

# 高強度冷延鋼板のプレス成形性およびプレス成形性に 及ぼす変形モードの影響

Press Formability of High Strength Cold-rolled Steel and Effect of  
Deformation Mode on Press Formability

令和4年5月

東洋鋼板株式会社

# 高強度冷延鋼板のプレス成形性およびプレス成形性に 及ぼす変形モードの影響

岩元暢宏\*<sup>1</sup>・桂 啓志\*<sup>2</sup>・竹松伸一\*<sup>3</sup>

Press Formability of High Strength Cold-rolled Steel and Effect of  
Deformation Mode on Press Formability

*Nobuhiro IWAMOTO, Keishi KATSURA, Shinichi TAKEMATSU*

**Synopsis** : Lightweight materials have been applied to electric and electron parts under requirements for saving energy. For the weight reduction, it is necessary to reduce thickness and use high tensile strength (T.S.) sheets, however high tensile strength sheets have generally poor press formability. Therefore, we have developed cold-rolled steel sheet at range under 0.6mm thickness which has high tensile strength of 850~900MPa grade and high total elongation (T.EL.) to improve press formability. This paper introduces the mechanical properties and press formability of the developed steel sheet compared with current high tensile steel sheet and low carbon steel sheet. Developed steel sheet has complex microstructure (ferrite+retained austenite+bainite), which has high tensile strength and high elongation (T.S.:850~900MPa, T.EL.:25~30%). Deep drawing and stretch formability of the developed steel sheet which has small planar anisotropy and low earing rate have better formability than that of current high strength steel sheet. Analysis of forming limit curves (F.L.C.) ,developed steel sheet has higher deformation limit in all deformation modes than that of current high strength steel sheet.

**Key Words** : high tensile strength ; cold-rolled steel sheet ; retained austenite ; forming limit curve

## 1. 緒言

近年, スマートフォン, タブレット等に代表される電気・電子分野での小型化, 軽量化が進んでおり, 自動車分野においては温室効果ガスの削減のため, ハイテンの適用拡大による車体軽量化さらにはアルミニウム合金と鋼板あるいはCFRPを用いたマルチマテリアル化の流れが始まっている<sup>1)</sup>.

部材軽量化のためには材料を高強度化させ, 薄肉化させることが必要となる. このような部材軽量化ニーズが高まる中, 当社においてはNiあるいはCrを含まない炭素鋼をベースとし, 板厚 0.6mm 以下で引張強さが550~1000MPa級の冷延鋼板に特殊な電気亜鉛めっきを施

した高強度電気亜鉛めっき鋼板(商品名:高強度シルバートップ)を製品化しており<sup>2)</sup>, CD, DVDドライブ部品, 液晶ディスプレイ部品等の電気・電子部材および一部の自動車用エンジンガスケットに採用されている.

部材軽量化を図るには鋼板を高強度化させ, 薄肉化する必要があるが, 一般に強度と延性はトレードオフの関係にあるため, 強度が上昇すると延性が悪化し, 所定の形状に成形できない. また, 部材によっては, 薄肉化することにより低下する部材剛性を補うための補剛形状を形成する必要があることから, 強度-延性バランスに優れた鋼板の開発が必要となる<sup>3)</sup>.

高強度化の手法としては固溶強化, 析出強化, 結晶粒微細化強化, 組織強化が挙げられるが, 高い強度レベルで延性を改善させる方法としては残留オーステナイト

\*1 技術研究所 金属機能材研究部 プロセス開発グループ グループリーダー

\*2 技術研究所 金属機能材研究部 薄板材料グループ 先端技術チーム

\*3 下松事業所 生産技術部 材料焼鈍技術グループ 焼鈍材料チーム チームリーダー

(残留 $\gamma$ )を導入し、変形中に硬質なマルテンサイトへ加工誘起変態させる変態誘起塑性を活用し、加工硬化特性を向上させることが有効であるとされている<sup>4) 5)</sup>。

一方で、このような組織を有する板厚0.6mm以下の極めて薄い冷延鋼板における成形性に及ぼす変形モードの影響について報告された例は少なく、実際のプレス成形においては二軸変形により成形されるため、一軸引張での性能評価では不十分であると考えられる。

そこで本稿では、更なる形状自由度向上のため、現行材の大幅な延性向上を目的とし、添加元素の主成分がC-Si-Mnである加工誘起変態を発現するT.S.850~900MPa級の薄鋼板を開発し、成形性および成形性に及ぼす変形モードの影響について検討したので報告する。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材作製方法

開発材は添加元素C-Si-Mnを主成分とし、所定の化学成分となるように調整した鋼を連続鋳造機にてスラブとし、板厚2.0mmまで熱間圧延を施した。熱延条件については、次工程である冷間圧延での圧延荷重が高くなり過ぎないように700℃以上の温度で巻き取りを行い軟質化させた。得られた熱延鋼板の組織はフェライト+パーライトであった。その後、硫酸酸洗にて表層スケールを除去した後、トータル圧延率90%の冷間圧延を施し、連続焼鈍による組織制御後スキンパスを行うことにより厚さ0.2mmの冷間圧延鋼板を作製した。

### 2.2 材料特性評価方法

#### 2.2.1 組織観察および残留 $\gamma$ 量測定

断面組織観察は、ナイトール(5%硝酸+エタノール)でエッチングした後、デジタルマイクロスコープ(HIROX製)を用いて実施した。相の同定はSEMを用いた後方散乱電子線回折(EBSD法)にて行った。印加電圧は20kV、電流は20 $\mu$ Aとした。測定面は圧延平行方向断面とし、測定範囲は50 $\times$ 50 $\mu$ m、測定ステップは0.2 $\mu$ mとした。測定後、CI値0.05以上、結晶粒界を15°以上で定義し、Clean UP処理(Grain Dilation, Grain Standardization)を施しPhaseマップを作成した。残留 $\gamma$ 量測定は試料を表面から1/4の厚みまで湿式研磨した後、化学研磨により仕上げ、X線回折法にて測定した。X線回折装置はリガク製を用い、X線源はCu管球、管電圧および電流は45kV、200mAとし、2 $\theta$ :40~140°の条件にて測定した。残留 $\gamma$ 量は、 $\alpha$ (200)、 $\alpha$ (211)、 $\alpha$ (200)、 $\gamma$ (211)、 $\gamma$ (311)の主要5方位の積分強度から残留 $\gamma$ の体積率を算出した。

#### 2.2.2 機械的特性評価

機械的特性は引張試験により評価した。引張試験は島津製作所製50kNオートグラフを用い、JIS Z2241 5号試験片により引張速度10mm/minで行った。

#### 2.2.3 成形性評価

成形性評価は張出成形、円筒絞り成形とした。張出成形、円筒絞り成形はエリクセン試験機(東京試験機製あるいはエリクセン社製)を用いた。Fig.1(a)、(b)およびTable1に成形金型の模式図および成形条件を示す。円筒絞り成形性はブランク径およびパンチ径の組合せにより絞り比(ブランク径/パンチ径)を1.8から2.0まで変化させ、成形可否を目視で判断した。また、絞り比1.8における成形体の端部の周方向高さを測定し耳率を算出した。

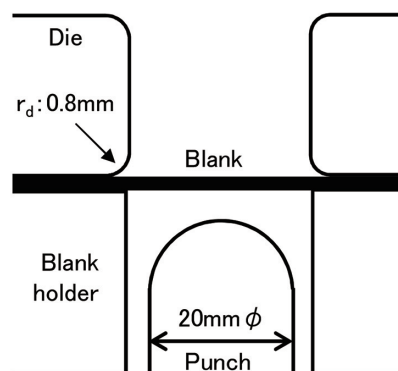


Fig.1(a) Schematic illustration of stretch formability test

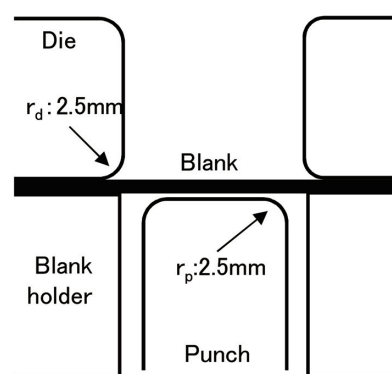


Fig.1(b) Schematic illustration of deep drawing test

Table1 Formability test condition

Formability test items	Test condition					
	Punch	Die	Blank holding force	Lubricant	Blank size	Test speed
Stretch formability test (JIS:Z2247)	φ:20mm	r <sub>d</sub> :0.8mm	10kN	—	100×100mm	5~20mm/min
Deep drawing test	φ:31mm r <sub>p</sub> :2.5mm	r <sub>d</sub> :2.5mm	5~50kN	Press oil	φ:57mm (Drawing ratio:1.8)	3.5mm/s
	φ:73mm r <sub>p</sub> :2.5mm				φ:138mm (Drawing ratio:1.9)	
	φ:87mm r <sub>p</sub> :2.5mm				φ:176mm (Drawing ratio:2.0)	

2.2.4 成形限界線 (FLC) および成形限界線図 (FLD) 測定

材料の成形限界線 (FLC, Forming Limit Curve) および張出成形体の成形限界線図 (FLD, Forming Limit Diagram) の作成は非接触式三次元ひずみ・変位測定システム (GOM 社製 ARGUS および ARAMIS) を用いた。

FLC は板材の成形において、一軸変形、平面ひずみ変形あるいは等二軸変形等の様々なひずみモードでの材料の破断直前のひずみ量を測定し、最大主ひずみおよび最小主ひずみとして二次元座標にプロットし結んだ線である。この成形限界線に近い箇所は破断の危険性を示しており、破断限界を予測することが可能である。一方、FLD は成形体のひずみを最大主ひずみと最小主ひずみとして二次元表示したものである<sup>6)</sup>。

FLC は一軸変形、平面ひずみ変形あるいは等二軸変形における破断直前の最大主ひずみおよび最小主ひずみを ARAMIS で解析することにより作成した。予め水性スプレーによりランダムパターンを塗布したサンプルを用い、Fig.2(a), (b) に示すように変形の様子を2台のカメラで連続的に撮影することによる三角測量を行い、ランダム模様の変化の過程を三次元位置情報として取得することにより、破断直前の板面内の最大主ひずみ (ε<sub>1</sub>) とこれに直交する最小主ひずみ (ε<sub>2</sub>) を測定した。一軸変形は引張試験を行い、等二軸変形および平面ひずみ変形にはエリクセン試験機を用いた球頭パンチによる張出成形を行った。張出成形において、ブランクは板面内のひずみ比 β (β = ε<sub>2</sub> / ε<sub>1</sub>) が異なる状態を作る必要があるため、Fig.3(a), (b) に示すような形状のブランクを用い、パンチとブランクの摩擦の影響を減らすため、パンチと接触するブランク側に粘着層付フィルム (ダイワプロタック 大和化成株製) を貼付し、さらにパンチ先端部にワセリンを塗布し成形した。試験条件を Table2 に示す。

張出成形体の板厚減少率の算出および FLD の作成には Fig.4 に示すようにブランク上に予め 0.5mm φ, 中心間距離 1.0mm のドットパターンを油性インクにより塗布したサンプルを用い成形した。成形体は Fig.5 に示すように成形体を様々な角度からデジタルカメラにより撮影し、

変形後のドットおよびドット間の変化の状態を ARGUS にて計測することにより、成形体の各箇所最大主ひずみおよび最小主ひずみを解析し、FLD を作成した。

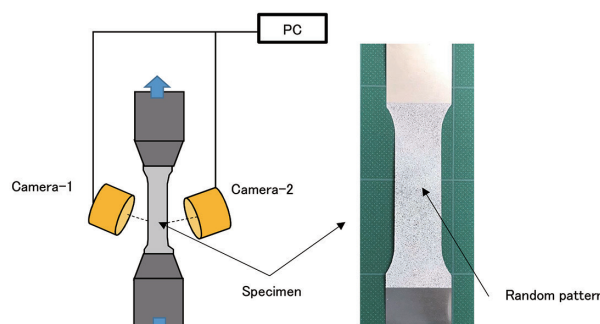


Fig.2(a) Schematic illustration of uniaxial deformation test with digital camera

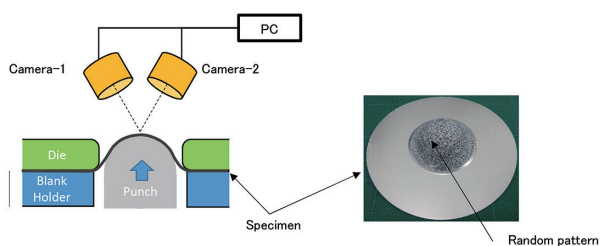


Fig.2(b) Schematic illustration of plane strain deformation and biaxial deformation test with digital camera

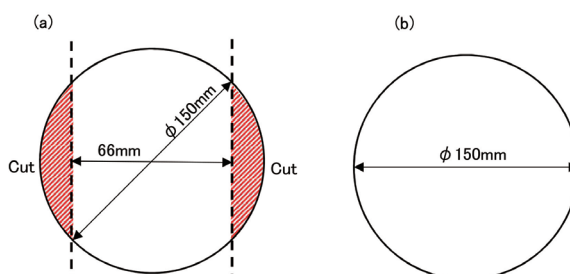


Fig.3 Blank shape of FLC test specimen (a)Plane strain deformation (b)Biaxial deformation

Table2 FLC test condition

Deformation condition	Test condition						
	Test equipment	Specimen	Punch	Die	Blank holding force	Lubricant	Test speed
Uniaxial deformation	Tensile test	JIS No.5	—	—	—	—	10mm/min
Plane deformation	Erichsen test	φ 150mm-66mm	φ :59mm	φ :66mm	200kN	film+press oil	3mm/s
Biaxial deformation		φ 150mm					

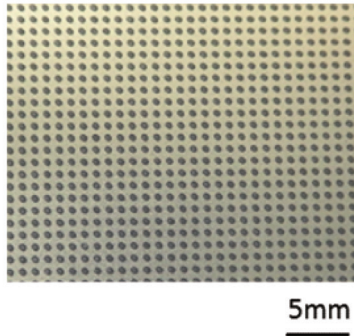


Fig.4 Grid pitch and grid size for FLD test

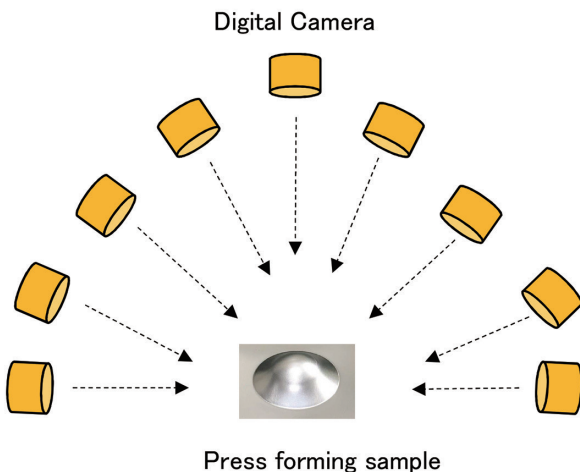


Fig.5 Schematic illustration of measuring method with digital camera

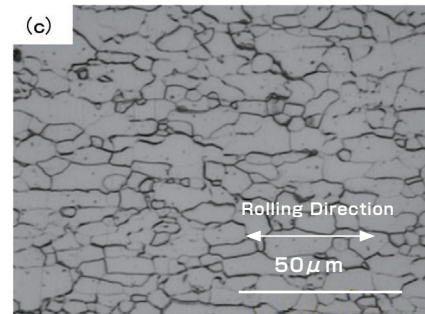
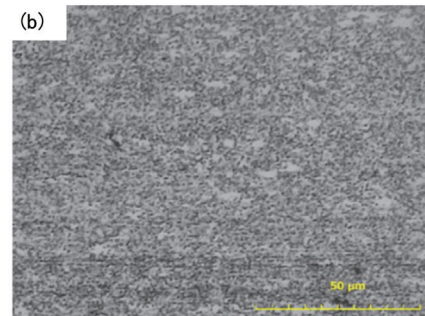
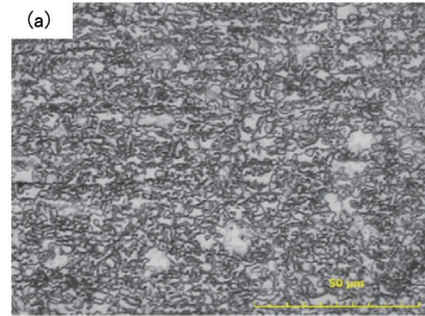


Fig.6 Optical micrographs of each steels: (a)Developed steel (b)Current steel (c)Low carbon steel

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 組織および残留オーステナイト量

Fig.6に各サンプルの圧延平行方向断面における組織写真を示す。比較材として、微細粒組織を特徴とする引張強さ (T.S.) が800MPa級の高強度鋼板である現行材を用いた。開発材 (a)は5 μm以下の非常に微細な結晶粒を主体とし、10 μm程度の結晶粒を含む混粒組織であった。一方、現行材 (b)の組織は1 μm以下の微細結晶粒を主体とし、5 μm程度の結晶粒を含む混粒組織であり、開発材 (a)に比べてさらに微細な組織であった。また、低炭素鋼板 (c)は結晶粒径が5~30 μm程度の混粒組織であり、フェライト単層であった。

Fig.7に開発材および現行材のEBSD像を示す。

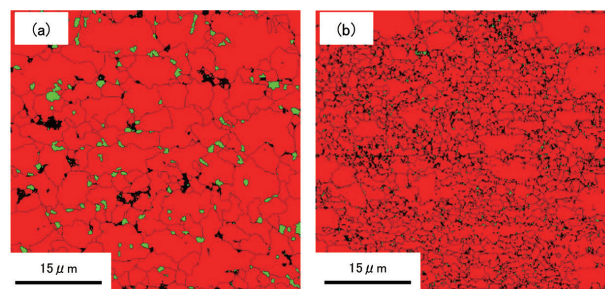


Fig.7 EBSD map of each steels: (a)Developed steel (b)Current steel

EBSD 像のカラーマップで示す赤色は BCC 構造であるフェライトあるいはベイナイトを示し、緑色は FCC 構造である残留  $\gamma$  を示す。開発材 (a) はフェライトあるいはベイナイトを主相とし、結晶粒界に 1~3  $\mu\text{m}$  の微細な残留  $\gamma$  が存在する組織であった。一方、現行材 (b) はフェライトあるいはベイナイトを主相とする組織中に残留  $\gamma$  が存在する複合組織であった。また、X 線回折の結果より開発材の残留  $\gamma$  量は 10~13% であり、現行材の 1~2% に比べて約 10 倍の残留  $\gamma$  を有していた。

### 3.2 機械的特性

Table3 に引張試験によって得られた供試材の機械的特性の平均値を示す。また、Fig.8 に開発材および現行材および低炭素鋼板の代表的な公称応力-公称ひずみ曲線を示す。開発材の 0.2% 降伏応力 (Y.P.) は約 650MPa、引張強さ (T.S.) は 950MPa、破断伸び (T.EL.) は約 30% であり、現行材の引張強さと比較し、Y.P. は約 50MPa 低く、T.S. は約 100MPa 高く、T.EL. は約 2 倍高い値を示した。また、開発材の均一伸びは低炭素鋼板と同等の約 24% であり、現行材に比べて約 1.8 倍高い値を示し、加工硬化指数  $n$  値も高い値を示した。

一般に残留  $\gamma$  を含む鋼板の引張試験においては、変形中の加工誘起変態により残留  $\gamma$  がマルテンサイトに相変態することで、ひずみの局部集中が抑制されるため  $n$  値が高く、均一伸びが向上することが知られており、これは変態誘起塑性型複合鋼板の特徴である<sup>7)</sup>。また、開発材は低降伏比 (Y.P./T.S.) であることから、現行材に比べてプレス成形性に優れる素材であることが言える。以上より、開発材は高い強度レベルで高延性を示す材料であり、優れた強度-延性バランスを有することが分かった。

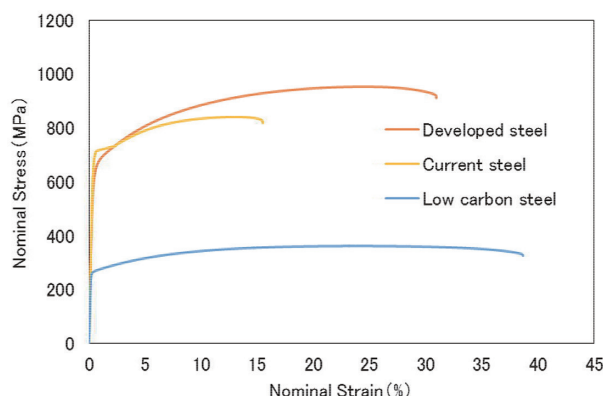


Fig.8 Nominal stress-strain curves of each steels

### 3.3 円筒絞り成形性

円筒絞り成形性は絞り比を変化させ、成形可否を目視評価した。現行材は絞り比 1.9 で破断したが、開発材および低炭素鋼板は絞り比 2.0 まで成形可能であった。深絞り成形性は鋼板の塑性異方性 ( $r$  値) と良い相関があることが知られている。開発材の平均  $r$  値は Table3 に示すように 0.99 であり、現行材の 0.98 と同等であったが、高い絞り比まで絞ることが可能であった。これは、残留  $\gamma$  を多く含む組織は加工誘起変態を生じるが、体積膨張を伴うため、成形時の縮みフランジ部では変態が抑制され、二軸変形モードのパンチ肩部付近では変態が起り破断抵抗が高くなるため深絞り性が向上するとされており<sup>4) 8)</sup>、本開発材も残留  $\gamma$  を多く含むことから、高い円筒絞り成形性を示したと考えられる。

Fig.9 に絞り比 1.8 における成形体の外観写真、円筒端部に生じた凹凸の量を円筒の平均高さで規格化した耳率および  $r$  値の面内異方性の度合を示す  $\Delta r$  値を示す。 $\Delta r$  は圧延方向に対して 0, 90, 45 度方向の  $r$  値を用いて次式で示される。

$$\Delta r = (r_0 + r_{90}) / 2 - r_{45}$$

$\Delta r$  は深絞り容器の耳の発生と密接な関係があり、 $\Delta r$  がゼロに近いほど山谷の発生はなく、円筒端部が平坦

Table3 Mechanical properties of each steels

Specimen	Y.P.(MPa)	T.S.(MPa)	T.EL.(%)	Y.P./T.S.	$n$ -value	$r$ -value
Developed steel	645	950	29.2	0.68	0.22	0.99
Current steel	703	836	14.7	0.84	0.15	0.98
Low carbon steel	261	361	39.0	0.72	0.20	1.54

	Developed steel	Current steel	Low carbon steel
Appearance photo			
Earing rate(%)	4.0	19.4	4.1
$\Delta r$	-0.06	-1.09	-0.20

Fig.9 Deep drawing test specimen of each steels

となることが知られている<sup>9)</sup>。現行材の耳率 19.4% に対して開発材の耳率は 4.0% と非常に低く、低炭素鋼板相当の値を示し、開発材の  $\Delta r$  は  $-0.06$  と現行材の  $-1.09$  に比べて非常に低い値を示した。その結果、開発材は円筒端部が平坦であり現行材に比べて凹凸が非常に小さい形状を示したと考えられる。これは、開発材は延性を向上させるための残留  $\gamma$  が結晶粒界に均一に分散していたため、面内異方性が小さくなったと考えられる。以上のように低耳率を示す本開発材は製品のトリム代が少なく製品歩留り向上に繋がるため、プレス成形用の素材として良好な素材と言える。

### 3.4 張出し成形性および張出し成形体のひずみ分布

張出成形性は限界張出高さにより評価した。Fig.10 に各供試材の限界張出高さを示す。開発材の限界張出高さは低炭素鋼板と同等の 8.1mm であり、現行材と比較し約 23% 向上した。Fig.11 にひずみ解析により得られた各張出高さにおける張出成形体の板厚減少率のカラーマップを示す。図中のカラーマップは張出成形体上部か

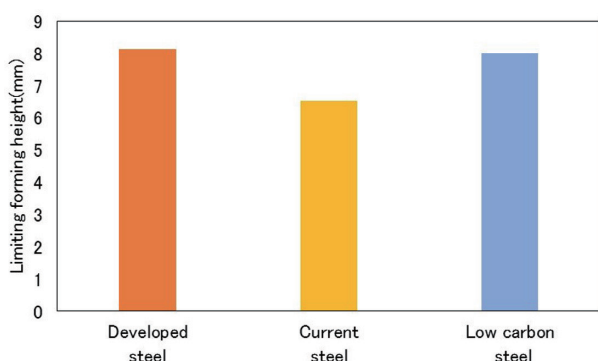


Fig.10 Limiting forming height of each steels

らの視野である。図より張出高さ 6mm において、開発材はパンチ頭頂部から肩部にかけてほぼ均一な板厚減少を示し、現行材はパンチ肩部で局所的に板厚減少率が高い箇所が確認された。一方、低炭素鋼板は開発材および現行材に比べてダイス r 部近傍での板厚減少範囲がやや広く、頭頂部からパンチ肩部においては開発材と同様にほぼ均一な板厚減少を示した。変形が進行した張出高さ 7mm において、開発材はパンチ肩部の周方向で板厚減少率が高くなったが、板厚減少率はほぼ均一であった。一方、低炭素鋼板はダイス r 部近傍での板厚減少に加えパンチ肩部の周方向で板厚減少率が高くなり、パンチ肩部で局所的に板厚減少率が高い箇所が確認された。また、パンチ肩部の板厚減少範囲は開発材に比べ小さかった。破断時において、開発材はパンチ肩部の周方向での板厚減少が進行したが、周方向の板厚減少率はほぼ均一であった。現行材はパンチ肩部の板厚減少は開発材ほど均一ではなく、張出高さ 6.5mm で破断した。一方、低炭素鋼板はダイス r 部近傍の板厚減少範囲がさらに拡大し、パンチ肩部の局所的なひずみ集中により破断した。Fig.12 に成形体側面部からの視野における破断時の板厚減少率のカラーマップを示す。開発材と低炭素鋼板は同等の限界張出高さであるが、開発材は成形体で最も荷重が掛かるパンチ肩部での板厚減少率が高く、低炭素鋼はパンチ肩部での板厚減少率は開発材ほど高くなく、ダイス r 部近傍での低板厚減少率の領域が広いことが分かった。

Fig.13 に各張出高さにおける張出成形体の成形限界線図 (FLD) を示す。図中のカラープロットは Fig.11 のカラーマップに対応している。図より、いずれも等二軸

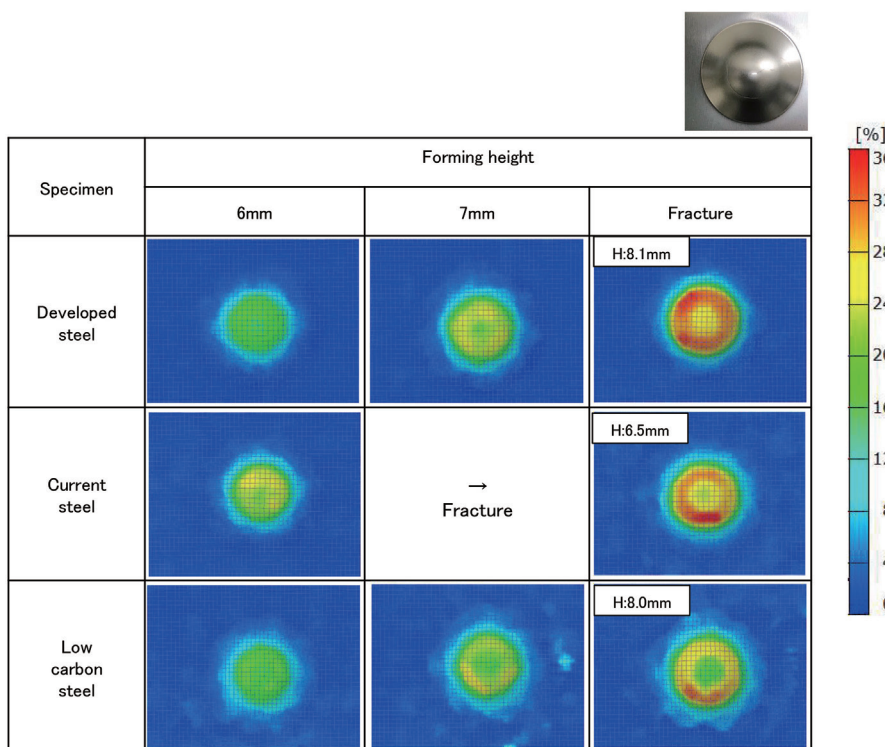


Fig.11 Thickness reduction rate after stretch formability test

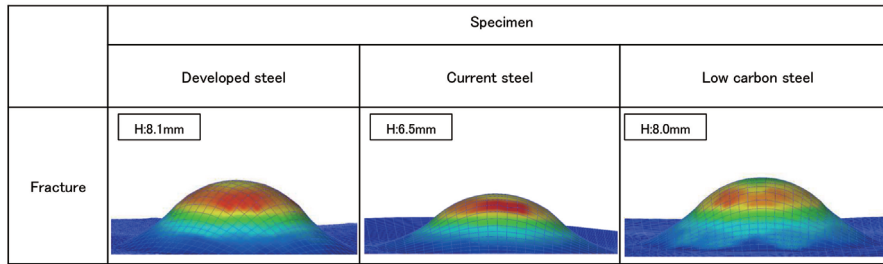


Fig.12 Thickness reduction rate after stretch formability test

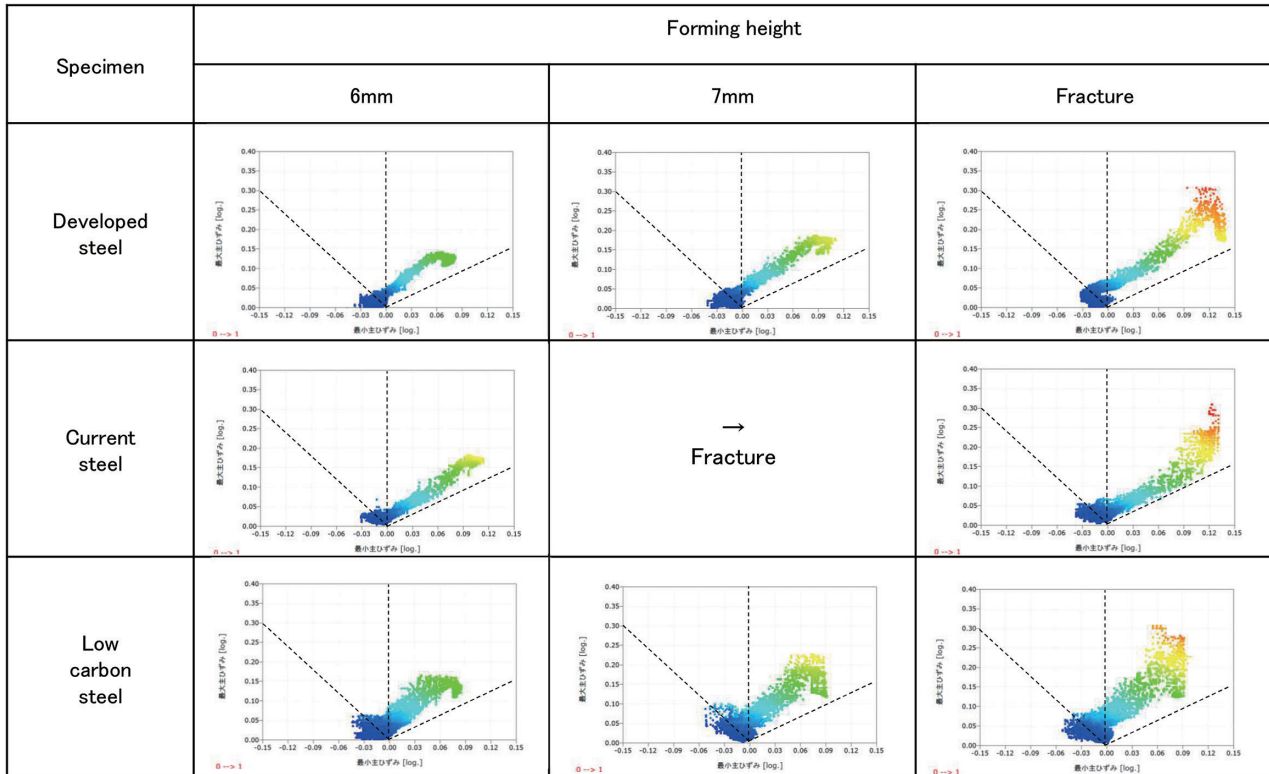


Fig.13 Forming Limit Diagram after stretch formability test

～平面ひずみ変形領域で変形が進行していることが分かる。板厚減少率が低い青～水色は平面ひずみ変形～二軸変形に相当する領域であり、低炭素鋼板は開発材および現行材に比べて平面ひずみ変形箇所が多いことが分かった。この領域は Fig.11 に示したカラーマップにおけるダイス r 部近傍箇所に相当する。また、破断時における最大主ひずみはいずれも同等の 0.3 であるが、開発材の最小主ひずみは 0.12 であり低炭素鋼板の 0.09 に比べてやや大きい値であった。以上のように開発材と低炭素鋼板は同等の張出成形性を有するが、その変形様式は異なっていることが分かった。開発材は低炭素鋼板と比較し、パンチ肩部での変形量が多い結果であったが、これは成形負荷が大きいパンチ肩部で生じる加工誘起変態により加工硬化するため、ひずみの集中が抑制され均一に変形したためであると考えられる。

### 3.5 成形限界

Fig.14 に各材料の成形限界線を示す。β = 1 は等二軸変形、β = 0 は平面ひずみ変形、β = -0.5 は一軸変形を示す。開発材は現行材に比べ、等二軸変形領域および一軸変形領域が拡大しており、さらに 0 < β ≤ 1 の二軸変形領域においても変形領域が上部に位置していること

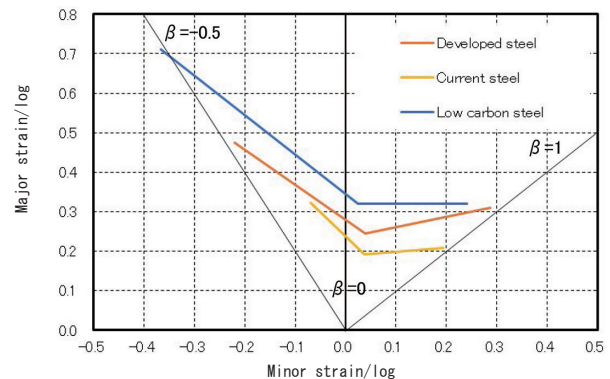


Fig.14 Forming Limit Curves of each steels



から全ての変形モードについて成形性が向上していることが分かった。張出成形では、平面ひずみ～等二軸変形モードで変形が進行し、円筒絞り成形では、フランジ部での縮みフランジ変形～側壁では軸方向の引張応力が優勢の変形モードで変形が進行し、パンチ肩部～パンチ底部では二軸引張モード、すなわち張出変形となる<sup>10)</sup>。以上のことから、現行材に比べて開発材は全ての変形モードにおいて成形限界が向上したため、優れた成形性を示したと考えられる。

#### 4. 結 言

更なる形状自由度向上のため、現行材の延性改善を目的とし、添加元素 C-Si-Mn を主成分とする T.S.850 ～ 900MPa 級の 0.6mm 以下の薄鋼板を開発し、成形性および成形性に及ぼす変形モードの影響について検討した結果、下記の結論を得た。

- (1) 開発材はフェライト＋ベイナイトを主相とし、結晶粒界に均一に分散する残留 $\gamma$ を含有する組織であり、良好な強度-延性バランスを示した (T.S.: 850～950MPa, T.EL.: 25～30%)。
- (2) 開発材の円筒絞り成形性は低炭素鋼相当であり、面内異方性が小さく低耳率であった。また、張出成形性についても低炭素鋼同等の良好な成形性であった。
- (3) 張出成形体のひずみ解析の結果、開発材はパンチ接触部の周方向のひずみが均一であり、かつ高  $n$  値であるため、現行材に比べて優れた張出し性を示したと考えられる。
- (4) 成形限界線より、いずれの成形モードにおいても現行材に比べて成形限界が向上したため、成形性が向上したと考えられる。

#### 引用文献

- 1) 内藤純也, 鈴木励一: R & D 神戸製鋼技報, 69-1 (2019), 60-64.
- 2) 伊藤博康, 大井聡史, 青木晋一, 上田利行: 東洋鋼鋳, 35 (2006), 11-17.
- 3) 吉岡典恭, 橘 美枝: R&D 神戸製鋼所技報, 66-2 (2017), 21-25.
- 4) 中屋道治, 向井陽一: R&D 神戸製鋼所技報, 57-2 (2007), 19-22.
- 5) 杉本公一, 臼井 登, 小林光征, 橋本俊一: 1992, 鉄と鋼, 78 (1992), 1480-1487.
- 6) 林 央: 塑性と加工 (日本塑性加工学会誌), 50 (2009), 392-397.
- 7) 川田裕之: 鋼材・しなやかで強い鉄鋼材料, (2016), 211-237, NTS.
- 8) 高橋 学: 新日鉄技報, 378 (2003), 2-6.
- 9) 日本塑性加工学会編: わかりやすいプレス加工, (2000), 56, 日本工業新聞社.
- 10) 葉山益次郎: 塑性学と塑性加工 (第 2 版), (1982), 215-216, オーム社.