

## 自動車用高強度熱延鋼板

## High Strength Hot-rolled Steel Sheets for Automobiles

高橋 学<sup>\*(1)</sup>  
Manabu TAKAHASHI  
谷口 裕一<sup>\*(5)</sup>  
Hirokazu TANIGUCHI

河野 治<sup>\*(2)</sup>  
Osamu KAWANO

林田 輝樹<sup>\*(3)</sup>  
Teruki HAYASHIDA

岡本 力<sup>\*(4)</sup>  
Riki OKAMOTO

## 抄 録

シャーシ系部品や一部構造部材に適用される熱延鋼板は比較的板厚が厚く、高強度鋼板を適用することによって今後大きな軽量化効果が期待できる。熱延鋼板の高強度化で問題となる成形性の劣化に対する異なるいくつかのアプローチを紹介し、新日本製鐵で開発された代表的な高強度熱延鋼板の材質制御の考え方及び特徴と使用性能について解説した。

## Abstract

Large weight reduction by application of high strength steels to underbody parts can be expected since relatively thick sheets are now adopted. In this paper, several different approaches to improve press formability of high strength hot rolled steels are explained. The basic concept of mechanical property control and the performances of a couple of high strength hot rolled steels, which have been developed at Nippon Steel Corporation, are given.

## 1. 緒 言

地球環境保護の観点から自動車に対する燃費向上とCO<sub>2</sub>排出量削減の要求が益々強くなっており、エンジンの特性向上や摩擦低減等の努力と共に車体重量の軽減が強力に進められている。自動車用熱延鋼板は自動車車体総重量の25%程度を占めるシャーシ系部品や一部衝突特性を要求される構造部材などに用いられ、比較的板厚が厚いことから車体重量に占める割合は大きい。しかしながら、特にシャーシ系部品は重要保安部品であり、その形状が複雑であると同時に高い耐久信頼性が要求されることから、パネル部品などに比べ高強度鋼板適用による薄肉化が遅れていたと言える。今後は大きな軽量化効果が期待できるこれらの部品への高強度熱延鋼板の適用が加速すると予想され、加工性や疲労強度等に優れた高強度熱延鋼板の開発が強く望まれている。

本報告では新日本製鐵が開発した代表的な高強度熱延鋼板における材質制御法とその特性上の特徴について述べる。

## 2. 高残留オーステナイト熱延鋼板

高強度鋼板を使用する際にまず確保しなければならない特性が加工性であり、その代表的指標の一つが伸びである。高残留オーステナイト熱延鋼板(低合金TRIP鋼)は高い強度と大きな伸びを両立させた高強度鋼板であり、鋼板中に残留しているオーステナイトがプレス加工時に硬質のマルテンサイトに変態することでひずみの集中を

回避するTRIP現象(Transformation induced plasticity)によって高い伸び、特に大きな均一伸びを示すことが特徴である<sup>1,2)</sup>。

図1に鋼板中の残留オーステナイト量が材質に及ぼす影響を示した<sup>3)</sup>。鋼板強度TSと全伸びT.EIの積は残留オーステナイト量と共に大きくなるが、TSと局部伸びL.EIの積は残留オーステナイト量の増加でほとんど変化せず、全伸びの向上が均一伸びの向上に起因していることが分かる。また、図2に示すように<sup>4)</sup>、引張変形による残留オーステナイト量の変化をみると加工に対して残留オーステナイトが安定なほど大きなTS×T.EIを持つことから、残留オーステナイト量とともにその安定性が高残留オーステナイト熱延鋼板の伸びを支配していることが分かる。以下にはこの鋼の金属組織制御の基本思想、実ラインでの製造例、溶接性、疲労特性などの使用特性について述べる。

## 2.1 高残留オーステナイト熱延鋼板の金属組織制御の基本思想

多量のNiやMn等を含まない低合金鋼でオーステナイトを残留させるためには、オーステナイト中にCを充分に濃化させオーステナイトのマルテンサイト変態開始温度(M<sub>s</sub>温度)を低下させることが必要である。その結果最終的に得られる主たる金属組織はフェライト、ベイナイト、残留オーステナイトである。その金属組織の一例を図3に示す。この様な金属組織を得るために、実製造プロセスでは以下の二つの変態現象を活用している。

(1)フェライト変態：フェライト変態の進行によりCはフェライト

\*<sup>(1)</sup> 鉄鋼研究所 鋼材第一研究部 主幹研究員 Ph.D  
千葉県富津市新富20-1 〒293-8511 TEL:(0439)80-2242

\*<sup>(2)</sup> 大分製鉄所 生産管理部 マネジャー 工博

\*<sup>(3)</sup> 大分技術研究部 主任研究員

\*<sup>(4)</sup> 名古屋技術研究部 主任研究員

\*<sup>(5)</sup> 名古屋技術研究部 主幹研究員

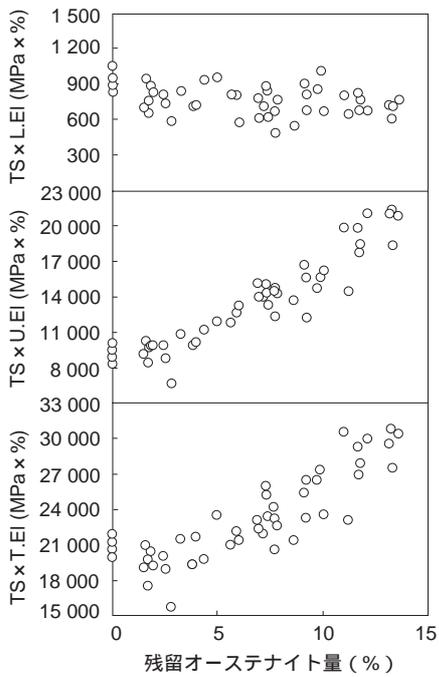


図1 高残留オーステナイト熱延鋼板の強度-伸びバランスと残留オーステナイト量の関係 (T.EI: 全伸び U.EI: 均一伸び L.EI: 局部伸び)

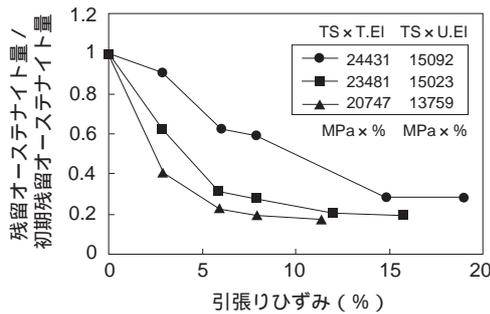


図2 引張り変形による残留オーステナイト量変化と材質の関係

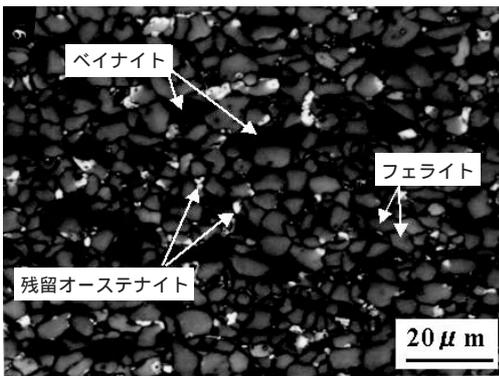


図3 高残留オーステナイト熱延鋼板の光学顕微鏡写真真例 (特殊腐食<sup>4)</sup>)

から排出され未変態オーステナイト中へ濃化する。更にフェライトとオーステナイトの局所平衡を考えると、フェライトの生成によりフェライト/オーステナイト界面のオーステナイト側にCが濃化する<sup>3)</sup>。図4に模式的に示すようにこの部分が最終的にオーステナイトとして残留する可能性が高く、その結果フェライトとオーステナイトの界面積の増加やフェライト占積率の増加が残留オーステナイト量の増加に有効であると考えられる。フェライト/オーステナイト界面積を表す指標として最終的に得られるフェライト粒径を取り上げ、フェライト占積率との比 $V_{PF}/d_{PF}$  ( $V_{PF}$ : ポリゴナルフェライト占積率,  $d_{PF}$ : ポリゴナルフェライト粒径, いずれも材質予測・制御モデル<sup>6)</sup>による計算値)が強度-伸びバランスへ及ぼす影響を図5に示した<sup>3)</sup>。 $V_{PF}/d_{PF}$ と強度-伸びバランスは対応しており、 $V_{PF}/d_{PF}$ の値を大きくすることで強度-伸びバランスは向上する。フェライト占積率を増やしかつフェライトを細粒化するためには低温圧延や、ROTT(仕上げ圧延後の冷却ゾーン)上での冷却パターン制御(フェライト変態のノーズ近傍を徐冷することで短時間に効果的にフェライト変態を進行させる方法)が有効である。

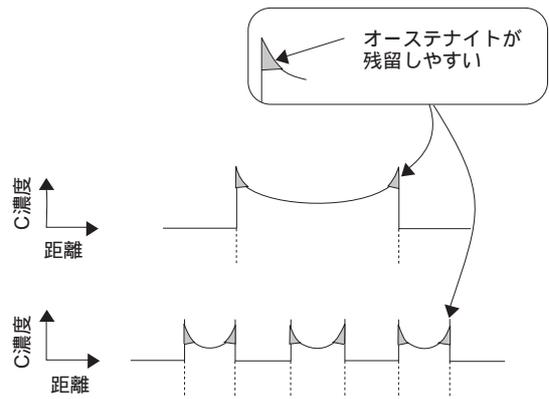


図4 フェライト変態後のオーステナイト中炭素濃度分布

(2)ベイナイト変態: フェライト変態だけではオーステナイトを室温で安定化するために必要なC量まで十分に濃化させることはできない。このために利用されるのがベイナイト変態である。Si等のセメントナイト析出抑制元素を添加した鋼では、ベイナイト変態の進行に伴い未変態オーステナイト中へのC濃化が更に進行し、オーステナイトが安定化して室温でも残存する。未変態オーステナイトの安定化が十分でない場合には冷却中にマルテンサイトが生成し、鋼板強度を高くすると共に伸びを低下させるためにマルテンサイトの生成は極力抑制する必要がある。このため、実製造プロセスでは熱延・冷却の後、約400 近傍で巻取り処理を行う<sup>3)</sup>。

2.2 高残留オーステナイト熱延鋼板の実ラインでの製造例  
高残留オーステナイト熱延鋼板は大きな伸びを有することで張り出し成形性に優れている。しかしながらシャシー系部品等では高い伸びフランジ成形性が必要とされる場合が多い。伸びフランジ成形

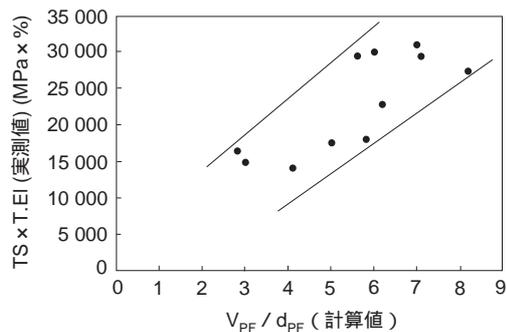


図5 強度-伸びバランスへ及ぼすポリゴナルフェライト占積率( $V_{PF}$ ) / ポリゴナルフェライト粒径( $d_{PF}$ )の影響

性は金属組織の影響を強く受けることから、低炭素化と熱延条件の制御によって残留オーステナイトやベイナイトを微細に分散させることで、高残留オーステナイト熱延鋼板の特長である高伸びを保ちながら伸びフランジ性を向上させた。(高パーリング型) 伸びフランジ成形性は穴広げ試験によって評価され、元穴径 $d_0$ に対する最終穴径 $d$ までの穴広がり率(穴広げ率 (%)) $= 100 \times (d - d_0) / d_0$ がその指標として用いられる。

表1および図6は実機にて製造した高残留オーステナイト熱延鋼板(高伸び型, 高パーリング)の機械的特性を示す。高伸び型は従来鋼と同じ穴広げ率でありながら2倍以上の伸びを有し、高パーリングは従来鋼に比べ1.4倍の穴広げ率を有しつつ伸びも高い。

さらに、自動車用鋼板には良好な溶接性が要求されると同時に、高い疲労耐久性も期待される。板厚2.3mmのTS780MPa級高残留オーステナイト熱延鋼板どうしを8mmのCF型電極を用いて加圧力625kgfでスポット溶接した。図7にこのときの溶接電流による引張剪断強度(TSS)と十字引張り強度(CTS)の変化を示す<sup>7)</sup>。溶接電流7kA以上でナゲットが形成され、溶接電流8.5~10kAでTSS, CTSはそれぞれ4000kgf, 2200kgfに達する。溶接電流11kA以上ではチリが発生するためCTSがばらつくが、CTSが顕著に低下することもなく既存の高強度鋼板に劣らない溶接強度を有する。

シャーシ系部品に適用される熱延鋼板には高い疲労特性も期待される。疲労強度が高い高強度鋼板としてはDP鋼が知られている<sup>8)</sup>。

表1 高残留オーステナイト熱延鋼板の機械的性質(実機製造例)

	TS(MPa)	T.El(%)	(%)
高伸び型	810	34	45
高パーリング型	791	28	70

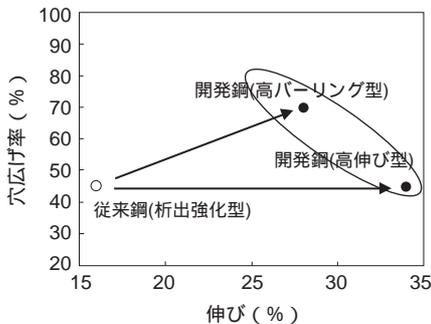


図6 開発鋼の伸び-穴広げ率バランス

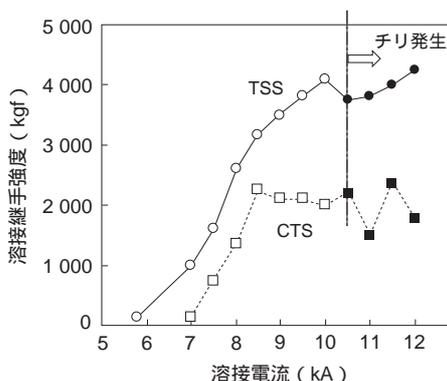


図7 780MPa級高残留オーステナイト熱延鋼板のスポット溶接性

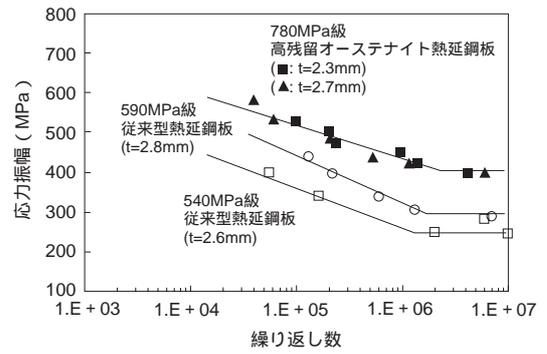


図8 780MPa級高残留オーステナイト熱延鋼板の平面曲げ疲労試験結果

DP鋼が析出強化鋼やベイナイトを主体とした鋼に比べて疲労強度が高い理由は、初期の繰返し硬化とその過程で生じた微細セル組織が安定であること、及びSiによる相の強化と微細分散マルテンサイトにより疲労損傷の発生と進展が抑制されるためとされる<sup>9)</sup>。ここで、繰返し硬化とは、歪制御疲労試験において応力振幅が増加することを指すが、残留オーステナイト相を含む場合においても同様の効果が認められており、更に疲労によって発生する局所的な高い応力場を加工誘起変態が緩和することや、その結果として発生する圧縮残留応力も疲労強度を向上させる要因と考えられる<sup>9)</sup>。図8では板厚2.3mmおよび2.7mmのTS780MPa級高残留オーステナイト熱延鋼板の両振り平面曲げ疲労試験結果をほぼ同等の伸びを示す従来型のTS540, 590MPa級熱延鋼板と比較した<sup>7)</sup>。TRIP効果を利用した高強度鋼板の $2 \times 10^6$ 回での疲労強度は400MPaであり、成形性等同の従来鋼板の1.4~1.5倍に達する。

### 3. 高パーリング780MPa熱延鋼板

自動車の足廻り部品の中でロアアーム等では780MPa熱延鋼板の適用が検討されているが、製品形状から、伸びと同時に非常に高い伸びフランジ成形性を持つ鋼板が要求される。そこで、 $EI > 20\%$ と穴広げ率( $\epsilon$ ) $> 80\%$ を同時に満足する鋼板開発を目標に成分、熱延条件の最適化による組織改善を図り、優れた伸びと非常に高い伸びフランジ成形性を両立した780MPa級の高パーリング性熱延鋼板を開発した。

#### 3.1 高パーリング性熱延鋼板の金属組織制御の基本思想

ロアアーム部品(図9)等の足廻り部品の成形では伸びと伸びフランジ成形性のいずれの特性も必須である。一般的にどちらの特性も鋼板の高強度化に伴って劣化する<sup>10,11)</sup>。金属組織を制御することでどちらの特性も改善することが可能ではある<sup>9)</sup>が、伸び向上に適した軟質フェライト(F)と硬質相(マルテンサイト(M)等)との混合組織は伸びフランジ成形性が低く、局所的な延性が支配的な伸びフランジ成形の改善に適したアシキュラーフェライト(A.F.)単相組織は伸びが劣り(図10)、これらの特性を両立させるための金属組織制御方

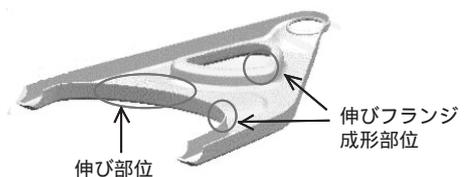


図9 ロアアームの外観と要求される加工性

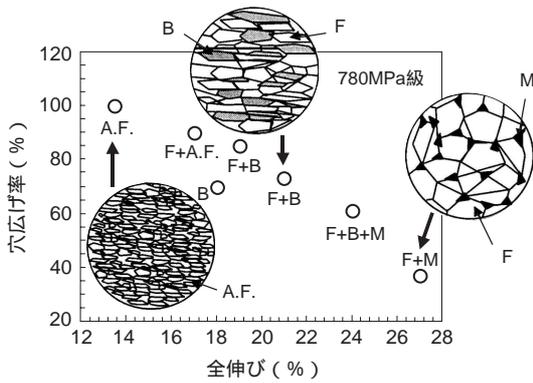


図10 780MPa級熱延鋼板の伸びと穴広げ率の関係及び金属組織の特徴

法は必ずしも自明ではなかった。そこで、伸びと非常に高い伸びフランジ成形性を同時に確保するための最適金属組織の検討を目的として成分設計および熱延条件の検討を進めた。その結果、金属組織を固溶強化によって各相間の硬度差を少なくしたフェライトとベイナイトの混合組織とし、組織の変動を少なくすることでこれらの特性が両立することを見出した。このために、フェライト生成を促進させるための成分系としてオーステナイトフォーマーのC, Mnを低減し、更にROT(仕上げ熱延後の冷却ゾーン)での2段冷却実施によりフェライトの量と組織形状を制御した。また、低C化により不要な硬質相を低減させた。

3.2 高バーリング性熱延鋼板の実機試作

以上の基本思想に基づいて、高バーリング性熱延鋼板の実機試作を行った。表2に今回開発された高バーリング性熱延鋼板の機械的性質を従来鋼と比較して示した。C, Mnの低減により開発鋼では $A_{r3}$ 点<sup>12)</sup>が53 上昇しており、成分の面からフェライト生成が促進されている。同時にMn添加量を低下させる事は casting時のMn偏析を抑制し、結果として金属組織の均一性を高める上でも有効に作用している。その結果、図11に示すように今回の目標値(EI > 20%, > 80%)を満たす高い伸びと伸びフランジ成形性のバランスが確保できた。図12には開発鋼の金属組織例を従来鋼と比較して示した。開発鋼は

表2 高バーリング性熱延鋼板と従来鋼の機械的性質

	$A_{r3}$ (°C)	ROT 2段冷却	TS (MPa)	EI (%)	EI (%)
開発鋼	789	有り	797	22	84
従来鋼	736	無し	795	19	74

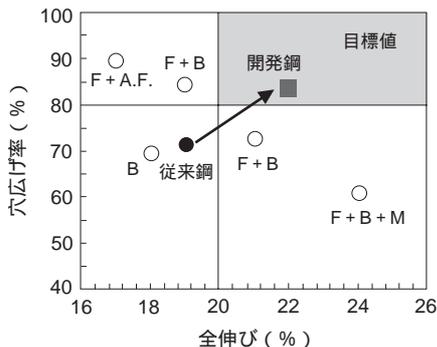


図11 開発鋼の伸び-穴広げ率バランス

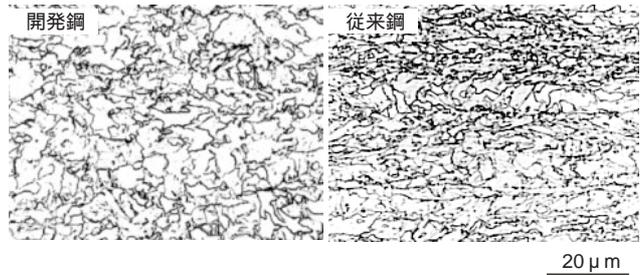


図12 開発鋼と従来鋼の金属組織

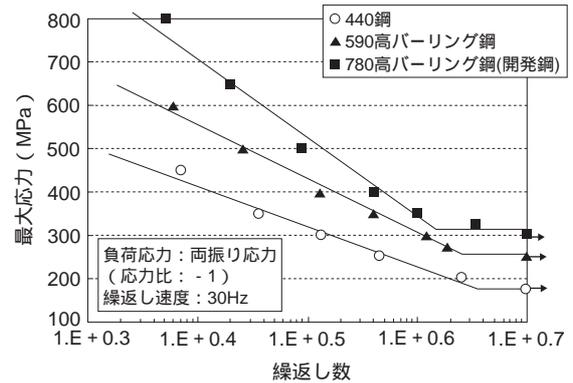


図13 開発鋼の母材平面曲げ疲労特性

表3 開発鋼の疲労限度比

鋼種	440MPa鋼	590MPa級 高バーリング性鋼板	780MPa級 高バーリング性鋼板(開発鋼)
疲労限度比	0.38	0.42	0.40

疲労限度比 = (10<sup>7</sup>回での疲労強度) / TS

フェライト+ベイナイトの混合組織で、従来鋼に比べフェライト分率も高く、個々の結晶粒の形状もよりポリゴナルになっていることが分かる。

図13には開発鋼と従来の590MPa級高バーリング性鋼板、440MPa級鋼板の疲労特性を比較した。応力比 - 1で実行した平面曲げ疲労試験結果から、10<sup>7</sup>回での疲労寿命と鋼板強度の比である疲労限度比を比較すると、表3に示すように高強度化したにも関わらず疲労限度比の明確な減少は認められず、本開発鋼の適用は疲労特性に於いても高強度化のメリットを十分に発揮できることが分かる。

4. 結 言

今後自動車車体軽量化に於いて重要な役割を演じると期待されるシャシー系部品にはプレス成形性と疲労強度特性に優れた熱延鋼板の開発が不可欠である。本報告で紹介した高残留オーステナイト熱延鋼板や高バーリング性熱延鋼板は今後幅広く自動車用部品に適用される事で車体軽量化に貢献するものと考えられる。

## 参照文献

- 1) Zackay, V. F. E. R., Parker, Fahr, D. and Bush, R.: Trans. ASM. 60, 252(1967)
- 2) Hiwatashi, S., Takahashi, M., Sakuma, Y. and Usuda, M.: Proc. of Int. Conf. on Automotive Technology and Automation. Germany, 1993, p.263
- 3) 河野治 江坂一彬 加藤征四郎 阿部博 脇田淳一 高橋学 片上幹史 原田慎三: 製鉄研究 (329) ,15(1988)
- 4) 河野治 脇田淳一 江坂一彬 阿部博: 鉄と鋼 82 (3) 56(1996)
- 5) 土師純治: CAMP-ISIJ 6 ,1698(1993)
- 6) 江坂一彬 脇田淳一 高橋学 河野治 原田慎三: 製鉄研究 (321) 92(1986)
- 7) 佐久間康治 木村徳俊 伊丹淳 樋渡俊二 河野治 坂田国臣: 新日鉄技報 (354) ,17 (1994)
- 8) 水井正也: 材料 38 ,15(1989)
- 9) Yokoi, T., Kawasaki, K., Takahashi, M., Koyama, K. and Mizui, M.: JSAE Review. 17, 191(1996)
- 10) 武智弘: 鉄と鋼 68 (9) ,1244(1982)
- 11) 林 央: 塑性と加工 40 (457) 87(1999)
- 12) 小指軍夫: 制御圧延・制御冷却 .他人書館 p.26