

590/780MPa 級高延性型鋼板の開発

Development of 590 and 780MPa Grade High-ductility Steel Sheets

種 植 隆 浩*
Takahiro TANAE

金 子 勝 吉**
Katsuyoshi KANEKO

要 旨

ABSTRACT

ボデー軽量化を目的として、高延性型鋼板(以下TRIP鋼)を開発した。TRIP鋼は、基地組織中に分散させた残留オーステナイトを、プレス等の変形中にマルテンサイト変態させることで歪の集中を抑制し、成形性を向上させる鋼板であるが、従来の鋼板に比べSiを多く添加するため溶融亜鉛めっきを施す際のめっき性や、非めっき鋼板の塗装性能が低下しやすいという問題があった。そこで、主要元素であるC,Si,Mnの適正化とともに、合金化溶融亜鉛めっき鋼板(以下GA鋼板)においてはSiの表層濃縮を抑制する元素の添加、一方非めっき冷延鋼板(以下CR鋼板)においては表層のSi濃縮層の除去により、必要な強度・成形性を確保しながら従来と同等のめっき品質・塗装性能をあわせもつTRIP鋼を実用化した。これにより、従来の440MPa、590MPa級の高張力鋼板(以下ハイテン)同等の成形性を、それぞれ590MPa、780MPa級の強度で達成することが可能となった。同時に、既存ハイテンに比べエネルギー吸収特性を同等に保ったまま約10%の軽量化が可能となり、この鋼板を適用することで、従来のものに比べ1台あたり10kg以上の軽量化が可能となった。

A high-ductility TRIP steel sheet has been developed to achieve weight savings in automotive bodies. When TRIP steel is deformed by pressing, etc., the transformation of the retained austenite distributed in its matrix structure into martensite controls the strain concentration. This gives the material higher formability than other steels. However, TRIP steel sheets contain a higher amount of Si than standard steel sheets, and this can cause the platability of the material during hot-dip galvannealing and the ability of cold rolled sheets to accept coatings to decline. A TRIP steel displaying the required strength and formability while possessing identical platability and coatibility to standard steels has therefore been developed by optimizing the amount of C, Si and Mn, the main constituent elements of the steel, adding an element which controls Si concentration to sheets for hot-dip galvannealed (GA steel sheet) and removing the concentrated Si surface layer of non-galvannealed sheets for cold rolling (CR steel sheet). As a result, it has been possible to achieve an identical level of formability in 590MPa and 780MPa grade steel sheets when compared to 440MPa and 590MPa grade standard high strength steel sheets (HSS) respectively. In addition, the new steel possesses identical energy absorption characteristics to existing high-tensile steel but is 10% lighter, enabling weight per vehicle to be reduced by more than 10kg when the new sheets are employed.

1. まえがき

年々厳しくなる衝突性能向上の要求と軽量化を両立させるため、自動車会社各社はボデー骨格部品へのハイテン、特に引張強度が590MPa以上のいわゆる高ハイテンの適用を加速させている⁽¹⁾。一方で、ハイテンによる軽量化を効果的に達成するためには、できるだけ多くの部品に適用する必要があるが、引張強度が上昇するにつれて鋼板の成形性は低下するため、逆に適用できる部品は減少してしまうと

いう問題があった。

そこで、高い軽量化効果を得ることを目的に、既存の鋼板よりも高い成形性をもつTRIP鋼に着目し、強度・成形性とともに、塗装性能や溶接性等自動車材料として必要な特性を兼ね備えたTRIP鋼を実用化した。

本論文では、めっき品質と塗装性能、成形性およびエネルギー吸収特性を中心に、既存の鋼板と比較しながら開発材の特性について述べる。

* 栃木研究所

** Honda R&D Europe (UK)

2. 開発のねらい

鋼板の強度と成形性の関係は、通常 Fig. 1 に示すように引張強度と全伸びのバランスとして表される。全伸びが高いほうが成形性は優れており、この図で右上の方に位置するものほど優れた鋼板であるといえることができる。

この開発に着手した当時、Hondaの中で最もハイテンの適用が進んでいたのは、200 年モデル CIVIC であった。適用率は重量比でボデー骨格の 57% に上り⁽²⁾、その内訳は固溶強化型の 440MPa 級および析出強化型の 590MPa 級ハイテンが中心であった。そこで、ボデー骨格部品に適用されるハイテンの引張強度別の構成を 440MPa 級、590MPa 級中心から、590MPa 級、780MPa 級中心と 1 ランク上の強度レベルに置きかえることを目標とした。すなわち、590MPa 級、780MPa 級の引張強度でそれぞれ既存の鋼板の 440MPa 級、590MPa 級同等の成形性を達成することを機械的性質の目標とした。

引張強度に関しては、780MPa 級を超える強度として 980MPa 級も検討したが、TRIP 鋼として 980MPa 級を得ようとする、成分として必要な C (炭素) 量が 0.3mass% を超えてしまい、SPOT 溶接が困難になる等の制約が生じるため、適用できる部品が非常に限定されてしまう可能性が高かった。また、TRIP 鋼以外の手法では、Dual Phase 鋼で冷延の 980MPa 級ハイテンが既に実用化されていたが、成形性が充分ではなく、やはり適用できる部品が限定されてしまうと考えられた。そのため開発材の引張強度としては、590MPa 級および 780MPa 級を目標とするのが、最も軽量化効果が高いと考えた。

また、もうひとつの機械的性質である降伏強度については、軽量化した上で、既存の固溶強化型 440MPa 級、析出強化型 590MPa 級ハイテンと同等の座屈強度を確保できるよう検討した。以上の検討に基づき、開発材の目標特性を Table 1 のように設定した。

機械的性質以外に自動車用鋼板として求められる特性は GA 鋼板としてのめっき品質、GA 鋼板、CR 鋼板共通のも

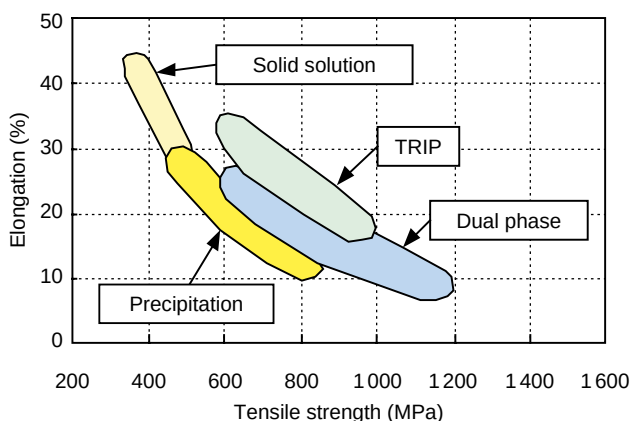


Fig. 1 TS-EL balance of high-strength steel

Table 1 Target for mechanical properties of TRIP steel

Grade	YS(MPa)	TS(MPa)	El(%)
GA 590TRIP	360 min.	590 min	32 aim
GA 780TRIP	400 min.	780 min.	25 aim
CR 780TRIP	400 min.	780 min.	27 aim

のとして塗装性能、および溶接性であるが、これらは既存のハイテンと同等の性能が得られることを目標とした。

3. 材料仕様

3.1. TRIP 効果の発現原理

ここで、材料仕様を検討する上で必要な TRIP 鋼の特徴を簡単に紹介しておく。鋼種名ともなっている TRIP とは変態誘起塑性 (Transformation Induced Plasticity) のことであり、その現象の発現はミクロ組織の構成に由来する。Fig. 2 にミクロ組織の一例を示すが、この写真に見られるようにフェライト等の基体組織中に体積割合で数%から 15% 程度の準安定な残留オーステナイトを分散させていることが特徴である。この残留オーステナイトがプレスなどの変形歪を受けるとマルテンサイトに変態する。マルテンサイトは硬質な相であるため、変態した領域は未変態の領域と比較して相対的に強度が高くなる。その結果、変形の歪は相対的に低強度の未変態の領域に伝播していく。この現象が繰り返されることで、割れの起点となる歪の集中を抑制し、材料の伸びが向上する。したがって、TRIP 鋼では、この準安定な残留オーステナイトをいかにして得るかということが重要になる。

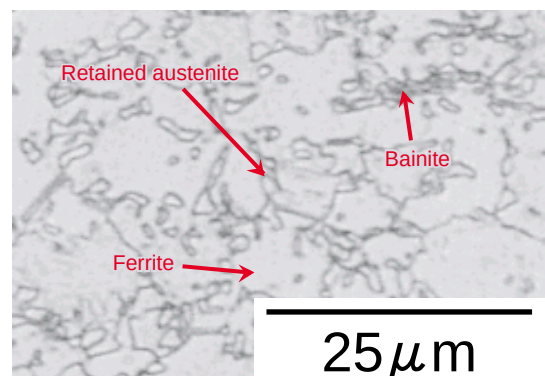


Fig. 2 Microstructure of TRIP steel

3.2. 基本成分系の検討

鋼板は通常その製造工程において材料成分と熱処理の組み合わせにより必要な特性を得るが、TRIP 鋼も同様である。Fig. 3 に TRIP 鋼における熱処理の模式図を示す。ほぼすべての鋼板は成分として C を含むが、準安定な残留オーステナイトを得るには、オーステナイト中にこの C をできる限り濃化させることが望ましい⁽³⁾。そのために特に

重要となるのが冷却と過時効の工程である。冷却ではオーステナイトからフェライトが析出するが、フェライトに対するCの溶解度が小さいため、フェライトの析出に伴いCはオーステナイト中に濃化する。さらに 400-500℃程度に保持する過時効の工程では、ベイナイト変態によりC濃化は一層進行する。その結果、本来高温でのみ安定なオーステナイトが、濃縮したCの働きで準安定な残留オーステナイトとして室温まで持ち越される。このときに重要な働きをする成分が Si である。Si はフェライト生成元素であると同時にセメンタイト中に固溶しないため冷却の工程で、パーライト変態を遅滞させフェライトの析出に伴うCの濃化を促進し⁽⁴⁾その後の過時効におけるさらなるC濃化の下地を作る。また、それ自身フェライト中に固溶することで強度に寄与する。Si と同様の働きをする元素としては Al が知られている⁽⁴⁾。もう一つの重要な元素がMnである。Mnはオーステナイト生成元素として残留オーステナイトの生成に寄与すると同時にフェライト中に固溶して強度向上にも寄与する。以上より、TRIP 鋼の成分系は、鋼板における最も基本的な元素であるCと、残留オーステナイトを生成させると共にフェライトを固溶強化する元素としてのSiまたはAl、およびオーステナイト生成と強度の調整を担うMnが基本となる。本開発では強度延性バランスに優れたC-Si-Mn 系を基本成分系とした。

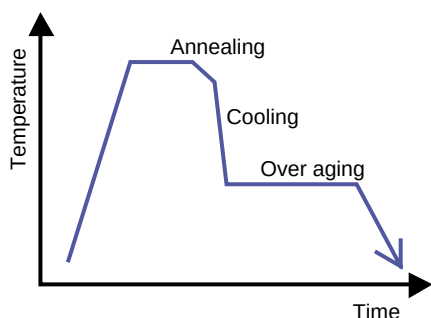


Fig. 3 Heat treatment diagram

3.3. GA TRIP 鋼

C-Si-Mn系を基本成分とした上で、GA 鋼板としてのめっき品質と必要な機械的性質を両立させるための材料仕様と製造工程の最適化をおこなった。

3.3.1. めっき性の低下原因

TRIP 鋼の特性を得る上では重要な働きをする Si であるが、溶融亜鉛めっきを施す際のめっき性には悪影響を及ぼす。その原因は、製造工程中の焼鈍において表層にSiがMnとの複合酸化物として濃縮するためとされている^{(5), (6)}。GA 鋼板を製造するのに用いられる連続溶融亜鉛めっきライン (Continuous Galvanizing Line 以下CGL) は、一般的に Fig. 4 に示すような工程となっている。この中で、焼鈍工程は、TRIP 鋼として所望の機械的性質を得ることが第一の目的であるが、同時に溶融亜鉛めっき工程において健全なめっきを

得るための表面状態の調整も兼ねている。焼鈍工程では、まず鋼板を無酸化炉にて加熱し、鋼板表面に付着している圧延油などを燃焼除去させると同時に表層に薄い鉄酸化膜を生成させる。次に窒素と水素を混合させた還元性の雰囲気中に保持することで、表層の鉄酸化膜を消失させて鋼板表面を活性化させる。そうすることで、次の溶融亜鉛めっき工程において健全なめっきを得ることができるようになる。しかし Si, Mn は鉄よりも酸化されやすい元素のため、鉄にとって還元性の雰囲気中でも酸化が進んでしまい表層に複合酸化物として濃縮し、溶融亜鉛と鋼板の濡れ性や密着性を低下させ、微小不めっき等のめっき不良を誘発する。

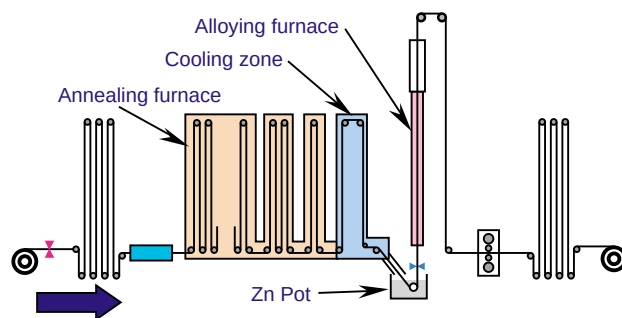


Fig. 4 CGL process flow

3.3.2. めっき品質と機械的性質

GA TRIP 鋼板を製造する上でのもうひとつの問題がめっき品質と機械的性質の両立である。GA 鋼板は Fig. 4 に示すように溶融亜鉛めっきのあとに合金化熱処理をおこなう。この工程で素地鉄とめっき層の亜鉛が相互拡散し、鉄亜鉛合金すなわち GA 鋼板となる。GA TRIP 鋼板を製造する場合、Fig. 3における過時効の工程をこの合金化熱処理が兼ねることとなるが、合金化熱処理と過時効処理の最適温度が異なることが問題となる。それを模式的にあらわしたのが Fig. 5 である。合金化熱処理の最適温度は 500 - 550℃であ

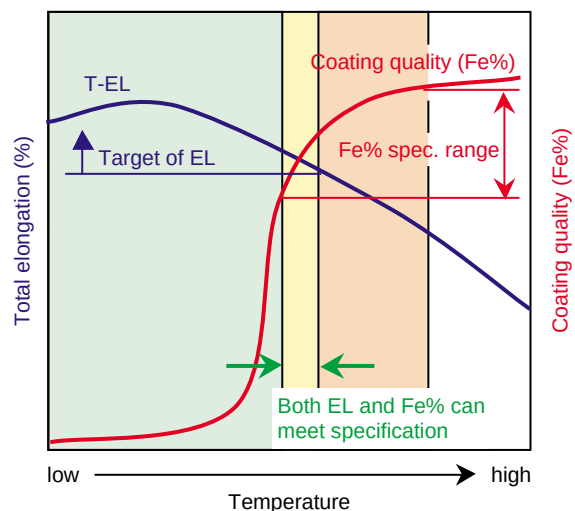


Fig. 5 Relationship between elongation and coating quality

り、それより低温では合金化が不十分となり GA としてのめっき品質が得られない。一方過時効に適した温度はそれよりも低い 400 – 500℃であり、温度が上昇するにつれて残留オーステナイトの分解が起こり、伸びは低下してしまう。その結果、めっき品質と機械的性質を両立できる熱処理条件範囲が狭くなってしまうことが問題となる。

3.3.3. GA TRIP 鋼の材料仕様と製法

前述した二つの問題は以下のようにして克服した。めっき性の低下については、まず焼鈍工程中無酸化炉での条件管理により酸化層の膜厚を適正化することで、次の還元工程での Si, Mn の表面濃縮をある程度制御できるため⁽⁶⁾、これを活用した。さらに、C-Si-Mn の基本成分に加え、表層の Si, Mn 濃縮を抑制する元素を添加した。その結果得られためっき層の断面写真を Fig. 6 に示す。めっき層の構成は既存の GA 鋼板と遜色なく、また密着性の低下もみられなかったことから Si, Mn によるめっき性低下を抑制できていることがわかる。この理由は次のように考察できる。すなわち、添加する元素として鉄よりも酸化されにくいものを選択することで、製造工程の加熱時あるいは焼鈍工程の無酸化炉で鉄酸化膜ができることにより添加元素が表面に濃縮

する。その結果、鋼板表層に Si, Mn の濃縮を抑制する皮膜を構成したことで同じ効果が得られたと考えられる。

次にめっき品質と機械的性質の両立については、亜鉛浴中の Al 濃度を調整することでめっき後の合金化温度を低下させて機械的性質の適正温度に近づける手法を取った。

以上を踏まえ、機械的性質の確認をおこなった。その結果、Fig. 7 に示すように GA 鋼板としての特性を満足した上で、目標とする強度・伸びを得ることができた

3.4. CR TRIP 鋼

CR TRIP 鋼においては、C-Si-Mn 系を基本成分とした上で、塗装性能と必要な機械的性質を両立させるための材料仕様と製造工程の最適化をおこなった。

3.4.1. 塗装性能低下原因

GA 同様 CR TRIP 鋼においても Si が、塗装性能に悪影響を及ぼす。そのメカニズムは GA TRIP 鋼の場合と同様に、焼鈍工程における Si, Mn の表面濃化、特に Si の濃化である。Fig. 8 に開発初期における非めっき TRIP 鋼表面の各元素の分布を示す。これからもわかるように、Si の濃化が著しい。この鋼板に化成処理をおこなったときの化成皮膜の品質確認と、電着塗装の塗装密着性を確認する耐塩温水性テストをおこなった結果が Fig. 9 である。化成皮膜にはスケ・ムラが多数見られ、耐塩温水性テストにおける剥離幅は、基準値の 2 倍以上と大きなものであり、塗装性能が不足している。

3.4.2. CR TRIP 鋼の材料仕様と製法

CR TRIP 鋼の塗装性能向上のために、まず化成処理条件による対応としてエッチング性向上と皮膜重量増加を試みた。しかし、化成皮膜の品質向上には若干の効果はあったものの、塗装密着性の改善にはいたらなかった。そこで、Si の表面濃化を除去する目的で以下の手法を採用した。

- (1) 鋼中 Si 量の低減：必要な機械的性質を満足できる範囲で Si 量を減らし、表面濃化量を抑制する。
- (2) 表層に濃化する Si を酸化スケール層に取り込み、その後のデスケールングにより除去する。

この他の手法としては、酸洗の強化や焼鈍後処理として表面の研削や酸洗、アルカリ洗浄も検討したが、効果は認められなかった。また、GA において効果のあった Si 濃縮を抑制する元素の添加については材料コストの観点から採用しなかった。

以上の対策を施した鋼板表面の元素分布を再度測定した結果が Fig. 10 である。Fig. 8 と比較しても Si の濃化が大幅に改善されているのがわかる。この鋼板について化成皮膜の品質確認と、耐塩温水性試験をおこなった結果が Fig. 11 である。化成皮膜にスケ・ムラは認められず、剥離幅も基準を十分満足できるものとなった。その後におこなった塗装後耐食性のテストにおいても基準を満たし、自動車用材料として必要な塗装性能を達成することができた。

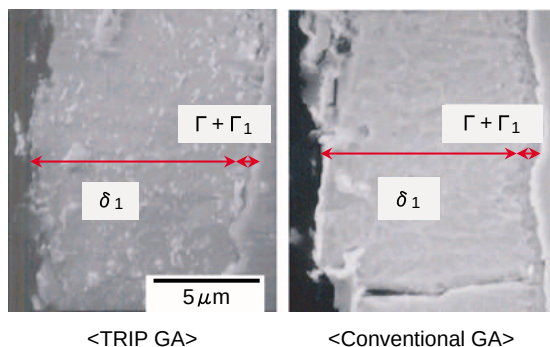


Fig. 6 Comparison of coating layer (TRIP and conventional)

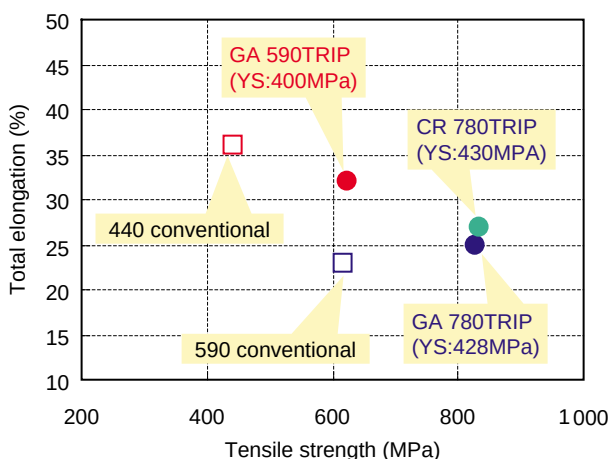


Fig. 7 Comparison of TS-EL balance

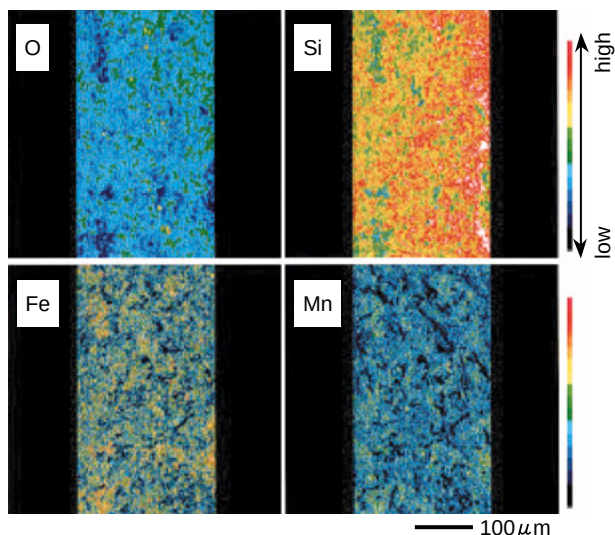


Fig. 8 Surface analysis (EPMA)

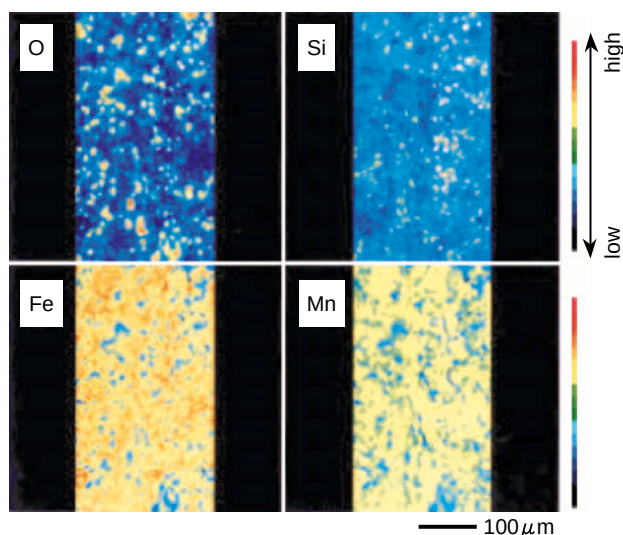


Fig. 10 Surface analysis (EPMA post countermeasure)

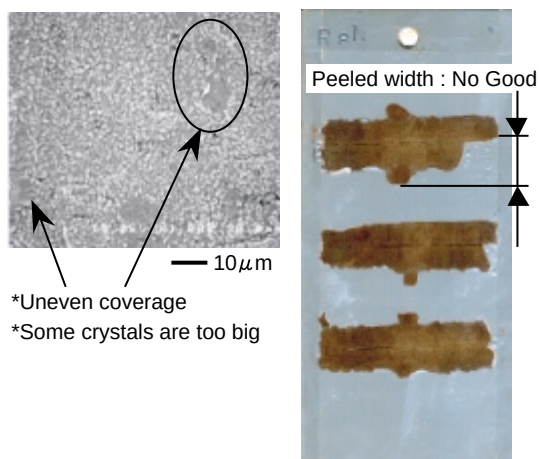


Fig. 9 Phosphatability and E-coat adhesion

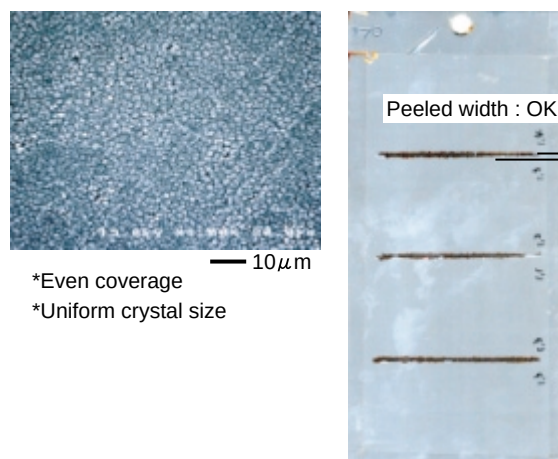


Fig. 11 Phosphatability and E-coat adhesion (post countermeasure)

4. テスト結果

開発した TRIP 鋼について種々の特性を既存材と比較した。

4.1. 成形性

4.1.1. 球頭張り出し試験

開発した TRIP 鋼の引張強度と全伸びを既存のほかのハイテンと比較した結果は Fig. 7 に示したとおりである。この図からもわかるように TRIP 鋼の強度延性バランスは既存材よりも優れており、成形性が向上しているといえる。

しかし厳密に言えば、鋼板の成形性を比較するには全伸びだけでは十分ではない。そこで、単軸の引張試験よりも実際のプレスに近い状態での成形性を比較するため、球頭張り出し試験をおこなった。これは Fig. 12(a) に示すように、短冊状の試験片を一定の曲率をもつパンチで押したときまたは液圧によるバルジ成形をおこなったときに割れが発生するまでの成形高さや歪量を測定するものである。試験片の



Fig. 12(a) Forming test method

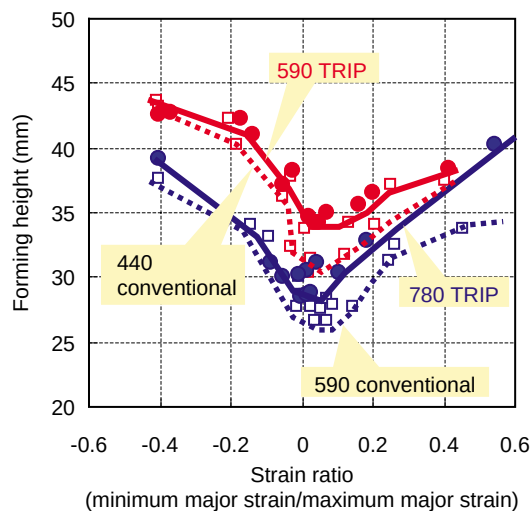


Fig. 12(b) Comparison of formability

短辺の寸法を変化させることで、発生する最大主歪とそれに直行する方向に発生する最小主歪の比を変化させて試験することができる。

その試験結果を Fig. 12(b) に示す。各鋼種の線図の位置付けを比較すると、590 780MPa級のTRIP鋼は既存の440, 590MPa級ハイテンと同等かそれ以上の成形性を有しているということができ、当初の目的であったボデー骨格部品に適用されるハイテンの強度別構成比を 440, 590MPa級中心から590, 780MPa級中心に置きかえる事が可能になったといえる。

4.1.2. 試作型プレストライ

実際の部品を想定した成形性の比較として、試作型を用いたプレストライをおこなった。Fig. 13(a)に示すように端部に袋状の形状をもつ試作型を製造し、その袋状の部分における成形可能高さを比較した。その結果を Fig. 13(b) に示す。球頭張出し試験同様、より実際の部品に近い形状においても、590, 780MPa級の TRIP 鋼は既存の 440, 590MPa 級ハイテンと同等かそれ以上の成形性を有しているということが確認できた。

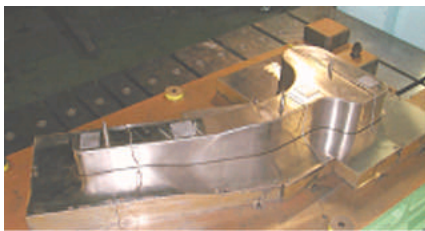


Fig. 13(a) Appearance of prototype die

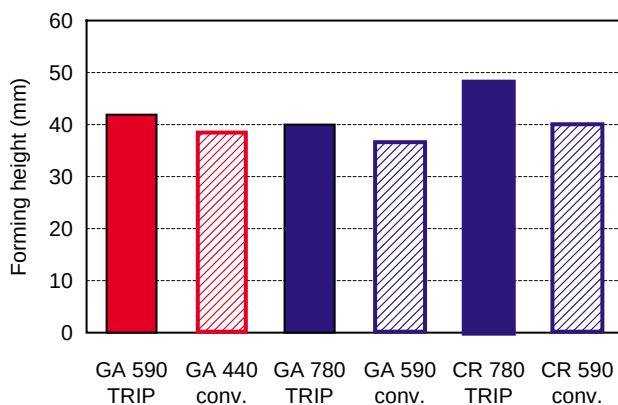


Fig. 13(b) Comparison of formability

4.2. SPOT 溶接性

成形性と共に自動車用鋼板として重要な SPOT 溶接性についても確認した。SPOT 溶接性の評価は、引張せん断および十字引張りの形式で静的強度および疲労強度試験をおこなった。その一例として静的な引張せん断強度の試験結果を Fig. 14 に示す。SPOT 溶接強度を支配するパラメータである板厚(t)、ナゲット径(N.D.)、鋼板引張強度(TS)に

より整理すると、TRIP 鋼の SPOT 溶接における静的引張せん断強度は、量産実績のある既存の材料と同じ分布内にあり、従来どおりナゲット径の管理による強度保証が可能であるといえる。同様に、その他の SPOT 溶接性の確認結果においても、既存材と同等の強度保証が可能であることが確認できた。

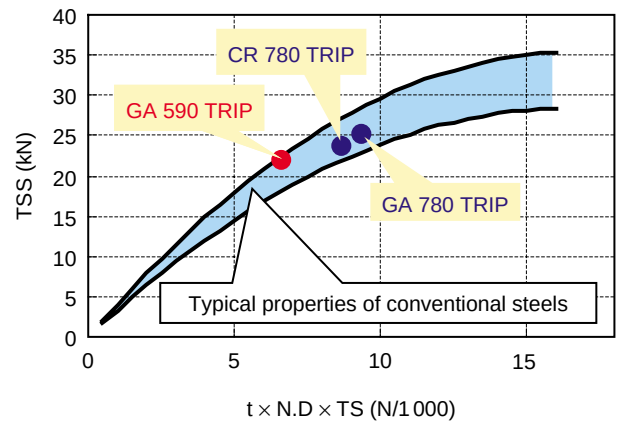


Fig. 14 Strength of spot-welded joint

4.3. エネルギー吸収特性

ボデー骨格部品にハイテンを適用する最大の目的が衝突性能と軽量化の両立であることから、衝突性能を左右するエネルギー吸収特性は非常に重要な特性である。そこで、自動車の前面衝突、後面衝突における重要な変形モードである軸圧潰について TRIP 鋼のエネルギー吸収特性を、既存のハイテンと比較した。試験としては、板厚 1.6mm の 590, 780MPa 級 TRIP 鋼と固溶強化型の 440MPa 級、析出強化型の 590MPa 級ハイテンを Fig. 15 に示すような断面形状に曲げ加工によって加工し、SPOT 溶接によりハット型断面の角筒にした後、170℃×20min の焼き付け硬化(BH)処理をして試験サンプルとした。この部材に 160kg の錘を高さ 12m から落下させ、部材の変形量が 50, 100 150mm に達するまでに吸収したエネルギー量を求めた。その結果

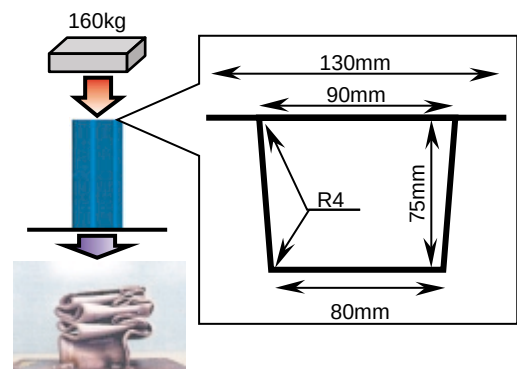


Fig. 15 Test method

を Fig. 16 に示す。この結果において、590MPa 級 TRIP 鋼と既存の 440MPa 級、780MPa 級 TRIP 鋼と既存の 590MPa 級ハイテンを比較すると、それぞれ約 30% の吸収量の向上が認められる。

この結果を基に、TRIP 鋼の軽量化効果を試算してみた。角筒の吸収エネルギーに対する板厚・形状の効果としては以下の式が知られている⁽⁷⁾のでそれに倣った。

$$E_{ab} = C \delta L^{1/3} t^{5/3} \quad (1)$$

ここで E_{ab} : 吸収エネルギー量, C : 定数, δ : 変形量, L : 辺長, t : 板厚である。式(1)に従い、辺長すなわち断面形状を共通として、変形量 100mm の時の吸収エネルギー量と板厚の関係を試算した。その結果が Fig. 17 である。これより、同じ強度グレードの既存ハイテンの板厚 1.6mm における吸収エネルギーを TRIP 鋼は 1.4mm で達成できることがわかる。このときの軽量化効果は板厚の差である 12.5% となる。軽量化の効果は元の板厚によって上下するが、ボデー骨格としてよく用いられる 1.0–2.0mm の板厚範囲においては、10% 以上の軽量化が得られるという結果となった。

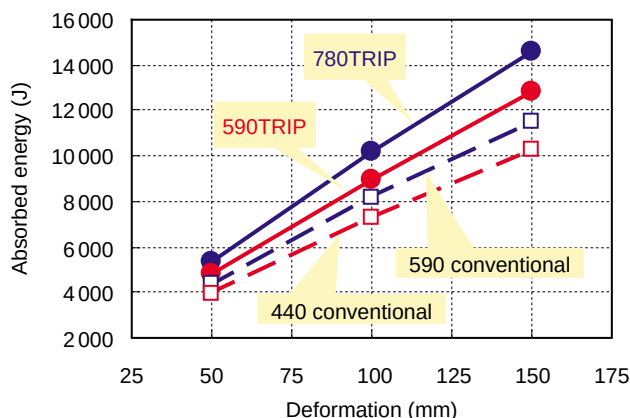


Fig. 16 Comparison of absorbed energy

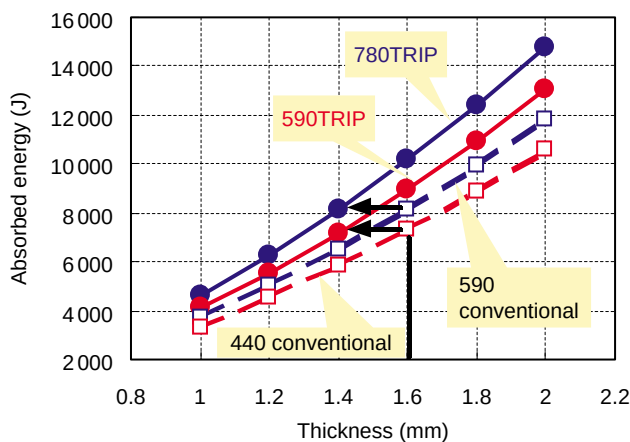


Fig. 17 Estimation of thickness

5. 実車での効果

実車における効果として、TRIP 鋼をリアフレームに適用した場合の後面衝突をシミュレーションにより検証した。比較する既存ハイテンとしては、Honda で最も一般的に適用されている 440MPa 級固溶強化鋼と 590MPa 級析出強化鋼を用いた。その結果を Fig. 18 に示す。590MPa 780MPa 級 TRIP 鋼の板厚は、それぞれ既存材に対し 0.2mm 薄くして計算しているが、ほぼ同等の変形量となっており、衝突性能を同等に保ったままリアフレームの重量は約 10% 減少している。

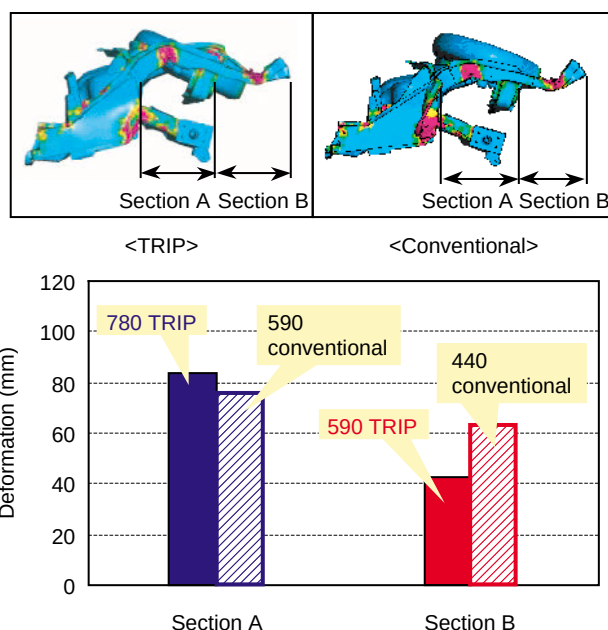


Fig. 18 Comparison of deformation (simulation)

6. まとめ

ボデー軽量化を目的として 590/780MPa 級 TRIP 鋼の開発をおこなった。以下にその結果をまとめる。

- (1) C-Si-Mn 系を基本成分として、Si 濃縮を抑制する元素を添加することで GA TRIP 鋼として必要なめっき品質と機械的性質の両立が可能となった。
- (2) 非めっき TRIP 鋼では、C-Si-Mn 系を基本成分として表面の Si 濃化層を除去することで、自動車材料としての塗装性能を確保できた。
- (3) 成形性は、目標とした 590/780MPa 級で既存材の 440/590MPa 級同等の性能を達成することができた。
- (4) SPOT 溶接性についても、既存材と同等の強度保証が可能であることが確認できた。
- (5) TRIP 鋼はエネルギー吸収特性にも優れており、既存ハイテンに比べ、吸収エネルギー量を同等に保ったまま約 10% の軽量化が可能となった。

- (6) TRIP 鋼は 2004年モデル Odyssey をはじめ、以降のモデルに適用しており、1 台あたり 10kg 以上の軽量化が可能となった。

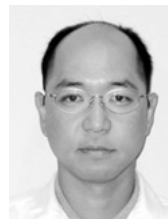
謝 辞

共同開発いただきました新日本製鐵株式会社の皆様、開発にご協力いただきました高尾金属工業株式会社の皆様、および開発に際してご協力いただきました内外の皆様に紙面をお借りしてお礼申し上げます。

参考文献

- (1) 日経メカニカル No.586, p.60-61(2003)
- (2) 横田千年, 中村芳則, 矢田茂, 船津浩一, 久保文雄, 大窪毅, 渡辺正: 200 年モデル「シビック」の開発, Honda R&D Technical Review, Vol.13, No.1, p.17-28
- (3) 伊丹淳, 高橋学, 潮田浩作: 変態誘起塑性を示す冷延鋼板における残留オーステナイトの加工安定性, 鉄と鋼, Vol.81, No.6, p.67-72(1995)
- (4) Takahashi, M., Yoshida, H., Hiwatashi, S.: Properties of TRIP type high strength steels, International Conference on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, 2002p.103-111
- (5) 西村一実, 森基康秀: 溶融 Zn めっき合金化反応に及ぼす高 Si 含有系鋼板の表面状態の影響, CAMP-ISIJ, Vol.10, p.1389(1997)
- (6) 木村義孝, 岡本晋, 小松延勝, 相場雅次, 中村文彰: 鋼中元素の表面濃化に及ぼす焼鈍条件の影響, 日本金属学会秋季大会シンポジウム講演概要, p.96(1993)
- (7) 上西朗弘, 栗山幸久, 高橋学: 高張力鋼板の衝撃吸収特性, 新日鉄技報, 第 317 号, p.18-22(1999)

■ 著 者 ■



種 植 隆 浩



金 子 勝 吉