

(論文)

超高加工性1180MPa級冷延鋼板の特性

Characteristics of 1180MPa Grade Cold-rolled Steel Sheets with Excellent Formability



村田忠夫*1
Tadao MURATA



濱本紗江*1
Sae HAMAMOTO



内海幸博*1
Yukihiro UTSUMI



山野隆行*2
Takayuki YAMANO



二村裕一*3 (博士(工学))
Dr. Yuichi FUTAMURA



木村高行*4
Takayuki KIMURA

High-strength steel sheets are being used in recent years to improve crashworthiness and to decrease weight in order to reduce automobile emissions. Higher strength is desired particularly for automotive body frame members. In response to this demand, Kobe Steel has developed a 1180MPa grade cold-rolled steel sheet with excellent formability. This paper introduces the guidelines for the microstructural control and typical characteristics of the steel sheet. The newly developed steel exhibits favorable practical characteristics of delayed-fracture resistance, spot weldability and conversion treatability, in addition to excellent strength and formability.

ま え が き = 近年、自動車の衝突安全性向上と排出ガス削減のための車体軽量化を目的として高強度鋼板の適用が進められている^{1), 2)}。そうしたなか当社はこれまで、部品形状に応じて加工特性を最適化した冷延/めっき鋼板を提供し^{3)~6)}、顧客からの高い評価を受けている。

自動車ボデー骨格部材に対しては、衝突時の搭乗者保護のためにさらなる高強度化が指向されており、例えばセンタピラーに代表される複雑形状部品への適用において、成形のために低強度鋼板と同等の加工性が求められる。しかしながら鋼板は一般的に、高強度化に伴って加工性が低下する傾向があるため、1180MPa級以上の高強度鋼板の適用は困難であった。

そこで当社では、この問題を解消すべく、優れた延性 (Elongation, 以下ELという) を有する高強度鋼板の検討を進め、自動車ボデー骨格用として世界初となる1180MPa級の超高加工性高強度鋼板を開発した⁷⁾。本鋼板は、従来のDP (Dual Phase) 鋼板比で約2倍の高いELを有する。本稿では、開発材の組織制御の考え方および主要特性について紹介する。

1. 開発材の組織制御の考え方

開発材は、複雑形状部品への適用を目的とした高強度鋼板であり、強度と優れたプレス成形性を両立する。プレス成形時の割れを抑制するためには、ELに加えて伸びフランジ性の指標である穴広げ率 (以下、 λ という) も重要である。しかしながら一般に、ELと λ の両立は困難である。

成形性の向上にはC, Siに代表される合金元素の添加が有効であることが知られている。その一方でこれらの

合金元素の添加は、部品の実用特性として重要なスポット溶接部の継手強度低下⁸⁾や化成処理性の劣化を招く⁹⁾。加えて、高強度鋼板では遅れ破壊への感受性が高くなる¹⁰⁾ため、耐遅れ破壊性の確保も重要である。このため、高い強度と優れた成形性、実用特性を兼ね備えた鋼板を実現するために、様々な組織制御方策が開発されてきた。

図1に、当社の代表的な高強度鋼板の特性を示す。冷間加工用高強度鋼板として当社では、DP鋼板^{2), 4), 11)}、TBF (TRIP aided Bainitic Ferrite) 鋼板^{12)~14)}、およびマルテンサイト鋼板¹⁵⁾の製造技術を確立している。開発材では、これら従来材における組織制御技術を活用すると同時に、さらなる特性向上方策の検討を行って以下の組織制御を適用した。

- 1) 合金元素 (C, Si) 添加量とベイナイト変態の活用による残留オーステナイト体積率の増大
- 2) マルテンサイトの導入とその変態を活用した残留

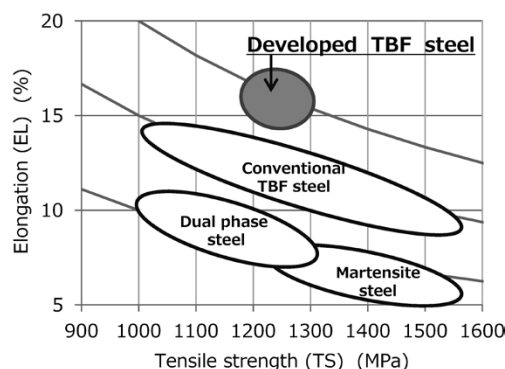


図1 冷延鋼板の代表的なTS-ELバランス
Fig.1 Tensile strength and elongation of cold rolled steel sheets

*1 鉄鋼事業部門 技術開発センター 薄板開発部 *2 鉄鋼事業部門 技術開発センター プロセス技術開発部 *3 鉄鋼事業部門 薄板商品技術部
*4 技術開発本部 機械研究所

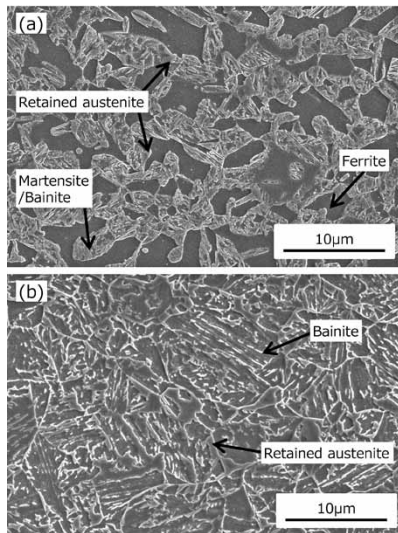


図2 (a) 開発材と (b) 従来TBF鋼板の代表的組織写真

Fig. 2 Microstructure of (a) developed TBF steel, (b) conventional TBF steel

表1 開発材とDP鋼板の代表的な機械的性質

Table 1 Mechanical properties of developed TBF steel and dual phase steels

Steel	Grade	YP (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	λ -value (%)
Developed TBF steel	1180MPa	946	1,222	18	40
Dual Phase steel	1180MPa	910	1,185	10	51
Dual Phase steel	980MPa	640	1,020	17	25

※Specimen Thickness : 1.4mm
 ※Tensile Test : JIS Z 2241 (JIS Z 2201 #5 Specimen in Transverse directions)
 ※Stretch flanging (Hole expanding) test
 Hole expanding ratio : λ -value obtained by method of JIS Z 2256

オーステナイトの微細化

3) フェライトの導入による軟質組織と硬質組織の複合組織化

開発材および従来のTBF鋼板のミクロ組織の一例を図2に示す。開発材では、ベイナイトおよびマルテンサイトで構成される母相中にフェライトが存在し、さらに微細分散した残留オーステナイトを含有している。この組織では、残留オーステナイトの加工誘起塑性 (Transformation Induced Plasticity, 以下TRIPという)¹⁶⁾ 効果および軟質なフェライト相の導入により、優れた均一変形能を有している。さらに、ベイナイト組織およびマルテンサイト組織を母相とすることで高い強度特性を実現している。また、残留オーステナイトを微細分散させたことにより、成形時に残留オーステナイトが変態することにより形成される非常に硬質なマルテンサイト組織と軟質な母相組織の界面におけるポイド生成を低減し¹²⁾、穴広げ率 λ に代表される局所変形能の劣化を抑制している。

開発材、および比較としてDP鋼板 (980MPa級および1180MPa級) の代表的な機械的特性を表1に示す。開発材では、均一変形能を改善すると同時に局所変形能の劣化を抑制したことにより、非常に優れたTS, EL, λ の特性バランスを達成した。

2. 開発材の主要な特性

2.1 成形性

薄鋼板のプレス成形は、伸びフランジ、曲げ、張り出し、および深絞りの4モードに大別される。伸びフラン

ジ性の指標である λ 値については前章で述べたので、以下では開発材の曲げ性、張り出し性、深絞り性の調査結果について述べる。

図3は、90度V曲げ試験における開発材と980MPa級および1180MPa級DP鋼板の最小曲げ半径 (R) の代表特性を示す。曲げ試験では、曲げ方向が圧延方向に対して垂直となるように100×40mmの試料を金型に配置し、先端 (R) が0~5.0mmの90度パンチを圧下した際、試料にクラックが生じない最小の曲げ半径を指標とした。開発材は高強度であるため、980MPa級DP鋼板よりは低位であるものの、1180MPa級DP鋼板と同等の曲げ性を示している。これは、残留オーステナイトを微細分散させたことでひずみの局所集中を抑え、き裂の起点となるポイドの発生を抑制できたためと考えられる。

図4に、開発材および980MPa級および1180MPa級DP鋼板の張り出し成形性の代表特性を示す。試験片をしわ

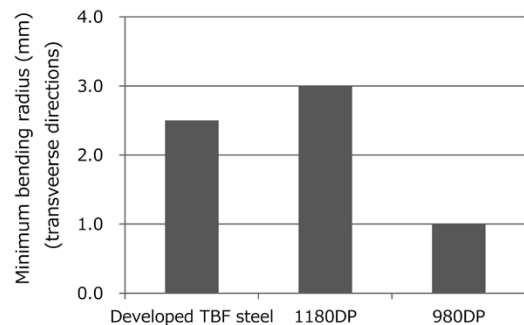


図3 1180MPa級TBF鋼板 (開発材) とDP鋼板の曲げ性
 Fig. 3 Bendability of developed TBF steel and dual phase steels

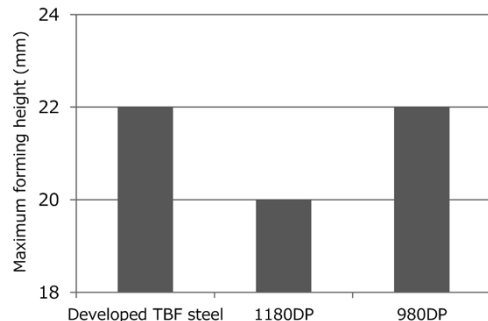


図4 1180MPa級TBF鋼板 (開発材) とDP鋼板の張り出し成形性
 Fig. 4 Stretch formability of developed TBF steel and dual phase steels

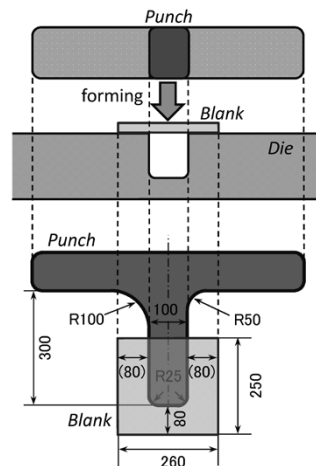


図5 張り出し成形試験金型

Fig. 5 Schematic illustration of measurement apparatus for stretch formability

押さえ力196kNで保持して図5に示す金型およびブランク形状にて成形し、フランジ部からのブランク流入を抑制した張り出し変形における破断限界高さによって張り出し成形性を評価した。開発材では、980MPa級DP鋼板と同等の破断限界高さを示しており、これは前述の組織制御によりELを改善したことによる効果である。

図6に、開発材および980MPa級および1180MPa級DP鋼板の深絞り成形性の代表特性を示す。試験片をしわ押さえ力196kNで保持して図7に示す金型およびブランク形状にて成形し、フランジ部からのブランク流入を伴う深絞り変形における破断限界高さを評価した。開発材では、980MPa級DP鋼板より優れた破断限界高さを示している。これは、残留オーステナイトの加工誘起変態によって優れた深絞り性を呈したためと考えられる。

図8は、開発材および比較として980MPa級DP鋼板の板厚：1.4mmにおける成形限界線図（Forming Limit Diagram：FLD）を示す。開発材は、低強度である980MPa級DP鋼板と同等の成形限界を示しており、プレス成形性に優れていることがわかる。

2.2 耐遅れ破壊性

耐遅れ破壊性は、U曲げ加工・ボルト締め込みによって応力負荷した試験片を塩酸に浸漬する方法で（図9）割れ発生の有無を評価した。その結果を表2に示す。開発材では、最も厳しい加工条件においても割れは発生せず、優れた耐遅れ破壊性を示した。これは、開発材に微

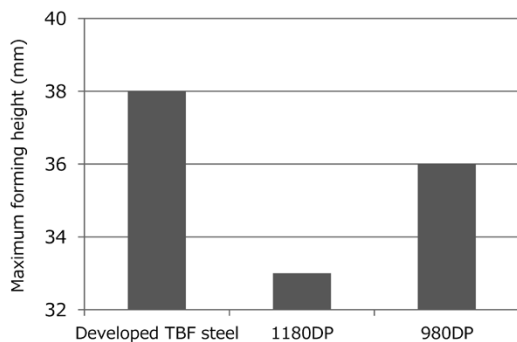


図6 1180MPa級TBF鋼板（開発材）とDP鋼板の深絞り成形性
Fig. 6 Deep drawing formability of developed TBF steel and dual phase steels

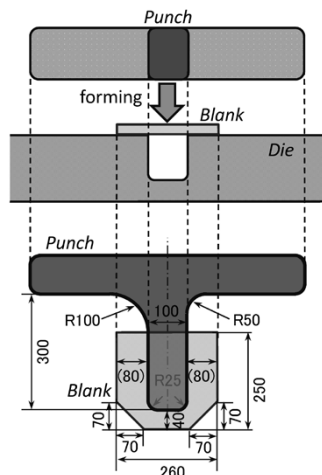


図7 深絞り成形試験金型

Fig. 7 Schematic illustration of measurement apparatus for deep drawing formability

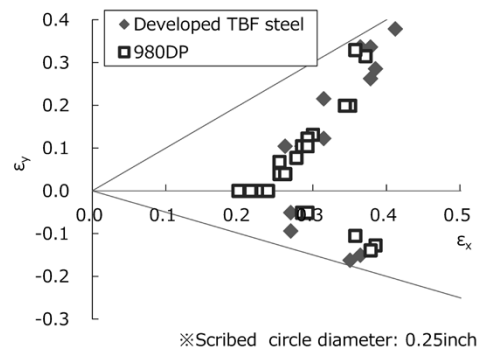


図8 1180MPa級TBF鋼板（開発材）と980MPa級DP鋼板の成形限界線図

Fig. 8 Forming limit diagram of developed TBF steel and dual phase steel

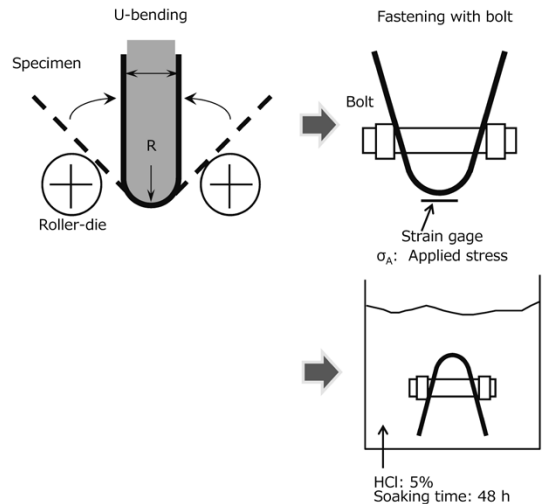


図9 遅れ破壊試験方法

Fig. 9 Test procedure of delayed fracture resistance

表2 開発材の耐遅れ破壊性

Table 2 Effect of bending radius, residual stress on delayed fracture performance

Steel	Applied stress (MPa)	Bending radius	
		5 mm	10 mm
Developed TBF steel	1,000	○	○
	1,500	○	○
	2,000	○	○

○:No fracture, ×:Fracture

細分散させた残留オーステナイトが水素を吸蔵することにより、水素に起因する割れ発生が抑制されたためと考えられる¹⁷⁾。

2.3 スポット溶接性

残留オーステナイトを活用した鋼板は一般にDP鋼板より高成分化が必要であり、溶接ナゲットが硬質となるため、ナゲット内での破断が発生しやすい。とくに、ナゲット径が小さい場合にこの傾向は顕著であり、溶接部の継手強度が低下する。ナゲット径の増大には高電流化が有効であるが、高成分材ではちり発生（溶融金属の飛散）が避けられず、安定して良好な継手強度が得られる適正電流範囲の確保が困難である。開発材では溶接性を考慮して極力低成分での材料設計を行い、加えてちり発生抑制のための溶接条件についてさらなる検討を行った。本検討では、二段通電での一段目において低電流通電を行うことにより、高電流通電時の急激な温度上昇に伴う溶融金属の体積膨張を緩和し、ちり発生抑制効果

を得ている。

溶接継手強度は、板厚1.2mmの鋼板を溶接し、引張せん断強度 (Tensile Shear Strength : TSS) および十字引張強度 (Cross Tension Strength : CTS) を評価した。図10に溶接電流と引張せん断強度、図11に溶接電流と十字引張強度の関係を示す。開発材では、溶接電流5.0kA以上において引張せん断強度はJIS-A級の規定荷重 : 8.78kNを満足し、ちり発生までの適正電流範囲も3.5kA以上と広い領域を確保可能である。十字引張試験では、低電流条件においてナゲット径が小さく、ナゲット内破断が生じるため、十分な継手強度の確保は困難であった。いっぽう、溶接電流を増加させてナゲット径を拡大することにより、破断形態はプラグ形状へ改善し、良好な十字引張強度が得られた。適正電流範囲も1.5kA以上の領域を確保でき、良好な溶接継手を安定的に形成できることを示している。

2.4 化成処理性

化成処理性の一例として、図12に開発材および軟鋼の鋼板表面のりん酸塩皮膜を示す。この皮膜は、開発材

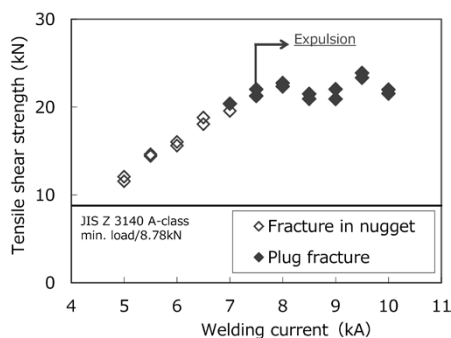


図10 スポット溶接継手の引張せん断強度と溶接電流の関係
Fig.10 Relationship between tensile shear strength of spot welded joints and welding current

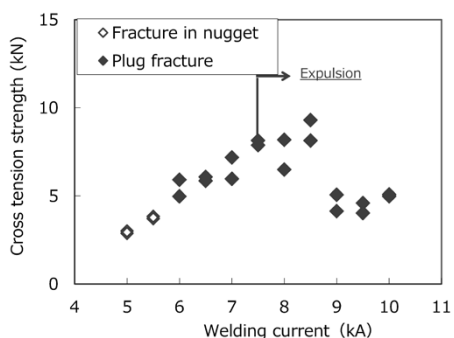


図11 スポット溶接継手の十字引張強度と溶接電流の関係
Fig.11 Relationship between cross tension strength of spot welded joints and welding current

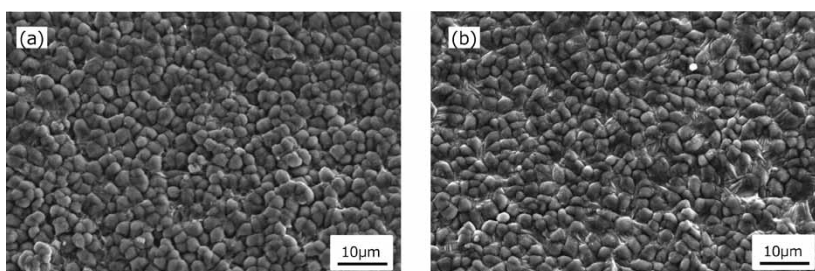


図12 (a)開発材と(b)軟鋼のりん酸塩結晶皮膜
Fig.12 SEM image of phosphate coating on a) developed TBF steel, b) conventional mild steel

を日本パーライジング(株)製 : パルボンD L3065へ浸漬することにより生成した。Si添加量の増加に伴い、化成処理性は一般に劣化する傾向があるが、開発材にすけ(りん酸塩結晶の形成不良)は認められない。結晶粒サイズや形態も軟鋼と同等であり、化成処理性は良好である。これは、永年にわたる検討により蓄積してきた高Si鋼板の実用特性や製造技術の改善技術を適用した成果である¹⁸⁾。

むすび = 優れた成形性を有する新開発の1180MPa級高加工性冷延鋼板について、組織制御の考え方と主要な特性について紹介した。開発材は良好な強度と成形性を有するだけではなく、耐遅れ破壊性および化成処理性にも優れ、十分な継手強度を有するスポット溶接部を安定的に形成することも可能である。

当社では、開発材を冷延高強度鋼板製品のなかで高加工性製品と位置付けている。その他にも高λ型のTBF鋼板に加え、超高強度のマルテンサイト鋼などのラインアップを有している。

しかしながら、今後も自動車骨格の高強度鋼板の適用が進められ、材料特性に対する顧客ニーズは一段と厳しさを増していくことが予測される。そうしたなか当社では、本稿で紹介した超高加工性1180MPa級冷延鋼板をはじめとして、これまでに蓄積した技術を活用し、鋼板のさらなる加工性、実用特性の向上に取り組み、車体の軽量化と衝突安全性の向上に寄与していく所存である。

参考文献

- 1) 瀬戸洋一. ふえらむ. 2013, Vol.18, No.12, p.726.
- 2) 大宮良信ほか. R&D 神戸製鋼技報. 2007, Vol.57, No.2, p.2.
- 3) 大宮良信. R&D 神戸製鋼技報. 2002, Vol.50, No.3, p.20.
- 4) 田村亨昭ほか. R&D 神戸製鋼技報. 2002, Vol.52, No.3, p.6.
- 5) 向井陽一. R&D 神戸製鋼技報. 2005, Vol.55, No.2, p.30.
- 6) 二村裕一ほか. R&D 神戸製鋼技報. 2011, Vol.61, No.2, p.41.
- 7) Yuichi Futamura. Materials in Car Body Engineering conference proceedings. 2015, p.211.
- 8) 溶接学会軽構造接合加工研究委員会. 薄鋼板およびアルミニウム合金板の抵抗スポット溶接. 2008.
- 9) 前田重義ほか. 鉄と鋼. 1982, Vol.68, No.16, p.2497.
- 10) 松山晋作. 遅れ破壊. 第1版, 日刊工業新聞社, 1989, p.203.
- 11) 三浦正明ほか. R&D 神戸製鋼技報. 2007, Vol.57, No.2, p.15.
- 12) 鹿島高広ほか. R&D 神戸製鋼技報. 2002, Vol.52, No.3, p.15.
- 13) 中屋道治ほか. R&D 神戸製鋼技報. 2009, Vol.59, No.1, p.46.
- 14) 粕谷康二ほか. R&D 神戸製鋼技報. 2007, Vol.57, No.2, p.27.
- 15) 内海幸博ほか. R&D 神戸製鋼技報. 2017, Vol.66, No.2, p.3-7.
- 16) 田村今男. 鉄と鋼. 1970, Vol.56, No.3, p.429.
- 17) 北条智彦ほか. CAMP-ISIJ. 2005, Vol.18, p.554.
- 18) 野村正裕ほか. R&D 神戸製鋼技報. 2007, Vol.57, No.2, p.74.