

博士論文

微細複合組織金属の変形機構および
塑性加工性に関する研究

Study on Deformation Mechanism and Plastic Formability
of Multi-component Metal

2013 年 11 月

同志社大学大学院 工学研究科
機械工学専攻

名取 恵子

目次

第1章	序論	1
1-1	金属材料設計技術の動向	
1-1-1	リサイクル設計の必要性とそのアプローチ	2
	・ 主に熱的加工を利用した材質制御	
	・ 主に機械的加工を利用した材質制御	
1-1-2	複合組織化した材料の発展	3
1-1-3	不均質体の巨視的力学特性予測理論の発達	4
	・ 古典的アプローチ	
	・ マイクロメカニクスアプローチ	
	・ 数値解析的アプローチ	
1-1-4	複雑化する金属組織と塑性加工安定性	6
1-2	本研究の目的	8
1-3	本論文の構成および研究対象	9
	・ 鉄系複合組織金属	
	・ 非鉄系複合組織金属	
	参考文献	13
第2章	鉄系複合組織金属に関する現状と課題	15
2-1	緒言	
2-1-1	背景	
(1)	対象とする材料	16
	・ 自動車業界と高張力鋼板の利用拡大	
	・ Advanced High Strength Steel の発展	
	・ Dual Phase 型 AHSS の冶金学	
(2)	対象とする塑性加工	24
	・ プレス加工におけるスプリングバック制御技術と問題点	
2-1-2	先行研究	
(1)	Bauschinger 効果の発現メカニズム	27
	・ 背応力の表記	
(2)	応力のひずみ速度依存性の発現メカニズム	30
(3)	Bauschinger 効果のひずみ速度依存性の検討	34
2-1-3	研究課題	35
2-2	供試材	36
	参考文献	37

第3章	Bauschinger 効果のひずみ速度依存性に及ぼす組織形態の影響	45
3-1	はじめに	46
3-2	実験手法	
3-2-1	圧縮 - 引張試験による Bauschinger 効果の評価	
(1)	試験片の作製	46
(2)	圧縮試験条件	47
(3)	引張試験条件	48
(4)	Bauschinger 効果の評価指標	49
3-2-2	その他の評価手法	
(1)	微小硬さ分布の測定	50
(2)	組織観察	50
3-3	結果および考察	52
3-3-1	Dual-phase 構造が B. E. に与える作用	
(1)	予変形による変化	55
(2)	材料強度および強度異方性の影響	56
(3)	製造誤差による影響	60
3-3-2	DP 鋼における B. E. のひずみ速度依存性の発現メカニズム	
(1)	マトリックス単相鋼の変形特性との比較	60
(2)	マトリックスのモデル化手法の検討	62
3-4	結言	64
	参考文献	65
第4章	ハット曲げ加工性に及ぼす加工前組織形態の影響	67
4-1	はじめに	68
4-2	数値解析手法	
4-2-1	モデル化の狙い	68
4-2-2	スプリングバック解析条件	68
4-3	結果および考察	71
4-3-1	B. E. のひずみ速度依存性がスプリングバック予測に及ぼす影響	71
4-3-2	同一グレード鋼板に起こりうるスプリングバック量のばらつき	72
4-4	結言	72
	参考文献	72

第5章	非鉄系複合組織金属に関する現状と課題	73
5-1	緒言	
5-1-1	背景	
(1)	対象とする材料	74
	・ 半凝固鑄造による凝固組織の展望	
(2)	対象とする塑性加工	76
	・ 車載用蓄電池の軽量化への期待	
	・ 薄肉筐体成形に関する試み	
5-1-2	先行研究	
(1)	強ひずみ加工による結晶粒微細化メカニズム	81
	・ ECAP加工の動向	
(2)	強ひずみ加工を受けた材料のその後の挙動	86
	・ 変形挙動	
	・ 再結晶挙動	
5-1-3	研究課題	88
5-2	供試材	89
	参考文献	90
第6章	結晶粒微細化効果に及ぼす強ひずみ加工前組織形態の影響	93
6-1	はじめに	94
6-2	実験手法	
6-2-1	微細結晶粒材料の作製	94
	・ 連続および不連続 ECAP 加工法の相違点	
6-2-2	評価手法	
(1)	機械的特性の測定	96
(2)	微小硬さ分布の測定	97
(3)	組織観察	97
6-3	結果および考察	98
6-3-1	半凝固鑄造と強ひずみ加工の複合作用	
(1)	鑄造組織の発展	99
(2)	材質改善効果	103
6-3-2	加工条件の差異による影響	
(1)	従来型 ECAP 法と Tri-RD-ECAP 法の比較	105
(2)	温度履歴の効果に関する見積もり	106
6-4	結言	108
	参考文献	109

第7章 衝撃後方押し出し成形性に及ぼす加工前組織形態の影響	111
7-1 はじめに	112
7-2 実験手法	
7-2-1 衝撃後方押し出し成形	112
7-2-2 評価手法	
(1) 成形品の寸法測定	112
(2) 成形品の機械的特性の測定	112
(3) 成形品の微小硬さ分布の測定	113
(4) 成形品の組織観察	113
7-3 結果および考察	114
7-3-1 最適な被加工材の検討	114
7-3-2 押し出し成形後材料の観察	
(1) 塑性流動挙動	115
(2) 成形による材質の変化	115
7-4 結言	119
参考文献	119
第8章 結論	121
(1) 鉄系複合組織金属の塑性加工性	122
(2) 非鉄系複合組織金属の塑性加工性	123
付録	
A. 平板の曲げ理論	125
B. 薄板圧縮試験の妥当性の検証	133
C. 高速引張試験の妥当性の検証	139
D. KAM 値の演算方法とその物理的意味	141
E. フェライト-マルテンサイト二相鋼の RVE 数値材料試験	145
F. DP 鋼における Bauschinger 効果のひずみ速度履歴依存性の確認	151
G. Al 合金の温間 SPD における再結晶挙動の予測	157
H. Phase-field 法の概要	165

研究業績

謝辞

本論文で使用した主な記号

第2章・第3章・第4章

$\sigma_{forward}$: 予変形中の流動応力
$\sigma_{reverse}$: 再負荷中の流動応力
σ_d	: 動的変形下での流動応力
σ_s	: 静的変形下での流動応力
$\sigma_{reyield}$: 再降伏応力
σ_b	: 背応力
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$: 主応力
$\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$: 主ひずみ
ε^p	: 塑性ひずみ
σ_{eq}	: 相当応力
ε_{eq}	: 相当塑性ひずみ
$\dot{\varepsilon}$: 公称ひずみ速度
ε_{pre}	: 予変形で与えた永久真ひずみ
n	: 加工硬化指数
E	: 縦弾性係数
ν	: ポアソン比
$B.E.R.$: Bauschinger 効果による再降伏応力の低下率
β	: 複合硬化則パラメータ ($\beta = 0$; 移動硬化則, $\beta = 1$; 等方硬化則)

第5章・第6章・第7章

ϕ	: ECAP 法の経路の交差角
ψ	: ECAP 法の経路交差部の外側の円弧角度
ϕ_i	: Phase-field 秩序変数
R	: 気体定数 ($8.314 \text{ J K}^{-1} \text{ mol}^{-1}$)
Q	: 活性化エネルギー
T	: 温度
t	: 時間
m	: 粒界易動度
γ	: 粒界エネルギー

第 1 章 序論

1-1 金属材料設計技術の動向

1-1-1 リサイクル設計の必要性とそのアプローチ

21世紀において、ものづくりは「循環型社会の構築」や「持続可能な発展」に根ざしたものであることが不可欠である。従来、材料科学は設定された最終用途の要求から出発して目的に合った最適材料を開発することにあつた。しかし今後はそれだけでなく、消費者の最終目的は製品の所有ではなく製品の機能の利用にあるという発想を基に、ライフサイクル全体において環境負荷を最小に、再生資源化率を最大にすることが命題である。天然資源から製品を作り販売する動脈産業側の従来からの要求は、

- きめ細かにユーザーの要求に応じた多品種少量生産
- 高合金化もしくは高純度化による特性向上，レアメタル利用の妙味
- 種々な合金の複雑少量高密度利用および高付加価値を目指した高加工度化

である。一方でリサイクル・処分を行う静脈産業側の要求に寄り添うと、以下の通りとなる⁽¹⁾。

- 少品種化させた上でユーザーの特性要求に対応する
- 合金元素添加に回収可能性を考慮し添加は必要最低限にとどめる
- 再生金属の高純度化はバージン金属より困難なので、合金設計は予め精錬技術に基づかせる
- 構造材のレアメタル回収は不可能に近いので極力避ける
- 高度に加工複合化すると回収困難なため、軽薄短小製品からの金属回収再生をはかるためには合金種類を少なくする

このように静脈産業の要求は動脈産業と相対するものである。溶解精錬段階で容易に除去できない元素（トランプエレメント）を予め添加しないことが第一に必要であり、さらに言えば添加元素をできるだけ用いない手段も念頭に置かなければならない。

金属の変形特性は、(1) 結晶格子中に存在する転位・結晶粒界や、(2) 導入された合金元素等の存在、すなわち“ミクロ～マクロレベルでの乱れ”によって決まる。つまり、予めリサイクルの可能性を重視した素材開発の観点から考えると、(2)に相当する固溶強化や析出強化といった金属材料の強化・強靱化法に頼らず、(1)を利用した材質制御法の開発がまず重要となる。

この方針に基づくリサイクル設計を重視した金属素材もしくは金属最終製品の材質制御法には、以下の熱的加工および機械的加工を利用したアプローチが考えられる。

- 主に熱的加工を利用した材質制御
 - 塑性加工品への熱処理による相変態
 - 鋳造加工時の凝固現象を利用したメゾ～マクロレベルの結晶形態のコントロール
- 主に機械的加工を利用した材質制御
 - 冷間鍛造時の転位導入による加工硬化
 - 塑性加工後の再結晶や強ひずみ加工付与による結晶粒の微細化

これらを単一もしくは複合的に適用することにより、単純組成合金でありながら多様な特性を創製することができる。さらに特徴的なのは、これらの材質制御法は、二種類以上の相が空間的に配置された複合組織型の合金を作製することも可能であり、さらなる多角的な設計が検討できる点である。

1-1-2 複合組織化した材料の発展

金属材料開発の歴史をたどると、合金化法による開発研究が一段落すると、今度は金属間化合物や複合材料の研究が盛んに行われるようになった。複合材料は二つ以上の材料を組み合わせ、それぞれの長所を生かし短所を補って、単一材料では得られない優れた特性を発揮させるものである。その材料の組み合わせは数限りなく存在し、nm～mm オーダーの幅広いスケールでの複合化が検討され、研究・実用化が急速に発展している分野である⁽²⁾。

一般的に複合材料は、母材の種類で分類された高分子基、セラミック基、ガラス基、金属基複合材料や、強化材の形態によって分類された粒子分散型、繊維強化型、積層型複合材料等が挙げられるが、材料設計や部材設計において積極的にその“非均質性（ヘテロ構造）”を取り入れさえすれば広義での複合材料に相当する。その適用の意図は例えば、高分子基複合材料に対しては、高強度・高剛性化によって単体の高分子材料と置換したり、軽量化のために金属と置換したりといった目的が多い。金属基複合材料は、単体の金属材料より軽量かつ高機能性を付与している点が強みであり^(例えば、3)、さらに金属組織形態を制御するだけでも、強度と延性のトレードオフ関係に束縛されることなく延性・靱性を調節できる可能性があることが特色である。

金属基複合材料の製造法には、例えば、粉末や箔にした固相金属を強化材と均一に混合し焼結する固相法（粉末冶金法、メカニカルアロイング法、拡散接合法等）、マトリックスとなる金属を熔融状態において強化材と複合させる液相法（溶湯攪拌法、コンポキャスト法、加圧含浸法、鋳込み法等）、物質を蒸気状にして基材表面に蒸着させる気相法等がある。さらに、共晶合金を一方向凝固させて第二相を層状に整列させる手法、液体金属中で合金元素間の化学反応により高融点物質を晶出させる手法、部分的に相変態させる手法等は、合金に対して外部から温度や雰囲気をコントロールすることで合金内部に強化材となりうる物質を発生させてその場で複合材料が製造できることから“in-situ 製造法”と呼ばれ、その複合材料は“in-situ composites”と総称されている⁽⁴⁾。

また、複合材料の成形性に関する簡易モデルを図 1-1 に示す。同一の引張強さを持つ単一材料と比較した場合、構成相同士の強度差から複合材料は均一伸びに優れているが局所変形に弱いことがわかる。このように複合組織化した材料は、その組織形態を制御することにより、同一化学組成でありながら広範囲な性質をカバーし、多用途に応用することが可能である。これは目的に応じて多種多様な化学組成合金を使用している現状と比較すると、リサイクル性の観点から考えても非常に優位である。

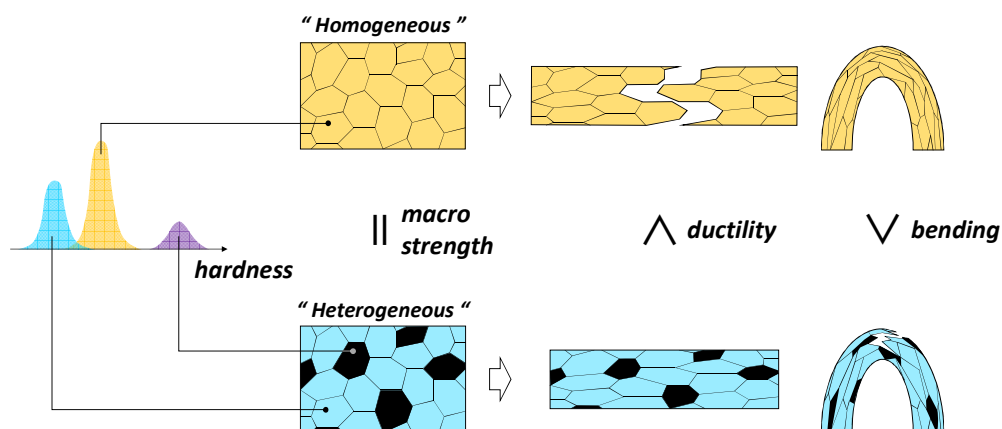


Figure 1-1: Illustration of press formability for homogeneous or heterogeneous microstructure. Soft phase withstand a fracture, but hard phase do not keep a local deformation. Differences of hardness distribution contribute largely to deformation characteristic.

1-1-3 非均質体の巨視的力学特性予測理論の発達

- 古典的アプローチ

複合材料を含む非均質体の理論特性値は、構成相の性質と体積分率のみに依る複合則 (Rule of Mixture) でおおまかに予測できる。まず、密度のように構成相固有の性質の加算で決まる複合材料の性質 X_c は以下の式で求められる。

$$X_c = V_f X_f + (1 - V_f) X_m \quad (\text{Eq. 1-1})$$

ここで X_f は強化材の性質、 V_f は強化材の体積分率、 X_m は母相の性質である。

一方、引張強さのように、構成している相同士の相互作用により決まる特性は、強化材の分布や形状といった、構成相の幾何学的な特徴を規定する組織構造因子に大きく影響を受ける。例えば、図 1-2(a) に示すような n 相からなる積層板に対し、縦弾性係数を求める問題を考える。相 i の弾性率 E_i 、体積分率 V_i ($\sum_i V_i = 1$) とすると、層に平行に測定した E_x と垂直に測定した E_y はそれぞれ、

$$E_x = \sum_i V_i E_i \quad (\text{Voigt 則}), \quad \frac{1}{E_y} = \sum_i \frac{V_i}{E_i} \quad (\text{Reuss 則}) \quad (\text{Eq. 1-2})$$

となる。これはお互いの相に対し、それぞれ発生するひずみもしくは応力が等しいと仮定して相互作用を考慮していることに相当し、実材料はこのように理想的な仮定には従わないので、Voigt 則と Reuss 則を上・下界とした特性を示すということが Hill⁽⁵⁾ によって論証されている。同様の仮定を用い、粒子分散複合材料を同一体積の直方体に置き換えてモデリングすると図 1-2(b) に示すようになる。

しかし古典的アプローチの最大の問題点は、各相内で変形は均質であるという仮定にある。実際には母相および強化材の変形は空間内で非均質であり、このような局所的な変形が生じること

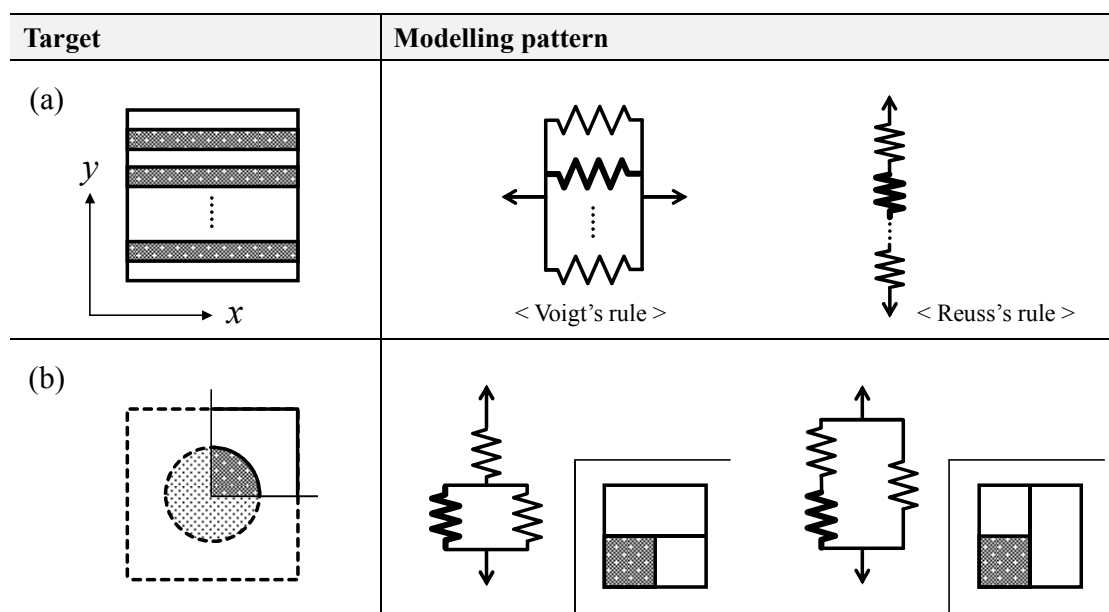


Figure 1-2: Model for rule of mixture in (a) laminate sheet and (b) particle dispersed composite.

が複合材料としての変形特性を特徴付けることがあるので(例えば, Bauschinger 効果の発現⁽⁶⁾), この理論は極めて粗い推定になることに注意しなければならない。

● マイクロメカニクスアプローチ

Eshelby の等価介在物理論⁽⁷⁾の概念を踏襲した理論によって, 解析的に非均質体の変形問題を解く手法をマイクロメカニクスアプローチと言う. ここで言う介在物とは均質な媒質中に存在する異質物のことである. まず Eshelby の等価介在物理論では, 周囲と異なる性質を持つ介在物を含む非均質体の弾性変形問題を, 介在物のある部分に変態ひずみを受けたときの応力場の解を利用して考えている.

この概念を弾塑性問題へ応用して, 非均質体の平均化特性の評価手法がいくつか提案された. Mori-Tanaka モデル⁽⁸⁾では, 古典的アプローチの概念と組み合わせて介在物理論を平均化手法へ応用した. また, Self-consistent の概念を用いて, Hill⁽⁹⁾および Budianski⁽¹⁰⁾は介在物理論における媒質を, 構成要素を平均したマクロ変数場と考えることで, 介在物と媒質の二相問題から多数の構成要素を含む問題へ拡張した. しかし介在物中ではひずみが一樣だと仮定するため, 体積含有率が大きくなるとその誤差は許容できない場合があることが指摘されている. 一方, 塑性ひずみ勾配を物体力に置き換えることで変形の不均一を組み込んだ Lin-Takahashi モデル⁽¹¹⁾は, 応力集中部分と応力緩和部分が共存するような不均一な塑性変形について取り扱う場合に有効である.

このようにマイクロメカニクスアプローチではいくつかの仮定が残るものの, 解析的に構成要素間の干渉相互作用を考慮できるが, 汎用性を考えて手法を発展させると数値解析的アプローチに至る.

● 数値解析的アプローチ

材料は、階層的な空間スケールにおいて微視的構造を持っており、それぞれの構造においてコンピュータ材料科学におけるモデリング手法が発達している⁽¹²⁾。材料科学の目指すところは材料を原子レベルで捉え、材料の種類に関わらず普遍的にその挙動を取り扱うことであり、その点ではコンピュータ支援による材料設計シミュレーション手法が材料開発の中心となって材料科学の当初の目的が達成されつつある。材料の巨視的挙動はその微視的構造に由来することは明らかであるが、一方で、機械工学の手段として求められているのは実用的にもものづくりの構造設計を行うことであり、最終的には大規模有限要素法に反映させる必要がある。従来はこれらの空間スケールの異なる数値解析は独立に行うことが多かったが、計算力学の高度化や計算機能力の向上に伴い、各スケールの挙動解析を逐次参照することでマイクロ～マクロ解析を連成させるマルチスケール解析が工学分野においても導入が進んでいる^(13, 14)。さらに、母材と強化材の界面状態等も複合材料の特性に大幅に寄与するため、界面情報のモデル化も重要な課題である。

一般的な複合材料の変形挙動に対する数値解析手法の特徴は、まず不均質体の幾何構造を含む代表体積要素 (representative volume element: RVE) の全体を数値モデルとして表現することにある。そしてマルチスケールモデリングの考え方として場の理論⁽¹⁵⁾や均質化法 (homogenization method)⁽¹⁶⁾等により導出された非均質体の変形に関する境界値問題を、有限要素法や境界要素法のような微分方程式の離散化近似解法を用いて解く手法が最も有力だとされている。

1-1-4 複雑化する金属組織と塑性加工安定性

一般的に材料は、加工の際に軟らかく (=低加工力で成形が可能、自在変形できて形状不良が起りにくい)、加工後に製品となつてからは高強度である (=変形しない、壊れない) ということが求められる。つまり、“被加工素材としての加工性”や“構造部材の構成材料としての特性”を設計する必要があるが、複合材料の特徴は、積極的に Tailor made の設計ができるという点にある。組み合わせる材料を考えるだけで、得られる複合材料の性質はある程度予測がつくため、使用目的と材料開発の方向性が明確であるという利点がある。いくつかの単一材料を複合化することによる効果を分類すると、線形効果としての (a) 平均効果, (b) 並有效果, (c) 相補効果, (d) 相殺効果や、非線形効果としての (e) 相乗効果, (f) 誘起効果, (g) 共鳴効果, (h) システム化効果がある⁽²⁾と言われており、実材料におけるそれらの効果を正確に把握することは複雑であるが重要である。図 1-3 に示したのは、非線形効果の結果として生まれる複合材料の性質のイメージである。

このように、意図して材質制御のためにヘテロ構造組織の設計を行う反面、意図しない形での成形性への影響も起こっている。一般的に鉄鋼業界各社の製造する鋼板の材料強度は安定しているが、成形性としては必ずしも安定しているとは言えず⁽¹⁷⁾、特に国内産と外国産の材料のその製造環境の違いによって変形特性や成形性が大きく異なることが知られている。構造体の設計・製造業者は、引張強さや化学組成でのみ分類された金属規格に従う材料を目の前にして、その都度、成形性を調査して対応をしなければならないのが現状である。数値解析手法により組織の形状や分布の違いを理想的にモデル化して、マクロな挙動に及ぼす影響について定性的傾向を考察

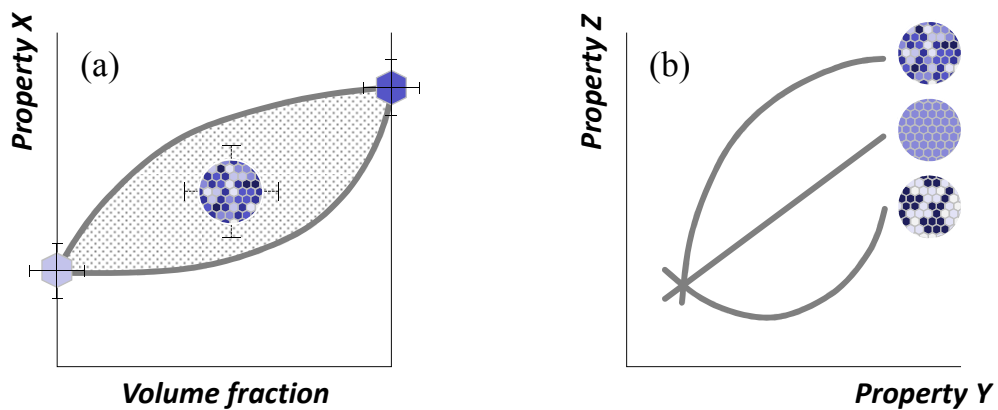


Figure 1-3: Image of non-linear effect on composite property. Property X is not only follows the volume fraction of constituent phase (see fig. (a)). Properties Y and Z could not be in existing relationship (see fig. (b)).

した報告(例えば, 6)もあるが, このような工業的な問題にまで言及して研究されてはいない. 生産において安定した加工特性の保証は重要であり, そのためには生産過程で生じる統計的ばらつきを適切に評価し, ミクロな挙動とマクロな現象の関係性を明確にし, 金属組織のわずかな違いがどのように影響するのかを明らかにする必要がある.

1-2 本研究の目的

リサイクル性を考慮したとき、複雑な合金化に頼らない材質制御法の開発が重要である。本研究では、組織制御によって多様な材質を設計可能としたエコマテリアルの一種として、複合組織型金属（金属/金属複合材料や、金属間化合物/金属複合材料など）に着目した。この機構を用いれば、同一強度レベルの材料であっても内部構造形態を制御することによって成形性を制御することも可能なため、材料開発の幅が広がると言える。

一方で複合材料の成形性の予測は複雑である。研究対象とする空間スケールは図 1-4 に示す通りである。金属組織は階層的な空間スケールにおいて微視的構造を持っているが、数十 μm レベルで特性の異なる相の分布があるヘテロ構造組織を持つ金属の変形特性については、構成相ごとの変形特性の加算則によって単純に決まるわけではないということが報告されている。さらに結晶粒集合体のメゾスケール構造の挙動があらゆる巨視的現象の発現に大幅に寄与すると予測されている(例えば, 18)。

そこで本研究は、今後の金属材料の強化機構および成形性制御機構の主流となるヘテロ構造組織を有する金属組織の形態に注目して、変形特性および成形性との関係性を実材料の観察を通して体系的に調査することで、微視的構造やその挙動が巨視的現象として発現するメカニズムを解明することを目的としている。この研究が達成されることで、所望の巨視的物性を得るためには、構成相をどのようにコントロールすれば最も効率的であるかの指針が得られる。

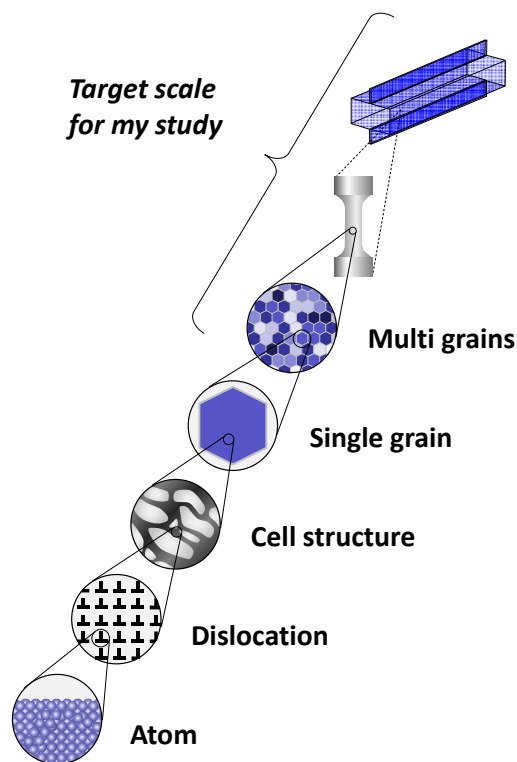


Figure 1-4: Space scale of metal materials.

1-3 本論文の構成および研究対象

本論文は次の8つの章から構成されている (図 1-5)。

- 第1章 序論
- 第2章 鉄系複合組織金属に関する現状と課題
- 第3章 Bauschinger 効果のひずみ速度依存性に及ぼす組織形態の影響
- 第4章 ハット曲げ加工性に及ぼす加工前組織形態の影響
- 第5章 非鉄系複合組織金属に関する現状と課題
- 第6章 結晶粒微細化効果に及ぼす強ひずみ加工前組織形態の影響
- 第7章 衝撃後方押し出し成形性に及ぼす加工前組織形態の影響
- 第8章 結論

本研究では広義で In-situ composite に分類される二種類の複合組織型金属を取り上げ、複合材料として鉄・非鉄金属の統一的な理解を目標とした。研究対象とした材料については、表 1-1 に示し、合わせて本研究で取り組んだ研究課題についても対比させて記載した。その調査対象とする塑性加工性は自動車用部材に関する成形技術であり、ヘテロ構造組織が与える影響について検討した。従来の塑性加工シミュレーションでは、準静的引張試験等の一般的な巨視的材料試験のみによって求めたパラメータを用いて材料を特徴づけるが、さらなる予測の高精度化のためには今後より内部構造が複雑化するヘテロ構造組織金属材料をいかにモデリングするかどうかという点が重要である。以下に各章の概要を記す。

第1章では、研究対象とする複合組織型金属の位置づけと、成形性の把握の必要性から掲げた研究目的について述べた。

第2章では、鉄系複合組織金属の代表として Dual Phase 型高張力鋼を取り上げ、研究背景および先行研究についてまとめ、研究課題を提言した。この材料は熱処理プロセスにより、硬質マルテンサイト相と軟質フェライト相の体積率および硬さの差を調整することが可能であり、同一化学組成を保ちながら成形性を設計することができる。第3章では、板材成形において重大な形状不良であるスプリングバックを引き起こす残留応力に関連する Bauschinger 効果のひずみ速度依存性についての実験的・解析的検討を、第4章では、得られた知見を用いて曲げ曲げ戻し変形を伴うハット曲げ加工性についての解析的検討結果を報告した。

第5章では、非鉄系複合組織金属の代表として半凝固鋳造アルミニウム合金を取り上げ、研究背景および先行研究についてまとめ、研究課題を提言した。この材料は共晶の組織形態によって変形特性に影響を与えることが知られているため、これを制御することにより同一化学組成を保ちながら材料の機械的性質ならびに成形性を設計できる可能性がある。第6章では、種々の鋳造法と強ひずみ加工法を組み合わせ創製した様々な初晶・共晶構造による材質改善の複合効果についての実験的・解析的検討を、第7章では、創製した試料の難加工への応用を検討するため衝撃後方押し出し成形性についての実験的検討結果を報告した。

第8章では、第3～4章および第6～7章の各章で得られた成果を要約して全体の結論とした。

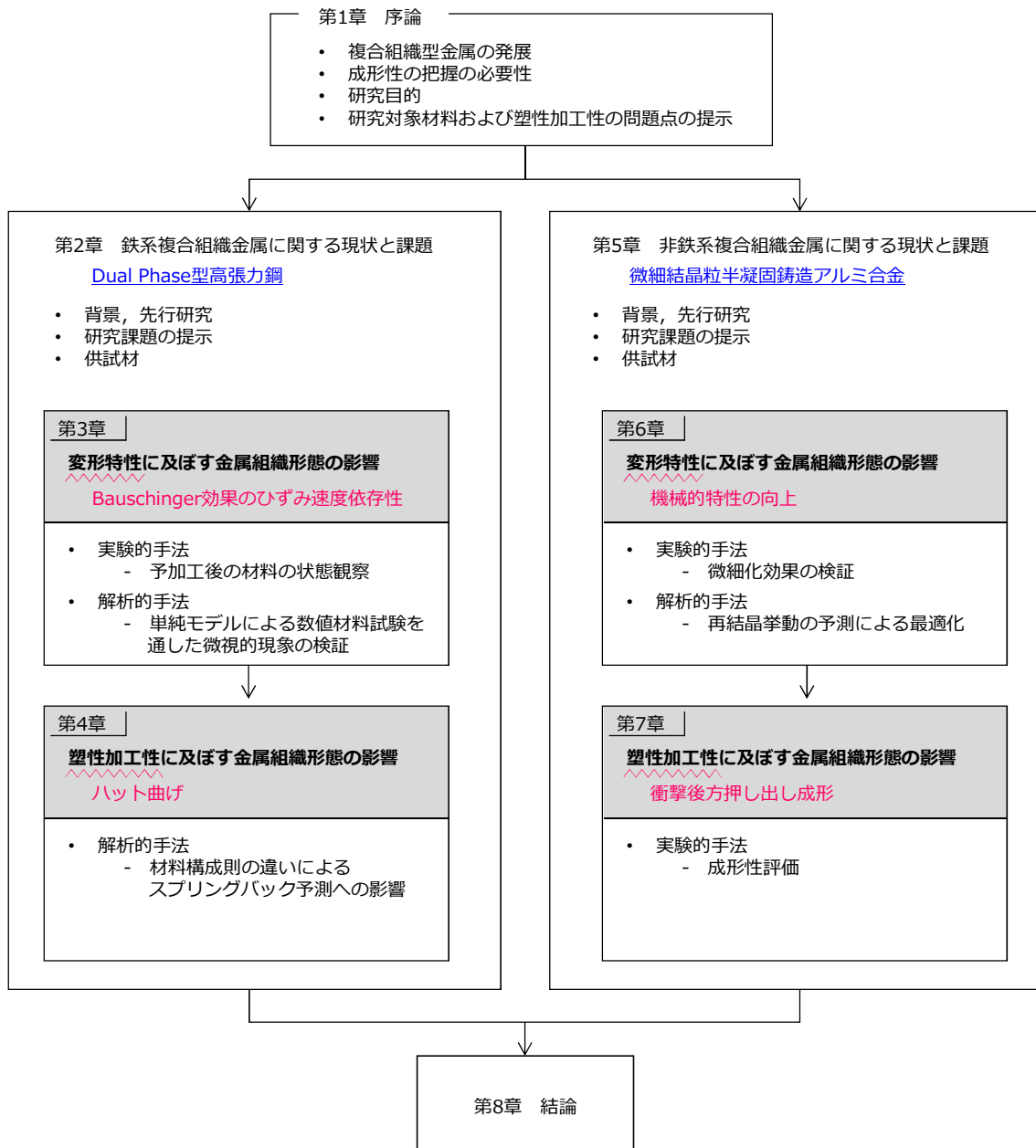
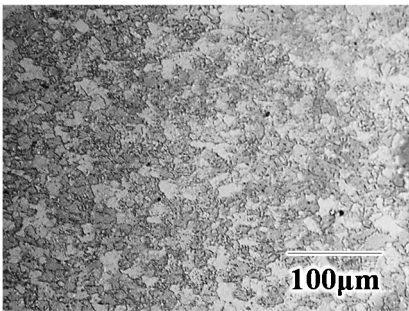
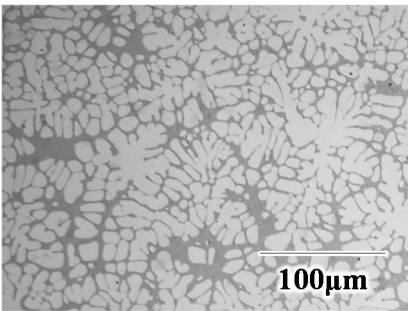
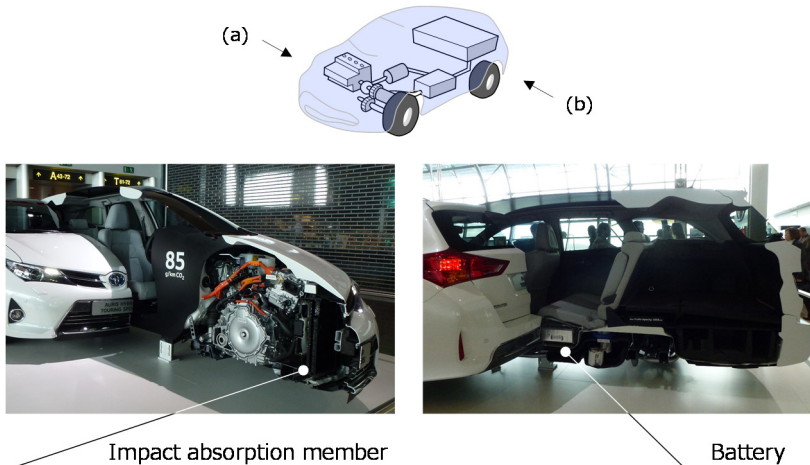


Figure 1-5: Composition of this thesis.

Table 1-1: Test materials and subjects of my research.

	鉄系複合組織金属	非鉄系複合組織金属
● 供試材	<p>Dual Phase 型高張力鋼</p>  <p>Figure 1-6: 590MPa class AHSS in dual phase type.</p>	<p>半凝固鋳造アルミニウム合金</p>  <p>Figure 1-7: Semi-solid casting of Al-Si7Mg.</p>
母相	フェライト (α) <input type="checkbox"/>	Al (初晶 α) <input type="checkbox"/>
強化相	マルテンサイト (α') <input checked="" type="checkbox"/>	Si 粒子, Mg ₂ Si <input checked="" type="checkbox"/>
● 複合材料の製造法	<p>In-situ 製造法</p> <p>$\gamma+\alpha$ 域 (図 1-8 参照) から急冷し焼き入れることで、部分的にマルテンサイト変態させる。詳しくは 2-1-1 項に示す。</p>	<p>In-situ 製造法</p> <p>L+α 域 (図 1-9 参照) まで冷却してスラリー状にした後、何らかの操作で樹状組織を破壊し、急冷させる。詳しくは 5-1-1 項に示す。</p>
● 対象とする塑性加工に関する自動車用部材	<p>衝撃吸収部材</p>  <p>Impact absorption member</p> <p>Battery</p>	<p>車載用蓄電池の電池セルケース</p>
	<p>Figure 1-10: Cross-section view of TOYOTA AURIS Hybrid Touring Sports. Left and right photos are shot from angle (a) and (b), respectively.</p>	

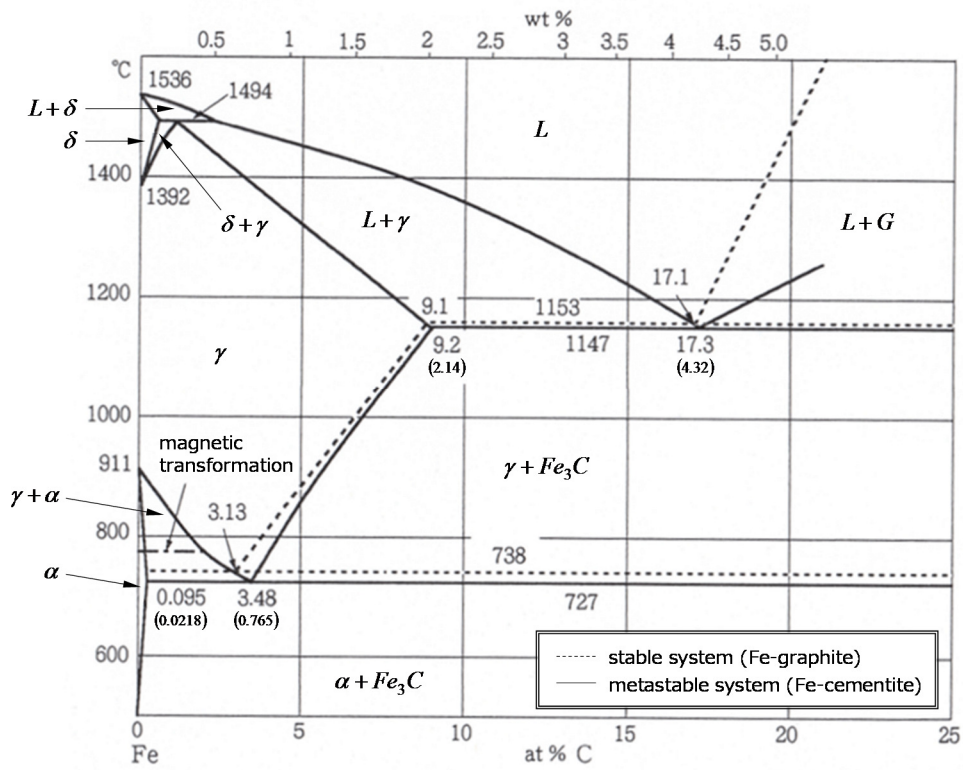


Figure 1-8: Fe-C binary phase diagram ⁽¹⁹⁾.

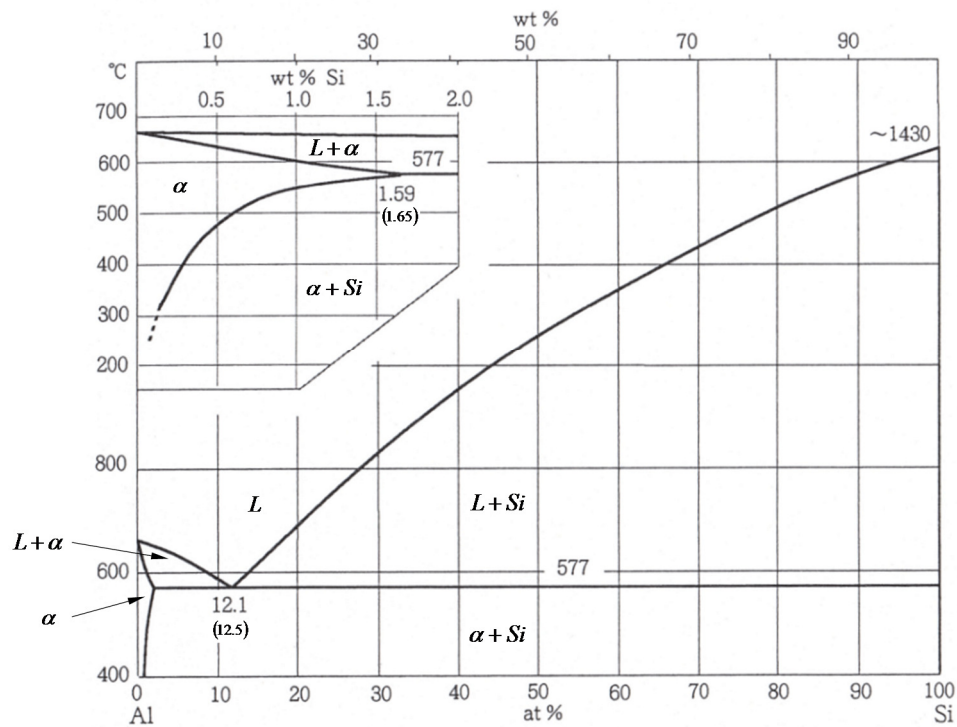


Figure 1-9: Al-Si binary phase diagram ⁽¹⁹⁾.

参考文献

- [1] 社団法人未踏科学技術協会エコマテリアル研究会 監修, 長井寿 編 (1995): 『エコマテリアルシリーズ 持続可能リサイクル設計入門』, 化学工業日報社, pp. 171-180.
- [2] 牧島象二 (1970): 『近代工業化学 11 材料化学 I (第7章: 複合材料および複合物性の開発)』, 朝倉書店, pp. 303-317.
- [3] Immarigeon J. P., Holt R. T., Koul A. K., Zhao L., Wallace W., Beddoes J. C. (1995): “Lightweight materials for aircraft applications”, *Material Characterization*, Vol. 35, Issue 1, pp. 41-67.
- [4] Aikin R. M. Jr. (1997): “The mechanical properties of in-situ composites”, *JOM*, Vol. 49, No. 8, pp. 35-39.
- [5] Hill R. (1963): “Elastic properties of reinforced solids: Some theoretical principles”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 11, pp. 357-372.
- [6] 松井和己, 寺田賢二郎, 秋山雅義, 久保木孝, 及川兼司 (2002): “マルチスケールモデリングによる Bauschinger 効果の発現メカニズムの解明”, 日本機械学会論文集 A 編, 68 巻, 675 号, pp. 71-78.
- [7] Eshelby J. D. (1957): “The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems”, *Proceedings of the Royal Society of London*, Vol. A214, pp. 376-396.
- [8] Mori T., Tanaka K. (1973): “Average stress in matrix and average energy of materials with misfitting inclusions”, *Acta Metallurgica*, Vol. 21, pp. 571-574.
- [9] Hill R. (1965): “A self-consistent mechanics of composite materials”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 13, pp. 213-222.
- [10] Budianski B. (1965): “On the elastic moduli of some heterogeneous materials”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 13, pp. 223-227.
- [11] 高橋寛 (1999): 『多結晶塑性論』, コロナ社, pp. 10-21.
- [12] Raabe D. 原著, 酒井信介, 泉聡志 訳 (2004): 『Computational Materials Science』, 森北出版.
- [13] e-Xstream engineering 社: “digimat”, <http://www.e-xstream.com/en/digimat-software/>
- [14] サイバネットシステム株式会社: “Multiscale.Sim”, <http://www.cybernet.co.jp/ansys/multiscale/>
- [15] 長谷部忠司 (2005): “場の理論に基づくマルチスケール多結晶塑性モデリング”, 日本機械学会誌, 108 巻, 1043 号, pp. 766-768.
- [16] 寺田賢二郎, 菊池昇 (2003): 『均質化法入門』, 丸善.
- [17] 中原孝善 (2005): “自動車車体への高強度鋼板適用例と成形技術”, 塑性と加工, 46 巻, 534 号, pp. 41-45.
- [18] 友田陽, 谷本一郎, 黒木剛司郎 (1982): “フェライト・マルテンサイト二相鋼の変形挙動”, 日本機械学会論文集 A 編, 48 巻, 429 号, pp. 528-536.
- [19] 長崎誠三, 平林眞 編 (2001): 『二元合金状態図集』, アグネ技術センター.

第 2 章 鉄系複合組織金属に関する 現状と課題

2-1 諸言

2-1-1 背景

(1) 対象とする材料

● 自動車業界と高張力鋼板の利用拡大

高張力鋼板を自動車車体へと採用する取り組みは 1970 年代後半から行われているが、未だにその期待は大きい。図 2-1⁽¹⁻³⁾に高張力鋼板の適用率の推移を示す。

自動車は、1876 年にドイツの N. A. Otto が実用的な 4 サイクルガソリンエンジンを発明し、ダイムラーがそれを改良し 1885 年にガソリンエンジン付き自動車を製作して以来、様々な改良、性能向上が図られ、現代の人々の生活、経済活動に不可欠な移動手段となってきた。その中で、自動車の車体 (Body in White : BIW) には、1920 年代からモノコック構造という、鋼製の薄板をプレス成形により成形した部品を、スポット溶接などにより接合することにより形成された車体構造が主に用いられており、それには、引張強さが 300MPa クラスの軟鋼板が用いられてきていた。

このような中、1973 年の第 4 次中東戦争を機にアラブ諸国が石油価格を 4 倍に引き上げたことに起因した、いわゆるオイルショック以降は、自動車の燃費改善が求められた。車体を構成する材料のうち、鉄鋼材料はこのおよそ 60% を占めることから (図 2-2 参照)、鉄鋼材料で構成される部材の軽量化が重要である。これを契機に引張強さ 340MPa 級以上の高張力鋼板 (High

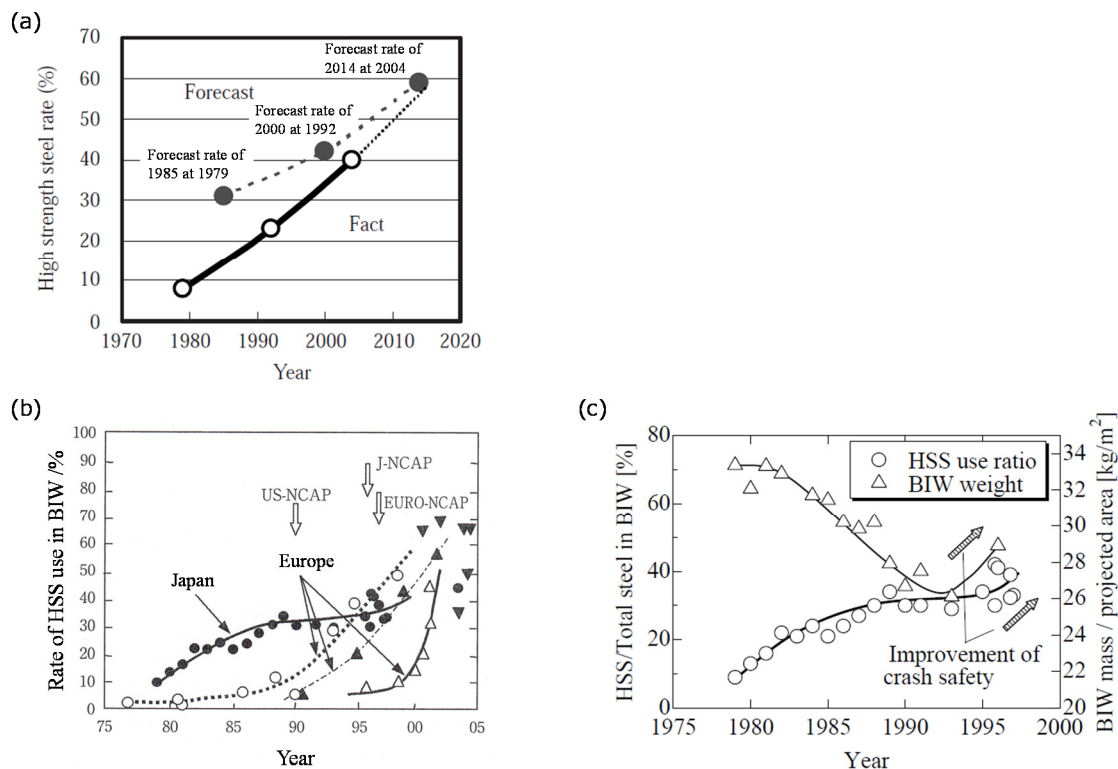


Figure 2-1: Transition of (a) forecast⁽¹⁾ and (b) fact⁽²⁾ of high strength steel use ratio and (c) BIW weight provided by Toyota Motor Corp.⁽³⁾.

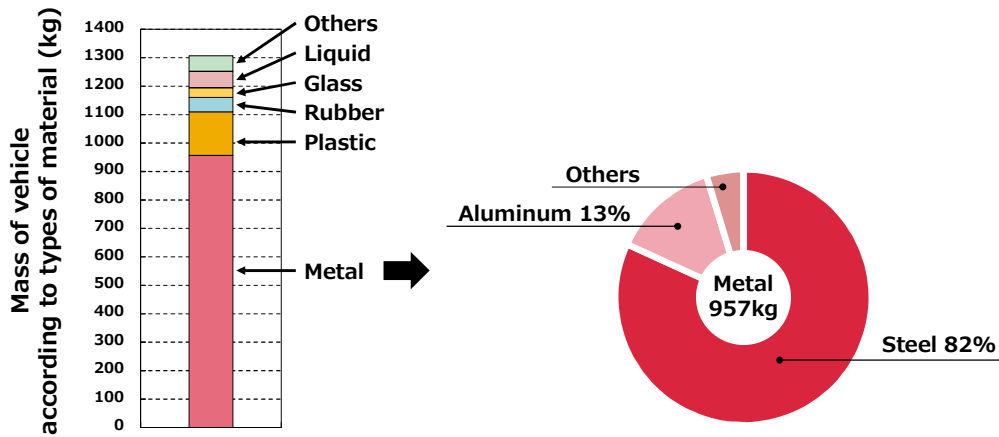


Figure 2-2: Mass percentage of materials used for standard vehicle.

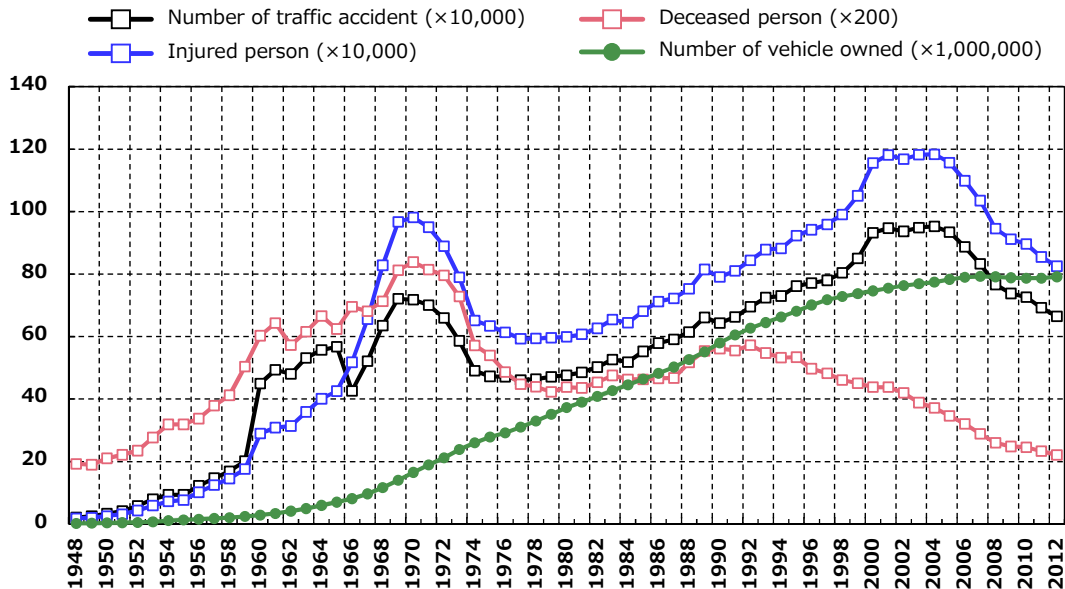


Figure 2-3: Transition of number of traffic accident, injuries and vehicles owned⁽⁴⁾.

Strength Steel : HSS) の適用比率は高められ、車体への使用鋼板を薄肉化することで、その軽量化が図られた。

一方で、1960年代には交通事故が多発した。それに対する交通安全規則の強化により、交通事故による負傷者は1970年代前半に一旦減少したものの、車両保有台数の増加に伴い負傷者は増加の一途をたどった(図 2-3⁽⁴⁾参照)。そのため自動車の衝突安全性向上の要求により、例えば、米国の連邦自動車安全基準 (Federal Motor Vehicle Safety Standards : FMVSS) など世界各国で衝突規制の強化が進められた。また1990年代半ばから、米国・欧州・日本などにおいて公的機関が新型車の各種衝突試験のレイティング評価結果を公表する自動車アセスメントプログラム (New Car Assessment Program : NCAP/日本 : JNCAP, 欧州 : Euro NCAP) や、米国道路安全保

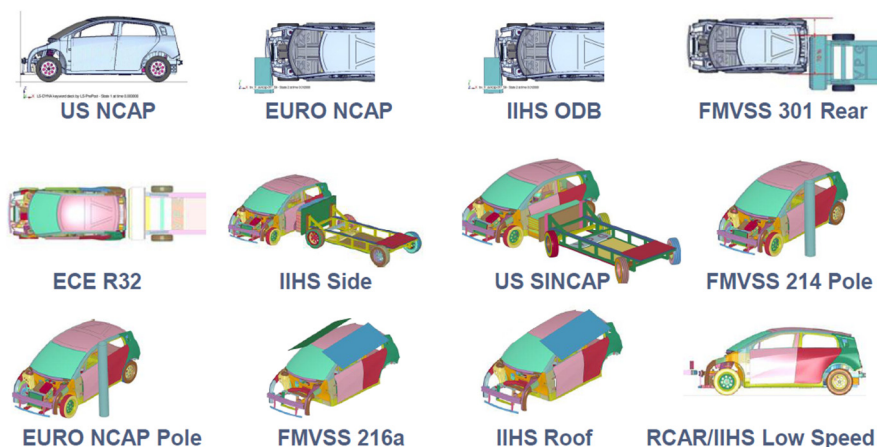


Figure 2-4: Global crash requirement⁽⁶⁾.

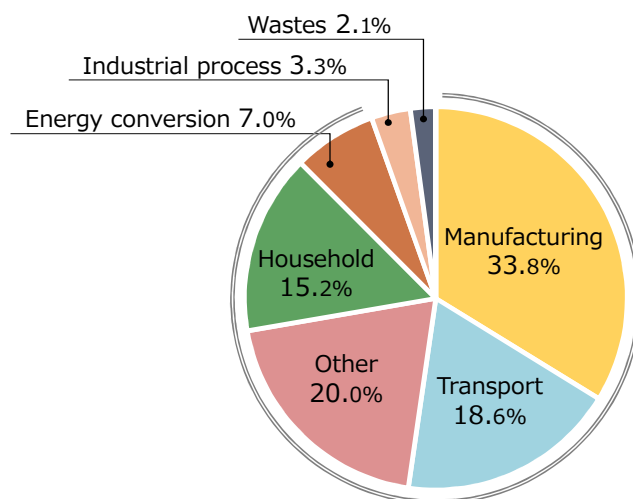


Figure 2-5: Sector ratio of CO₂ output in 2011⁽⁷⁾.

険協会（Insurance Institute for Highway Safety : IIHS）が独自に実施する各種車両衝突試験のレイティングプログラムが開始されるようになり⁽⁵⁾（図 2-4⁽⁶⁾参照），交通事故による死亡者の減少が達成されている．高張力鋼板は低強度な軟鋼板に比べ衝撃吸収能に優れていることが確認されているが，それ以上の効果を求め自動車会社各社では車体構造の強化を進めており，その結果，車体重量の増加を引き起こしている（図 2-1 (c) ⁽³⁾参照）．

他方で，1997 年に京都で開催された第 3 回気候変動枠組条約締約国会議（COP3）で締結された京都議定書（Kyoto Protocol to the United Nations Framework Convention on Climate Change）に代表されるように，地球環境保護の観点から CO₂ 削減が求められている．日本全体の CO₂ 排出量に対し運輸部門は 18.6%を占めており（図 2-5⁽⁷⁾参照），この削減が低炭素社会の実現に向けた課題になっている．このため自動車業界では，内燃機関の効率化，ハイブリッド車や電気自動車の導入が進められているが，内燃機関やハイブリッド車の場合は，その燃費の向上のため，また，電気自動車の場合は，航続距離の確保のため，車体の軽量化が強く求められている．

このような車体の衝突安全性の確保と軽量化の推進という相反する要求を満たすため、車体を占める高張力鋼板の割合は年々増加し、骨格部品へと積極的に採用されている⁽⁸⁾。Aピラー、Bピラー、フロアやルーフのクロスメンバ、サイドシルなど、車室周辺の骨格部品は、車体衝突時に乗員の生存空間を確保するため部材の圧壊強度を高めるとともに衝突時の変形量を一定以下に抑制する必要がある。また、フロントやリアのサイドメンバ、バンパーのクラッシュボックスなど、車体前・後部の骨格部品は、車体衝突時に塑性変形することによって、限られた変形領域内で効率的に衝突エネルギーを吸収することが要求されている^(9,10)。

● Advanced High Strength Steel の発展

鋼板の高強度化にはいくつかの強化機構が複合的に用いられており、組織や化学組成を制御することで成形性の特徴が異なる様々なタイプの高張力鋼板が開発されている（表 2-1、図 2-6 参照）。一般的に材料は、加工の際に軟らかく、加工後に製品となつてからは高強度であることが求められる。このために加工時と衝突時の材料強度に差が生じるという意味で、同一強度の高張力鋼板の中でも、①降伏比が低いこと、②焼付け塗装時の熱履歴により降伏強度が向上する、いわゆる焼付硬化性（Bake Hardening : BH）が高いこと、③ひずみ速度依存性が大きいこと等の特性を満たす複合組織強化型鋼板が車体の衝撃吸収部材に適しているとされている^(11,12,13)。各種強化機構により創製された HSS の機械的性質を図 2-7^(3,11)に示す。特に Dual Phase 鋼はマルテンサイト相に隣接するフェライト相の粒界近傍に存在する可動転位により静的変形において低降伏応力であり⁽³⁾、さらに高速変形における高加工硬化率であるために、比較的形狀凍結性に優れると言われている^(13,14)。

世界鉄鋼協会（World Steel Association : Worldsteel, 旧国際鉄鋼協会（International Iron and Steel Institute : IISI））の自動車分科会（World Auto Steel : WAS）は、次世代の環境対応車に対する鉄鋼材料による解を提示すべく、自動車用鋼板を製造する数十社と共に過去に ULSAB（Ultra Light Steel Auto Body）、ULSAB-AVC（Advanced Vehicle Concepts）、FSV（Future Steel Vehicle）の3つの大型プロジェクトを立ち上げてきた。図 2-8^(6,15,16)に、そのプロジェクトで提案された軽量化

Table 2-1: Strengthening mechanism of various types of HSS.

考え方	強化機構		原理	分類	
鋼素地そのものを強化	固溶体強化型		C, Si, Mn, Pなどを添加	HSS	
	析出強化型		Ti, Nb, Vなどの析出物を分散		
部材へ成形後に強化	熱処理強化型		固溶状態にあるCuを、熱処理により微細析出させる	HSS	
	BH鋼		焼付け塗装時の熱により、塑性変形時に導入された転位を固溶Cで固着する		
	変態を伴う強化	複合組織型	TRIP	〈フェライトα+ベイナイト+残留オーステナイトγ〉 変態誘起塑性現象により、塑性変形時にγがα'マルテンサイト変態(bct)する	AHSS
			TWIP	〈高Mnオーステナイト鋼〉 変態誘起塑性現象により、塑性変形時にγがεマルテンサイト変態(hcp)および双晶導入する	
DP			〈フェライトα+硬質マルテンサイトα'〉		
	硬質相単一組織	ベイナイト鋼	温度制御によりベイナイト単相を創製		
		マルテンサイト鋼	温度制御によりマルテンサイト単相を創製		

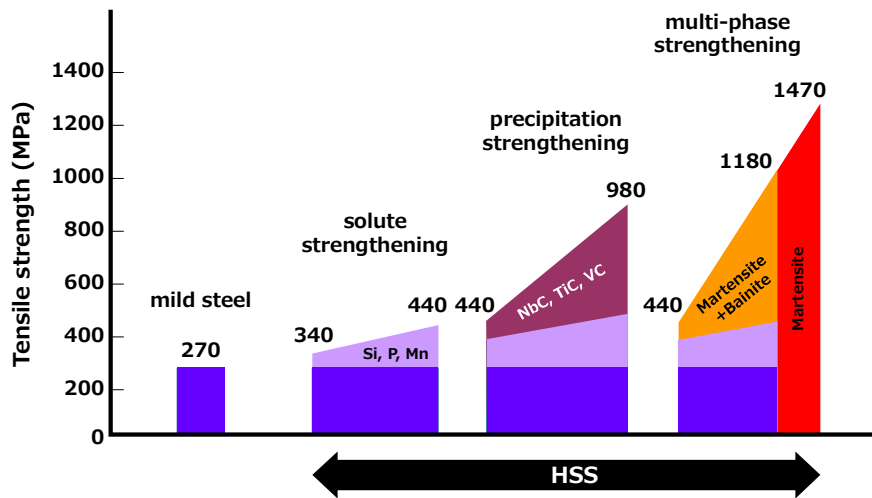


Figure 2-6: Image of influence rate of each strengthening mechanism on HSS strength.

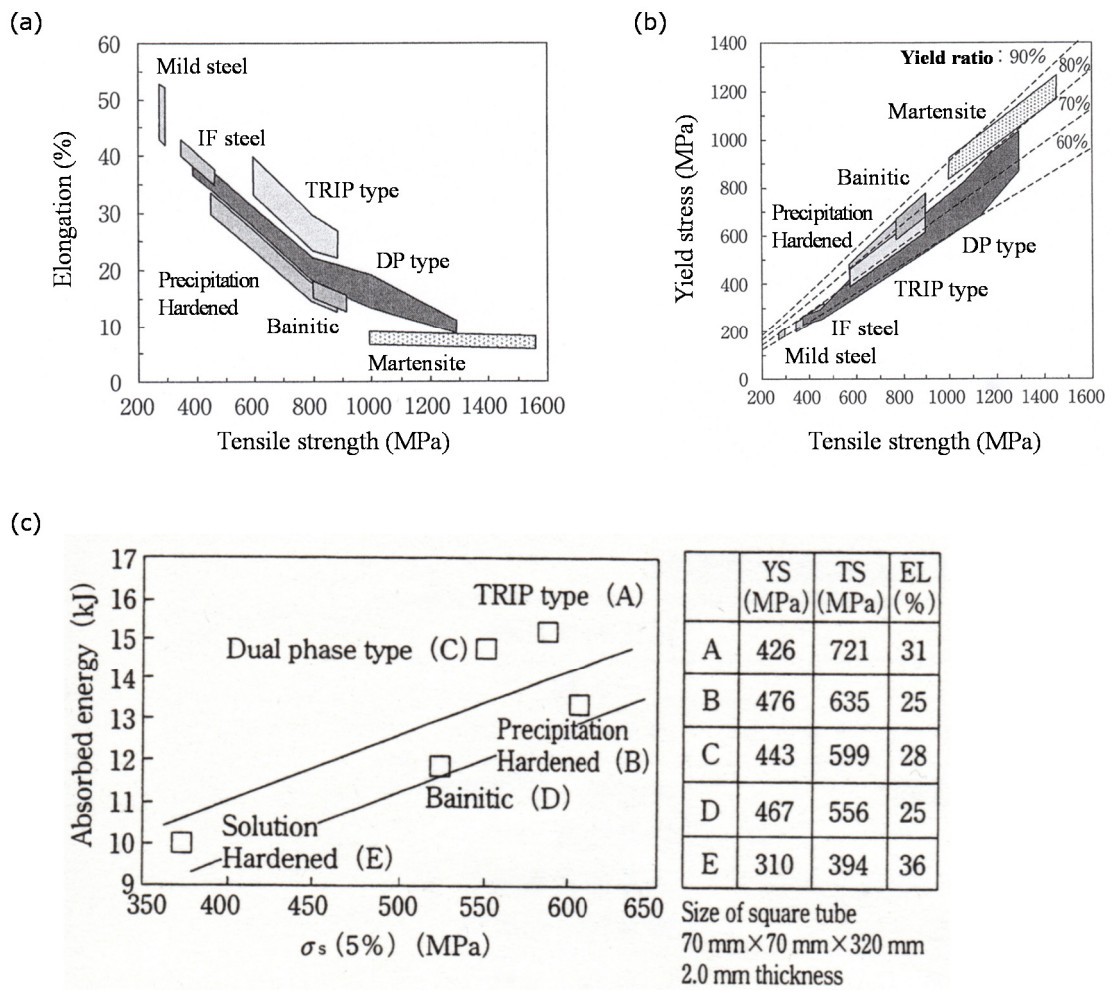


Figure 2-7: Mechanical properties of various type of HSS. (a) elongation; (b) yield ratio⁽¹¹⁾; (c) impact absorption energy⁽³⁾.

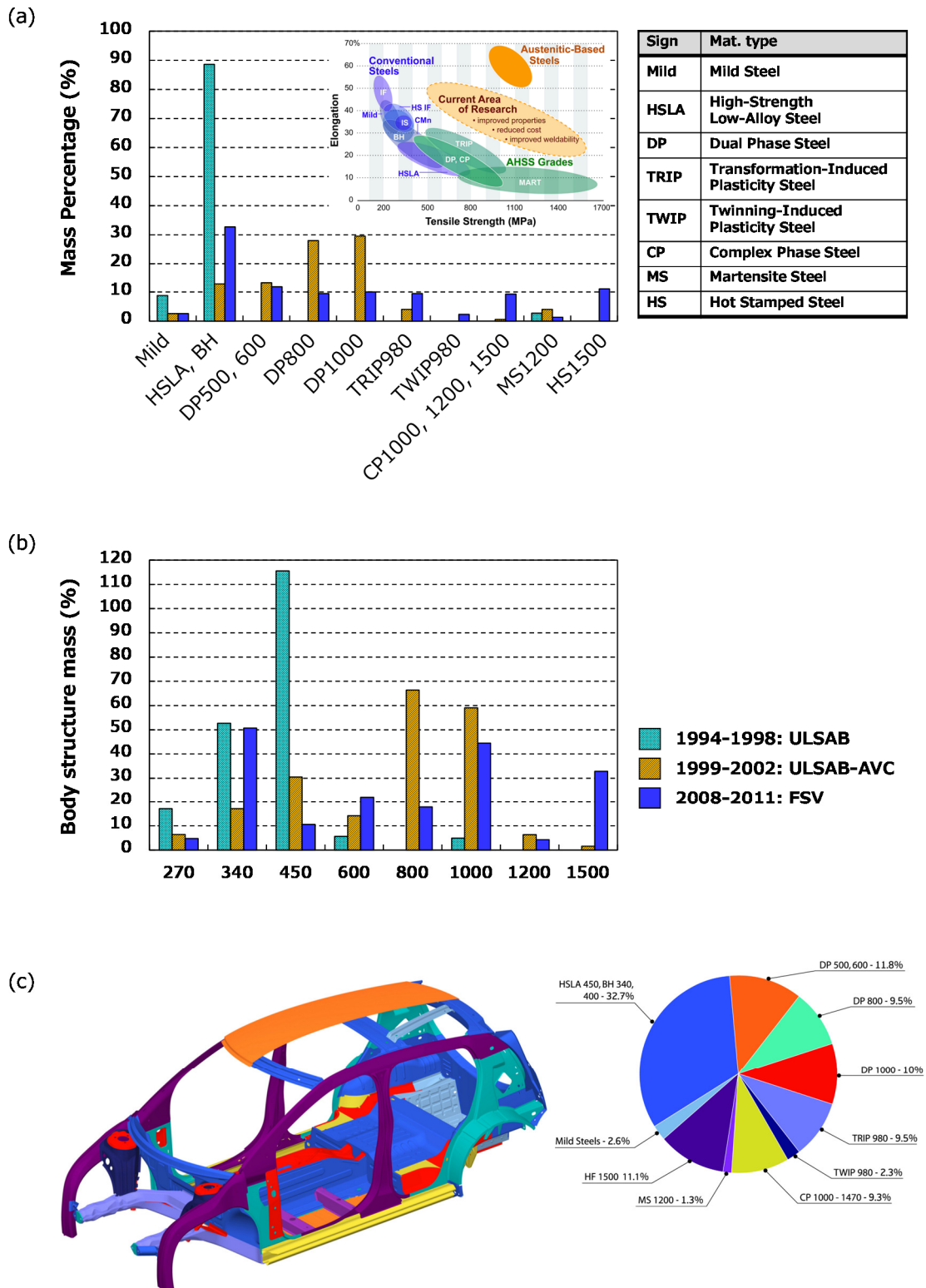


Figure 2-8: Report of projects to propose next-generation vehicle launched by Worldsteel (former IISI). Steel sheets for BIW component according to (a) grade and (b) strength⁽¹⁵⁾; (c) Proposal of FSV project^(6, 16)

のための BIW 設計を示す。プロジェクトを重ねるごとに材料開発の高度化により、鋼板はより高強度に (=ハイテン化)、グレードは複合組織型のものを積極的に採用するように、最適化の提案がシフトしているのがわかる。特に最も近年に行われた 2008 年から 2011 年の FSV プロジェクトでは、ULSAB-AVC プロジェクトから 35%の軽量化に成功し、これは衝突安全性設計の指針として“潰す骨格用の材料”と“潰れず守る骨格用の材料”の境界を 1000MPa 級鋼板と非常に高強度化できたことが主な要因である。

さらに各自動車メーカーにおける市販車の開発でも同様の動きが見られる。具体的に近年では、トヨタ自動車株式会社は PRIUS α に 1470MPa 級 UHSS を採用 (2011 年発売)⁽¹⁷⁾、マツダ株式会社は CX-5 のバンパーに 1800MPa 級 UHSS を採用 (2012 年発売)⁽¹⁸⁾、スズキ株式会社はスペーシアのボディの 42%に 1180MPa 級 UHSS を採用 (2013 年発売)⁽¹⁹⁾、日産自動車株式会社は Infiniti Q50 に 1200MPa 級 UHSS を採用し (北米にて 2013 年発売)、2017 年までに 25%まで適用拡大することを発表した (図 2-9 (b)⁽²⁰⁾参照)。このように引張強さ 780MPa 級以上の超高張力鋼板 (Ultra High Strength Steel : UHSS) の適用⁽²¹⁾は一般的になっており、1GPa を超える UHSS が次第に実用化されてきている。また、その加工方法としても冷間プレスばかりでなく、パイプを液圧成形するハイドロフォーム^(22, 23)、スリットコイルをロール列で逐次加工するロールフォーミング技術⁽²⁴⁾などが利用され始めている。さらに、鋼板をオーステナイト領域の 900~950℃まで加熱した後、金型内でプレス成形と同時に焼入れするホットスタンプ技術の適用^(25, 26)や、同一部材内で材質や板厚の異なる材料を適材適所に配置し、つなぎ合わせてからプレス加工を行うテーラーブランク工法 (Tailor Welded Blank : TWB)⁽²⁷⁾の適用 (図 2-9 (a)⁽²⁷⁾参照) も積極的に行われている。

このように車体用部材は積極的にマイクロ~マクロの複合組織化が進められている。このような、従来の HSS と比較して積極的にヘテロ組織を取り入れた鋼板は特に、先進高張力鋼 (Advanced High Strength Steel : AHSS) と呼ばれている。

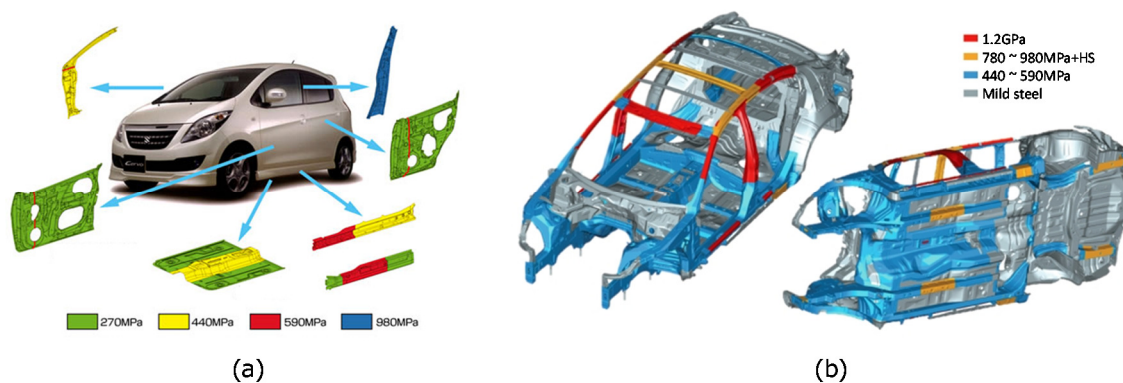


Figure 2-9: Application of TWB (CERVO, Suzuki Motor Corp.)⁽²⁷⁾ and UHSS (Infiniti Q50, Nissan Motor Co., Ltd.)⁽²⁰⁾.

● Dual Phase 型 AHSS の冶金学

CCT 線図を基にした熱処理プロセスのイメージを図 2-10 に示す。連続鋳造の後にオーステナイト域で除冷しながら圧延工程を行い、オーステナイト組織中に一部フェライトが析出した状態で急冷することでオーステナイトがマルテンサイトに相変態する。これにより軟質のフェライト組織を母相に、島状の硬質のマルテンサイトが共存する Dual Phase 組織が形成される。

Dual Phase 組織を特徴づけるフェライトやマルテンサイトの体積分率やそれらの硬さは、温度履歴を調整することで制御できる。図 2-11 に異なる Dual Phase 組織の制御法の模式図を示す。プロセス X と Y の異なる点は急冷させ始める温度であり、この温度が低いほど母相フェライト

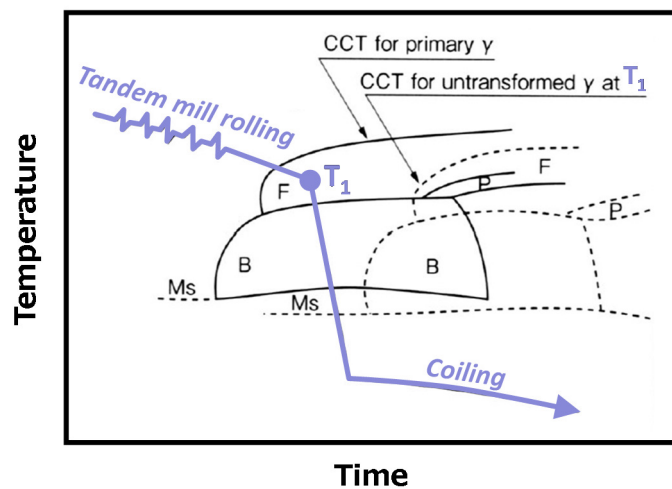


Figure 2-10: Process image corresponding to Continuous Cooling Transformation diagram to form dual-phase steel.

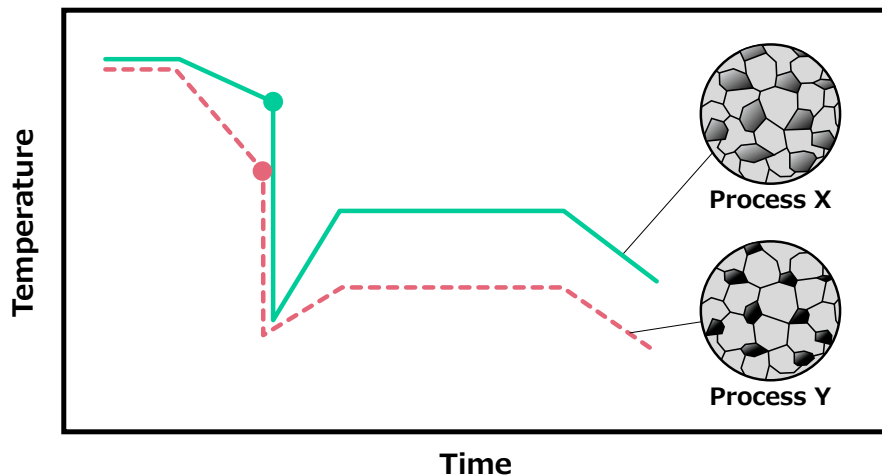


Figure 2-11: Heat pattern for producing different micro-structure. Light gray and black part indicate ferrite and martensite, respectively. Dual-phase structure prepared via process Y (broken line) have small and hard martensite compared with process X (solid line).

の体積率が大きく成長し、残りのオーステナイト部分にはフェライトに固溶できなかった炭素 C が高濃度になることで結果としてマルテンサイトは硬くなる。巨視的な引張強さは炭素 C の含有率でほぼ決まるが、このようにして、目的に依って伸び・穴拡げ性等を調整した成形性を基にした材料設計が行われる。

(2) 対象とする塑性加工

● プレス加工におけるスプリングバック制御技術と問題点

高張力鋼板は成形性改善を目的とする材料開発や成形技術の発展等によって実用化が進んだ現在も、依然として難加工材として位置づけられており、高性能材料でありながら量産の過程で多くの課題を抱えている。降伏点が高いことによって起こるしわ・面ひずみなどの形状不良・寸法精度不良^(28, 29, 30)や、材料の高強度化に伴って延性が低下することによる割れ⁽¹⁵⁾、成形力が増加することによる型かじり⁽³¹⁾、プレス機械の能力不足などがその一部であり、材質のばらつき⁽³²⁾も高張力鋼板の成形においてよく指摘を受ける。これに対し材料面では、加工性に優れた種々のタイプの高強度鋼板の開発が進められている⁽³³⁻³⁷⁾。一方、成形面では、3次元プレス成形シミュレーション技術の高精度化⁽³⁸⁻⁴¹⁾や、加工技術の開発⁽⁴²⁾、金型材料面でも新たな材料の開発が進んでいる⁽⁴³⁾。

自動車の車体骨格を構成する部品の基本形は、図 2-12 に示すようなハット型断面を閉断面化した箱型の薄肉部材である。このように加工（冷間プレス、ロールフォームなど）する際に、高張力鋼板が抱える形状・寸法精度不良に関する課題の一つとして、プレス加工におけるスプリングバック対策がある。スプリングバックとは、弾性回復によって板厚方向に生じる応力差によって起こるが、その量は負荷した曲げモーメントに比例する（付録 A 参照）。そのため高張力鋼板は成形が難しいだけでなく、降伏点が高いためスプリングバック量が大きく、その制御が大きな問題となる⁽⁴⁴⁻⁴⁷⁾。

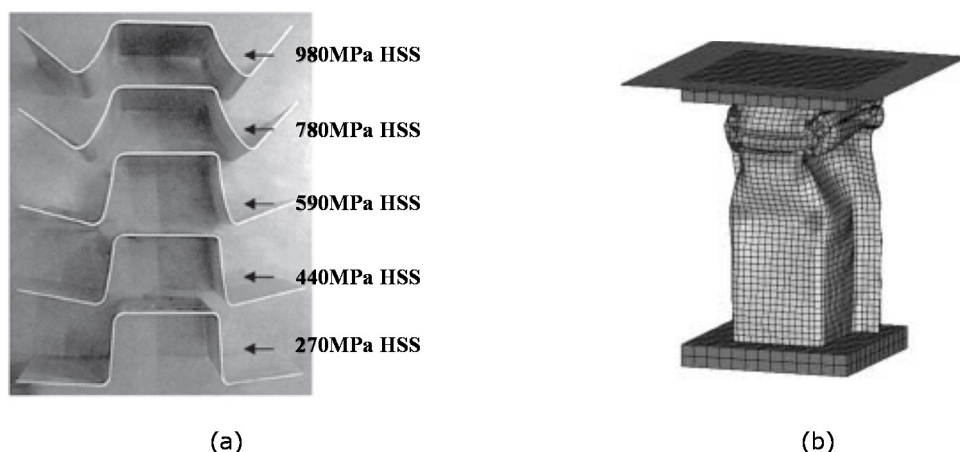


Figure 2-12: Basic shape of BIW member. (a) Springback behavior trigger dimensional error after hat-bending forming. (b) Weight-drop test is conducted for measuring impact absorption.

スプリングバック対策において注目されている点は大きく分けて 2 つある。

• 部材設計における FEM 技術の向上

設計の段階での対策は、数値成形シミュレーションにより金属板材のプレス加工後におけるスプリングバックを含んだ最終製品形状を解析し、それを見込んだ金型を製造することによって、目的の形状の部材を得る CAE システムがある⁽⁴⁸⁾。しかし、現状はまだまだトライアンドエラーに頼らざるを得ないケースが多く、その解析精度向上のために、金型のたわみの考慮⁽⁴⁹⁾や CAE モデルの改善に注目が集まっている。CAE の材料モデルの改善に関連して、加工時に負荷する曲げモーメントは板断面内に発生する曲げ応力によって決まるが、図 2-13 に示すようにプレス加工においては工具角部を鋼板が通過する際に曲げ曲げ戻し変形すなわち反転負荷を受けるため、Bauschinger 効果 (Bauschinger effect : B.E.) に対する研究も盛んに行われており⁽⁵⁰⁾、流動応力の加工履歴依存性が確認されている。Bauschinger 効果は、等方硬化則と移動硬化則⁽⁵¹⁾を組み合わせた複合硬化則で表現することが提案されており、Chaboche モデル (1979 年, 1983 年), Teodosiu-Hu モデル (1995 年), Yoshida-Uemori モデル⁽⁵²⁻⁵⁴⁾ (2002, 2003 年) などが開発された。Dual phase 鋼においても、材料特性が巨視的に平均化されて考えられる複合硬化則を適用する手法の有用性は確認されており^(例えば, 55)、応力 - ひずみ関係に対して Bauschinger 効果を考慮する材料構成則を適用することによって、各種金属材料においてスプリングバックの予測精度は大幅に向上しているが、実用的な予測精度には達していないのが現状である^(56, 57)。

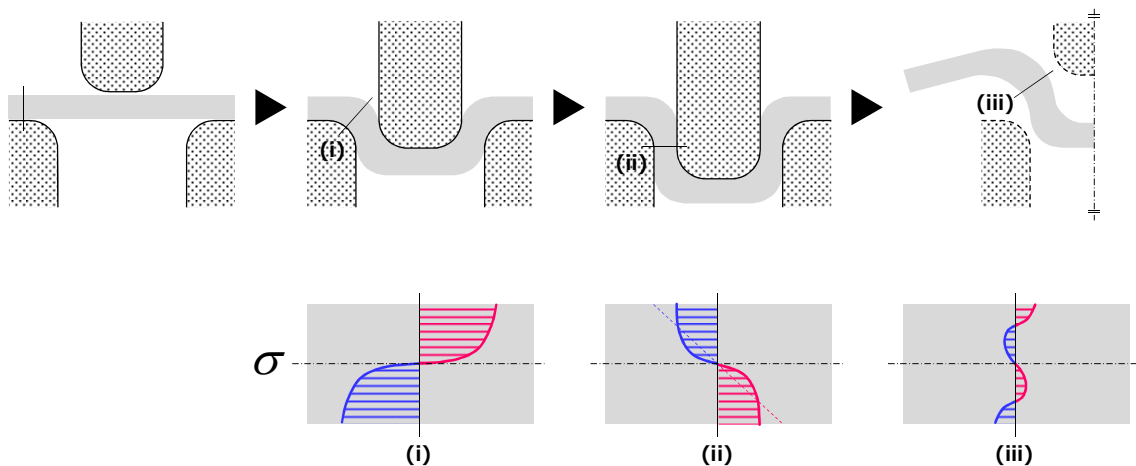


Figure 2-13: Change in internal stress distribution associated with hat-banding forming. Reverse bending stress in (ii) is subjected to Bauschinger effect by bending in (i). When sheet metal is released from restriction by die, residual stress in (iii) is formed by occurring elastic recovery of bending moment which is equivalent of (ii). Thus, springback in this process is affected by Bauschinger effect.

- 板材成形における加工プロセスの最適化

板材成形時の段階での対策は、近年急速に普及している変形速度を任意に制御できるサーボプレスを利用することで、スライドモーションや速度制御による加工性の向上や、成形法を工夫して残留応力を調節することによって形状凍結が実現した例があり、近年多くの報告が見られる⁽⁵⁸⁻⁶²⁾。しかし適用できる成形方式や、部品形状に制約があり、対応できる部品には限りがある。

いずれの対策も成形時のひずみ速度による影響を注視する必要がある。なぜならば、実際に材料が受けるひずみ速度は、一般的に材料特性を評価するために指標として用いられる準静的な引張試験と比べ、部品加工時に 10 万倍、車体衝突時に 100 万倍に達するとされ、静的な変形挙動と比べ特異な特性を示すことは明らかなためである。しかし現在開発されている材料モデルは、スケーリングパラメータを用いた応力のひずみ速度依存性の考慮は可能だが、現象そのものは静的な材料試験に基づいて構成されている。本研究では、一層の FEM 予測精度向上のためには変形時のひずみ速度依存性について考慮する余地があると考えた。

2-1-2 先行研究

(1) Bauschinger 効果の発現メカニズム

一度塑性変形（予変形）を与えた金属材料に対して、その変形とは異なる方向に応力を加えた場合の降伏応力は、再び同一方向に応力を加えた場合に比べて大きく低下する⁽⁶³⁾。この現象がマクロ挙動に現れる Bauschinger 効果の特徴の一つである。この現象は、結晶塑性の立場からは、疲労き裂の発生につながる繰り返し加工硬化、軟化を支配し、また、塑性加工の立場からは、加工に及ぼす所要力、及び加工製品の材質を支配する因子として重要なものである⁽⁶⁴⁾。Bauschinger 効果の発現は、予変形中にその方向の変形を妨げ、かつ逆方向の変形を助けるような方向に作用する応力が材料中に発生することを意味する。図 2-14 に代表的な Bauschinger 効果のマクロ現象が現れた応力 - ひずみ線図を示す。他には、弾性域で徐々に加工硬化率が減少する“遷移的軟化”や降伏後に一時的に加工硬化率がする低下する“硬化休止現象”^(65, 66)、反転負荷時の弾性率の塑性ひずみ量依存性⁽⁶²⁾等がマクロ挙動として現れることが確認されている。

単相材料において Bauschinger 効果は、Lomer-Cottrell 不動転位あるいは転位セル壁や結晶粒界に転位が集積することにより長範囲障害物として作用して背応力が発生し、応力反転時には、この背応力に助けられ変形が容易に起こるために発現すると通説的に知られている⁽⁶³⁾。予ひずみ負荷中に形成されたセル壁付近に堆積した転位による長範囲の逆応力の開放や、セル組織の崩壊・消滅によって応力の低下が生じ、そしてまた新たに再負荷状態に適したセル組織が形成されていく（図 2-14 (b) 参照）⁽⁶⁷⁻⁶⁹⁾。つまり Bauschinger 効果による降伏応力の低下は、予ひずみ負荷中に形成されたセル組織が関係している。セル組織の崩壊が始まるまでは転位がセルサイズ程度の距離を逆運動し、またセル組織の崩壊へと至るが、これらがそれぞれ遷移的硬化および硬化休止現象の過程に相当することから、応力 - ひずみ関係の予ひずみ量依存性が説明できる⁽⁶³⁾。すなわち、Bauschinger 効果は、セル組織、サブグレインなど、結晶粒内に転位が堆積することで生じた背応力（back stress）によって引き起こされていると考えられており、TEM による観察結果からも裏付けられている^(70, 71)。

一方、構造用材料として、硬く変形しない硬質第二相を含む複合組織金属が多用されている。このような第二相は通常転位のすべり運動に対する強固な障害物として働くので、一般に第二相を含む場合には単相の場合に比べて逆降伏応力が高くなる。この場合の Bauschinger 効果は、第二相の体積率が大きいほど、また体積率が同じならば第二相の粒子が小さく平均間隔が狭いほど大きくなる事が知られている^(63, 72)。そのため、複合組織金属の Bauschinger 効果の発現は、セル組織など結晶粒内レベルでの応力不均一性のみならず、結晶粒集合体レベルでの応力不均一性が要因となっていると考えられる。たとえば、友田ら⁽⁷²⁾は Dual Phase 鋼に対して、FEM 解析によってマルテンサイトの分布によってひずみの不均一度が異なり、その予測に沿って実験において加工硬化に各構成相内の平均内部応力が大きく寄与することを確認した。また、パーライト組織において、パーライトが多い場合には変形の局部的不均一が多く発生するために、内部応力および障害物の不均一も多く生じ、Bauschinger 効果は顕著となることが知られており⁽⁷³⁾、松井ら⁽⁷⁴⁾は、フェライト - パーライト鋼のマルチスケール有限要素解析を行い、引張 - 圧縮変形から得られた Bauschinger 効果は、「引張載荷時の巨視的な硬化特性を支配していた、微視領域で大きな加

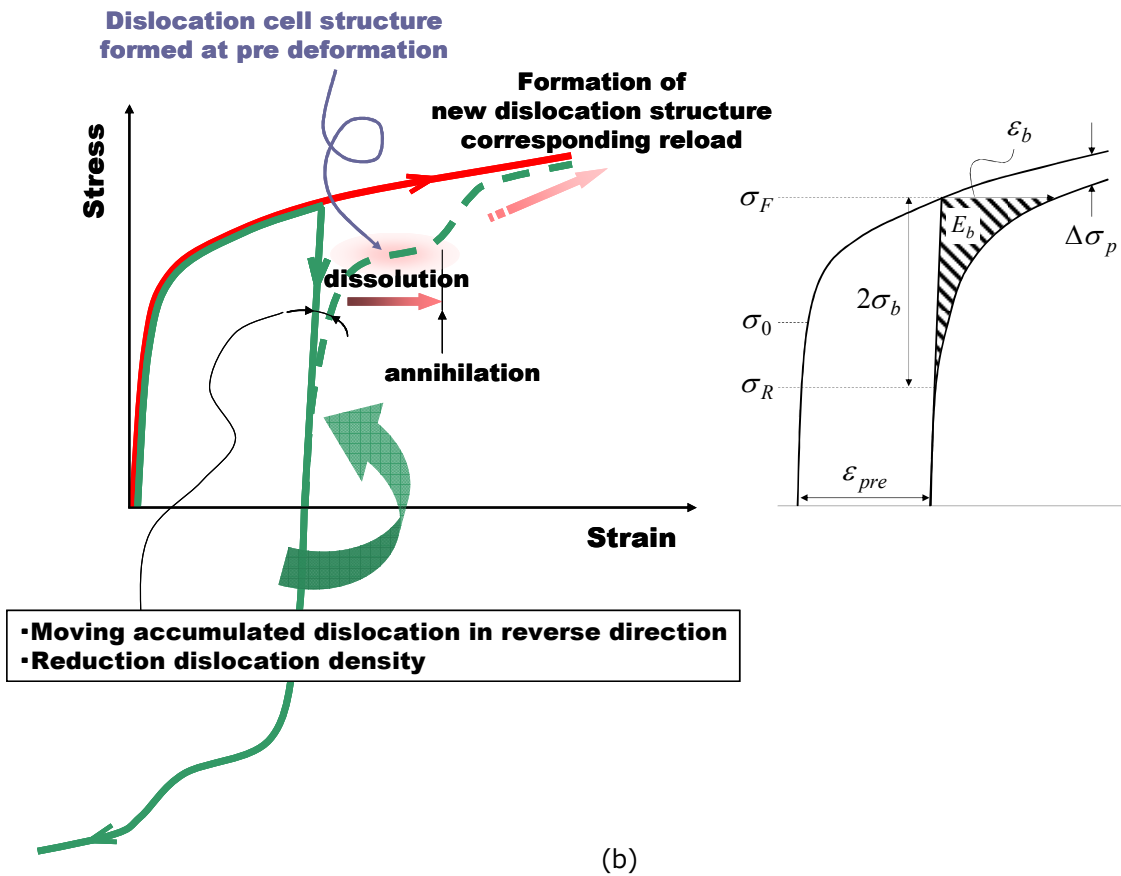
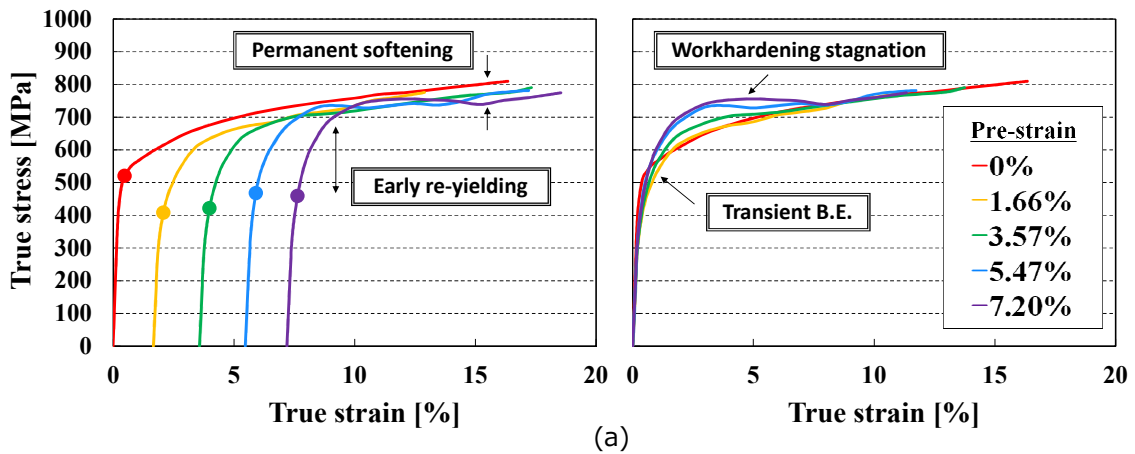


Figure 2-14: Typical phenomena of Bauschinger effect.
 (a) Stress-strain response induced by five level of pre-strain (result of compression-tensile test at 100/s for dual-phase type 590MPa-grade HSS); shift amount of starting point indicate comp. pre-strain. (b) Microscopic mechanism and parameters associated with Bauschinger effect.

Microscopic

- ✓ Dislocation is piled up at obstacles.
- Back stress is generated.

Mesoscopic

- ✓ Local stress is distributed in each grain due to the presence of soft/hard phase.
- Area which is yielded at early stage on reverse loading exists.

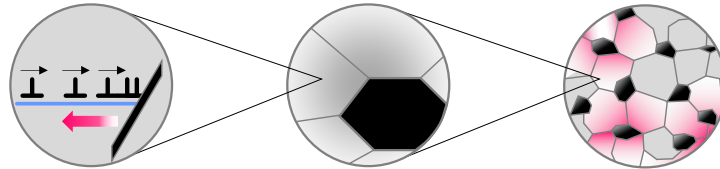


Figure 2-15: Mechanism of Bauschinger effect occurring in multi-component metal.

工硬化を受けたフェライトは、巨視的な再降伏には影響せず、引張载荷時にそれほど加工硬化を受けていなかったフェライトが除荷・圧縮载荷による巨視的な再降伏を支配する」との知見を得ている。

このように Bauschinger 効果の発現メカニズムは、結晶粒内レベルや結晶粒集合体レベルでの説明に大別されるが、根本的には予変形を受けた金属材料の内部組織の内部応力が結晶粒界、形成された転位セル組織、分散物、金属間化合物の析出相、硬質な変態相の分布ゆえにマイクロ～メゾスケールで不均一となることに由来する（図 2-15 参照）。この局所的応力分布のために、逆方向の再負荷時の降伏は材料中に不均一に生じ、Bauschinger 効果が生じる。

● 背応力の表記

純金属の単軸引張変形において、変形抵抗 σ_F は、負荷方向に依存する成分と依存しない成分に関し、次のように分けて示すことができる⁽⁷⁴⁻⁷⁷⁾。

$$\sigma_F = \sigma_0 + \sigma_{for} + \sigma_b \quad (\text{Eq. 2-1})$$

ここで、 σ_{for} は林転位応力 (forest stress)、 σ_b は長範囲背応力 (long range back stress) である。両者ともに加工硬化成分と考えることができ、 $\sigma_{for} + \sigma_b$ を内部応力と呼ぶことができる。一方、 σ_0 は分散硬化型合金においては、降伏応力と考えられる Orowan stress である。 σ_0 および σ_{for} は、応力負荷方向に依存しない変形抵抗成分であり、 σ_b は逆方向変形に対して driving force となる成分なので、逆方向の降伏応力は、次のようにあらわすことができる。

$$\sigma_R = \sigma_0 + \sigma_{for} - \sigma_b \quad (\text{Eq. 2-2})$$

これより、もし σ_R が定められると、式 2-1、式 2-2 より背応力の値が次のように求まることになる。

$$\sigma_b = \frac{1}{2}(\sigma_F - \sigma_R) \quad (\text{Eq. 2-3})$$

なお前述したように、負荷応力 σ_F が金属材料に均一に加わっていても、均一に背応力及び林転位応力が生じているとは考えられず、結晶粒またはセル単位に背応力の分布が生じていると考え

たほうがより合理的である。したがって、圧縮 - 引張試験等の結果を利用して算出した場合、 σ_b は巨視的に材料内で平均化された平均背応力を表すことになる。これは複合硬化則の降伏曲面の中心移動量に相当する。

また、五弓ら⁽⁶⁴⁾は、各種炭素鋼、Cu, α -Brass, Ti, Zr, Mg などのねじり試験を、また岸ら⁽⁷⁷⁾は Cu, Al, Al-Mg の圧縮 - 引張試験を行い、多くの金属に共通に成立する条件として、予ひずみと平均背応力の間に次のような関係式を見出している。

$$\tau_b = \tau_F - |\tau_R| = K \cdot \gamma_{pre}^M \quad (\text{Eq. 2-4})$$

$$\sigma_b = \sigma_F - |\sigma_R| = K' \cdot \varepsilon_{pre}^{M'} \quad (\text{Eq. 2-5})$$

ここで γ_{pre} , ε_{pre} は予ひずみを表す。また K , K' および M , M' は材料およびその組織によって支配される材料定数であり、それぞれバウシinger効果定数、バウシinger効果指数と名付けられている⁽⁷⁶⁾。

Bauschinger 効果は背応力 σ_b の他にも、バウシingerひずみ ε_b , バウシingerエネルギー E_b , 永久軟化応力値 $\Delta\sigma_p$ 等の指標を用いた評価が提案されてきた⁽⁷⁸⁻⁸¹⁾ (図 2-14 (b) 参照)。

(2) 応力のひずみ速度依存性の発現メカニズム

高速で変形させた場合、準静的な変形で生じる応力よりも高い応力を必要とし、高速であればあるほど変形に必要な応力の増加量は多くなる。これを応力のひずみ速度依存性といい、炭素鋼やアルミニウムなどでその現象が観察されている。fcc 金属に比べ、bcc 金属、hcp 金属で顕著に起こる⁽⁸²⁾ことや、図 2-16 の模式図に示すように、加工硬化指数 n はひずみ速度依存性を持ち⁽⁸³⁾、静的変形に比べ高ひずみ速度による変形では fcc 金属は加工硬化が大きく、bcc 金属は加工硬化が小さい^(84, 85)ことが知られている。また、材料強度によりひずみ速度依存性が異なる傾向を示すことなどが知られているが、同一強度の高張力鋼と比べて Dual Phase 型の高張力鋼はひずみ速度依存性が高い⁽⁸⁶⁾という報告がある一方で、強化方法の違いによる材料組織の影響は見られない⁽⁸⁷⁾という報告もある。

ひずみ速度依存性を含んだ数式的な表現方法としては、金属材料はその応力のひずみ速度依存性に対してひずみ速度感受性指数 m を導入して

$$\sigma = C_0 \dot{\varepsilon}^m \varepsilon^n \quad (C_0: \text{材料定数}) \quad (\text{Eq. 2-6})$$

と定式化された応力 - ひずみ関係式が多く用いられているが、実際にはひずみ速度依存性による応力増加量へのひずみ量依存は少ない⁽⁸⁸⁾と言われている。よって、さらに降伏応力 σ_Y に対するひずみ速度 $\dot{\varepsilon}$ は、

$$\sigma_Y = A + B \log_{10} \dot{\varepsilon} \quad (A, B: \text{材料定数}) \quad (\text{Eq. 2-7})$$

や、

$$\log_{10} \sigma_Y = A + B \log_{10} \dot{\varepsilon} \quad (A, B: \text{材料定数}) \quad (\text{Eq. 2-8})$$

などの式によって考察されていることが多いが、ひずみ速度の範囲によって式の形が変化することも考えられている⁽⁸²⁾。また高速変形特性の評価方法としては、静的変形特性との相関性が見ら

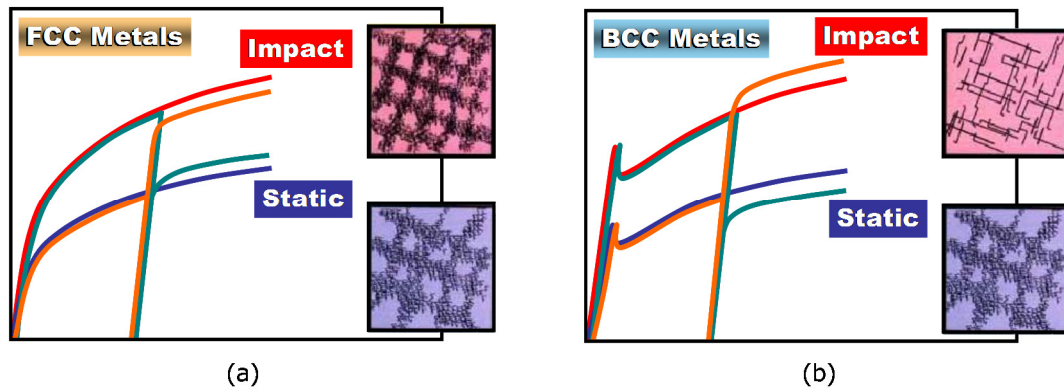


Figure 2-16: Schematics of stress-strain curve and cell structure that described strain rate dependency of (a) f.c.c. and (b) b.c.c..

れるとの報告もあるが、複合組織鋼に対しては静的変形特性との相関はなく軟質相の性質により支配されている⁽⁸⁹⁾という報告もある。なお、ひずみ速度の違いによって単位時間当たりの結晶粒界の影響の大小が決まるので、同一温度におけるひずみ速度依存性は、十分に変形が進行した後の特性を示す引張強度よりも、変形初期の特性を示す降伏応力の方が大きく表れる⁽⁸²⁾。

応力のひずみ速度依存性が存在する理由としては、材料の強化機構に関係がある。塑性変形は転位の運動によって起こるが、転位は結晶格子の形態に依存するパイエルス・ポテンシャル（図 2-17 参照）を乗り越えて運動を始め、変形が進行すると転位は次第に増殖する。材料を強化する機構は、この転位の運動を妨げる障害物を作ることにある。ここで転位の運動は熱エネルギーによって活性化するが、高速変形であれば変形中に転位に与える熱的活性が減るので、これが高ひずみ速度での応力上昇を引き起こす。また転位の運動を妨げる障害物には、転位に大きく抵抗力を与えるものや広い範囲から影響を及ぼすものがあり、図 2-18 に障害物の性質のイメージ図を示す。この図は図 2-17 で示した FORCE - DISTANCE 線図と同じように、転位が障害物を乗り越えるのに必要な距離とその抵抗力の大きさを示しており、面積が転位の運動に必要なエネルギーを示す。同じだけ熱活性化過程を受けた場合、図 2-18 (a) の灰色で示した部分だけ転位が運動しやすくなる。これより、短距離障害物に対しては熱活性化過程が大きな転位の運動への助けとなり、長距離障害物に対しては転位の運動への影響が少ないことがわかる⁽⁹⁰⁾。つまり、長距離障害物を多く含んだ材料はひずみ速度依存性が少なく、短距離障害物を多く含んだ材料は大きくなる。一般的に高強度になるにつれひずみ速度依存性が低くなるということが知られているが、これは材料の強化機構の長距離障害物による割合が多いためである。Dual Phase 鋼に対してもひずみ速度依存性は強度レベルの増加に伴い低くなる⁽⁸⁷⁾という報告や、一方でマルテンサイト体積率の増加により高くなる⁽⁸⁶⁾という報告があるが、ひずみ速度依存性は流動応力のレベルには関係がない⁽⁹¹⁾という報告もある。

さらに広範囲のひずみ速度域で見た場合、bcc 金属は常温においてひずみ速度 $10^{-1}/s$ 以下の範囲ではひずみ速度依存性があまりない⁽⁸²⁾。 $5 \times 10^3/s$ 以上の高ひずみ速度域からはその間の傾向とは異なった傾向を示すことが知られており、そこで炭素鋼のひずみ速度依存性は、図 2-19 に示すように 4 つの機構に分類できると考えられている⁽⁹²⁾。 J. D. Campbell and W. G. Ferguson⁽⁹³⁾ の示

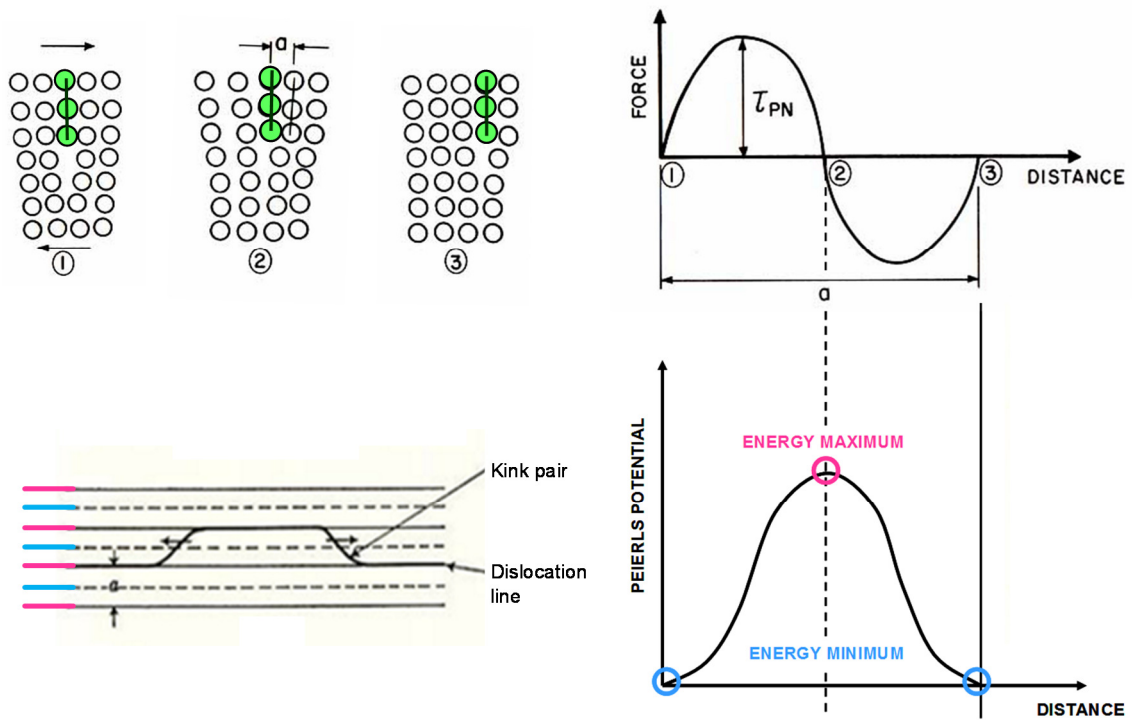


Figure 2-17: Peierls force and kink pair formation process.

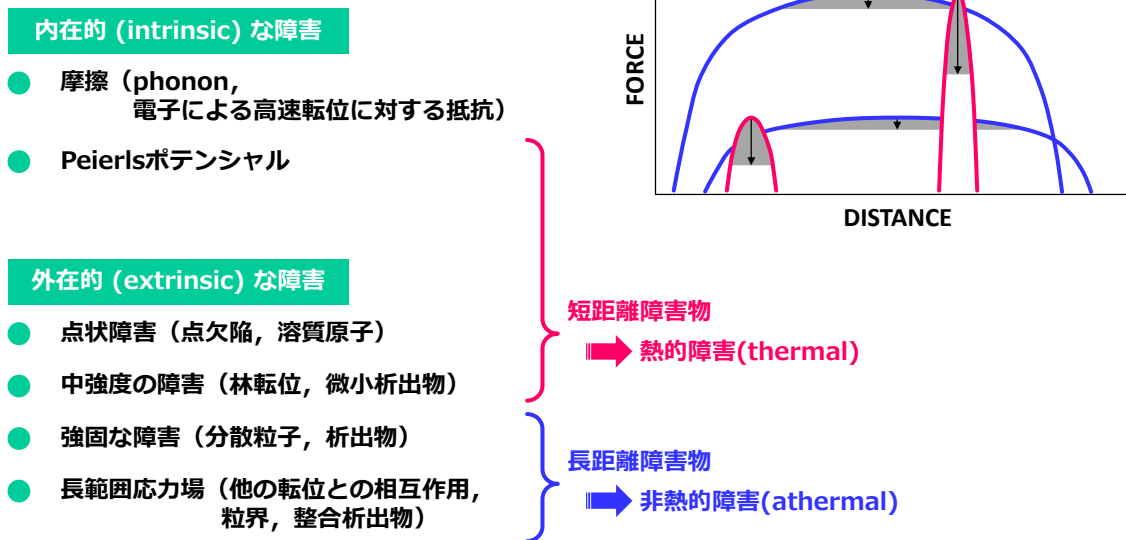


Figure 2-18: Four types of obstacles to dislocation motion and their behavior. Influence of thermal activation, change of top height by constant gray area, is different whether character of obstacle is long- or short-range.

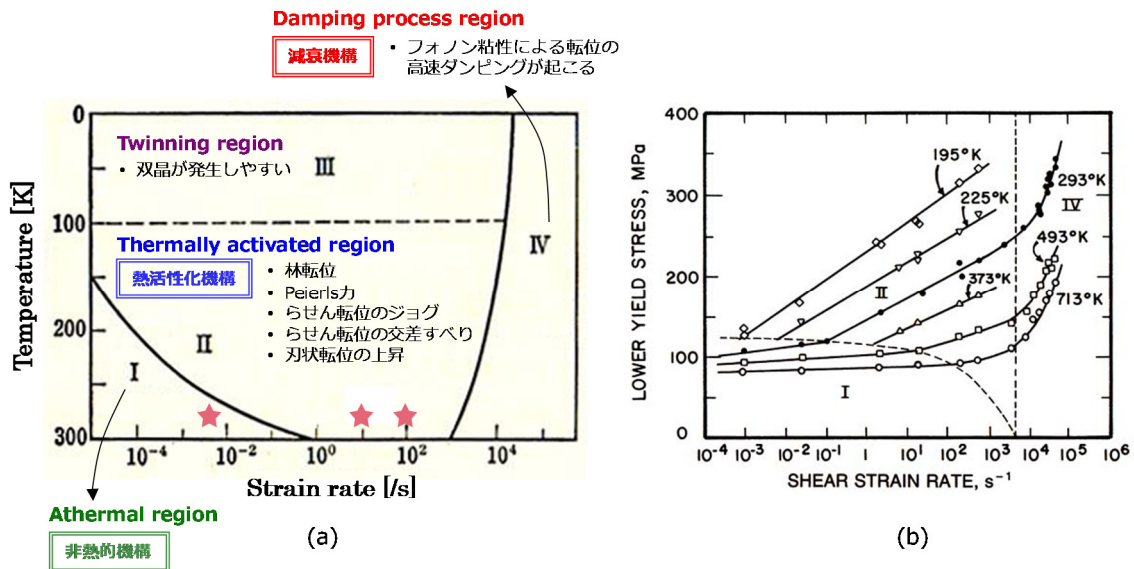


Figure 2-19: Deformation mechanism in wide strain rate⁽⁹²⁾.

(a) Regions of temperature and strain rate spectrum of deformation mechanism for low carbon steel considered from A. R. Rosenfird and G. T. Hahn⁽⁹⁴⁾. Star-sign indicate experimental condition of this study. (b) J. D. Campbell and W. G. Ferguson⁽⁹³⁾ obtained the same result.

した実験データ (図 2-19 (b)) から見てもひずみ速度域によって傾向が異なることがわかるが、A. R. Rosenfird and G. T. Hahn⁽⁹⁴⁾によって整理された図 2-19 (a) より、ひずみ速度 $5 \times 10^3/s$ を境に律速機構が低速側では熱活性化支配、高速側ではフォノン粘性抵抗支配であると考えられている。しかし中には、 $1/s$ 以下は非熱的機構とされているが、クリープ試験から明らかなように熱活性化過程と捉えることができ、熱活性化の助けによる転位同士の斬り合いに律速されているという考えがある。また $10^4 \sim 10^5/s$ まではパイエルス・ポテンシャルを乗り越える際のキンク対生成のための単一の熱活性化過程に基づく考えによって説明できるという報告^(92, 95)もある。

高速変形における組織の観察も多くなされている。転位の相互作用などによって絡まり合うことで形成されるセル組織の様子は、軟鋼に対する静的変形において明瞭に観察され、材料の高強度化に伴いセルサイズが小さくなる⁽⁸⁶⁾と言われている。高速変形では、fcc 金属はセルサイズが減少かつセル壁は厚くなり、bcc 金属はセルが形成されず運動力学的相互作用の効果により一様に分布する様子が観察されている^(85, 96, 97) (図 2-16 に付記)。Dual Phase 鋼に対しては、活性化される転位源の増殖や変形組織の回復が起こりにくいために $2 \times 10^3/s$ でセル組織が不明瞭となる⁽⁸⁶⁾という報告がある一方で、 $10^3/s$ で転位セル組織の発達が見られた⁽⁹⁸⁾という報告もある。

(3) Bauschinger 効果のひずみ速度依存性の検討

ひずみ速度に関する変形強度の研究は、動的荷重や衝撃荷重における応力のひずみ速度依存性、すなわち単軸引張試験におけるひずみ速度の影響については十分に研究がなされているが、それ以外の変形特性については統計的なデータが少ない。

Bauschinger 効果および応力のひずみ速度依存性についての過去の研究動向と現在の認識は前述の通りである。Dual Phase 鋼において、高速変形下で形成される転位セル組織等の転位下部組織の様相については、統一的な観察が得られていない^(86, 98)が、少なくとも準静的変形下での様相とは異なっているという見解がある。転位セル組織は、塑性変形によって導入された転位が林転位との相互作用やエネルギー的に小さくなるような配置を取ろうとするために、壁状に集積して転位密度の高い部分（セル壁：cell wall）と低い部分（cell 内部）に分かれて形成されるものである。セル組織の形態がひずみ速度によって異なるということは、長範囲障害物としての作用がひずみ速度に依存することを意味する。そこで、セル組織を形成する予変形時のひずみ速度が Bauschinger 効果の発現に何らかの影響を与えるという仮説を立てることができる。

過去の研究より、工業用鈍鉄、炭素鋼、その他非鉄合金では Bauschinger 効果のひずみ速度依存性、ひずみ速度履歴依存性が存在することが報告されている⁽⁹⁹⁻¹⁰¹⁾。Dual Phase 型高張力鋼板においても Bauschinger 効果に関して数多く報告されている^(55, 78, 79, 102-104)が、Bauschinger 効果のひずみ速度依存性に関しては K. Han ら⁽¹⁰⁵⁾による 0.0001~0.01/s における報告があるものの（図 2-20 参照）、それ以上での実用的高ひずみ速度での Bauschinger 効果のひずみ速度依存性、ひずみ速度履歴依存性は明らかにされていない。

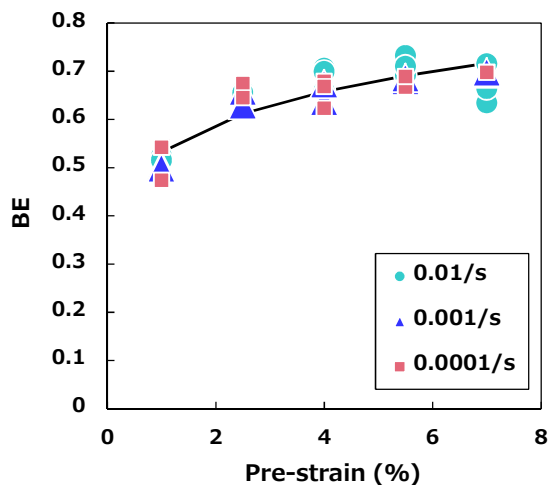


Figure 2-20: Study on strain rate dependence of Bauschinger effect using dual-phase 0.1%C steel by K. Han et al. ⁽¹⁰⁵⁾. BE is defined as the difference on reversal using 0.05% offset re-yield stress, normalized by the strength before reversal.

2-1-3 研究課題

低炭素社会の実現に向け、高張力鋼板を採用することは車体の軽量化と安全性の向上の両立に貢献している。その中でも Dual Phase 型高張力鋼板は車体部材として優れた特性を有しているが、一方で複合組織金属の加工性の予測が困難であることは 2-1-1 (2) 項で述べた。実際には、母相本来の特性（転位蓄積挙動）と、複合組織構造由来の影響（母相と第二相の強度差によって発生する局所的なひずみ勾配に起因する早期降伏）が複合的に重畳して影響していると考えられるが、その寄与度は明らかではない（括弧内は相当する Bauschinger 効果のメカニズムを記載、2-1-2(1) 項 図 2-15 参照）。またさらなる FEM 解析技術向上のためには、変形特性のひずみ速度依存性を考慮する必要があると考えた。

そこで後章では、鉄系複合組織金属に対し、スプリングバック予測に関連する Bauschinger 効果に対するひずみ速度の関係性の確認を行い、複合組織構造由来の影響の寄与度を算出した（第 3 章にて報告）。さらに衝撃吸収部材を模したハット曲げ加工を行うことで、スプリングバック予測における Bauschinger 効果のひずみ速度依存性を考慮することの有効性を検証した（第 4 章にて報告）。

2-2 供試材

フェライトとマルテンサイトからなる Dual Phase 型冷間圧延高張力鋼板（株式会社神戸製鋼所 製）を使用した。強度レベルは 590MPa, 780MPa, 980MPa の 3 種類を, 590MPa については製造ロットの異なる 2 種類の鋼板を用意した。590MPa 級の鋼板のみ, 溶融亜鉛めっき鋼板である。

また比較のため, フェライト単相からなる SPCE 軟鋼（新日本製鉄株式会社 製）も用いた。各試料の化学組成および材料特性を表 2-2, 表 2-3 に示す。

Table 2-2: Chemical composition of ferrous test material.
JIS; Japan Industrial Standards,
JFS; The Japan Iron and Steel Federation Standard.

Designation in thesis	JIS grade		JFS grade		Micro-structure	Chemical composition (mass %) bal. Fe				
		Number		Number		C	Si	Mn	P	S
DP590-1	SPFC590Y	JIS G3135	JSC590Y	JFS A2001	$\alpha+\alpha'$	0.06	0.01	1.75	-	-
DP590-2			JCS780Y			0.06	0.6	1.6	0.02	≤ 0.01
DP780			JCS780Y			0.09	0.7	1.6	-	-
DP980			JSC980Y			0.18	1.35	2.01	-	-
SPCE	deep drawing quality SPCE	JIS G3141	JSC270E		α	0.001	0	0.11	0.018	0.006

Table 2-3: Average mechanical properties of ferrous test material measured by quasi-static tensile test along rolling direction. Yield stress is identified as 0.2% proof stress; n value is calculated as a point of 2% and 5% total strain.

Test material	Yield stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Uniform elongation (%)	n value
DP590-1	365.3	605.7	16.5	0.185
DP590-2	395.4	615.0	13.9	0.171
DP780	538.6	837.1	10.4	0.124
DP980	691.1	1066.5	8.6	0.120
SPCE	127.7	285.3	23.7	0.290

参考文献

- [1] 田中靖, 藤田栄 (2007): “車体軽量化技術を支える自動車用高張力鋼板製造技術に関する展望”, JFE 技報, 16 号, pp. 1-5.
- [2] 山崎一正 (2005): “自動車用高強度鋼板の現状と今後の展望”, 塑性と加工, 46 巻, 534 号, pp. 565-569.
- [3] 栗山幸久, 高橋学, 大橋治 (2001): “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, 55 巻, 4 号, pp. 51-57.
- [4] 警察庁交通局 (2013): 統計資料 “平成 24 年中の交通死亡事故の特徴及び道路交通法違反取締り状況について”
- [5] Toccalino E. (2003): “Passenger Vehicle Safety Rating (Euro & US-NCAP, IIHS): Performance Overview and Energy Management Solutions”, *SAE Technical Paper Series*, No.2003-01-0230.
- [6] Shaw J., Kanelos D., Zuidema B. (2011): “FutureSteelVehicle: Leading Edge Innovation Addressing Lightweight Steel Body Structures for Electrified Vehicles”, *Great Designs in Steel 2011 PowerPoint Presentations*.
- [7] 独立行政法人国立環境研究所 (2003): “2011 年度 (平成 23 年度) の温室効果ガス排出量 (確定値) について”, <http://www.gio.nies.go.jp/aboutghg/nir/nir-j.html>
- [8] 杉山隆司 (2005): “高強度鋼板の車体への適用の変遷”, 塑性と加工, 46 巻, 534 号, pp. 552-555.
- [9] 古迫誠司, 上西朗弘, 宮崎康信 (2006): “高強度鋼板の適用による衝撃エネルギー吸収能の向上”, 新日鉄技報, 385 号, pp. 32-35.
- [10] 大楠洋, 原健治 (2007): “高強度鋼板を用いたハット型構造部材の高速変形特性”, 日新製鋼技報, 88 号, pp. 46-54.
- [11] 占部俊明, 細谷佳弘 (2005): “自動車用高強度冷延鋼板の現状と展望”, 塑性と加工, 46 巻, 534 号, pp. 560-564.
- [12] 高橋学, 上西朗弘, 吉田博司, 栗山幸久 (2002): “高強度鋼板による衝撃エネルギー吸収能の向上 (第 1 報) —鋼材の高速変形特性に及ぼす予加工と焼き付き硬化の影響—”, 自動車技術会学術講演会前刷集, No. 106-02, pp. 1-4.
- [13] 高橋学, 上西朗弘, 吉田博司, 栗山幸久 (2003): “高強度鋼板による衝撃エネルギー吸収能の向上 (第 3 報) —衝撃エネルギー吸収特性に優れた高強度複合組織鋼板—”, 自動車技術会学術講演会前刷集, No. 73-03, pp. 9-12.
- [14] 清水哲雄, 比良隆明, 飯塚栄治 (2000): “自動車用高強度薄鋼板の衝突エネルギー吸収特性と形状凍結性”, 川崎製鉄技報, 32 巻, 1 号, pp. 14-20.
- [15] 渡辺憲一, 栗山幸久, 稲積透, 福井清之 (2011): “次世代鋼製環境対応車 Future Steel Vehicle”, 公益社団法人自動車技術会主催 春季大会フォーラム/11FORUM-9 予稿集 (サステイナブルな自動車材料技 ~低環境負荷と魅力ある車の実現のために~), pp. 19-24.
- [16] World Auto Steel (2011): Future Steel Vehicle Results and Reports, <http://www.worldautosteel.org/projects/future-steel-vehicle/>

- [17] トヨタ自動車株式会社 (2011) : “PRIUS α サステイナブルな開発ストーリー”,
http://toyota.jp/priusalpha/001_p_003/from/story
- [18] マツダ株式会社 (2011) : ニュースリリース “マツダ, 世界最高強度の自動車用高張力鋼板を新型 SUV 「マツダ CX-5」 に採用”,
<http://www.mazda.co.jp/corporate/publicity/release/2011/201110/111004b.html>, 2011/10/4
- [19] スズキ株式会社 (2013) : ニュースリリース “スズキ, 新型軽自動車「スペーシア」を発売 ～広くて便利, 軽くて低燃費の軽ハイトワゴン～”,
<http://www.suzuki.co.jp/release/a/2012/0226/>, 2013/2/26
- [20] 日産自動車株式会社 (2013) : ニュースリリース “日産自動車, 「超高張力鋼板」の採用を 25%に拡大 ～1.2GPa 級高成形性超ハイテン材を量産車へ採用～”,
http://www.nissan-global.com/JP/NEWS/2013/_STORY/130312-01-j.html, 2013/3/12
- [21] Ojima Y., Shiroy Y., Taniguchi Y., Kato K. (1998): “Application to Body Parts of High-Strength Steel Sheet Containing Large Volume Fraction of Retained Austenite”, *SAE Technical Paper*, No. 980954.
- [22] Ahmetoglu M., Altan T. (1999): “Tube Hydroforming - State-of-the-Art and Future Trends”, *SAE Technical Paper*, No. 1999-01-0675.
- [23] Chen X. M., Shi M. F., Watanabe K., Hayashida Y., Omiya Y. (2006): “Hydroforming Simulation for High Strength Steel Tubes”, *SAE Technical Paper*, No. 2006-01-0545.
- [24] Watanabe K., Tachibana M., Wiemann M., Frankenberg D. (2006): “Vehicle Side Structure Concept using Ultra High Strength Steel and Rollforming Technology”, *SAE Technical Paper*, No. 2006-01-1403.
- [25] Knezar K., Manzenreiter T., Faderl J., Radlmayr K. (2008): “phs-ultraform, the way to meet 1500MPa and corrosion protection in the BIW”, *Proceedings of the 2nd International Conference on Steels in Cars and Trucks*, pp. 222-229.
- [26] 渡辺憲一, Walch C., 松田徹, Radlmayr K., Wurzer R. (2009) : “超高強度車体部品製造における冷間プレス, ロールフォーム, ホットスタンプ工法の特徴”, 自動車技術会学術講演会前刷集, 15 巻, 9 号, pp. 1-4.
- [27] スズキ株式会社 (2007) : “スズキ環境・社会レポート 2007 環境に配慮した製品開発”,
<http://www.suzuki.co.jp/about/csr/report/2007/index.html>
- [28] 阿部英夫 (1972) : “薄鋼板のプレス成形におけるしわ発生におよぼす材料特性の影響”, 塑性と加工, 13 巻, 143 号, pp. 949-959.
- [29] 桑原正二 (1992) : “薄鋼板プレス成形における周長差率としわの関係について”, 塑性と加工, 33 巻, 372 号, pp. 56-62.
- [30] 戸来稔雄, 江嶋瑞男 (1978) : “プレス成形における ‘型かじり’ に及ぼす要因の研究 : ダイス組成, 硬さ, 組織の影響について”, 鉄と鋼, 64 巻, 11 号, p. 269.
- [31] 古林忠, 山口勝昭, 平坂正人, 吉原直武 (1978) : “プレス成形用金型における型かじりの実験的検討”, 塑性と加工, 19 巻, 204 号, pp. 9-16.
-

- [32] 中原孝善 (2005) : “自動車車体への高強度鋼板適用例と成形技術”, 塑性と加工, 46 巻, 534 号, pp. 585-589.
- [33] 粕谷康二, 中屋道治, 経澤道高, 向井陽一 (2011) : “耐水素脆化特性に優れる 1470MPa 級高強度鋼板”, 神戸製鋼技報, 61 巻, 2 号, pp. 36-40.
- [34] 二村裕一, 三浦正明, 経澤道高 (2011) : “自動車用高加工性 590-980MPa 級合金化溶融亜鉛めっき鋼板の特性”, 神戸製鋼技報, 61 巻, 2 号, pp. 41-44.
- [35] 中屋道治, 向井陽一 (2009) : “自動車衝突安全・軽量化に貢献する高成形性冷延 980MPa 級ハイテン”, 神戸製鋼技報, 59 巻, 1 号, pp. 46-49.
- [36] 高橋学 (2003) : “自動車用高強度鋼板の開発”, 新日鉄技報, 378 号, pp. 2-6.
- [37] 田中靖, 藤田栄 (2007) : “車体軽量化技術を支える自動車用高張力鋼板製造技術に関する展望”, JFE 技報, 16 号, pp. 1-5.
- [38] 宅田裕彦, 蟹江智文, 磯貝栄志, 吉田亨 (2005) : “延性破壊条件式を用いた高張力鋼板の成形限界予測”, 鉄と鋼, 91 巻, pp. 553-559.
- [39] Stoughton, T. B. (2000): “A general forming limit criterion for sheet metal forming”, *International Journal of mechanical Sciences*, Vol. 42, No. 1, pp. 1-27.
- [40] Stoughton, T. B., Zhu. X. (2004): “Review of theoretical models of the strain-based FLD and their relevance to the stress-based FLD”, *International Journal of Plasticity*, Vol. 20, pp. 1463-1486.
- [41] 呉屋守章, 伊藤 耿一 (1988) : “応力増分依存性を考慮した弾塑性体構成方程式の一表現 (第1報) Mises 形塑性ポテンシャルを伴う初期等方材”, 日本機械学会論文集 A 編, 54 巻, 504 号, pp. 1617-1622.
- [42] 岩谷二郎, 岡野洋一郎, 上野行一 (1997) : “2回打抜きによる薄鋼板の伸びフランジ性向上”, 神戸製鋼技報, 47 巻, 2 号, pp. 33-37.
- [43] 殿村剛志, 村上昌吾 (2009) : “新世代ハイテン成形用金型鋼材「NOGA」”, 型技術者会議講演論文集, pp. 154-155.
- [44] 薄鋼板成形技術研究会 (1985) : “プレス部品の寸法精度不良とその対策事例”, プレス技術, 23 巻, 15 号, pp. 18-46.
- [45] 飯塚栄治, 平本治郎, 比良隆明, 古君修 (1999) : “スプリングバック挙動に及ぼす材料特性の影響”, 自動車技術会学術講演会前刷集, 81 号, pp. 21-24.
- [46] Carden W. D., Geng L. M., Matlock D. K., Wagoner R. H. (2002): “Measurement of springback”, *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 44, Issue 1, pp. 79-101.
- [47] 吉田亨, 磯貝栄志, 橋本浩二, 片山知久, 栗山幸久 (2005) : “フォーム成形による高強度鋼板のスプリングバック低減効果”, 塑性と加工, 46 巻, 534 号, pp. 656-660.
- [48] 笹原孝利 (2005) : “CAE によるプレス金型のスプリングバック見込み形状の最適化”, 塑性と加工, 46 巻, 534 号, pp. 607-611.
- [49] 蔦森秀夫 (2007) : “プレス成形中の金型たわみがスプリングバックに与える影響”, 第 257 回 塑性加工シンポジウム, pp. 37-44.

- [50] 桑原利彦 (2007) : “スプリングバック研究の最近動向”, 第 257 回 塑性加工シンポジウム, pp. 1-12.
- [51] Mroz Z. (1967): “On the description of anisotropic workhardening”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solid*, Vol. 15, Issue 3, pp. 163-175.
- [52] 上森武, 岡田達夫, 吉田総仁 (2002) : “スプリングバック解析におけるバウシinger 効果の適切なモデル化の重要性”, 塑性と加工, 43 巻, 498 号, pp. 639-643.
- [53] Yoshida F., Uemori T. (2003): “A Model of Large-Strain Cyclic Plasticity and its Application to Springback Simulation”, *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 45, Issue 10, pp. 1687-1702.
- [54] 吉田総仁 (2008) : “高張力鋼板の成形シミュレーションと最適プロセス設計”, 第 269 回 塑性加工シンポジウム, pp. 21-32.
- [55] Lee M. G., Kim D., Kim C., Wenner M. L., Wagoner R. H., Chung K. (2005): “Spring-back evaluation of automotive sheets based on isotropic-kinematic hardening laws and non-quadratic anisotropic yield functions Part II: characterization of material properties”, *International Journal of Plasticity*, Vol. 21, Issue 5, pp. 883-914.
- [56] 牧野内昭武 (1999) : “板成形シミュレーションとその関連技術に関する世界の現状”, 塑性と加工, 40 巻, 460 号, pp. 414-423.
- [57] 高橋進 (1999) : “板成形シミュレーション技術の現状と今後の課題”, 塑性と加工, 40 巻, 460 号, pp. 454-458.
- [58] 岩谷二郎 (2002) : “高強度鋼板の実用化のためのプレス成形技術”, 神戸製鋼技報, 52 巻, 3 号, pp. 23-27.
- [59] 小川貴久, 中田匡浩 (2003) : “プレス品の形状凍結技術の開発”, マツダ技報, 21 巻, pp. 229-232.
- [60] 岩谷二郎 (2007) : “板材成形時のスプリングバック対策技術”, 第 257 回 塑性加工シンポジウム, pp. 29-36.
- [61] 山本倫明 (2007) : “ハイテン材実用化のための寸法精度対策技術”, 神戸製鋼技報, 57 巻, 2 号, pp. 37-41.
- [62] 菅沼俊治 (2008) : “サーボプレスの板成形への適用”, 塑性と加工, 49 巻, 565 号, pp. 118-122.
- [63] 八高隆雄, 長谷川正 (1984) : “バウシinger 効果に関する研究の歴史と現状”, 鉄と鋼, 70 巻, 11 号, pp. 51-58.
- [64] 五弓勇雄, 岸輝雄 (1969) : “バウシinger 効果に及ぼす金属学的因子の影響”, 塑性と加工, 10 巻, 107 号, pp. 863-874.
- [65] 吉田総仁 (2006) : “異方性金属板材の冷間・温間における大ひずみ塑性構成モデルとその成形シミュレーションへの応用”, 天田金属加工機械技術振興財団研究概要報告書・国際交流報告書, 18 号, pp. 36-41.
- [66] 桑原利彦, 森田佳之, 宮下洋介, 高橋進 (1995) : “面内反転負荷を受ける金属薄板の弾

- 塑性変形挙動”, 塑性と加工, 36 巻, 414 号, pp. 768-774.
- [67] Peeters B., Kalidindi S. R., Van Houtte P., Aernoudt E. (2000): “A Crystal Plasticity based Work-Hardening/Softening Model for B.C.C. Metals under Changing Strain Paths”, *Acta Materialia*, Vol. 48, No. 9, pp. 2123-2133.
- [68] Viatkina E. M., Brekelmans W. A. M., Geers M. G. D (2007): “Modelling the Evolution of Dislocation Structures upon Stress Reversal”, *Journal of Solids and Structures*, Vol. 44, Issue 18-19, pp. 6030-6054.
- [69] Kim J. H., Kim D, Barlat F., Lee M. G. (2012): “Crystal plasticity approach for predicting the Bauschinger effect in dual-phase steels”, *Material Science and Engineering A*, Vol. 539, pp. 259-270.
- [70] Doong S. H., Socie D. F., Robertson I. M. (1990): “Dislocation Substructures and Nonproportional Hardening”, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 112, No. 4, pp. 456-464.
- [71] Donquet V., Pineau A. (1990): “Extra Hardening due to Cyclic Non-Proportional Loading of an Austenitic Stainless Steel”, *Scripta Metallurgica et Materialia*, Vol. 24, Issue 3, pp. 433-438.
- [72] 友田陽, 谷本一郎, 黒木剛司郎 (1982): “フェライト・マルテンサイト二相鋼の変形挙動”, 日本機械学会論文集 A 編, 48 巻, 429 号, pp. 528-536.
- [73] 熊倉重典 (1964): “炭素鋼のバウシンガ効果”, 日本機械学会誌, 70 巻, 584 号, pp. 1287-1297.
- [74] 松井和己, 寺田賢二郎, 秋山雅義, 久保木孝, 及川兼司 (2002): “マルチスケールモデリングによる Bauschinger 効果の発現メカニズムの解明”, 日本機械学会論文集 A 編, 68 巻, 675 号, pp. 71-78.
- [75] 岸輝雄, 榊原安英, 小幡義彦, 堀内良 (1977): “バウシンガーAE ピークより求めた変形抵抗に占める back stress 成分”, 日本金属学会誌, 41 巻, 9 号, pp. 890-897.
- [76] 森康彦, 芦田潮, 岸輝雄, 堀内良 (1978): “溶接構造用圧延鋼板のバウシンガー効果に関する研究”, 鉄と鋼, 64 巻, 9 号, pp. 1414-1423.
- [77] Kishi T., Tanabe T. (1973): “The Bauschinger Effect and its Role in Mechanical Anisotropy”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 21, Issue 5, pp. 303-315.
- [78] Sowerby R., Uko D. K. (1979): “A review of certain aspects of the Bauschinger effect in metals”, *Materials Science and Engineering*, Vol. 41, Issue 1, pp. 43-58.
- [79] Tomota Y. (1987): “Effects of morphology and strength of martensite on cyclic deformation behavior in dual-phase steels”, *Materials Science and Technology*, Vol. 3, No. 6, pp. 415-421.
- [80] Embury J. D. (1987): “Structural Aspects of the Bauschinger Effect”, *Materials Forum*, Vol. 10, No. 1, pp. 27-32.
- [81] Erdogan M., Priestner R. (2002): “Effect of Martensite Content, its Dispersion, and Epitaxial Ferrite Content on Bauschinger Behaviour of Dual Phase Steel”, *Material Science Technology*, Vol. 18, No. 4, pp. 369-376.

- [82] 大森正信, 吉永芳豊 (1967): “鋼の変形挙動におよぼすひずみ速度の影響 1 引張および圧縮変形”, 塑性と加工, 8 巻, 77 号, pp. 297-306.
- [83] 和田肇, 上原一剛, 岡本尚機, 小幡文雄 (2006): “高張力鋼板の塑性異方性に及ぼす引張ひずみと引張ひずみ速度の影響”, 塑性と加工, 47 巻, 542 号, pp. 200-204.
- [84] 作井誠太, 森勉 (1965): “高ひずみ速度における金属材料の挙動”, 精密機械, 31 巻, 7 号, pp. 7-14.
- [85] 長谷部忠司 (2004): “転位セル組織のユニバーサリティー ~単軸から多軸, 静的から衝撃, 低温から高温, 比例から反比例まで~”, 日本機械学会年次大会講演論文集, 8 号, pp. 253-254.
- [86] 三浦和哉, 高木周作, 比良隆明, 古君修, 小原隆史, 谷村真治 (1997): “高張力鋼板の高速変形挙動におよぼす組織の影響”, 自動車用材料シンポジウム, pp. 57-64.
- [87] 佐藤健太郎, 吉武明英, 大北智良 (1996): “ハット成形部材の崩壊エネルギーに及ぼす材料特性の影響”, 自動車技術会学術講演会前刷集, 961 号, pp. 323-326.
- [88] 矢田浩, 堀出明広 (2004): “自動車衝突安全性評価のための鋼の変形応力のひずみ速度依存性の定式化”, 静岡理工科大学紀要, 12 巻, pp. 17-47.
- [89] 上西朗弘, 吉田博司 (2005), “高強度鋼板の高速変形特性に及ぼす軟質相硬度の影響”, 塑性と加工, 46 巻, 534 号, pp. 102-106.
- [90] 武智弘, 高橋学, 伊藤耿一, 遠藤孝雄, 友田陽 (2002): “自動車用鉄鋼材料の金属組織と高速変形挙動”, 鉄と鋼, 88 巻, 11 号, pp. 1-12.
- [91] Takagi S., Shimizu T. (2005): “The Strain Rate Sensitivities of Flow Stresses of Mild Steel and High Strength Steel”, *CAMP-ISIJ*, Vol. 18, p. 1555.
- [92] 野島武敏 (1986): “高ひずみ速度下における炭素鋼の下降伏応力のひずみ速度依存性”, 材料, 35 巻, 397 号, pp. 1118-1124.
- [93] Campbell J. D., Ferguson W. G. (1970): “The temperature and strain-rate dependence of the shear strength of mild steel”, *Philosophical Magazine*, Vol. 21, Issue 169, pp. 63-82.
- [94] Rosenfield A. R., Hahn G. T. (1966): “Numerical Descriptions of the Ambient Low-Temperature and High-Strain Rate Flow and Fracture Behavior of Plain Carbon Steel”, *Transaction of American Society for Metals*, Vol. 59, pp. 962-980.
- [95] 遠藤肇, 崎野清憲 (2003): “広範囲なひずみ速度および温度域における鉄の変形機構”, 法政大学工学部研究集報, 39 号, pp. 13-16.
- [96] 鈴木平, 井村徹 (1965): “金属高速変形の転位論”, 精密機械, 31 巻, 7 号, pp. 15-27.
- [97] 作井誠太 (1969): “鉄鋼の衝撃試験の話題”, 材料, 18 巻, 190 号, pp. 579-589.
- [98] 日笠裕也, 金堂大介, 国重和俊, 上路林太郎 (2005): “低炭素鋼の高速変形下における機械的性質と加工組織の関係”, 材料とプロセス, 18 巻, p. 547.
- [99] 長谷部忠司, 今井田豊, 熊井悟, 越田耕平 (1998): “衝撃荷重下におけるバウシinger 効果”, 日本材料学会学術講演会講演論文, 47 巻, pp. 353-354.
- [100] 長谷部忠司 (2002): “BCC および HCP 金属多結晶体の硬化特性について”, 日本機械学

- 会 第 15 回 計算力学講演会論文集, pp. 137-138.
- [101] 長谷部忠司 (2003) : “BCC 金属におけるバウシンガー効果のアノマリーについて”, 日本機械学会 第 16 回 計算力学講演会論文集, pp. 415-416.
- [102] Goel A., Ray R. K., Murty G. S. (1983): “Bauschinger Effect in a Dual-Phase Steel”, *Scripta Metallurgica*, Vol. 17, Issue 3, pp. 375-380.
- [103] Ma M. T., Sun B. Z., Tomota Y. (1989): “Bauschinger Effect and Back Stress in a Dual Phase Steel”, *ISIJ International*, Vol. 29, No. 1, pp. 74-77.
- [104] Uko D., Sowerby R., Embury J. D. (1980): “Bauschinger Effect in Structural Steels and Role in Fabrication of Line Pipe: Part 1 Analysis of Bauschinger Effect in Structural Steels”, *Metals Technology*, No. 7, pp. 359-367.
- [105] Han K., Van Tyne C. J., Levy B. S. (2005): “Effect of Strain and Strain Rate on the Bauschinger Effect Response of Three Different Steels”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 36, pp. 2379-2384.

第 3 章 Bauschinger 効果の ひずみ速度依存性に及ぼす 組織形態の影響

3-1 はじめに

車体設計には、衝突特性等の車体全体の特性評価の面でも、個々の部材を生産する際の成形予測の面でも、FEM シミュレーションが不可欠な技術となっている。近年 FEM 解析技術の高度化が進んでいるが、さらなる予測の高精度化のためには今後より内部構造が複雑化する金属材料をいかにモデリングするかどうかという点が重要である。

本章では、Dual Phase 型高張力鋼板における Bauschinger 効果に対するひずみ速度の関係と、その関係性について材料のハイテン化に伴う傾向を明らかにし、変形強度を定式化することを目的とする。公称ひずみ速度が 0.007/s から 100/s の範囲での変形における Bauschinger 効果の発現スケールを、予ひずみ 1~9%の範囲で圧縮 - 引張実験により評価した。また二相組織を有する金属に対して Bauschinger 効果のひずみ速度依存性が発現するメカニズムを、数値解析を用いて検証した。複合組織構造に起因する影響と母相の変形特性を分離して考えるために、 α -Fe 単相鋼についても同様の試験を行った。

3-2 実験手法

3-2-1 圧縮 - 引張試験による Bauschinger 効果の評価

Bauschinger 効果のひずみ速度依存性を評価するために、変形のひずみ速度と予変形量を種々に変えて圧縮 - 引張試験を行った。

(1) 試験片の作製

試験片は、高速引張試験時においても単軸引張状態を維持するために、板厚 1.4mm, 幅 4.3mm, 長さ 12mm の標点平行部を有する図 3-1 に示す形状とした⁽¹⁻³⁾。また試験片は加工時に生じるひずみや残留応力の影響を最小限に抑えるために、ワイヤ放電加工機（ブラザー工業株式会社, HS-300）を用い、圧延材に対して、試験片の長手方向が圧延方向と一致するように切り出した RD 試験片と、圧延方向に直角になるように切り出した TD 試験片を作成した。

供試材を試験片形状に加工後、試験片表面の酸化物、亜鉛メッキ等を取り除き、試験片表面を平滑にするため、表面研磨を行った。本研究では、試料研磨機（株式会社ウインゴー, L-1010）を用いて、研磨条件を回転数 120rpm, 粒度#120, #240, #400 として、表面を機械研磨した。

表面研磨後、先尖マイクロメータを用いて試験片標点平行部の幅 w_0 , 板厚 t_0 を、内側マイクロメータを用いて平行部長さ l_0 をそれぞれ測定した。

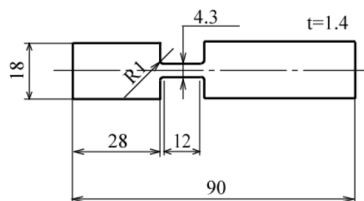


Figure 3-1: Configuration of specimen for high speed test.

(2) 圧縮試験条件

圧縮は、準静的 (0.007/s) および高速 (10/s, 100/s) の3条件で行った。準静的圧縮試験ではインストロン型万能試験機 (株式会社島津製作所, AG-100KNI) を用いた。高速圧縮試験では電気油圧式衝撃圧縮試験機 (株式会社島津製作所, HTM-10KN, 図 3-2(a)) を用いた。

図 3-3 に示す本研究で開発した薄板圧縮治具を用いた。薄板圧縮治具は本体 (図 3-3(a)), 保持部 (図 3-3(b)), プッシャー (図 3-3(c), SKD11 焼入れ) の3つの部品から構成されている。保持部には試験片のつかみ部幅と同一の幅をもつ浅い溝があり, その溝に試験片をはめ込み, 保持部を本体的にボルトで締結することによって試験片を固定する。ボルトによる締結は, 試験片を垂直に保持し, 圧縮による座屈発生を防ぐことを目的としている。その後, 上方から T 字型のプッシャーで試験片を圧縮した。その压下量はプッシャー寸法 L を調整することによって, 治具本体上面とプッシャーの下面との間に隙間 0.36mm, 0.6mm, 0.9mm, 1.2mm を作り, 隙間をつぶすことで予ひずみを与えることができる。なお, この治具を用いることで, 均等な圧縮が可能であることを確認している (付録 B 参照)。なお高速圧縮試験では, この薄板圧縮治具をダンパー付きの固定台 (図 3-2(b)) に設置して衝撃力を緩和した。変形のひずみ速度の設定は, ク

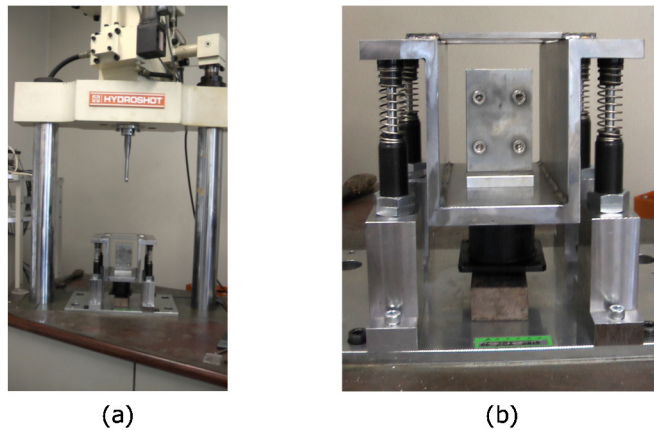


Figure 3-2: (a) Electro-hydro impact punch testing machine and (b) damper mechanism.

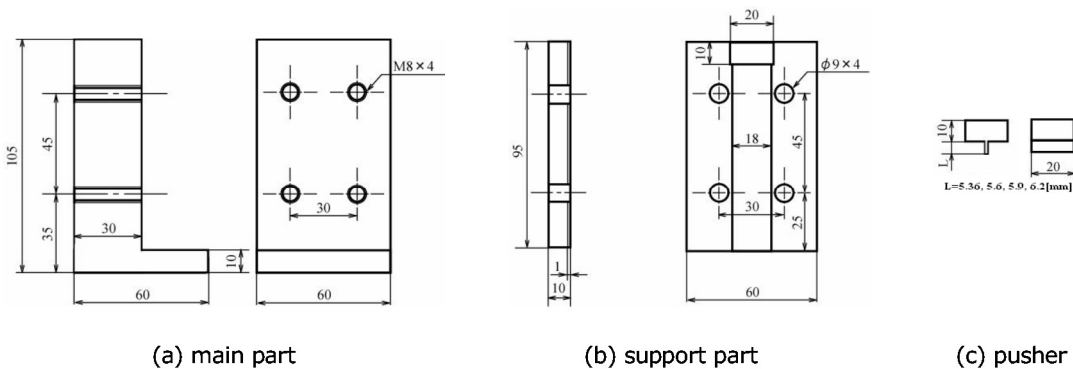


Figure 3-3: Configuration of sheet compression test jig.

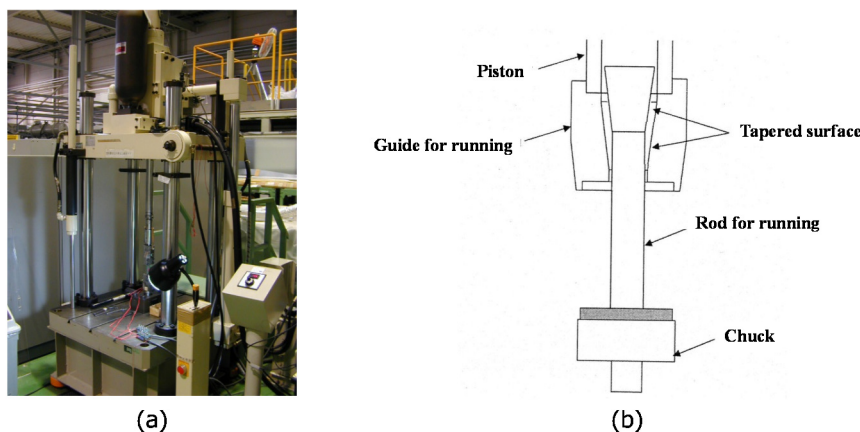


Figure 3-4: (a) Electro-hydro servo high speed tensile testing machine and (b) mechanism for running up upper chuck.

ロスヘッド速度一定の公称値で与えた。

また、予圧縮付与後には先尖マイクロメータを用いてそれぞれ試験片標点平行部の幅 w ，板厚 t ，平行部長さ l を測定した。圧縮予ひずみ ε_{pre} （真ひずみ）は，平行部の体積率が一定だと仮定して次式を用いて算出した。

$$\varepsilon_{pre} = \ln \frac{wt}{w_0 t_0} \quad (\text{Eq. 3-1})$$

なお，Dual Phase 鋼には常温時効性が存在しないと考えられ，圧縮試験を行った試験片は室温で保管し，圧縮試験後 72 時間以内に次工程の引張試験を行った。

(3) 引張試験条件

引張は，準静的 (0.007/s) および高速 (10/s, 100/s) の3条件で行った。準静的引張試験ではインストロン型万能試験機 (株式会社島津製作所, AG-100KNI) を用い，試験片を空気式定位くさび形つかみ具 (同社製, PWG-100KNA) を用いて試験機に取り付けた。平行部の伸びはひずみゲージ式伸び計 (同社製, SG10-50) を用いて測定した。試験片のつかみ長さは高速引張試験の場合と同一とした。

高速引張試験では，電気油圧式衝撃引張試験機 (株式会社島津製作所, EHF-U2H-20L 型, 図 3-4(a)) を使用した。この試験機は，油圧シリンダのアクチュエーターを高速サーボ弁によって制御し，助走治具を介して試験片に所定速度で変位を与えるという利点がある⁽⁴⁾。本試験機は，設定した速度で試験片に負荷を与えるために，テーパ式助走治具 (図 3-4(b)) が取り付けられている。この治具は，ピストン内部の空洞に格納した助走ロッドのテーパ面が，助走案内側のテーパ面とかみ合うことによって負荷を与える機構で，負荷時の跳ね返り等がなく，安定した速度で試験を行うことができる⁽⁴⁾。変形のひずみ速度の設定は，クロスヘッド速度一定の公称値で与えた。

衝撃引張試験機で最も重要な問題は，ロードセルで検出した試験波形に衝撃による振動ノイズ

が現れることである。振動はロードセルやつかみ具、試験片を含めた系の振動による慣性力と考えられ、同じく試験機のストローク計の応答性が悪化する。そのため荷重はつかみ部近傍に両面に貼付したひずみゲージ（株式会社共和電業 KFG-5-120-C1 もしくは株式会社東京測器研究所 FLA-5-11）によって測定・換算し、変形ひずみは標点平行部に両面に貼付したひずみゲージ（同社製 KFEL-5-120-C1 もしくは YEFLA-5）によって対辺2アクティブゲージ法を用いて測定した。ひずみゲージはシグナルコンディショナー（株式会社共和電業、DPM-700B）に接続し、データロガー（株式会社キーエンス、NR-500）で記録した。なお、つかみ部近傍に貼付した荷重検出用ひずみゲージから得られるひずみ値から荷重値への変換方法は、準静的引張試験において同条件でひずみゲージを貼付し計測することで、その換算係数を求めた。

ひずみゲージは最大荷重点に至る前に剥離する可能性があるが、ひずみゲージ剥離後もひずみ速度が一定に維持されているとみなす推定法が妥当であることを確認している（付録 C 参照）。また同時に、荷重 - ひずみ計測とともに、高速度カメラ（株式会社フォトロン、FASTCAM-512PCI）を用いて高速引張試験を撮影し、動解析ソフト（株式会社ディテクト、DIPP-MotionPRO 2D）を用いて撮影した映像から平行部間のひずみを間接的に測定した。

(4) Bauschinger 効果の評価指標の算出

変形履歴により Bauschinger 効果が生じるために、機械設計、生産の観点で重要なパラメータである材料の流動応力は通常の方法から得られる応力 - ひずみ関係と異なるものになる。一方、Bauschinger 効果を示す本質的なパラメータは、材料の微視的な内部構造の不均一による背応力であるが、Bauschinger 効果の大小を論ずるためには、その材料強度と平均背応力との関係を考慮する必要がある、平均背応力では特定の材料の材料強度に対する Bauschinger 効果の変化

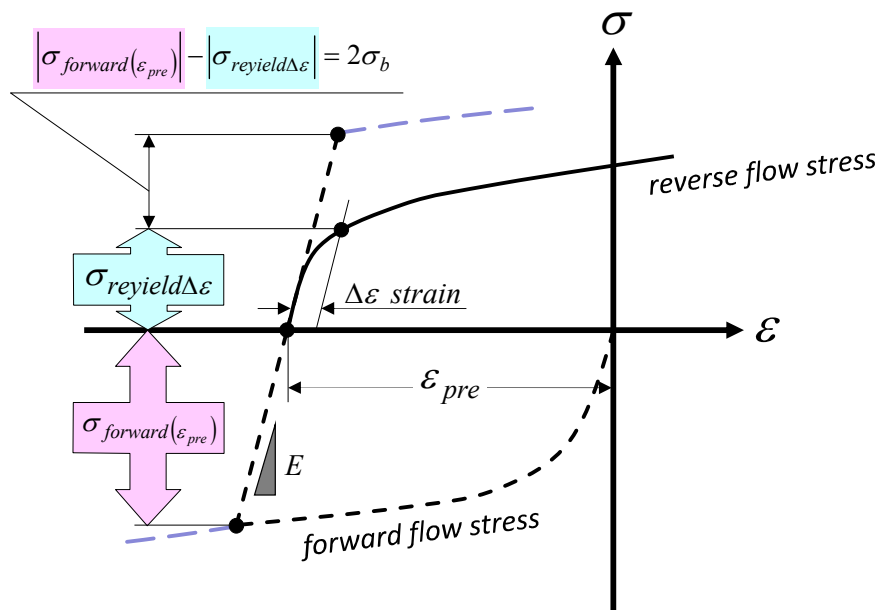


Figure 3-5: Description of Bauschinger effect and evaluation method.

率を示すことができない。そのため、様々な Bauschinger 効果の評価法が提案されている (2-1-2 (1) 項参照)。そこで Bauschinger 効果の発現スケールを直接表現するため、圧縮後引張試験から求めた再降伏応力から、次式に示す Bauschinger 効果率⁽⁵⁾を用いた。

$$B.E.R. = \frac{|\sigma_{forward}(\varepsilon_{pre})| - |\sigma_{reyield\Delta\varepsilon}|}{|\sigma_{forward}(\varepsilon_{pre})|} \quad (\text{Eq. 3-2})$$

式 3-2 で用いた変数を図 3-5 に図示する。第 1 段階の変形 (圧縮) を *forward*, 第 2 段階の変形 (引張) を *reverse* と表した。 $\sigma_{reyield\Delta\varepsilon}$ は塑性ひずみ $\Delta\varepsilon$ を生じる点で評価するとした reverse flow stress の降伏応力である。 $\sigma_{forward}(\varepsilon_{pre})$ は圧縮時の最大負荷応力であるが、本研究で用いた圧縮手法では、forward flow stress を直接取得することができない。よって本研究では、圧縮試験における応力 - ひずみ関係が、単軸引張試験における応力 - ひずみ関係と等しいと仮定し、また予ひずみ量 ε_{pre} とヤング率 E を用いて圧縮力除荷時の応力 - ひずみ関係を予測して、その交点から $\sigma_{forward}(\varepsilon_{pre})$ を求めた。

式 3-2 で定義した $B.E.R.$ は、Bauschinger 効果の大きさを示し、 $B.E.R.$ が 0 であるときは再降伏応力の低下が生じず、 $B.E.R.$ が大となるに従い Bauschinger 効果の発現が大きくなることを示している。また式 2-3 の σ_F , σ_R をそれぞれ $\sigma_{forward}(\varepsilon_{pre})$, $\sigma_{reyield\Delta\varepsilon}$ に置き換えると、

$$B.E.R. = \frac{2\sigma_b}{\sigma_{forward}(\varepsilon_{pre})} \quad (\text{Eq. 3-3})$$

$B.E.R.$ は平均背応力を最大負荷応力で無次元化した値であるともいえる。なお、本研究において降伏応力は 0.2%耐力 ($\Delta\varepsilon = 0.002$) 相当とした。

3-2-2 その他の評価手法

(1) 微小硬さ分布の測定

鏡面状になるまで研磨後、ナノインデンテーション試験機 (Agilent technologies, NanoIndenter G200) によって相ごとの硬さと弾性率の測定を行った。バーコピッチ (三角錐, $\alpha=62.03^\circ$) 圧子を用い、ひずみ速度 0.05/sec の一定速度で圧子を押し込んだ。

(2) 組織観察

光学顕微鏡 (株式会社ニコン, OPTIPHOT-100) を用い、受け入れ材の表面観察を行った。観察部分はナイトル腐食液 (1.5 硝酸 : 100 エタノール) で腐食した。

さらに走査型電子顕微鏡 (日本電子株式会社, JSM-7001FD および JSM-6301F) を用い、単軸圧縮後の金属組織観察を行った。試験片の標点平行部のみをワイヤ放電加工機で切り出し、圧縮軸方向の表面組織が観察できるように熱間樹脂埋め後、機械研磨、電解研磨を経て観察試料を作製した。機械研磨はダイヤモンド懸濁液 $9\mu\text{m}$, $6\mu\text{m}$, $3\mu\text{m}$ およびコロイド状シリカ懸濁液 $0.04\mu\text{m}$ の順に行い、鏡面に仕上げた。

また同時に、付属の後方散乱電子線回折装置（Electron Backscatter Diffraction : EBSD）を用いて結晶方位測定を行った。フェライトは体心立方格子 b.c.c., マルテンサイトは体心正方格子 b.c.t. として判別した。その結果を用い、結晶粒内の局所的ひずみ分布を評価するため、KAM 値（Kernel Average Misorientation）の演算を行った。KAM 値は変形により生じた結晶方位の回転を数値化したもので、結晶粒内におけるわずかな方位差の分布も可視化でき、この値が大きいほど GN 転位が導入されて局所変形したことを示す。演算方法および研究動向や近年の物理的意味の解釈を付録 D に示す。

3-3 結果および考察

受け入れ材の組織写真と結晶方位分布を図 3-6, 図 3-7 に示す. b.c.c.金属の典型的な集合組織を有している. マルテンサイト粒とフェライト粒は比較的明確に分かれているが, フェライト粒内にもマルテンサイトが微細に分散している.

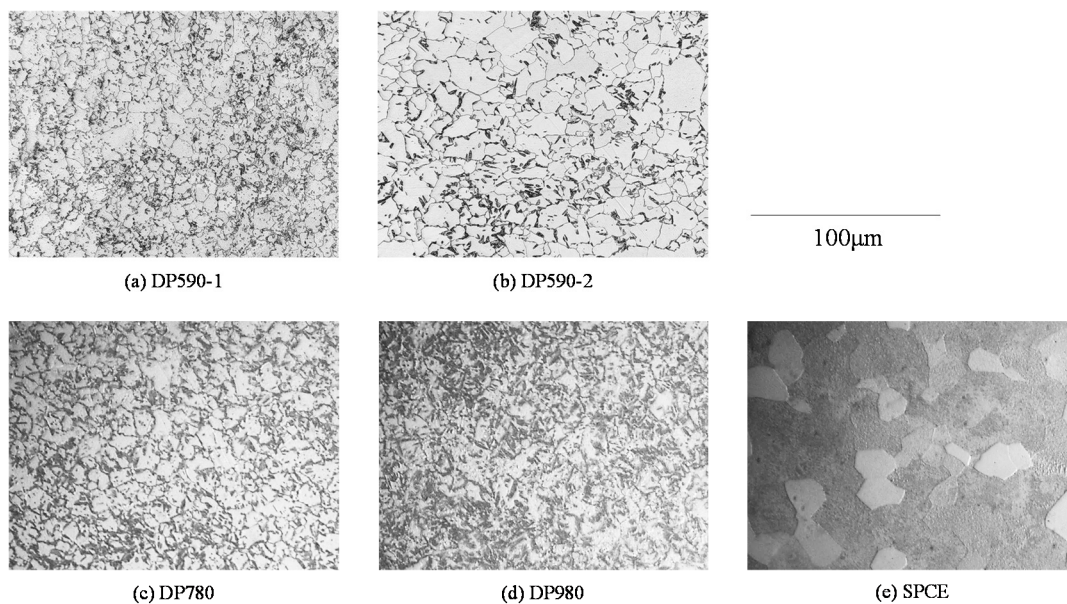


Figure 3-6: Microstructure of ferrous test materials. Whitish area; ferrite, dark area; martensite.

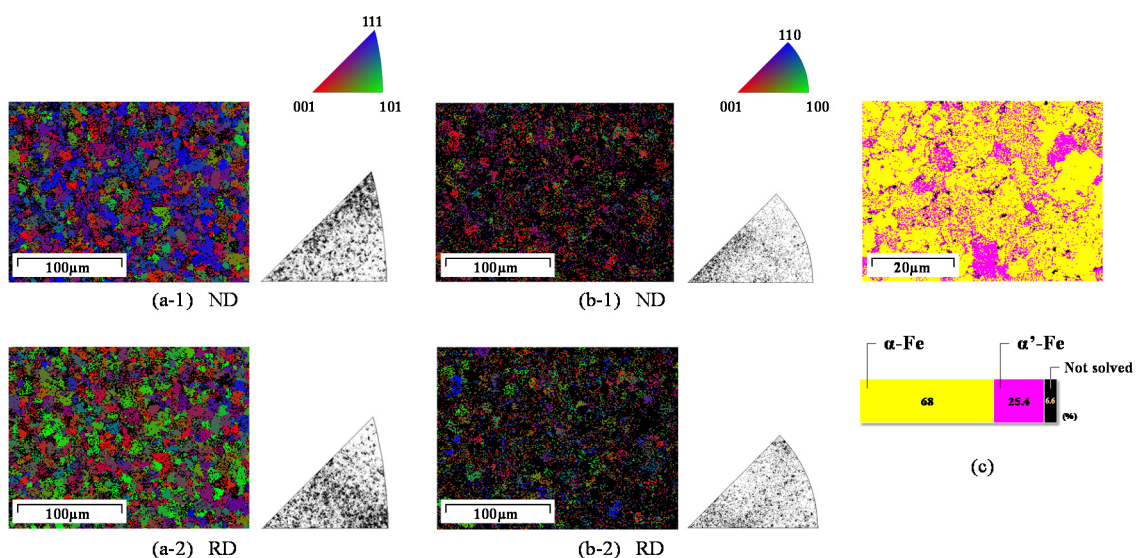


Figure 3-7: Crystal orientation mapping and inverse pole figure of as-received DP590-1 in (a)ferrite and (b)martensite, and (c)measurement result of phase area ratio.

また一般的な材料試験である準静的引張試験による供試材の単軸引張特性と、各種条件で行った圧縮 - 引張試験の結果を図 3-8, 図 3-9 に、硬さ試験の結果を表 3-1 に示す. 予ひずみを与えたのちに反転負荷を与えた場合, 無ひずみ材の流動応力と比較していずれの鋼板でも永久軟化しており, 顕著な Bauschinger 効果の発現を示している. さらに変形のひずみ速度の増加とともに流動応力は上昇しており, 流動応力のひずみ速度依存性が観察できた. DP 鋼の主な強化は, 長距離障害物であるマルテンサイトの含有率によって決まるため (図 2-6 参照), 熱的活性を受けにくいので流動応力のひずみ速度依存性は高強度材料であるほど低下する.

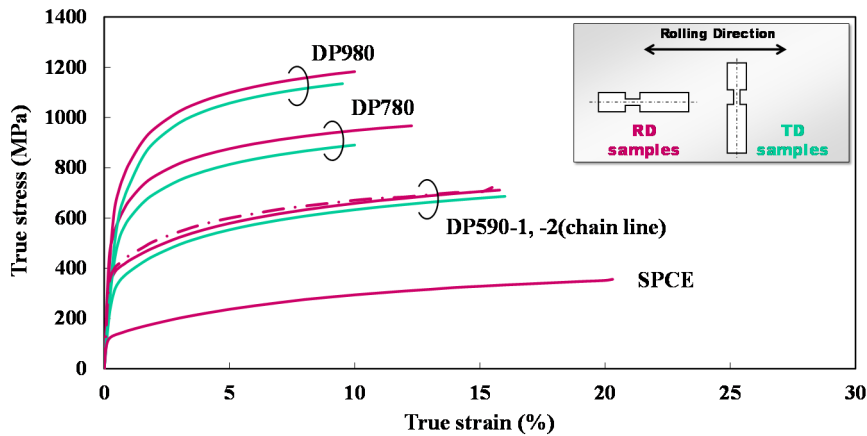
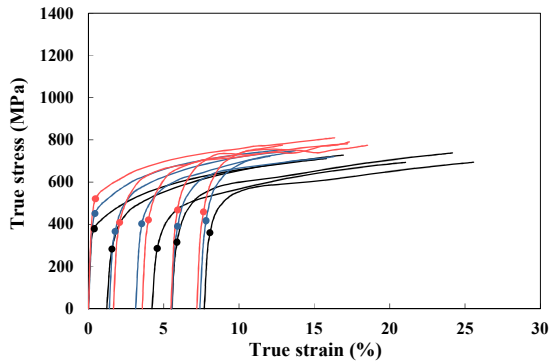
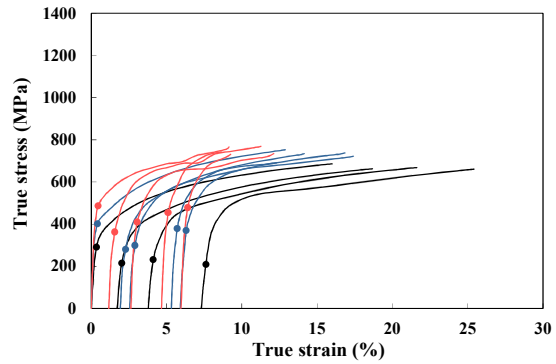


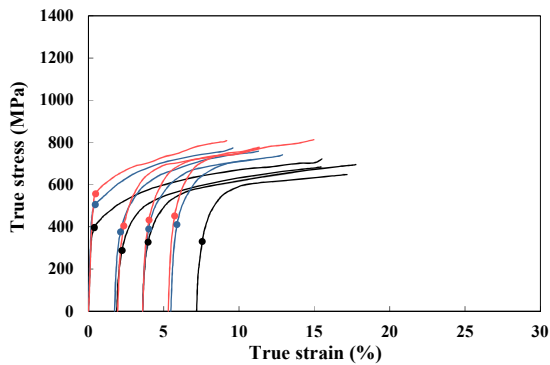
Figure 3-8: Flow stress of ferrous test materials.



(a-1) RD sample of DP590-1



(a-2) TD sample of DP590-1



(b) RD sample of DP590-2

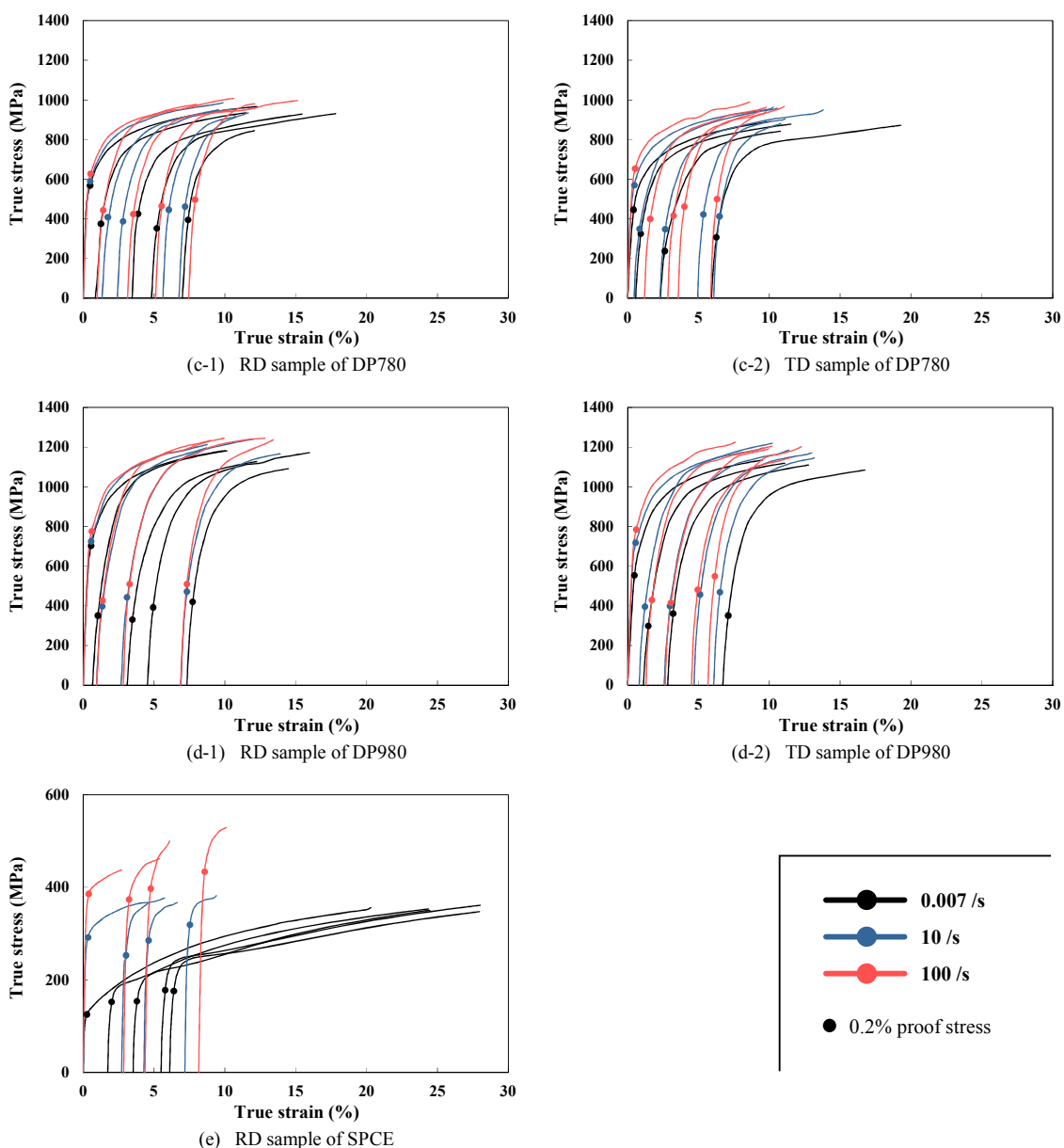


Figure 3-9: Results of compression-tensile test under same strain rate of both processes. Pre-strain is indicated as shift amount from the origin of horizontal axis.

Table 3-1: Summary of results of nano-indentation test in depth of 200nm measured at 80 points randomly. Minimum value of Dual Phase steel is regarded as hardness of ferrite phase.

	Nano-indentation hardness (GPa)	
	<i>min.</i>	<i>max.</i>
SPCE	1.87	3.79
DP590-1	2.64	
DP590-2	3.25	

3-3-1 Dual-phase 構造が B. E. に与える作用

(1) 予変形による変化

9%程度の単軸変形を加えた DP 鋼の組織観察結果を図 3-10 に示す。KAM 値分布図は結晶粒内で生じる結晶方位差, すなわち GN 転位の導入を示しており, 局所的なひずみ分布を表していると捉えることができる。図より明らかに局所的なひずみ分布が生じており, さらに受け入れ材の結果と比較すると, この KAM 値の上昇した箇所はマルテンサイト付近に集中していることがわかる。フェライト相の集中した粒 (図 3-10 (b) の部位 X) に比べ, 微細マルテンサイト相が分散したフェライト粒 (同図の部位 Y) が優先的に変形しているということがわかる。

この傾向は, マルテンサイトおよびフェライトの二相で構成される簡易的な RVE に対して行った圧縮 - 引張変形解析上でも明らかになっている (付録 E 参照)。変形しやすい箇所が一貫して変形を担うということを示しており, 応力を反転させたときにはより予ひずみ量の少ない部分が早期降伏する要因になりうる。

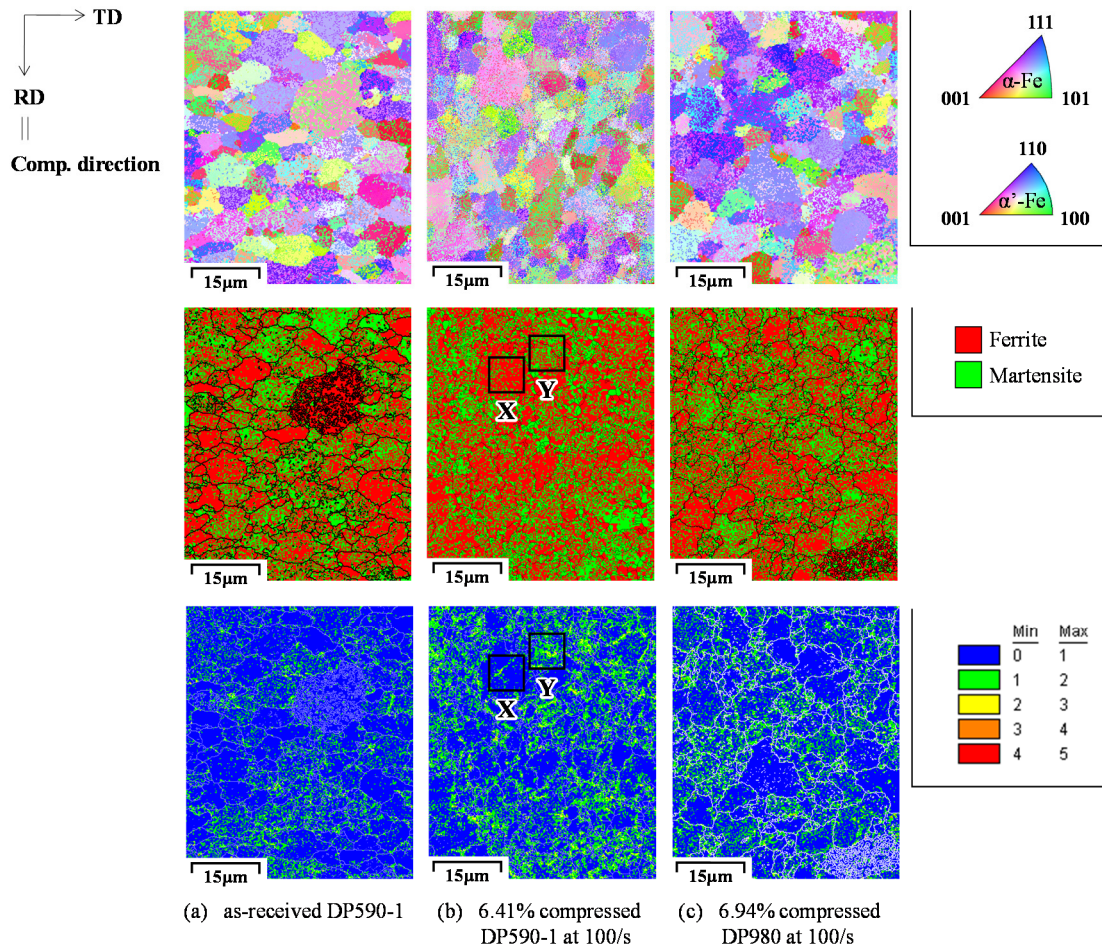


Figure 3-10: Change in kernel average misorientation (bottom), i.e. local strain distribution, accompanied with 9% global comp. strain measured by crystal orientation (top) and phase mapping (middle). Grain boundary is defined as misorientation more than 15 degree.

(2) 材料強度および強度異方性の影響

仮に Bauschinger 効果のひずみ速度依存性が存在せず、応力のひずみ速度依存性のみを含んでいるならば、どのような変形速度であっても無ひずみ材の変形抵抗に対する反転負荷時の変形抵抗は同様の比率を示すはずである。そこで無ひずみ材の変形抵抗で無次元化した指標を用いることで、Bauschinger 効果のひずみ速度依存性の影響のみを抽出する。図 3-11, 図 3-12 に、各種 DP 鋼の圧縮 - 引張試験結果 (図 3-9 (a)-(d)) から算出した Bauschinger 効果による再降伏応力の低下率および背応力を示す。また、これら評価値と予ひずみ量の関係を次式で近似し、図に近似曲線を付記した。

$$B.E.R. = k_{B.E.R.} (\varepsilon_{pre})^{n_{B.E.R.}}, \quad \sigma_b = k_b (\varepsilon_{pre})^{n_b} \quad (\text{Eq. 3-4})$$

図 3-11 より、すべての供試材において B.E.R. は一つの曲線で整理できなかつた。これが Bauschinger 効果のひずみ速度依存性であり、DP 鋼においてもその特徴が存在することが明らかになった。このとき図 3-12 (b) に示した背応力に着目すると、ひずみ速度が 10^4 倍オーダーの変化であっても数 10MPa 程度の減少しかなかった。式 3-4 で導入した係数を材料強度に対して整理した関係を図 3-13 に示す。 $k_{B.E.R.}$ は Bauschinger 効果の発現の大きさ、 $n_{B.E.R.}$ は Bauschinger 効果の予ひずみ量依存性を意味していることから以下のことが言える。

- ① 予ひずみ量が増加するにつれて B.E. の発現が増大する
- ② ひずみ速度が増加するにつれて B.E. の発現が縮小する
- ③ 高強度材料であるほど B.E. の発現は増大し、B.E. のひずみ速度依存性および B.E. の予ひずみ量依存性は減少する
- ④ 強度異方性により TD 方向より強度の高い RD 方向に沿って生じさせた反転負荷に対して、B.E. の発現は小さく、B.E. の予ひずみ量依存性やひずみ速度依存性は高くなる

ここで注意したいのは③と④は同様に引張強さの高低で比較しているが、全く逆の傾向を示している点である。これは、引張強さという一般的な材料試験の指標だけでは変形特性を判断することはできないということ、そして Bauschinger 効果に材料異方性があることを示している。今回用いた供試材は圧延による集合組織を有していながらも、図 3-7 および図 3-10 に見られるように比較的等軸粒を有している。そのため仮に、マトリックス相の変形特性のみが DP 鋼の巨視的な Bauschinger 効果に寄与するならば、負荷方向に依存して強度異方性があったとしても背応力に異方性はないと考えるのが妥当であるが、図 3-12 (a) に示すように数 10MPa の差異があった。さらに B.E.R. は、圧縮予ひずみ ε_{pre} とひずみ速度 $\dot{\varepsilon}$ の関数だと考えられる。式 3-4 の係数 $k_{B.E.R.}$ 、乗数 $n_{B.E.R.}$ はひずみ速度 $\dot{\varepsilon}$ の関数であると考え、Bauschinger 効果のひずみ速度依存性を定式化するため、相関関係を図 3-14 に示した。図より、 $\log_{10} \dot{\varepsilon}$ に対して線形の相関性を示すことがわかった。したがって、Bauschinger 効果のひずみ速度依存性は次式のように表すことができる。

$$\begin{aligned} k_{B.E.R.}(\dot{\varepsilon}) &= a_k \log_{10} \dot{\varepsilon} + b_k \\ n_{B.E.R.}(\dot{\varepsilon}) &= a_n \log_{10} \dot{\varepsilon} + b_n \end{aligned} \quad (\text{Eq. 3-5})$$

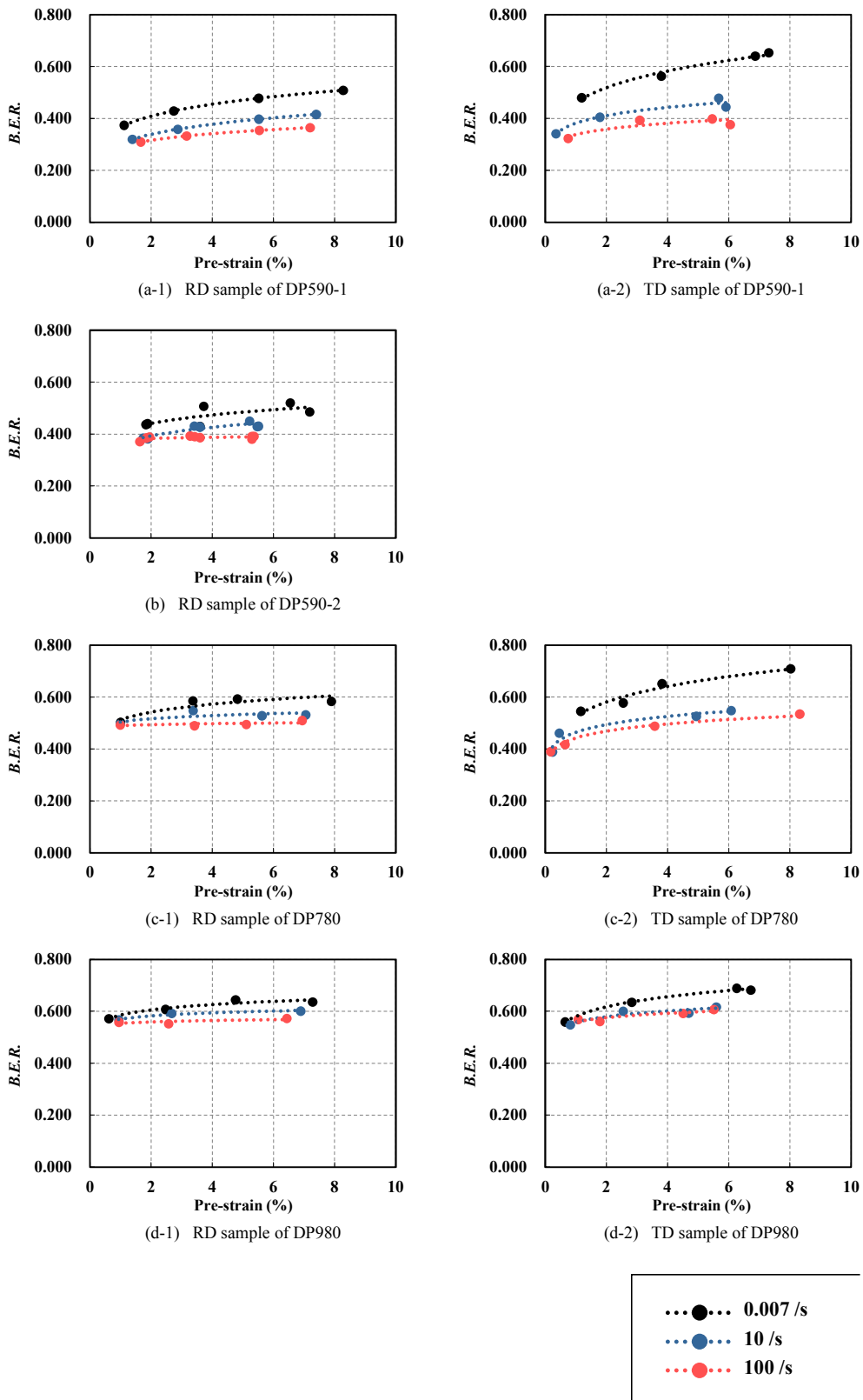
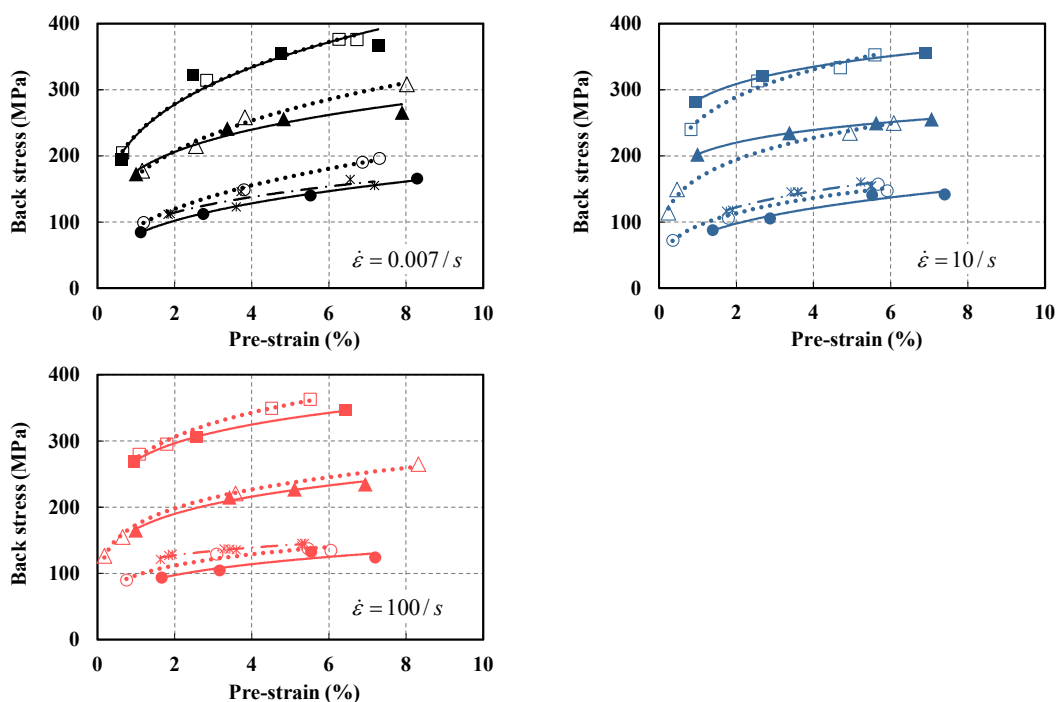
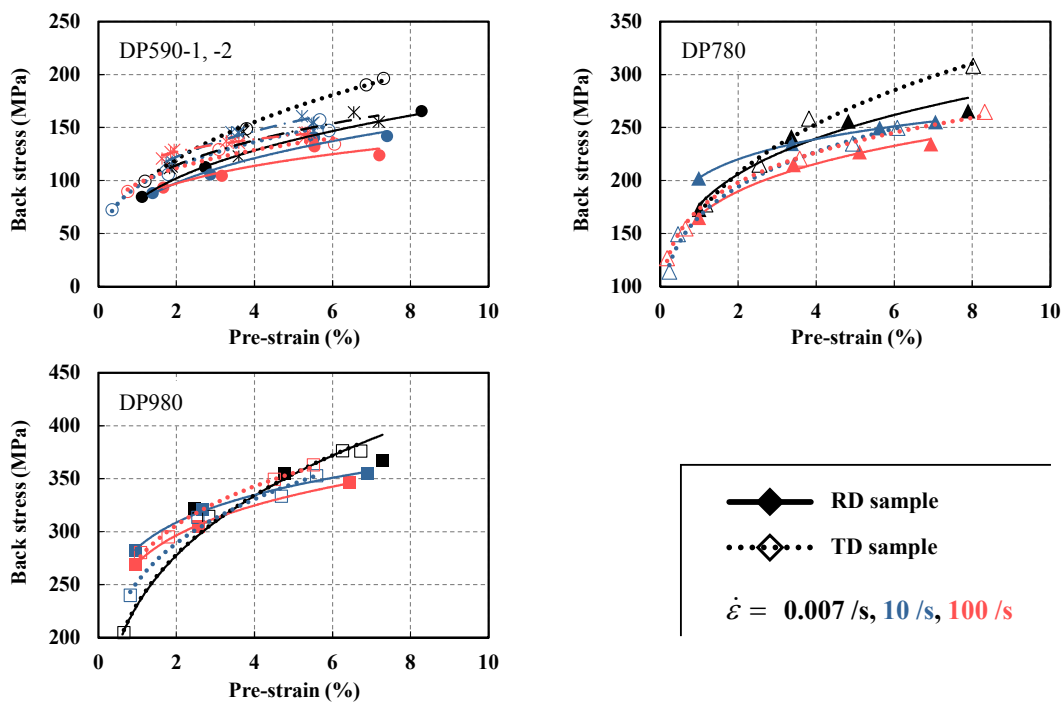


Figure 3-11: Decreasing rate of re-yield stress for Dual Phase steel by Bauschinger effect derived from eq. 3-2.



(a) Influence of strength anisotropy



(b) Influence of strain rate

Figure 3-12: Association between pre-strain and back stress derived by eq. 2-3.

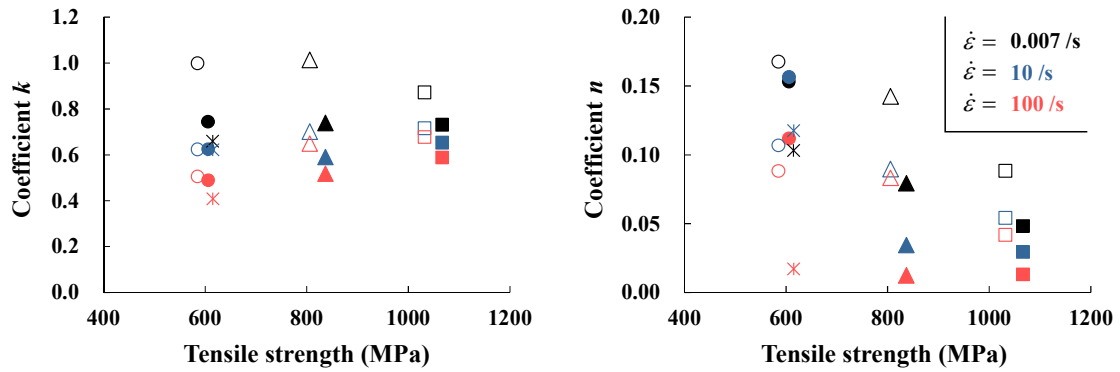


Figure 3-13: Association between Bauschinger effect and tensile strength. Closed and open symbol represent results of RD and TD sample, respectively.

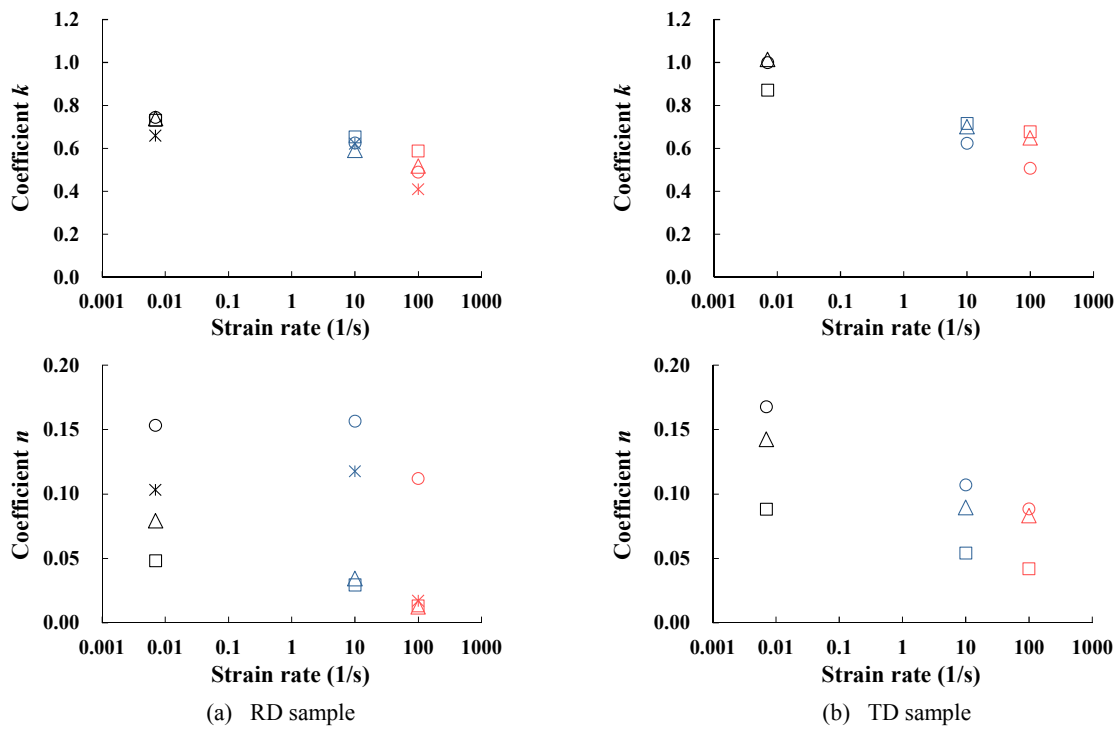


Figure 3-14: Influence of strain rate on coefficient of eq. 3-4 for DP590-1 (O), DP590-2 (*), DP780 (Δ), and DP980 (□) DP590-2.

式 3-5 に用いた係数は材料固有の定数であり，表 3-2 に各供試材の定数を示す．なお，式 3-2 および式 3-4，式 3-5 より，予変形の forward 過程で塑性ひずみ ε^p を与えた方向と 180° 反対に負荷した reverse 過程での 0.2% 降伏応力は，下式のように定式化することができた．

$$|\sigma_{\text{yield}(\Delta\varepsilon=0.002)}| = \left\{ 1 - (a_k \log_{10} \dot{\varepsilon} + b_k) \cdot \varepsilon^p (a_n \log_{10} \dot{\varepsilon} + b_n) \right\} \sigma_{\text{forward}}(\varepsilon^p, \dot{\varepsilon}) \quad (\text{Eq. 3-6})$$

Table 3-2: Material constant for formulation of strain rate dependence of Bauschinger effect, i.e. coefficients of eq. 3-5.

		<i>k</i>		<i>n</i>	
		<i>a</i>	<i>b</i>	<i>a</i>	<i>b</i>
DP590-1	RD	-0.0557	0.6359	-0.0072	0.1427
	TD	-0.1188	0.7438	-0.0191	0.1265
DP590-2	RD	-0.0486	0.5776	-0.0146	0.0835
DP780	RD	-0.0518	0.6305	-0.0157	0.0464
	TD	-0.0905	0.8136	-0.0148	0.1093
DP980	RD	-0.0319	0.6668	-0.0078	0.0326
	TD	-0.0475	0.7688	-0.0111	0.0647
SPCE	RD	-0.4915	0.7941	-0.3529	-0.1347

(3) 製造誤差による影響

図 3-15 に、製造ロットの異なる DP 鋼の変形特性を比較して示す。準静的変形下ではその差はほとんど現れないが、高速変形下では製造誤差が変形抵抗や加工特性に及ぼす影響が高感度に発現していることがわかる。

この傾向は異なる二相構造をもつ RVE モデルに対する圧縮 - 引張変形解析（付録 E 参照）からも、変形速度が大きいほど二相構造のわずかな差が Bauschinger 効果による再降伏応力の低下率に 10%程度の変化をもたらすことは容易であることが確認されている。

3-3-2 DP 鋼における B. E. のひずみ速度依存性の発現メカニズム

(1) マトリックス単相鋼の変形特性との比較

フェライトは DP 鋼の母相を構成する要素だとみなすことができる。図 3-16 に、SPCE 鋼の圧縮 - 引張試験結果（図 3-9 (e)）から算出した Bauschinger 効果の評価値を示す。DP 鋼と同様に、3-3-1 (2) 項で確認された傾向と同様に、②ひずみ速度が増加するにつれ再降伏応力の低下率が減少し、③DP 鋼と比較して低強度であるため、Bauschinger 効果の影響は縮小し Bauschinger 効果のひずみ速度依存性が増加するという点は SPCE 鋼でも矛盾なく見られた。

一方で、10/s 以上の高速変形下では予ひずみ量の増加に伴う Bauschinger 効果の発現の縮小が見られた。この変形時のひずみ速度の違いによる予ひずみ量依存性の傾向の違いが生じた原因は明らかになっていない。長谷部⁷⁾は純鉄、IF 鋼（Interstitial Free：極低炭素）、炭素鋼に対する衝撃変形における Bauschinger 効果の実験より、高ひずみ速度域では軟化ではなく付加的硬化が生じるという特異現象が起こることを見出しており（Bauschinger 効果のアノマリー、図 3-17 参照）、さらに予ひずみ量に対する傾向は高ひずみ速度になるにつれ相関が不明確になり、このアノマリー現象は低炭素であるほど顕著であるという結果を示している。長谷部らによる実験ではひずみ 5%における背応力で評価した結果 10³/s オーダーの変形速度でアノマリー現象を確認しているが、永久ひずみ 0.2%で評価した本実験では遷移的軟化により Bauschinger 効果による軟化を過大

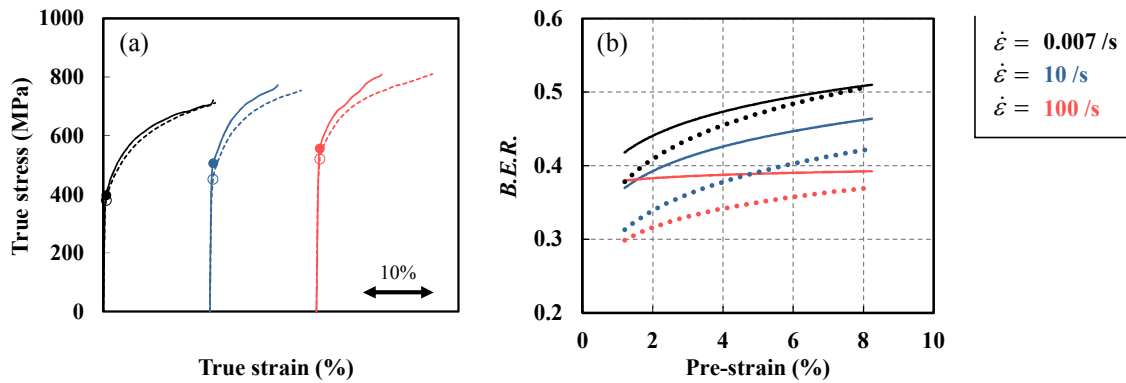


Figure 3-15: Influence of difference in mesostructure configuration on deformation characteristics. (a) shows uniaxial tensile behaviors, and (b) plots evaluation index for Bauschinger effect. - - -○; DP590-1, —●; DP590-2.

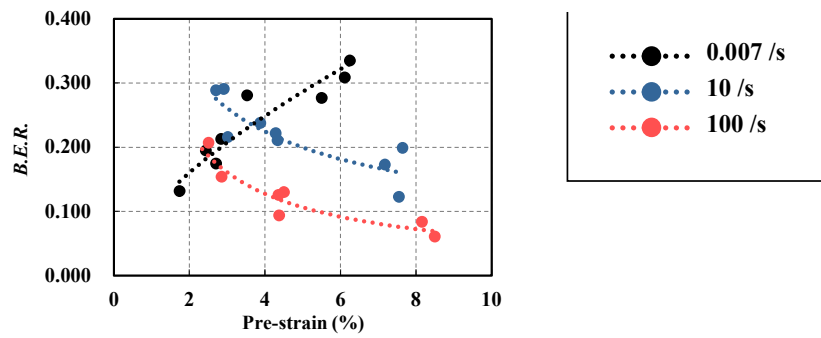


Figure 3-16: Decreasing rate of re-yield stress for SPCE mild steel by Bauschinger effect derived from eq. 3-2.

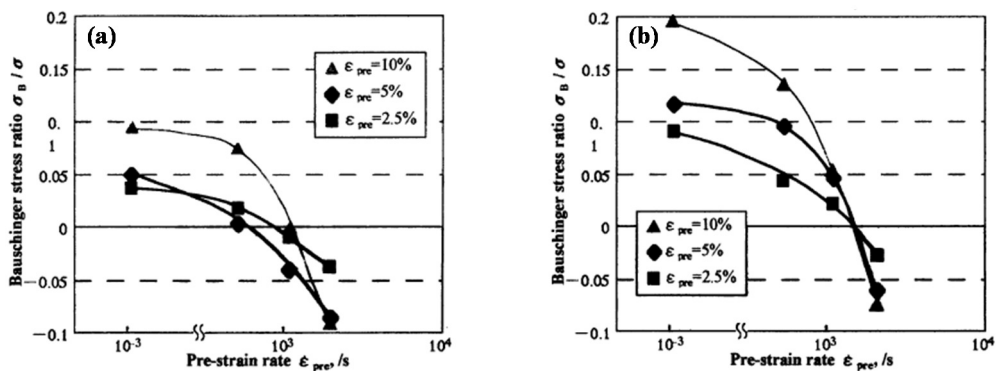


Figure 3-17: Variation of Bauschinger stress ratio with strain rate of $1.6 \times 10^{-3}/s$, 700/s, 1100/s, 1900/s for (a) pure Fe, (b) S45C measured by T. Hasebe⁽⁷⁾. σ_B is defined as back stress at 5% strain. Negative σ_B is anomaly for behavior of Bauschinger effect.

評価しているため、10/s オーダーの変形であっても長谷部らの確認したアノマリー現象と同一のものが起こっていると考えられる。

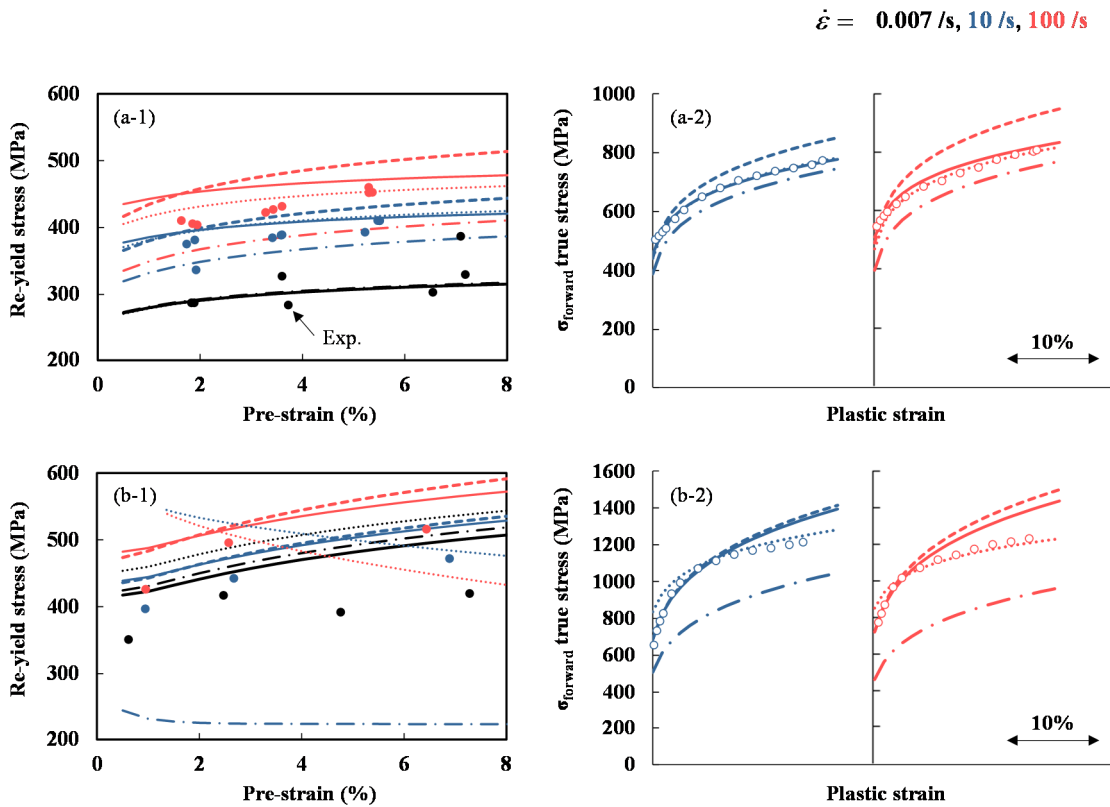
この傾向は通常の Bauschinger 効果の発現メカニズムで考えられる予ひずみ量依存性の傾向とは明らかに相違があり、DP 鋼で観察された結果に整合しない。すなわちこの結果は、二相構造を有する金属の Bauschinger 効果はマトリックス相の特性よりもむしろ複合組織状態であることの効果が支配的に作用している点を示唆している。

(2) マトリックスのモデル化手法の検討

本章までで、forward および reverse の両過程で同一ひずみ速度の変形を行う実験結果により Bauschinger 効果のひずみ速度依存性の発現スケールを明らかにしたが、本研究での実験条件範囲では Bauschinger 効果の予変形ひずみ速度依存性、すなわち Bauschinger 効果のひずみ速度履歴依存性は見られなかった（付録 F 参照）。これはつまり本実験での圧縮実験条件では十分なセル組織が形成されていなかったということが推測できる。この場合、主に結晶粒界や硬質相の存在による内部応力の不均一性が Bauschinger 効果に寄与していると考えられ、結晶粒内にフォーカスした微視的な考察に限界があり、むしろ二相構造に由来する機構による結晶粒集合体レベルでの動きに着目した考察が適切であることを示している。

マルテンサイトおよびフェライトを模擬した二相で構成される簡易的な RVE に対する圧縮 - 引張変形解析より、母相と第二相の強度差が大きいほど早期降伏が顕著になるため、背応力は見かけ上大きく計算されることが確認されている（付録 E 参照）。このようにして、マトリックスの流動応力のひずみ速度依存性だけでも、Bauschinger 効果のひずみ速度依存性の原因となることがわかる。

一方で 3-3-1 (2) 項では背応力のひずみ速度依存性が数 10MPa 程度のオーダーであることを指摘した。そこで、比較的实施が容易な準静的圧縮 - 引張材料試験から得られる背応力および応力のひずみ速度依存性のみを考慮することで、Bauschinger 効果のひずみ速度依存性を予測できないかどうか検討した結果を図 3-18 に示す。4 種類の手法で応力のひずみ速度依存性を考慮したが、いずれも再降伏応力の予測精度は不十分であった。特に図 3-18 (b) に注目すると、流動応力のひずみ速度依存性をよく近似したモデルを採用したとしても、準静的変形に基づく背応力では高速変形下での Bauschinger 効果の予ひずみ量依存性すら予測できないことがわかる。したがって背応力のひずみ速度依存性を考慮することも重要なファクターであることがわかる。



	Radius of yield surface	Center of yield surface
	strain rate dependence of flow stress (right graph)	back stress
-----	$\sigma_d = \sigma_s \left\{ 1 + \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{C} \right)^{1/p} \right\}$: Cowper-Symonds eq. required of 0.2% proof stress $\sigma_s = F(\varepsilon_0 + \varepsilon^p)^n$: Hardening behavior at 0.007/s approximated by Swift's eq.	$\sigma_b = k_b \cdot \varepsilon_{pre}^{n_b}$: required of result of comp.-tensile test at 0.007/s
- . -	$\sigma_d = K_F \dot{\varepsilon}^{m_F} \cdot (\varepsilon_0 + \varepsilon^p)^n$: strain rate sensitivity introduce for coefficient F in Swift's eq.	
.....	$\sigma_d = K_F \dot{\varepsilon}^{m_F} \cdot (\varepsilon_0 + \varepsilon^p)^{(K_n \dot{\varepsilon}^{m_n})}$: strain rate sensitivity introduce for coefficient F and n in Swift's eq.	
_____	$\sigma_d = \sigma_s + K' \dot{\varepsilon}^{m'}$ $\sigma_s = F(\varepsilon_0 + \varepsilon^p)^n$: Hardening behavior at 0.007/s approximated by Swift's eq.	

Figure 3-18: Prediction of strain rate dependence of Bauschinger effect using combined hardening rule under static deformation for (a)DP590-2, (b)DP980, and details of modelling condition.

3-4 結言

Dual Phase 型高張力鋼板の変形特性について、以下のことが明らかになった。

- 変形時のひずみ速度が増すと、Bauschinger 効果の影響は減少する。
- マルテンサイト含有率や炭素含有率によって材料が高強度化すると、Bauschinger 効果の影響は増大し、Bauschinger 効果のひずみ速度依存性および予ひずみ量依存性は減少する。一方で、同一金属組織を有する材料で比較したとき、強度異方性による引張強さの高い方向に沿って現れる Bauschinger 効果の傾向は逆である。そのため一般的な材料試験による評価値では整理できない。
- 高速変形下では、変形特性は製造誤差の影響を受けやすい。
- 下記の実験的および数値解析的な検証結果を根拠に、母相の変形特性が独立的に寄与するのではなく、むしろ複合組織構造が支配的となって Bauschinger 効果が発現すると推測した。
 - マルテンサイト付近のフェライトが優先的に変形するという局所的なひずみ不均一性が生じていること (3-3-1(1)項)
 - B.E.による影響が材料異方性を有すること (3-3-1(2)項)
 - DP 鋼のマトリックスとみなすことのできるフェライトからなる単相鋼の B.E.の予ひずみ量依存性の傾向が、高速変形下でアノマリー現象を示しており、DP 鋼のそれと全く異なっていること (3-3-2(1)項)
 - B.E.のひずみ速度履歴依存性が無視できる程度に小さい一方で、B.E.は発現していること (3-3-2(2)項)
- 母相と硬質第二相の初期降伏点の差が大きいほど、局所的な応力分布は顕著に表れるために背応力が大きくなる。これが Bauschinger 効果のひずみ速度依存性を発現する一因になる。

参考文献

- [1] 広瀬智史, 樋渡俊二, 上西朗弘, 吉田博司 (2008): “弾性棒式高速引張試験での試験片形状最適化 (第一報)”, 2008 年度 塑性加工春季講演会講演論文集, pp. 141-142.
- [2] 広瀬智史, 樋渡俊二, 上西朗弘, 吉田博司 (2008): “弾性棒式高速引張試験での試験片形状最適化 (第二報) —材料特性への依存—”, 第 59 回 塑性加工連合講演会講演論文集, pp. 413-414.
- [3] 向井陽一, 渡辺憲一 (2002): “高強度鋼板の衝突特性と評価方法”, 神戸製鋼技報, 52 巻, 3 号, pp. 32-34.
- [4] 滝井忠興 (2003): “検査機器 高速引張試験機”, 検査技術, 8 巻, 11 号, pp. 51-56.
- [5] Han K., Van Tyne C. J., Levy B. S. (2005): “Effect of Strain and Strain Rate on the Bauschinger Effect Response of Three Different Steels”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 36, pp. 2379-2384.
- [6] 仲町英治, 横山直史, 藤田宏平, 陳貽平, 森田王憲, 森本秀夫 (2003): “高成形能を有する 2 相高張力鋼板集合組織設計のための結晶塑性有限要素解析手法の開発”, 日本機械学会論文集 A 編, 69 巻, 687 号, pp. 1595-1600.
- [7] 長谷部忠司 (2003): “BCC 金属におけるバウシンガー効果のアノマリーについて”, 日本機械学会 第 16 回 計算力学講演会講演論文集, pp. 415-416.

第4章 ハット曲げ加工性に及ぼす 加工前組織形態の影響

4-1 はじめに

第3章にて、Dual Phase 型高張力鋼板に対する Bauschinger 効果の発現の程度は、変形時のひずみ速度が関連していることが明らかになった。

本章では、ひずみ速度の影響がスプリングバック量解析の予測精度に与える影響を見積もることを目的とする。Bauschinger 効果のひずみ速度依存性を考慮する場合と考慮しない場合を比較することで、圧縮 - 引張実験で確認された 590MPa 級 AHSS に対する、ひずみ速度 0.007/s から 100/s の Bauschinger 効果による流動応力の低下率 (B.E.R.) の差異は、スプリングバック現象として発生する場合に容認できる誤差であるかどうかを数値解析上で検討した。

4-2 数値解析手法

4-2-1 モデル化の狙い

Dual Phase 鋼板の圧縮 - 引張試験結果の実験データを用いて薄板のハット曲げ成形解析を行い、予測スプリングバック量を測定した。このとき次の2点を検討した。

- ① この研究は、従来 FEM 薄板成形解析において考慮されてきた応力のひずみ速度依存性、流動応力の加工履歴依存性 (Bauschinger 効果の予ひずみ依存性) の他に、Bauschinger 効果のひずみ速度依存性の考慮の必要性を検討するものである。そこで成形解析の材料モデルとして用いる複合硬化則に対して、Bauschinger 効果のひずみ速度依存性を考慮したものとそうでないものを比較することで (表 4-1)、スプリングバック角度の予測に及ぼす影響を見積もる。Pattern A は通常の静的解析を表し、Pattern C は動的解析における期待された FEM 解が導出されるよう、高速圧縮 - 引張実験の結果を用いて複合硬化則のパラメータを決めた。一方で Pattern B は高速のパンチスピードに対して準静的な材料特性データを用いる、いわゆる従来の Bauschinger 効果のひずみ速度依存性を考慮しないモデルである。
- ② 一般的な材料試験である単軸引張特性は同一でありながらも、金属組織形態の異なる場合、スプリングバック量にどの程度影響するのかを計算する。そこで DP590-1 と DP590-2 の実験データを用いて比較する。

4-2-2 スプリングバック解析条件

解析モデルの概要と境界条件を図 4-1 に示す。

非線形構造解析ソフトウェア LS-DYNA (Livermore Software Technology Corp. 開発) を用いて陽解法でハット曲げ成形解析を行い、その後、陰解法でスプリングバック解析を行った。材料特性は、第3章で報告した圧縮 - 引張試験によって得られた Bauschinger 効果の実験データを二直線硬化の複合硬化則として近似・導入し、表 4-2 に示すインプットデータを用いた。このときパンチスピードと、複合硬化則の材料パラメータを決めるために使用する実験データの測定時のひ

Table 4-1: Modelling target to estimate the influence of considering strain rate dependence of Bauschinger effect on springback prediction.

	Pattern		
	A	B	C
Analytical punch speed	10mm/s	1000mm/s	1000mm/s
Base experimental data for input material properties of combined hardening rule	0.007/s	0.007/s	10/s

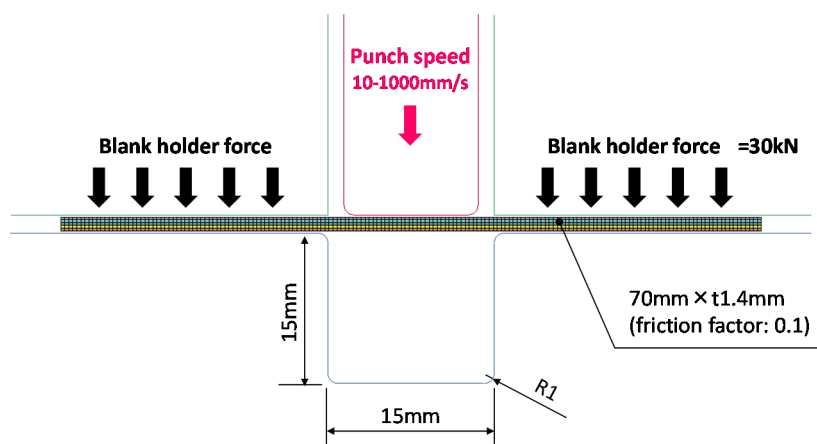


Figure 4-1: Analytical model and boundary condition for hat-bending forming simulation.

ずみ速度の組み合わせを変えて3パターン(表 4-1 参照)を計算した. またダイとパンチは剛体, 被加工板金は板厚方向に5層に分け, 節点数 1056, 要素数 875 の完全積分の2次元平面ひずみ要素を用いた.

Table 4-2: Material properties of linear combined hardening rule for hat-bending forming simulation.

	DP590-1			DP590-2		
	Pattern A	Pattern B	Pattern C	Pattern A	Pattern B	Pattern C
Linear isotropic hardening	Base static property at $10^{-5}/s$ is determined based on strain rate sensitivity calculated from experimental result of 0.2% proof stress at 0.007, 10, 100/s. Hardening gradient is approximated linearly between 0.4-9% total strain. Strain rate dependence of flow stress is considered as scaling factor calculated from Cowper-Symonds eq. : $\sigma_d/\sigma_s = 1 + (\dot{\epsilon}/C)^{1/P}$					
Young's modulus E (GPa)	193			193		
Poisson's ratio ν	0.3			0.3		
Yield stress YS (MPa)	307.7			314.6		
Hardening gradient H' (GPa)	2.9800			2.9113		
Cowper-Symonds parameters	C=4798.1, P=9.191			C=920.7, P=8.757		
Kinematic hardening	Hardening parameter θ is determined based on pre-strain of each layers calculated from exploratory analysis and experimental result of B.E.R. at 0.007/s (Pattern A, B) and 10/s (Pattern C): $\beta = 1 - B.E.R. / \left[2 \left(1 - YS / (YS + H' \epsilon_{pre}) \right) \right]$					
θ for layer 1 (punch side) $\epsilon_{pre}=0.321$	0.586		0.654	0.608		0.636
θ for layer 2 $\epsilon_{pre}=0.264$	0.577		0.647	0.595		0.625
θ for layer 3 $\epsilon_{pre}=0.196$	0.557		0.630	0.567		0.601
θ for layer 4 $\epsilon_{pre}=0.089$	0.444		0.537	0.431		0.482
θ for layer 5 (die side) $\epsilon_{pre}=0.193$	0.555		0.629	0.566		0.600

4-3 結果および考察

ハット曲げ解析によるスプリングバック予測結果を図4-2に示す。

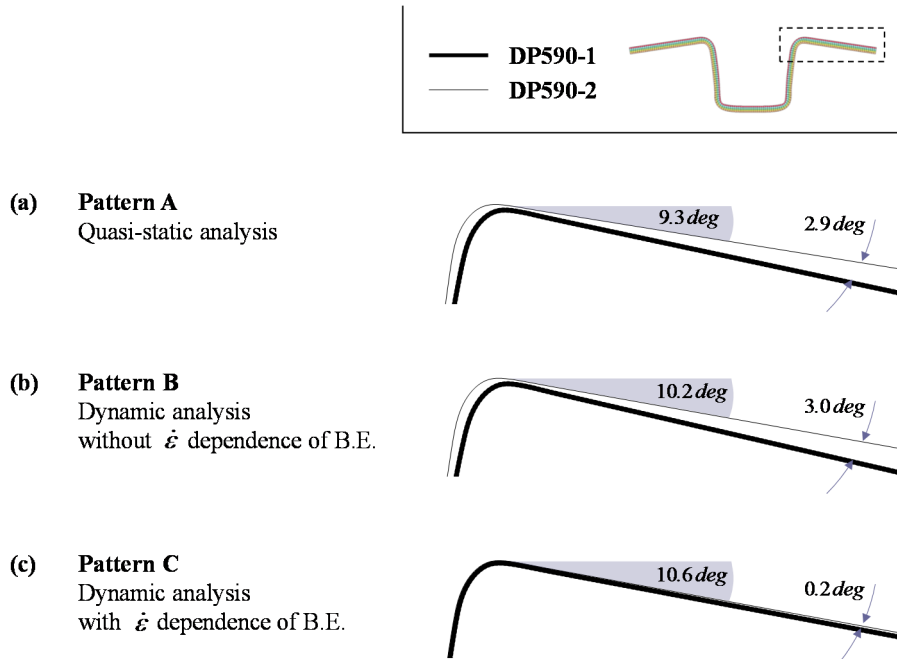


Figure 4-2: Springback prediction results for hat-bending forming focused on flange part.

4-3-1 B. E. のひずみ速度依存性がスプリングバック予測に及ぼす影響

反転負荷における変形抵抗の低下現象である Bauschinger 効果が直接的に影響するのは弾性回復直前の応力分布と曲げモーメントの大きさのみであるため、その差し引きによって決まるスプリングバック量に及ぼす作用は単純に推測することができない。

Pattern A との比較により、Pattern B のように動的変形によって変形抵抗のみが上昇するとスプリングバック量が+1°程度増加したが、Pattern C のように移動硬化パラメータを変形速度に応じて変更すると DP590-1、DP590-2 の鋼板でそれぞれ+1.3°、-1.4°の増加となり、その効果は鋼板によって異なるものとなった。つまり 10/s オーダーの変形において、Bauschinger 効果のひずみ速度依存性を考慮しない場合、それぞれ 0.4°、-2.4°の誤差が生じてしまうと予測した。

4-3-2 同一グレード鋼板に起こりうるスプリングバック量のばらつき

Dual Phase 構造の創生の際の温度制御は非常にシビアなものである。3-3-1(3)項にて、偶発的に生じた金属組織のわずかな違いが Bauschinger 効果の発現の程度に3%(0.007/s)から8%(10/s)程度の誤差を生むことがわかった(図3-15参照)。

今回使用した供試材と解析条件では、Pattern Aの結果より準静的変形下で2.9°の誤差が生じ、また Pattern Cの結果より高速変形下ではスプリングバック量の製造ロット差が少なくなることが予想された。しかし Bauschinger 効果のひずみ速度依存性を考慮しないと、Pattern Bのようにその予測精度は低下すると言える。

板材成形シミュレーションにおいて、車体部品メーカーの多くが利用している Yoshida-Uemori モデルを使用すれば、1m程度のサイズの UHSS 製品に対する製品寸法の予測誤差は全域±1mm以内に収めることが十分可能になっている⁽¹⁾。したがって FEMによるスプリングバック予測精度の向上を目指して現在取り組むべき課題は0.1°オーダーの予測誤差をなくす試みであり、今回数値解析上で見られた変形のひずみ速度の違いや鋼板の製造ロットの違いによる誤差は許容できないものである。今後、材料モデルに本研究成果を導入することで、より精度の高い解析結果を得ることが可能となり、難加工材に対して塑性加工を施す上で非常に有用であると考えられる。

4-4 結言

Dual Phase 型高張力鋼板の塑性加工性について、以下のことが明らかになった。

- 鋼板の生産時に生じる金属組織のばらつきや、変形のひずみ速度の違いが Bauschinger 効果の発現スケールに及ぼす影響は、ハット曲げ成形によって引き起こされるスプリングバック量に影響するものであると予測できた。590MPa級 Dual Phase 鋼の場合、10/s オーダーの変形のスプリングバック予測誤差は、同一グレード鋼板の範囲内であっても異なるものであったが、今回数値解析上で確認できたのは2.4°以下の誤差であった。

参考文献

- [1] 吉田総仁(2013):“高精度材料モデルを利用したスプリングバックシミュレーション”, 素形材, 54巻, 4号, pp.16-19.

第 5 章 非鉄系複合組織金属に関する 現状と課題

5-1 諸言

5-1-1 背景

(1) 対象とする材料

● 半凝固鑄造による凝固組織の展望

金属の被加工材を固相線温度以上の高温にして行う加工の変遷を図 5-1 に示す。図中にはそれぞれの加工法の開発動機を記したが、生産効率・設備コスト・鑄物品質のバランスから加工法が選択される。この中でも、溶湯を液相線と固相線の間の温度に制御し、何らかの操作により微細核を有する固液共存状態（セミソリッドスラリー）にして行う加工（図 5-2）は、図 5-3 に示すような特徴を持っており、結果として鑄物としての巨視的な品質に優れている（例えば、1）。

この加工法には半凝固加工と半熔融加工があり、前者は作製したセミソリッドスラリーを直接移送して行う方法（図 5-2(a)）、後者はセミソリッドスラリーを連続鑄造法により一度固化させてからピレットに加工して再加熱して利用する方法（図 5-2(b)）で、それぞれダイカスト・射出成形・押出・圧延等に適用することができる。

この加工法が発展した背景には鑄造加工と塑性加工の各分野のニーズが関係している。鑄造加工分野においては、初晶を微細化させることにより鑄造時に発生する熱間割れが低減できるという研究から、激しく攪拌してデンドライトを破壊した凝固中の合金はチクソトロピー性を発現するということが見出され、1972 年に MIT の M. C. Flemings らのグループでこの特性を活用する研究開発が始まった⁽²⁾。一方、塑性加工分野においては、加工力を低減させるという目的で、熱

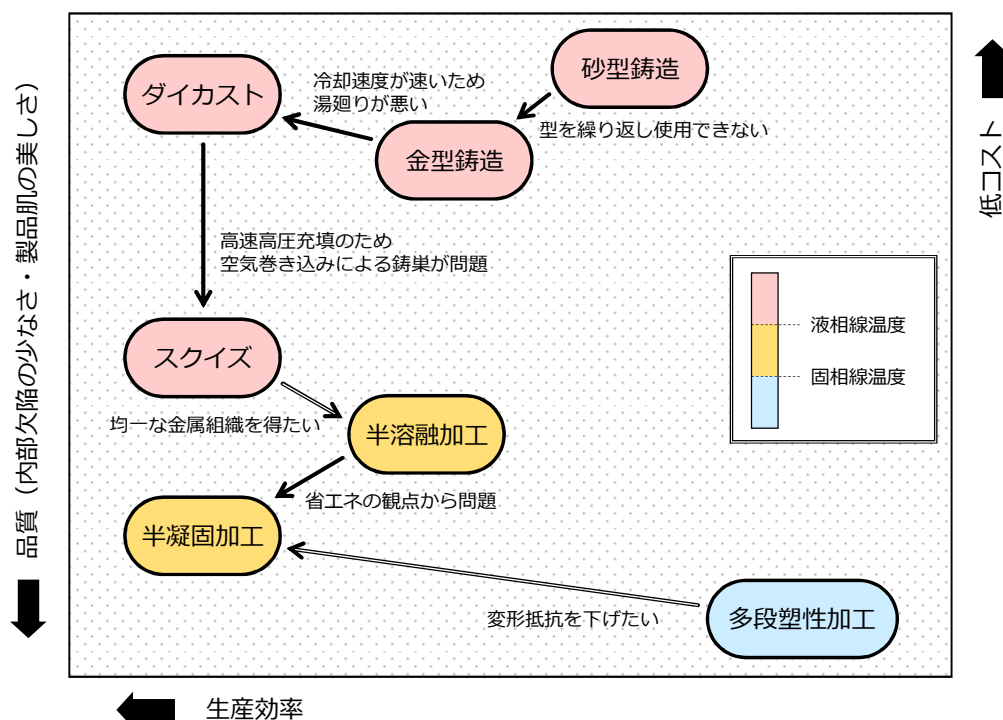


Figure 5-1: History of high heat process.

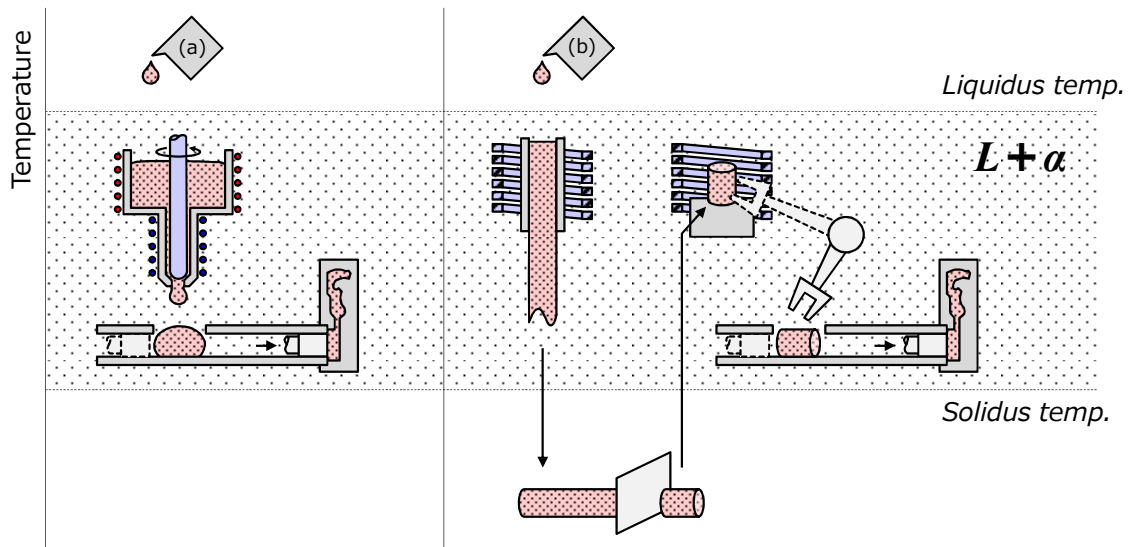


Figure 5-2: Processing temperature history for (a) rheo- / (b) thixo-die casting. Illustrations show mechanical and electromagnetic stirring as method of preparing semi-solid slurry, respectively.

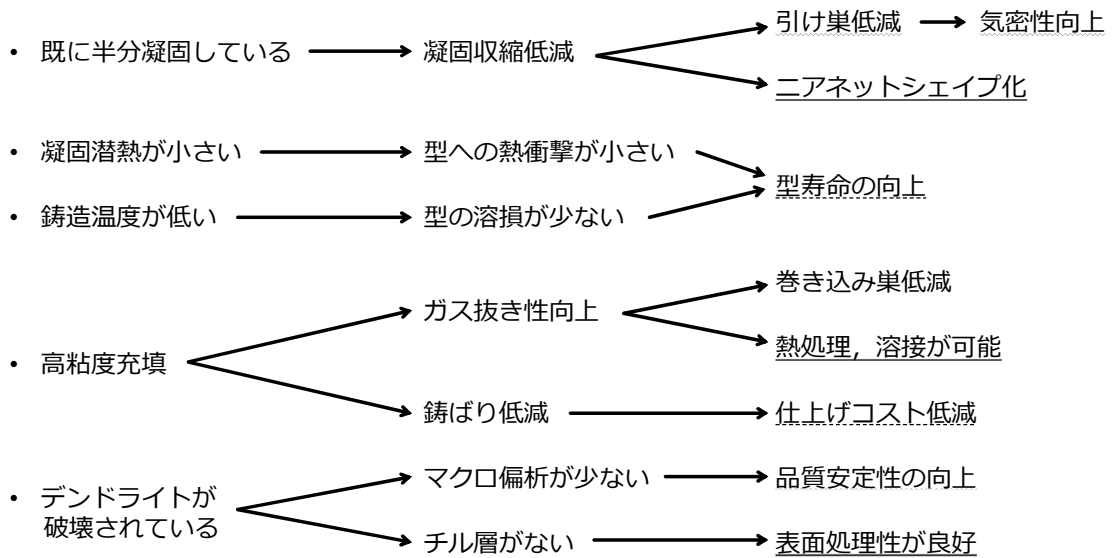


Figure 5-3: Features and advantages of rheo- / thixo-casting. Words with broken, wavy, and double underline indicate the improvement of processing method, the reduction of quality defect, and the addition of extra value, respectively.

間加工時の温度を上げて一部分が液化した状態で変形を行う研究が1975年に東京大学生産技術研究所の木内らのグループで始まった⁽³⁾。この加工法は両分野を補間する技術でありながら、高コストであることや、良質なセミソリッドスラリー作製の安定性に欠いていることがネックとなり、段階的な実用化に至っている。

セミソリッドスラリーに求められるのは短時間に、微細結晶を、均一に生成させることである。固液共存状態を作る手法にはいくつかあり、機械的攪拌（Semi-solid Rheo-casting 法⁽⁴⁾、Advanced Semi-solid Casting Technology 法⁽⁵⁾）、電磁攪拌（電磁攪拌法⁽⁶⁾、ナノキャスト法⁽⁷⁾）、機械的振動や超音波振動（Swirled Enthalpy Equilibration Device 法⁽⁸⁾）、機械的せん断（Shear Cooling Roll 法⁽⁹⁾、Melt Drag Twin Roll Caster を用いた方法⁽¹⁰⁾）、誘導乱流攪拌（傾斜冷却板法⁽¹¹⁾、Sub-liquidus Casting 法、カップ法⁽¹²⁾）、冷却・加熱の制御（Ube's New Rheo-casting 法⁽¹³⁾、Direct Thermal Method⁽¹⁴⁾）、異質物の添加（溶湯に同種金属粉末を混入する方法、融点の異なる金属溶湯を混ぜて同時に合金化させる方法、結晶発生核となる種付け成分を混入し固相粒の発生を誘導する方法）、予びずみ導入（Strain Induced Melt Activated 法）などを組み合わせたバッチ式もしくは連続式の様々なプロセスが開発されており、括弧内にはその動作を主要な技術とするセミソリッドスラリー製法の例を記した。

量産用機械の開発としては、1981年には THIXOMAT Inc. が Mg のチクソモルディング法を開発し量産化に成功している。また田中ら^(15, 16)はレオモルディング法による射出成形機の試作を行った（図 5-4(a)）。近年では2003年に韓国・延世大学の C. P. Hong らが開発し、株式会社ナノキャストを技術移転機関とする半凝固ダイカストのナノキャスト法（図 5-4(b)）や、半溶融加工用ビレットを連続鋳造する電磁攪拌法が展開されつつあり、低コスト・高稼働・小スペースであることが決め手となっている。

このように、マクロな鋳造欠陥を低減させるという加工プロセスの改善のために発展した半凝固・半溶融加工であるが、同時に合金の凝固組織形態が均質に改善される点も興味深い（図 5-5 参照）。特にアルミニウム鋳造材の半凝固鋳造性は安定しており、デンドライトを破壊し初晶が球状化されることで、伸びや疲労強度等の機械的特性が向上するという報告^(例えば、18)もあり、展伸材並みの品質に近づける試みがなされている。

(2) 対象とする塑性加工

● 車載用蓄電池の軽量化への期待

携帯電話、ノートパソコンの発展やモバイル化により、二次電池の発展が製品自体の軽量化および小型化に貢献してきたという歴史がある。ニッケル水素電池やリチウムイオン電池等の車載用蓄電池（図 5-6）についても同じことが言え、大きな需要が見込まれるハイブリッド自動車・電気自動車・燃料電池自動車の関連部品の中核となるバッテリー構成部品には、大幅なコスト低減、軽量化に加え環境配慮が要求されている。

図 5-7⁽¹⁹⁾に示したのはトヨタ自動車株式会社のハイブリッドカー・PRIUS（初代、二代目）のニッケル水素電池セル数と電池重量を示したデータである。2000年の初代PRIUSのマイナーチェンジ以降は、電池セル形状を角型に、電池モジュールのボックスを樹脂製に変更した背

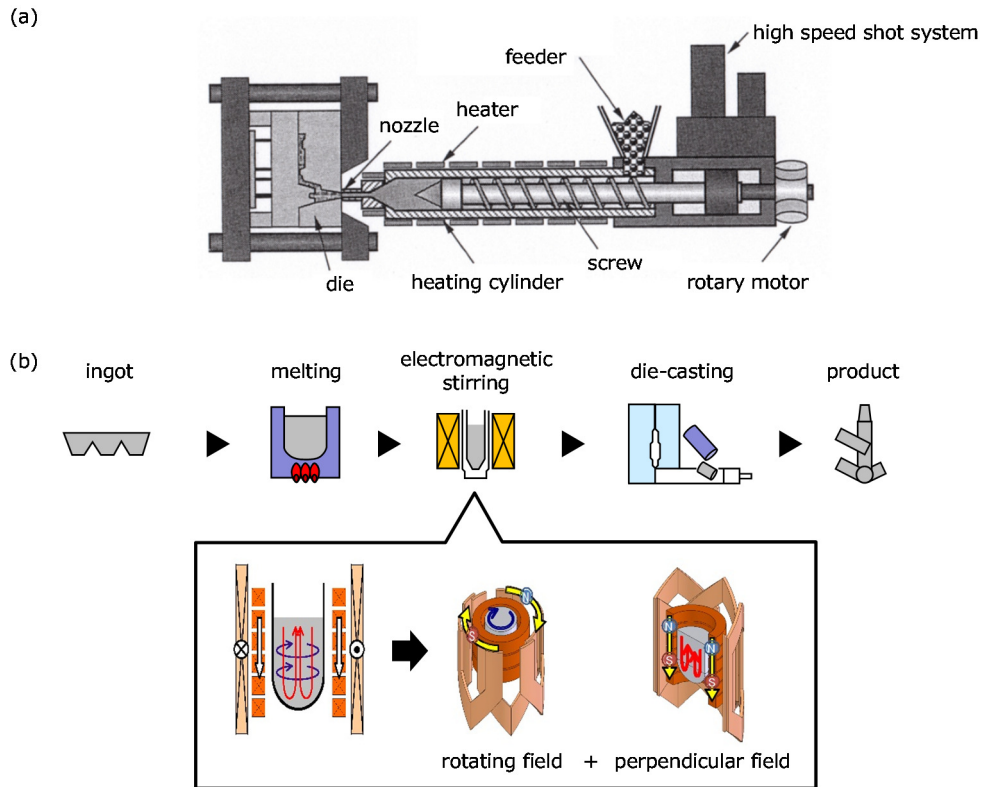


Figure 5-4: (a) Thixo-molding machine. (b) Procedure of rheo die-casting using nano-cast method⁽⁷⁾. Metallic melt poured into a cup is agitated along circumferential and vertical direction by electromagnetic stirrer machine with temperature control, and then semi-solid slurry is quenched rapidly after processing.

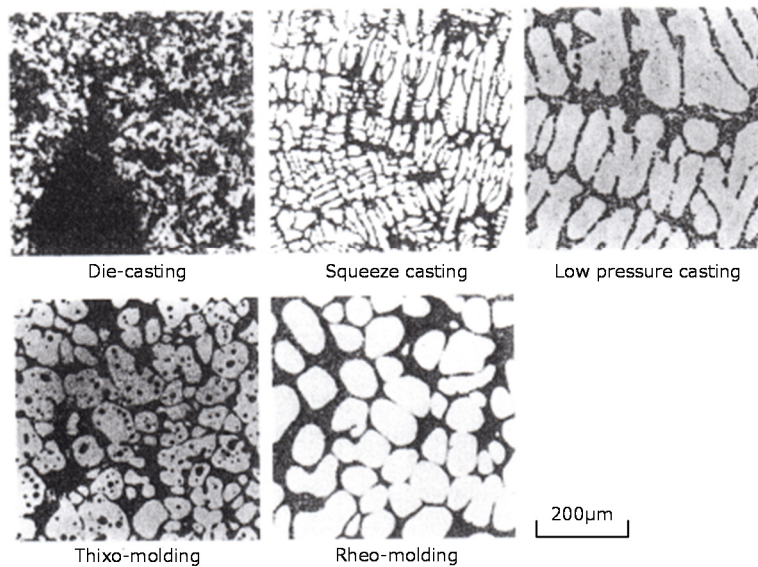


Figure 5-5: Metallographic of products produced by various die-casting method⁽¹⁷⁾.

景があるが、その効果以上に 2003 年のフルモデルチェンジの際の車載電池セル数の変化が電池全体の重量に大きく影響していることがわかる。というのも電池性能の向上に伴い車載電池セル数や占有体積は仕様変更の度に低減しているものの、現在の市販車でも小型車で 50 個、大型車で 200 個あまりの電池セルが搭載されているために、電池セル筐体一個あたりのコスト低減および軽量化が大きな効果をもたらすことは明らかである。

電池セル筐体の製造における改善アプローチとしては、(a) 深絞りプレス技術の向上・高精密化、(b) 筐体素材の材料置換の検討・最適な材料開発、(c) 新しい成形法の開発が考えられている。電池セル構造には円筒型、角型、ラミネート型が採用されており、それらの特徴は表 5-1 に示す通りである。一般的に、薄肉筐体の成形には深絞りが行われているが、より高効率で低コストな衝撃後方押し出し成形（インパクト成形）の適用も検討されている。また材料面では、アルミニウム、ステンレス、樹脂等が用いられ、筐体としての強度や耐熱性が要求されており、同時に成形性の良さや薄肉化が求められる。

本研究では (b), (c) の観点から、薄肉筐体成形について検討した。

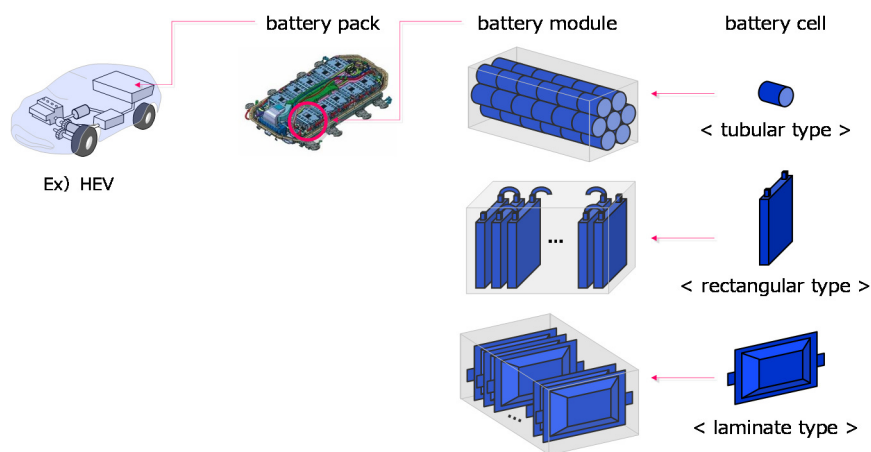


Figure 5-6: Composition of battery for automotive application. Battery vehicle has a battery pack containing protective cover and some modules connected to each other. Battery cells are connected in series or parallel and packed in a battery module.

Table 5-1: Advantages of each battery cell structure.

セル構造	メリット	デメリット
円筒型	<ul style="list-style-type: none"> 一般的な形状と構造 内圧に強い かしめ封止構造が可能 	<ul style="list-style-type: none"> スペース効率が低い 冷却効率が低い ラミネートセルより重い ガス排出弁が必要
角型	<ul style="list-style-type: none"> スペース効率高い 冷却効率高い 封止構造の長期信頼性が高い 	<ul style="list-style-type: none"> ラミネートセルより重い ガス排出弁が必要
ラミネート式	<ul style="list-style-type: none"> 部品点数が少ない セルが組み立て易い 軽量 	<ul style="list-style-type: none"> 封止構造の長期信頼性に懸念 膨張や破裂が生じやすい セル支持構造が必要

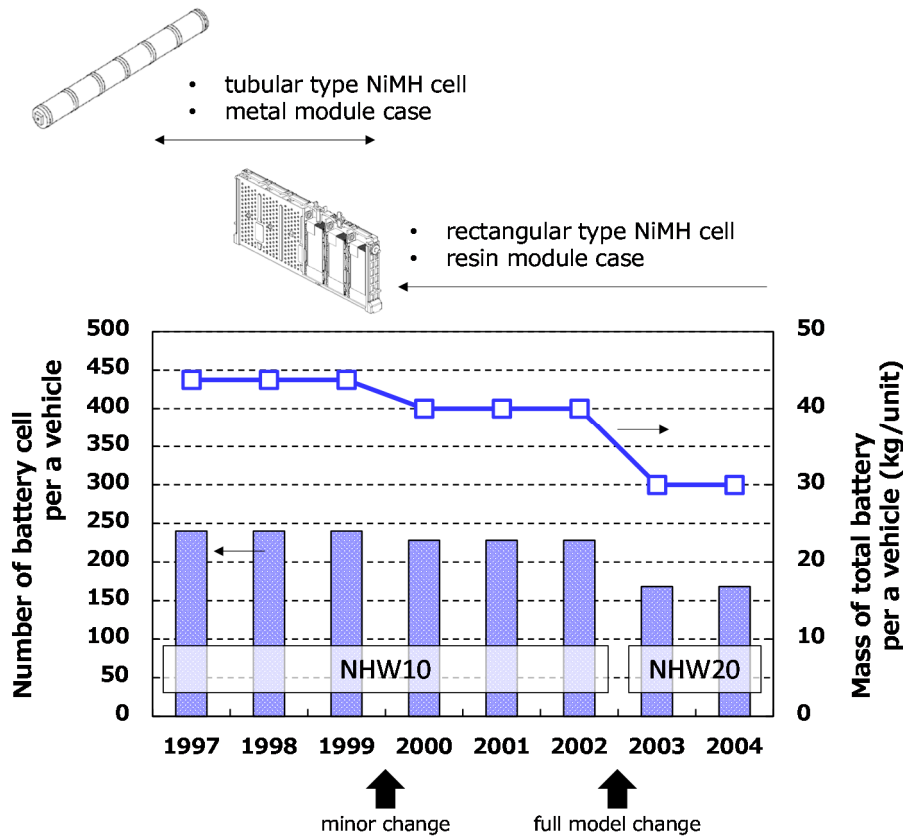


Figure 5-7: Transition of battery for hybrid vehicle (PRIUS, Toyota Motor Corp.)
(19)

● 薄肉筐体成形に関する試み

本研究ではシームレスに薄肉筐体を成形する手法として、衝撃後方押し成形に注目した。インパクト押し成形法とは、押し時間が約 1/100~1/10 秒と極めて短い押し加工のことで、図 5-8 に示すようにダイとパンチのすきまを肉厚とするような筐体を、一工程で最終形状まで加工するネットシェイプ成形である⁽²⁰⁾。そのため被加工材に対する鍛造効果も同時に得ることができる。従来行われている十数工程もの多段加工が必要な深絞り加工とのプロセスの比較を表 5-2 に示す。この加工技術が完成すれば、圧倒的なコスト低減が見込めることは明らかである。

衝撃後方押し成形を適用する上で最も深刻な問題は、被加工材に制限があることである。現在、比較的強度の高いアルミニウム合金はその低延性のために成形が困難であり、焼き鈍し処理を施した A1000 系純アルミ材を用いた場合でしか安定生産が実現していない。しかし、筐体には軽量化を目的とした薄肉化が求められており、工業的な適用拡大のためには、さらなる高強度な被加工材での筐体作製が必要とされている。少なくとも筐体には、深絞り成形でよく用いられる A3000 系材料程度の強度をもつことが必要条件となる。

本研究ではこの問題に対し、薄肉の衝撃後方押し成形性向上のための適切な適用材料の在り方の検討という面からアプローチを行った。この加工法はバルクから薄肉に変形させることから表面拡大率が非常に大きく、広義の強ひずみ加工にあたる。このため、強ひずみを与えることに

よる効果を知ることは、最適な材料設計に役立つ。

さらに、先に述べた鋳造プロセスの違いによる凝固組織の変化は、同一化学組成を保ちながら材料の機械的性質ならびに成形性を制御できる。これに加え、1-1-1項で挙げたリサイクル設計に基づく材質制御法の一つである強ひずみ加工の技術を利用し、種々の複合組織形態をもつアルミニウム合金を作製することで、複合組織金属材料設計と成形性制御の可能性を考えた。

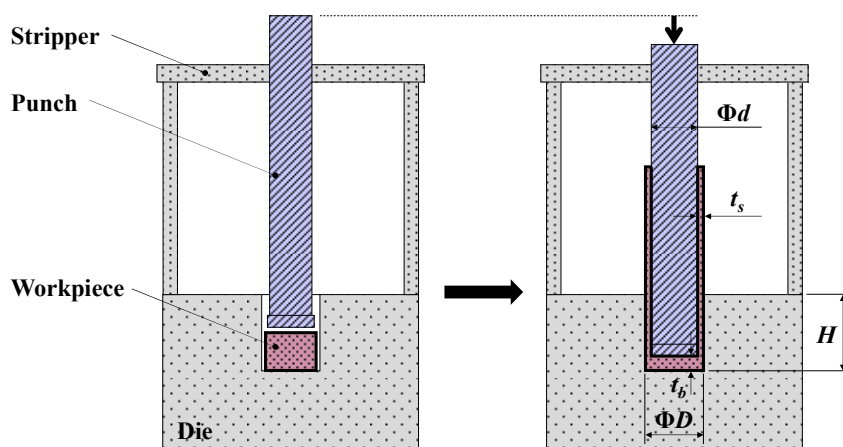


Figure 5-8: Schematic of impact backward extrusion press for cylindrical housing. Workpiece flow through the clearance between punch and die which sidewall thickness of product correspond to, i.e. $t_s=(D-d)/2$.

Table 5-2: Comparing impact backward extrusion press with deep-drawing.

		薄肉筐体成形法	
		深絞り加工	衝撃後方押し出し加工
被加工材	初期形状	板材	バルク材
	適用可能な材質	工程数を増やすことにより高強度でも成形可	高強度合金は成形困難
生産過程	必要な工程数（金型数）	10数工程	1工程
	材料歩留り（追加工の要否）	×	○
成形品	肉厚寸法精度	○	△
	形状の複雑さへの対応	○	×
総合	初期コスト	高コスト	低コスト
	効率	×	○
	応用性	○	×
	付加価値	—	鍛造効果

5-1-2 先行研究

(1) 強ひずみ加工による結晶粒微細化メカニズム

結晶粒の微細化技術は、靱性を損なわずに強度や延性を向上させる手法として広く知られている。近年、強ひずみ加工（Severe Plastic Deformation：SPD）を加えることでこれを達成しようとする方法が注目されている。この方法は、急速な凝固や熱処理等の精密な温度制御を必要とする手法よりもエネルギー効率良く組織改善ができる。SPD法には図5-9に示すような方法が開発されている。

強ひずみを付与することによって結晶粒の微細化が起こるメカニズムは、強加工に付随して動的再結晶が起こることによって結晶粒が微細化すると言われており⁽²⁴⁾、加工硬化せずに微細化しているという報告がある⁽²⁵⁾。この原理は以下のように考察されている。加工によって金属組織に生じる現象は4つのプロセスを経る。

- I. 変形により結晶粒内の転位密度が増し、転位が絡み合っている状態になる
- II. 結晶粒内および粒界に蓄積した転位が拡散することでシャープなサブバウンダリに変化する回復現象や、粒成長を伴う連続動的再結晶・不連続動的再結晶・連続静的再結晶・不連続静的再結晶（表5-3参照）が複合的に進行する
- III. 何らかのメカニズムで高角粒界を有する微細結晶粒が生成される
- IV. 加工度を増すと、材料特性の向上効果が定常状態になる（図5-10⁽²⁶⁾参照）

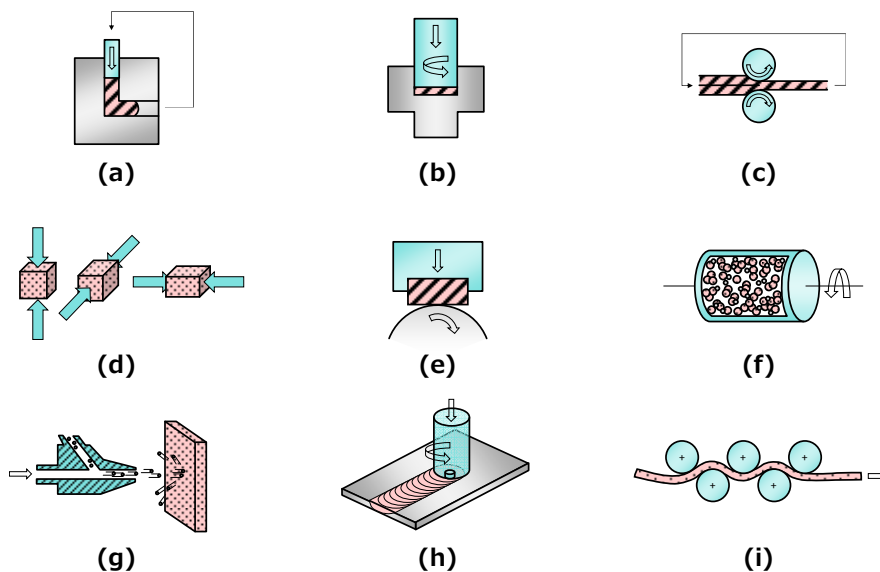


Figure 5-9: Various method of Severe Plastic Deformation.
 (a) Equal-Channel Angular Pressing, ECAP, developed by V. M. Segal⁽²¹⁾ in 1981; (b) High Pressure Torsion, HPT, first come into use by V. A. Zhorin and R. I. Kuznetsov⁽²²⁾ in 1984; (c) Accumulative Roll Bonding, ARB, developed by Y. Saito and N. Tsuji⁽²³⁾ in 1998; (d) Multi-Directional Forging, MDF; (e) Sliding wear; (f) Ball mill; (g) Shot peening; (h) Friction Stir Welding, FSW; (i) Repeated flexing.

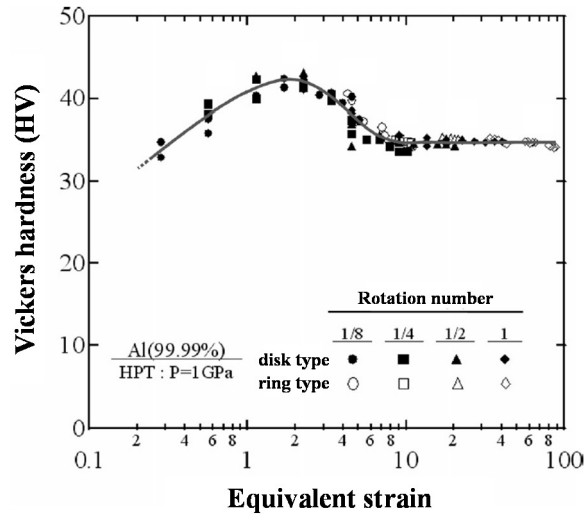


Figure 5-10: Relations between amount of SPD strain and material property improvement by HPT at room temperature using 4N-Al⁽²⁶⁾.

Table 5-3: Phenomena of continuous-/discontinuous- static/dynamic recovery & recrystallization, and definition of those types.

回復・再結晶現象のタイプ		静的	動的
連続	<p>粒界エネルギーを消費するために、変形領域内で一様に新粒が発生・成長する。超加工材の場合、粒界は長範囲の移動をせず、したがって加工組織の大部分は結晶方位を変化させないままである。</p>	<p>回復および一様な粒成長。セル壁以外の転位密度の減少や転位の再配列によりサブバウンダリがシャープになって低角粒化する。</p>	<p>塑性加工中の試料に起こる粒成長現象。温度とひずみ速度に律則する。</p> <p>粒界は長範囲の移動をしないために微細結晶粒が生成される。その生成プロセスには諸説あり、“サブ結晶粒起源説”や“マイクロシアバンド起源説”が提唱されている。ただし辻ら⁽²⁹⁾は、再結晶現象ではなく、ただの加工組織だと定義している。</p>
	<p>転位エネルギーを消費するために、局所的に新粒が発生・異常成長し、他の粒を侵食する。組織のある点に着目したとき、再結晶粒の成長界面である粒界がその点を通過した瞬間に、結晶方位が不連続的に変化する。</p>	<p>他と比較して結晶方位差の大きい粒や、蓄積エネルギーの大きい粒近傍への新粒の核生成および核成長により、周囲の粒界を侵食しながら粒径が成長する。</p> <p>核生成は、相変態・析出において生じる熱的揺らぎによるものとは異なり、マトリクスと新粒の転位密度差による自由エネルギーの低下と粒界エネルギーの増加のバランスによって臨界核サイズが決まる。さらに転位密度を減少させる回復現象に比べて十分に速い速度で再結晶粒が成長していくために、粒界方位差が大きい必要がある。</p>	<p>加工温度 $T > T_m/2$ (T_m: 融点) の条件下で起こる。高積層欠陥エネルギーの金属(Al, Mg, α-Fe等)は動的回復が、中低積層欠陥エネルギーの金属(Cu, Ni, γ-Fe等)は動的再結晶が優先的に起こると言われている。</p>

ここで、(III)の過程で述べた何らかのメカニズムには、以下の2つの説が提唱されている。

- “サブ結晶粒起源説⁽²⁷⁻²⁹⁾” (図 5-11 (a) 参照)

(I)の過程では GNB (Geometry Necessary Boundary) の導入とそれがエネルギー的に安定した形を取ろうとして形成される転位セル壁やサブバウンダリ等の IDB (Incidental Dislocation Boundary) が導入され、その転位壁が低角粒界となって、初期結晶粒を分断するサブグレインに発展する。さらなる加工の進行による転位の蓄積により、次第に高方位差をもつ粒界へと変化して、新結晶粒組織となる。そのため強ひずみ加工により形成される超微細粒組織 (Ultrafine-grained mat. : UFG) は、高角粒界を有する再結晶粒組織であると同時に、粒内部に転位や低角粒界が存在する加工組織でもあることが観察されている⁽²⁹⁾。

しかし酒井ら⁽³⁰⁾は、微細新粒組織の形成過程は一様ではなく、低ひずみ域では不均質に新粒が生じるという報告や、低温大ひずみ変形によってサブグレイン粒径より小さな新結晶粒系が生じるとの報告等に矛盾していると指摘しており、そこで以下の説を提唱した。

- “マイクロシアバンド起源説^(30, 31)” (図 5-11 (b) 参照)

転位下部組織に加えて MSB (Micro Shear Band) が種々の方向に導入されて、初期結晶粒内を一様に分断していくがこの時点では結晶方位差は生まれない。MSB が交差する領域では多重すべりと結晶回転が容易に起きるので高角化しやすく、そこから新粒が生じると考えた。不均一に発生した新粒は加工度を増すと次第に等軸化し、動的回復を通して平衡状態へと推移するため、ここで初めて温度依存性が発現することになる。

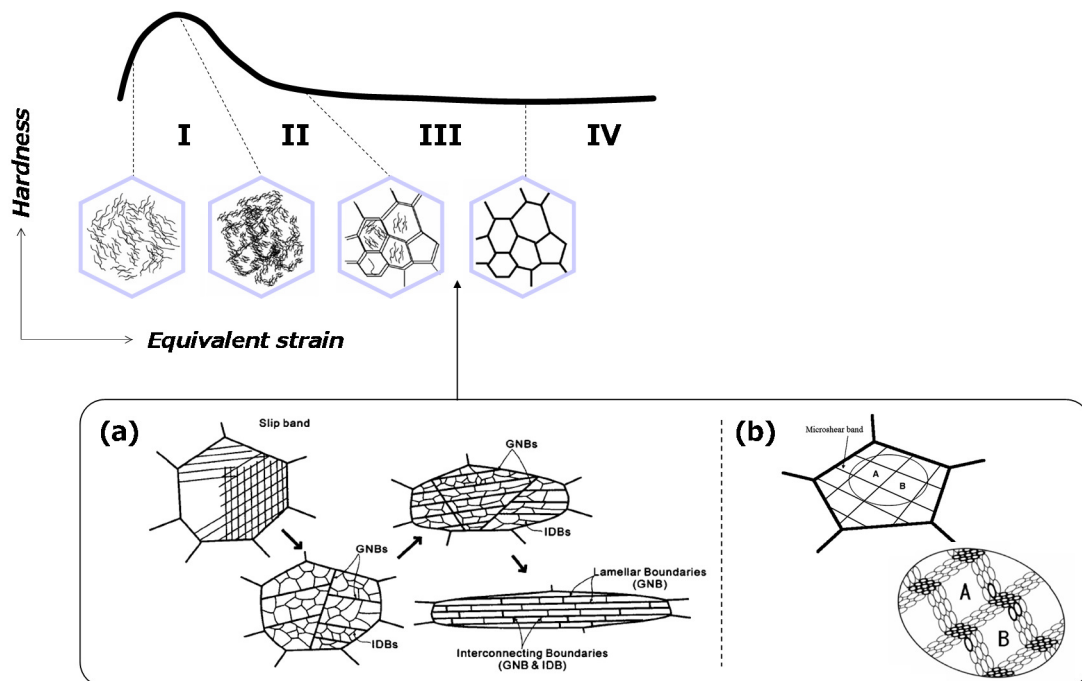


Figure 5-11: Theory of mechanism of grain refinement, i.e. grain subdivision, by SPD based on (a)dislocation cell⁽²⁹⁾ and (b)micro shear band⁽³¹⁾. Thin and bold line represent low / high angle grain boundary, respectively.

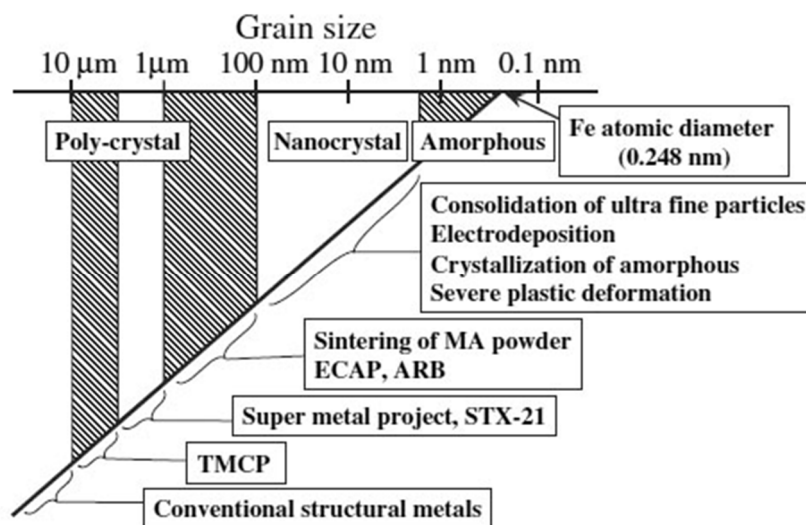


Figure 5-12: Production methods of fine grained materials for respective grain size range⁽³²⁾.

さらに続く (IV) の過程では、酒井ら⁽³⁰⁾や堀田ら⁽²⁶⁾によると、大ひずみ域での変形抵抗の定常状態は、変形に伴う「微細粒体積率の増加」と「平均結晶方位差の増加」に基づく強化の効果と、「回復による粒内転位密度の減少」に基づく軟化の効果のバランスに起因して現れる見かけ上の現象であると考察されている。

加工によってある臨界の大きさまで結晶粒が微細化されると、加工によって導入される転位は結晶粒内に安定して存在できなくなる。この臨界の大きさは金属によって異なり、剛性率が高いほど微細化が可能になると言われている。また強ひずみ加工によって到達できる結晶粒のサイズや形状は加工方法によって決まることがわかっており、図 5-12 に各種方法によって得ることの可能な結晶粒の大きさを示す。通常、単相合金を ECAP や ARB 等の手法で強加工すれば、結晶粒径は純アルミで数 100nm まで微細化できると言われている⁽³²⁾。

● ECAP 加工法の特徴

等径角度付き押出法 (Equal-Channel Angular Pressing : ECAP) は、角度のあるチャンネルを持った金型に試料を通すことで、静水圧下で強制的にせん断ひずみを導入する加工法である。圧延や押しやりや引抜き加工を行う他の SPD 法とは異なり、最終形状が制限されることがない。この方法は 1981 年に Segal ら⁽²¹⁾により公表されて以来、各種材料で ECAP 加工法に関する多くの研究が進められている^(例えば, 33)。

ECAP 加工法に用いる金型の例を図 5-13 に示す。金型形状を特徴づけるものは、経路の交差角 ϕ と、交差部の外側の円弧角度 ψ である。角柱もしくは円柱の試料が折れ曲がったチャンネルに挿入されると、角部でせん断加工が加わる。チャンネルの入口と出口の形状は同一であり、試料を何度もチャンネルに通すことができる。このことは、与えることのできる変形量に対する制限がないとも言える。ECAP 加工を施した場合、材料に与えられる相当塑性ひずみ量 ϵ_{eq} は幾何学的

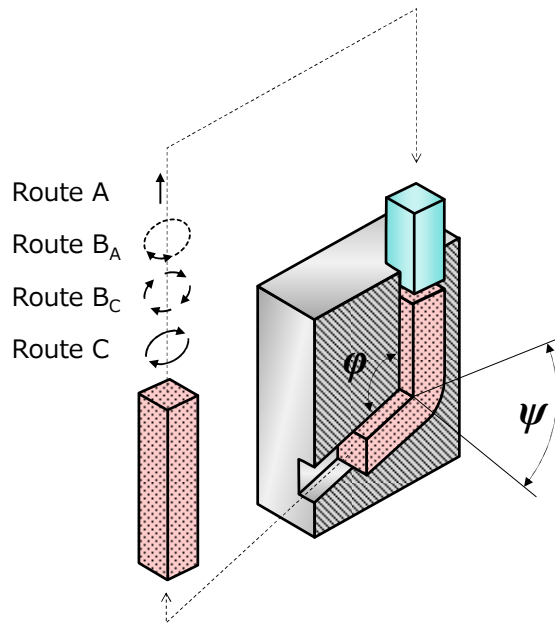


Figure 5-13: Schematic of ECAP process. Four type of processing route is considered.

に決まり，加工回数 N と通路交差部の形状のみに依存する次式で計算できる⁽³⁴⁾。

$$\varepsilon_{eq} = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[2 \cot\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2}\right) + \psi \operatorname{cosec}\left(\frac{\phi}{2} + \frac{\psi}{2}\right) \right] \quad (\text{Eq. 5-1})$$

また一般的に，ルート Bc (図 5-13 参照) と呼ばれる，加工パスごとに同方向に 90° 試料を回転させてチャンネルに挿入する手順を行うと，三次元的なせん断ひずみを与えることができる。そのためもっとも良好な微細化組織が得られることが知られている⁽³⁵⁾。これは，相当塑性ひずみ量が同じであっても，GND (Geometrically Necessary Dislocation) の蓄積が単調負荷の場合は粒界近傍のみであるのに対し，非単調負荷の場合は結晶粒内の広い領域に一樣に蓄積するためであり，導入された転位密度よりも結晶核の分散状態が微細化に寄与することが示されている⁽³⁶⁾。

この加工法は複数回繰り返し加工を行うことでその効果を発揮する。言い換えれば 1 回の ECAP 加工では強加工に達することはできない。一方で，連続生産が可能なのが実用化の第一条件であることは明白である。従来型押出金型では，加工の度に金型を分解する必要があるため，現状では ECAP 加工法を工業的技術として利用することは困難である。また，試料に対する熱履歴もシビアに管理しなければならない問題である。この問題を解決するため，2000 年に西田ら^(37, 38)により連続加工を行うことのできる回転式 ECAP 法 (RD-ECAP, 図 5-14) が開発されたが，加工ルートがルート A もしくはルート C に制限されるという問題点を抱えている。

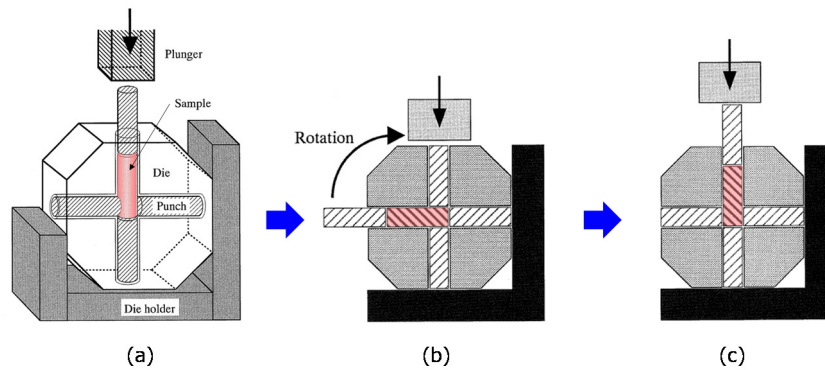


Figure 5-14: RD-ECAP process sequence developed by Y. Nishida^(37, 38) in 2000. (a) initial state; (b) after one pass; (c) after 90° die rotation.

(2) 強ひずみ加工を受けた材料のその後の挙動

● 変形挙動

ある結晶粒で生まれたすべり変形が隣接する結晶粒に伝播する機構は、隣接結晶粒とは結晶方位が異なるために転位が粒界に堆積し、応力場が発生することでその近傍で転位が生成・移動することによる。ここで結晶粒径 \bar{d} が材料強度に寄与することは、Hall-Petch の式で知られている。

$$\sigma_y = \sigma_f + \frac{k}{\sqrt{\bar{d}}} \quad (\sigma_f : \text{摩擦応力}, k : \text{材料定数}) \quad (\text{Eq. 5-2})$$

$$\bar{d} = \sum_i^n d_i f_i \quad (d_i : \text{相 } i \text{ の平均粒径}, f_i : \text{相 } i \text{ の体積率}) \quad (\text{Eq. 5-3})$$

また大部分が高角粒界からなる超微細粒材料は、低角粒界からなるサブグレイン組織材料に比べて強度が高く、結晶粒界の方位差が大きいほどより強化に寄与すると言われている⁽³⁹⁾。

このことは、結晶粒径が小さいほど堆積転位数が減少すなわち応力場が低減するので転位の生成が困難に、さらに隣接する結晶粒の結晶方位差が大きいほど転位の移動が困難になるため、すべりの伝播に一層の作用応力が必要になることから説明できる。

● 再結晶挙動

様々な加工度の金属組織を焼き鈍した場合の結晶粒のイメージ図を図 5-15 に示す。もともとの加工が中程度であれば、転位密度の低下とサブグレインの等軸化が起こると同時に、まばらに生じていた高角粒界を有する結晶粒が低角粒界を食いながら異常粒成長、すなわち不連続静的再結晶が起こる。

一方で、もともとの加工が十分に付与されていれば、全面に高角粒界を有する微細結晶粒が生じているために、回復とともにその結晶粒の等軸化と粗大化が均一に生じ、すなわち連続静的再結晶が起こる。この場合単範囲の粒界移動しか起こらないので、粒径は非常に小さいまま保持できることが特徴である^(29, 40, 41)。また塑性加工を与えた後に焼き鈍し（連続静的再結晶）した場合と連続静的再結晶を起こしながら塑性加工した後に焼き鈍した場合の違いを図 5-16⁽³⁰⁾に示す。

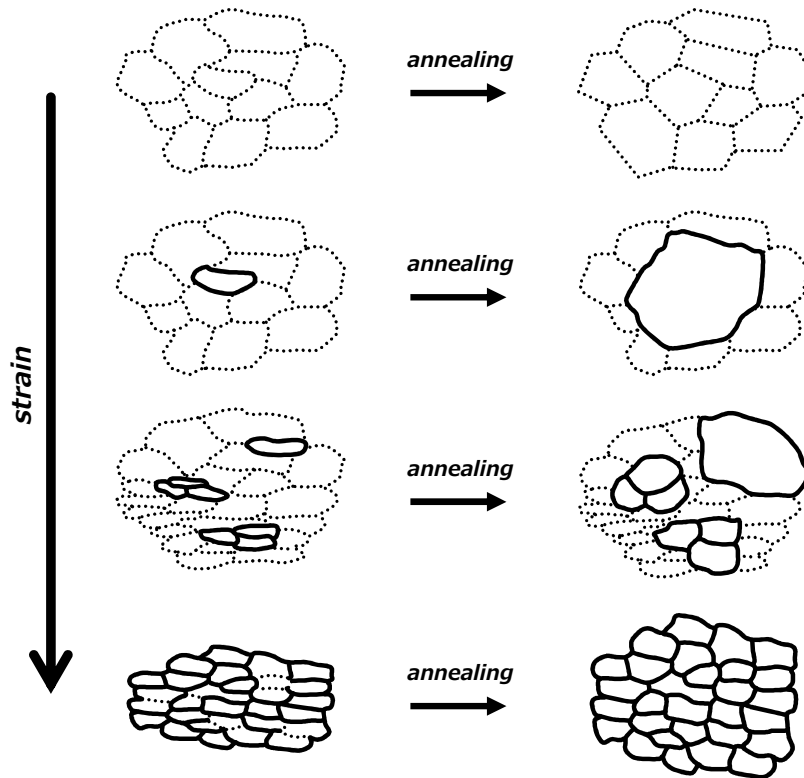


Figure 5-15: Recrystallization image of microstructure subjected to various degree of processing. Dot and bold line represent low / high angle grain boundary, respectively.

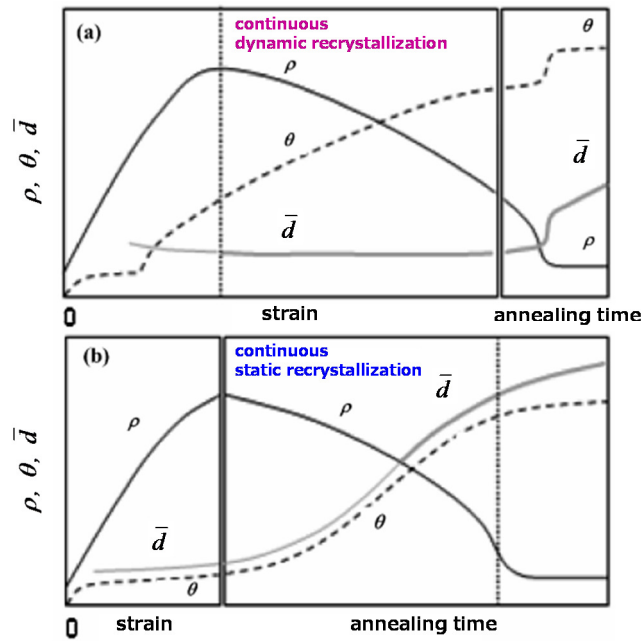


Figure 5-16: Variation of dislocation substructure associated with annealing⁽³⁰⁾. ρ , dislocation density; θ , misorientation; D , (sub-)grain size.

5-1-3 研究課題

共晶系合金の機械的性質は、初晶や共晶のマイクロ組織そのものよりもむしろ、共晶粒の粒界に大きく影響されることが知られている⁽⁴²⁾。これは、共晶系合金の凝固において、最後に凝固するのが共晶粒の粒界だからである。この共晶粒の生成機構を明らかにし、共晶粒の形状や大きさをコントロールするのに有効な手段を見出すことは、共晶系合金の機械的性質の改善にとって、極めて重要と考えられる。

そこで後章では、非鉄系複合組織金属に対し、半凝固鑄造（5-1-1(1)項参照）と強ひずみ加工（5-1-2 項参照）を組み合わせることで種々の試料を作製し、材質制御の複合効果の確認を行った（第6章にて報告）。さらにその材料の塑性加工性の評価として鍛造性に着目した。ハイブリッド車や電気自動車に搭載される車載用蓄電池の製造コスト低減および軽量化を達成することは、車体の価格低下や燃費向上に対して効果的に働くという背景は5-1-1(2)項で述べた。鍛造性評価の一つの指標になりうる衝撃後方押し出し成形を行うことで、電池用筐体を想定した薄肉筐体成形を試みた（第7章にて報告）。

5-2 供試材

鋳造用アルミニウム合金 AC4CH に対し、機械攪拌により作製した固相率が約 50%の半凝固鋳造押出材（株式会社東京理化工業所 製）を使用した。半凝固鋳造 AC4CH に対してはその後追加で熱処理は行っていない。以降、AC4CH-S.S.と称す。

さらに比較のため、通常的全溶融鋳造により作製された鋳造用アルミニウム合金 AC4CH-F 鋳造材（未処理材）、展伸用アルミニウム合金 A3003-H112 圧延まま材（日本圧延工業株式会社 製）を用いた。成形に用いる際、A3003-H112 に対しては 415°C/1h + 炉冷の O 熱処理を施した。

各試料の化学組成および材料特性を表 5-4、表 5-5 に示す。

Table 5-4: Chemical composition of non-ferrous test material.
JIS; Japan Industrial Standards,
ISO; International Organization for Standardization.
TR; thermal refining.

Designation in thesis	JIS grade		ISO grade		Chemical composition (mass %) bal. Al			
	Number	Number	Number	Number	Si	Mg	Cu	Zn
					Fe	Mn	Ni	Ti
AC4CH-S.S.	-	-	-	-	7.14 0.11	0.41 0.01	0.01 0.01	0.01 0.04
AC4CH-F	AC4CH (TR: F)	JIS H5202	Al-Si7-Mg0.3	ISO 3522	7.14 0.11	0.41 0.01	0.01 0.01	0.01 0.04
A3003-H112, -O	A3003 (TR: H112, O)	JIS H4000	Al-Mn1-Cu	ISO 209	0.06 0.70	- 1.50	0.05 -	0.10 -

Table 5-5: Average mechanical properties of non-ferrous test material measured by quasi-static tensile test. Yield stress is identified as 0.2% proof stress; n value is calculated as a point of 1% and 3% total strain. O treatment; 415°C / 1h + furnace cool.

Test material	Yield stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Uniform elongation (%)	Fracture strain (%)	n value
AC4CH-S.S.	117.4	250.4	13.5	21.7	0.217
AC4CH-F	72.9	149.5	4.3	4.9	0.254
A3003-H112	89.2	141.2	12.5	32.5	0.157
A3003-O	79.5	130.8	14.2	35.2	0.153

参考文献

- [1] Kapranos P., Ward P. J., Atkinson H. V., Kirkwood D. H. (2000): “Near net shaping by semi-solid metal processing”, *Material and Design*, Vol. 21, No. 4, pp. 387-394.
- [2] Flemings M. C. (1991): “Behavior of metal alloys in the semisolid state”, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 22, Issue 5, pp. 957-981.
- [3] 木内学, 福岡新五郎, 新井くれ男 (1976): “固液共存状態における金属 (合金) の変形抵抗”, *塑性と加工*, 17 巻, 186 号, pp. 595-602.
- [4] Yurko J. (2002): “IdraPrince rheocasting and squeeze casting technology”, *Die Casting Engineer*, Vol. 46, No. 4, pp. 20-23.
- [5] 山崎雅和, 高井淳, 村上修, 川畑光彦, 伊藤理, 黒木孝一 (2004): “ディーゼルエンジン用アルミニウムシリンダブロックの開発”, *Honda R&D Technical Review*, 16 巻, 1 号, pp. 111-120.
- [6] 嶋崎真一, 谷口尚司, 上野和之, 安斎浩一, 板村正行, 菊池政男, 前田琢磨, Viriyarattanasak P. (2009): “高品質半凝固スラリー生成のための新電磁攪拌法の確立”, *アルトピア*, 39 巻, 11 号, pp. 9-13.
- [7] 渡辺一彦, 土屋金雄, 小林英二, 花田和直, 板村正行, Lee Y. C., Kim J. M., Hong C. P. (2004): “新半凝固ダイカスト法 (ナノキャスト法) の開発”, *アルトピア*, 34 巻, 11 号, pp. 14-20.
- [8] Doutre D., Langlais J., Roy S. (2004): “The seed process for semi-solid forming”, *Proceedings of 8th International Conference on Semi Solid Processing of Alloys and Composites*.
- [9] 木内学, 杉山澄雄 (1991): “製造法の特長ならびに製品の外觀性状 —せん断冷却ロール法による半凝固金属材料の製造・1—”, *生産研究*, 43 巻, 7 号, pp. 314-317.
- [10] Haga T. (2001): “Semi-solid roll casting of aluminum alloy strip by melt drag twin roll caster”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 111, pp. 64-68.
- [11] 茂木徹一 (2006): “セミソリッド鑄造法によるマグネシウム合金材料の技術開発”, *素形材*, 47 巻, 7 号, pp. 21-24.
- [12] 菊池徳将, 八百川盾, 安斎浩一, 板村正行, Viriyarattanasak P., 前田琢磨, 菊池政男, 新山英輔 (2009): “高品質半凝固スラリー製造法のためのカップ設計技術確立”, *アルトピア*, 39 巻, 11 号, pp. 14-20.
- [13] 佐藤智, 安達充 (2005): “攪拌を要しない新レオキャスト法”, *型技術*, 20 巻, 5 号, pp. 28-32.
- [14] Browne D. J., Hussey M. J., Carr A. J., Brabazon, D. (2003): “Direct thermal method: new process for development of globular alloy microstructure”, *International Journal of Cast Metals Research*, Vol. 16, No. 4, pp. 418-426.
- [15] 田中達也, 今井田豊, 篠崎賢二, 吉田誠, 藤井敏夫 (2007): “耐熱 Mg 合金用新半凝固射出成形プロセスの研究 —新型半凝固成形装置の試作と成形条件—”, *同志社大学理工学研究報告*, 47 巻, 4 号, pp. 17-23.

- [16] 田中達也, 今井田豊, 篠崎賢二, 吉田誠, 藤井敏夫 (2010): “耐熱 Mg 合金用新半凝固射出成形プロセスの研究 (第二報) —新型 200ton 型締め力半凝固射出成形機の試作と最適成形条件—”, 同志社大学理工学研究報告, 51 巻, 2 号, pp. 23-31.
- [17] 社団法人軽金属学会 編 (2003): 『自動車軽量化のための生産技術』, 日刊工業新聞社, p. 96.
- [18] Jorstad J. L., Pan Q. Y., Apelian D. (2005): “Solidification microstructure affecting ductility in semi-solid-cast products”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 413-414, pp. 186-191.
- [19] 風間智英 (2005): 『自動車用先端材料の現状と展望 (第 2 章: ハイブリッド自動車及び電池の市場・技術動向)』, シーエムシー出版, p. 14.
- [20] Everhart J. L. (1972): 『Impact and Cold Extrusion of Metals』, *Corona Publishing Co., Ltd.*
- [21] Segal V. M. (1995): “Materials processing by simple shear”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 197, pp. 157-164.
- [22] Smirnova N. A., Levit V. I., Pilyugin V. I., Kuznetsov R. I., Davydova L. S., Sazonova V. A. (1986): “Evolution of Structure of f.c.c. Single Crystals during Strong Plastic Deformation”, *Physics of metal and Metallography*, Vol. 61, Issue 6, pp. 127-134.
- [23] Saito Y., Utsunomiya H., Tsuji N., Sakai T. (1999): “Novel ultra-high straining process for bulk materials. Development of the accumulative roll-bonding (ARB) process”, *Acta Mater*, Vol. 47, No. 2, pp. 579-583.
- [24] 酒井拓, 三浦博己 (2008): “大ひずみ多軸鍛造による結晶粒微細化プロセスと機構”, 鉄と鋼, 94 巻, 12 号, pp. 590-598.
- [25] 酒井孝, 吉田慶介, 小山純一, 仲町英治 (2009): “高ひずみ付加した純アルミニウム単結晶材および多結晶材のスプリングバック特性”, 59 巻, 4 号, pp. 179-184.
- [26] 堀田善治 (2010): “巨大ひずみ加工による超微細組織制御”, 軽金属, 60 巻, 3 号, pp. 134-141.
- [27] Valiev R. Z., Islamgaliev R. K., Alexandrov I. V. (2000): “Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation”, *Progress in Materials Science*, Vol. 45, pp. 103-189.
- [28] Gourdet S., Montheilet F. (2000): “An experimental study of the recrystallization mechanism during hot deformation of aluminum”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 283, pp. 274-288.
- [29] 辻伸泰 (2008): “金属材料の超強加工に伴う超微細粒組織の形成”, 鉄と鋼, 94 巻, 12 号, pp. 8-15.
- [30] 酒井拓, 三浦博己 (2009): “動的再結晶 —連続反応と不連続反応—”, まてりあ, 48 巻, 10 号, pp. 491-498.
- [31] Sakai T., Belyakov A., Miura H. (2008): “Ultrafine Grain Formation in Ferritic Stainless Steel during Severe Plastic Deformation”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 39, pp. 2206-2214.
- [32] Umemoto M. (2003): “Nanocrystallization of Steels by Severe Plastic Deformation”, *Materials*

- transactions*, Vol. 44, No. 10, pp. 1900-1911.
- [33] Valiev R. Z., Langdon T. G. (2006): “Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement”, *Progress in Materials Science*, Vol. 51, Issue 7, pp. 881-981.
- [34] Iwahashi Y., Wang J., Horita Z., Nemoto M., Langdon T. G. (1996): “Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials”, *Scripta Materialia*, Vol. 35, Issue 2, pp. 143-146.
- [35] Furukawa M., Horita Z., Langdon T. G. (2002): “Factors influencing the shearing patterns in equal-channel angular pressing”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 332, Issue 1-2, pp. 97-109.
- [36] 大橋鉄也, 井上忠信 (2003): “鉄鋼材料の多軸加工による転位蓄積と組織微細化メカニズムの解明”, JFE21 世紀財団 2003 年度助成技術研究報告書.
- [37] Nishida Y., Arima H., Kim J. C., Ando T. (2001): “Rotary-die equal-channel angular pressing of an Al-7 mass% Si-0.35 mass% Mg alloy”, *Scripta Materialia*, Vol. 45, No. 3, pp. 261-266.
- [38] Ma A., Suzuki K., Nishida Y., Saito N., Shigematsu I., Takagi M., Iwata H., Watazu A., Imura T. (2005): “Impact toughness of an ultrafine-grained Al-11mass%Si alloy processed by rotary-die equal-channel angular pressing”, *Acta Materialia*, Vol. 53, No. 1, pp. 211-220.
- [39] 紙川尚也 (2011): “バルクナノ結晶粒材料の引張変形挙動に及ぼす粒界方位差, 粒径分布, 転位密度の影響”, 科学研究費補助金研究成果報告書, No. 21860010,
- [40] Cao W. Q., Godfrey A., Liu W., Liu Q. (2003): “Annealing behavior of aluminium deformed by equal channel angular pressing”, *Materials Letters*, Vol. 57, pp. 3767-3774.
- [41] Cao W. Q., Godfrey A., Hansen N., Liu Q. (2009): “Annealing Behavior of Nanostructured Aluminum Produced by Cold Rolling to Ultrahigh Strains”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 40, pp. 204-214.
- [42] 大野篤美 (1977): 『新訂 金属凝固学』, 地人書館.

第 6 章 結晶粒微細化効果に及ぼす 強ひずみ加工前組織形態の影響

6-1 はじめに

共晶系合金の変形特性は、共晶の組織形態によって大きく影響を受けることが知られている。これを制御することにより、同一化学組成を保ちながら材料の機械的性質ならびに成形性を設計できる可能性がある。

本章では、鋳造用アルミニウム合金に対して、半凝固鋳造と強ひずみ加工を施すことで、材質改善の複合効果を確認することを目的とする。鋳造法の異なる AC4CH (Al-Si7-Mg0.3) に対して、加工温度 200°C および 300°C で強ひずみ加工の一種である ECAP 加工を 8 パスまで施し、巨視的な材料試験および微視的なキャラクタリゼーション実験・観察を行った。また連続加工が可能な ECAP 加工法を開発し、その熱履歴の違いが微細結晶粒組織に及ぼす影響を、数値解析を用いて検証した。

6-2 実験手法

6-2-1 微細結晶粒材料の作製

以下の 2 つの ECAP 法を用いて微細結晶粒試料を作製した。

① 不連続 ECAP 法 (conventional ECAP method, 図 6-1)

この手法は従来の ECAP 法であり、加工パス毎に金型を分解する必要がある。本研究では経路の屈折部形状が $\varphi=90^\circ$, $\psi=0^\circ$ もしくは 15° の金型を用いた (寸法記号の定義は図 5-13 参照)。理論的には式 5-1 より、1 パスでそれぞれ相当ひずみ $\varepsilon_{eq}=1.08$ もしくは $\varepsilon_{eq}=1.15$ を与えることが見込まれる。

② 連続 ECAP 法 (Tri-RD-ECAP method, 図 6-2)

この手法は西田ら^(1, 2)によって開発された連続加工可能な RD-ECAP 法を三次元に拡張したものであり、加工ルートを任意に決めることが可能である。金型は x , y , z 軸に貫通穴を持つ構造であり、中心から 6 つの直線通路を有する。

操作手順は次の通りである (図 6-2 右のコンセプト図参照)。まず、予め 4 つの通路 (O-C, O-D, O-E, O-F) をプランジヤーで塞ぐことによって、L 字通路、つまり、経路の屈折部形状 $\varphi=90^\circ$, $\psi=0^\circ$ の ECAP 加工用チャネルが用意でき (寸法記号の定義は図 5-13 参照)、理論的には式 5-1 より 1 パスでそれぞれ相当ひずみ $\varepsilon_{eq}=1.15$ を与えることが見込まれる。塞がれた 4 面は、外枠および土台により拘束する。次に、開放されている 1 つの通路面 (A) から試料を挿入し、プランジヤーでもう片方の通路 (B) へ押し出すことで、ECAP 加工の 1 パス目 (A-O-B) が完了する。さらに 2 パス目の加工を行う際は、その時点で試料が挿入されている通路の面 (B) が押し出し機構側になるよう回転し、加えて、加工ルートに応じて初めに塞がれていた通路のうちの 1 つを開放する (Route Bc を行う場合は例えば C, D, F, E, A の順)。つまり、金型の回転の仕方によって、加工ルートが任意に設定できる。これを繰り返すことにより、連続的に任意のルートでの加工が可能となる。

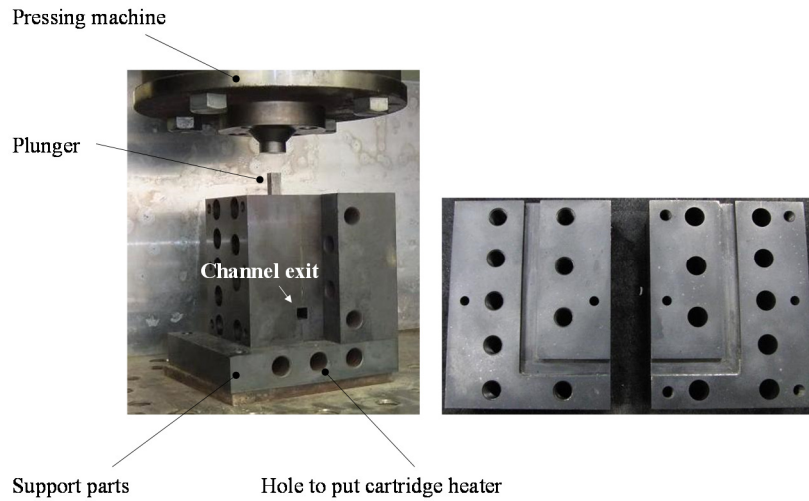


Figure 6-1: Schematic of conventional ECAP facility and disassembled die.

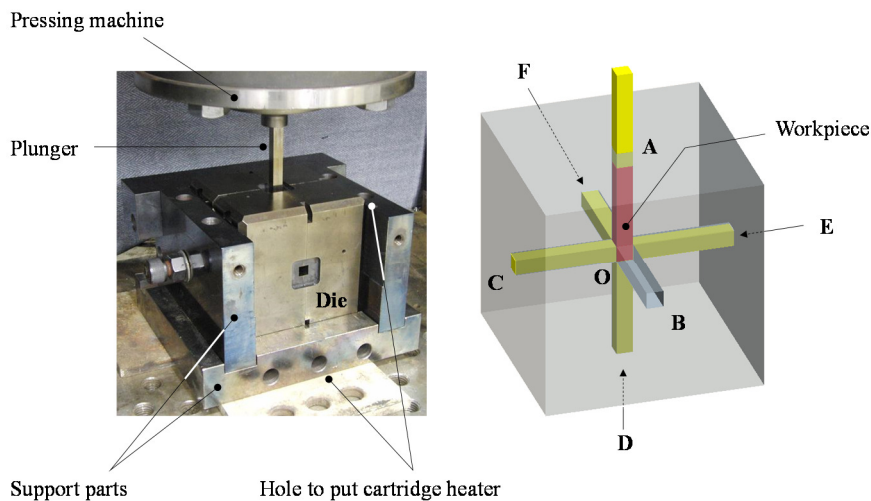


Figure 6-2: Schematic of Tri-RD-ECAP facility. The die has a channel which is orthogonal three axes in shape, i.e. $\varphi 90^\circ$, $\psi 0^\circ$. Yellow and red parts represent plunger for blocking channel and workpiece, respectively.

これら 2 つの手法はいずれも正方形断面 $10\text{mm} \times 10\text{mm}$ の経路を有する金型を用いたので、ECAP 加工を施すために寸法 $10\text{mm} \times 10\text{mm} \times 80\text{mm}$ の各供試材試料を用意した。押し出しには、万能試験機（株式会社島津製作所、AG-500kN）を用い、一定速度 0.5mm/sec でプランジャーを押し出した。土台および外枠に挿入したカートリッジヒーターで金型温度を一定値に調節し、加工温度 473K もしくは 573K に設定した。金型と試料間はグラファイト系潤滑油で潤滑した。加工ルートは Bc とし、4 パスおよび 8 パスの加工を行い、加工中には押し出しに要する荷重を計測した。作製した試料は後述する手法を用いて評価した。

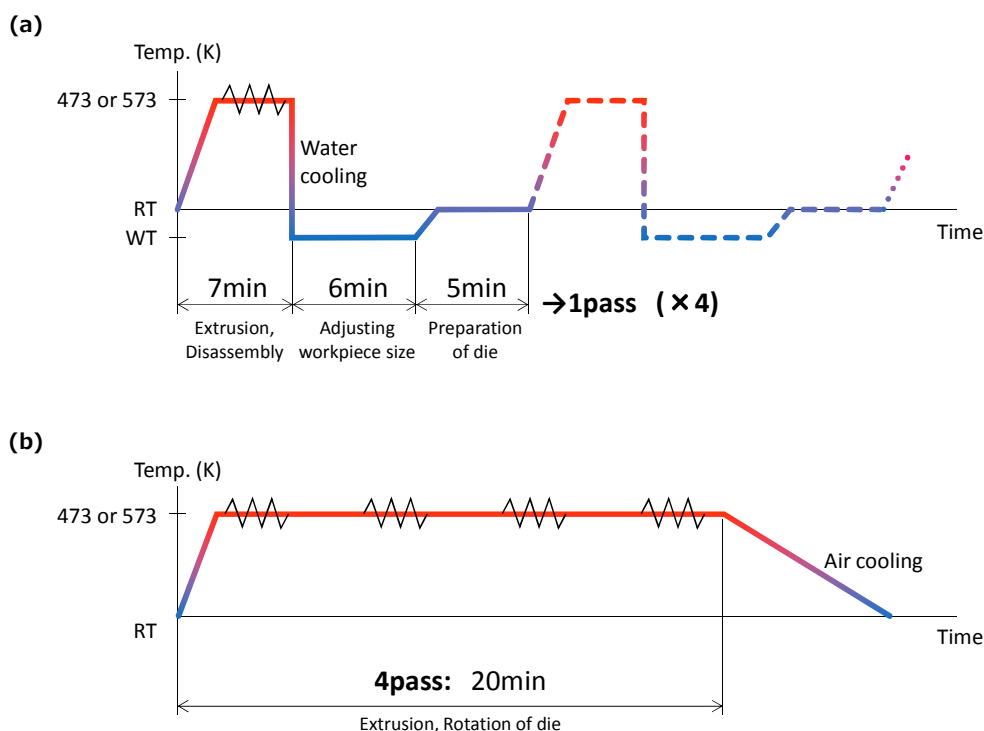


Figure 6-3: Thermal history of workpiece during (a)conventional ECAP and (b)Tri-RD-ECAP.

● 連続および不連続 ECAP 加工法の相違点

5-1-2(1)項で述べたように、ECAP 加工を実用化させるためには連続生産可能であり、かつ加工ルートを制限されないことが求められる。一方で温間 ECAP 加工の場合、試料が受ける熱履歴が異なると、再結晶挙動の複雑さから最終的な微細化組織に差異が生じると考えられる。本研究で行った手法で試料が受ける温度履歴の概要を図 6-3 に示す。そこで強ひずみ加工と熱処理の影響を分離して考えるために、ECAP 加工 4 パス相当の熱履歴のみを与えた試料を作製した。この試料は後述する手法を用いて評価した。

6-2-2 評価手法

(1) 機械的特性の測定

万能試験機 (INSTRON Corporation, 5500R) を用いて常温にて静的変形特性 (平均公称ひずみ速度 $1.6 \times 10^{-3}/s$) を得た。試料は放電加工機より押し出し方向 (Extrusion direction : ED) に沿って、板厚 3mm にスライスし、標点間距離 12mm, 標点間幅 4mm, 肩部 R3 のダンベル型板状試験片を作製した。

シャルピー衝撃試験機 (株式会社島津製作所, 5kgf·m) を用いて靱性の評価を行った。JIS Z2202 に基づいて 3 号試験片を作製した。またシャルピー衝撃試験後の試験片の破断面の様子を走査型電子顕微鏡 (日本電子株式会社, JSM7001FD) にて観察した。

(2) 微小硬さ分布の測定

鏡面状になるまで研磨後、マイクロビッカース硬さ試験機（株式会社島津製作所，HMV）を使用し、負荷荷重 0.49N（荷重保持 15 秒）にて平均硬さの測定を行った。

また、金属組織をより局所的に評価するため、バーコビッチ（三角錐， $\alpha=62.03^\circ$ ）圧子を用いたナノインデンテーション試験を行った。試験機（株式会社エリオニクス，ENT-2100）によって負荷荷重 3mN（目標荷重まで 10 秒間で線形負荷し，1 秒間の荷重保持後に除荷）にて合金の相ごとの特性の測定を，試験機（HYSITRON Corp.，TI-950）によって負荷荷重 80 μ N（目標荷重まで 5 秒間で線形負荷し，2 秒間の荷重保持後に，5 秒間で線形除荷）にて各相内部の分布測定を実施した。

(3) 組織観察

光学顕微鏡（株式会社ニコン，OPTIPHOT-100）および走査型電子顕微鏡（日本電子株式会社，JSM-7001FD および JSM-6301F）を用い，受け入れ材および微細結晶材の組織観察を行った。表面観察ができるよう試料の小片に対し，冷間樹脂埋め後に機械研磨を行い，観察試料を作製した。機械研磨はダイヤモンド懸濁液 15 μ m，3 μ m およびコロイド状シリカ懸濁液 0.04 μ m の順に行い，鏡面に仕上げた。

また同時に，付属の後方散乱電子線回折装置（Electron Backscatter Diffraction：EBSD）により結晶方位測定を行い，Al，Si，Mg₂Si を判別した。その結果を用い，結晶粒内の局所的ひずみ分布を評価するため，KAM 値（Kernel Average Misorientation）の演算を行った（付録 D 参照）。

さらに同時に，付属のエネルギー分散 X 線分光法（Energy Dispersive X-ray Spectrometry：EDS）により元素分析を行った。

6-3 結果および考察

供試材および材質改善法を施した試料の組織写真を図 6-4 に示す。ECAP 加工を施すにつれ初晶と共晶の構造が変化しているのが見てとれ、AC4CH-F は共晶が、AC4CH-S.S.は球状初晶が細かくなった。2 パス後の状態はせん断変形を受けた跡が明確に見えたが、加工ルート Bc を一通り施して三次元的なひずみを導入した 4n パス後 (n : 整数) では変形方向の跡は見えない。また ECAP 加工手法の違いによる金属組織の明確な違いは確認できなかった。

また準静的引張試験による単軸引張特性を図 6-5 に示す。AC4CH-F は鑄造材のため、展伸材 A3003 と同等の強度をもちながらも粗大な Si 粒子によって延性に乏しく脆性的な破壊を起こす。しかし半凝固鑄造を施すことで、AC4CH-S.S.は A3003 と同程度の均一伸びを有するまでに強度、伸びともに大幅に向上した。

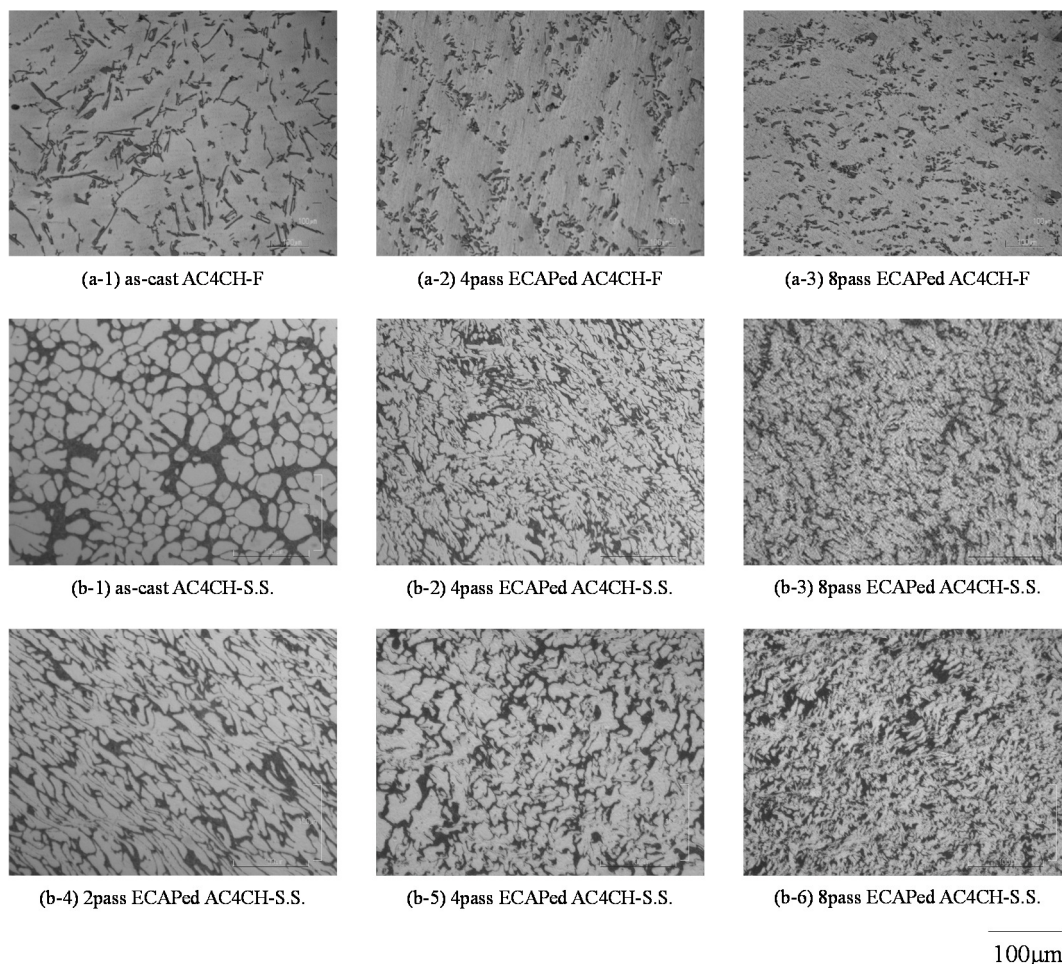


Figure 6-4: Microstructure of non-ferrous test materials. ECAPed sample of (a-2, -3) and (b-4, -5, -6) is prepared using conventional method with $\phi 90^\circ$, $\psi 15^\circ$ at 473K. (b-2, -3) are prepared using Tri-RD-ECAP at 573K. Whitish area; primary α -Al, dark area; eutectic α +Si+Mg2Si.

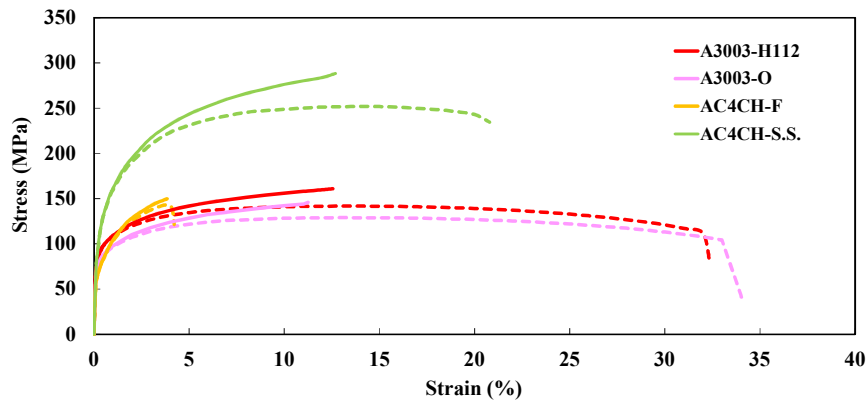


Figure 6-5: Flow stress of non-ferrous test materials.
 - - -; nominal stress-strain curve, —; true stress-strain curve.

6-3-1 半凝固鑄造と強ひずみ加工の複合作用

(1) 鑄造組織の発展

図 6-6 に各種試料の粒径を確認するため結晶方位分布図を示す。また単純引張変形や ECAP 加工を施した試料の初晶および共晶部分の硬さを図 6-7 に示す。

鑄造用アルミ合金 AC4CH は、ノンファセット/ファセット系の共晶を形成する Al-7%Si 亜共晶合金であり、非平衡凝固における共晶の先行相は Si である⁽³⁾。通常の凝固をさせた場合、共晶 Si 相は針状に成長し粗大化する (図 6-4(a-1) 参照)。一方、半凝固鑄造を行うと、5-1-1 項の図 5-3 に述べた作用がもたらされた結果として、初晶 α はデンドライト組織が分断されて球状になり、図 6-8 に示すように微細な共晶 Si が粒状もしくは棒状に生成され、初晶 α と共晶 α の相が連続した構造になっている。この組織の生成機構としては、攪拌により熱が一様となり共晶先行相の核生成の誘因となる熱の揺らぎが抑制されることによって、核サイズの均一化および臨界サイズ以上の核の微細分散が起こり⁽⁴⁾、また凝固時の冷却速度や合金組成の関係から、共晶第二相である Al の成長速度が大きくなったために比較的粒状の共晶 Si 相が形成された⁽⁵⁾と考えられる。また冷却速度の違いは拡散挙動に影響を及ぼし、初晶 α の硬さの違いを生み出している。さらに図 6-6(a-1) に示すように、初期の半凝固鑄造組織は粒径が $100\mu\text{m}$ 超程度であり、共晶組織中には 0.3% の Mg と一部反応して、金属間化合物 Mg_2Si が析出している。総合すると、共晶系合金に対する半凝固鑄造は、凝固組織に対して図 6-9 に示す効果を生むと考えられる。

次に、温間 ECAP 加工をはじめとする種々の変形が半凝固鑄造した金属組織に及ぼす影響について観察する。図 6-7 より、単純引張変形は初晶中心部の硬さは変化しないのに対し、共晶部分の硬さの低下をもたらしている。これは共晶組織の幅が拡大することによって相対的に圧痕面積を占める Si 粒子数が減ったことによるためであり、共晶付近が積極的に変形していることを示唆している。また ECAP 加工前後では図 6-6(a-2, -3) に示すように、 $100\mu\text{m}$ から $2\sim 3\mu\text{m}$ 程度まで結晶粒が微細化されている。試料の微視的組織内部の硬さ分布の測定結果を図 6-10、図 6-11 に示す。受け入れ材の初晶内部には硬さの差は認められないが、ECAP 加工を施すことで分布を

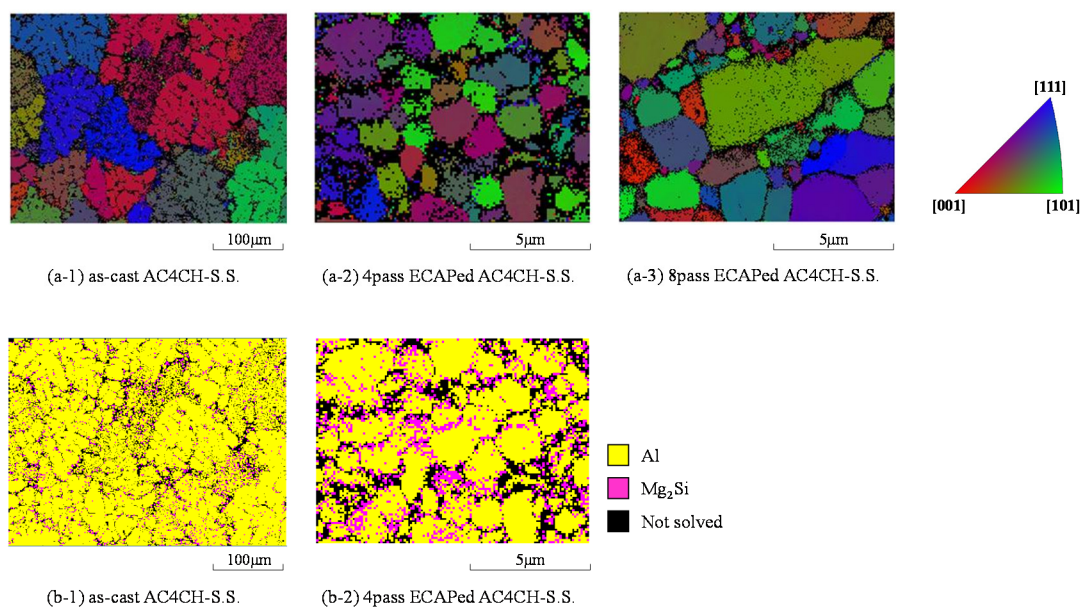


Figure 6-6: (a)Crystal orientation parallel to normal direction and (b)phase mapping of sample processed by Tri-RD-ECAP at 573K. Ultrafine-grained aluminum can be obtained by ECAP.

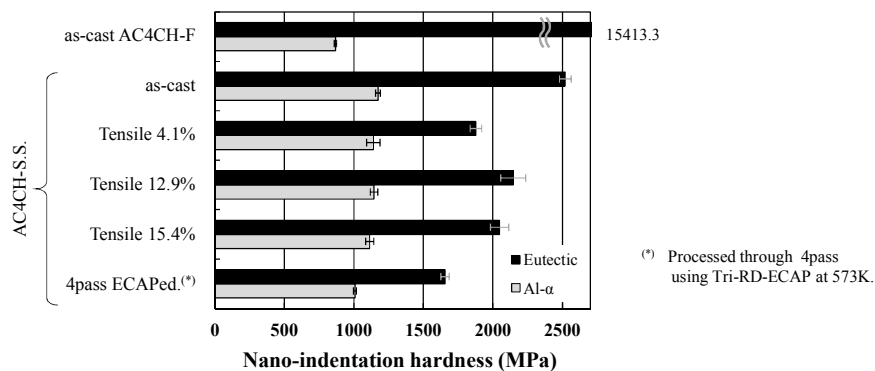


Figure 6-7: Average of micro-hardness at center of primary and eutectic phase in a cross-section view. Each error bar represents standard error of the mean.

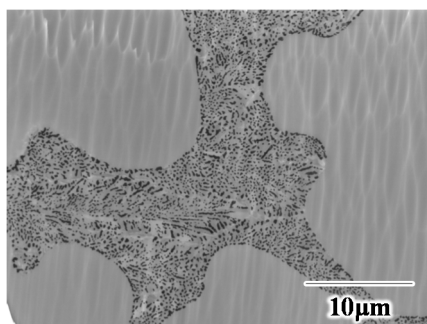


Figure 6-8: Eutectic microstructure of as-cast AC4CH-S.S.

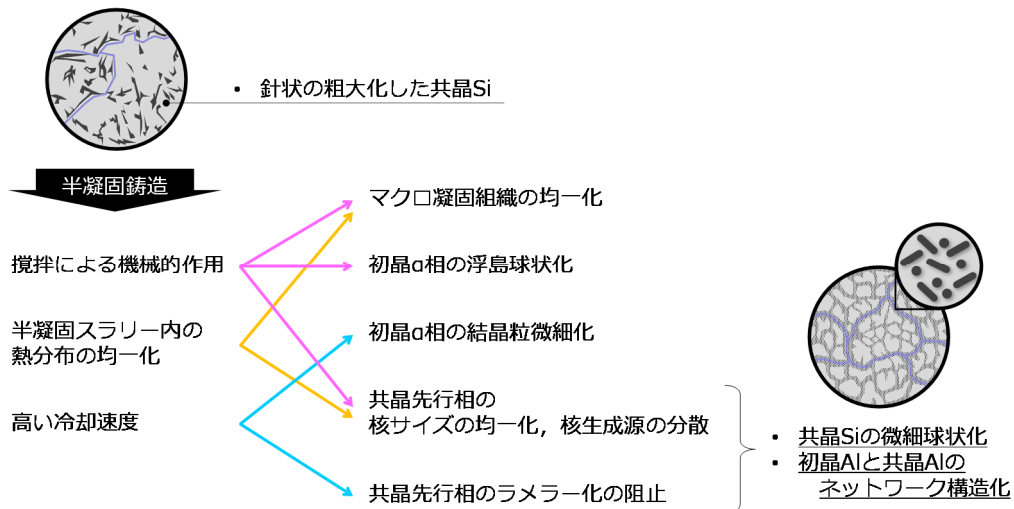
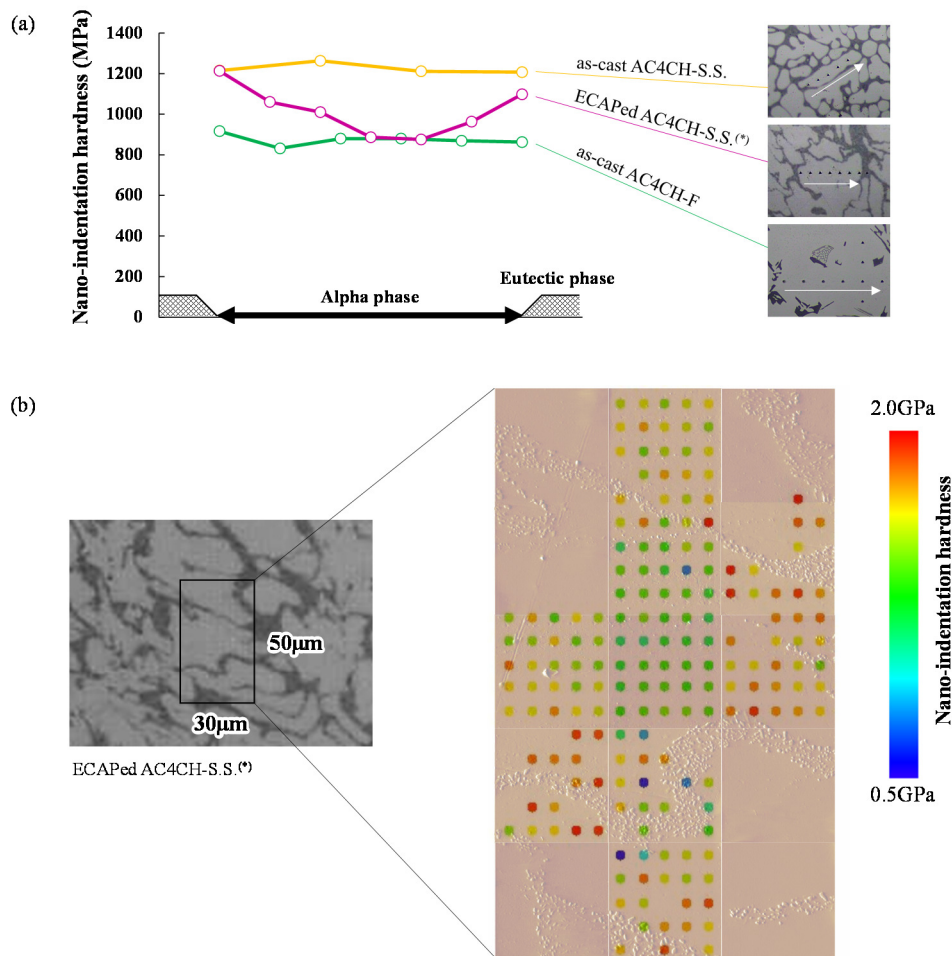


Figure 6-9: Characteristics of metal microstructure solidified by semi-solid casting.



(*) Processed through 4pass using Tri-RD-ECAP at 573K.

Figure 6-10: Micro-hardness distribution at α -Al.

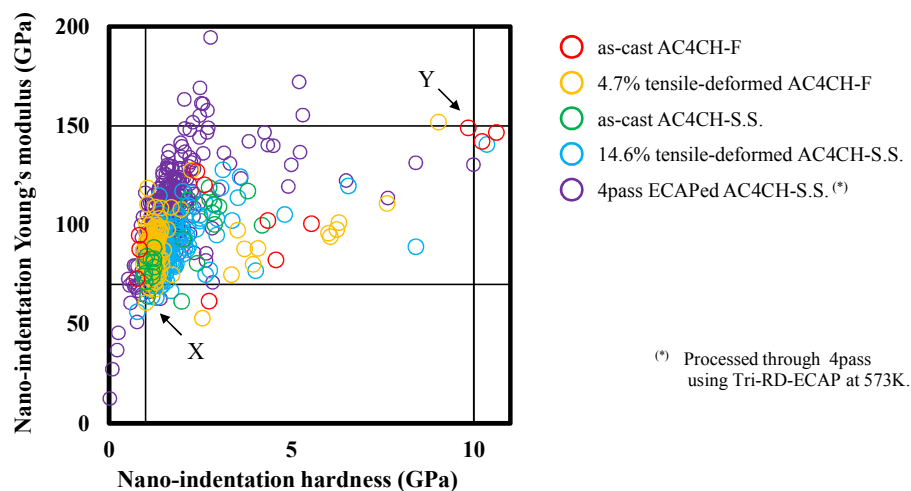


Figure 6-11: Plots of properties measured by randomly indentation of $80\mu\text{N}$. Point X and Y indicate standard properties of aluminum and silicon, respectively. Measurement of hardness by indentation has concerns that result is affected by phase expect the target, but results should be within the range of rule of mixture between Al and Si.

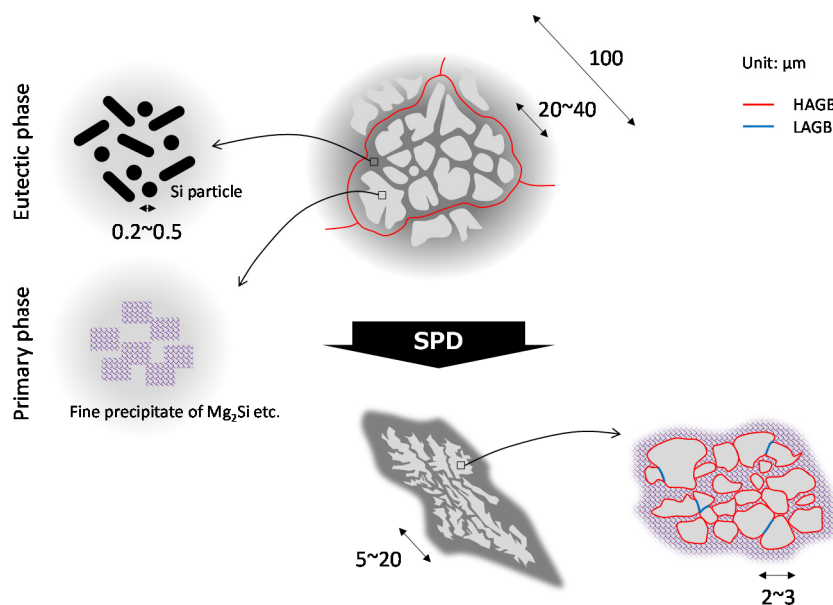


Figure 6-12: Characteristics of metal microstructure processed by ECAP.

もち、さらに共晶から離れるに従い硬さが低下するという結果を得た。また最も特徴的なのは、図 6-11 に示すように、部分的に Al と Si の特性の重ね合わせから外れた機械的特性を有していることである。総合すると、共晶系合金に対する温間強せん断加工は、凝固組織に対して図 6-12 に示すように微細化されたと考えられる。

(2) 材質改善効果

100 μm 程度の結晶粒が、強ひずみ加工によって 2~3 μm 程度まで微細化していることが明らかになった。結晶方位が同一の領域と定義されるひとつの初期 Al 結晶粒の中に、図 6-6(a-1)で確認できるように、いくつかの初晶 α 相の島とその周辺の共晶 α 相が含まれている状態から、初晶 α 相内部を分割するように微細結晶粒を形作っている。ここで留意すべきなのは、Al 結晶粒にとって共晶組織の位置づけが変化していることである。

ECAP 加工による機械的特性の変化を図 6-13 および図 6-14 に示す。強度および延性は ECAP

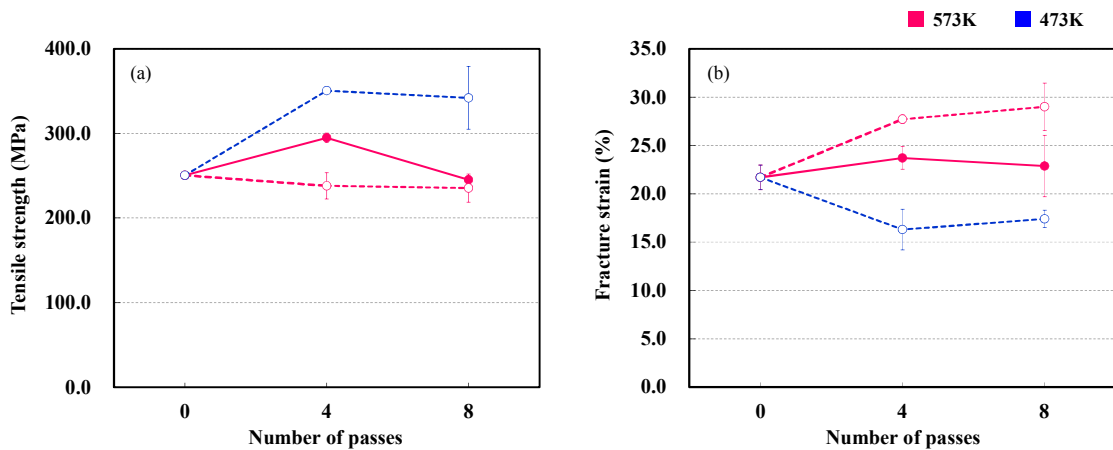


Figure 6-13: Influence of ECAP process on (a)static tensile strength and (b)fracture strain of AC4CH-S.S.. The mechanical properties of continuous ECAPed material are corresponding to the case of material which is processed by conventional ECAP at lower temperature. Each error bar represents standard deviation of the mean. —●; Tri-RD-ECAP and - - -○; conventional-ECAP with same channel configuration.

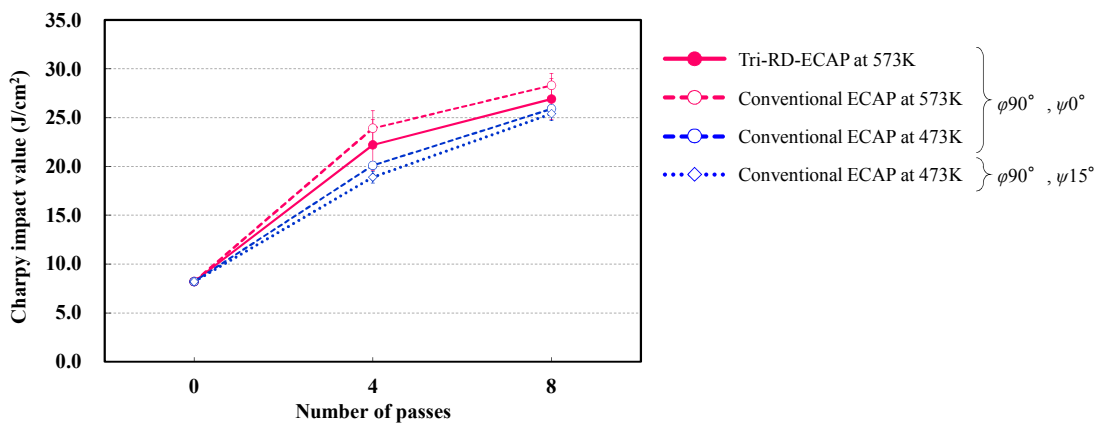


Figure 6-14: Influence of ECAP process on impact properties of AC4CH-S.S.. Material toughness is improved by ECAP without depending on processing method, processing temperature, and configuration of die corner. Each error bar represents standard deviation of the mean.

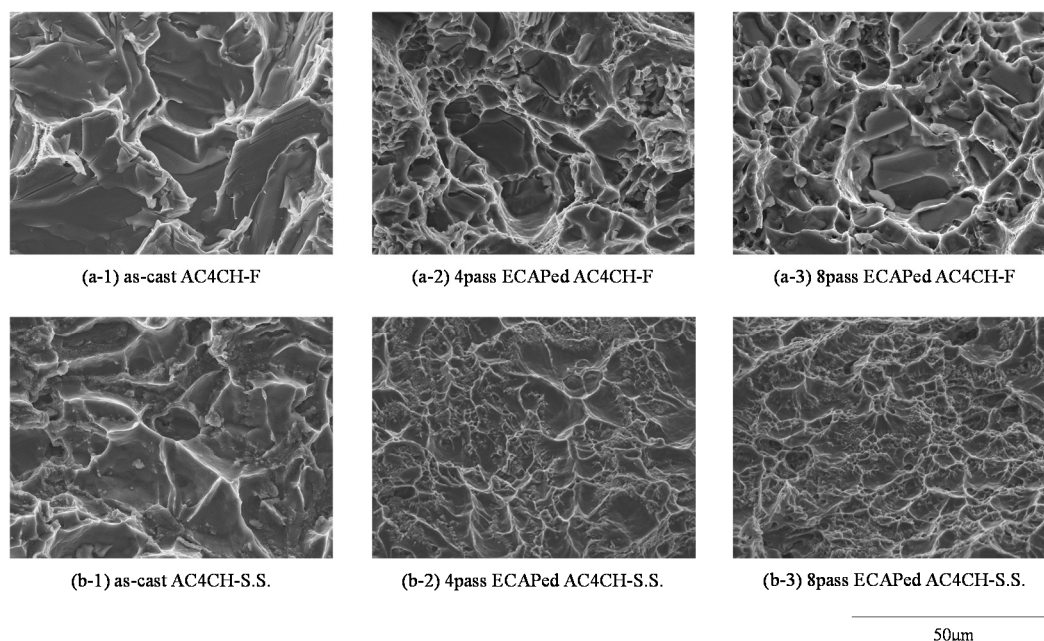
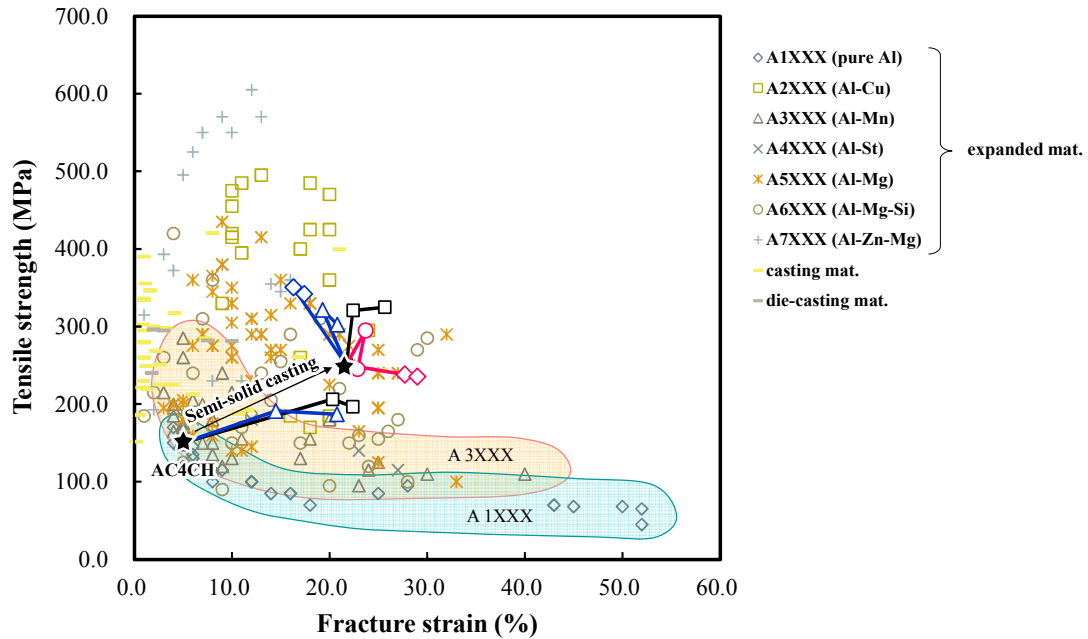


Figure 6-15: Appearance of fracture of materials (a) and (b) processed by conventional-ECAP with $\phi 90^\circ$, $\psi 15^\circ$ at 473K and Tri-RD- ECAP at 573K after Charpy impact test, respectively.

加工条件に依存したが、一方で靱性は一様に向上した。また図 6-15 に示すように、ECAP 加工を施した半凝固鑄造組織金属は特に延性破壊の特徴的な破面を示している。SPD は相当ひずみ 2 程度で転位が飽和し、相当ひずみ 5 程度以上は材質改善効果が定常状態になることが観察されている (図 5-10 参照)。図 6-6(a-3) で確認できるように本実験においても 4 パスから 8 パスにかけて結晶粒微細化は促進していないにも関わらず、靱性が大幅に向上している点が興味深い。

一般的に結晶粒微細化は材料を高強度化させるはずだが、このような共晶材の場合、その作用は複雑である。共晶を持つ Al-Si-Mg 系材料において、共晶 Si 粒子の形態はき裂の発生および伝播に大きく関係するということが中山らによって報告されている⁽⁶⁾。ECAP 加工の進行により共晶 Si 粒子がわずかに分散して共晶組織も一面に微細分散したことは前頁で確認したが、このように高延性の初晶 Al と硬さの高い Si 粒子が微細にかつ均一に分散した形態をとると、局所的な変形に対してより粘さを示すことは予想でき、これは過去の報告とも一致する傾向である⁽²⁾。このように、結晶粒界よりも Si 粒子が変形特性に支配的に作用することで単純な高強度・低延性化を抑制したことは予想できるが、加工法の違いや加工温度等の ECAP 加工条件で異なる特性を示した点については後頁で検討した。

図 6-16 に、汎用アルミニウム展伸材に対する、各種 ECAP 加工条件で材質改善を行った AC4CH 鑄造用合金の機械的特性の位置づけをプロットした。全熔融鑄造から半凝固鑄造に変更することは、強度 - 延性のトレードオフ関係からの解放に最も効果的であることがわかる。さらに、相当ひずみ量に関するパラメータ ψ を変更するよりもむしろ、強ひずみ加工温度やその熱履歴を制御すれば機械的特性を制御しやすいということがわかった。 ψ の大きさは式 5-1 より明白なように、加工時に付与できるひずみ量に関するパラメータであり、 ψ 形状が ECAP 加工に及ぼす影響



ECAP condition	Die		Channel configuration		Processing Temp. (K)
		Add. device	ϕ (deg)	ψ (deg)	
	Tri-RD-ECAP		90	0	573
	Conventional-ECAP		90	0	573
	Conventional-ECAP		90	0	473
	Conventional-ECAP		90	15	473
	Conventional-ECAP	Back pressure	90	15	473

Figure 6-16: Position of improved AC4CH among aluminum alloy for expanded materials.

については数多く検討されている。 ψ が 20°程度以下だと変形にはそれほど違いがないという報告がある^(8,9)が、これは、加工硬化指数が高いほどひずみ分布の ψ 依存性が低下するという報告⁽¹⁰⁾や、デッドゾーンが生じるために見かけ上の ψ が準完全塑性体材料で 22°生じるという報告⁽¹¹⁾からも説明でき、本実験結果はこれに相当するものだと考えられる。

6-3-2 加工条件の差異による影響

(1) 従来型 ECAP 法と Tri-RD-ECAP 法の比較

他の SPD と比べ、ECAP 加工の利点は試料の最終形状を制限されないことである。繰り返し加工を加えるために試料を金型から取り出すことのない連続式 ECAP 加工を可能にすることにより、①加工効率の向上、②試料に加わる温度履歴の変動の低減、③Bc ルートをとる ECAP 加工の実施を可能にすることがこの手法のコンセプトである。

ECAP 加工中の押し出し荷重と加工回数の関係を図 6-17 に示す。 Tri-RD-ECAP 法は従来法より

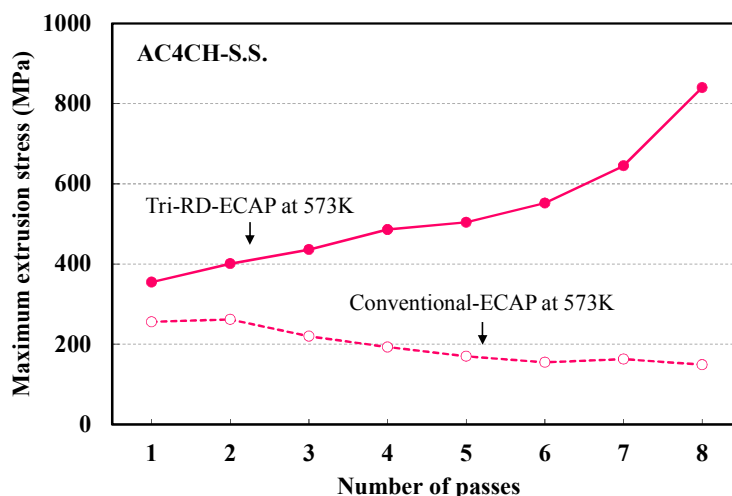


Figure 6-17: Change in the maximum value of press load required for ECAP with the number of processing passes.

金型に負担がかかることがわかる。これは、複雑な金型構成になることで、試料が接する金型の突き合せ溝が増えたので、スプリットダイ特有の荷重増加の原因がより顕著に作用していると考えられる。また図より、従来法では加工の度に押出荷重が減少しているのに対し、Tri-RD-ECAP法では増加していることが特徴的である。この原因として、1回目の押出により試料が経路幅いっぱいまで膨張されたことで、2回目以降の加工において、金型と試料との間の摩擦力が大きくなったためと考えられる。さらに、7パス目以降は特に荷重増加率が高く、これは一度試料が通過した経路を通っているためである。これより、潤滑にはさらなる工夫が必要である。

(2) 温度履歴の効果に関する見積もり

図 6-3 に示すように、連続式の ECAP 法は大幅に加工効率を向上することができた。一方で試料が加工中に受ける熱履歴の違いによる効果についても検討しなければならない。SPD を受けた試料の機械的性質に着目すると図 6-13 より、573K で Tri-RD-ECAP 法を用いたとき、従来法を用いた場合の加工温度 473K と 573K の中間の特徴を有していることがわかる。これは、連続加工することによって試料に加わる熱変動の低減の効果と推測され、数値解析上でもその傾向が明らかになっている（付録 G 参照）。通常、温間加工によるマイクロ組織の発達には、転位の導入と回復の重ね合わせの影響を常に受ける。具体的に ECAP 加工において静的再結晶を受けるタイミングというのは、材料がせん断変形を受ける屈折部以外にあるときや、パス間での待ち時間である⁽¹²⁾。その結果、加工温度が高温であることは、強ひずみ加工において、ひずみの蓄積効果が低減されることにより、新しい結晶粒の体積率の低下と平均結晶粒径の増加を引き起こすと言われている⁽¹³⁾。

そこで温間強ひずみ加工による効果から熱履歴による効果を分離して考えるために、未加工材に対して ECAP 加工時に受ける熱履歴を与えた結果を比較して図 6-18 に示した。これより SPD による効果は、①連続加工である方が強度・延性ともに向上させることができる、②523K 付近

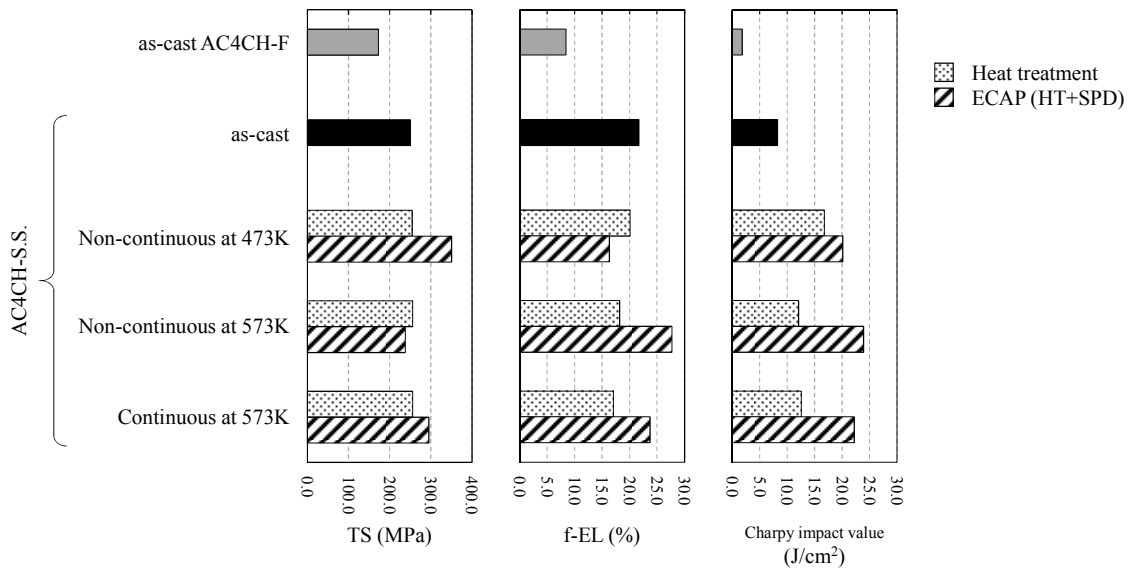


Figure 6-18: Investigation of effect of heat treatment and SPD.

の再結晶温度を境に材料延性への効果が逆になる, ③高温加工である方が靱性向上の効果が大きい, ということがわかる. また従来型 ECAP 法に相当する熱履歴を加えることで, 共晶組織については初晶が粗大化し連結する様子が観察できた. これが機械的性質に影響したと考えられる.

6-4 結言

微細結晶粒を有する半凝固鑄造アルミニウム合金の変形特性について、以下のことが明らかになった。

- 従来の非連続 ECAP 法や連続 ECAP 法を用いた 8 パスの加工を経て、粒径 100 μm の結晶粒を約 2 μm に微細化させ、材料を 4 倍に高靱化させることが可能であった。半凝固鑄造組織は ECAP 加工により、共晶組織に囲まれるようにして球状の初晶が細くなり、さらに共晶組織中の Al が拡大することで Si 粒子密度が低下した。一方で、非連続 ECAP 法の温度履歴は初晶を粗大化させるため、連続 ECAP 法の方が材質改善に適した手法である。
- 全溶融鑄造から半凝固鑄造に変更することは、強度 - 延性のトレードオフ関係からの解放に最も効果的である。しかし強ひずみ加工による材質改善は、共晶組織の変化の違いにより全溶融鑄造材の方が効果は大きい。さらに、ECAP 加工で導入できる相当ひずみ量に関する幾何学的パラメータを変更するよりもむしろ、強ひずみ加工温度やその熱履歴を制御すれば材料設計しやすい。
- 強ひずみ加工中に起きる再結晶現象が連続か不連続かどうかということに注視するよりも、雰囲気温度やピン止め効果を生む微細粒子の含有率を調整することが粒成長挙動をより制御しやすい。
- 下記の実験的な検証結果を根拠に、結晶粒界よりも Si 粒子の形態が変形特性に支配的に作用すると推測した。
 - 一般的な結晶粒微細化の傾向である高強度・低延性化に従わなかったこと (6-3-1(2)項)
 - 4 パス加工材と 8 パス加工材を比較したとき、初晶と共晶の構造は変化する一方で結晶粒径は変化しておらず (6-3-1(1)項)、また強度 - 延性のトレードオフ関係にほぼ従っているにも関わらず、靱性が向上したこと (6-3-1(2)項)

参考文献

- [1] Nishida Y., Arima H., Kim J. C., Ando T. (2001): “Rotary-die equal-channel angular pressing of an Al-7 mass% Si-0.35 mass% Mg alloy”, *Scripta Materialia*, Vol. 45, No. 3, pp. 261-266.
- [2] Ma A., Suzuki K., Nishida Y., Saito N., Shigematsu I., Takagi M., Iwata H., Watazu A., Imura T. (2005): “Impact toughness of an ultrafine-grained Al-11mass%Si alloy processed by rotary-die equal-channel angular pressing”, *Acta Materialia*, Vol. 53, No. 1, pp. 211-220.
- [3] Davies V. L. (1964-65): “Mechanisms of crystallization in binary eutectic systems”, *Journal of the Institute of Metals*, Vol. 93, pp. 10-14.
- [4] Wang J., Li P., Mi G. (2010): “Microstructural evolution caused by electromagnetic stirring in superheated AlSi7Mg alloys”, *Journal of materials Processing Technology*, Vol. 210, No. 12, pp. 1652-1659.
- [5] Wołczyński W. (2012): 『Modern aspects of bulk crystal and thin film preparation (Cp. 9: Pattern selection in crystal growth)』, *InTech*, pp. 187-212.
- [6] Nakayama Y., Miyazaki T. (2011): “Effect of Eutectic Si Particle Morphology on ECAP Formability and Mechanical Properties of AC4CH Aluminum Casting Alloys”, *Materials Transactions*, Vol. 52, No. 11, pp. 2045-2051.
- [7] Nomura F., Matsuba T., Tanaka T., Imaida Y. (2010): “Improvement of mechanical properties of semi-solid alloys by ECAP processing”, *Advanced Materials Research*, Vol. 123, pp. 483-486.
- [8] Xu C., Langdon T. G. (2003): “Influence of a round corner die on flow homogeneity in ECA pressing”, *Scripta Materialia*, Vol. 48, No. 1, pp. 1-4.
- [9] Xu C., Furukawa M., Horita Z., Langdon T. G. (2005): “The evolution of homogeneity and grain refinement during equal-channel angular pressing: A model for grain refinement in ECAP”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 398, Issue 1-2, pp. 66-76.
- [10] Yoon S. C., Quang P., Hong S. I., Kim H. S. (2007): “Die design for homogeneous plastic deformation during equal channel angular pressing”, *Materials Processing Technology*, Vol. 187-188, pp. 46-50.
- [11] Kim H. S., Seo M. H., Hong S. I. (2000): “On the die corner gap formation in equal channel angular pressing”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 291, Issue 1-2, pp. 86-90.
- [12] Sitdikov O., Sakai T., Avtokratova E., Kaibyshev R., Tsuzaki K., Watanabe Y. (2008): “Microstructure behavior of Al-Mg-Sc alloy processed by ECAP at elevated temperature”, *Acta Materialia*, Vol. 56, Issue 4, pp. 821-834.
- [13] Mazurina I., Sakai T., Miura H., Sitdikov O., Kaibyshev R. (2008): “Effect of deformation temperature on microstructure evolution in aluminum alloy 2219 during hot ECAP”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 486, Issue 1-2, pp. 662-671.

第7章 衝撃後方押し出し成形性に 及ぼす加工前組織形態の影響

7-1 はじめに

第 6 章にて、半凝固鑄造および ECAP 加工の複合効果により、強度と延性のトレードオフ関係を保つことなく、靱性が大幅に向上することが明らかになった。また AC4CH-S.S.は A3003-O と同等の均一伸びを有しながら低降伏比なので、展伸材 A3003 並みに大変形を伴う塑性加工に対応できると予想できる。

本章では、衝撃後方押し出し成形によって薄肉管体を成形し、種々の金属組織をもつアルミニウム合金の成形性を評価することを目的とする。室温にて厚み 0.5mm の薄肉円筒カップを 1 工程で作製し、特に ECAP 加工による強ひずみ加工材に対する塑性加工後の変化を観察した。

7-2 実験手法

7-2-1 衝撃後方押し出し成形

加工フローを図 7-1 に示す。押し出し成形を行うために寸法 $\phi 9.2\text{mm} \times$ 高さ 9mm の被加工材を用意した (ステップ A)。さらに、AC4CH-S.S.に関しては、6-2-1 項で述べた手法を用いて結晶粒微細化試料も用意し (ステップ B)、先述の寸法の被加工材を切り出した (ステップ C)。このとき ECAP 加工は、 $\phi 90^\circ$ 、 $\psi 15^\circ$ の経路を持つ従来型 ECAP 法の金型を用いて、加工温度 473K で実施した。

衝撃後方押し出し成形の金型は、被加工材を設置する金型溝の径 $D=9.4(\text{mm})$ 、溝深さ $H=15(\text{mm})$ 、パンチ径 $d=8.4(\text{mm})$ とした (図 5-8 参照)。したがって管体側面の板厚は $t_s=0.5\text{mm}$ であり、また底の板厚は $t_b=1\text{mm}$ 程度となるようにプレスモーションを制御して、円筒管体を作製した (ステップ D)。加工には、AC サーボプレス (株式会社小松製作所, HIF200) を用いた。押し出し速度は 375mm/sec, 加工温度は室温である。潤滑剤にはステアリン酸亜鉛を使用した。ダイ (図 7-2(a) 参照) はパンチが挿入される穴付近を SKH51 焼入れ材で、その周囲を SKD61 焼入れ材で作製した。またパンチ (図 7-2(b), SKH51 焼入れ) は先端に段差およびテーパを付与することで、パンチと成形品との接触面積を減らし、発生する摩擦力を低減した。作製した成形品は後述する手法を用いて評価した。

7-2-2 評価手法

(1) 成形品の寸法測定

円筒管体の肉厚を、超音波厚さ計 (オリンパス株式会社, 45MG) を用いて測定した。

(2) 成形品の機械的特性の測定

万能試験機 (INSTRON Corporation, 5583) を用いて常温にて押し出し方向 (Extrusion direction : ED) の静的変形特性 (平均公称ひずみ速度 $1.0 \times 10^{-3}/\text{s}$) を得た。成形品は放電加工機によりスリットを入れ、標点間距離 13mm, 標点間幅 5mm, 肩部 R2 のダンベル型円筒試験片を作製した。両端のつかみ部には芯金を挿入し、菱型のチャックで掴んで引張りを行った。

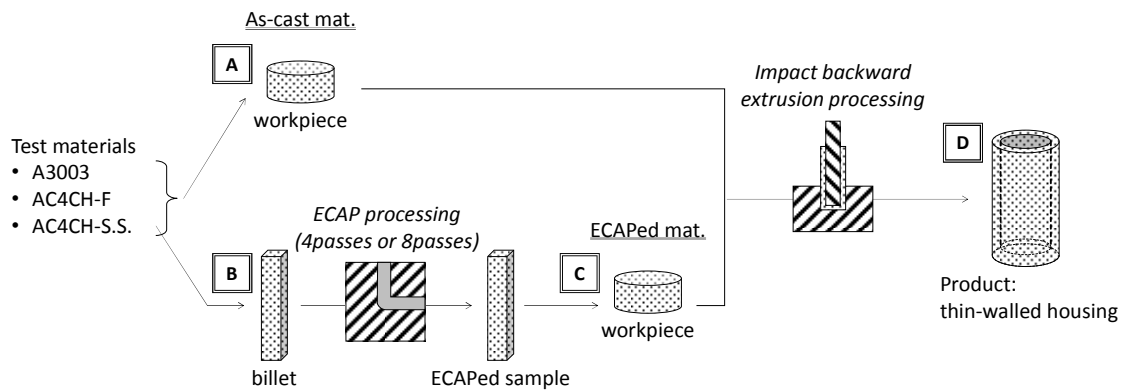


Figure 7-1: Processing flow chart.

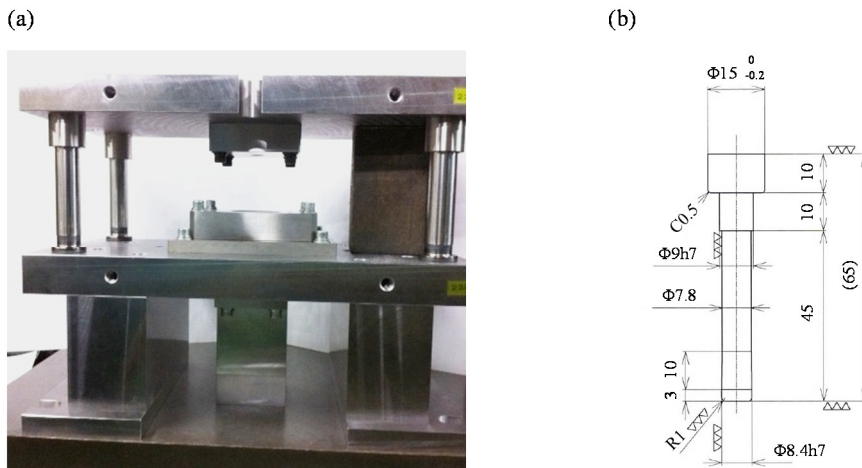


Figure 7-2: Die set of impact backward extrusion press. The punch, shown in (b), and the stripper set up on upper and lower die in (a), respectively.

(3) 成形品の微小硬さ分布の測定

マイクロビッカース硬さ試験機（株式会社島津製作所，HMV）を使用し，負荷荷重 0.49N（荷重保持 15 秒）にて円筒管体の縦断面の硬さ分布の測定を行った。

(4) 成形品の組織観察

光学顕微鏡（株式会社ニコン，OPTIPHOT-100）および走査型電子顕微鏡（日本電子株式会社，JSM-6301F）を用い，成形品断面の金属組織観察を行った．材料塑性流動方向に沿って観察できるように成形品の縦断面をワイヤ放電加工機で切り出し，冷間樹脂埋め後，機械研磨，電解研磨を経て観察試料を作製した．機械研磨はダイヤモンド懸濁液 $9\mu\text{m}$ ， $6\mu\text{m}$ ， $3\mu\text{m}$ およびコロイド状シリカ懸濁液 $0.04\mu\text{m}$ の順に行い，鏡面に仕上げた．

7-3 結果および考察

衝撃押し出し成形前の材料の観察および特性評価は 6-3-1 項で行った。

7-3-1 最適な被加工材の検討

衝撃押し出し成形に要する最大押し出し荷重を図 7-3 に示す。材料間の全体的な傾向は引張強さと似通っているが、特に ECAP 加工を施した AC4CH-S.S.材は AC4CH-F 材よりも加工力を必要としなかった点に注目すると、これは延性の高さに起因しているとも考えられる。

また AC4CH-F は、図 7-4 の成形品の外観写真に示すように、割れや高さの不均一が生じることがあり、安定した成形が他の材料よりも困難であった。この原因としては極端な破断ひずみの低さが考えられる。

薄肉の衝撃押し出し成形では、非常に厳しい大変形を伴うために、材料の延性が決め手となると予想できる。今回の成形実験では非常に薄肉のためダイとパンチの心合わせの精度がシビアに求められるが、パンチの弾性変形等により偶発的に生じたずれにより、成形品底部で最も偏肉が発生した。図 7-5 に示したのは割れを伴う成形不良を引き起こしたときの最大偏肉量の傾向を表した図であり、偏肉量が大きい場合は割れが多く発生する。また、AC4CH-S.S. の ECAPed 材に注

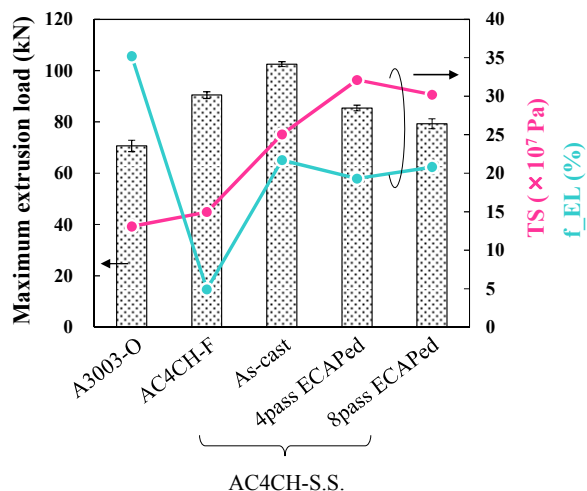


Figure 7-3: Press load required for forming a housing. Each error bar represents standard error of the mean.

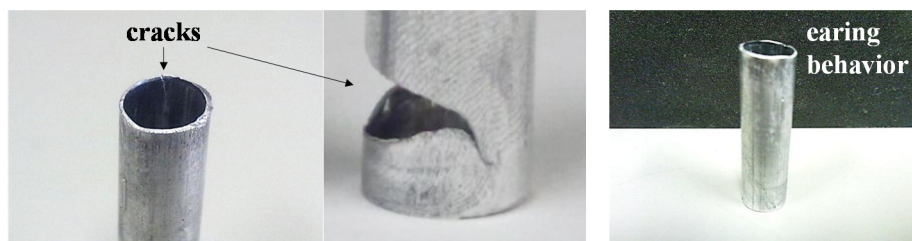


Figure 7-4: Defects in impact backward extrusion using AC4CH-F.

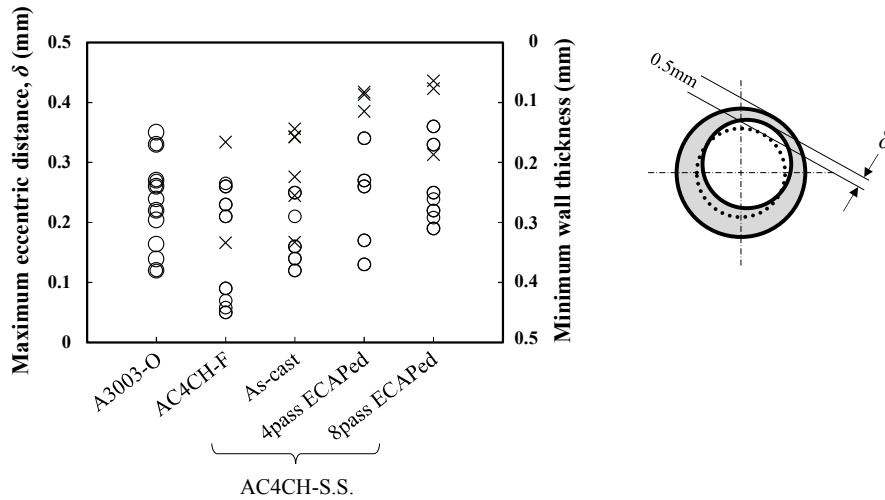


Figure 7-5: Correlation between shape defects and eccentric distance. Plots indicate whether product has any cracks (×) or not (○). Maximum eccentricity is defined as absolute value of maximum gap between thickness distribution of a product and target thickness, 0.5mm in this case.

目すると、as-cast AC4CH-S.S.材、AC4CH-F 材と比較して偏肉量が大きい場合でも成形が可能であることがわかる。よって今回の供試材の中では、ECAP 加工を施すことで強度および延性がともに十数%向上した AC4CH-S.S.は薄肉成形に適しており、A3003-O 相当の成形性を有していることがわかった。

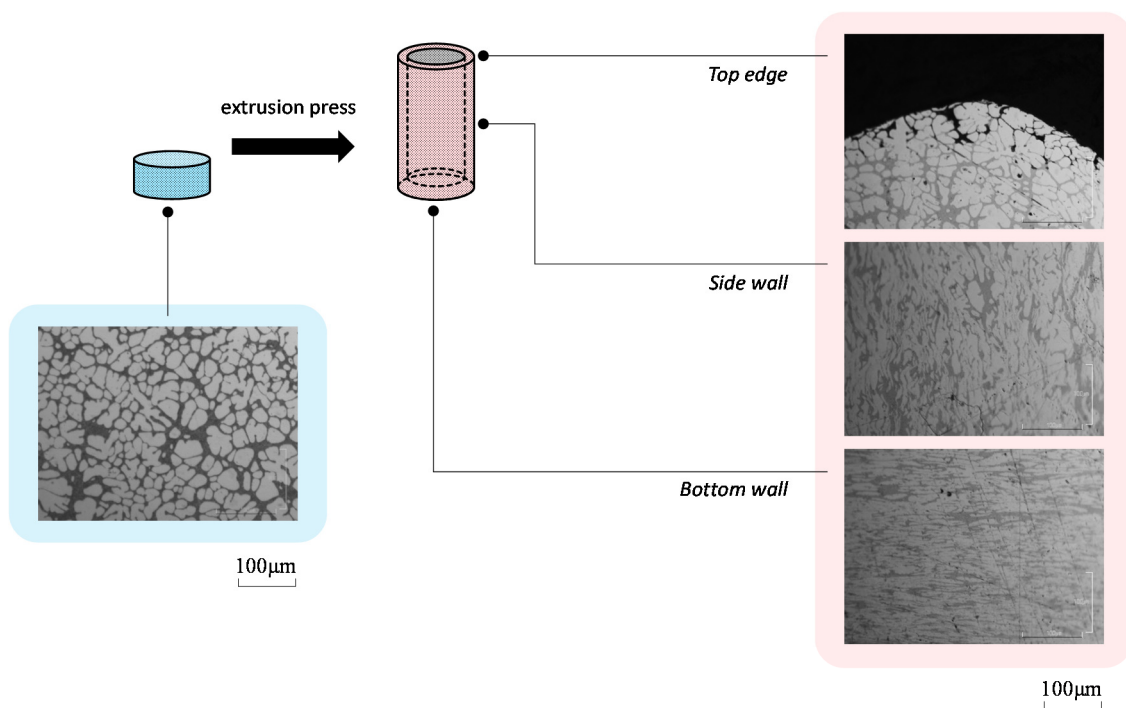
7-3-2 押し成形後材料の観察

(1) 塑性流動挙動

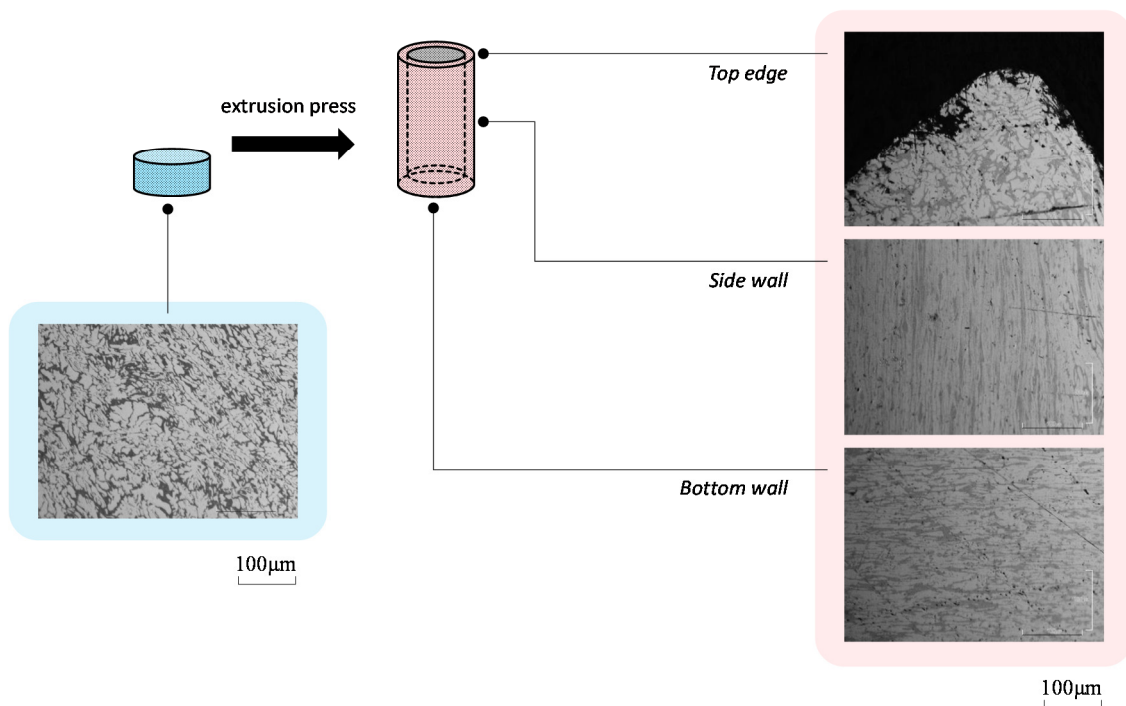
成形品の縦断面の組織写真を図 7-6、図 7-7 に示す。加工前の金属組織と比較すると、衝撃押し出し成形によって上端部はほとんど変形を受けておらず、側壁部および底部では押し出し方向へ大きく引き伸ばされたような材料の塑性流動の様子が観察できた。また加工前の初期粒径に関わらず、加工後は粒径 1 μ m 以下に一樣に微細化することが明らかになった。これらの傾向はすべての材料において見られた。高いアスペクト比断面への押し出し加工は、圧延時に得られるものと似た集合組織を生成すると言われている⁽¹⁾。また ECAPed 材の塑性流動挙動に着目すると、非 ECAP 材と比較して共晶組織形態の変化は少ないことがわかる。

(2) 成形による材質の変化

図 7-8(a)に示すように、すべての材料において成形品の上端部は最も硬さが低く、ほとんど加工前の硬さのままであるが、その後塑性流動が進む方向に約 2mm にわたって硬さが上昇している。全体的に側壁部の硬さは一定値であった。加工前後の平均硬さを図 7-8(b)に、引張強さ



(a) as-cast AC4CH-S.S.



(b) 4pass ECAPed AC4CH-S.S.

Figure 7-6: Change in microstructure before and after impact backward extrusion. Whitish area; primary α -Al, dark area; eutectic α +Si+Mg₂Si.

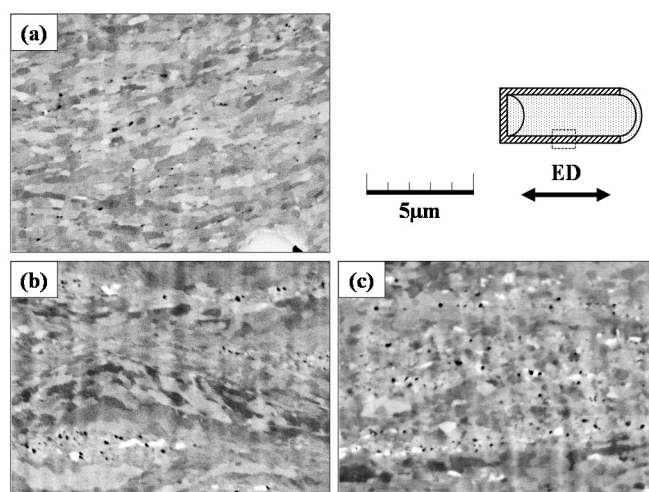


Figure 7-7: Compositional SEM image of cylindrical housing composed of (a) as-cast AC4CH-F, (b) -S.S., and (c) 4pass ECAPed AC4CH-S.S..

や破断伸びの変化を図 7-9 に示す. 衝撃押し成形前後の結果を比較すると, A3003-O, AC4CH-F, AC4CH-S.S., つまり非 ECAP 材は成形によって硬さや強度が大幅に上昇した. 一方で, ECAPed 材はその増加量は ECAP のパス数を重ねるにつれ減少したが, これは加工前にすでに微細な共晶組織を有しているために塑性流動性が良かったことによるものだと考えられる. さらに, 非 ECAP 材に比べ ECAPed 材の成形による延性の低下率は小さかった.

このことから衝撃押し成形は, 深絞り等の一般的な塑性加工に見られるような単純に材料を加工硬化させるのではなく, 一種の強ひずみ加工として捉えるのが妥当だと考えられる. ECAP 加工を施した AC4CH-S.S.に関して, 7-3-2(1)項では成形による共晶組織の変化は少ないということを示した. Ferrasse ら⁽²⁾はもともと ECAP 加工を受けた UFG 材はその後の強ひずみ加工 (例えば圧延) による動的再結晶の影響を受けにくいことを指摘しており, これは, 超微細結晶粒を持つ材料は非 ECAP 材よりもさらなる強塑性加工にも耐えうることを示唆している.

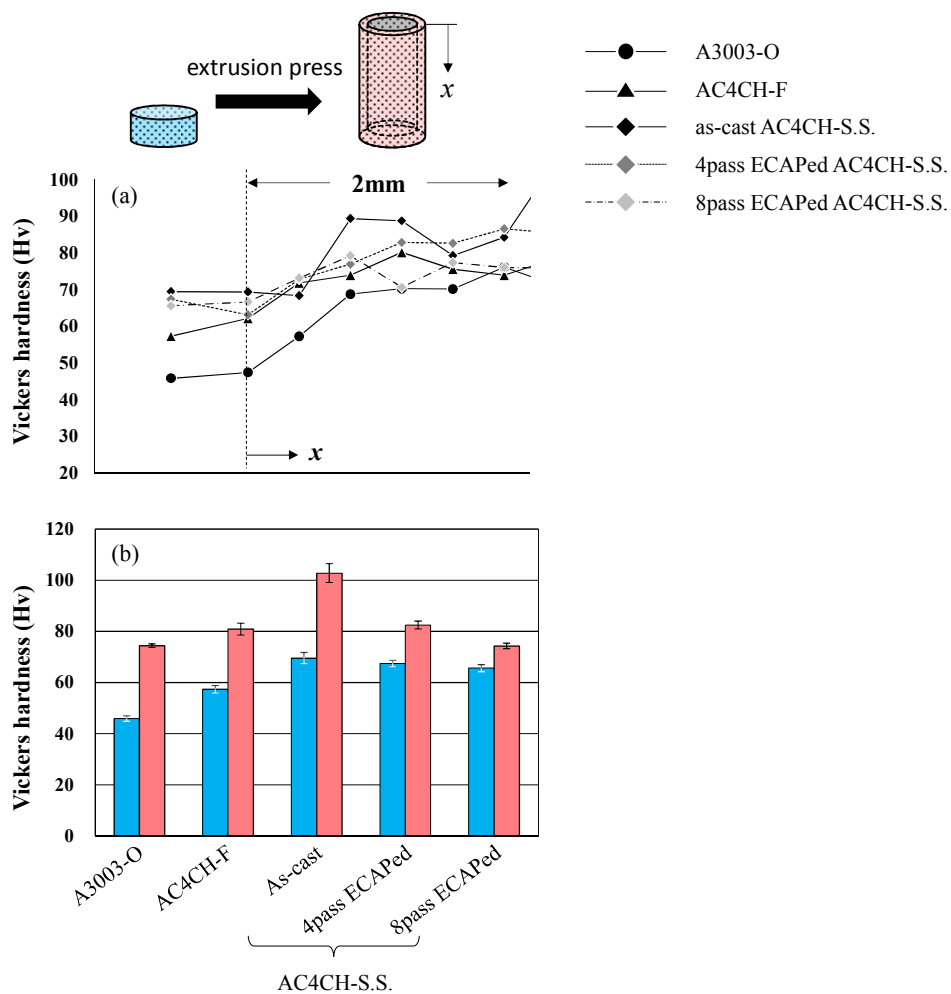


Figure 7-8: Evolution of micro-hardness before and after impact backward extrusion. (a) Distribution of hardness at housing top edge. Uppermost part is almost as before the forming. (b) Average value of sidewall hardness is indicated as data from products. Each error bar represents standard error of the mean. Not all materials are increased in hardness at the same proportion by forming.

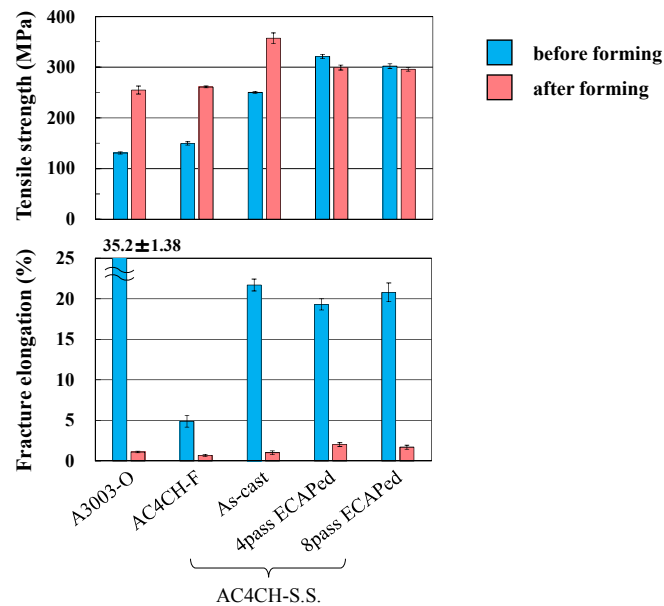


Figure 7-9: Evolution of deformation properties before and after impact backward extrusion. Each error bar represents standard error of the mean.

7-4 結言

微細結晶粒を有する半凝固鋳造アルミニウム合金の塑性加工性について、以下のことが明らかになった。

- ECAP 加工を施した AC4CH-S.S.は強度と延性のバランスが良いために薄肉成形に適しており、高強度の割に低い加工力で成形が可能で、A3003-O 相当の成形性を有している。また成形による ECAPed 材の材料硬さの変化は、非 ECAP 材ほどの増加率ではなかった。
- 衝撃押し出し成形は材料を単純に加工硬化させるのではなく、一種の強ひずみ加工として材料に働きかけ、その成形性は加工前材料の機械的特性、加工履歴、組織形態等の影響を複合的に受けるということが判断できた。

参考文献

- [1] 稲数直次, 北村昌彦, 松本英幹 (1986): “Al-Mg-Si 合金の角型押し出し材の集合組織と機械的性質”, 日本金属学会誌, 50 巻, 11 号, pp. 1016-1022.
- [2] Ferrasse S., Segal V. M., Alford F. (2004): “Effect of additional processing on texture evolution of Al0.5Cu alloy processed by equal channel angular extrusion”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 372, Issue 1-2, pp. 44-55.

第 8 章 結論

本研究では、複雑な合金化に頼らないリサイクル性に優れた材質制御法として、数十 μm レベルで特性の異なる相を分布させるヘテロ構造組織化技術に着目した。この手法は多様な材質の設計を可能としている一方で、複雑な温度コントロールによる組織制御技術が必要なために成形性は必ずしも安定しているとは言えない。さらにこのような組織を持つ金属の変形特性については、構成相ごとの変形特性の加成則によって単純に決まるわけではないということが報告されている。従来の塑性加工シミュレーションでは、準静的引張試験等の一般的な巨視的材料試験のみによって求めたパラメータを用いて材料を特徴づけるが、さらなる予測の高精度化のためには今後より内部構造が複雑化するヘテロ構造組織金属材料をいかにモデリングするかどうかという点が重要である。そこで、ヘテロ構造組織の違いが変形特性ひいては成形性に与える影響について、実材料の観察を通して体系的に検討することで微視的構造やその挙動が巨視的現象として発現するメカニズムを解明することを目的とし、詳細な材料試験や微視的なキャラクタリゼーションを行った。

二種類の複合組織型金属を取り上げ具体的な検討を行った結果、鉄系複合組織金属である Dual Phase 型高張力鋼（第 3～4 章）および非鉄系複合組織金属である半凝固铸造 Al-Si7-Mg0.3 アルミニウム合金（第 6～7 章）について、以下の結論を得た。

(1) 鉄系複合組織金属の塑性加工性

高張力鋼板は軽量化の可能性と高いエネルギー吸収性を兼ね備えており、自動車車体の衝撃吸収部材へ積極的に適用されている。Dual Phase 型高張力鋼は熱処理プロセスにより、硬質マルテンサイト相と軟質フェライト相の体積率および硬さの差を調整することが可能であり、同一化学組成を保ちながら成形性を設計することができる。そこで板材成形において重大な形状不良を引き起こす原因となりうるスプリングバック現象に注目し、ヘテロ構造組織との関連性を検証した。

その結果、曲げ曲げ戻し変形においてスプリングバックを引き起こす残留応力に関連する、反転負荷における流動応力の変形履歴依存性、つまり Bauschinger 効果は、母相の変形特性が独立的に寄与するのではなく、むしろ複合組織構造が支配的となって発現すると推測した。また変形時のひずみ速度が増すと、Bauschinger 効果の影響は減少するという背応力のひずみ速度依存性について明らかにしたが、この要因の一つにはヘテロ構造を構成する各相の応力のひずみ速度依存性により母相と硬質第二相の初期降伏点の差が変化したことによって予変形時の局所的な応力分布の違いが顕著に表れたためであることが挙げられた。

マルテンサイト含有率や炭素含有率によって材料が高強度化すると、Bauschinger 効果の影響は増大し、Bauschinger 効果のひずみ速度依存性および予ひずみ量依存性は減少した。一方で、同一金属組織を有する材料で比較したとき、強度異方性による引張強さの高い方向に沿って現れる Bauschinger 効果の傾向は逆であった。そのため Bauschinger 効果をはじめとする履歴依存のある変形特性は一般的な材料試験による評価値では整理できず、さらに偶発的に生じるヘテロ構造組織の製造誤差は、静的引張特性に影響を及ぼさなくても、高速変形下では変形特性に影響を与えやすいことが明らかになった。

このような鋼板の生産時に生じる金属組織のばらつきや、変形のひずみ速度の違いが Bauschinger 効果の発現スケールに及ぼす影響は、曲げ曲げ戻し変形を伴うハット曲げ成形によって引き起こされるスプリングバック量に影響するものであり、許容できない誤差を生じることが予測された。したがって今後、このような詳細な実験データを材料モデルに導入することは有用である。

(2) 非鉄系複合組織金属の塑性加工性

共晶系合金の変形特性は、共晶の組織形態によって大きく影響を受けることが知られているため、これを制御することにより同一化学組成を保ちながら材料の機械的性質ならびに成形性を設計できる可能性がある。そこで種々の casting 法と強ひずみ加工法を組み合わせる様々な初晶・共晶構造を創生することで、材質改善の複合効果を確認した。さらに難加工への応用を検討するため薄肉筐体成形を行い、ヘテロ構造組織との関連性を検証した。

その結果、ECAP 加工による結晶粒微細化の効果よりも、三次元的なせん断変形の繰り返しによる Si 粒子の形態および配置の変化が、変形特性に支配的に作用したと推測した。半凝固 casting 組織は全溶解 casting 組織に比べ、析出した硬質な Si 相の微細球状化により靱性に優れている。また ECAP 加工は、全溶解 casting 組織に対しては粗大な Si 相を微細化する働きがあり、半凝固 casting 組織に対しては球状の軟質な初晶 Al を細かくし Si 粒子を分散させる傾向にあった。一方で、加熱と冷却を繰り返す非連続温間 ECAP 法の温度履歴は初晶を粗大化させるため、連続温間 ECAP 法の方が材質改善に適した手法であることが明らかになった。

全溶解 casting から半凝固 casting に変更することは、強度 - 延性のトレードオフ関係からの解放に最も効果的である。しかし強ひずみ加工による材質改善は、共晶組織の変化の違いにより全溶解 casting 材の方が効果は大きい。また、ECAP 加工で導入できる相当ひずみ量に関する幾何学的パラメータを変更するよりもむしろ、強ひずみ加工温度やその熱履歴を制御すれば材料設計がしやすいことがわかった。

このように ECAP 加工を施した半凝固 casting アルミニウム合金は強度と延性のバランスが良く、すでに微細な共晶組織を有しているために局所的な塑性流動を伴う薄肉成形に適していた。高強度の割に低い加工力で衝撃後方押し出し成形が可能であり、さらなる強塑性加工に耐えることが示唆された。

以上より、ヘテロ構造を有する複合組織型金属について、所望の巨視的物性を得るための材料設計指針や従来の材料モデリングの限界について明らかにした。いずれの試料においても、結晶粒界や転位下部組織よりもスケールの大きいヘテロ構造に由来した変形機構が支配的であることが明らかになった。今後、低炭素社会に向けた置換材料の開発は、より一層の高強度化、軽量合金化、希少元素の添加量削減への要求に伴い、金属組織の多様化が進むと予測される。本研究の成果は、材料開発、設計、生産・加工の分野で工学的有用性を発揮する。

付録 A 平板の曲げ理論

ここでの前提

● 応力状態

平板を曲げたときには，曲げ円周方向に対する曲げ応力 σ_θ だけでなく，板幅が板厚に比べて広いことによって幅方向の変形が拘束されて発生する板幅方向の応力 σ_w ，曲げによって板厚内部で板厚方向に発生する圧縮応力 σ_t ，その他にも不均等曲げによるせん断応力等が存在するので，厳密には三次元問題として考えなければならない。

ここでは簡単のため，せん断応力や σ_t の発生を無視した二次元問題すなわち平面ひずみ状態を仮定することとする。つまり主応力等は，

$$\sigma_1 = \sigma_\theta > \sigma_2 = \sigma_w > \sigma_3 = \sigma_t = 0, \varepsilon_2 = \varepsilon_w = 0 \quad (\text{Eq. A-1})$$

● 材料の加工硬化特性

引張と圧縮の応力 - ひずみ関係は同一と仮定し，すなわち板表面から板厚の 1/2 の面(曲率 r_m) が中立面(曲率 r_n) であるとする。

$$r_n = r_m \quad (\text{Eq. A-2})$$

また材料特性は一般化して $\varepsilon = f(\sigma)$ と書くことができるが，ここでは図 A-1 に示す線形硬化弾塑性体を仮定する。つまり，

$$\begin{aligned} \sigma &= \sigma_e + D(\varepsilon - \sigma_e/E) = \sigma_e' + D\varepsilon \\ \Leftrightarrow \varepsilon &= f(\sigma) = (\sigma - \sigma_e')/D \end{aligned} \quad (\text{Eq. A-3})$$

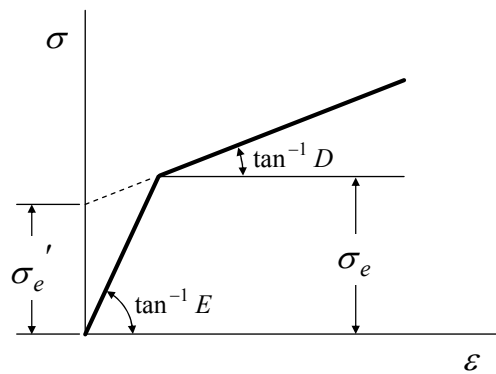


Figure A-1: Symbols used in equations regarding work-hardening behavior.

準備

● 全ひずみ理論に基づく塑性域の構成方程式

変形中にひずみ成分比が一定となる場合（比例負荷）に適用できる。

[仮定 I] 塑性偏差ひずみ e_i は偏差応力 s_i に比例する

$$\frac{e_1}{s_1} = \frac{e_2}{s_2} = \frac{e_3}{s_3} = \lambda \quad (\text{Eq. A-4})$$

ただし,

λ : 比例定数 ($\lambda > 0$)

塑性偏差ひずみ $e_i = \varepsilon_i - \varepsilon_m$ (平均塑性ひずみ $\varepsilon_m = (\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3)/3$)

偏差応力 $s_i = \sigma_i - \sigma_m$ (平均垂直応力 $\sigma_m = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$)

[仮定 II] 塑性ひずみによって体積は変化しない (塑性的非圧縮性)

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0 \quad (\text{Eq. A-5})$$

仮定 II より, $\varepsilon_m = 0 \Leftrightarrow e_i = \varepsilon_i$

また仮定 I より, 式 A-6 の Hencky-Nadai の方程式が導かれる。

$$\begin{aligned} \varepsilon_1 &= \lambda \cdot s_1 = \lambda \cdot \left\{ \sigma_1 - \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \right\} = \frac{2}{3} \lambda \left(\sigma_1 - \frac{\sigma_2 + \sigma_3}{2} \right) \\ \varepsilon_2 &= \lambda \cdot s_2 = \lambda \cdot \left\{ \sigma_2 - \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \right\} = \frac{2}{3} \lambda \left(\sigma_2 - \frac{\sigma_3 + \sigma_1}{2} \right) \\ \varepsilon_3 &= \lambda \cdot s_3 = \lambda \cdot \left\{ \sigma_3 - \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \right\} = \frac{2}{3} \lambda \left(\sigma_3 - \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} \right) \end{aligned} \quad (\text{Eq. A-6})$$

[仮定 III] 組み合わせ応力下での加工硬化特性

組み合わせ応力下の降伏条件において, 組み合わせ応力の大きさを一軸引張応力に換算して評価するために導入された相当応力 σ_{eq} の概念を, 組み合わせ応力下の塑性変形進行の条件にも拡張して適用する. すなわち相当応力が一軸引張の降伏応力を超えて増大するにつれて塑性ひずみも増加する. この塑性ひずみの大きさを一軸引張の塑性ひずみと比較するための尺度として相当塑性ひずみ ε_{eq} という概念を導入する.

また, $\sigma_{eq} \sim \varepsilon_{eq}$ の関係は, 材料の加工硬化特性 $\sigma \sim \varepsilon$ の関係と同じであるとし, つまり, $\varepsilon_{eq} = f(\sigma_{eq})$ が成立すると仮定する.

せん断ひずみエネルギー説 (Mises)	最大せん断応力説 (Tresca)
$\sigma_{eq} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}$ $= \sqrt{\frac{3}{2}} \sqrt{s_1^2 + s_2^2 + s_3^2}$ $\varepsilon_{eq} = \sqrt{\frac{2}{3}} \sqrt{\varepsilon_1^2 + \varepsilon_2^2 + \varepsilon_3^2}$ <p>である。</p> <p>ここで $\varepsilon_i = \lambda s_i$ (仮説 I) を代入すると、</p> $\varepsilon_{eq} = \lambda \sqrt{\frac{2}{3}} \sqrt{s_1^2 + s_2^2 + s_3^2}$ <p>よって、</p> $\varepsilon_{eq} = f(\sigma_{eq}) = \lambda \cdot \frac{2}{3} \sigma_{eq} \quad (\text{Eq. A-7a})$	$\sigma_{eq} = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} = \sigma_1 - \sigma_3$ $= (s_1 + \sigma_m) - (s_3 + \sigma_m)$ $= s_1 - s_3$ $\varepsilon_{eq} = \frac{2}{3} (\varepsilon_1 - \varepsilon_3)$ <p>である。</p> <p>ここで $\varepsilon_i = \lambda s_i$ (仮説 I) を代入すると、</p> $\varepsilon_{eq} = \frac{2}{3} \lambda (s_1 - s_3)$ <p>よって、</p> $\varepsilon_{eq} = f(\sigma_{eq}) = \frac{2}{3} \lambda \cdot \sigma_{eq} \quad (\text{Eq. A-7b})$

これより、係数 λ と材料の加工硬化特性との関係が明らかになった。

式 A-7 を用いると、Hencky-Nadai の方程式 (式 A-6) は次式に示すように書き換えることができる。

$$\varepsilon_1 = \frac{f(\sigma_{eq})}{\sigma_{eq}} \left(\sigma_1 - \frac{\sigma_2 + \sigma_3}{2} \right), \quad \varepsilon_2 = \frac{f(\sigma_{eq})}{\sigma_{eq}} \left(\sigma_2 - \frac{\sigma_3 + \sigma_1}{2} \right), \quad \varepsilon_3 = \frac{f(\sigma_{eq})}{\sigma_{eq}} \left(\sigma_3 - \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} \right) \quad (\text{Eq. A-8})$$

➤ 平板曲げ応力状態における具体形

ここで、式 A-8 に平板の曲げ応力状態を適用する。式 A-1 より、

$$\varepsilon_w = \frac{f(\sigma_{eq})}{\sigma_{eq}} \left(\sigma_w - \frac{\sigma_\theta + 0}{2} \right) = 0 \quad (\text{Eq. A-9})$$

$$\Leftrightarrow \sigma_w = 0.5 \cdot \sigma_\theta = \nu \sigma_\theta$$

せん断ひずみエネルギー説 (Mises)	最大せん断応力説 (Tresca)
<p>このとき相当応力は、</p> $\sigma_{eq} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_\theta - 0)^2 + (0 - \sigma_w)^2 + (\sigma_w - \sigma_\theta)^2}$ $= \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_\theta - 0)^2 + (0 - 0.5\sigma_\theta)^2}$ $= \frac{\sqrt{3}}{2} \sigma_\theta$	<p>このとき相当応力は、</p> $\sigma_{eq} = \sigma_\theta - 0$ $= \sigma_\theta$

式 A-8 を用いると曲げ円周方向のひずみは、

$$\begin{aligned}\varepsilon_{\theta} &= \frac{f(\sigma_{eq})}{\sigma_{eq}} \left(\sigma_{\theta} - \frac{0 + \sigma_t}{2} \right) \\ &= \frac{f(\sigma_{eq})}{\frac{\sqrt{3}}{2} \sigma_{\theta}} \left(\sigma_{\theta} - \frac{0 + 0.5\sigma_{\theta}}{2} \right) \\ &= \frac{\sqrt{3}}{2} \cdot f(\sigma_{eq})\end{aligned}$$

ここで式 A-3 および仮定 III より、

$$f(\sigma_{eq}) = \frac{\sigma_{eq} - \sigma_e'}{D} = \frac{\frac{\sqrt{3}}{2} \sigma_{\theta} - \sigma_e'}{D}$$

のとき、

$$\begin{aligned}\varepsilon_{\theta} &= \frac{\sqrt{3}}{2} \frac{\frac{\sqrt{3}}{2} \sigma_{\theta} - \sigma_e'}{D} \\ \Leftrightarrow \sigma_{\theta} &= \frac{\sigma_e'}{\sqrt{3}/2} + \frac{4D}{3} \varepsilon_{\theta}\end{aligned}$$

式 A-8 を用いると曲げ円周方向のひずみは、

$$\begin{aligned}\varepsilon_{\theta} &= \frac{f(\sigma_{eq})}{\sigma_{eq}} \left(\sigma_{\theta} - \frac{0 + \sigma_t}{2} \right) \\ &= \frac{f(\sigma_{eq})}{\sigma_{\theta}} \left(\sigma_{\theta} - \frac{0 + 0.5\sigma_{\theta}}{2} \right) \\ &= \frac{3}{4} \cdot f(\sigma_{eq})\end{aligned}$$

ここで式 A-3 および仮定 III より、

$$f(\sigma_{eq}) = \frac{\sigma_{eq} - \sigma_e'}{D} = \frac{\sigma_{\theta} - \sigma_e'}{D}$$

のとき、

$$\begin{aligned}\varepsilon_{\theta} &= \frac{3}{4} \frac{\sigma_{\theta} - \sigma_e'}{D} \\ \Leftrightarrow \sigma_{\theta} &= \sigma_e' + \frac{4D}{3} \varepsilon_{\theta}\end{aligned}$$

つまり、塑性域において以下の関係が得られる。

$$\sigma_{\theta} = \frac{\sigma_e'}{\alpha} + \frac{4D}{3} \varepsilon_{\theta} \quad \text{ただし、} \alpha = \sqrt{3}/2 \text{ (Mises) , } 1 \text{ (Tresca)} \quad (\text{Eq. A-10})$$

● 弾性域の構成方程式

➤ 平板曲げ応力状態における具体形

平板の曲げ応力状態を適用する。式 A-1 より、

$$\begin{aligned}\begin{Bmatrix} \sigma_{\theta} \\ \sigma_t = 0 \\ \tau_{\theta t} = 0 \end{Bmatrix} &= \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \begin{bmatrix} 1-\nu & \nu & 0 \\ \nu & 1-\nu & 0 \\ 0 & 0 & (1-2\nu)/2 \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{\theta} \\ \varepsilon_t \\ \gamma_{\theta t} = 0 \end{Bmatrix} \\ \sigma_w &= \frac{\nu E}{(1+\nu)(1-2\nu)} (\varepsilon_{\theta} + \varepsilon_t)\end{aligned} \quad (\text{Eq. A-11})$$

ところで、式 A-9 は塑性的非圧縮性を考慮した関係式であるが、弾性変形において実際は $\nu = 0.5$ とは限らない。しかし弾塑性境界での応力の不連続を避けるため、弾性域においてもこのように仮定した。式 A-11 に式 A-9 を代入すると、弾性域において以下の関係が得られる。

$$\sigma_{\theta} = \frac{E}{1-\nu^2} \varepsilon_{\theta} \quad (\text{Eq. A-12})$$

均等曲げの解析⁽¹⁾

一定の曲率で曲げ変形を受けた曲率部に対し、その両端は曲げモーメント 0 で平坦なままで変形しない場合、すなわち均等曲げを仮定することとする（図 A-2 参照）。

● 曲げ

曲げ変形により、曲げ角 θ 、中立軸に対する曲率半径 r_n となったとする。中立軸からの任意の距離 η における円周方向の公称ひずみは、

$$\varepsilon_\theta = \frac{2(\eta + r_n)\theta - 2r_n\theta}{2r_n\theta} = \frac{\eta}{r_n} \quad (\text{Eq. A-13})$$

となる。このとき、作用している円周方向の曲げ応力 σ_θ および曲げモーメント M は、つり合い条件から以下の式が成り立つ。

$$0 = \int_{r_i}^{r_o} w \sigma_\theta d\eta, \quad M = \int_{r_i}^{r_o} w \sigma_\theta \eta d\eta \quad (\text{Eq. A-14})$$

外表面に作用する円周方向のひずみを ε_o とおくと、式 A-13 を用いた置換積分と式 A-2 により、式 A-14 の第二式は以下の通りに書き換えられる。

$$M = w \int_{r_i}^{r_o} \sigma_\theta \eta d\eta = 2wr_n^2 \int_0^{\varepsilon_o} \sigma_\theta \varepsilon_\theta d\varepsilon_\theta = 2wr_m^2 \int_0^{(t/2)/r_m} \sigma_\theta \varepsilon_\theta d\varepsilon_\theta \quad (\text{Eq. A-15})$$

● 曲げの弾性回復（スプリングバック）

除荷によるスプリングバック前後の曲げ角をそれぞれ θ 、 θ_1 、中立軸に対する曲率半径を r_n 、 r_{n1} とする。ただしこのとき $r_n\theta = r_{n1}\theta_1$ が成り立つ。スプリングバック角 $\Delta\theta$ は以下の通りである。

$$\Delta\theta = \theta - \theta_1 \quad (\text{Eq. A-16})$$

$$\frac{\Delta\theta}{\theta} = \frac{\frac{1}{r_n} - \frac{1}{r_{n1}}}{\frac{1}{r_{n1}}} \quad (\text{Eq. A-17})$$

またスプリングバック現象は、曲げ変形で負荷した曲げモーメント M と同じ大きさで逆向きに弾性変形が加わったと考えることができる。スプリングバックの際に生じる円周方向の応力の変化を $\Delta\sigma_\theta$ とすれば、このときのつり合い条件から以下の式が成り立つ。

$$0 = \int_{r_{i1}}^{r_{o1}} w \cdot \Delta\sigma_\theta \cdot d\eta_1, \quad -M = \int_{r_{i1}}^{r_{o1}} w \cdot \Delta\sigma_\theta \cdot \eta_1 d\eta_1 \quad (\text{Eq. A-18})$$

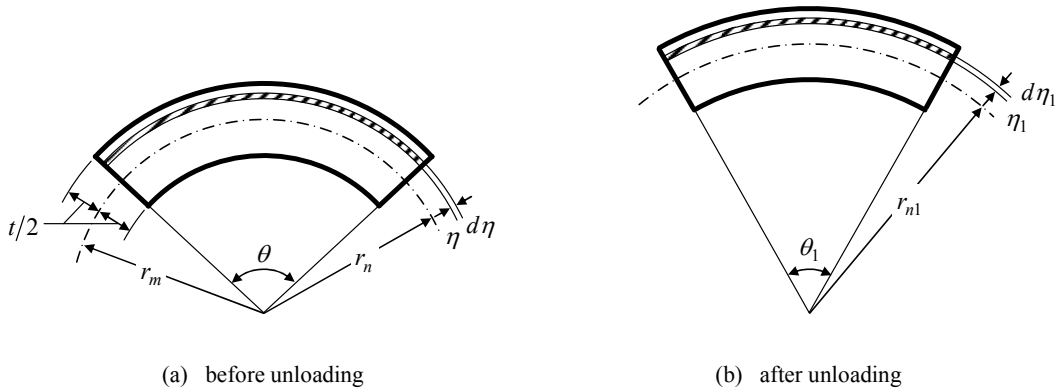


Figure A-2: Symbols used in equations regarding dimensions of bending plate. Additionally, t , w , r_i and r_o refer to plate thickness, width, curvature radius of inner and outer surface, respectively.

➤ 平面ひずみ場・線形硬化弾塑性体の場合

上記の仮定を含んだ材料の加工硬化特性 (式 A-10, 式 A-12) をそれぞれ式 A-15 および式 A-18 に代入することで、解析式が得られる。

まず、式 A-18 中にある弾性変形 $\Delta\sigma_\theta$ は式 A-12 を介してスプリングバック前後の円周方向のひずみの変化 ($\varepsilon_\theta \rightarrow \varepsilon_{\theta 1}$) と関係づけられるので、式 A-13 を利用し、

$$\Delta\sigma_\theta = \frac{E}{1-\nu^2} (\varepsilon_{\theta 1} - \varepsilon_\theta) = \frac{E}{1-\nu^2} \eta_1 \left(\frac{1}{r_{n1}} - \frac{1}{r_n} \right) \quad (\text{Eq. A-19})$$

が得られる。式 A-18 の第二式に式 A-19 を代入すると、断面二次モーメント I ($= wt^3/12$) を用いて、

$$\begin{aligned} -M &= \frac{E}{1-\nu^2} \left(\frac{1}{r_{n1}} - \frac{1}{r_n} \right) \int_{r_{n1}}^{r_{o1}} \eta_1^2 w \cdot d\eta_1 = \frac{E}{1-\nu^2} \left(\frac{1}{r_{n1}} - \frac{1}{r_n} \right) \cdot I \\ \Leftrightarrow \frac{1}{r_{n1}} - \frac{1}{r_n} &= -\frac{1-\nu^2}{EI} M \end{aligned} \quad (\text{Eq. A-20})$$

したがって式 A-17, 式 A-20 および式 A-2 より、

$$\frac{\Delta\theta}{\theta} = \frac{(1-\nu^2)Mr_m}{EI} = \frac{12(1-\nu^2)Mr_m}{Ewt^3} \quad (\text{Eq. A-21})$$

次に、曲げの塑性変形時に作用させた曲げモーメント M は式 A-15 に式 A-10 を適用することで得られる。

$$M = \frac{wt^2\sigma_e'}{4\alpha} + \frac{wt^3D}{9r_m} = \frac{EI}{r_m} \left(\frac{3r_m\sigma_e'}{\alpha tE} + \frac{4D}{3E} \right) \quad (\text{Eq. A-22})$$

最後に、式 A-22 を式 A-21 に代入し、以下の通りに解析式が得られる。

$$\begin{aligned}\frac{\Delta\theta}{\theta} &= (1-\nu^2) \left(\frac{3r_m\sigma_e'}{\alpha t E} + \frac{4D}{3E} \right) \\ &= \frac{D}{E} + \frac{9r_m}{4\alpha t E} \left(1 - \frac{D}{E} \right) \sigma_e\end{aligned}\tag{Eq. A-23}$$

参考文献

- [1] 社団法人日本塑性加工学会 編 (1995) : 『曲げ加工 ー高精度化への挑戦ー』, コロナ社.

付録 B 薄板圧縮試験の妥当性の検証

目的

本研究で開発した薄板圧縮試験手法 (3-2-1 (2) 項) によって、適切な単軸圧縮変形を行うことができるかどうかについて検証し、本実験手法における試験片の選別基準を設ける。

実験手法

3-2-1 (2) 項に記載した手法と同様とし、以下の4点について考察を行った。

(1) 長さ 12mm の試験片平行部間で均等に圧縮が行われていることを確認するため、2mm ごとにけがき線を設けて圧縮試験に供した。試験前後にデジタルカメラで写真を撮影し、画像解析によりけがき線間の長さを測定して、各けがき線間の圧縮真ひずみを算出した。この際、けがき線間の中央の寸法をマイクロメータで測定し、式 3-1 を用いて算出した。

(2) 圧縮変形時に試験片平行部両端の肩部フィレットがつぶれた場合、実験の再現性が不明確なものになってしまうため、肩部つぶれ量 ΔR についての評価を行った。なお、測定器の都合上、平行部長さ l は試験片の肩部間の長さを測定して肩部フィレットの半径分を差し引いて算出するため、肩部つぶれ量 ΔR は体積一定則を用いて算出した。

$$\Delta R = \left(\frac{w_0 t_0 l_0}{wt} - 1 \right) / 2 \quad (\text{Eq. B-1})$$

(3) 試験片を挟み込むことによって圧縮に伴い座屈することの防止を目的とした治具本体と保持部間のボルトによる締結によって、圧縮変形による板厚方向への膨張が妨げられていないことを確認するため、板厚ひずみ ε_t について評価を行った。

$$\varepsilon_t = \ln \frac{t}{t_0} \quad (\text{Eq. B-2})$$

(4) 試験片を板厚方向に支える面圧が過剰であると、負荷が単軸状態ではなくなるため、ボルトに軸力測定用のひずみゲージを埋め込み、圧縮時にボルトに生じる軸力を測定した。また、引張変形の単軸応力状態と同様に、圧縮変形においても単軸応力状態となっていることを確認するため、圧延方向に切り出した試験片の塑性ひずみ比 (r 値) についての評価を行った。単軸引張における r 値は、JIS Z2254 に基づいて 5 号試験片を用いて測定した。圧縮における r 値は、本実験で用いる試験片 (図 3-1) の変形前後の平行部寸法により算出した。

$$r = \frac{\ln(w/w_0)}{\ln(t/t_0)} \quad (\text{Eq. B-3})$$

結果および考察

(1) 均等圧縮

種々の圧縮条件における試験片平行部の各けがき線間の圧縮後寸法および圧縮真ひずみを図 B-1 に示す。軸方向に対して値の変動は少なく、圧縮変形は試験片平行部で均等になされていることが確認できた。なお本実験では、平行部内で寸法に最大 1% 以上の変動が生じた場合、不良な試験片としてその後の実験に用いないこととした。

(2) 試験片形状の妥当性

圧縮試験で生じた試験片の肩部つぶれ量を図 B-2 に示す。また式 3-1 および式 B-1 より、平行部の圧縮量 Δl ($\Delta l = l_0 - l$) をパラメータとして、

$$\Delta R = [l_0 \{ \exp(-\varepsilon_{pre}) - 1 \} + \Delta l] / 2 \quad (\text{Eq. B-4})$$

という関係式が得られるので合わせて図に示した。同一圧下量で圧縮しても圧縮ひずみ量 ε_{pre} に多少のばらつきが見られるが、この原因としては試験片全長のばらつき等が考えられる。また各圧下量においては式 B-4 の関係式にほぼ従ってはいるが、圧縮速度に依存せず、圧縮治具で用いたボルトの締め付けトルクの大きさや不均一さから多少のばらつきが見られた。なお本実験では、肩部のつぶれにより弾性応力集中係数⁽¹⁾の 5% 増加までを許容するとし、 $\Delta R \geq 0.1(\text{mm})$ の場合、不良な試験片としてその後の実験に用いないこととした。

(3) 圧縮治具による拘束

図 B-3 より、板厚ひずみ量は加えた圧縮ひずみ量の増加に伴い増加している。したがって治具本体部と保持部間のボルトによる締結が、試験片の板厚方向の変形を抑制していないことを確認できた。

(4) 圧縮時の負荷状態

圧縮試験時にボルトに生じた軸力の計測より、試験片にかかる面圧を算出した結果を図 B-4 に示す。図より、圧縮試験中に試験片平行部に生じた面圧は、圧縮変形応力の増加に伴い増加し、その 2% 程度に収束した。また材料の 0.2% 耐力に対して、面圧は 3% 程度に収まった。圧縮過程の様子は、まず図中の点 O→A にかけて治具と試験片のすきまが埋められ、治具が弾性変形し、点 A→B にかけて治具とボルトに存在するすきまによって保持部が外側へ移動し、それ以降は試験片の膨張による面圧が直接的に加わっていると考えられる。なお、圧縮変形応力に対する面圧が異常に高くなっているところがあるが、これは圧縮変形応力の低下によるものである。

また単軸引張における r 値を合わせて図 B-3 に示す。図より、計測誤差の範囲ではばらついてはいるものの、引張および圧縮の r 値はほぼ一致していると言える。

面内圧縮試験においては、試験片には必ず面圧が生じるため、単軸変形となっていない可能性がある。この場合、静水压依存性などの影響を受けることが考えられるが、桑原ら⁽²⁾は面内圧縮において面圧を 0.2% 耐力の約 1% としたときに、Dual Phase 鋼の流動応力は単軸引張より 5% 程度だけ増加し、また r 値はほぼ同じであったと確認したので、本実験において圧縮変形と引張変形の流動応力の差は無視できる程度だと考えられる。このことから、圧縮試験は引張試験と同

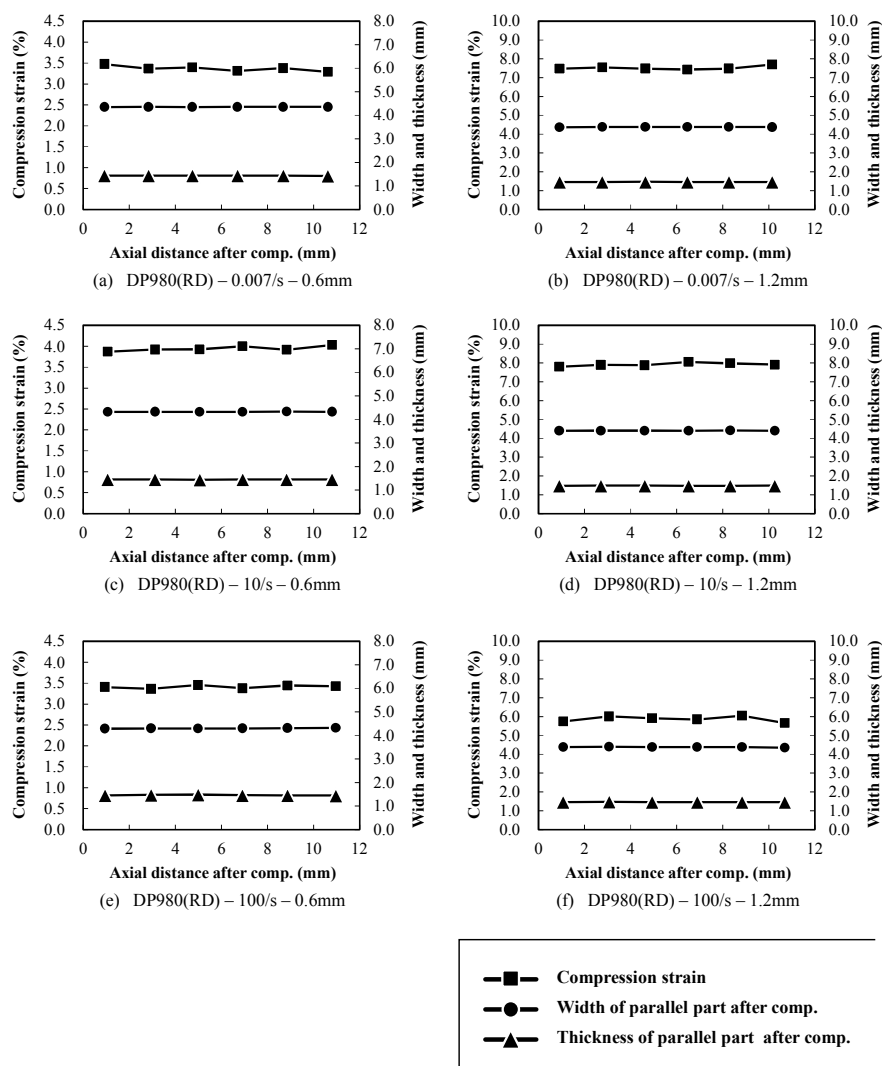


Figure B-1: Check of uniform compression. Each subtitle indicate “type of test material – compression strain rate – amount of compression”.

様に単軸状態で行われているということが言える。なお本実験では、 r 値が各鋼板の圧縮変形での平均値 r_{ave} に対して、 $r = r_{ave}(1 \pm 0.2)$ の範囲に収まらなかった場合、不良な試験片としてその後の実験に用いないこととした。

参考文献

[1] 高橋賞 (1986) : 『応力ひずみ解析』, 朝倉書店, p. 212.
 [2] 桑原利彦, 佐伯賢太郎, 飯塚栄治, 比良隆明 (2000) : “面内単軸圧縮試験による各種鋼板の応力ひずみ曲線と r 値の測定”, 2000 年度 塑性加工春季講演会講演論文集, pp. 213-214.

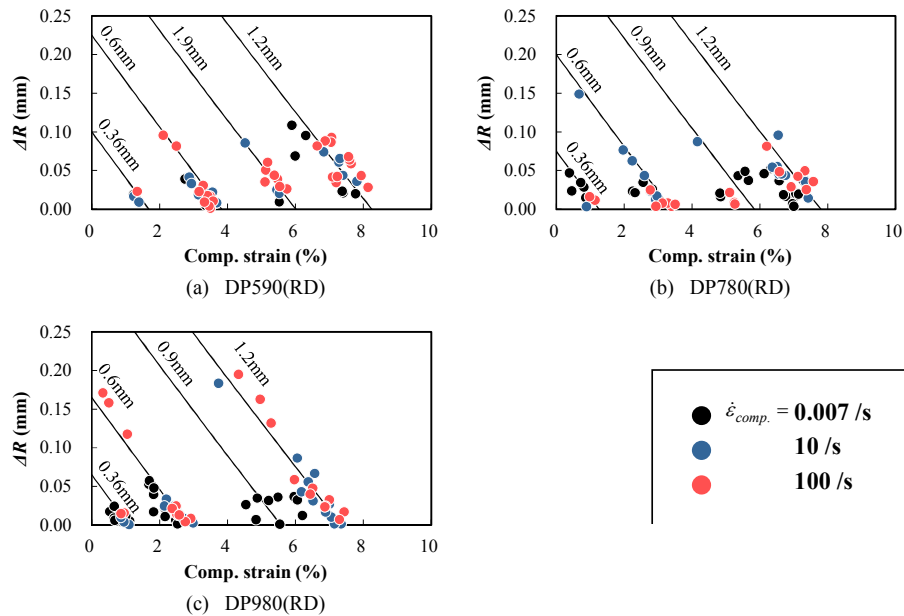


Figure B-2: Reduction of specimen's fillet radius by compression. Contour lines indicate the amount of pushing.

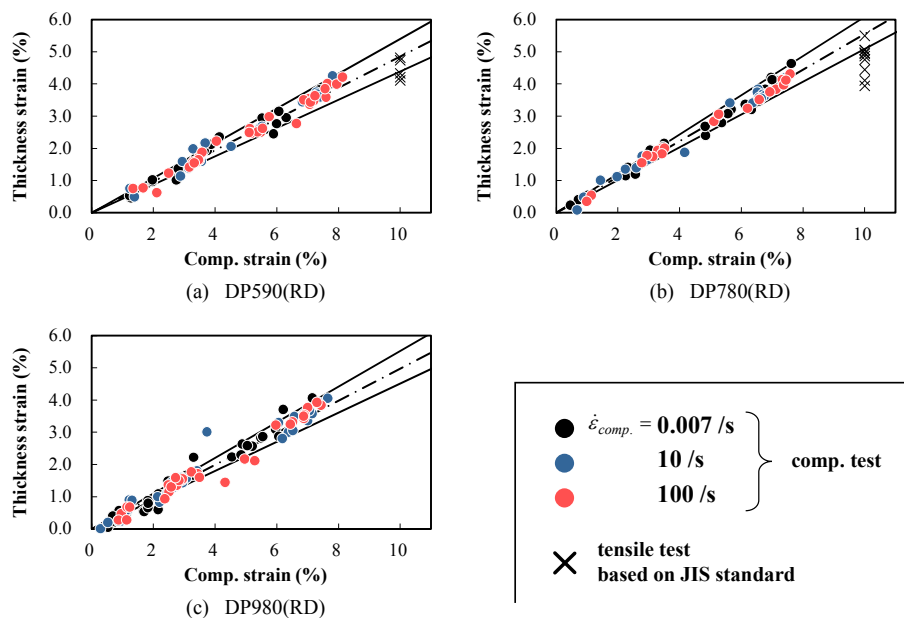


Figure B-3: Increasing tendency of thickness strain accompanied with compression process. —; Chain and solid line represent average of Lankford value of each test materials in compression deformation and the range of $\pm 20\%$, respectively.

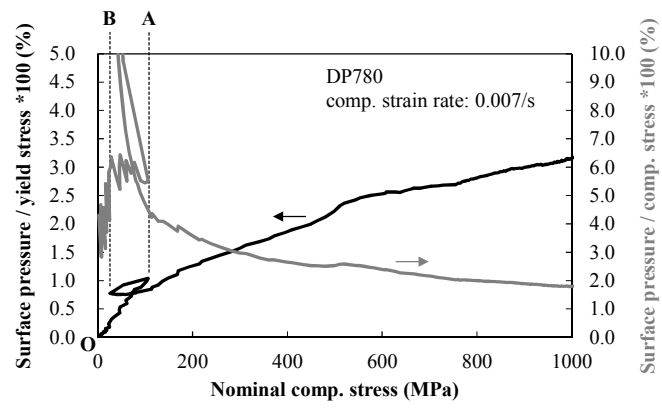


Figure B-4: Surface pressure which a specimen is subjected to during compression test.

付録 C 高速引張試験の妥当性の検証

目的

本研究で採用した高速引張試験手法 (3-2-1(3)項) によって、適切に応力ひずみ関係を得ることができるかどうかについて検証する。ひずみゲージは最大荷重点に至る前に剥離する可能性があるが、ひずみゲージ剥離後もひずみ速度が一定に維持されているとみなすひずみ速度推定法が適当であるかを確認する。

実験手法

3-2-1(3)項に記載した手法と同様とし、両面に貼付したひずみゲージによって試験片平行部のひずみを検出すると同時に、高速度カメラ (株式会社フォトロン, FASTCAM-512PCI) を用いて高速引張試験を撮影した。動解析ソフト (株式会社ディテクト, DIPP-MotionPRO 2D) を用いて撮影した映像から平行部間のひずみを間接的に計測した。

結果および考察

公称ひずみ速度 100/s の高速引張試験における、試験片平行部の公称ひずみ量の推移を図 C-1 に示す。

材料の剛性から、変形初期の段階では期待するひずみ速度に達することができないが、ある点を境にひずみ速度が立ち上がることがわかった。これは剛性の変化を意味し、期待するひずみ速度に達した時の状態は塑性変形への移行に起因している。ひずみゲージはひずみ量 10%以下の段階で剥離することが多かった。

次に高速度カメラで撮影して計測したひずみ量の推移に着目すると、ひずみ速度推定法との誤差はほとんど見られなかった。ひずみ速度は時々刻々変動しているが、立ち上がりから破断までのひずみ速度はおおむね一定であると言え、ひずみ速度推定法は適当だと言える。

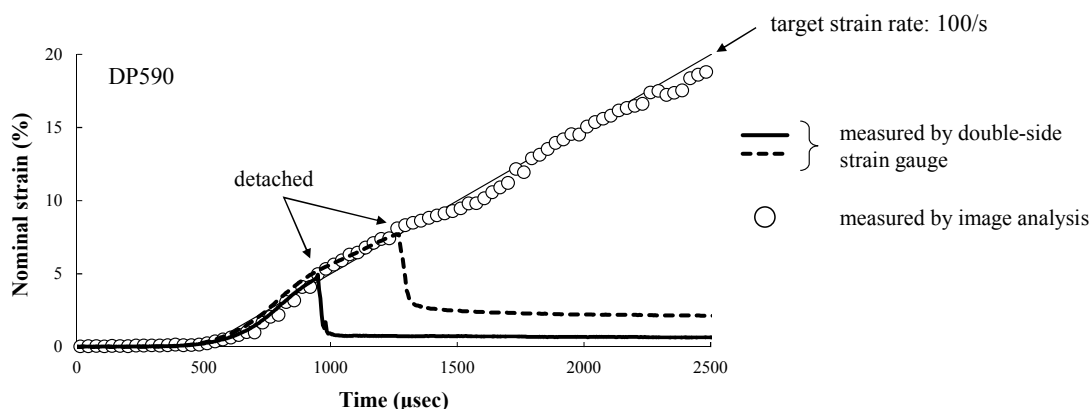


Figure C-1: Transition of strain during dynamic tensile test at 100/s.

付録 D KAM 値の演算方法と その物理的意味

EBS D 装置では、金属の結晶格子に電子線を当てた際に回折されて生じる菊池パターンが結晶格子の種類や向きに固有のものであることから、結晶方位を測定するものである。電子線を SEM 観察範囲内である間隔ずつ順次移動させながら測定することで、一面の結晶方位分布が測定される。この一回に電子線を当てた点が 1 ピクセル（解析点）であり、その各ピクセルが各々結晶方位情報を持っている。

図 D-1 に示すように、あるピクセル A に対して、隣接するピクセル i との間には結晶方位差 g_{Ai} が存在する。あるピクセル A に対して算出される KAM 値とは、周囲すべてのピクセルとの結晶方位差の平均値である。

$$KAM_A = \frac{1}{6}(g_{A1} + g_{A2} + g_{A3} + g_{A4} + g_{A5} + g_{A6}) \quad (\text{Eq. D-1})$$

ただし、 g_{Bi} 粒界方位差のピクセル i は平均から除かれる。

$$KAM_B = \frac{1}{3}(g_{B1} + g_{B2} + g_{B6}) \quad (\text{Eq. D-2})$$

このように全ピクセルについて KAM 値が算出され、KAM 値の分布図ができる。

通常、同一の結晶方位を持つ領域が 1 つの結晶粒とみなされる。そのため無ひずみ材の場合、結晶粒内の結晶方位は一定であるが、ひずみを付与することにより粒内でも方位差が生じることが知られている。

そこで、KAM 値と局所的なひずみには、相関性があるという研究がなされている^(1,2)。これは、KAM 値が形状の歪の度合いを表しているため、GN 転位密度（幾何学的に必要な転位の密度）に対応することが明らかであると考えられるからである。しかし、特に強ひずみ加工で局所的なひずみが発生する場合には SS 転位（統計的に堆積する転位）の導入の影響が強くなると言われており、これを無視できないために KAM 値とひずみを結び付けることは安易に行ってはいけない。

参考文献

- [1] 与田利花（2010）：“EBS D 法による金属組織の定量評価”，結晶方位と組織の制御講習会結晶方位と組織の制御講習会 別冊資料。
- [2] 鈴木清一（2010）：“EBS D 法の原理と材料組織解析への応用”，第 40 回 塑性加工フォーラム資料集，Vol. 40。

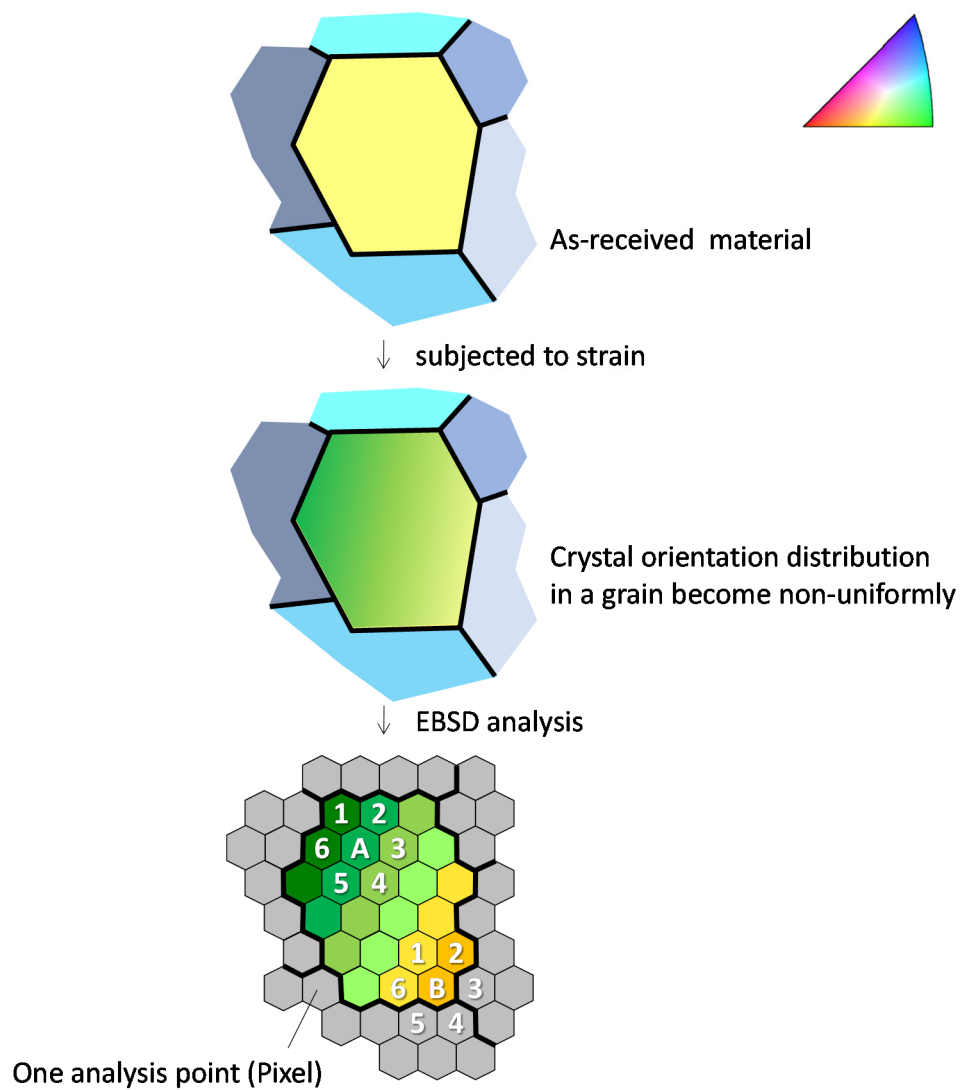


Figure D-1: Method of local strain calculation by EBSD.

付録 E フェライト - マルテンサイト 二相鋼の RVE 数値材料試験

目的

2-1-2(1)項で述べたように、硬質第二相を含む複合組織金属に変形を与えると応力が不均一に生じる。この観点から Bauschinger 効果の発生要因を考えると、母相本来の特性と複合組織構造由来の影響が複合的に重畳しているため、これらを実験的に分離して考察することは困難である。

そこで、二相で構成される RVE を用いて、仮想的に種々の材料特性を適用してパラメータスタディを行うことで、Bauschinger 効果に影響する因子とその寄与の度合いを予測する。

数値解析手法

● モデル化の狙い

硬質、軟質の二相で構成される簡易的な 3D-RVE を作成し、圧縮 - 引張変形の数値材料試験を行った。得られた応力 - ひずみ関係から Bauschinger 効果の程度を評価するため平均背応力 σ_b (式 2-3) や *B.E.R.* (式 3-2) を算出した。このとき次の 2 点を検討した。

(1) 鋼板の組織制御には非常にシビアな温度コントロールが必要になるため、鋼板の生産過程では組織形態の再現性にはある程度ばらつきがあると予想される。そこで、一般的な材料試験である単軸引張特性は同一でありながらも (図 E-1)、金属組織形態が異なる場合、Bauschinger 効果の発現にどの程度影響するのかを計算する。このとき、基準となる Model I を DP590-1 相当とてモデル化を行い、それよりもマルテンサイト変態させるために急冷させる直前の温度がわずかに低温側、すなわちマルテンサイトの体積含有率が低く、硬さが高い場合を想定して Model II を作成した (表 E-1)。

(2) 複合組織金属の Bauschinger 効果は、構成する相自体の変形特性と、複合組織構造由来の影響が複合的に作用して生じていると考えられる。そこで、RVE の母相に対して 5 パターン (表 E-2) の材料モデルを適用し比較することで、2 つの作用の影響度を見積もる。

● RVE 数値材料試験条件

RVE (1×1×1) モデルの概要と境界条件を図 E-2 に示す。

モデルの作成にはマルチ構造モデリングプラットフォーム Digimat (e-xstream 開発) を使用した。Matrix をフェライト α 、Inclusion であるマルテンサイト α' は球形を仮定して 2 モデル (表 E-1 参照) を用意し、それらの界面ではそれぞれの相の節点を共有した。またそれぞれの相の変形特性については、材料構成則の寄与度を調査するために 5 パターン (表 E-2 参照) を用意した。この材料特性のインプットデータの詳細を表 E-3 に示す。

有限要素解析には動的陽解法ソフトウェア LS-DYNA (Livermore Software Technology Corp. 開発) を使用した。6 面体のうち一面を一定速度で強制変位を与え、他の面は Saint Venant の原理を満たすように変位拘束を設定した。この際、約 3~10% の 3 水準の予変形後、反転変形を与えた。RVE は節点数 9678、要素数 49791 に Hypermesh (Altair Engineering Ltd. 開発) を用いてメッシュングし、テトラ一定ひずみ要素を用いた。

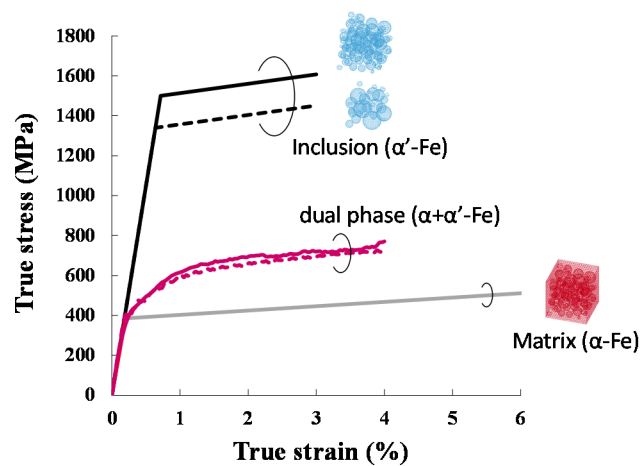


Figure E-1: Computational material testing using dual-phase structure of model I (—) and model II (- - -) indicate same uniaxial tensile property in case of pattern A, B, C.

Table E-1: Modelling target to estimate the influence of production error.

	Model I	Model II
α'-Fe geometry		
α'-Fe volume fraction	0.32	0.30
α'-Fe diameter	0.1 – 0.5	0.08 – 0.3
strength of α'-Fe	1	: 1.12

Table E-2: Modelling target to estimate the influence of material model accuracy on simplified computational material testing of dual-phase RVE by considering (○) or refusing (—) deformation properties.

		Pattern				
		O	S	A	B	C
dual phase structure		—	○	○	○	○
strain rate distribution		—	—	—	—	—
parent phase	strain rate dependence of flow stress	—	—	○	○	○
	kinematic hardening rule under static deformation	—	—	—	○	○
	strain rate dependence of Bauschinger effect	—	—	—	—	○
	pre-strain dependence of Bauschinger effect	—	—	—	—	—
secondary phase	strain rate dependence of flow stress	—	—	—	—	—
	kinematic hardening rule	—	—	—	—	—

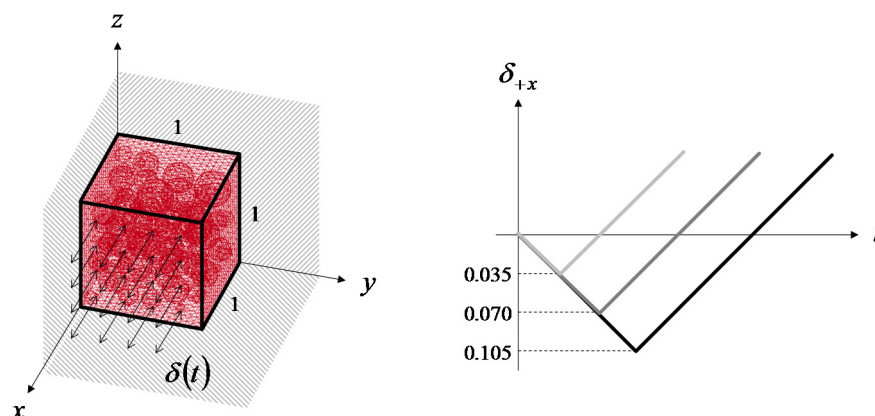


Figure E-2: Analytical model and boundary condition for computational material testing of dual-phase RVE. Displacement along +x direction is provided at +x face with fixed parallel +y and +z faces.

Table E-3: Material properties for computational material testing of dual-phase RVE.

Material property pattern	α -Fe phase				α' -Fe phase	
	Pattern S	Pattern A	Pattern B	Pattern C	Pattern S, A, B, C	
Dual-phase structure model	Model I & II				Model I	Model II
Linear isotropic hardening	Hardening gradient is approximated linearly after 0.4% total strain.					Using literature data ⁽⁶⁾ .
	Using experimental data, uniaxial tensile result of SPCE at 0.007/s (Pattern S) and 100/s (Pattern A, B, C).					
Young's modulus E (GPa)	195				210	
Poisson's ratio ν	0.3				0.3	
Yield stress YS (MPa)	125.4	385.6			1339.8	1500.0
Hardening gradient H' (GPa)	1.3756	2.1623			4.6880	
Kinematic hardening	Hardening parameter θ is determined based on experimental result of <i>B.E.R.</i> at 0.007/s (Pattern B) and 100/s (Pattern C): $\theta = 1 - B.E.R. / \{2[1 - YS / (YS + H' \epsilon_{pre})]\}$					
θ for $\epsilon_{pre}=0.03$			0.280	0.441		
θ for $\epsilon_{pre}=0.06$			0.361	0.818		
θ for $\epsilon_{pre}=0.09$			0.380	0.902		

結果および考察

(1) Dual-phase 構造の違いによる影響

異なる二相構造をもつ RVE モデルに対する圧縮 - 引張変形解析結果を図 E-3 に示す。これより、変形速度が大きいほど二相構造のわずかな差が Bauschinger 効果による再降伏応力の低下率に 10%程度の変化をもたらすことは容易であることがわかる。

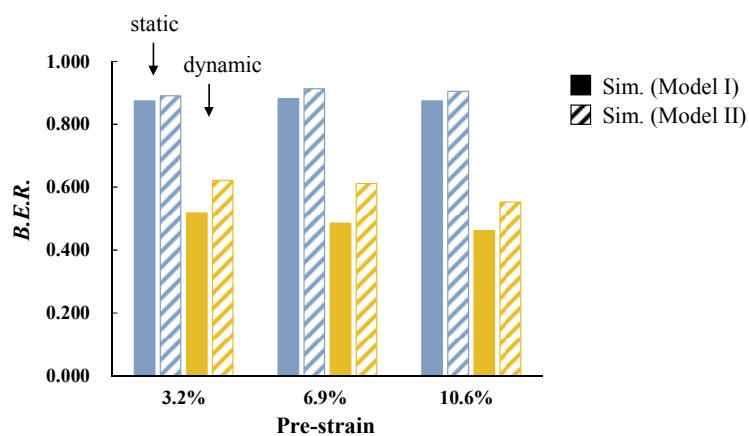


Figure E-3: Influence of phase structure. Figure shows analysis result of compression-tensile test for RVE under pattern S and A.

(2) マトリックスの材料特性が巨視的挙動に与える影響

RVE モデルの軟質母相に対して様々な材料モデルを適用して圧縮 - 引張変形解析を行った結果を図 E-4 に示す. Pattern S, A のマトリックスの変形特性は移動硬化則を導入していないにもかかわらず, 巨視的には Bauschinger 効果が発現している. さらに Pattern C のフェライト相は予ひずみ量が増加するにつれ Bauschinger 効果が低減するよう設定しているにもかかわらず, 背応力は予ひずみ量と正の相関性を示している. Pattern S と Pattern A の結果を比較すると, 変形のひずみ速度の低いとき, すなわち二相の初期降伏強度の差が大きいときほど背応力は大きくなり, さらに巨視的な予変形量は同等でもマトリックス内で生じるひずみ分布は幅広となることがわかった.

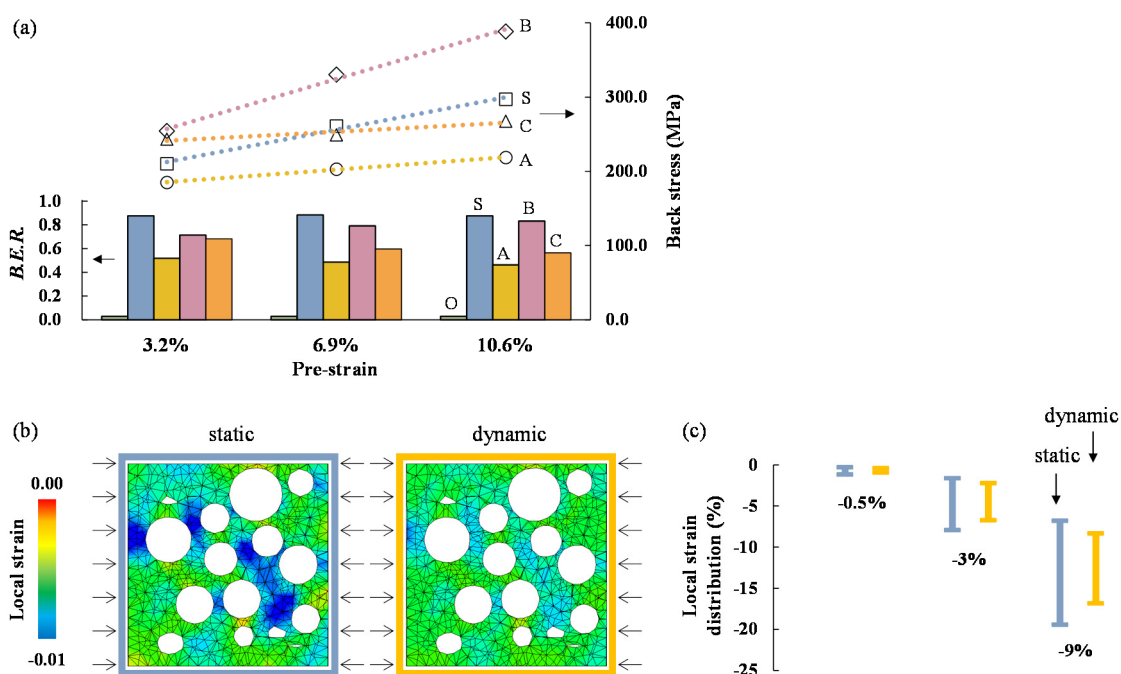


Figure E-4: Influence of matrix material properties on macro deformation property. (a) shows analysis result of compression-tensile test for RVE composed of two phase structures of Model I. (b) and (c) depict contour figures of strain along loading direction at a cross-section of RVE at macro pre-deformation of -0.5% and progress in distribution width of local strain on each macro pre-strain under pattern S and A.

付録 F DP 鋼における Bauschinger 効果 のひずみ速度履歴依存性の確認

目的

Dual Phase 鋼板に対する Bauschinger 効果の予変形ひずみ速度依存性，すなわち Bauschinger 効果のひずみ速度履歴依存性を測定し，二相構造を有する金属の Bauschinger 効果の発現メカニズムについて言及する。

実験手法

3-2-1 項に記載した手法と同様とし，reverse 過程のひずみ速度を 0.007/s に統一して，予変形の forward 過程のひずみ速度を変化させて圧縮 - 引張試験を行った。

結果および考察

圧縮 - 引張試験の結果を図 F-1 に示し，この結果から算出した Bauschinger 効果の評価値を図 F-2 に示す。図より，予変形ひずみ速度が異なる場合でも，変形抵抗および Bauschinger 効果の発現スケールに大きな差異が見られないことがわかった。したがって，Dual Phase 鋼における Bauschinger 効果の予変形ひずみ速度依存性，すなわち Bauschinger 効果のひずみ速度履歴依存性は無視できる程度に小さいと考えられる。この要因について考える。

2-1-2(1)項に述べたように，Bauschinger 効果は予変形中に導入された転位，およびそれによって起こる応力不均一が原因して発生する。Bauschinger 効果に対して結晶粒内レベルでの挙動から捉えると，予変形中に形成されたセル組織の存在によって背応力が発生する影響が大きいと言われているが，一方，図 2-16 に記したように，少なくともひずみ速度の違いによってセル組織の形態が変わることは明らかである。本実験の結果である予変形ひずみ速度の違いによって Bauschinger 効果の程度に差が生じなかったことは，ひずみ速度の違いによるセル組織形態の違いが生じていないことを指し示すので，この圧縮実験条件では十分なセル組織が形成されていなかったということが推測できる。変形初期にはセル組織が形成されにくい材料，変形条件があることは知られているが，本実験はそれに当たる。この場合，主に結晶粒界や硬質相の存在による内部応力の不均一性が Bauschinger 効果に寄与していると考えられる。Dual Phase 鋼の場合，結晶粒内にフォーカスした微視的な考察に限界があり，むしろ二相構造に由来する機構による結晶粒集合体レベルでの動きに着目した考察が適切であることを示している。

また，ひずみ速度急変試験により，変形応力のひずみ速度依存性は瞬間のひずみ速度によって決まる⁽⁴⁾と報告されている。よって巨視的な変形での 0.2%耐力点程度の変形では予変形の forward 過程のひずみ速度の影響よりも，反転負荷後の reverse 過程のひずみ速度による影響を大きく受けるという解釈ができる。

参考文献

- [1] 矢田浩, 堀出明広 (2004) : “自動車衝突安全性評価のための鋼の変形応力のひずみ速度依存性の定式化”, 静岡理工科大学紀要, 12 巻, pp. 17-47.
- [2] 三村耕司, 榎田努, 三宅重之, 谷村眞治 (2003) : “制振部材用低降伏点のひずみ速度およびひずみ経路依存性”, 日本機械学会 第 11 回機械材料・材料加工技術講演会論文集, 11 巻, pp. 221-222.
- [3] 崎野清憲, 塩入淳平 (1994) : “高ひずみ速度領域における体心立方金属に対する速度急変実験”, 日本機械学会論文集 A 編, 60 巻, 579 号, pp. 77-82.

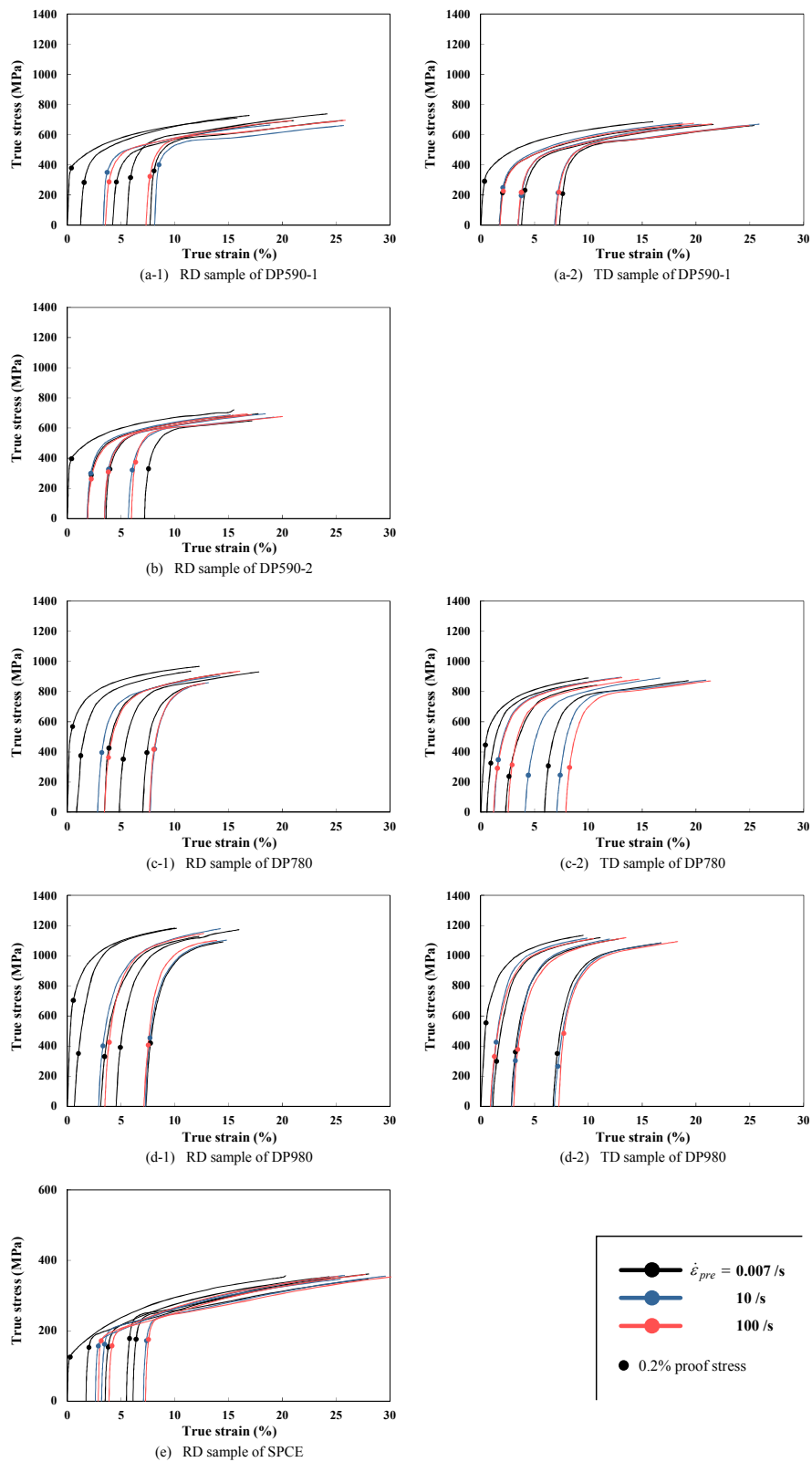


Figure F-1: Result of compression-tensile test under various strain rate condition of each process. Pre-strain is indicated as shift amount from the origin of horizontal axis.

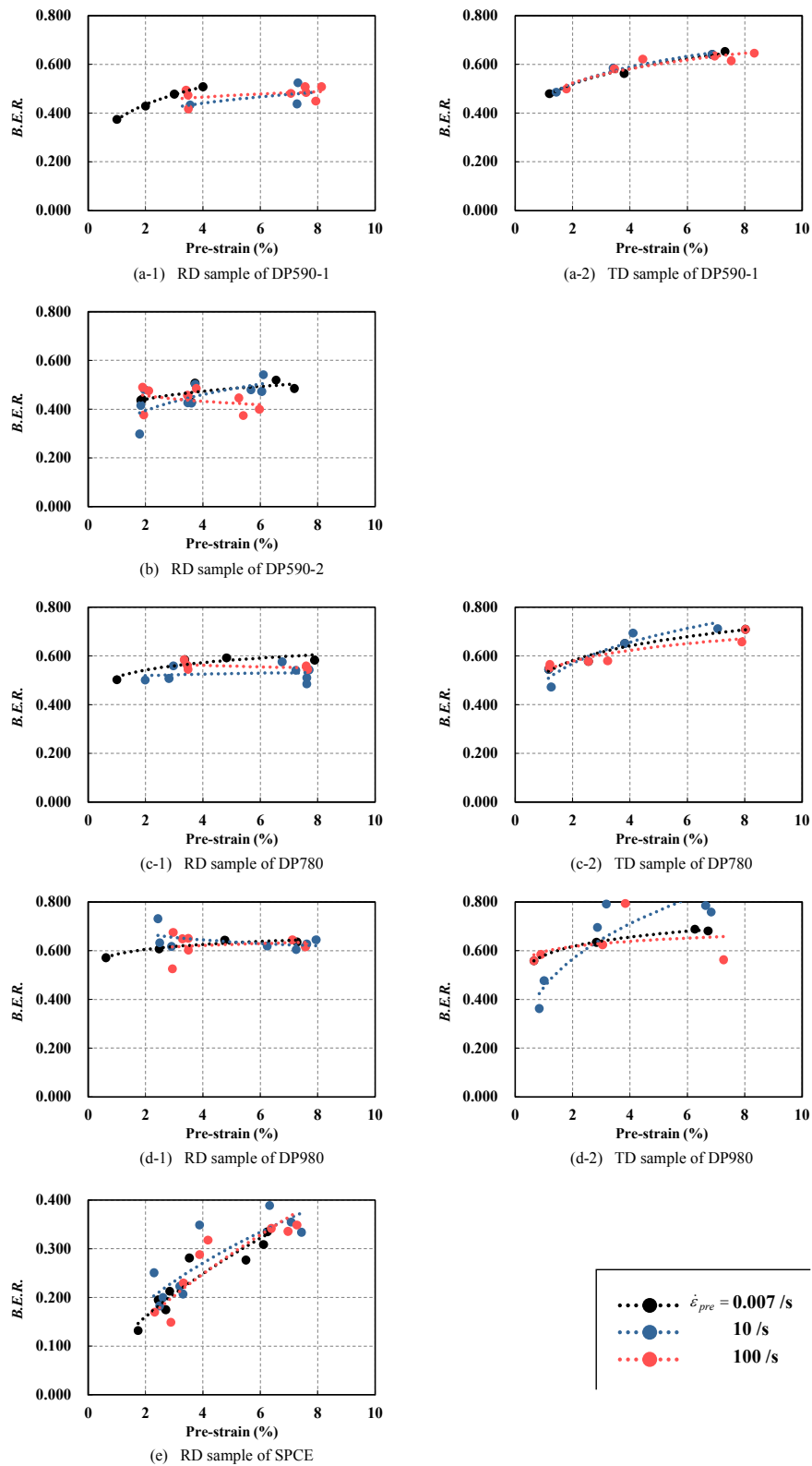


Figure F-2: Decreasing rate of re-yield stress for Dual Phase and SPCE mild steel by Bauschinger effect derived from eq. 3-2.

付録 G AI 合金の温間 SPD における 再結晶挙動の予測

目的

5-1-2 項で述べたように、付与されたひずみの程度で再結晶挙動は異なると言われており、また温間 SPD の場合、結晶粒微細化に寄与する動的再結晶が起こると同時に転位の回復や異常粒成長が進行する。このような再結晶挙動の複雑さから最終粒径を予測することは困難である。

そこで、温間 SPD 後に起こり得るアルミニウム合金の再結晶挙動のパターンを考え、数値解析によって粒成長を抑制する条件を予測する。

数値解析手法

• モデル化の狙い

以下の 3 つのモデル (図 G-1) を作成して、加工温度、析出物の存在、新粒の核生成率の違いが、強ひずみ加工後の静的再結晶における粒成長速度に与える影響を見積もった。

[A] 中程度のひずみ付与後の不連続再結晶挙動を想定

初期粒内の低傾角サブグレイン中の一部分に高い蓄積エネルギーが導入されたと設定することで、そこから不均質に高傾角の微細新粒の核生成をさせる。

[B] 強ひずみ加工中に不連続再結晶を伴った場合を想定

初期粒内のランダム結晶方位差をもつサブグレインの一部分に高い蓄積エネルギーが導入されたと設定することで、そこから不均質に高傾角の微細新粒の核生成をさせる。これは[A]相当のひずみと焼鈍しを交互に受けた状態に相当し、連続 ECAP 法の加工パス間の時間を注視するために考えた。

[C] 十分な強ひずみ付与後の連続再結晶挙動を想定

初期粒内にランダム結晶方位差をもつ微細サブグレインを配置し、その粒成長挙動を観察する。これは、加工パス間で余計な加工熱を出来るだけ受けけないようにした不連続 ECAP 法を用いて、強加工が定常状態に入る 4 パス以上 (図 5-10 参照) の加工を受けたことに相当すると考えた。

• 再結晶挙動シミュレーション条件

Phase-field 法を用いた合金組織形成シミュレーションツール MICRESS (ACCESS e.V. 開発) を使用した。秩序変数の発展方程式には、Non-conservative 型の double obstacle function ポテンシャル (付録 H 参照) を Multi-Phase-field 法に拡張した次式を用いた⁽¹⁻³⁾。

$$\dot{\phi}_i = \sum_j m_{ij} \left[\gamma_{ij} \left(\phi_j \nabla^2 \phi_i - \phi_i \nabla^2 \phi_j + \frac{\pi^2}{2\eta^2} (\phi_i - \phi_j) \right) + \frac{\pi}{\eta} \sqrt{\phi_i \phi_j} \Delta G_{ij} \right] \quad (\text{Eq. G-1})$$

解析領域は 2 次元 $12\mu\text{m} \times 9\mu\text{m}$ (grid size 600×450 cell, grid spacing $0.02\mu\text{m}$) とした。強ひずみ加工では数 100nm の結晶粒微細化まで可能であると言われてるので⁽⁴⁾、初期粒内の領域に対し、 $\pm 150\text{nm}$ のランダムノイズを与えた Voronoi ポイントで Voronoi 分割した平均粒径 500nm の等軸の高傾角もしくは低傾角のサブグレインを作成し、界面幅を 3 cell とした。また物性値は、粒界

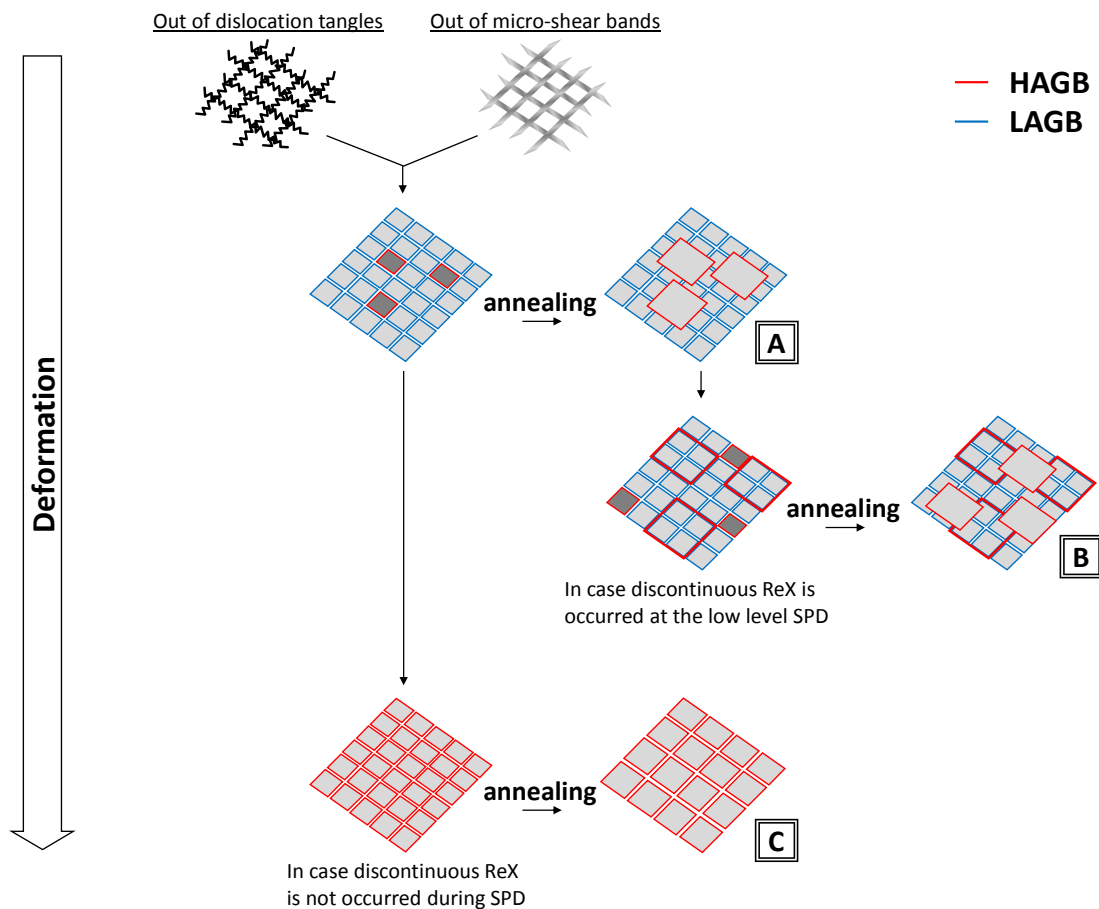


Figure G-1: Modelling target to observe discontinuous- and continuous-recrystallization behavior with various initial grain condition.

易動度 $m = m_0 \exp[-Q/RT]$ ($m_0=9.8 \text{ m}^4/(\text{J}\cdot\text{s})$, $Q=147 \text{ kJ/mol}$)⁽⁵⁾および粒界エネルギー $\gamma=0.6\text{J/m}^2$ ⁽⁶⁾を用い、 15° 以下の低角粒界の場合はそれぞれ 0.33, 0.75 倍の値を設定した。3種類の再結晶挙動のモデル化(図 G-1 参照)に対する解析上の設定の違いやその他の変数を表 G-1, 図 G-2 に示す。

また、純金属中への不純物の存在や合金元素の添加は、回復・再結晶の進行が遅らされる。これは転位や再結晶界面(粒界)に不純物元素が偏析し、転位・粒界の移動速度を小さくするためであり、drag 効果という。さらにマトリクス中に析出物や介在物、第二相が分散している場合にはそれらの大きさによって再結晶に与える影響が異なる。約 $1\mu\text{m}$ 以上の粗大な粒子が変形前に存在している場合、粒子の周辺で不均一変形が生じることで新粒が発生しやすくなるため、不連続再結晶は促進される。一方、微細な粒子が分散している場合には、粒界移動に対するピン止め効果が生じて、粒成長は抑制される。今回は組織観察の結果より、ピン止め効果が生じていると仮定して不動微細粒子を導入した。

Table G-1: Analytical condition for recrystallization simulation. The influence of analytical parameter of red font on final grain size is investigated.

		Parent phase			Second phase (fine precipitation)
		[A]	[B]	[C]	
Initial subgrain	size	ave. d=500nm			d=250nm area fraction=0%, 5%, 10%
	misorientation	<15	random	random	random
	stored energy	ave. 4.8J/cm ³			
	temperature	473K, 573K			
further nucleation	max. number of nuclei	2.5~3/subgrain			/
	size	d=200nm			
	area fraction of high energy subgrain	10%, 30%			
	misorientation	15~60			
		discontinuous SRX		continuous SRX	

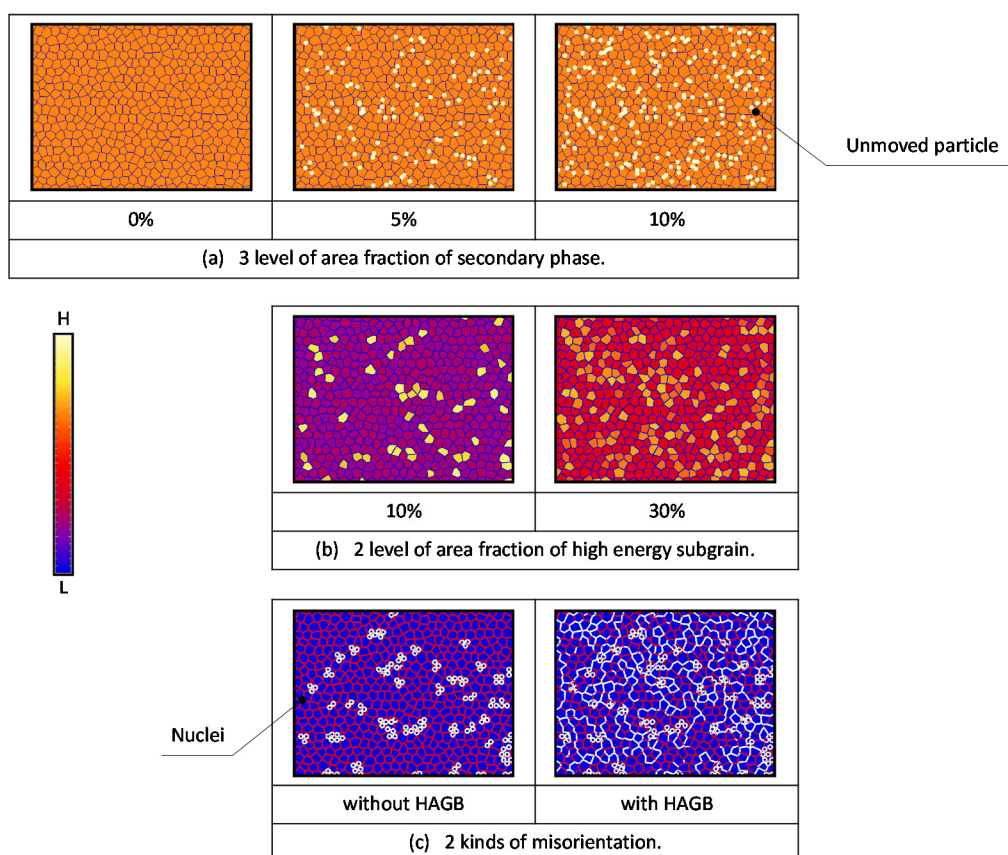


Figure G-2: Initial grain model. Contour figure of (b) and (c) indicate stored energy, that is area fraction of nucleation, and misorientation, that is magnitude of interface mobility, respectively.

結果および考察

さらに再結晶挙動解析から、粒成長の温度依存性について確認した。まず、新粒の核生成率、雰囲気温度の違いによる傾向を図 G-3 に示す。この結果より、静的再結晶の過程が連続か不連続かどうかに関わらず、100K の加工温度差は粒成長に顕著な影響を及ぼすことが明らかとなった。またこの加工温度による影響は第二相の存在によって大幅に低減し、図 G-4 に示すように粒径抑制効果をもたらした。このとき、粒成長が不均一、つまり新粒がまばらに生成されたり不連続再結晶であったりするほど粒径抑制効果は低下し、図中矢印で示した粒子は粒界のピン止め効果に寄与していないことがわかる。次に、サブグレインの結晶方位差が粒成長に及ぼす影響を図 G-5 に示す。新粒が高角粒界に囲まれている場合、自由エネルギーを減少させるためには粒同士を連結させ、すなわち連続再結晶させることで粒界エネルギーを減らす方が効率良い。一方で低角粒界に囲まれている場合、他の粒を侵食して、すなわち不連続再結晶させることで蓄積エネルギーを消費する方が効率良い。このように高角粒界の有無によって粒成長過程が異なることがわかった。最終粒径が類似したが、前述したように不連続再結晶を生じる状態のとき粒成長速度は速く、第二相による粒径抑制効果は低下した。

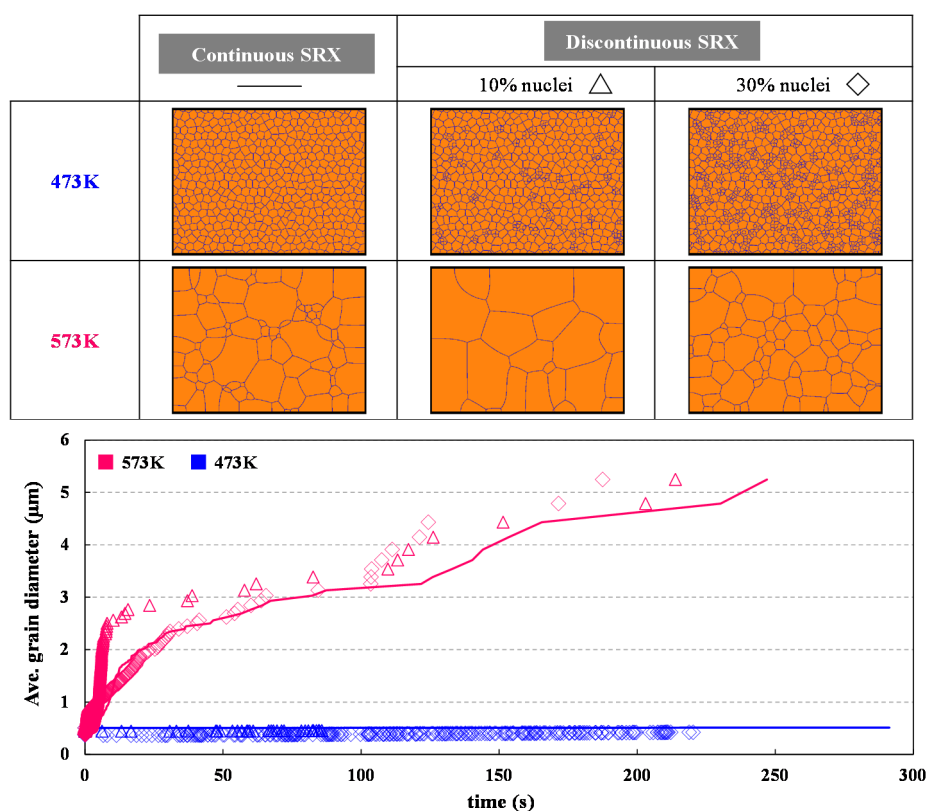


Figure G-3: Analytical result of recrystallization after 10sec. Graph shows grain growth rate of single phase under —; continuous SRX, and discontinuous SRX with \triangle ; 10% nuclei, \diamond ; 30% nuclei.

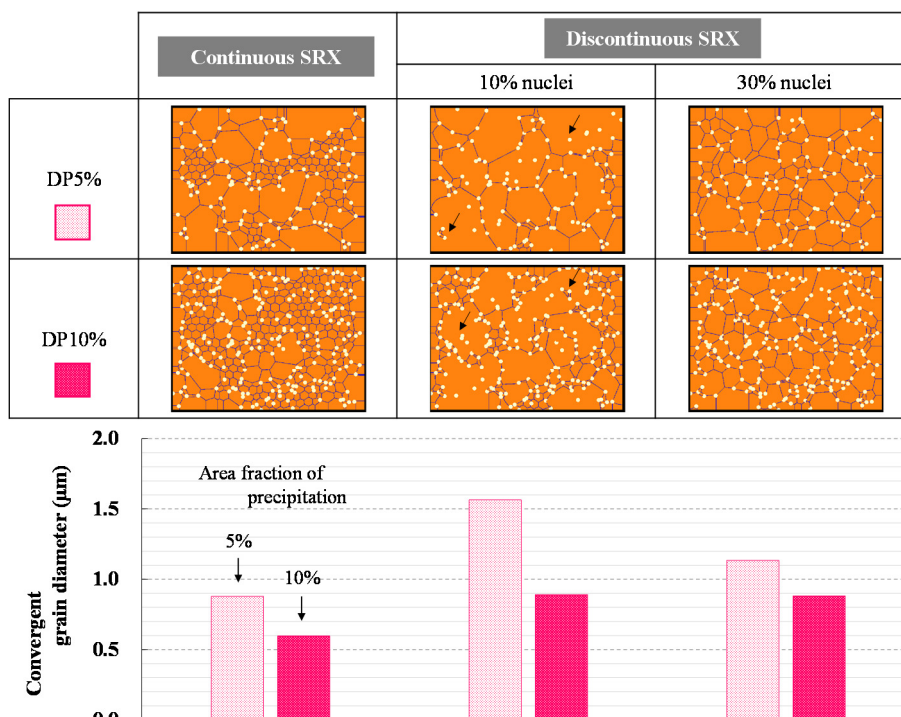


Figure G-4: Effect of grain coarsening prevention by fine precipitation. Figure shows situation maintaining a steady state at 573K, and it is observed before 120sec of elapsed time.

強ひずみを付与した試料のその後再結晶挙動とは、それに至るまでの ECAP パス間において再結晶が起こっていた場合は図 G-5 の連続再結晶 (図 G-1 モデル B), 起こらなかった場合は図 G-3, 図 G-4 (図 G-1 モデル C) の連続再結晶に相当する. 本解析条件では前者は後者に比べ平均粒径は 25%程度大きくなった. 以上の結果から, ①加工温度が低い (473K 程度) と, SPD 中に十分に時間が経っても静的再結晶や粒成長は促進されない, ②SPD 中にできるだけ静的再結晶を起こさないようにすれば SPD によって生成された微細サブグレインに対して粒成長速度を抑制できる, と考えられる.

参考文献

- [1] Steinbach I., Apel M. (2006): "Multi phase field model for solid state transformation with elastic strain", *Physica D*, Vol. 217, pp. 153-160.
- [2] Eiken J., Böttger B., Steinbach I. (2006): "Multiphase-field approach for multicomponent alloys with extrapolation scheme for numerical application", *Physical Review E*, Vol. 73, pp. 1-9.
- [3] Güvenc O., Henke T., Laschet G., Böttger B., Apel M., Bambach M., Hirt G. (2013): "Modelling of Static Recrystallization Kinetics by Coupling Crystal Plasticity FEM and Multiphase Field Calculations", *Computer Methods in Materials Science*, Vol. 13, No. 2, pp. 368-374.

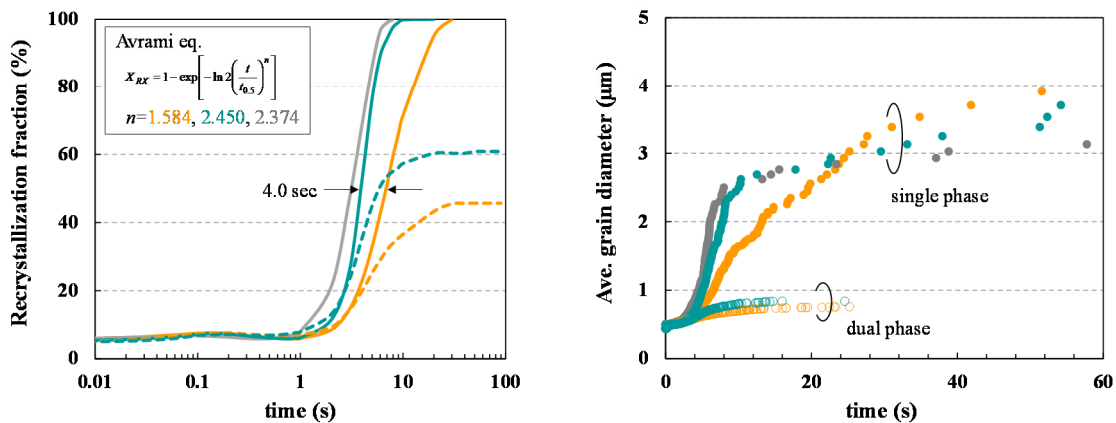
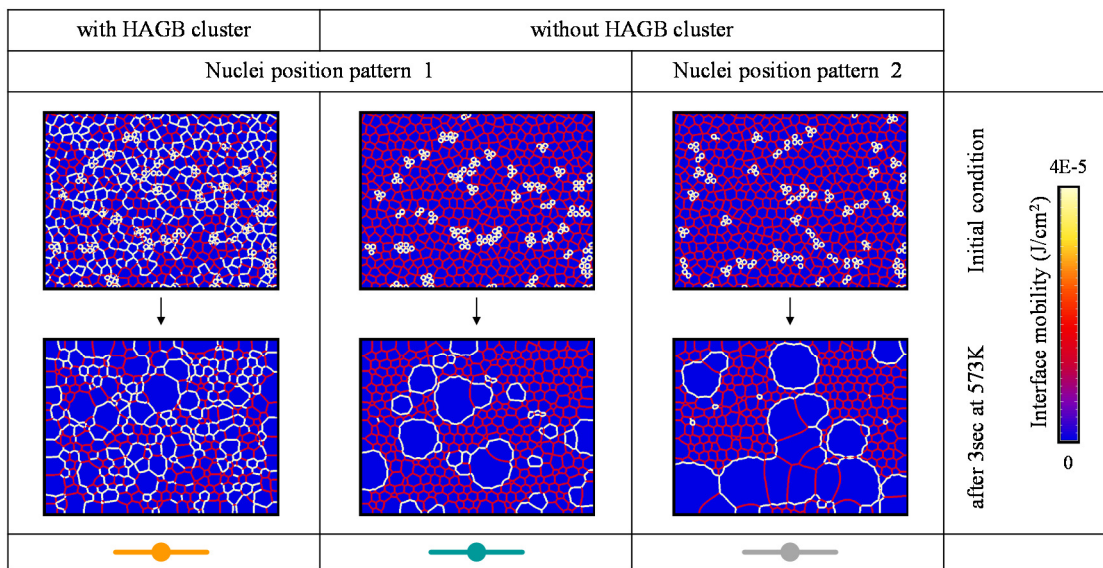


Figure G-5: Influence of subgrain boundary misorientation on grain growth. Contour figure shows in case without precipitation. —●; single phase and - -○; dual phase with 10% of precipitation.

- [4] Umemoto M. (2003): “Nanocrystallization of Steels by Severe Plastic Deformation”, *Materials transactions*, Vol. 44, No. 10, pp. 1900-1911.
- [5] Huang Y., Humphreys F. J. (1999): “Measurements of grain boundary mobility during recrystallization of a single-phase aluminium alloy”, *Acta materialia*, Vol. 47, Issue 7, pp. 2259-2268.
- [6] Takaki T., Tomita Y. (2010): “Static recrystallization simulations starting from predicted deformation microstructure by coupling multi-phase-field method and finite element method based on crystal plasticity”, *International Journal of Mechanics Science*, Vol. 52, pp. 320-328.

付録 H Phase-field 法の概要

再結晶挙動解析には従来、Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov モデル等の経験則的モデル

$$\text{変態率 } f = 1 - \exp[-kt^n] \quad (\text{Eq. H-1})$$

や、Cellular automaton モデル、Monte carlo モデル、Vertex モデル、Phase-field モデル等の離散モデルが用いられている。本研究では Phase-field 法を用いた。この手法には、相の間の境界面の熱伝導方程式、拡散方程式、運動方程式を直積解析するステファン問題と異なり、境界値問題が複雑化しないという利点がある。

フェーズフィールド法の特徴は、粒界は有限な幅を持つと考え、 n 個の粒の中から粒 i を識別するための位置 r と時間 t に対する秩序変数 $\phi_i = \phi_i(r, t)$ (ただし領域内の全ての点において $\phi_i + \dots + \phi_i + \dots + \phi_n = 1$ が成り立つ) を連続関数として導入するところにある。この定義は、 $\phi_i = 1$ (粒 i 内)、 $0 < \phi_i < 1$ (粒 i と他の粒の粒界)、 $\phi_i = 0$ (粒 i より外) であり、秩序変数の時間発展は粒の状態の時間発展を直接示す。ここで、粒の状態の時間発展は、システムの自由エネルギーが時間と共に減少するという原理に立脚して考える。この手法は再結晶挙動や液相から固相の凝固現象等の有限差分解析に利用されている。

Ginzburg-Lindau 型自由エネルギーは $\phi = \phi(r, t)$ の汎関数として以下のように与えられる。

$$F = \int \left(\frac{a^2}{2} |\nabla \phi|^2 + f(\phi) \right) dr \quad (\text{Eq. H-2})$$

式 H-2 の被積分項の第一項は勾配エネルギー (Gradient) であり、 ϕ が空間的に非一様なときは大となる。また式 H-2 の被積分項の第二項は、系が均一なときの自由エネルギー変化量を表しており、一般に 2 つの成分からなると考える。

$$f(\phi) = F_{doub} + F_{chem} \quad (\text{Eq. H-3})$$

式 H-3 の第一項はダブルウェルポテンシャル (Double-wall) であり、隣り合う相の自由エネルギーの障壁を表す。 $\phi = 0, +1$ で最小値をとる関数が適当であり、例えば二重井戸型ポテンシャルで近似すると、

$$F_{doub} = \omega \phi^2 (1 - \phi)^2 \quad (\text{Eq. H-4})$$

さらに式 H-3 の第二項は化学的自由エネルギー (Chemical) であり、隣り合う相の均一系自由エネルギー f_1, f_2 を表す。粒界においてなめらかに変化すると考え、 $g(\phi=0)=0, g(\phi=1)=1, g'(\phi=0)=g'(\phi=1)=0$ を満足する ϕ に対する単調増加関数 $g(\phi)$ を用いて、

$$F_{chem} = g(\phi)f_1 + (1 - g(\phi))f_2 \quad (\text{Eq. H-5})$$

という形で表すのが適当である。

秩序変数を非保存量とすると、先に述べたように系は常に自由エネルギーを最も早く減らす方向に時間発展すると考えるので、

$$\begin{aligned} \int \frac{\partial F}{\partial t} dr &= \int \frac{\delta F}{\delta \phi} \frac{\partial \phi}{\partial t} dr \leq 0 \\ \therefore \frac{\partial \phi}{\partial t} &= -M_\phi \frac{\delta F}{\delta \phi} \quad (\text{Allen-Cahn 方程式}) \quad (\text{Eq. H-6}) \end{aligned}$$

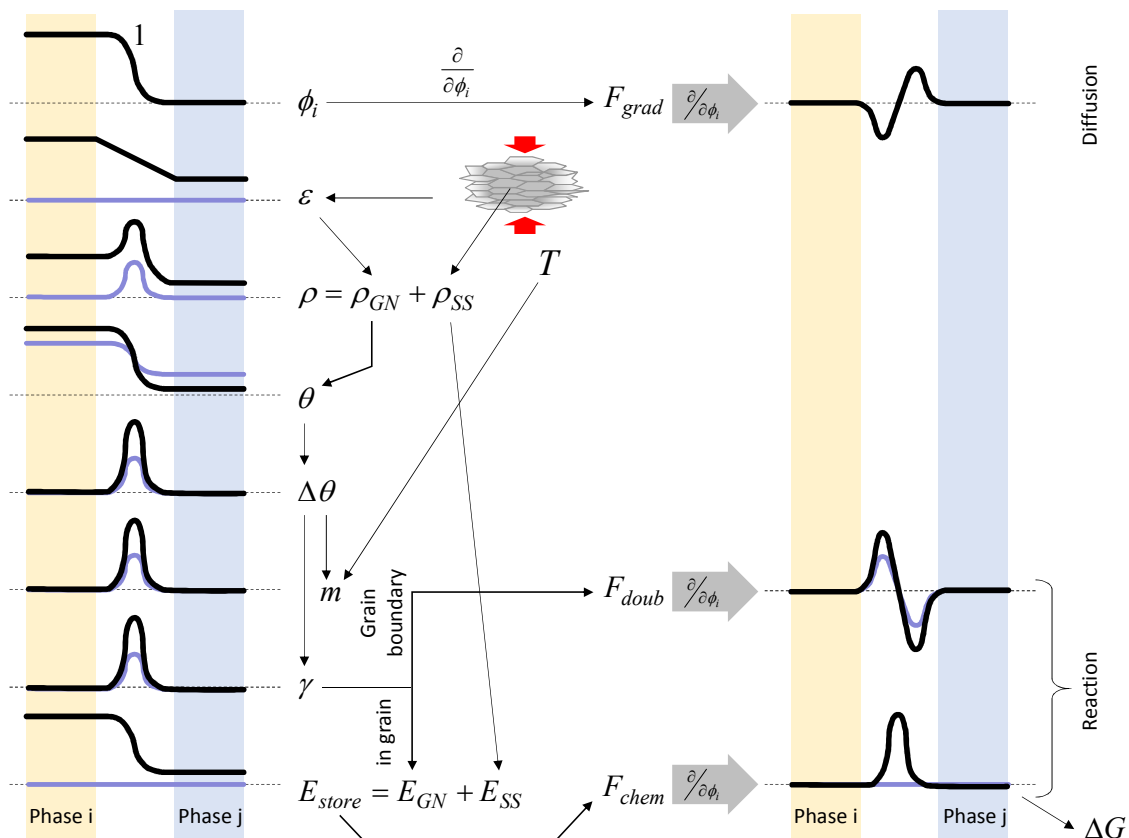


Figure H-1: Development of variables related to phase-field method with deformation. Purple and black curves represent condition before and after deformation, respectively.

これにより、秩序変数の時間発展式が得られ、さらにそれは自由エネルギーの減少速度に比例するという関係がわかる。Non-conservative 型の double obstacle function ポテンシャルを用いた場合、具体的な発展方程式は以下の式になる。

$$\dot{\phi} = m\gamma\left\{(1-\phi)\nabla^2\phi - \phi\nabla^2(1-\phi)\right\} + \frac{\pi^2 m\gamma}{2\eta^2}(-1+2\phi) + \frac{\pi m\Delta G}{\eta}\sqrt{\phi(1-\phi)} \quad (\text{Eq. H-7})$$

η は界面厚さ、 m は粒界易動度 (mobility)、 γ は粒界エネルギー (interfacial energy)、 ΔG は蓄積エネルギーから算出されるものである。このとき第一項は勾配エネルギーを基にした拡散項 (Diffusion term)、第二・三項はダブルウェルポテンシャルおよび化学的自由エネルギーを基にした反応項 (Reaction term) である。この物理的な意味は、転位や蓄積エネルギーを拡散させて平坦にしようとする働きと、エネルギー差や結晶方位差の大きい粒界を、その差がより大きくなる方向に変化させた方が全体のエネルギー低下により寄与するという働きのバランスにより、計算されることがわかる。

変形に伴って、隣り合う二相 (Phase i , Phase j) およびそれらの粒界における各変数の影響関係を図 H-1 に示す。特に粒界易動度および粒界エネルギーは、同程度の結晶粒サイズであって

も、初期の粒界方位差分布が異なれば焼き鈍し効果が異なることが観察されているので⁽¹⁾、結晶方位差に依存すると考えるのが妥当である。このように、転位欠陥と粒界運動には密接な関係がある。そのため近年では加工に伴う GND や SSD (Statistically Stored Dislocation) の転位密度の発展が考慮できる結晶塑性解析とのマルチスケールモデリングも行われている^(2,3)。

参考文献

- [1] 紙川尚也 (2011) : “バルクナノ結晶粒材料の引張変形挙動に及ぼす粒界方位差, 粒径分布, 転位密度の影響”, 科学研究費補助金研究成果報告書, No. 21860010.
- [2] Güvenc O., Henke T., Laschet G., Böttger B., Apel M., Bambach M., Hirt G. (2013): “Modelling of Static Recrystallization Kinetics by Coupling Crystal Plasticity FEM and Multiphase Field Calculations”, *Computer Methods in Materials Science*, Vol. 13, No. 2, pp. 368-374.
- [3] Takaki T., Tomita Y. (2010): “Static recrystallization simulations starting from predicted deformation microstructure by coupling multi-phase-field method and finite element method based on crystal plasticity”, *International Journal of Mechanics Science*, Vol. 52, pp. 320-328.

研究業績

学術雑誌に発表した論文

- 1) 渡辺憲一, 吉原伸太郎, 名取恵子, 田中達也, 今井田豊 (2010年7月): “Dual Phase 鋼板における Bauschinger 効果のひずみ速度依存性”, 塑性と加工, 51 巻, 594 号, pp. 674-679.
- 2) Kenichi Watanabe, Keiko Natori, Tatsuya Tanaka, Yutaka Imaida (July 2010): “Study on Bauschinger Effect with Increasing of Tensile Strength in Dual Phase Steel Sheet”, *WIT Transaction on the Built Environment*, Vol. 112, pp. 119-131.
- 3) Keiko Natori, Kenichi Watanabe, Tatsuya Tanaka, Yutaka Imaida (April 2011): “Study on Impact Crushing Properties of High Strength Steel Sheets”, *Key Engineering Materials*, Vol. 473, pp. 376-381.
- 4) 渡辺憲一, 橘美枝, 小柳公人, 本村和嘉, 名取恵子, 田中達也 (2011年10月): “車体衝突時の鋼板エッジ破断簡易評価手法の開発 第1報”, 同志社大学理工学研究報告, 52 巻, 3 号, pp. 189-196.
- 5) 渡辺憲一, 橘美枝, 小柳公人, 本村和嘉, 名取恵子, 田中達也 (2012年1月): “車体衝突時の鋼板エッジ破断簡易評価手法の開発 第2報”, 同志社大学理工学研究報告, 52 巻, 4 号, pp. 253-260.
- 6) Keiko Natori, Fumiya Nomura, Yoshihiko Arao, Tatsuya Tanaka (June 2012): “Development of the Continuous Process Method for ECAP using a Tri-axis Rotary Die and Microstructural Evolution of Semi-solid Aluminium Alloy”, *WIT Transaction on the Built Environment*, Vol. 124, pp. 107-117.
- 7) Kenichi Watanabe, Keiko Natori, Hiroshi Enjoji, Tatsuya Tanaka, Yutaka Imaida (June 2012): “Proposal of Sheet Buckling Design Criteria for High Strength Steel under Impact Crushing”, *WIT Transaction on the Built Environment*, Vol. 124, pp. 427-438.
- 8) Keiko Natori, Toru Kobayashi, Shu Tatsuta, Tatsuya Tanaka, Yoshihiko Arao (July 2013): “Buckling Criteria for Vacuum Bottle based on Finite Element Analysis”, *WIT Transaction on Modelling and Simulation*, Vol. 55, pp. 339-349.
- 9) Keiko Natori, Ryoji Kishi, Hideki Shimahara, Yoshihiko Arao, Tatsuya Tanaka (June 2014): “Effect of Mesostructure on Strain Rate Dependent Behavior in High Strength Steel Sheets”, *WIT Transaction on the Built Environment*, Vol. 137, in press.

国際会議における発表

□頭発表・査読あり

- 1) Kenichi Watanabe, Keiko Natori, Tatsuya Tanaka, Yutaka Imaida (July 26, 2010): “Study on Bauschinger Effect with Increasing of Tensile Strength in Dual Phase Steel Sheet”, *5th International Conference of High Performance Structures and Materials* (Tallinn, Estonia).
- 2) Keiko Natori, Kenichi Watanabe, Tatsuya Tanaka, Yutaka Imaida (April 18, 2011): “Study on Impact Crushing Properties of High Strength Steel Sheets”, *14th International Conference on Sheet Metal* (Leuven, Belgium).
- 3) Kenichi Watanabe, Keiko Natori, Hiroshi Enjoji, Tatsuya Tanaka, Yutaka Imaida (June 14, 2011): “Proposal of Sheet Buckling Design Criteria for High Strength Steel under Impact Crushing”, *5th International Conference on Computational Method and Experiments in Materials Characterisation* (Kos, Greece).
- 4) Kenichi Watanabe, Keiko Natori, Tatsuya Tanaka, Yutaka Imaida (September 29, 2011): “Strain Rate Dependence of Sheet Buckling in High Strength Steel Sheets”, *10th International Conference on Technology of Plasticity* (Aachen, Germany).
- 5) Keiko Natori, Fumiya Nomura, Yoshihiko Arao, Tatsuya Tanaka (June 20, 2012): “Development of the Continuous Process Method for ECAP using a Tri-axis Rotary Die and Microstructural Evolution of Semi-solid Aluminium Alloy”, *6th International Conference of High Performance Structures and Materials* (New Forest, United Kingdom of Great Britain and Northern Ireland).
- 6) Hiroshi Enjoji, Keiko Natori, Yoshihiko Arao, Tatsuya Tanaka (October 29, 2012): “Study on Impact Crushing Properties of High Strength Steel Sheets”, *Collaborative Research Centre Transregio 30, 1st International Conference on Thermo-Mechanically Graded Materials* (Kassel, Germany).
- 7) Keiko Natori, Tomoaki Yashima, Yoshihiko Arao, Tatsuya Tanaka (December 10, 2012): “Forming of Housing by Impact Extrusion Press using Ultrafine-grained Semi-solid Light Metal”, *The 7th Australasian Congress on Applied Mechanics* (Adelaide, Australia).
- 8) Keiko Natori, Yoshihiko Arao, Tatsuya Tanaka (June 5, 2013): “Effect of Mesostructure on Strain Rate Dependent Behavior in High Strength Steel Sheets”, *6th International Conference on Computational Method and Experiments in Materials Characterisation* (Siena, Italy).

□頭発表・査読なし

- 1) Keiko Natori (October 15, 2012): “Plastic Formability of Dual-phase Metal”, *Meeting at University of Silesia Institute of Material Science* (Katowice, Poland).
- 2) Keiko Natori, Tatsuya Tanaka (March 1, 2013): “Effect of Mesostructure on Strain Rate Dependent Behavior in High Strength Steel Sheets”, *7th International Symposium of the UCSD-Doshisha Medical Imaging Research Center* (San Diego, United States of America).

国内学会における発表

□頭発表・査読なし

- 1) 今井田豊，田中達也，吉原伸太郎，名取恵子（2008年11月9日）：“圧縮予ひずみを受ける DP 型高張力鋼板のひずみ速度依存性に関する研究”，第 59 回 塑性加工連合講演会（広島）.
- 2) 田中達也，今井田豊，渡辺憲一，名取恵子，円成寺浩士（2011年5月29日）：“高張力鋼板の座屈現象に関する研究”，第 42 回 塑性加工春季講演会（東京）.
- 3) 野尻竜男，田中達也，荒尾与史彦，名取恵子（2013年11月2日）：“半凝固軽金属微細化材料による超薄肉箱成形の研究”，第 64 回 塑性加工連合講演会（大阪）.
- 4) 岸稜二，名取恵子，荒尾与史彦，田中達也（2013年11月2日）：“Dual Phase 型高張力鋼板の変形特性と成形性に与えるメゾスケール構造の影響”，第 64 回 塑性加工連合講演会（大阪）.

謝辞

本研究論文をまとめるにあたり、同志社大学理工学部 田中達也教授には終始多大なご指導を賜りました。ここに深く感謝の意を表し、お礼の言葉とさせていただきます。

有益なる議論とともに、多くの激励を頂きました同志社大学理工学部 今井田豊名誉教授、ならびに荒尾与史彦助教には心より感謝しております。またご多忙の中、副査を引き受けてくださった大阪大学大学院工学研究科 宇都宮裕教授、ならびに同志社大学理工学部 宮本博之教授をはじめとして、様々な機会でご気にかけてくださった本学理工学部機械システム工学科及びエネルギー機械工学科の先生方には、本研究に対する理解と数多くの助言を頂きました。有難うございます。

本研究の遂行にあたり、実験材料の提供および研究に対する多くのアドバイスを賜りました株式会社神戸製鋼所 渡辺憲一氏、神鋼リサーチ株式会社 吉川克之氏に深く感謝しております。さらに本学大学院博士課程前期卒業生の吉原伸太郎氏、野村史弥氏、堀内拓也氏、矢島知晃氏、円成寺浩士氏、ならびに本学大学院博士課程前期学生の野尻竜男氏、岸稜二氏には共同研究者として多くの協力を頂きました。重ねてお礼を申し上げます。研究室において多くの時間を共にし、学生生活を有意義なものにしてくれた応用材料工学研究室の諸先輩、後輩、友人の皆様に感謝致します。

また著者は平成 26 年度日本学術振興会特別研究員 DC2 であり、平成 26 年度科学研究費補助金（特別研究員奨励費）「微細複合組織材料の微視的構造に基づく変形機構の解明および塑性加工性の予測（課題番号 24-5201）」の補助を受けたことを付記し、感謝の意を表します。

最後に、多大な理解のもと研究生生活を支え、何不自由ない環境を与えて下さった両親、祖父母に心から感謝致します。

2013 年 11 月 22 日

同志社大学京田辺校地 有徳館東館 YM309 にて

名取 恵子

