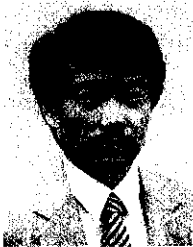


# 自動車用高強度薄鋼板の 衝突エネルギー吸収特性と形状凍結性\*

川崎製鉄技報  
32 (2000) 1, 14-20

## Impact Energy Absorbing Capabilities and Shape Fixabilities of High Strength Steel Sheets for Automotive Bodies



清水 哲雄  
Tetsuo Shimizu

技術研究所 薄板研究  
部門 主任研究員(課  
長)



比良 隆明  
Takaaki Hira

技術研究所 薄板研究  
部門 主任研究員(課  
長)



飯塚 栄治  
Eiji Iizuka

技術研究所 薄板研究  
部門 主任研究員(主  
席掛長)

### 要旨

自動車の軽量化と耐衝突安全性向上の相反する特性を両立させるためには高強度鋼板の適用が有効である。成形部品形状に適した高強度鋼板の材料特性の選定、あるいは高強度鋼板の材料特性に適した成形部品形状の選定を可能とすることを目的として、部材としての衝突エネルギー吸収特性、およびプレス成形時の形状凍結性の事前評価を FEM シミュレーション計算により解析した。その結果、鋼板の高速変形特性を考慮し、部材としての衝突エネルギー吸収特性が評価できることを明らかとした。さらに、形状凍結性を主として支配する材料特性は曲げ半径の減少にともない降伏強さから引張強さへと変化することを明確にした。

### Synopsis:

In order to satisfy the requirements for the weight reduction and crashworthiness at the same time, the application of high strength steel sheets is effective for automotive body. The impact energy absorbing capability of a sheet metal to be formed as parts and the shape fixability after sheet metal forming were analyzed, previous to forming, through finite element method (FEM) simulation to clarify the selection of material characteristics of a high strength steel sheet suitable for forming parts, or the selection of the shapes of parts which are suitable for the material characteristics of a high strength steel sheet. As a result, it was found that in consideration of the rapid impact deformation behavior of a steel sheet, FEM simulation can evaluate the impact energy absorbing capability of a sheet metal as parts to be formed. Further, the material characteristic, which mainly controls the shape fixability after sheet metal forming, changes from yield strength to tensile strength in proportion to the reduction of bending radius.

### 1 緒 言

近年、乗用車の衝突安全基準の整備・強化による乗員保護の観点から自動車の構造部材に補強が実施され、車体重量は増加傾向にある。その一方で地球環境保護の観点から燃費向上、CO<sub>2</sub> 排出削減を目的とした車体軽量化の要求が高まっている。鋼板の強度を高めることによって部材の強度特性を向上させると同時に鋼板板厚を減少させて軽量化を図ることが可能であることから、高強度鋼板の適用による軽量化と衝突安全性向上の相反する特性の両立が検討されている。たとえば、自動車の前面衝突の安全性においては、フロントサイドメンバーと呼ばれる強度部材などが重要な役割を果たす。すなわち、前面衝突時にこれら部材が軸方向に圧縮変形をして衝突エネルギーを吸収し、乗員への衝撃を和らげるものである。

従来、これら強度部材の衝突エネルギー吸収量は降伏強度の 0.5 乗と板厚の 2 乗の積に比例する<sup>1)</sup>として経験的に見積もられてき

た。しかし、衝突安全性の向上と軽量化を同時に満足させる車体の最適設計が求められてくると、部材としての衝突エネルギー吸収特性を予め正確に評価しておく必要がある。

一方、鋼板の高強度化にともない、プレス成形時のシワの発生、あるいは材料の破断、成形部品のスプリングバック、反りによる形状凍結不良などの問題が発生する。特に、強度部材への高強度鋼板の適用では形状凍結不良が最も大きな課題であり、製品形状の変更までも含めた広範囲にわたる対策が必要とされている<sup>2)</sup>。したがって、成形時の寸法変化を予め定量的に予測することができれば、製品や金型の設計に要する時間を大幅に短縮することが可能となる。さらに、鋼板の材料特性による寸法変化を定量的に予測することができれば、成形部品形状に適した、鋼板の材料特性を選定することも可能となる。

川崎製鉄では鋼板の基本的特性を把握し、FEM によるシミュレーションを用いて、部材としての衝突エネルギー吸収特性、およびプレス成形時の形状凍結性を事前に評価することにより、上述の問題の解決を試みている。

本論文では、川崎製鉄の自動車強度部材用の高強度薄鋼板を紹介

\* 平成11年11月19日原稿受付

Table 1 The Japan Iron and Steel Federation standard and hardening mechanism of typical high tensile strength steel sheets produced by Kawasaki Steel

| TS grade (MPa) |                     | JISF standard | Kawasaki Steel standard | Hardening mechanism                                                              |
|----------------|---------------------|---------------|-------------------------|----------------------------------------------------------------------------------|
| 440            | Hot rolled          | JSH440W, J    | SAPH440                 | C, Mn alloyed solid solution hardening                                           |
|                |                     | JSH440B       | SAPH440LC               | C, Mn alloyed solid solution hardening                                           |
|                |                     | JSH440R       | KFR440E                 | C, Mn alloyed solid solution hardening                                           |
|                |                     | —             | SAPH440BH               | C, Mn alloyed solid solution hardening and strain aging                          |
|                | Cold rolled         | JSC440W       | APFC440                 | C, Si, Mn, P alloyed solid solution hardening                                    |
|                |                     | JSC440P       | CHR440                  | C, Si, Mn, P alloyed solid solution hardening                                    |
|                |                     | —             | CHLY440                 | Martensitic transformation hardening (dual phase)                                |
|                | Hot-dip galvanized  | JAH440W, J    | RASA440                 | C, Mn alloyed solid solution hardening                                           |
|                |                     | JAH440R       | RAAPFH440               | C, Mn alloyed solid solution hardening                                           |
|                | Cold-dip galvanized | JAC440W       | RASAP440                | C, Mn alloyed solid solution hardening                                           |
|                |                     | JAC440P       | RACHRX440               | C, Mn, P alloyed solid solution hardening                                        |
|                |                     | —             | RACHLY440               | Martensitic transformation hardening (dual phase)                                |
| 540            | Hot rolled          | JSH540W       | RHA540                  | C, Mn alloy solid solution hardening                                             |
|                |                     | JSH540B       | RHA540SK                | Ti-added precipitation hardened ferrite and martensitic transformation hardening |
|                |                     | JSH540R       | RHA540F                 | Ti, Nb-added precipitation hardening                                             |
|                |                     | JSH540Y       | RHA540D                 | Martensitic transformation hardening (dual phase)                                |
| 590            | Hot rolled          | JSH590W       | RHA590                  | C, Mn alloy solid solution hardening                                             |
|                |                     | JSH590B       | RHA590SK                | Ti-added precipitation hardened ferrite and martensitic transformation hardening |
|                |                     | JSH590R       | RHA590F                 | Ti, Nb-added precipitation hardening                                             |
|                |                     | JSH590Y       | RHA590D                 | Martensitic transformation hardening (dual phase)                                |
|                |                     | —             | RHA590DX                | Transformation hardening and residual austenite                                  |
|                |                     | —             | RHA590SH                | Grain refinement hardening                                                       |
|                | Cold rolled         | JSC590R       | APFC590                 | Low C, Ti, Nb-added precipitation hardening                                      |
|                |                     | JSC590Y       | CHLY590                 | Martensitic transformation hardening (dual phase)                                |
|                |                     | —             | APFC590DX               | Bainitic transformation hardening and residual austenite                         |
|                | Hot-dip galvanized  | JAH590R       | RAAPFC590               | Low C, Ti, Nb-added precipitation hardening                                      |
|                | Cold-dip galvanized | JAC590R       | —                       | Low C, Ti, Nb-added precipitation hardening                                      |
|                |                     | —             | RACHLY590               | Martensitic transformation hardening (dual phase)                                |
| 780            | Hot rolled          | JSH780R       | RHA780F                 | Ti, Nb-added precipitation hardening                                             |
|                |                     | JSH780Y       | RHA780D                 | Martensitic transformation hardening (dual phase)                                |
|                |                     | —             | RHA780DH                | Ti-added precipitation hardened ferrite and martensitic transformation hardening |
|                |                     | —             | RHA780SH                | Grain refinement hardening                                                       |
|                | Cold rolled         | JSC780Y       | CHLY780                 | Martensitic transformation hardening (dual phase)                                |
| 980            | Cold rolled         | JSC980Y       | CHLY980                 | Martensitic transformation hardening (dual phase)                                |
| 1180           | Cold rolled         | JSC1180Y      | CHLY1180                | Martensitic transformation hardening (dual phase)                                |

するとともに、それぞれの高強度薄鋼板の部材としての衝突エネルギー吸収特性およびプレス成形時の形状凍結性の評価手法を述べる。

## 2 自動車用高強度薄鋼板の特徴

一般に鋼板を高強度化するための手段として、(1) Si, Mn, P などの元素を利用した固溶強化 (solution hardening), (2) Ti, Nb などの炭・窒化析出物を利用した析出強化 (precipitation hardening), (3) 結晶粒を微細にすることによる結晶粒微細強化 (grain refinement hardening), (4) 鋼の組織に硬質な相であるマルテンサイト相、ベイナイト相を出現させた変態強化 (transformation hardening), および (5) 加工による転位を利用した転位強化 (dislocation harden-

ing) が知られている。

引張強度が 440 MPa 以上の川崎製鉄の高強度鋼板のラインアップとそれぞれの高強度化の手段、および対応する日本鉄鋼連盟規格を Table 1 に示す。

プレス成形性の代表的な指標である引張り試験における全伸びとそれぞれの強化機構の高強度鋼板の強度との関係を Fig. 1 に模式的に示す。いずれの強化機構においても、鋼板の引張強さ (TS) が高くなるにつれ、全伸びは低下する。しかしながら、固溶強化、析出強化による高強度化に比較して、軟質なフェライト相に硬質なマルテンサイト相を複合させた組織強化型 (dual phase) の高強度鋼板の方が全伸びは高い。川崎製鉄では仕上げ圧延後の高精度冷却制御技術を適用することにより、板厚 1.4~2.0 mm の薄物熱間圧延鋼板で、全伸びの高い TS 590 MPa 級の熱間圧延 dual phase 鋼板<sup>3)</sup>を開

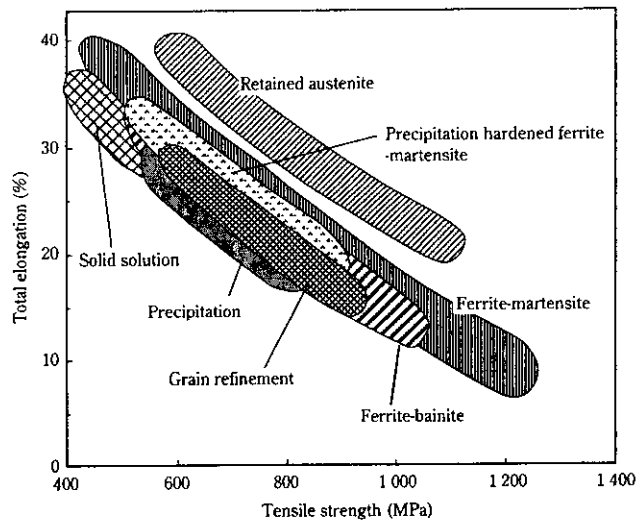


Fig. 1 Relationship between tensile strength and elongation of high strength steels

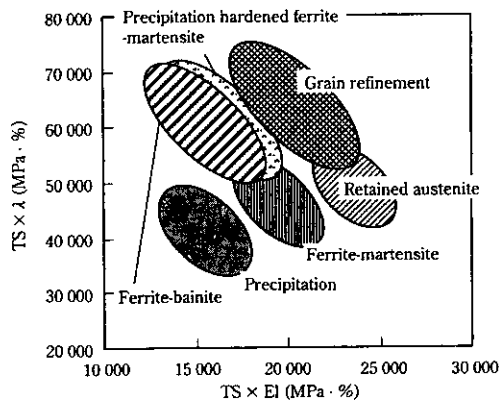


Fig. 2 Relationship between tensile strength × elongation and tensile strength × hole expanding ratio  $\lambda$  of 590 MPa TS grade steels

発している。

また、残留オーステナイト相を数パーセント出現させ、変態誘起塑性を利用してさらに全伸びを向上させた鋼板は、張り出し成形が主体的な部位へ適用されつつある。

一方、高強度鋼板のプレス成形時に要求されるもう一つの代表的な特性である伸びフランジ性は主に穴拡げ試験における穴拡げ率( $\lambda$ )で評価される。Fig. 2にTSが590 MPa級の鋼板の強度×伸びと強度×穴拡げ率( $\lambda$ )の関係を模式的に示す。一般に、伸びフランジ特性の向上のためには均一な硬度をもつ組織が有効であることが知られており、全伸びの高い複合組織鋼は主相と第2相の硬度差が大きいと伸びフランジ特性が低い。これに対して、析出強化型 dual phase 鋼は全伸びの高い複合組織鋼の特徴を残しながら、dual phaseの軟質なフェライト相にTiCを析出強化させて強化を図ることにより、硬質第2相との硬度差を小さくして伸びフランジ性を向上させた鋼である。特に、TS 780 MPa級の析出強化型 dual phase 鋼は、従来鋼に比較して高い疲労強度と、優れた強度-伸びバランス、高い穴拡げ率により、世界で初めて超高強度軽量化ホイールに適用<sup>9)</sup>されている。

さらに、局部伸びと一様伸びともに優れた理想的な高加工用高強度材料は巨視的には均一硬化組織で、微視的には不均一硬化組織が

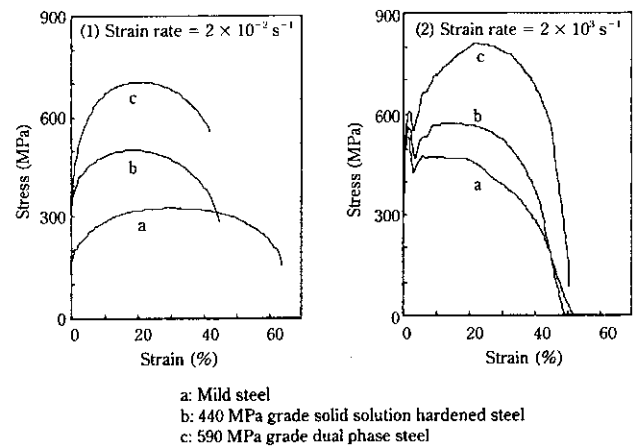


Fig. 3 Nominal stress-nominal strain curves at strain rates of (1)  $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  and (2)  $2 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$

好ましく、その硬質第2相は析出硬化を生じない範囲で多数微細に分散していることが好ましい<sup>5)</sup>とされている。また、動的再結晶を利用した結晶粒微細化により、一様伸びを低下させずに、伸びフランジ性が著しく向上する<sup>6)</sup>ことが確認されている。今後さらなる結晶粒微細化により、伸びと伸びフランジ性のバランスの向上が期待される。

一方、歪み時効硬化を活用したTS 440 MPa級の熱間圧延鋼板<sup>7)</sup>が開発されている。これは、従来の440 MPa級鋼板と同等の加工性を有しつつ、塗装焼付け処理後に590 MPa級鋼板に匹敵する耐衝突特性の著しい向上が可能となる鋼板である。今後用途の拡大が期待される。

### 3 鋼板の高速変形特性

部材としての衝突エネルギー吸収特性をあらかじめ予測するためには、まず鋼板の高速変形特性を正確に把握することが重要である。各強度の鋼板の高速変形特性としてホプキンソン棒法を応用した衝撃引張試験機<sup>8)</sup>を用いて歪み速度  $2 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  の引張試験を行った。衝撃引張試験片形状は平行部幅 2.5 mm、ゲージ長 3.8 mm である。得られた応力-歪み線図の一例を Fig. 3に示す。比較のために、同様の平行部幅、ゲージ長をもつ試験片をインストロン型引張試験機を用いて歪み速度  $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  の引張試験によって得られた応力-歪み線図を合わせて示す。

歪み速度  $2 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  の条件では引張り開始直後にピークが認められるが、このピークは装置の振動、装置中を伝播する応力波の分散もしくは降伏現象の影響に起因すると考えられる。これらの影響を応力-歪み曲線から分離するのは困難であるので、ピークの上端、下端の平均値を降伏強さ(YS)とした。いずれの鋼種も高歪み速度になるほど、YS、TSとも上昇するが、その上昇量は高強度鋼程小さくなる。

次に、種々の強化機構および強度レベルを持つ鋼板の高速変形による吸収エネルギーを高速引張り試験の応力-歪み曲線を歪み30%まで積分することにより求めた。得られた吸収エネルギーと低速引張り試験におけるTS、YSとの関係をFig. 4, 5に示す。いずれの鋼種においても、TSの増加とともに高速変形による吸収エネルギーは増加する。一方、同じTSであっても、dual phase 鋼では第2相のマルテンサイトを微細化してフェライト-マルテンサイト界面面積を増加させることにより、吸収エネルギーが増加する<sup>9)</sup>

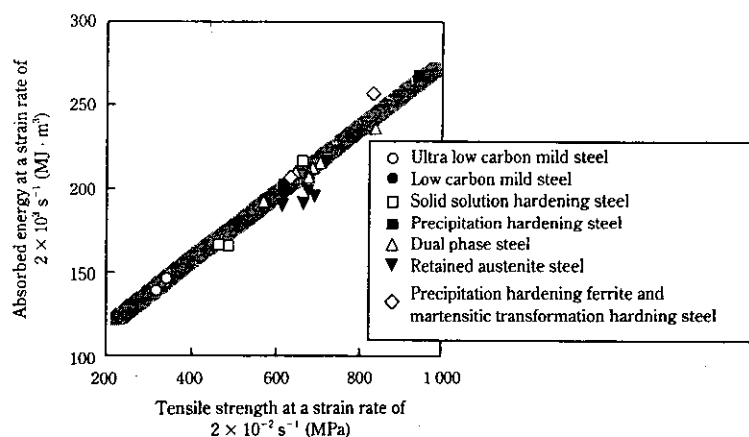


Fig. 4 Relationship between absorbed energy at a strain rate of  $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  and tensile strength at a strain rate of  $2 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$

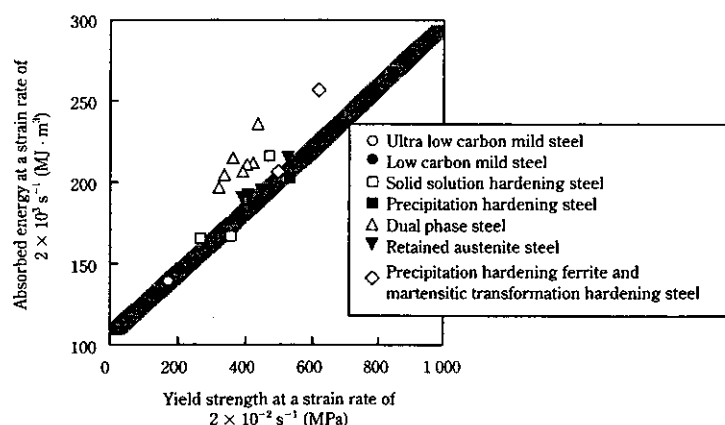


Fig. 5 Relationship between absorbed energy at a strain rate of  $2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  and yield strength at a strain rate of  $2 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$

ことが研究されている。さらに、dual phase鋼は低速引張り試験の降伏強度が低いにもかかわらず、吸収エネルギーが高い。これは、他の鋼種に比較して高速変形時の初期  $n$  値が高いためである<sup>9)</sup>。後述するように、同じ TS でも低 YS の方がプレス成形時のスプリングバックが小さくなる場合があり、dual phase 鋼はエネルギー吸収と形状凍結性に優れる。

#### 4 部材の衝突エネルギー吸収特性の予測

部材としての衝突エネルギー吸収特性の予測を目的として、耐衝突の代表的な部材であるフロントサイドメンバーに近いハット型断面の高速圧縮変形試験を実施し、試験結果を FEM シミュレーションと比較した。

高速圧縮変形試験用の試験片はハット状に曲げた長さ 300 mm、板厚 1.6 mm の鋼板と、同じく板厚 1.6 mm の鋼板を Fig. 6 に示す位置でスポット溶接した。鋼板には極低炭 IF 軟鋼と、TS 440 MPa 級固溶強化鋼、TS 590 MPa 級固溶強化鋼、TS 590 MPa 級 dual-phase 鋼の 4 水準を用い、試験片の断面を Fig. 6 に寸法を示す大型、中型、小型の 3 水準とした。この試験片の軸方向に 294 N の重錘を 30 km/h と 50 km/h で衝突させ、その動的な変形挙動を解析した。

一方、FEM シミュレーションには動的陽解法を採用している LS-DYNA3D を用い、座標軸をそれぞれ Fig. 6 に示す方向にとり、試験片の要素数を 1080、節点数を 1096、重錘の要素数を 16、節点

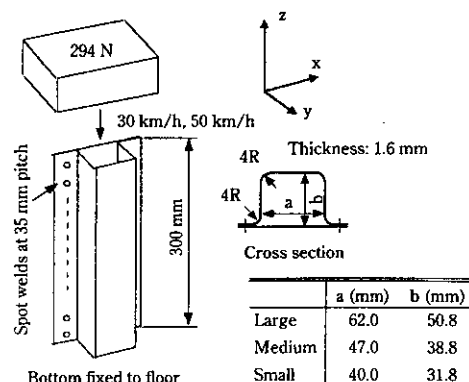


Fig. 6 Schematic illustration of axial impact collapse test

数を 32 とした。試験片と重錘との接触時の摩擦係数、試験片自体の接触時の摩擦係数、試験片のハット部材と、平板部材間の摩擦係数はいずれも 0.2 とした。境界条件として底面の節点に対してはすべての変位と回転を拘束した。対称面に位置する節点の  $x$  方向変位、 $y$ ,  $z$  軸回りの回転を拘束した。

一般に、FEM シミュレーションに用いる材料特性として低歪み速度と、高歪み速度の引張り変形時の真応力-真ひずみ線図を用いて Cowper-Symonds の式<sup>10)</sup>により近似する方法などが採用されている。しかしながら、低歪み速度と高歪み速度の真応力-真ひずみ

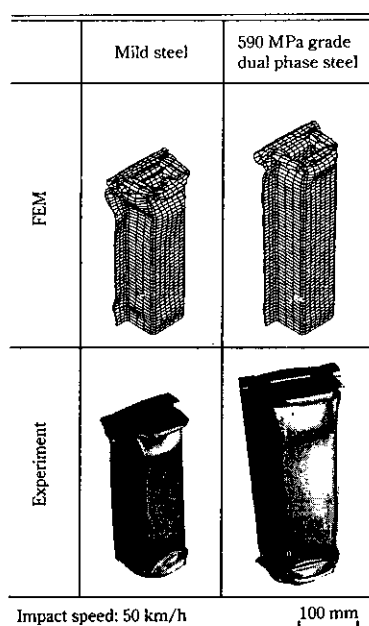


Fig. 7 FEM simulations and experimental results of axial collapse test (large cross-sectional area)

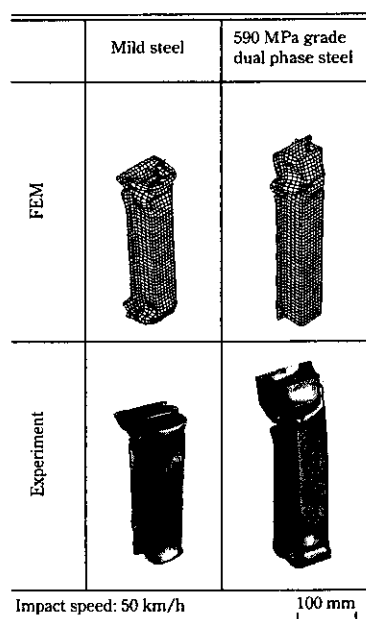


Fig. 8 FEM simulations and experimental results of axial collapse test (small cross-sectional area)

線図の形状が大きく異なる場合、近似式の精度が低下する問題がある。そこで、ここではそれぞれのひずみ速度で真応力-真ひずみ関係を数値として記憶しておき、その間の歪み速度では内挿するテーブル方式を採用した。

大型の試験片について、Fig. 7 に FEM シミュレーションと実験による衝突後の試験片形状の一例を示す。FEM シミュレーションの結果では重錘が衝突する側の端面から座屈を開始する形態を示し、底部材の変形状態から底部近くでの変形はわずかであった。また、速度が増加すると潰れ量が増し、多段状に潰れ、高強度材ほど

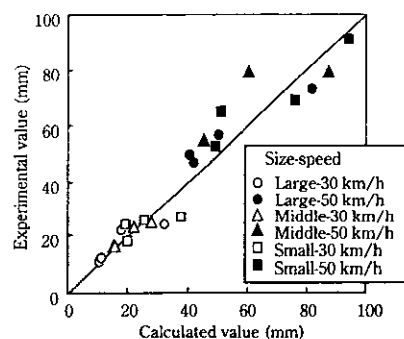


Fig. 9 Relationship between calculated values and experimental values of collapse length

潰れ量が少なかった。一方、実験では衝突側から座屈する場合と、底部から座屈する場合、または両方から座屈する場合があり規則性が認められなかった。これは端面の加工精度、当たり方のズレなどが関係するものと考えられ、実験の困難さを示唆している。FEM シミュレーションと同様に高速になると多段状の座屈形態を示した。

小型の試験片について Fig. 8 に、FEM シミュレーションと実験による衝突後の試験片形状の一例を示す。大型の試験片に比べて端部から離れた箇所で座屈が生じるようになった。FEM シミュレーションでも高強度鋼板で高速での衝突の場合、実験と同様に端部から 60 mm 程度離れた部位での座屈が生じることが認められた。これは大型の試験片に比べてフリーな端面の一边長が短いので端部が倒れ込みにくいためと考えられる。

Fig. 9 にすべてのケースについての潰れ量の FEM シミュレーションと実験の比較を示す。両者は良く一致している。部材の高速変形特性を本 FEM シミュレーションにより予測が可能であることが判明した。

## 5 高強度鋼板の形状凍結性の予測

高強度鋼板のプレス成形では、多くの問題が生じる。降伏点の上昇はしわや面歪みなどの面形状不良や寸法精度不良への影響が大きく、延性（全伸び、極限変形能）の低下は張出し性や伸びフランジ性の低下、曲げ限界の低下として表れる<sup>2)</sup>とされている。

高強度鋼板では割れ対策に加えて、微少な面形状不良である面歪みや、スプリングバック、反りなどの形状凍結不良対策が大きな課題である。パネル成形における面形状不良については発生機構の解明、定量的評価が進められ<sup>11)</sup>、しわ押え制御技術の利用など対策技術も開発されている。

一方、強度部材への高強度鋼板の適用では形状凍結不良が最も大きな問題であり、発生機構が必ずしも明確になっているとは言えない。これまでも高強度鋼板のハット曲げ成形における形状凍結性について種々の研究<sup>12, 13)</sup> がなされており、YS あるいは TS との相関があることが知られている。しかしどちらの材料特性が支配的であるかは必ずしも明らかにされていない。

そこで、異方性を考慮した弾塑性歪増分理論<sup>14, 15)</sup> による解析により、ハット曲げ成形後の形状凍結性に及ぼす YS と TS の寄与を明らかにした<sup>16)</sup>。

Fig. 10 に示すハット曲げ成形時の形状凍結性を、剪断力を無視した平面応力場で、板厚方向のみ塑性異方性を考慮する仮定のもとで解析した。また、曲げ、曲げ戻しおよびスプリングバック、反り

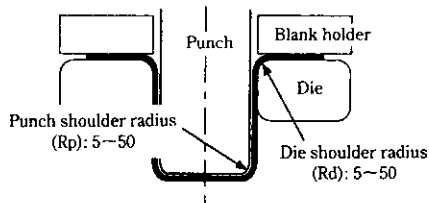


Fig. 10 Analysis model for numerical calculation

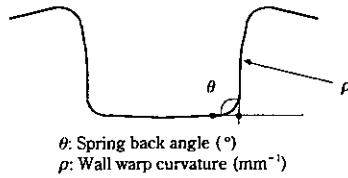


Fig. 11 Evaluation parameter of spring back behavior

の解析と計算方法は既報<sup>17)</sup>と同様の手法を用いた。

ハット曲げ成形後の形状凍結性は、Fig. 11 に示すポンチ肩でのスプリングバック角度  $\theta$  と立壁部の反り曲率  $\rho$  で評価した。解析に用いた材料は極低炭 IF 軟鋼、TS 440 MPa 級固溶強化鋼、TS 590 MPa 級固溶強化鋼、TS 590 MPa 級 dual-phase 鋼、TS 780 MPa 級析出強化鋼の 5 水準であり、Fig. 12 に示す実際の応力歪み線図より求めた Swift 近似による相当塑性歪みと相当応力の関係を材料特性として用いた。板厚はすべて 1.6 mm とした。形状凍結性に及ぼす鋼板強度と曲げ半径の影響を調べるため、ポンチ肩半径とダイス肩半径を 5 mm~50 mm まで変化させた。

$\theta$  に及ぼす YS と TS およびポンチ肩半径の影響の一例を Fig. 13 (a) に示す。YS と TS の相関を比較すると、ポンチ肩半径 ( $R_p$ ) < 10 mm では TS との相関が高く、 $R_p$  > 10 mm では YS との相関が高い。 $\rho$  に及ぼす YS と TS およびダイス肩半径の影響の一例を Fig. 13 (b)

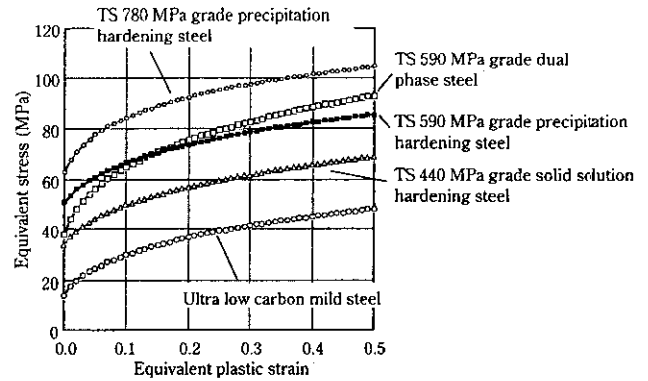
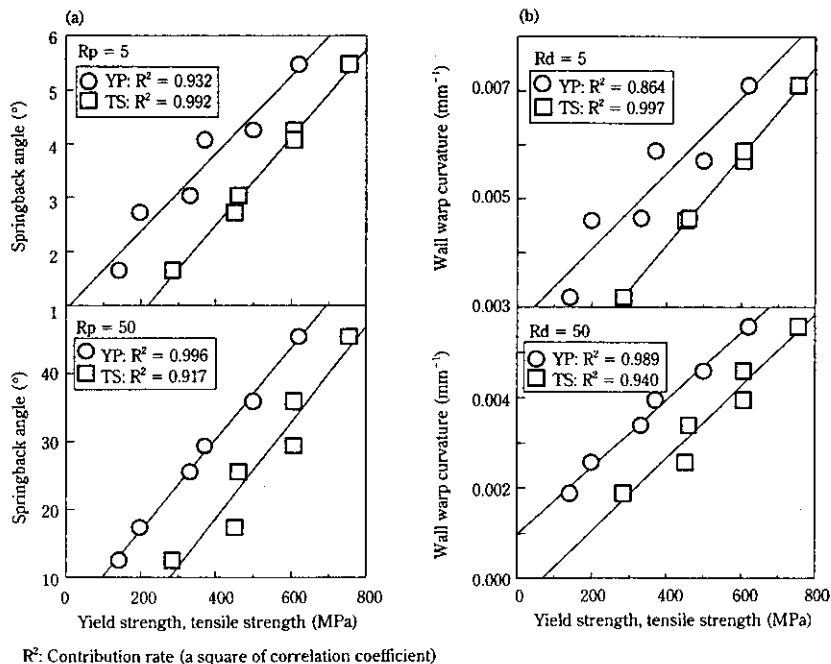


Fig. 12 Relationship between equivalent plastic strain and equivalent stress used for simulation

に示す。YS と TS の相関を比較すると、ダイス肩半径 ( $R_d$ ) < 20 mm では TS との相関が高く、 $R_d$  > 20 mm では YP との相関が高い。 $\theta$ 、 $\rho$  に及ぼす YS、TS の影響は一次関数として最少二乗法にて近似した時の相関係数の二乗 (寄与率) で評価した。 $\theta$  に対する YS、TS の寄与率を Fig. 14 に示す。 $\theta$  はポンチ肩半径 11 mm ( $R_p/t \approx 7$ ) 以上では YS、それ以下では TS との相関が大きい。 $\rho$  に対する YS、TS の寄与率を Fig. 15 に示す。 $\rho$  は、ダイス肩半径 22 mm ( $R_d/t \approx 14$ ) 以上では YP、それ以下では TS と相関が大きい。いずれの場合も曲げ半径が小さくなるのともない YS との相関が減少し、TS との相関が増加する。この現象は、曲げ半径が小さいほど変形時の塑性ひずみ量が多いので、曲げモーメントが増加するためである。反りに対してこの傾向が強いのは、ポンチ肩での曲げ変形と与えられるひずみ量よりダイス肩での曲げ、曲げ戻し変形で累積されるひずみ量の方が大きいからである。

以上の結果より形状凍結性を主として支配する材料特性は、曲げ半径の減少ともない YS から TS に変わることが判明した。このことから、形状凍結性はあるひずみ量における相当応力で評価でき

Fig. 13 Effect of yield strength and tensile strength on spring back: (a) effect of punch shoulder radius ( $R_p$ ) on spring back angle, (b) effect of die shoulder radius ( $R_d$ ) on wall warp curvature

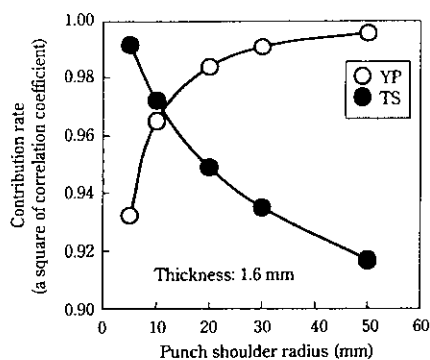


Fig. 14 Effect of punch shoulder radius on contribution rate between material strength and spring back angle

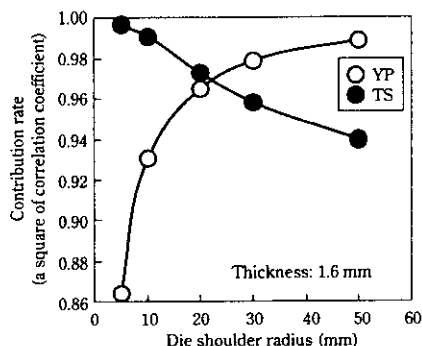


Fig. 15 Effect of die shoulder radius on contribution rate between material strength and wall warp curvature

と考えられる。そこで、解析した  $\theta$  および  $\rho$  との相関が最も大きい相当応力での相当塑性ひずみ量を調べた。その結果を Fig. 16 に示す。いずれの寄与率も 0.999 以上であった。したがって、形状凍結性はある相当塑性ひずみ量における相当応力で評価が可能と考えられる。形状凍結性を相当応力で評価する場合の相当塑性ひずみ量は、曲げ半径の減少にともない大きくなり、同じ曲げ半径で比較するとそのひずみ量は、反りの方がスプリングバックより大きい。たとえば板厚 1.6 mm の鋼板の場合、ダイス肩半径が 5 mm の反り

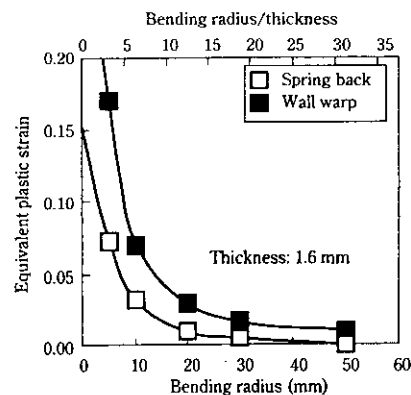


Fig. 16 Relationship between bending radius and equivalent plastic strain to evaluate shape fixability by equivalent stress

量は、相当塑性ひずみが 0.17 での相当応力で評価することができる。形状凍結性を相当応力で評価する場合の相当塑性ひずみ量は曲げ半径の減少にともない大きくなる。

## 6 結 言

耐衝突安全性の向上と軽量化を同時に満足させる車体の最適設計のためには、構造部材への高強度鋼板の積極的な適用が重要であると言われ始めてから久しい。しかしながら、高強度鋼板を実際に適用する上で越えなければならない障害はまだ多く残っている。

今後ますます厳格化する要求に対して、優れた機能を持つ鋼板の開発は必要である。しかしながら、一方で鋼板の優れた機能を十分に生かすために、車体への適用技術の開発も合わせて重要である。

本報で紹介した FEM シミュレーションによる部材としての衝突エネルギー吸収特性、およびプレス成形時の形状凍結性の事前評価の手法により、成形部品形状に適した鋼板の材料特性の検討、あるいは鋼板の材料特性に適した成形部品形状を検討することが可能となる。これらの事前評価は、高強度鋼板の適用による最適設計の実現だけでなく、自動車の開発期間、生産立ち上げ期間の短縮に大きく貢献するものと期待される。

## 参 考 文 献

- 1) 潮田浩作：「鉄鋼の高強度化の最前線」、日本鉄鋼協会、(1995)、1
- 2) 林 央：自動車技術、49(1995)5
- 3) 清水哲雄、金本規生、福井義光：川崎製鉄技報、31(1999)3、176
- 4) 清水哲雄、青柳信男：川崎製鉄技報、31(1999)3、185
- 5) 国重和俊：まてりあ、35(1996)1、32
- 6) 安原英子、登坂章男、古君 修、森田正彦：CAMP-ISIJ、12(1999)、377
- 7) 金子真次郎、登坂章男、富永陽一：川崎製鉄技報、32(2000)1、67
- 8) 栗生直樹、谷村真治：第 2 回機械材料・材料加工技術講演会講演論文集、日本機械学会編、東京、(1994)、17
- 9) 高木周作、三浦和哉、古君 修、小原隆史、加藤俊之、谷村真治：鉄と鋼、83(1997)、748
- 10) G. R. Cowper, et al.: Brown Univ. Div. of Applied Mech. Report No. 28, 1952
- 11) 薄板成形技術研究会編：「プレス成形難易ハンドブック」、(1987)、85-153、[日刊工業新聞社]
- 12) 比良隆明、飯塚栄治、加藤俊之：自動車技術会学術講演会、942(1994)、No. 9433245、65
- 13) 桑原利彦、関 則夫、高橋 進：塑性と加工、39(1998)453、85
- 14) 山田嘉昭：「塑性粘弾性」、(1980)、[培風館]
- 15) 美坂佳助、益井 健：塑性と加工、17(1976)191、988
- 16) 飯塚栄治、平本治郎、比良隆明、古君 修：自動車技術会学術講演会、81(1999)、No. 9940305、21
- 17) 比良隆明、飯塚栄治、加藤俊之：自動車技術会学術講演会、942(1994)、No. 9433245、85