべり系間の相互作用が大きく変わらないと考えられるため、解析では Hocら⁵⁾が Ti 添加 IF 鋼に適用した Table 3.3 に示す値を用いた。本研究では、汎用 FEM コードである Abaqus/Standard のユーザーサブルーチンに結晶塑性モデルを組み込むことにより結晶塑性有限要素解析を実施した。

Table 3.2 Matrix interaction coefficients $d^{\alpha\beta}$.

Slip systems	$\{110\} \wedge \{110\}$	$\{110\} \wedge \{112\}$	$\{112\} \wedge \{112\}$
Same	d_0	-	$k_{s0}d_0$
Collinear	k_1d_0	$k_{p1}d_0$	$k_{s0}k_1d_0$
Not collinear	$k_2k_1d_0$	$k_{p2}k_{p1}d_0$	$k_{s0}k_2k_1d_0$

Table 3.3 Material parameters for crystal plasticity finite element method.

$\dot{\epsilon}_0$	n	b	K	k_1	k_{p1}	k_{s0}
0.001/s	50	0.248nm	20	1	1.05	1.3
τ_0	μ	Y_c	d_0	k_2	k_{p2}	
30MPa	82GPa	5nm	0.4	1.15	1.05	

3.2.2 結晶塑性有限要素法による解析方法

SEM-EBSD 法により得られた組織の画像データと結晶方位分布データから有限要素モデルを作成した。EBSD は $200\mu\text{m} \times 200\mu\text{m}$ の測定領域を $1\mu\text{m}$ 間隔で測定した。Fig. 3.9 に ND 方向の逆極点図方位マップを示す。この結果から EBSD データ解析用ソフトウェア OIM Analysis を用い、結晶方位測定点間の方位差が 5° 以上の場合を結晶粒界と定義し、結晶粒を代表する平均方位を決定した。さらに、これら測定データを用いて測定点ごとに $1\mu\text{m}$ の大きさの 8 節点立方体要素を作成し、属する結晶粒の代表方位を割り当てた解析モデルを作成した。このとき、解析モデルは板厚方向に 1 要素を配置し、解析領域を 40000 要素に要素分割した。以下、圧延方向を x、圧延直交方向を y、板厚方向を z と定義する。単軸引張のシミュレーションは、計算領域の端部の節点に x 方向あるいは y 方向に節点力を設定し、相当塑性ひずみが 6% に達するまで単軸引張する。一方、2 軸引張のシミュレーションは、x 方向と y 方向端部の節点に対して、実験と同様の 7 通りの公称応力比となるよう節点力を設定した。また、z 方向の片側端面の節点に関しては z 方向変位を拘束し、他端の自由度は拘束しなかった。

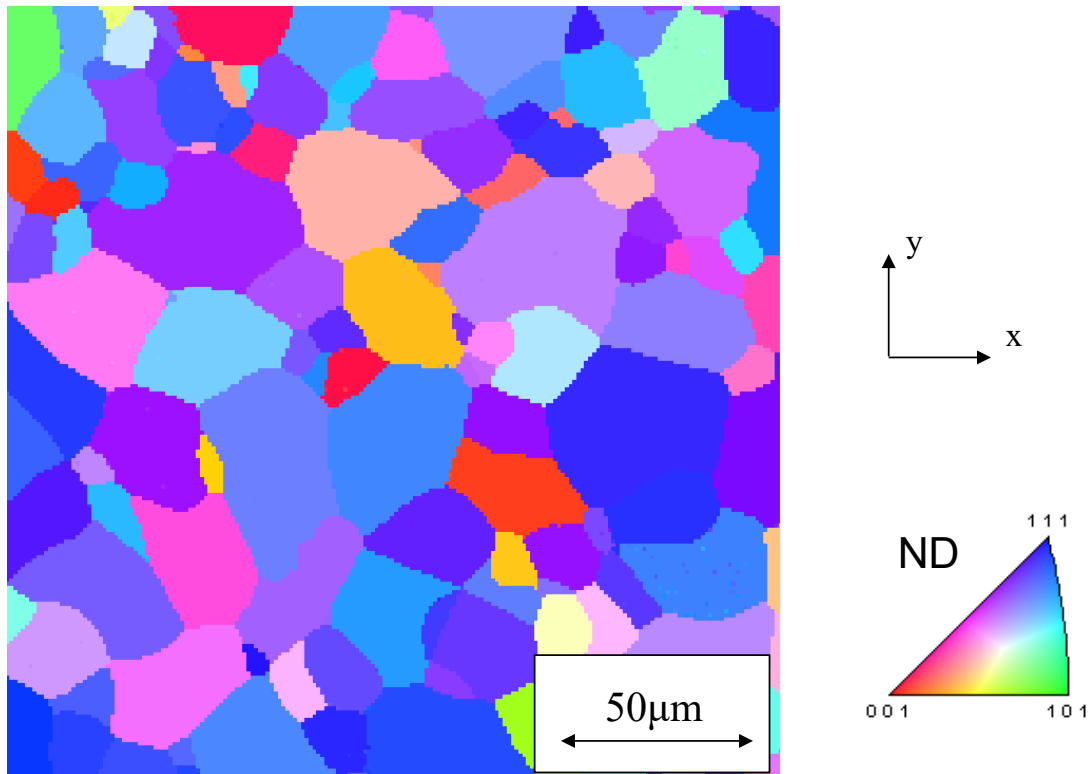
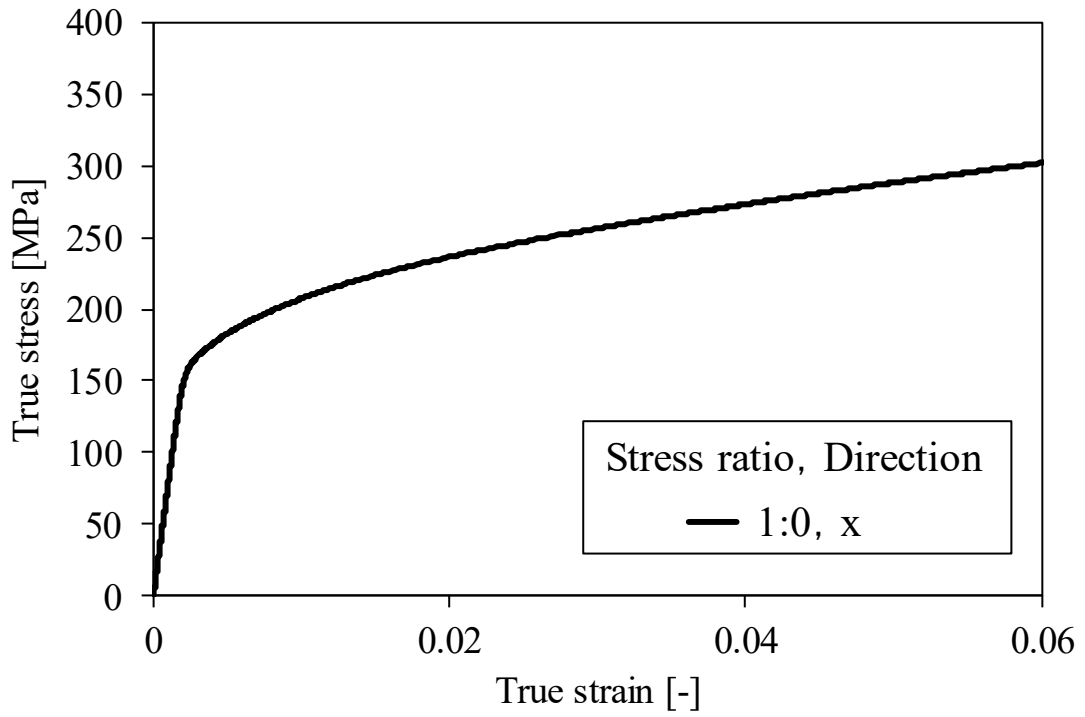


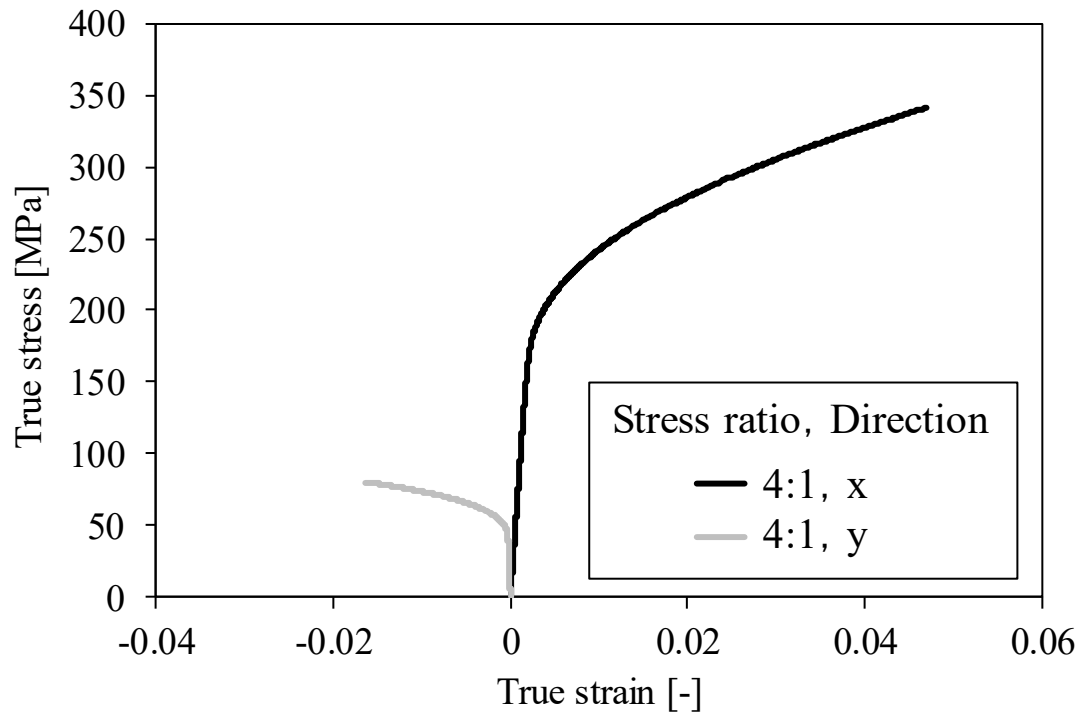
Fig. 3.9 Inverse pole figure from measurement by SEM-EBSD.

3.2.3 結晶塑性有限要素法による解析結果

Fig. 3.10 に結晶塑性有限要素解析で得られた各応力比の真応力, 真ひずみの関係を示す. 例えば Fig. 3.10(c), (g)の差と Fig. 2.3(b), (f)の差に比べ, 明らかに異方性が小さいことが分かる. Fig. 3.11 に真応力, 真ひずみにより, 正規化された等塑性仕事面を示す. なお, 等塑性仕事面を算出するための基準となる塑性ひずみ ϵ_{p0} は 0.005, 0.01, 0.02 および 0.04 とした. 応力比が 1:1 に近づくほど等塑性仕事面は膨張する傾向を示しており, 実験の結果を定性的に再現していることがわかる. 異方硬化量 X は 1.051 となり, 実験より得られた 1.057 と同程度であることが分かる.

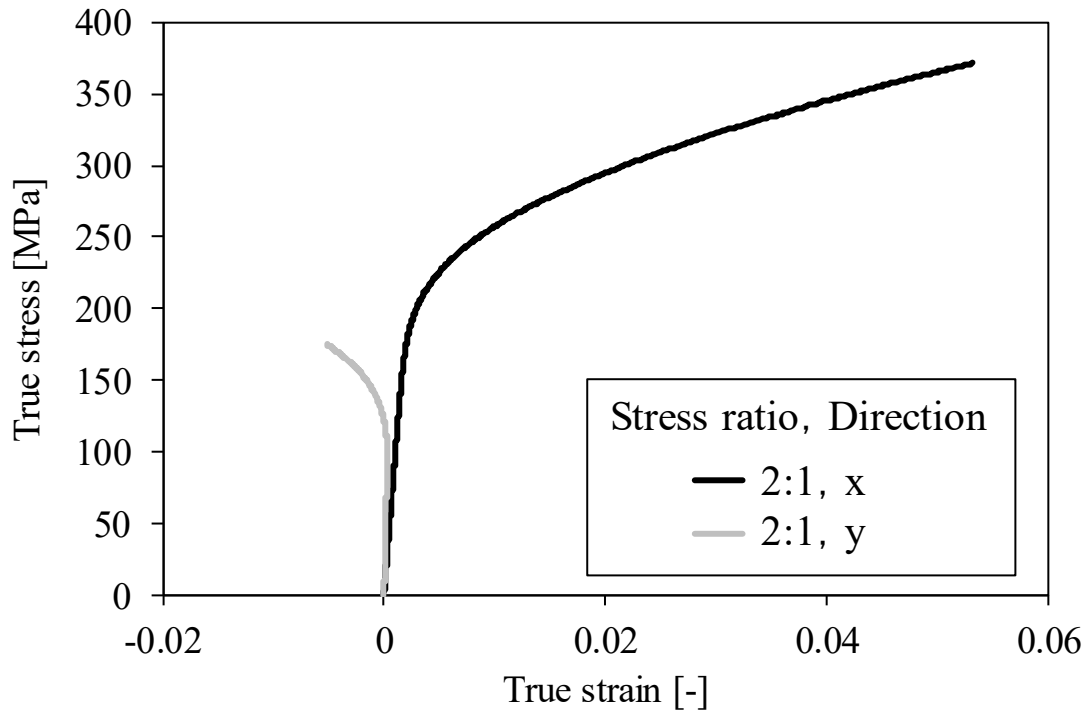


(a)

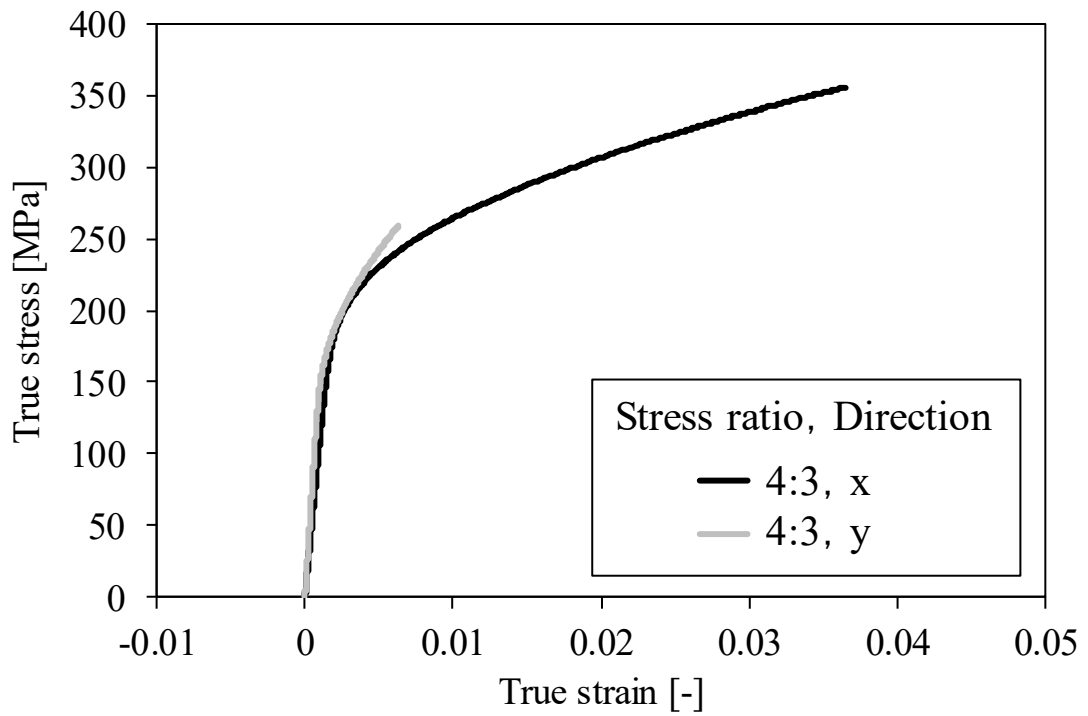


(b)

Fig. 3.10 True stress strain curve obtained by crystal plasticity Finite Element Method:
 Stress ratio of (a) 1:0, (b) 4:1, (c) 2:1, (d) 4:3, (e) 1:1, (f) 3:4, (g) 1:2, (h) 1:4, (i) 0:1.

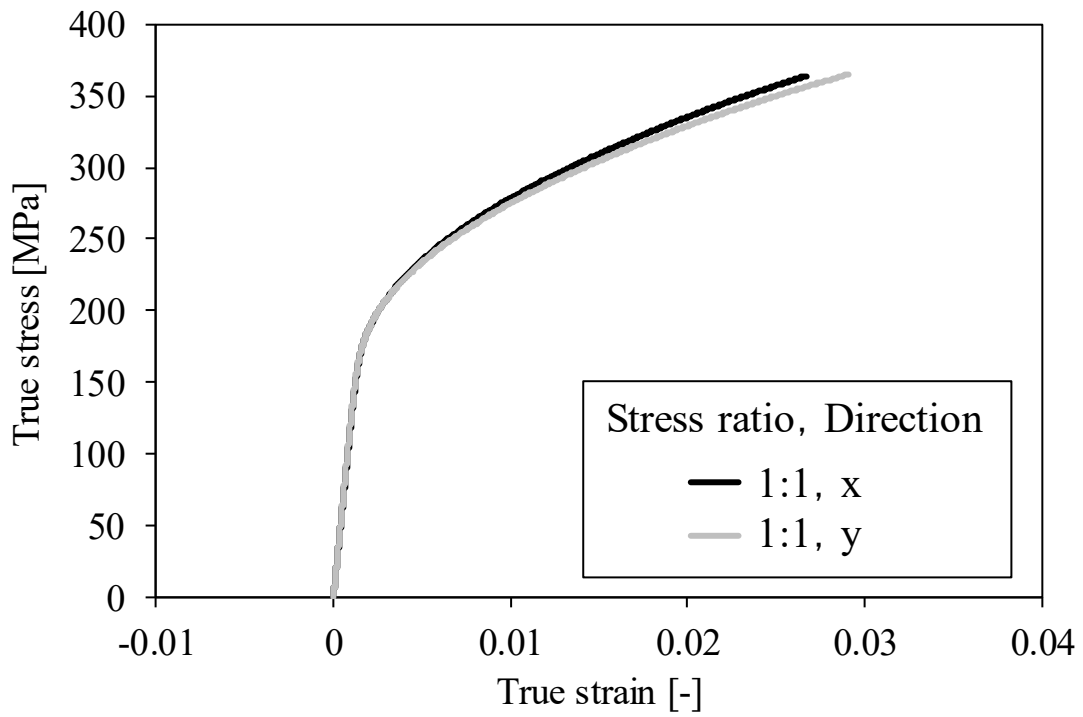


(c)

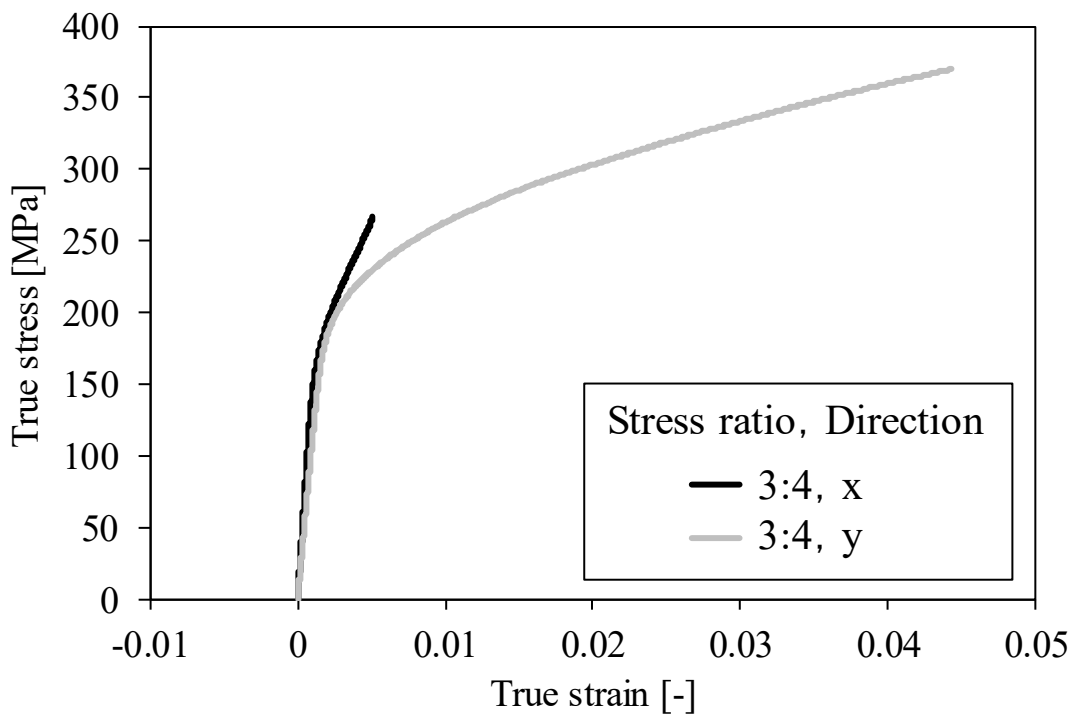


(d)

Fig. 3.10 Continued.

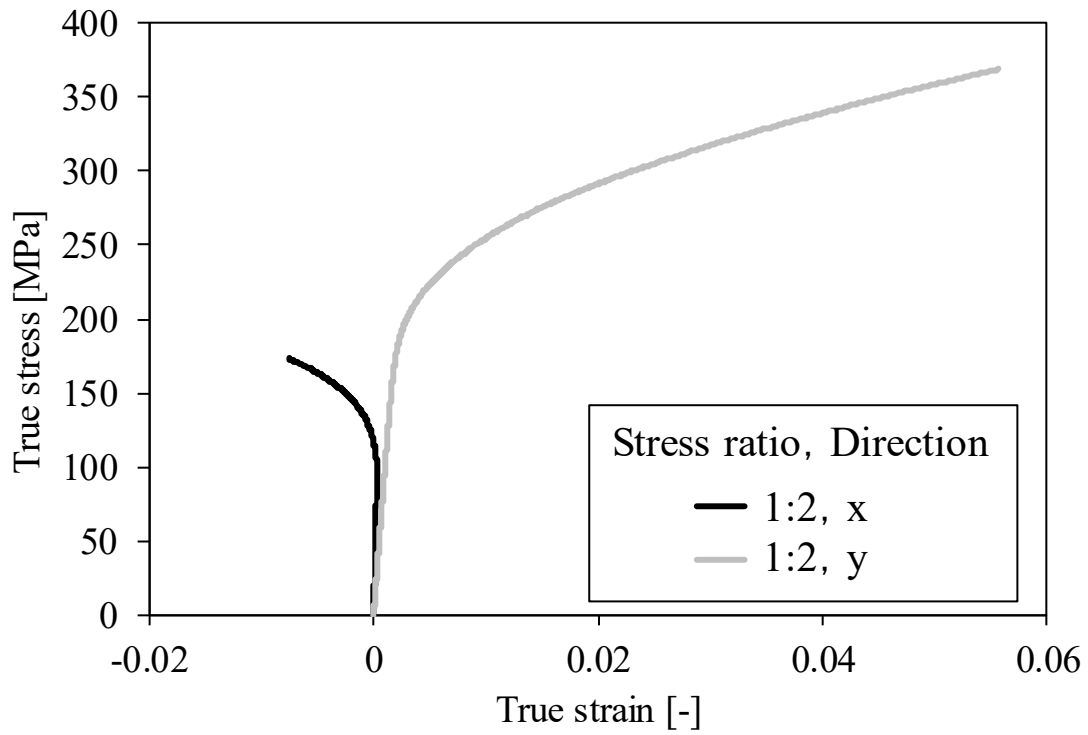


(e)

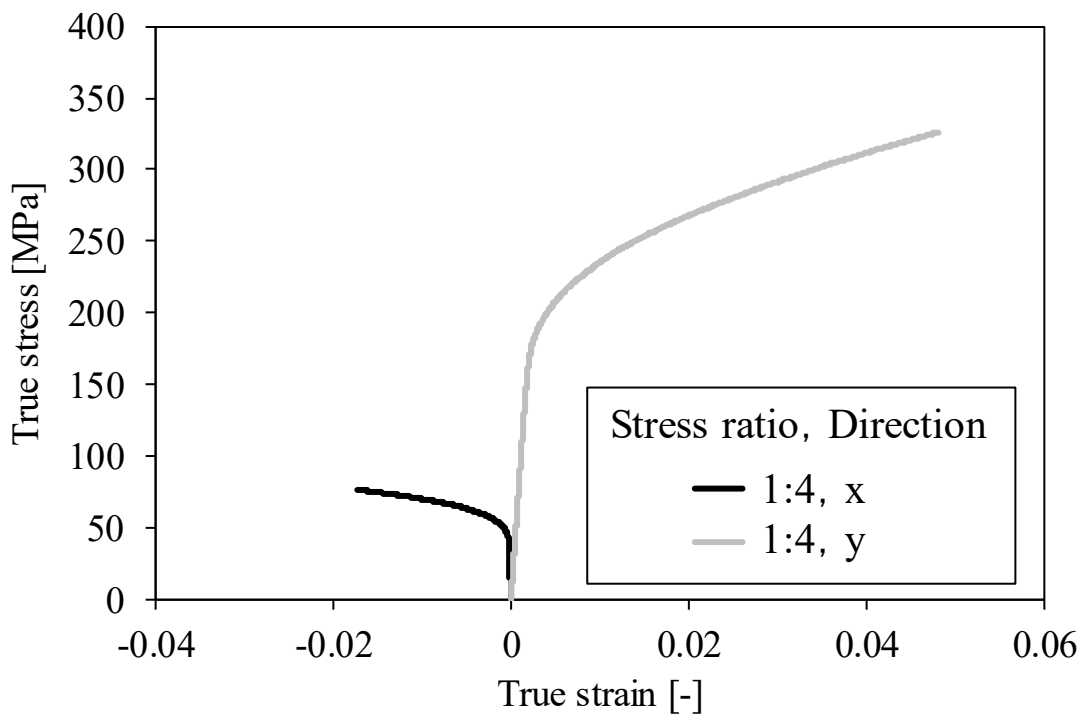


(f)

Fig. 3.10 Continued.

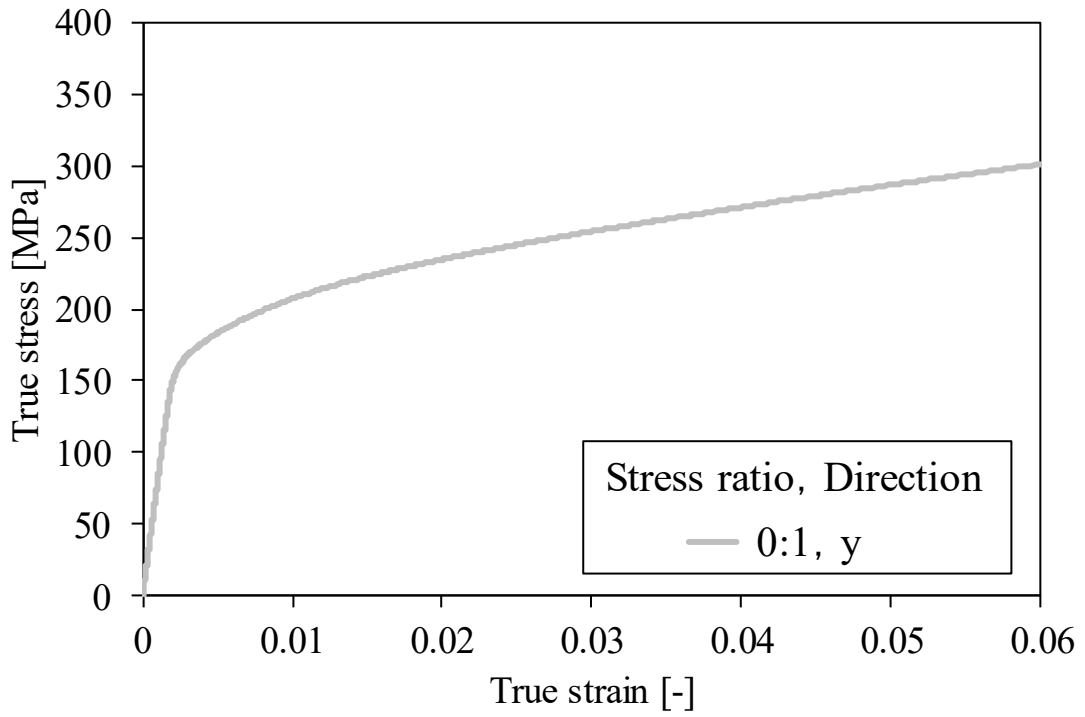


(g)



(h)

Fig. 3.10 Continued.



(i)

Fig. 3.10 Continued.

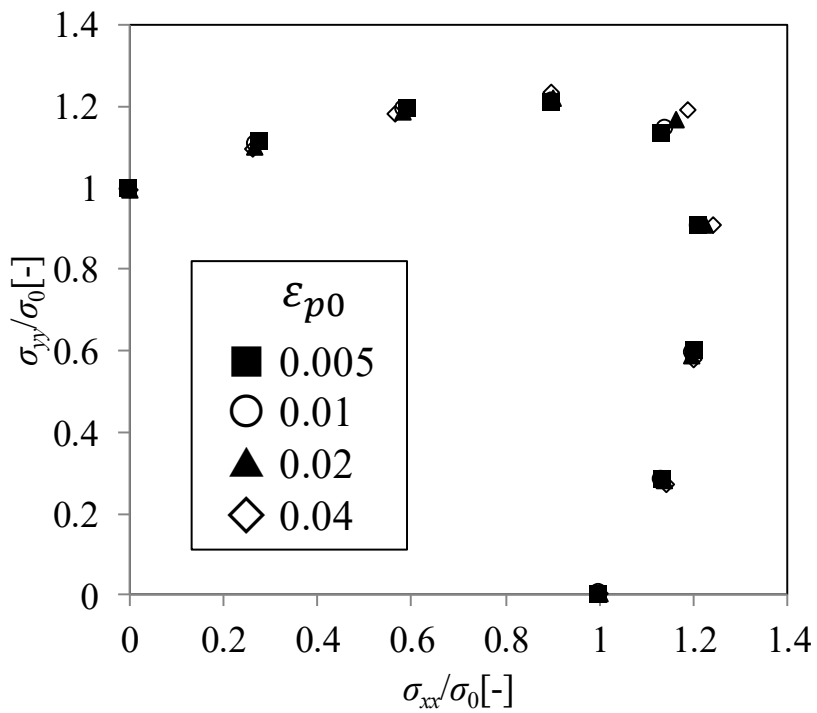


Fig. 3.11 Stress points comprising counters of plastic work obtained from crystal plasticity finite element method result.

3.2.4 結晶塑性有限要素解析手法の妥当性の評価

代表体積要素を活用する手法の課題の一つにその代表体積の与え方の任意性がある。そのため、材料を代表する解析条件となっているか、その妥当性を評価する必要がある。本解析手法を鑑みて $200\mu\text{m} \times 200\mu\text{m}$ である解析領域で十分に集合組織を代表出来ているか、解析領域が板厚方向に極端に薄い、板厚方向に 1 要素となっている、の 3 点についてその妥当性を評価した。

$200\mu\text{m} \times 200\mu\text{m}$ である解析領域で十分に集合組織を代表出来ているかについては Fig. 3.8 に示す結晶粒形状をそのままに結晶方位の割り当てを変更した解析を実施することでその妥当性を評価した。結晶方位の割り当ては Fig. 3.2 に示す ODF マップを再現するように 319 個の結晶方位を作成し、その割り当て方を 5 通りとすることで、Fig. 3.12 に得られた 5 つの ND 方向の逆極点図方位マップを示す。その他の解析条件は 3.2.2 項と同様とし、異方硬化量 X を算出した。得られた異方硬化量 X およびおこれまでに得られた異方硬化量 X を Table 3.4 に示す。結晶方位の割り当てを変更した集合組織 A~D はいずれも EBSD 測定結果と同程度の異方硬化挙動を示しており、十分に集合組織を代表していると言える。

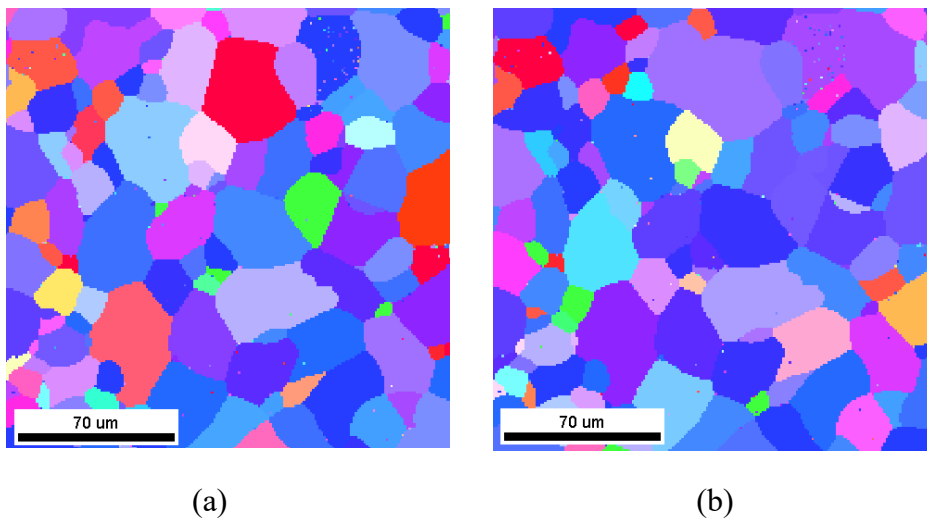


Fig. 3.12 Inverse pole figure for validation: (a) A, (b) B, (c) C, (d) D, (e) E.

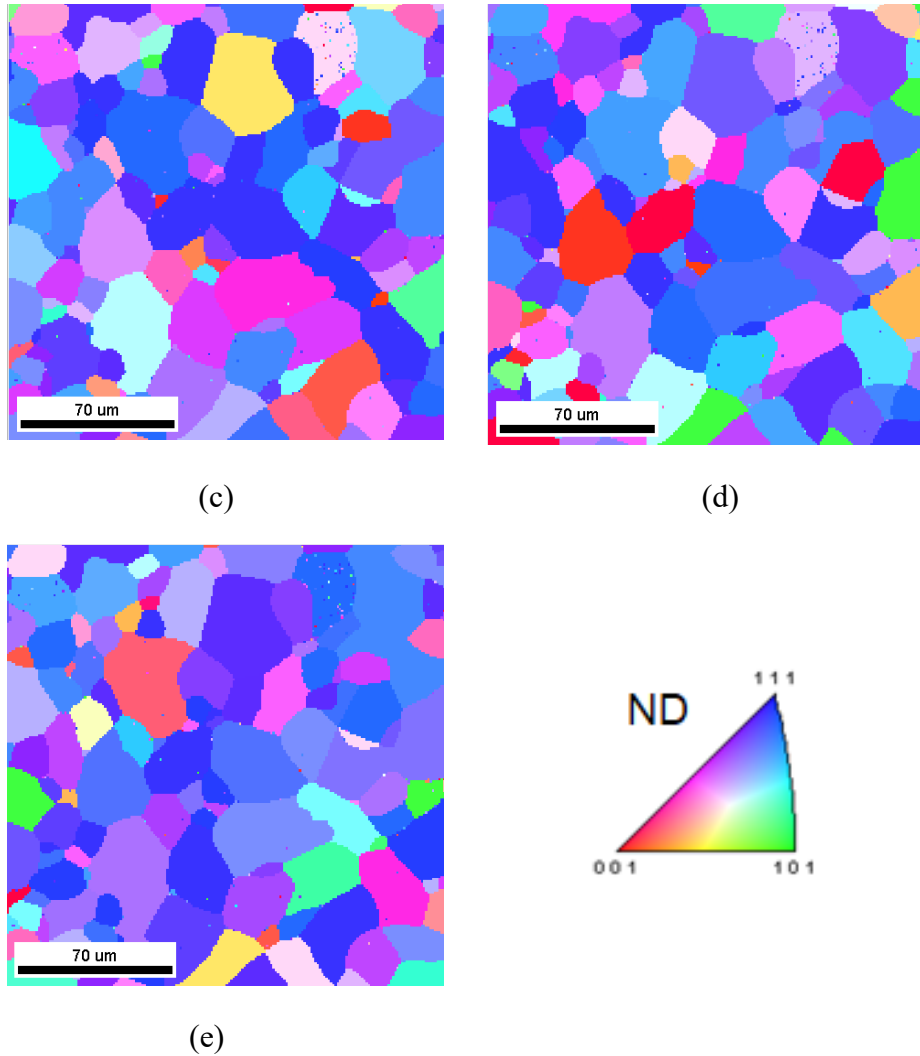


Fig. 3.12 Continued.

Table 3.4 Comparison of the rate of differential work hardening X

		The rate of differential work hardening X
Experimental result		1.057
Advance lamel model		1.005
Crystal plasticity finite element method result	EBSD Measurement	1.051
	Texture A	1.047
	Texture B	1.057
	Texture C	1.039
	Texture D	1.037
	Texture E	1.050

次に解析領域が板厚方向に極端に薄い影響を評価するために、解析領域を $17\mu\text{m} \times 17\mu\text{m} \times 17\mu\text{m}$ の立方体とした。1辺 $1\mu\text{m}$ の立方体要素で 4913 個に分割した。結

晶方位は1要素ごとに Fig. 3.2 に示す ODF マップを再現するように与えた. その他の解析条件は 3.2.2 項と同様とし, 異方硬化量 X を算出した. 得られた異方硬化量 X は 1.050 であり, 解析領域の薄さに関わらず, 異方硬化が発現することが分かる. また, 異方硬化量の大きさも EBSD 測定結果 1.051 と同程度であることが分かる.

板厚方向に1要素となっている影響を評価するために, 板厚方向の要素を増やし, 異方硬化に与える影響を評価した. この時, 要素サイズは $1\mu\text{m}$ 立方のままとし, 2, 3, 5 および 10 要素積層した. その他の解析条件は 3.2.2 項と同様とし, Fig. 3.13 に示す通り異方硬化量 X を算出した. 板厚方向の要素数が多いほど異方硬化量が減り, また, その傾向は小さくなっていることが分かる. このことから, 結晶塑性有限要素解析で見られた異方硬化挙動は板厚方向の要素数の影響を受けるものの, 板厚方向の要素数に関わらず, 発現することが分かる. なお, 板厚方向の要素数が多いほど, 板厚方向に結晶粒の形状, 方位が同じであるという過程となっているため, 真の値に近づくわけではない.

これらの検討により本解析手法は十分に妥当であると判断する.

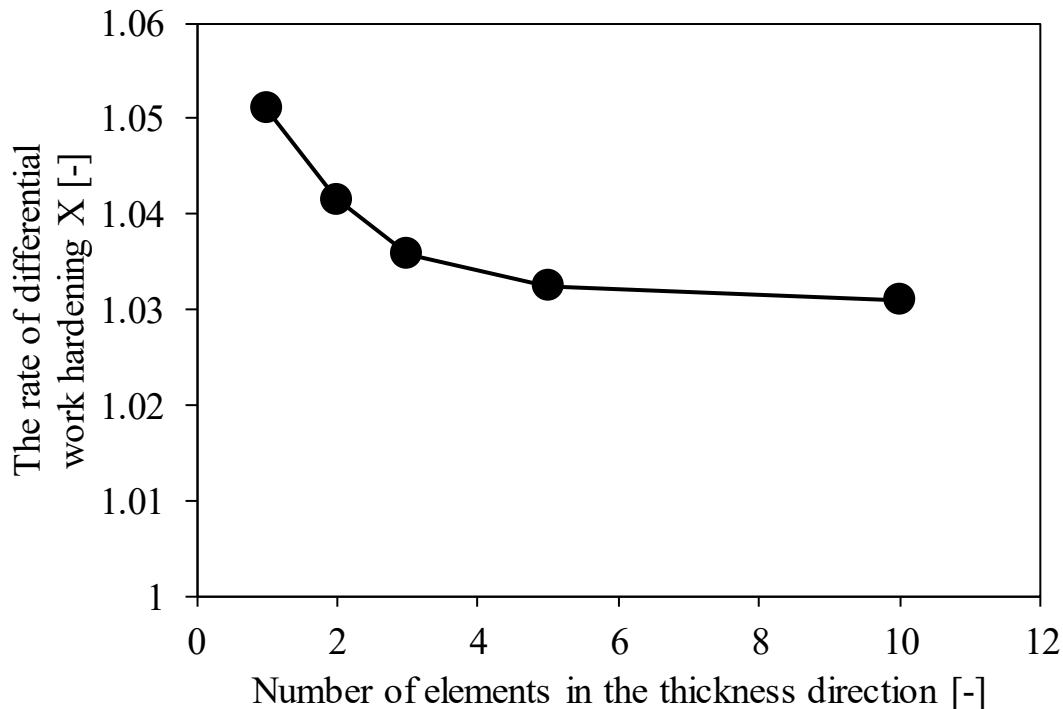


Fig. 3.13 Effect of number of elements in the thickness direction on differential hardening

3.3 結論

本章では 2 種類の結晶塑性解析により異方硬化挙動の再現を試みた。均一化および統計的な手法である Advanced Lamel モデル⁴⁾による解析では実験で見られた等 2 軸近傍の異方硬化挙動を再現できなかった。一方で、転位の増殖と飽和を評価した Hocら⁵⁾の開発した結晶塑性モデルを用いた結晶塑性有限要素解析では等 2 軸近傍の異方硬化挙動を再現した。

参考文献

- 1) Taylor G. I., “Plastic strain in metals”, J. Inst, Metals, 62(1938), 307-324.
- 2) Bishop J. F. W., Hill R., “A theory of the plastic distortion of a polycrystalline aggregate under combined stresses.”, Phil. Mag, 42(1951), 414-427.
- 3) Bishop J. F. W., “A theoretical examination of the plastic deformation of crystals by glide”, Phil. Mag, 44(1953), 51-64.
- 4) Van Houtte P., Li S., Seefeldt M., Delannay L., “Deformation texture prediction: from the Taylor model to the advanced Lamel model”, International Journal of Plasticity., 21(2005), 589–624.
- 5) Hoc T., Forest S., “Polycrystal modelling of IF-Ti steel under complex loading path”, Int. J. Plast., 17(2001), 65-85.
- 6) Gawad J., Banabic D., Van Bael A., Comsa D. S., Gologanu M., Eyckens P., Van Houtte P., Roose D., “An evolving plane stress yield criterion based on crystal plasticity virtual experiments”, Int., J., Plast., 75(2015), 141-169.
- 7) Peirce D., Asaro R. J., Needleman A., “Material rate dependence and localized deformation in crystalline solids”, Acta Metallurgica, 31(1983), 12, 1951-1946.
- 8) Méric L., Poubanne P., Cailletaud G., “Single Crystal Modeling for Structural Calculations: Part 1-Model Presentation”, J. Eng. Technol., 113(1991), 162-170.
- 9) Teodosiu, C., Raphanel, J.L., Tabourot, L., “Finite element simulation of the large elastoplastic deformation of multicrystals”, Proc. of the International Seminar MECAMAT’91, 1993, A.A. Balkema, Rotterdam, 153-168.
- 10) Harder J., “A crystallographic model for the study of local deformation processes in polycrystals”, Int. J. Plast., 15(1999), 6, 605-624.

第4章 異方硬化挙動の物理機構の解明

第3章では Advanced lamel モデル¹⁾、結晶塑性有限要素解析により第2章で明らかにした異方硬化挙動の再現を試みた。転位の増殖と飽和を評価した Hoc ら²⁾の開発した結晶塑性モデルを用いた結晶塑性有限要素法により再現できた。本章では第3章で得られた知見も踏まえ、異方硬化挙動の物理機構について考察する。

鉄鋼材料の異方硬化挙動については Kuwabara らのグループ³⁾⁻⁵⁾の一連の検討により r 値が高い鋼板において顕著に現れることが指摘されている。また、鋼板の r 値は結晶方位分布が主要因であることはよく知られている⁶⁾。そのため、結晶方位分布、すなわち、集合組織の依存性があることが推定される。また、第3章で異方硬化挙動は結晶塑性有限要素法により発現した。このことから、その物理機構は数値解析で表現できるものにあると考えた。すなわち、結晶塑性有限要素解析は結晶塑性モデルにより転位の増殖、切り合いによる加工硬化や有限要素法により結晶粒間の相互作用を定量的に評価できる。したがって、異方硬化の機構は、初期の結晶方位分布による結晶粒間の相互作用による粒内不均一性⁷⁾⁸⁾や各結晶の加工硬化に強い影響を与える活動すべり系の相互作用⁹⁾の影響によるものと推察される。一方で、Advanced lamel モデル¹⁾では異方硬化は発現しなかった。結晶塑性有限要素法と Advanced lamel モデル¹⁾の大きな違いの一つにすべり系間の相互作用、つまり、潜在硬化がある。そのため、異方硬化挙動の要因の一つとして潜在硬化が重要な役割を担っている可能性が推定される。そこで、異方硬化の物理機構として集合組織と潜在硬化の役割について考察する。

4.1 異方硬化挙動を発現する集合組織の解明

異方硬化挙動に及ぼす集合組織の影響を検討するため、Fig. 3.9 に示す SEM-EBSD 測定データの結晶粒形状はそのままとし、結晶方位の割り当てを変更した仮想組織による結晶塑性有限要素解析を行った。

今回の検討に供した仮想集合組織は大きく分類して 2 種類とし、そのうちの1つは結晶粒への結晶方位の割り当てをランダムとした組織(ランダム組織)であり、もう 1 つは板面に垂直な方向(ND 方向)に $\{111\}$ 、 $\{001\}$ 、 $\{101\}$ 、 $\{214\}$ および $\{324\}$ の理想方位を中心に 5° 以内に分布する集合組織とした。なお、これらの集合組織の

ND 方向以外は特に規定せず、幾何学的に許す範囲でランダムとした。具体的には、以下のステップにより結晶方位を決定した。まず、Bunge のオイラー角(ϕ_1, Φ, ϕ_2)の Φ と ϕ_2 を $0 \sim 90^\circ$ の範囲でランダムに決め、ND 方向が特定の方角から 5° 以内であるかを確認する。次に、 5° 以内の結晶方位に対し、 ϕ_1 を $0 \sim 90^\circ$ の範囲でランダムに決める。このときの計算に使用した仮想組織の ND 方向の IPF マップを Fig. 4.1 に示す。これらの仮想集合組織を用いて結晶塑性有限要素解析によりその他の条件を 3.2.2 項と同様とし、2 軸引張のシミュレーションを実施し、等塑性仕事面を算出した。

各仮想組織の等塑性仕事面を Fig. 4.2 に示す。入力した結晶方位の違いにより、等塑性仕事面の形状が大きく変化していることがわかる。特に、 $\{111\}$ 集合組織では塑性ひずみ 0.005 と仕事等価となる時点においてすでに等 2 軸側が張出し、ひずみの進展によりさらに大きく膨張することが確認できる。無次元化等塑性仕事面に現れる異方硬化挙動を定量的に評価するため、Fig. 3.8 に示す通り塑性ひずみ $\varepsilon_{p0}00.005$ と $\varepsilon_{p0}00.04$ の無次元化等塑性仕事面の等 2 軸方向の原点との距離の比によって異方硬化量 X を計算した。十字形試験片を用いた引張試験と結晶塑性有限要素解析で得られた異方硬化量 X を Table 4.1 に示す。異方硬化量は $\{111\}$ 集合組織が最も大きく、等塑性仕事面が膨張する一方で、 $\{101\}$ や $\{214\}$ 集合組織は 1 より小さく、等塑性仕事面は収縮する傾向を示すことがわかる。

Table 4.1 に示す結晶方位を変更した仮想集合組織の異方硬化量より、異方硬化量は ND 方向に集積した組織との関係が深いことが推定される。これより、実験で観察された異方硬化挙動は深絞り用鋼板の特徴である $\{111\}$ 集合組織である γ ファイバー、もしくは $\{001\}$ 集合組織が多く存在することが一因となり、異方硬化が発現したと考えられる。

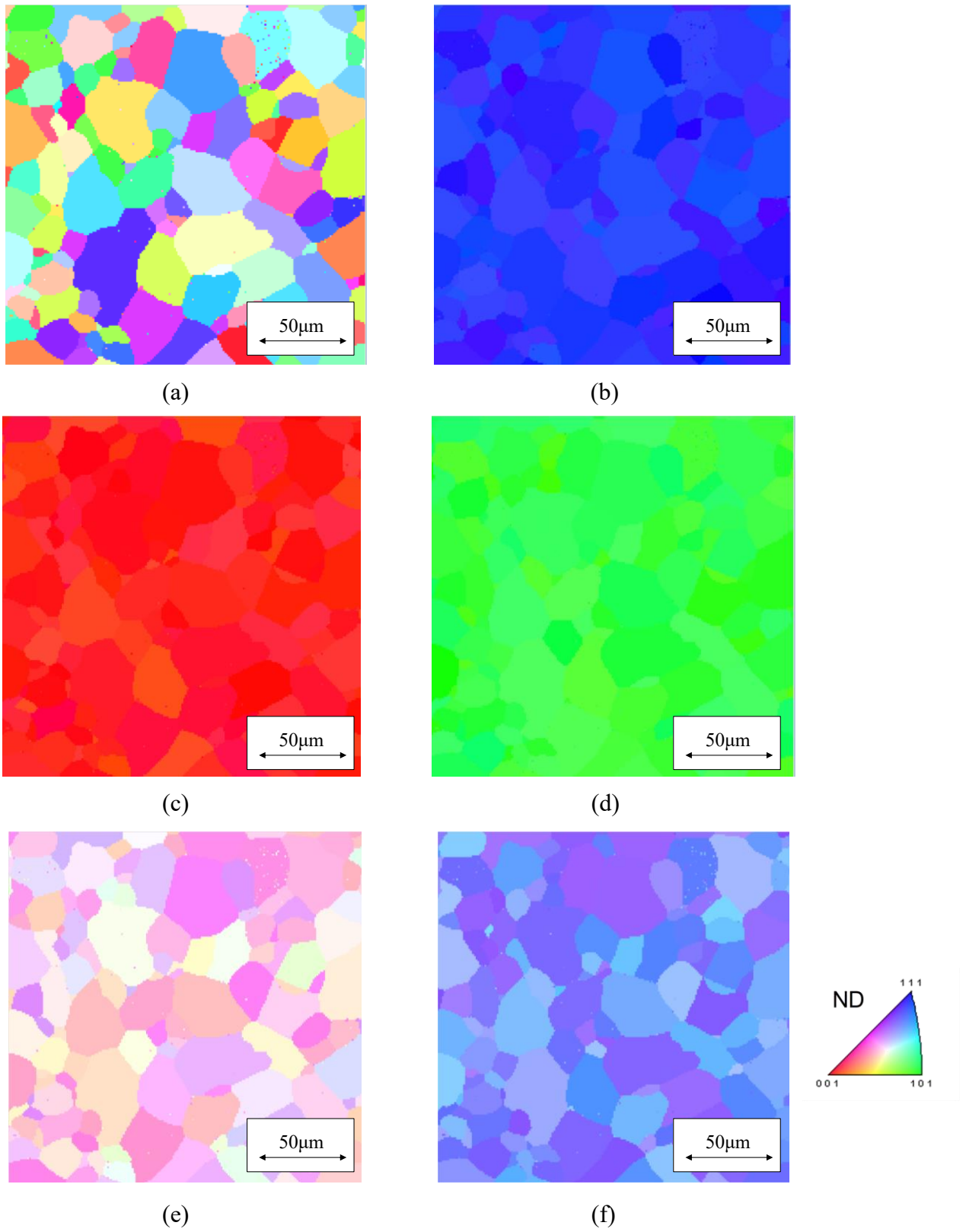
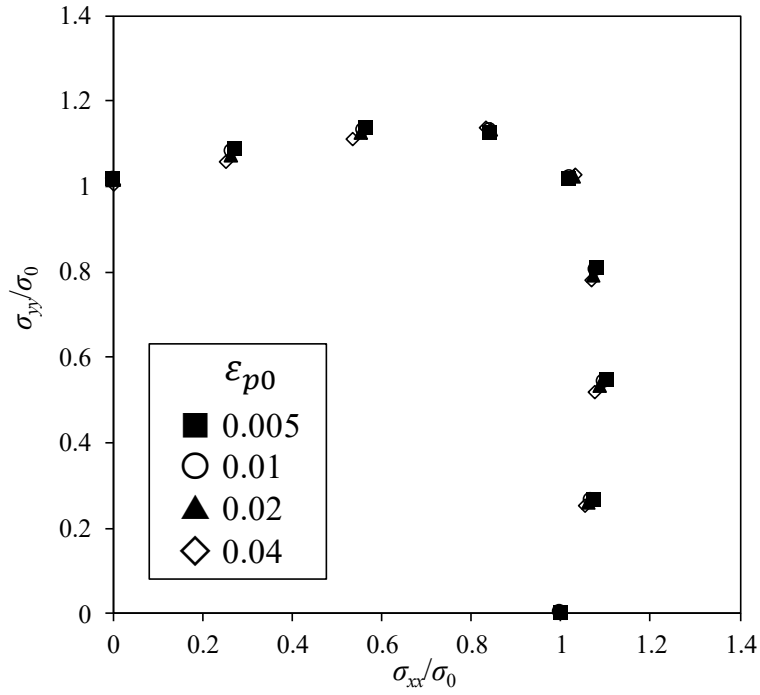
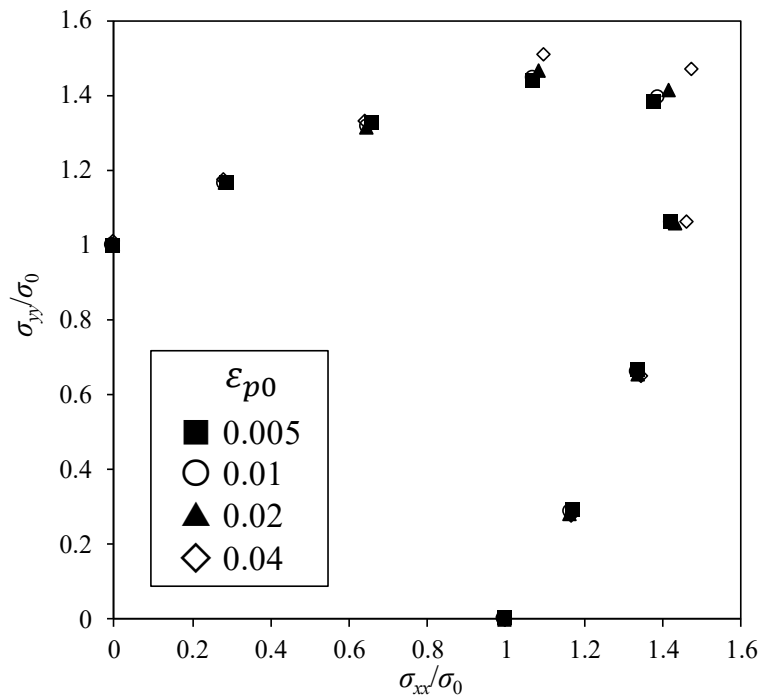


Fig. 4.1 IPF map of the virtual texture used in the calculation: (a) Random texture, (b) {111} texture, (c) {001} texture, (d) {101} texture, (e) {214} texture, (f) {324} texture.

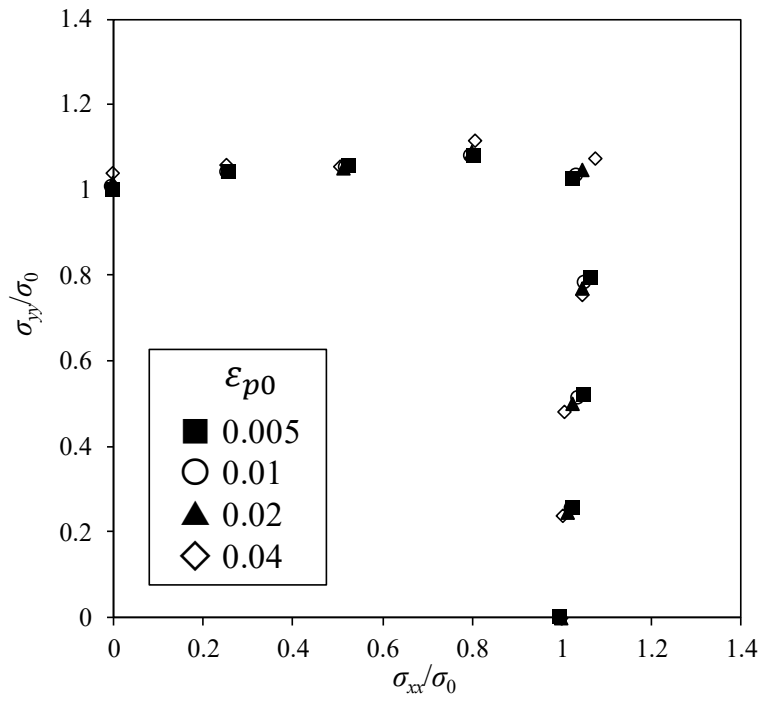


(a)

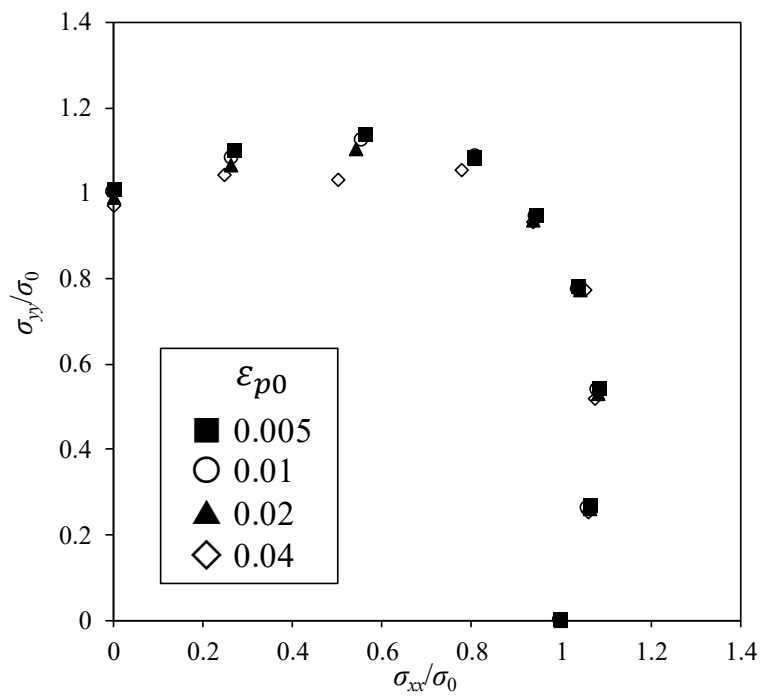


(b)

Fig. 4.2 Stress points comprising counters of plastic work by crystal plastic finite element method using virtual texture: (a) Random texture, (b) {111} texture, (c) {001} texture, (d) {101} texture, (e) {214} texture, (f) {324} texture.

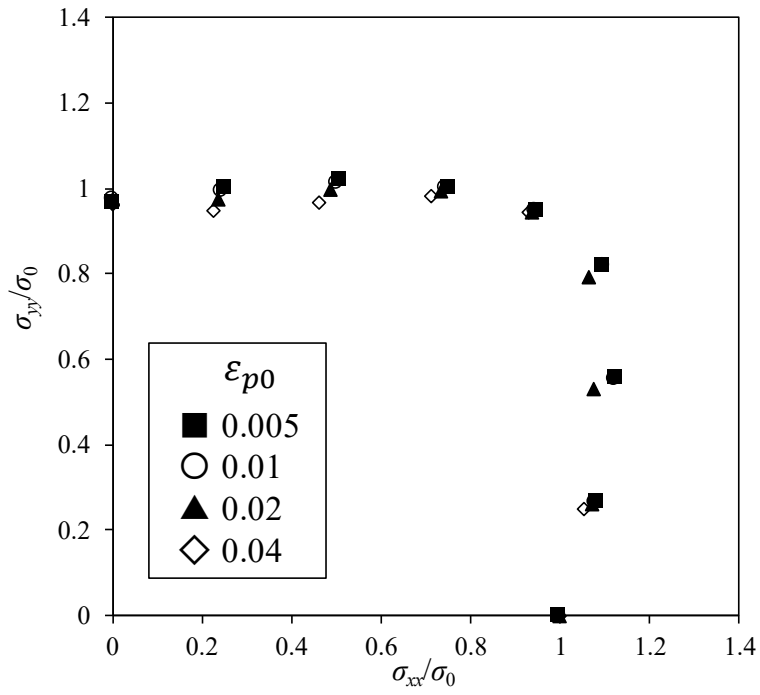


(c)

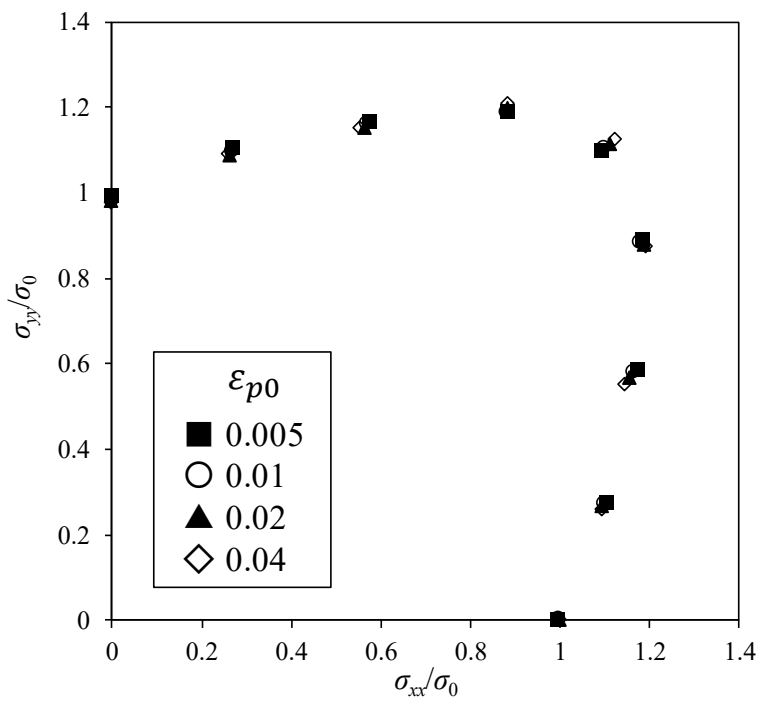


(d)

Fig. 4.2 Continued.



(e)



(f)

Fig. 4.2 Continued.

Table 4.1 The rate of differential work hardening X obtained by experiment and crystal plastic finite element method.

Conditions	X
Biaxial tensile test	1.057
Texture obtained EBSD	1.051
Random texture	1.012
{111} texture	1.066
{001} texture	1.047
{101} texture	0.989
{214} texture	0.988
{324} texture	1.027

4.2 異方硬化挙動と潜在硬化の関係

発生した潜在硬化の大きさを示す指標として活動したすべり系の数に着目した。Fig. 4.3 に 3.2 節で計算した結晶塑性有限要素解析の結果より算出した活動したすべり系の数を示す。活動したすべり系の数は解析領域全体の平均値とし、せん断ひずみが 0.00001 を超えた場合に活動したと判断した。変形の初期には単軸引張と等 2 軸引張で活動したすべり系の数は同じだが、変形とともに等 2 軸引張変形時に活動したすべり系の数が大きく増加することがわかる。この活動したすべり系の数が大きいほど、潜在硬化が発生しやすいと考えられる。一般に、硬化代は自己硬化よりも潜在硬化の方が大きいことが知られており¹⁰⁾、より潜在硬化が現れやすい等 2 軸引張変形の方が単軸引張変形に比べて大きな加工硬化が発生したと考えられる。すなわち、深絞り鋼の塑性ひずみ数%以下での異方硬化挙動は Fig. 4.3 で示すように変形様式の違いによって活動したすべり系の数が異なるため、等 2 軸引張では転位の切り合いによる潜在硬化がより生じやすいことが要因の一つであることが示唆された。

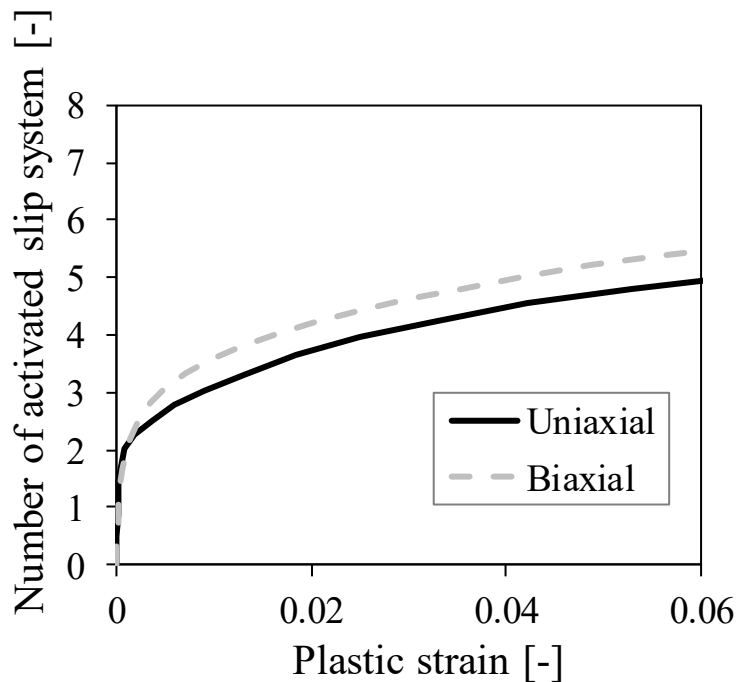
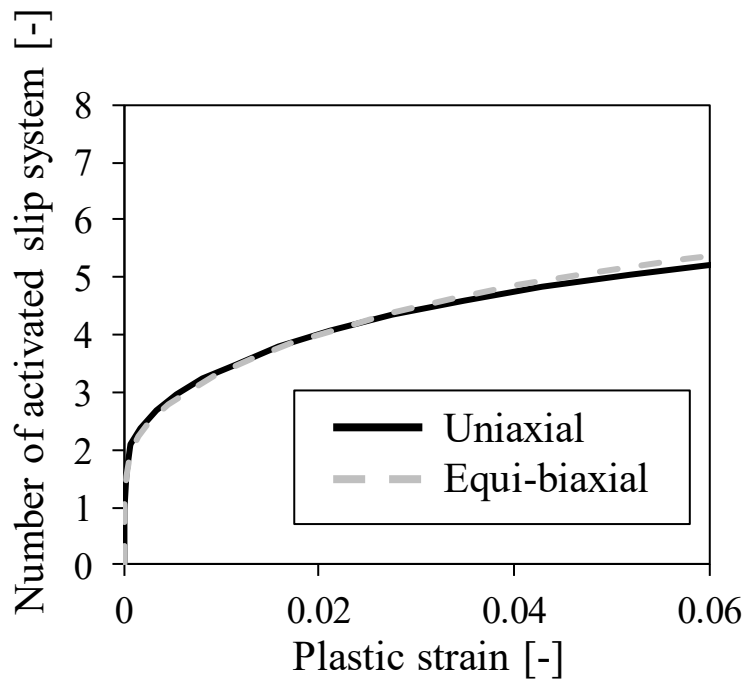


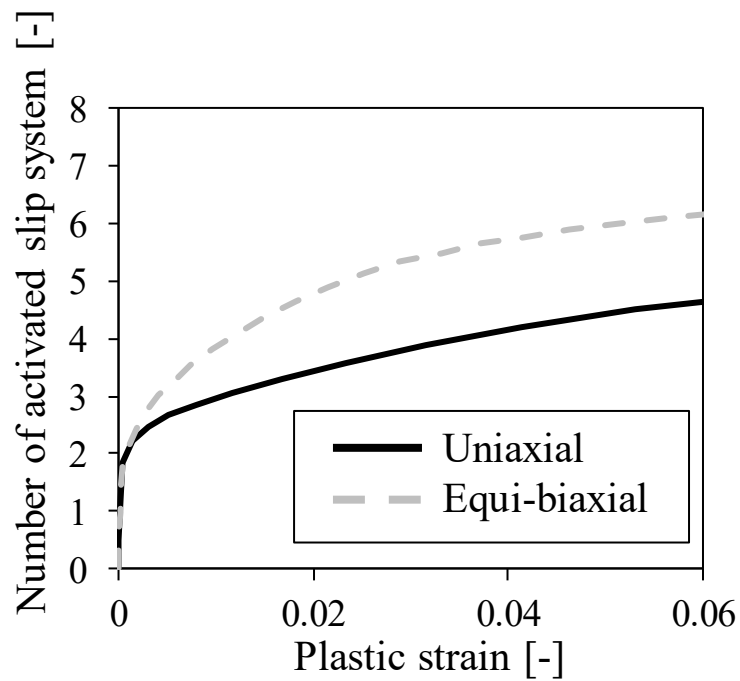
Fig. 4.3 Comparison of the number of activated slip systems in uniaxial and equi-biaxial tension with respect to the plastic strain.

これまでに異方硬化量は活動したすべり系の数と関連する可能性を指摘した。そこで 4.1 節の集合組織依存性を評価した解析においても、活動すべり系の数の関連について検討とした。活動したすべり系の解析領域内の平均数の履歴を単軸と 2 軸変形に対して算出した結果を Fig.4.4 に示す。Table 4.1 に示す異方硬化量が強く発現した{111}集合組織、{001}集合組織では活動したすべり系の数が単軸より 2 軸の方が多い。等塑性仕事面が縮小傾向を示した{101}集合組織、{214}集合組織では単軸と比べ 2 軸は同等以下の活動したすべり系の数となっている。これは異方硬化が潜在硬化に起因することを示唆する。鉄鋼材料のすべり系には主として{110}<111>と{112}<111>がある。そこで、異方硬化挙動にすべり系の種類の影響があるか調査した。Fig. 4.5~4.10 に各集合組織で発生した単軸と等 2 軸引張におけるすべり系の種類ごとの活動したすべり系の数を示す。等塑性仕事面が張り出し側に異方硬化量の大きかった{111} texture と{001} texture では Fig. 4.6, 4.7 に示すように等 2 軸変形において{110}<111>の活動したすべり系の数が大きく増えるという特徴がある。しかし、Fig. 4.8 に示す{101} texture は同じ特徴を持つが、等塑性仕事面は収縮傾向である。異方

硬化をほとんど示さなかった random texture は単軸および等 2 軸引張において $\{110\}\langle 111\rangle$ と $\{112\}\langle 111\rangle$ の活動したすべり系の数は Fig. 4.5 に示す通り同程度である。しかし、比較的近い異方硬化量を示した Fig. 4.10 に示す $\{324\}$ texture では特に等 2 軸引張において $\{110\}\langle 111\rangle$ のすべり系の数が多い。これらのように異方硬化挙動と活動したすべり系の種類には関係性を見いだせなかった。つまり、どのすべり系が活動するかより、全体として何個のすべり系が活動したかが重要であることを示唆する。

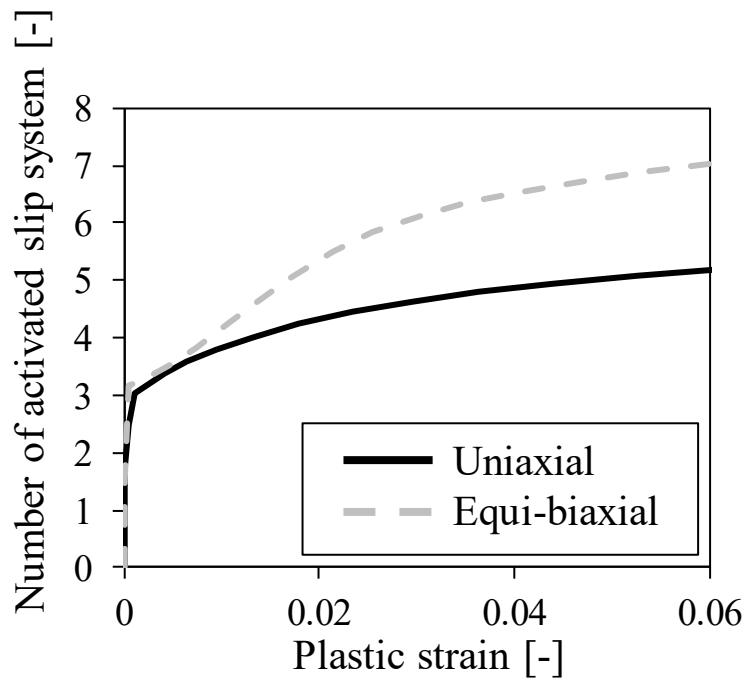


(a)

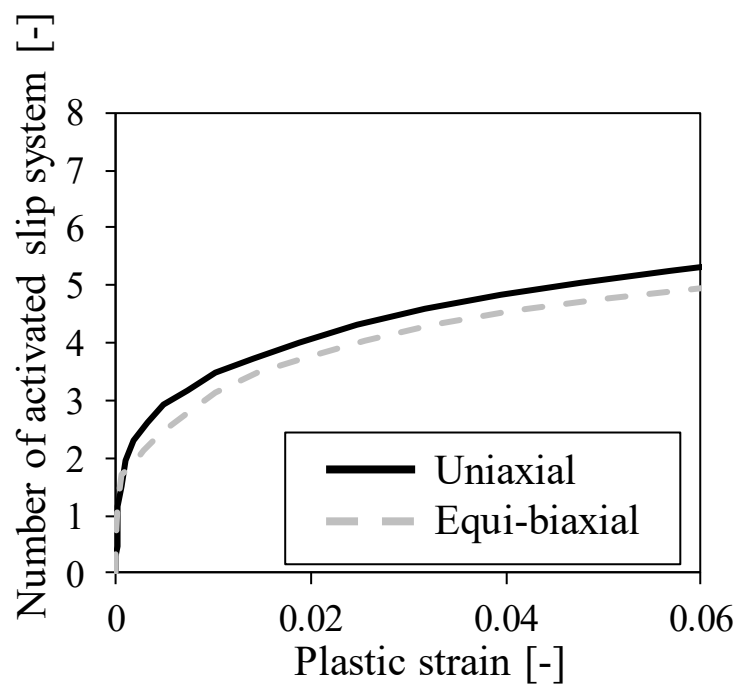


(b)

Fig. 4.4 Comparison of the number of activated slip systems in uniaxial and equi-biaxial tension with respect to the plastic strain: (a) Random texture, (b) $\{111\}$ texture, (c) $\{001\}$ texture, (d) $\{101\}$ texture, (e) $\{214\}$ texture, (f) $\{324\}$ texture.

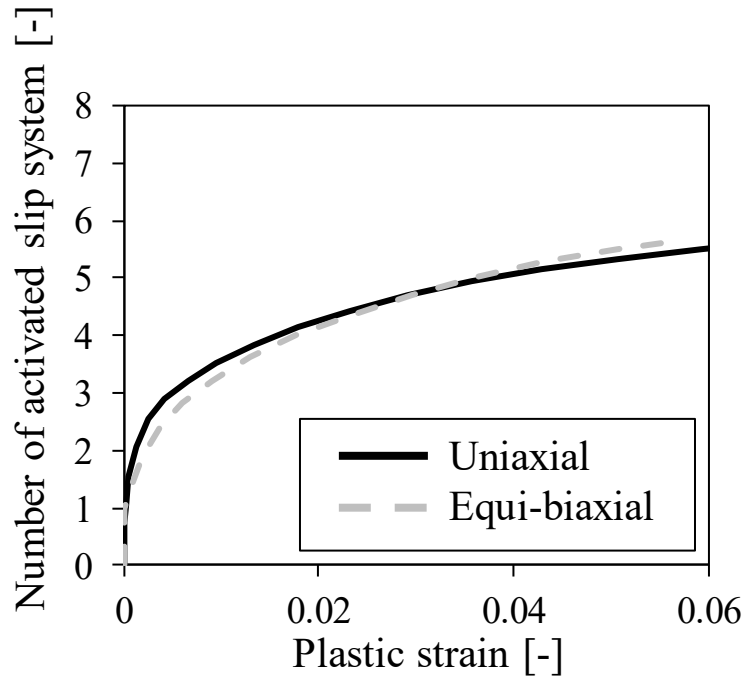


(c)

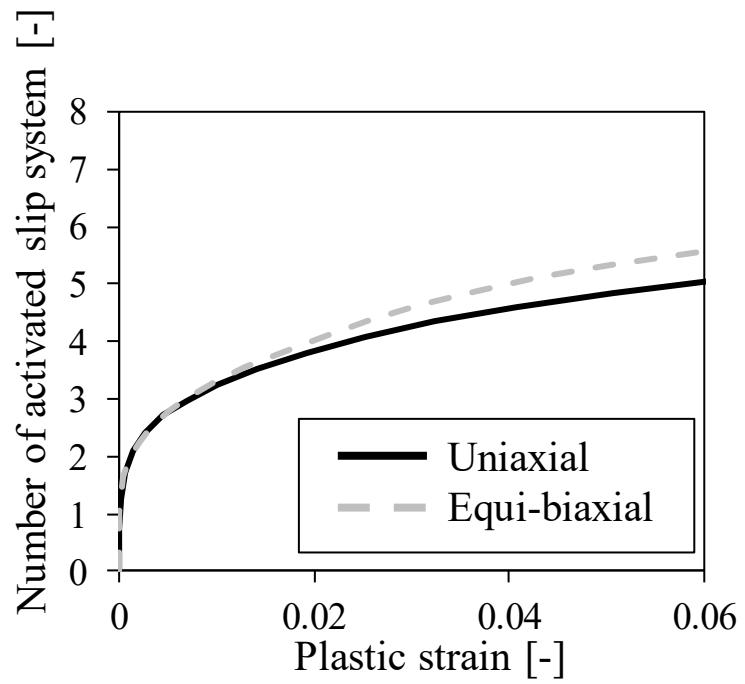


(d)

Fig. 4.4 Continued.

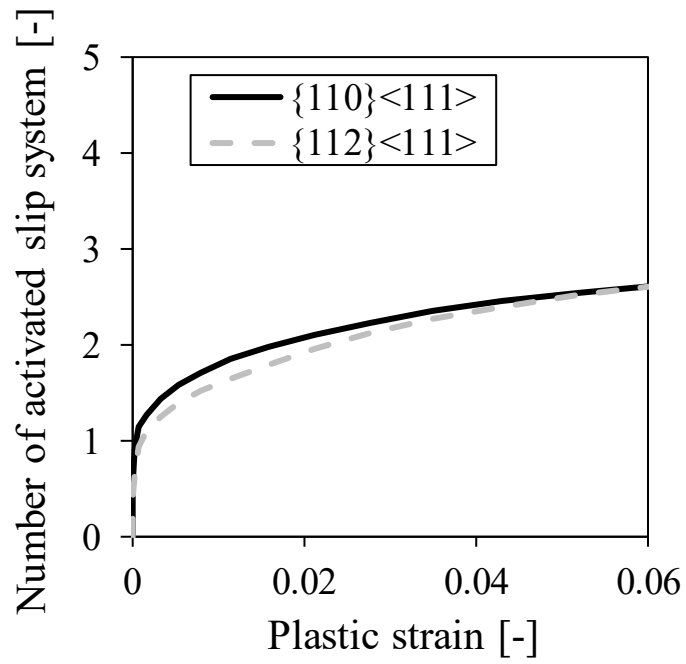


(e)

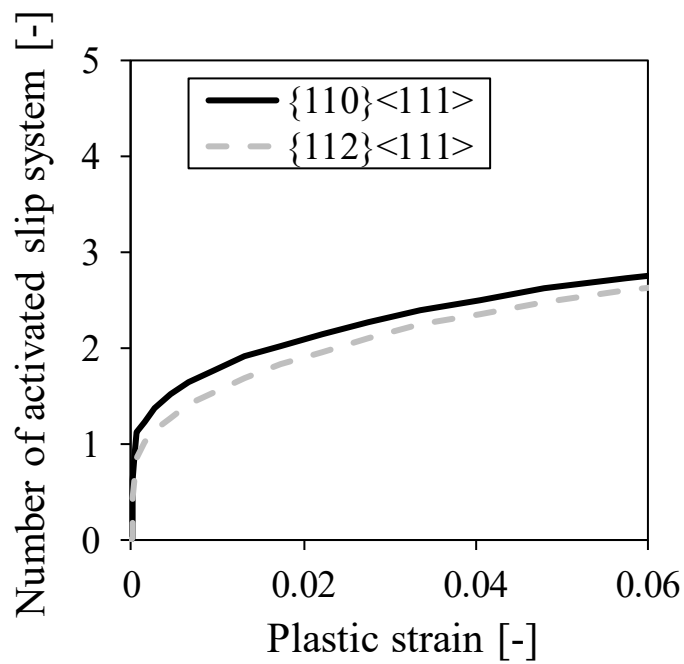


(f)

Fig. 4.4 Continued.

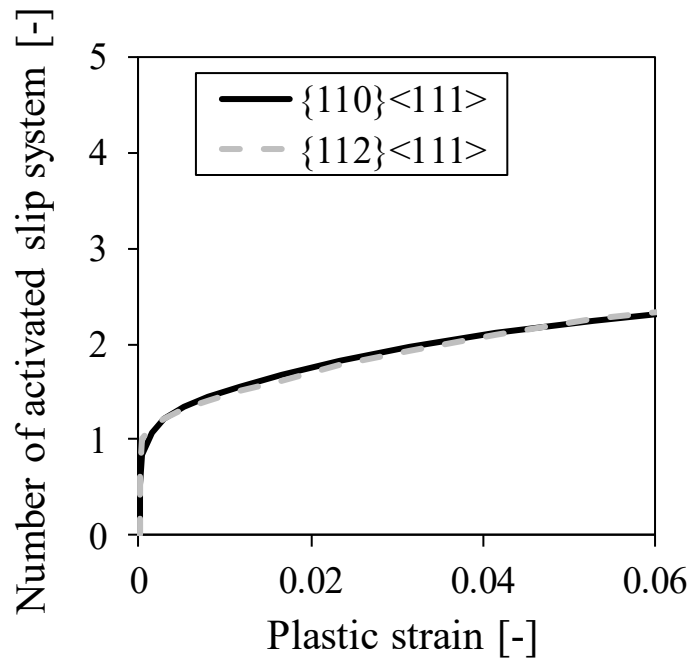


(a)

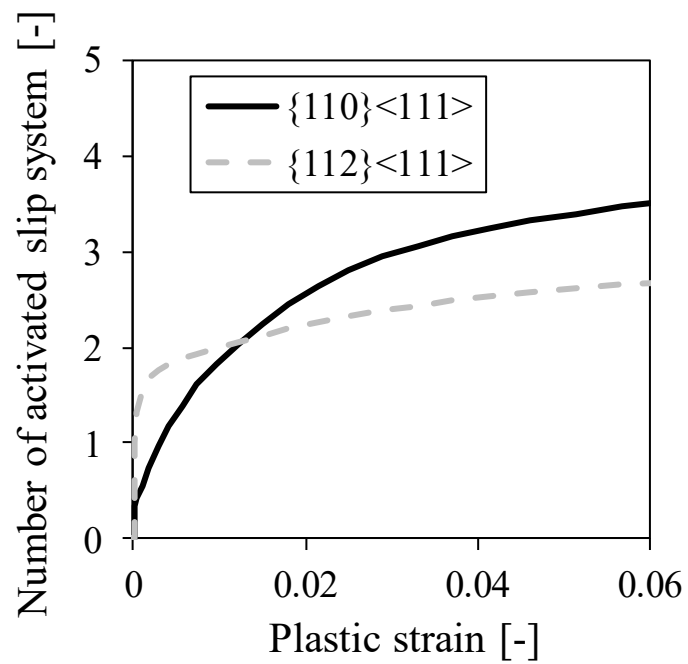


(b)

Fig. 4.5 Comparison of the number of activated slip systems in the type of slip system with respect to plastic strain at random texture: (a) Uniaxial, (b) Equi-biaxial.

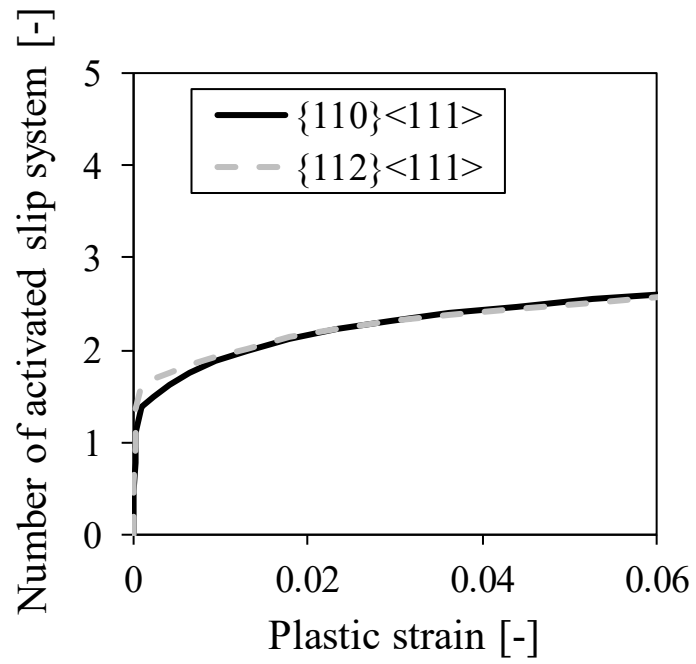


(a)

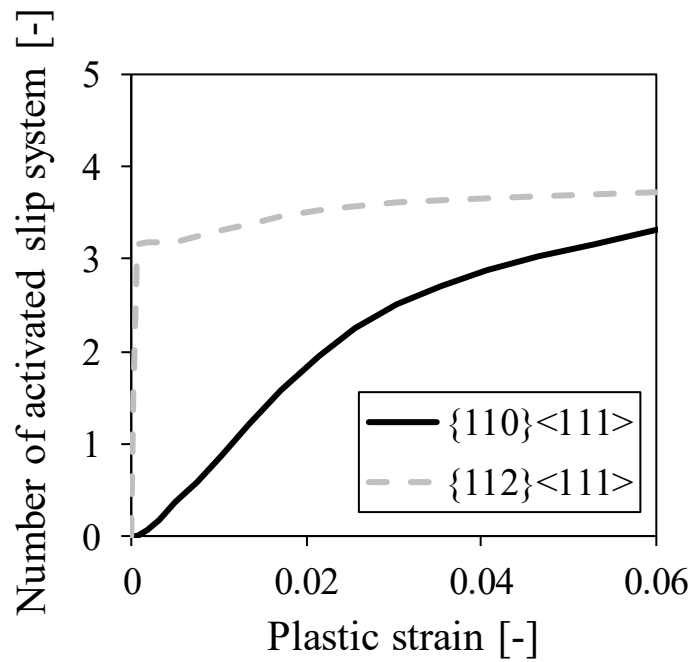


(b)

Fig. 4.6 Comparison of the number of activated slip systems in the type of slip system with respect to plastic strain at $\{111\}$ texture: (a) Uniaxial, (b) Equi-biaxial.

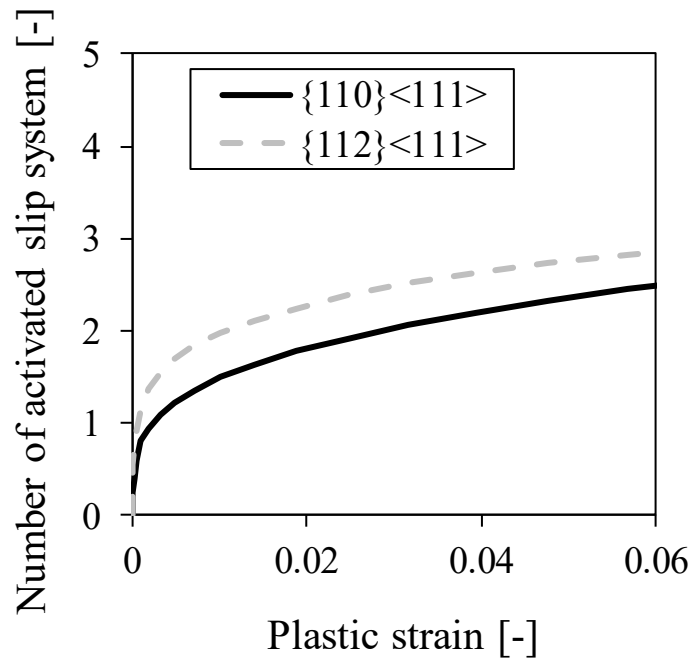


(a)

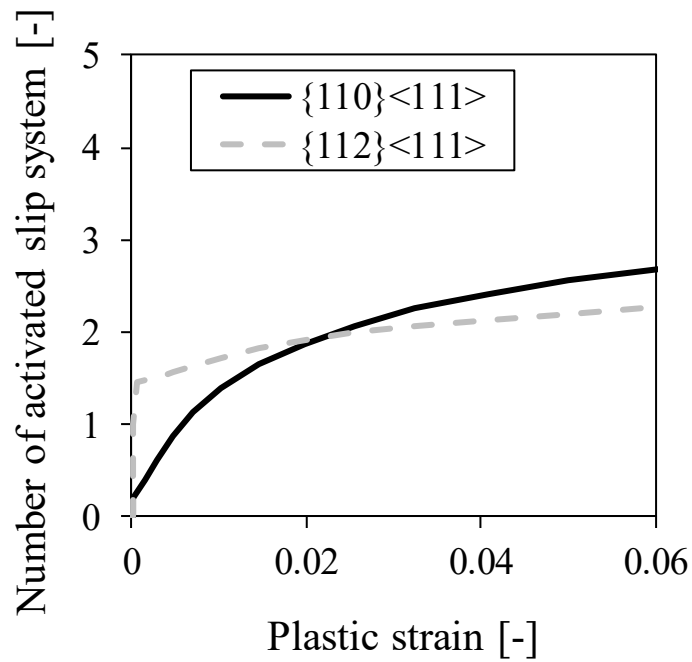


(b)

Fig. 4.7 Comparison of the number of activated slip systems in the type of slip system with respect to plastic strain at {001} texture: (a) Uniaxial, (b) Equi-biaxial.

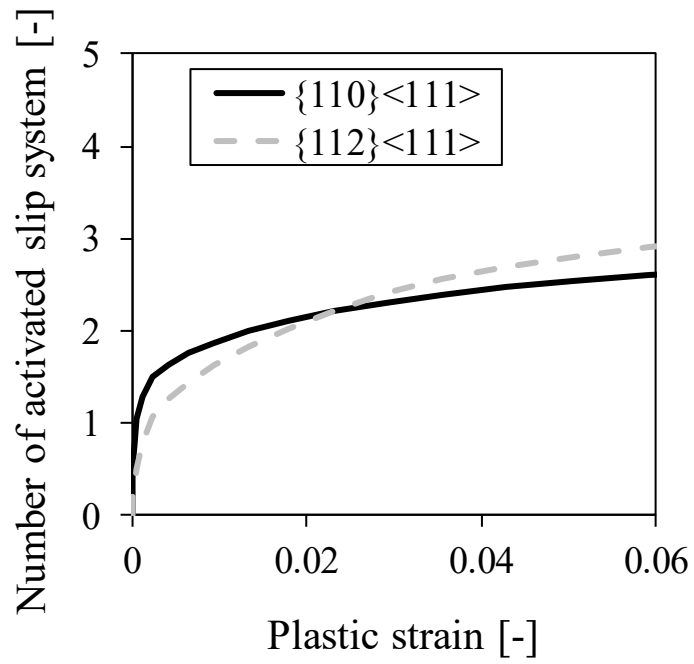


(a)

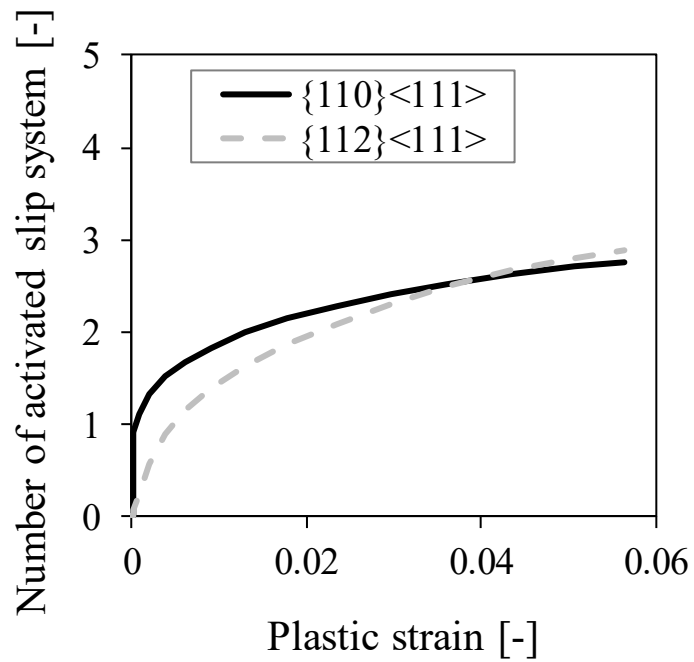


(b)

Fig. 4.8 Comparison of the number of activated slip systems in the type of slip system with respect to plastic strain at $\{101\}$ texture: (a) Uniaxial, (b) Equi-biaxial.

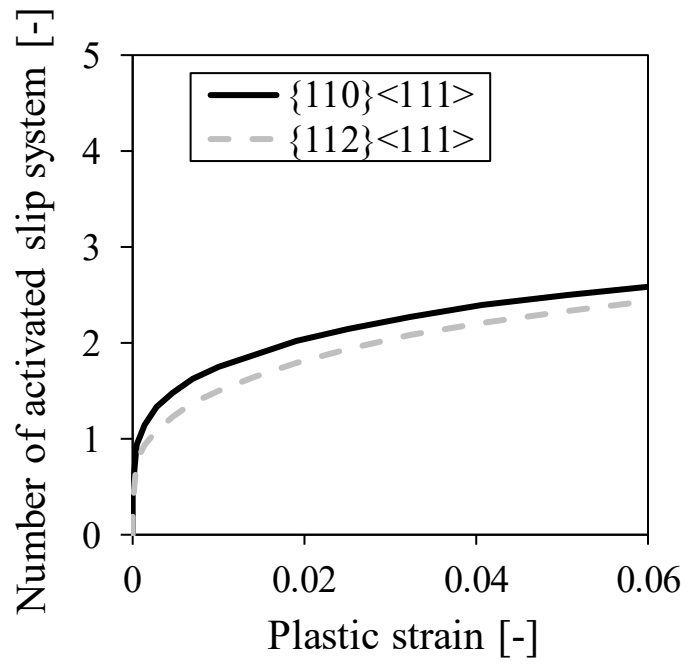


(a)

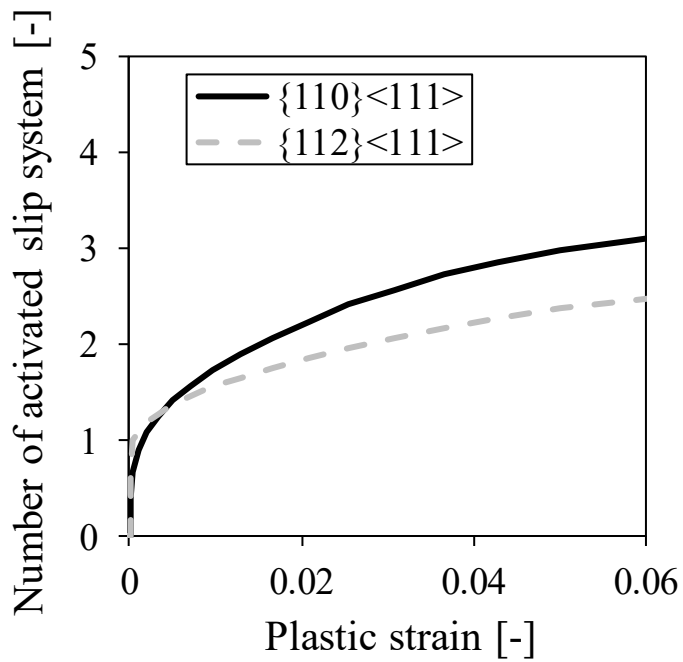


(b)

Fig. 4.9 Comparison of the number of activated slip systems in the type of slip system with respect to plastic strain at {214} texture: (a) Uniaxial, (b) Equi-biaxial.



(a)



(b)

Fig. 4.10 Comparison of the number of activated slip systems in the type of slip system with respect to plastic strain at {324} texture: (a) Uniaxial, (b) Equi-biaxial.

活動したすべり系の数と異方硬化量の関係を評価するため、単軸引張での 0.005～0.04 の塑性ひずみと塑性仕事等価区間において、活動すべり系の数を平均化し、2軸と単軸の比を算出した。得られたすべり系の数の活動比と異方硬化量 X の関係を Fig. 4.11 に示す。すべり系の数の活動比と異方硬化量には良い相関が得られた。このことから、フェライト系の鉄鋼材料では、集合組織の違いにより活動するすべり系の数が変わり、潜在硬化量が異なるため、異方硬化が生じると考えられる。

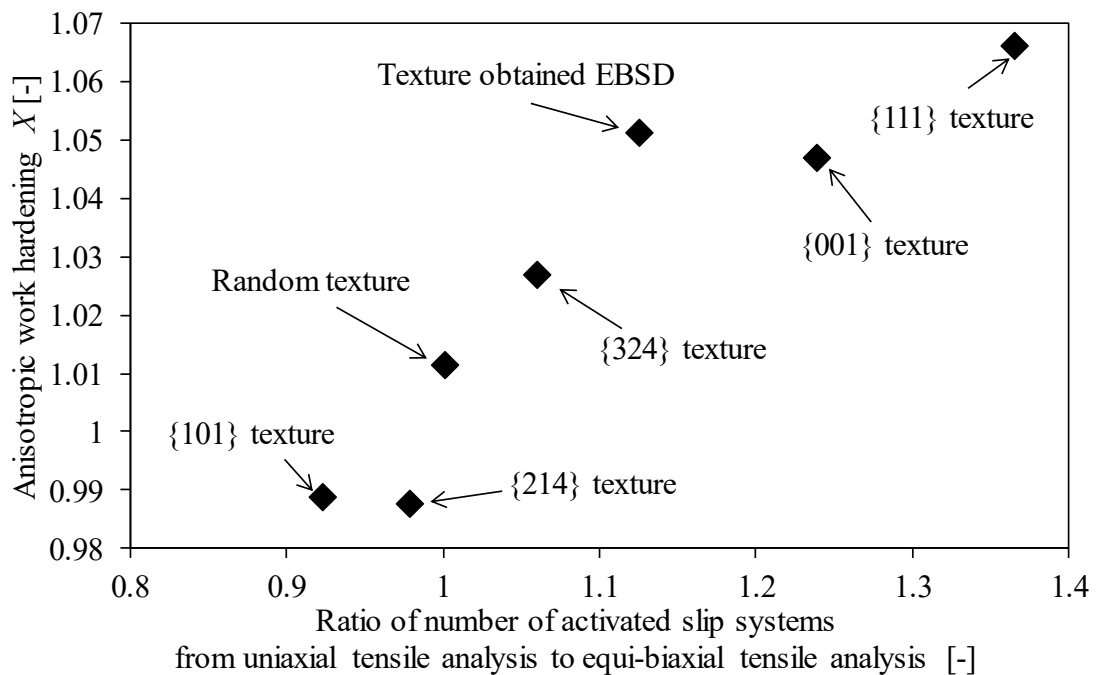


Fig. 4.11 Comparison of the anisotropic work hardening and the ratio of number of activated slip systems from uniaxial tensile analysis to equi-biaxial tensile analysis.

4.3 結論

本章では第2章で評価、第3章で再現した深絞り鋼板の異方硬化挙動の物理機構を検討した。鉄鋼材料の異方硬化挙動は r 値が高い鋼板において顕著に現れることが指摘³⁾⁻⁵⁾されており、鋼板の r 値は結晶方位分布が主要因であることはよく知られている⁶⁾。そのため、結晶方位分布、すなわち、集合組織の依存性があることが推定される。一方で、第3章で異方硬化挙動は結晶塑性有限要素法により発現し、Advanced lamel モデルでは異方硬化は発現しなかった。このことから、その物理機構は両者の

大きな違いであるすべり系間の相互作用, つまり, 潜在硬化と推定した. そこで, 異方硬化の物理機構として集合組織と潜在硬化の役割について考察する.

結晶方位を変更した仮想組織を用い, 集合組織依存性を検討した. 異方硬化量は $\{111\}$ 集合組織が最も大きく, 等塑性仕事面が膨張する一方で, $\{101\}$ や $\{214\}$ 集合組織は 1 より小さく, 等塑性仕事面は収縮する傾向を示すことがわかる. これより, 実験で観察された異方硬化挙動は深絞り用鋼板の特徴である $\{111\}$ 集合組織である γ ファイバー, もしくは $\{001\}$ 集合組織が多く存在することが一因となり, 異方硬化が発現したと考えられる.

潜在硬化量を代表する値として活動したすべり系の数を算出し, 異方硬化挙動との比較を行った. 活動したすべり系の数の 2 軸と単軸の比と異方硬化量 X は良い相関が得られた. このことから, フェライト系の鉄鋼材料では, 集合組織の違いにより活動するすべり系の数が変わり, 潜在硬化量が異なるため, 異方硬化が生じると考えられる.

参考文献

- 1) Van Houtte P., Li S., Seefeldt M., Delannay L., “Deformation texture prediction: from the Taylor model to the advanced Lamel model”, *International Journal of Plasticity.*, 21(2005), 589–624.
- 2) Hoc T., Forest S., “Polycrystal modelling of IF-Ti steel under complex loading path”, *Int. J. Plast.*, 17(2001), 65-85.
- 3) Kuwabara T., Ikeda S. & Kuroda K., “Measurement and analysis of differential work hardening in cold-rolled steel sheet under biaxial tension”, *Journal of Materials Processing Technology*, 80(1998), 517-523.
- 4) Kuwabara T., Van Bael A. & Iizuka E., “Measurement and analysis of yield locus and work hardening characteristics of steel sheets with different r-values”, *Acta materialia*, 50-14(2002), 3717-3729.
- 5) 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*, 90-12(2004), 1016-1022.
- 6) 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*, 29(1965), 4, 393-398.
- 7) Kubo M., Yoshida H., Uenishi A., Suzuki S., Nakazawa Y., Hama T., Takuda H., “Development of Biaxial Tensile Test System for In-situ Scanning Electron Microscope and Electron Backscatter Diffraction Analysis” *ISIJ Int.*, 56(2016), 4, 669-677.
- 8) Eyckens P., Mulder H., Gawad J., Vengter H., Roose D., Boogaard T. V. D., Beal A, V, Houtte P. V., “The prediction of differential hardening behaviour of steels by multi-scale crystal plasticity modelling”, *Int. J. Plast.*, 73(2015), 119-141.
- 9) Uenishi A., Sugiura N., Ikematsu Y., Sugiyama M., isogai E., Hiwatashi S., “Work Hardening Behaviour and Dislocation Patterning at Large Strains in Sheet Steel”, *Proceedings of the 2nd International Symposium on Steel Science*, ISIJ, Tokyo, (2009), 57.
- 10) Franciosi P., “Glide mechanisms in b.c.c. crystals: An investigation of the case of α -

iron through multislip and latent hardening tests”, *Acta Metallurgica*, 31(1983), 9, 1331-1342.

第 5 章 結論

5.1 本研究による成果

本研究は多軸応力下での材料の加工硬化挙動とその機構を明らかにすることを目的とした。実験および数値解析により、その結果として以下の知見を得た。

第 2 章では供試材を板厚 1.6mm の深絞り鋼板とし、単軸および 2 軸引張試験により、異方硬化挙動を明らかにした。2 軸引張試験の応力比は 4:1, 2:1, 4:3, 1:1, 3:4, 1:2, 1:4 の 7 通りとした。2 軸引張試験におけるひずみは 500 万画素の CCD カメラを用いた画像処理により計測した。得られた応力とひずみ関係より等塑性仕事面を算出した。等 2 軸引張近傍で膨張する異方硬化挙動を明らかにした。

第 3 章では Advanced Lamel モデルおよび結晶塑性有限要素解析により異方硬化挙動の再現を試みた。Advanced Lamel モデルを用いた解析では異方硬化挙動は再現しなかったが、Hoc らの開発した結晶塑性モデルを用いた結晶塑性有限要素解析では再現することが分かった。

第 4 章では第 2 章で評価、第 3 章で再現した深絞り鋼板の異方硬化挙動の物理機構を検討した。結晶方位を変更した仮想組織を用い、集合組織依存性を検討した。異方硬化量は{111}集合組織が最も大きく、等塑性仕事面が膨張する一方で、{101}や{214}集合組織は 1 より小さく、等塑性仕事面は収縮する傾向を示すことがわかる。潜在硬化量を代表する値として活動したすべり系の数を算出し、異方硬化挙動との比較を行った。活動したすべり系の数の 2 軸と単軸の比と異方硬化量 X は良い相関が得られた。このことから、フェライト系の鉄鋼材料では、集合組織の違いにより活動するすべり系の数が変わり、それによって引き起こされる潜在硬化量が異なるため、異方硬化が生じると考えられる。

以上の検討により、フェライト系の鉄鋼材料の異方硬化挙動は結晶方位、すなわち、集合組織の違いにより発現すると推定される。集合組織によって単軸と 2 軸で活動するすべり系の数が変わり、それによって引き起こされる潜在硬化量が異なるため、異方硬化が生じると考えられる。特に今回実施した深絞り用鋼板では{111}集合組織が{111}集合組織である γ ファイバー、もしくは{001}集合組織が多く存在するため、等 2 軸引張近傍が張り出す異方硬化挙動が発現したと考えられる。

5.2 今後の展望

本研究によりフェライト系の鉄鋼材料の異方硬化挙動は結晶方位，すなわち，集合組織の違いにより発現する知見を得た．今回評価できた集合組織は一部であり，体系的に集合組織と異方硬化の関係を理解することで，材料の変形機構の物理的理解に基づく材料モデルの開発を行うことが可能となる．このモデルを用いることで，例えば集合組織情報をインプットすることで，高精度に異方硬化挙動を再現できると考えられる．つまり，多数の2軸引張試験を行う必要がなくなり，試験コストの削減が期待される．また，用途に応じて異方硬化挙動をコントロールした材料開発に大きく貢献することが期待される．

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日本大学 大学院 生産工学研究科 機械工学専攻 高橋進 教授に心より深甚なる謝意を表します。本論文を査読いただいた日本大学 大学院 久保田 正広 教授, 前田 将克 教授に篤く御礼申し上げます。

本研究の遂行に深い御理解と御支援を賜りました日本製鉄(株)東日本研究部長 中田 匡浩氏, 薄板・表面処理研究室長 桑山 卓也氏, 薄板研究課 横山 卓史氏に心より、篤く御礼を申し上げます。

日本製鉄(株) 材料ソリューション研究部長 上西 朗弘氏, ソリューション研究第二室長 米村 繁氏, ソリューション研究第四室 研究第三課 久保 雅寛氏には、研究途上ならびに論文作成の間、研究に関する深い御理解と心温まる激励、御支援を賜りました。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、陰ながら支えてくれた家族に対し、心より感謝の意を表します。