

# 軸圧壊時の破断抑制に必要な鋼板特性および組織因子と それを実現する 980 MPa 級溶融亜鉛めっき鋼板

## Mechanical Properties and Microstructure of Steel Sheets for Suppression of Fracture during Axial Crash and 980 MPa Galvannealed Steel Sheets with Excellent Fracture Resistance

吉岡 真平 YOSHIOKA Shimpei JFE スチール スチール研究所 薄板研究部 主査研究員  
小峯 慎介 KOMINE Shinsuke JFE スチール スチール研究所 接合・強度研究部 主任研究員  
堺谷 智宏 SAKAIDANI Tomohiro JFE スチール スチール研究所 薄板加工技術研究部 主任研究員

### 要旨

自動車車体の軽量化に加え電動化の進行に伴う車重増に対応するため、フロントサイドメンバー等の衝突時にエネルギーを吸収する部品のハイテン化要求が急速に高まっているが、980 MPa 級以上で顕在化する軸圧壊時の破断は、部品のエネルギー吸収量の低下やばらつきを引き起こしハイテン化の課題となっている。成分・組織を変化させた 980 MPa 級鋼の軸圧壊試験から、破断せず安定的に軸圧壊させるには穴広げ率 ( $\lambda$ ) を向上させる材料設計指針が有効であることを見出した。部品の破断起点である曲げ予加工を受けた部位の変形をモデル化することで、破断に及ぼす組織因子の基礎的解析を行い、最適な組織設計指針を得た。これらの知見を応用した JEFORMA<sup>®</sup> 980GA-type2 は、優れた耐破断特性を有するため、軸圧壊時に破断せず安定的にエネルギーを吸収できる。

### Abstract:

Requirement for higher strength of parts that absorb energy at the collision, such as front side members, is rapidly increasing to reduce the weight of automobile bodies and to cope with the increase in vehicle weight due to the progress of electrification. However, fracture during axial crash which is a problem in over 980 MPa grade causes reduction and dispersion of the energy absorption of parts, and it is a bottleneck to increase the strength. From the axial crush test using 980 MPa grade steels with various chemical compositions and microstructures, it was found that the material design guideline to improve the hole expanding ratio ( $\lambda$ ) is effective for stable axial crush without fracture. By the test simulating the deformation of the pre-bended portion, which is the fracture origin of the part, the basic analysis of the microstructure factor which affects the fracture was conducted, and the optimum microstructure design guideline was obtained. JEFORMA<sup>TM</sup> 980GA-type2, which applies these findings, has excellent fracture resistance and enables stable energy absorption without fracture during axial crush.

## 1. はじめに

車体軽量化による燃費向上のため自動車用鋼板の高強度化が進められ、キャビン周りなどの非変形部品には引張強さ (TS: Tensile Strength) で 1 470 MPa 超級の超高強度鋼板 (以下、ハイテン) が実用化されている<sup>1,2)</sup>。一方、フロントサイドメンバーやクラッシュボックスのような衝突時に変形し衝撃を吸収させるエネルギー吸収 (EA: Energy Absorption) 部品に適用される鋼板は 440~780 MPa 級が主流であるが、近年の電動化に伴うショートノーズ化や車重増への対応のため、EA 部品に対してもハイテン化ニーズが急速に高まっている。

しかし、980 MPa 級以上の鋼板を適用した部品は軸圧壊時に蛇腹状 (以下、コンパクトモード) に圧壊変形せずに破断する場合があります。圧壊途中の破断は部品全体の変形モードを不安定化し EA 量のばらつきの増加、つまりロバスト性の低下を引き起こす<sup>3,4)</sup>。これは骨格部品の信頼性に直結する致命的な課題であるため、1 470 MPa まで想定した EA 部品用の超ハイテンの開発においては、これまで注目されなかった新たな特性として軸圧壊時の耐破断特性が極めて重要であり、その特性向上にむけた材料設計指針が必要である。

過去に曲げ性や伸びフランジ性に優れた材料について、軸圧壊変形時の破断が抑制される傾向が示唆されている<sup>5,9)</sup>が、調査された鋼板の種類は限定的であり、その材料組織的な破断抑制メカニズムについても明らかではない。これは

2025 年 9 月 26 日受付

軸圧壊における部品の変形が複雑であり、軸圧壊時の破断挙動に対してどのような材料因子が影響しているかを特定することが困難なためである。

本稿では、各種鋼板の軸圧壊試験を行うことで軸圧壊時の破断抑制に有利な鋼板特性を見出すとともに、破断起点の変形履歴を基礎的に模擬した新たな材料試験を活用することで、割れの発生および亀裂進展挙動に及ぼす材料組織の影響を明らかにした取り組みについて述べる<sup>10-12)</sup>。また、得られた材料設計指針を反映した 980 MPa 級溶融亜鉛めっき (GA: Galvannealed) 鋼板 (JEFORMA<sup>®</sup> 980GA-type2) についても紹介する。

## 2. 軸圧壊時の破断抑制に必要な鋼板特性

### 2.1 実験方法

軸圧壊時の破断現象に及ぼす鋼板特性の影響を明らかにするため、板厚 1.2 mm で鋼成分および組織を変化させた機械的特性の異なる 15 種類の 980 MPa 級鋼板を用いた。組織はフェライト、マルテンサイトからなる DP (Dual Phase) 組織、残留  $\gamma$  やベイナイトを含む複合組織、マルテンサイト単一組織と幅広い種類を用いた。軸圧壊試験に用いた試験体は供試鋼を図 1 (a) に示すハット型断面形状に曲げ加工した後、裏板として同じ鋼の平板を準備し、45 mm ピッチでフランジ部をスポット溶接した。図 1 (b) に試験前後の外観の一例を示す。試験は (株) 島津製作所製の精密万能試験機を用い、0.17 mm/s の速度で 100 mm のストロークまで押し込んだ。各鋼 3 回ずつ試験を実施し、破断挙動を解析した。

穴広げ率 ( $\lambda$ ) は JIS Z 2256 の規格に準拠し、打ち抜き時のダイス径は 10.3 mm (クリアランス: 12.5%) とした。曲げ性は 2 通りの方法で評価した。比較的微小な亀裂の発生傾向を評価するため、JIS Z 2248 に準拠した V ブロック法で 90°V 曲げ試験を行った。短冊試験片を曲げ加工し曲げ頂点に亀裂が発生しない最小の金型半径を限界曲げ半径  $R$  とし、板厚  $t$  で除した  $R/t$  を指標とした。2 つ目に、巨視的な亀裂の発生・進展を評価するため、ドイツ自動車工業会規格 (VDA: Verband der Automobilindustrie) の中で部材圧壊時における割れ挙動の評価を目的とした VDA238-100 (2017) で規格化された曲げ試験<sup>13)</sup> (以下、VDA 曲げと呼称) も行った。同規格に準拠した曲げ加工を行い、最大荷重到達時の曲げ角度  $\alpha$  を指標とした。90°V 曲げおよび VDA 曲げの曲げ方向は、鋼板の圧延方向が曲げ稜線と平行になるようにした。

### 2.2 軸圧壊時の変形・破断形態

鋼板特性を変化させた 980 MPa 級鋼の軸圧壊挙動を経時観察したところ、破断形態はおおむね 3 種類に大別できた。図 2 にその代表例を示す。(a) は破断せずコンパクトモー

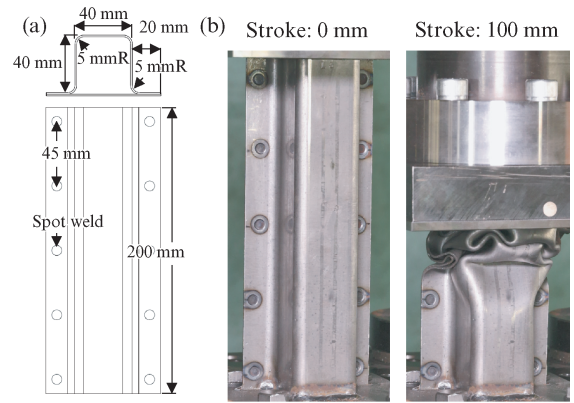


図 1 (a) 試験体寸法と (b) 試験前後の外観

Fig. 1 (a) Specimen used for axial crush test and (b) typical appearance of tested specimen

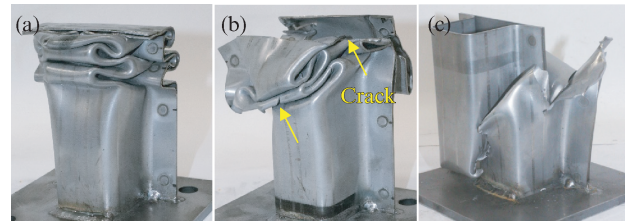


図 2 破断形態の代表例

Fig. 2 Typical appearance of fracture mode

ドで圧壊変形した例である。このような変形形態は、連続的な座屈により変形荷重が極大・極小を繰り返しながら高いストロークまで安定して変形荷重が維持されることから、吸収エネルギーを安定的に得るための理想的な変形モードとされている<sup>14, 15)</sup>。(b) はコンパクトモードで一部が圧壊変形したが破断も認められた例、(c) は初期の座屈時に破断が生じた後に新たに座屈することなく平坦部が裂けるように破断した例である。(c) は最も好ましくない変形モードであるが、(b) についても部分的に破断が生じており 3 回の試行の中でも破断有無のばらつきが生じていた。したがって、EA 量の高位安定化の観点からは (a) のコンパクトモードを安定的に達成できることが必要である。

### 2.3 耐破断特性と鋼板特性の関係

前述した軸圧壊時の変形モードの発生傾向に及ぼす鋼板特性の影響を解析するため、図 2 (a), (b), (c) の破断形態にそれぞれ 1 点、0.5 点、0 点と点数をつけ、試行回数 3 回分の合計を Crash Fracture Index (CFI) と定義し耐破断特性の指標とした。図 3 に CFI と各種特性の相関を示す。自動車用鋼板の変形能の指標として一般的な伸び (El: Elongation) および  $\delta$  に加え、軸圧壊部品における座屈部は曲げ変形モードであることから曲げ性との相関も示した。破断が無く安定的な変形モード (CFI=3) を得るための鋼板特性の十分条件は、軸圧壊試験の条件により変化すると考

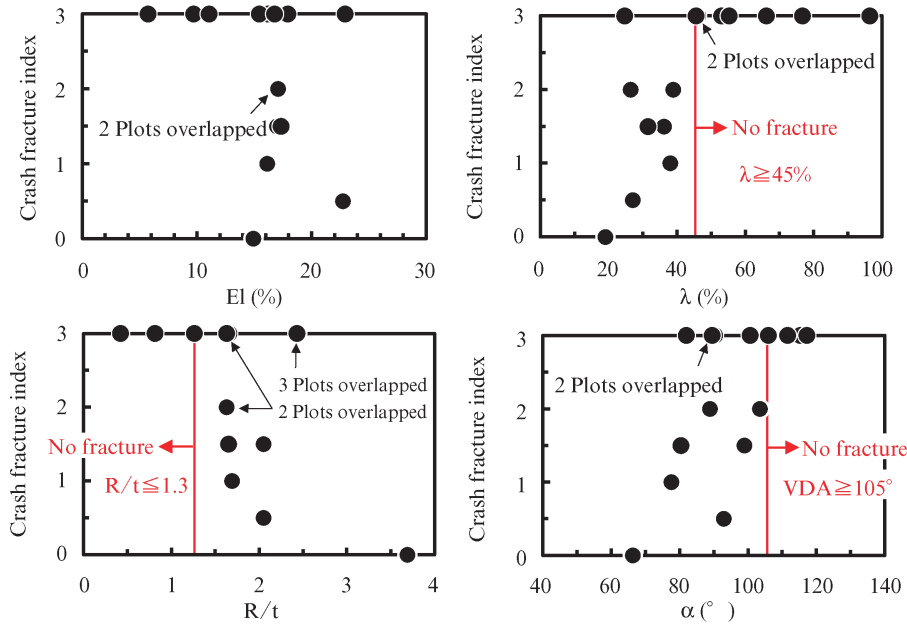


図3 Crash Fracture Index と鋼板特性の関係

Fig. 3 Relationship between mechanical properties and crash fracture index

えられ、本検討では図中の実線で示すとおりであった。このうちλが耐破断特性と強い相関を示し、λが45%以上であればCFIが3となった。λが約25%であってもCFIが3となった鋼種も存在したが、こうした例はCFIが3となった全7鋼種のうち1鋼種のみであった。一方、90°V曲げおよびVDA曲げについては、CFIが3となる十分条件を見出すことはできたが、十分条件以下でもCFIが3となる例がそれぞれ5鋼種、4鋼種も存在するため相関は比較的弱いと考えられる。

図4に軸圧壊時の変形および破壊起点を詳細に観察した例を示す。部品作製時に曲げ加工した稜線部にあらかじめ黒い線を引いている。変形が進行し座屈が生じた部位に着目すると、曲げ稜線部が平坦化した後、ストローク20mmで元の曲げ稜線と直交するように逆方向へ曲げられ破断が生じている様子が確認できる。つまり、破断起点は曲げ予加工部であり、90°V曲げやVDA曲げとは異なる変形モードである。

以上から、軸圧壊時の破断抑制には曲げ予加工部の変形

特性の向上が有効であることが示唆された。軸圧壊試験での耐破断特性と相関の強かったλは、せん断予加工を受けた端面の変形特性を評価する指標であるため、λの向上と耐破断特性に対し共通して影響している組織因子があると考えられる。

### 3. 曲げ予加工部の耐破断特性の支配因子

#### 3.1 実験方法

曲げ予加工部の耐破断特性を支配する組織因子を基礎的に明らかにするため、実験室で特性を変化させた900MPa級のモデル鋼を作製し、曲げ予加工部の破断を模擬した基

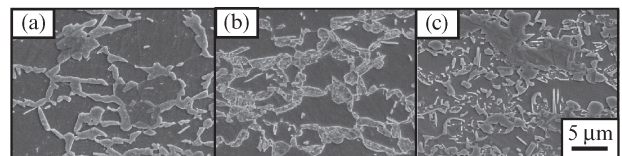


図5 供試鋼のマイクロ組織

(a) 低λ鋼 (b) 高λ鋼 (c) 高El鋼

Fig. 5 Microstructure of (a) low λ, (b) high λ, (c) high El steel

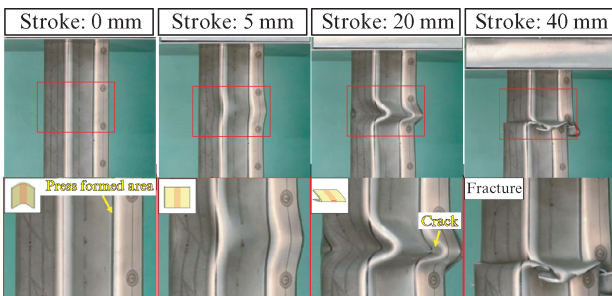


図4 軸圧壊時の変形および破断挙動

Fig. 4 Deformation and fracture behavior during axial crush

表1 供試鋼の機械的特性

Table 1 Mechanical properties of steel

Steel	Thickness (mm)	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	λ (%)
Low λ	1.2	446	925	19	20
High λ	1.2	682	923	21	70
High El	1.2	509	905	30	33

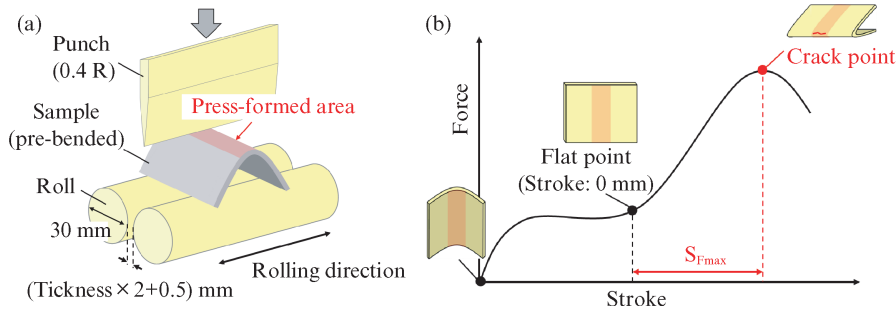


図 6 (a) V-VDA 曲げ試験と (b) ストローク-荷重曲線の模式図  
 Fig. 6 Schematic image of (a) V-VDA bending and (b) stroke-force curve

礎試験により評価した<sup>10-12)</sup>。供試鋼のマイクロ組織と機械的特性をそれぞれ図 5, 表 1 に示す。図 5 (a) の低λ鋼は DP 組織であり, 図 5 (b) の高λ鋼は焼戻しマルテンサイトやベイナイトのような中間硬度を有する組織と微量の残留オーステナイト (残留γ) を含む複合組織である。図 5 (c) の高 EI 鋼はベイナイト, マルテンサイト, 残留γを含む TRIP (Transformation-Induced Plasticity) 鋼である。ここで, 低λ鋼や高 EI 鋼に含まれるマルテンサイトは焼戻しを受けていない硬質マルテンサイト (以下, フレッシュマルテンサイト) である。

図 4 で観察された軸圧壊試験時の破断起点を模擬した曲げ試験 (以下, V-VDA 曲げと呼称) の模式図を図 6 に示す。試験片に金型半径 5 mm の 90°V ブロックを用いて曲げ予加工を施すことによりプレス成形時の曲げ稜線を模擬した。続いて図 6 (a) に示す VDA238-100 に準拠した条件で逆方向へ曲げ稜線が直交するように曲げ変形させた。逆方向への曲げ加工時のストローク-荷重曲線の模式図を図 6 (b) に示す。曲げ予加工を受けた試験片が曲げ戻されて平坦化した時のストロークを起点 (0 mm) とし, 最大荷重までのストローク量を  $S_{Fmax}$  と定義し耐破断特性の指標とした。比較として VDA 曲げ試験も行った。最大荷重前後での亀裂の発生・進展挙動を評価するため, 各曲げ試験において, 途中で試験を停止し, 曲げ稜線と垂直な板厚断面を観察した。板厚に対する亀裂深さの割合を求め, 亀裂進展率を算出するとともにボイド生成挙動も解析した。

### 3.2 V-VDA 曲げ試験における破断挙動

図 7 に VDA 曲げおよび V-VDA 曲げにおけるストローク-荷重曲線を示す。低λ鋼と高 EI 鋼は V-VDA 曲げ試験で, 曲げ予加工部での破断に起因した急激な荷重低下が認められ, 不連続なストローク-荷重曲線となった。図 8 に各曲げ試験における  $S_{Fmax}$  を示す。VDA 曲げ試験に比べ V-VDA 曲げ試験ではより低いストロークで荷重低下が生じており, 曲げ予加工により破断が促進されたと考えられる。曲げ予加工による  $S_{Fmax}$  の低下代は低λ鋼と高 EI 鋼で大きく, 高λ鋼では小さかった。

図 9 に各曲げ試験における亀裂進展率を示す。亀裂の発生挙動に関しては, 曲げ予加工のない VDA 曲げでは, 亀裂発生ストロークに鋼種間の顕著な差は認められなかったが, 曲げ予加工を施した V-VDA 曲げでは亀裂発生ストロークが小さくなり, 鋼種間の差が認められた。特に高λ鋼では曲

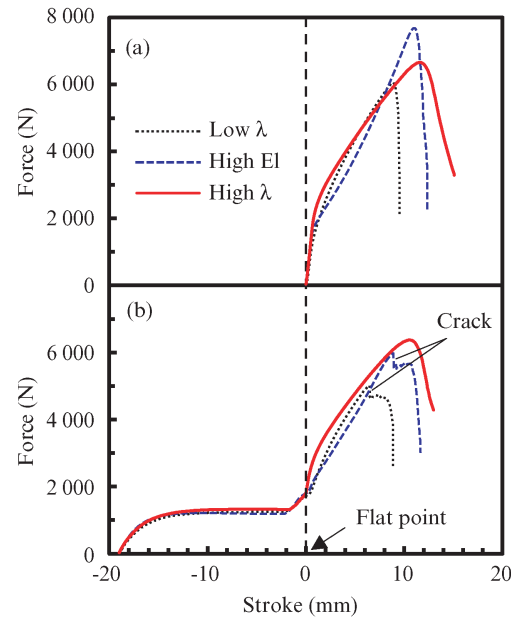


図 7 (a) VDA 曲げおよび (b) V-VDA 曲げ試験のストローク-荷重曲線  
 Fig. 7 Stroke-force curve for (a) VDA bending and (b) V-VDA bending test

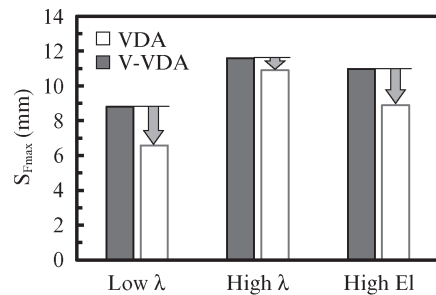


図 8 VDA 曲げ試験および V-VDA 曲げ試験における  $S_{Fmax}$   
 Fig. 8  $S_{Fmax}$  of VDA bending test and V-VDA bending test

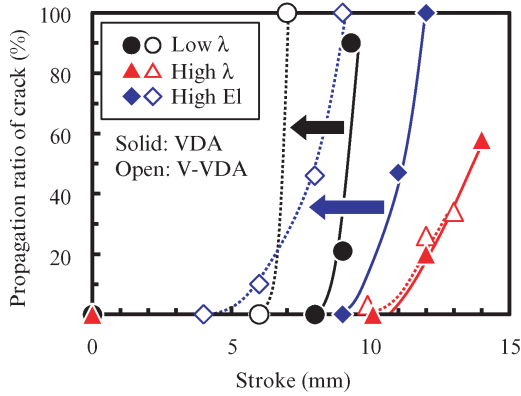


図9 VDA 曲げ試験およびV-VDA 曲げ試験における亀裂進展挙動  
Fig. 9 Crack growth behavior in VDA bending test and V-VDA bending test

げ予加工の影響が極めて小さい。

以上より、軸圧壊試験体の破断抑制には、破断の起点である曲げ稜線部の亀裂の発生を抑制することが重要であり、亀裂の発生は曲げ予加工によって促進されるが、素材の高λ化によって予加工の影響を小さくできることが明らかとなった。

### 3.3 曲げ予加工部における微視的変形挙動

高λ化により予加工の影響が小さくなったメカニズム解明のため、曲げ予加工を受けた領域の亀裂発生の素過程を観察した。V-VDA 曲げ試験途中の曲げ引張側（曲げ予加工時の曲げ圧縮側）の表層を組織観察した。図10に亀裂発生前のストロークで途中止めた組織写真を示す。ボイドの発生位置に着目すると、いずれもマルテンサイトの界面に生成していた。低λ鋼には比較的粗大なボイドも存在し、主に粗大なマルテンサイト界面に存在していた。このことから、ボイドの生成起点となる硬質相の粒径が生成するボイド径に影響している可能性が示唆された。ボイド発生初期（Stroke: 4~6 mm）の曲げ引張側（曲げ予加工時の曲げ圧縮側）表層におけるボイド径に対する数密度のヒストグラムを図11に示す。全ボイドの数密度は高λ鋼が顕著に少なく、低λ鋼および高EI鋼はほぼ同等であった。これは高λ鋼では焼戻しマルテンサイトを活用することで、硬度差の大きい領域が少なく、曲げ圧縮時に異相界面でのひずみ集中が緩和されたためと考えられる。また、ボイド径については、低λ鋼ではボイド生成初期にもかかわらず、0.5~1.2 μmの比較的粗大なボイドが3割程度認められた。フレッシュマルテンサイトおよび残留γの平均粒径と平均ボイド径の関係を図12に示す。フレッシュマルテンサイトや残留γの平均粒径が小さいほど、フレッシュマルテンサイトや残留γ近傍に生成する平均ボイド径は小さい傾向が認められた。

以上より、曲げ予加工の影響を小さくし、軸圧壊時の破

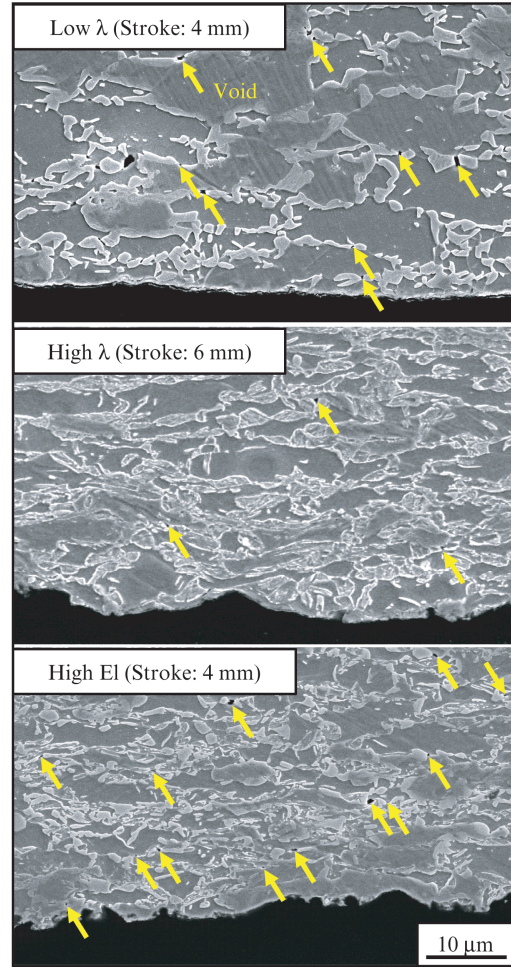


図10 V-VDA 曲げ試験初期における曲げ表層のマイクロ組織  
Fig. 10 Microstructure of the bending surface at beginning of V-VDA bending test

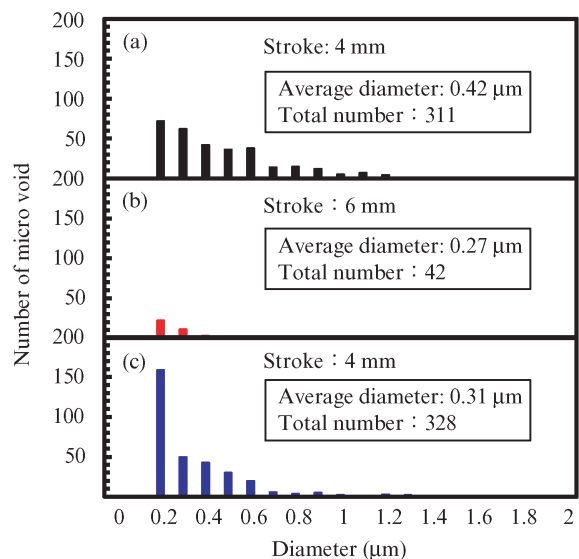


図11 V-VDA 曲げ途中止めサンプルのボイド解析結果  
(a) 低λ鋼 (b) 高λ鋼 (c) 高EI鋼

Fig. 11 Void analysis result for V-VDA bending sample of (a) low λ steel, (b) high λ steel, (c) high EI steel

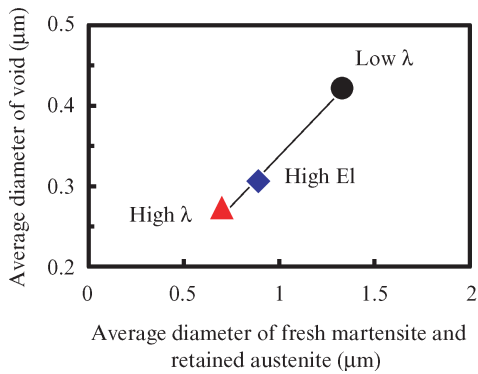


図 12 フレッシュマルテンサイトおよび残留  $\gamma$  の粒径とボイド径の関係

Fig. 12 Effect of diameter of fresh martensite and retained austenite on void diameter

断を抑制するためには、焼戻しマルテンサイトやベイナイトのような中間硬度組織の活用による異相界面の硬度差緩和および組織複合化による硬質相の微細分散化が有効な組織制御指針であることが明らかになった。このような組織制御は従来  $\lambda$  の向上に有効であることが知られているが、軸圧壊変形時の破断起点となる曲げ予加工部の直交曲げ戻し変形時に発生する亀裂の抑制に対しても有効であることが明らかとなり、これまで変形が複雑で明らかになっていなかった、軸圧壊時の破断抑制の指導原理が明らかになった。

#### 4. EA 部品向け 980 MPa 級 GA ハイテンの特長

本稿で述べてきた耐破断特性向上のための指導原理を反映した JFE スチールの商品として、フロントサイドメンバーやクラッシュボックスのような、衝突時に安定的にエネルギー吸収し防錆性能が要求される部品の高強度・薄肉化に貢献する JEFORMA<sup>®</sup> 980GA-type2<sup>16)</sup> (980 MPa 級 GA ハイテン) がある。表 2 に JEFORMA 980GA-type2 と汎用 980GA ハイテンの機械的特性を示す。JEFORMA 980GA-type2 では、衝突時の破断を抑制し EA 量のロバスト性を確保する観点から 60% の  $\lambda$  に設計した。また、卓越した  $\lambda$  と従来鋼並みの高い EI は、伸びフランジ割れが懸念される EA 部品や A ピラーロアなどへのプレス加工を容易にし適用部品種・形状自由度の拡大に寄与すると考えられる。また、

表 2 980 MPa 級 GA ハイテンの機械的特性

Table 2 Mechanical properties of 980 MPa grade GA steel sheet

Steel	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	$\lambda$ (%)
JEFORMA <sup>TM</sup> 980GA-type2 (Developed)	850	1 030	15	60
Conventional 980GA	630	1 030	14	25

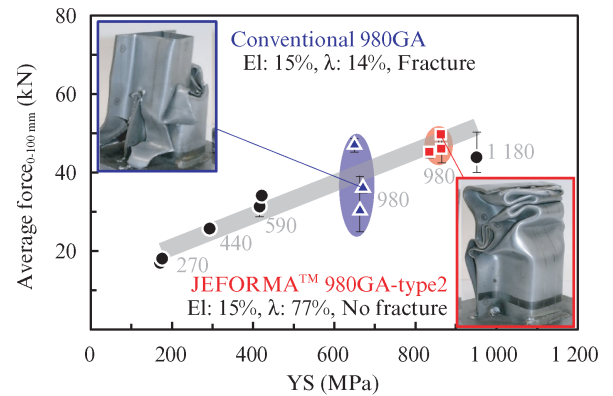


図 13 980 MPa 級 GA ハイテンの機械的特性

Fig. 13 Average force in axial crash test of developed steel

高  $\lambda$  化の組織設計のため軟質な組織を低減したことは、顕著な降伏強さ (YS: Yield Strength) の向上ももたらし、軸圧壊における座屈時の耐力を高め EA 量の向上に寄与する<sup>17,18)</sup>。

図 13 に JEFORMA 980GA-type2 および汎用 980GA ハイテンの軸圧壊試験結果を示す。試験方法は第 2 章と同様であり、ストローク 0~100 mm の平均荷重を YS で整理した。比較のため 980 MPa 級以外の強度クラスの結果も併記した。汎用 980GA ハイテンは軸圧壊途中で破断が発生する場合があり、平均荷重のばらつきが大きいのにに対し、JEFORMA 980GA-type2 は破断せずコンパクトモードで圧壊変形するため、平均荷重が高位に安定化することが確認できた。

#### 5. おわりに

エネルギー吸収部品のハイテン化の課題であった軸圧壊時の破断に対し、破断の素過程と組織因子の関係性を解明することで EA 部品向け 980 MPa 級 GA ハイテンを開発した。JFE スチールでは今回得られた知見を 1180 および 1470 MPa 級ハイテン開発にも活用している。その実用化に向けては成形性や溶接性、遅れ破壊などの課題も大きくなるため、当社ではこのような諸課題に対応したソリューション技術の開発を進めながら、お客様との会話を通じて自動車骨格の更なる高性能化に貢献していく。

#### 参考文献

- 吉岡真平, 小野義彦, 船川義正. 省エネと衝突性能を両立させた「1.5 ギガパスカル級自動車用冷延鋼板」. 日本エネルギー学会機関誌 えねるみくす. 2018, vol. 97, no. 3, p. 244-247.
- 木村英之, 新宮豊久, 大久保智幸. 自動車の革新に貢献する先端鉄鋼材料とそれを支える応用技術. ふえらむ. 2022, vol. 27, no. 1, p. 15-20.
- Maki, H.; Takaki, N. Mechanical Properties and Collision Deformation Performance of 980 MPa-grade High-Strength Steel Sheet. SAE International Journal of Materials and Manufacturing. 2018, no. 2018-01-0624.

- 4) 田中泰明, 宮田佳織, 田坂誠均, 中澤嘉明, 富田俊郎. 超ハイテン薄肉多角形部材の衝突変形挙動に及ぼす断面形状因子および材料特性の影響. 日本機械学会論文集 A 編. 2012, vol. 78, no. 791, p. 955-965.
- 5) 真木秀朗, 高木直. 次世代高入型高強度鋼板の適用. 自動車技術会論文集. 2017, vol. 48, no. 6, p. 1347-1352.
- 6) 興津貴隆, 高木周作, 玉井良清, 内藤正志, 奥田金晴, 高木直, 杉浦友章. 高張力鋼板製ハット型部材の高速圧潰挙動に及ぼす材料特性の影響. 塑性と加工. 2019, vol. 60, no. 700, p. 123-129.
- 7) Okitsu, Y.; Takagi, S.; Tamai, Y.; Naito, T.; Okuda, K.; Takaki, N.; Sugiura, T. Effects of Mechanical Properties of Steels on Dynamic Collapse Behavior of High Strength Steel Hat Columns. Materials Transactions. 2022, vol. 63, no. 2, p. 232-239.
- 8) 中屋道治, 金只真次郎, 経澤道高. 軸圧壊時の変形能に優れる GA980 MPa 級合金化溶融亜鉛めっき鋼板. 神戸製鋼技報. 2019, vol. 69, no. 1, p. 25-28.
- 9) Sato, K.; Sakaidani, T.; Toji, Y.; Takajo, S.; Paton, A.; Manuela, I.; Thiessen, R. Effect of Local Ductility of Advanced High Strength Steels in 980 MPa and 1180 MPa Grades on Crash Performance of Automotive Structures. SAE International journal of Advances and Current Practices in Mobility. vol. 6, issue 1, p. 278-287.
- 10) 小峯慎介, 中垣内達也, 横田毅, 堺谷智宏, 佐藤健太郎, 占部俊明. 高張力鋼板の軸圧壊破断現象に及ぼす組織因子と材料特性の影響. 自動車技術会論文集. 2021, vol. 52, no. 1, p. 94-99.
- 11) 堺谷智宏, 佐藤健太郎, 玉井良清, 小峯慎介, 中垣内達也, 占部俊明. 980 MPa 級高張力鋼板の軸圧壊変形における破断現象. 自動車技術会論文集. 2021, vol. 52, no. 1, p. 197-202.
- 12) 小峯慎介, 中垣内達也, 金子真次郎, 田路勇樹, 堺谷智宏, 佐藤健太郎. 自動車衝突時の破断抑制および吸収エネルギー向上のための高張力鋼板の必要特性および組織因子. 鉄と鋼. 2025, vol. 111, no. 9, p. 514-525.
- 13) VDA 238-100: 2017. Plate bending test for metallic materials.
- 14) Toda, K.; Gondoh, H.; Takechi, H.; Usuda, M. Absorbed energy during compression and crushing of high strength steel sheets. Metallurgical Transactions A. 1976, vol. 7, p. 1637-1642.
- 15) 山下実, 後藤學, 高橋隆博, 澤入安彦. 各種ハット型断面を持つ強度部材の軸方向衝撃圧潰: 第 1 報, 落錘衝撃試験機を用いた実験. 日本機械学会論文集 A 編. 2002, vol. 68, no. 668, p. 668-673.
- 16) 南秀和, 小林崇, 船川義正. 自動車骨格部品用超高強度冷延・合金化溶融亜鉛めっき (GA) 鋼板. JFE 技報. 2018, no. 41, p. 20-27.
- 17) 高木周作, 飯塚栄治, 三浦和哉, 古君修, 谷村真治. 薄鋼板の強度におよぼす歪速度の影響. 材料とプロセス. 1996, vol. 9, no. 3, p. 532.
- 18) 上西朗弘, 末広正芳, 栗山幸久, 白田松男. 高強度薄鋼板の高速変形特性と衝撃エネルギー吸収能. 材料とプロセス. 1996, vol. 9, no. 5.6, p. 1114.