

(解説)

新しい自動車用高強度鋼板の開発

Development of New High-strength Steel Sheets for Automobiles



向井陽一*
Youichi Mukai

Improved fuel economy through car weight reduction and higher impact resistant passenger areas are both becoming increasingly popular in the automotive industry. Kobe Steel has developed and produced various kinds of high strength steels for automotive use including 590MPa grade dual-phase hot dip galvanized steel, and hot and cold-rolled TRIP-aided steel. In this report a few new high strength steels are reported on including a very ductile 980MPa grade hot dip galvanized steel, and an ultra high strength cold-rolled steel which has excellent delayed fracture resistance.

まえがき = 地球環境保護に対する関心は年々高くなっており、自動車の燃費向上、CO₂ ガス排出量低減を目的として自動車車体の軽量化への取組みが強化されている。さらに、衝突時の乗員の安全性向上に関する法的規制も強化されており、軽量化と高い安全性を両立した車体の技術開発が自動車産業界で推進されている。これに対し、高強度鋼板（ハイテン）を適用することは車体構成部品の薄肉化による軽量化と部品強度の向上に有効であり、その使用量は適用部品の拡大とともに増大し、現在ではより強度の高いハイテンの適用が進められている。

当社は、1970年代後半より自動車用ハイテンの技術開発に注力してきており、その代表的な製品として高延性 980MPa 級複合組織冷延鋼板を開発した^{1)~4)}。近年では 590MPa 以上の種々のハイテンを開発して、実用化を進めており、ユーザから高い評価を頂いている。適用の拡大に伴って多様化するハイテンへのニーズに対応し、特徴ある製品を生み出し続けて、これに応えることが当社のハイテン開発における責務であると考えており、また開発を推進する原動力となっている。本稿では、会社創立 100周年という節目の年を迎えるに当たり、当社の技術思想に基づいて開発した各種ハイテンについて紹介する。

1. 組織制御型ハイテンの開発

ハイテンの開発において基本となる必要特性は、強度と加工性を高い次元で兼ね備えることである。複合組織を活用したハイテンは強度 - 伸びバランスに優れ、特に引張強度 590MPa 以上ではその主流を占めている。

当社では、先述した高延性 980MPa 級複合組織冷延鋼板の開発によって、ハイテン開発に関する基礎技術を確立した。その中心となる技術は、軟質なフェライト相中に硬質なマルテンサイト相を微細分散させたデュアルフ

エイズ鋼の開発である。連続焼鈍ラインの熱サイクルを駆使することにより、組織分率の制御、急速冷却による組織の固定、硬質な第 2 相の硬さ制御を実現し、強度と加工性を両立させた組織を得ることに成功している。当社の複合組織ハイテンは、この組織制御技術に基礎を置いて開発されている。現在では 590 ~ 980MPa 級複合組織冷延鋼板、590 ~ 980MPa 級合金化溶融亜鉛めっき (GA) 鋼板を商品化している^{5)~7)}。図 1 に自動車車体におけるハイテンの主な適用部位を示す。サイドメンバ、ピラー、クロスメンバなどにこれらのハイテンが使用されている。

ハイテンの適用部品は多岐に拡大されつつあり、これに伴って素材に要求される加工性も高くなっている。特に、近年高強度化が急速に進んでいるシート部品では、従来の強度 - 伸び特性に加えて高い伸びフランジ特性が要求されている。これに対し当社では、強度と伸び、伸びフランジ性を高い次元で両立させた 980MPa 級冷延鋼板を開発している。従来鋼に対して組織制御技術をさらに推進し、高伸びを得るために必要な量のフェライト相を確保することと伸びフランジ性を高めるために、フェライトの固溶強化元素の添加とマルテンサイトの焼戻し

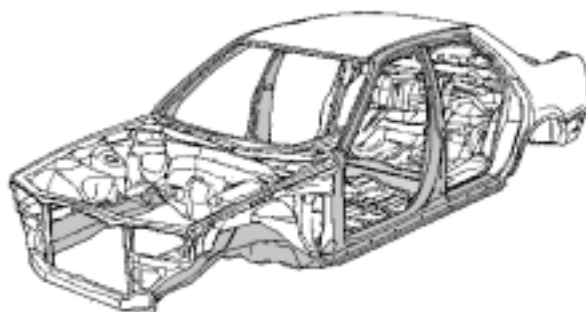


図 1 自動車車体におけるハイテン適用部位
Fig. 1 Application of high strength steel sheet for body in white

* 鉄鋼部門 加古川製鉄所 技術研究センター

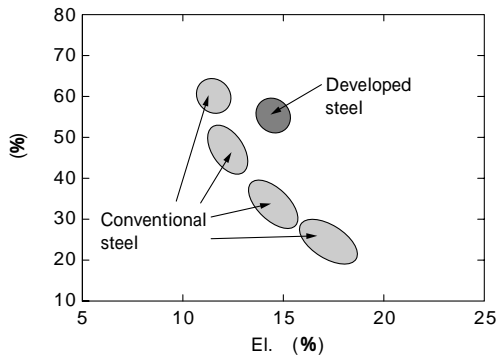


図2 980MPa 級冷延鋼板のEl.及び Y.P. 値
Fig. 2 Elongation and yield point elongation value combination of 980MPa grade cold rolled steel

温度の見直しを行い、両相の硬度の差を低減することによって高い加工性を持つ鋼板を開発している。図2にその伸び、伸びフランジ性（Y.P. 値）を示す。本開発鋼は、従来鋼と比較して伸び - 伸びフランジ性バランスが優れていることが分かる。

ハイテンの実用化を拡大するためには、その強度 - 加工性バランスが良好であることに加えて、様々な特性を満足することが必要と考えられる。その中でも最も重要な特性の一つとして、溶接性が挙げられる。一般に、鉄鋼材料の高強度化には多量の合金元素が必要であるため、高強度化に従って鋼中の化学成分が増加し溶接性が劣化する。これに対し当社では、鋼中の化学成分、特にC量を低減してかつ高強度化を達成する成分系を見出した。これを活用することによって、良好な溶接性を持つ低C系780, 980MPa 級冷延, GA 鋼板を開発して商品化している⁸⁾。

また、高い伸び特性が要求される場合には残留オーステナイト鋼が有効であり、その変態誘起塑性 (TRIP: TRansformation Induced Plasticity) によって高い延性をもたらされる。しかし伸びフランジ性が劣る。この理由として、従来の残留オーステナイト鋼は、ポリゴナルフェライト相と塊状のオーステナイト相が粒界に存在する組織を有し、オーステナイト相が硬質なマルテンサイトに変態した後に加工を受けると、軟質なフェライト相との界面に変形が集中してポイドが生じるためと考えられる。これに対し、焼鈍前組織としてマルテンサイト相を活用することにより、フェライト粒内にオーステナイト相が均一、微細分散した組織を得ることができる^{9)~11)}。当社では熱延工程でマルテンサイト相を得た後、そのまま焼鈍を行うことによって本組織を得るプロセスを確立し、高い伸び特性を維持しつつ、優れた伸びフランジ性を兼ね備えた鋼板を開発している。伸びフランジ性が優れる理由として、オーステナイト相の微細分散により、加工時のフェライト相界面でのポイド生成が低減するためと考えられる¹²⁾。

以上、最近当社が開発した組織制御型ハイテンについて紹介した。これらのハイテンの開発には、伸びと伸びフランジ性に代表される加工性を発現できるミクロ組織の開発と、その制御、評価技術並びにこれを安定して得るための製造技術など、当社がこれまでのハイテン開発

の歴史の中で培い、また技術レベルの向上を図ってきた様々な品質設計、製造技術が駆使されている。

次に、当社独自の考えに基づいて開発した980MPa 級合金化溶融亜鉛めっき鋼板及びサブミクロン組織型超高強度冷延鋼板について紹介する。

1.1 980MPa 級合金化溶融亜鉛めっき鋼板

1.1.1 品質設計の考え方

当社はこれまでに、低降伏比型合金化溶融亜鉛めっき鋼板として590MPa 級, 780MPa 級GA 鋼板を開発している。そのコンセプトは、自動車用鋼板として求められる成形性や溶接性を確保するために、低合金成分でフェライト+マルテンサイト複合組織を得るという思想で共通しており、この考えに基づいて技術確立を行っている。980MPa 級へ高強度化を図る際もこの思想に基づき最適な成分系を設計した。

延性を確保しつつ強度アップを行うための設計思想は以下のとおりである。

- 1) Mn は固溶強化元素として有効であるが、フェライト相の延性を確保するため、できるだけ少ない添加量とする。
- 2) Cr, Mo は焼入れ性向上元素であり、マルテンサイト相の体積率増加に有効である。またCはマルテンサイト相の硬度向上に有効である。しかし、いずれの元素も過度の添加は延性、溶接性の低下を招くため、強度の向上に必要な量を複合添加する。

開発鋼の成分例を表1に示す。本鋼板は上記の成分設計により量産レベルでも安定した特性を得ることができている。

1.1.2 成形性

開発鋼及び特性の比較に使用した材料の機械的性質を表2に示す。開発鋼は高い伸び特性を示し、冷延鋼板と遜色のない特性を有している。図3に成形限界曲線を示す。開発鋼は冷延鋼板とほぼ同等の値を示しており、優れた成形性を有していることが分かる。図4に鋼板を直径50mmの円筒パンチ (パンチ肩R: punch radius: rp = 10mm) で張出成形を行った際の限界絞り率を示す。開発鋼はGA780MPa 級と同程度の低い成形荷重を示し、冷延鋼板とほぼ同等の深絞り比を示している。

表1 980MPa 級合金化溶融亜鉛めっき鋼板の化学成分
Table 1 Chemical compositions of 980MPa grade hot dip galvanized steel (mass%)

Steel	TS grade	C	Si	Mn	P	Other element
Developed steel	980MPa	0.14	0.01	2.30	0.007	Cr, Mo
Conventional steel	780MPa	0.11	0.01	2.00	0.007	Cr, Mo

表2 供試鋼の機械的性質
Table 2 Mechanical properties of steels

Steel	TS grade	YP (MPa)	TS (MPa)	El. (%)
Developed steel	GA 980MPa (GA980)	660	1 030	15
Conventional steel	Cold-rolled 980MPa (CR980)	621	1 051	17
	GA 780MPa (GA780)	445	832	20

Thickness : 1.2mm, JIS No.5 specimen

1.1.3 スポット溶接性

溶接性の評価は開発鋼と冷延鋼板を比較して実施した。表3に示す条件で溶接電流値を変化させ、板厚1.4mmの各供試材の溶接を行った。図5は、溶接継手のせん断引張強度と破断後に測定したボタン径との関係を示したものである。開発鋼ではボタン破断する臨界径が冷延鋼板と比較して大きい側にあることが分かる。また、ボタン破断する場合にはJIS基準を上回る十分な継手強度が得られている。十字引張強度は化学成分によって破断様式が大きく影響され、母材強度が増加してもナ

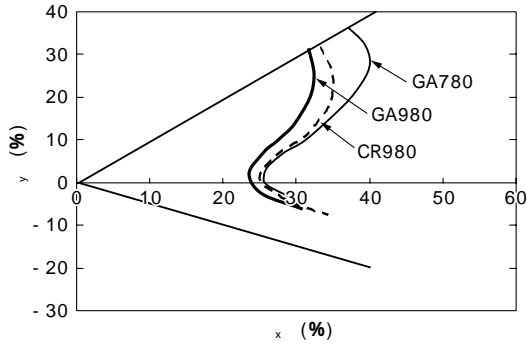


図3 GA980MPa 級鋼板の成形限界曲線

Fig. 3 Forming limit diagram of GA 980MPa grade steel

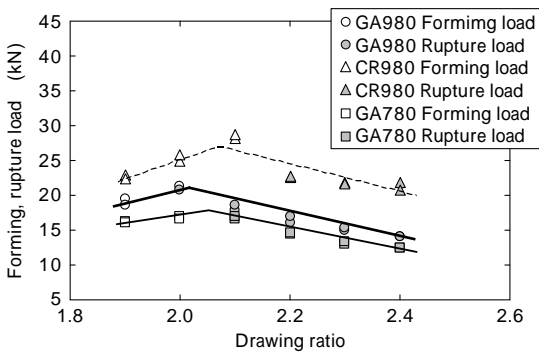


図4 GA980MPa 級鋼板の絞り比と成形、破断荷重

Fig. 4 Relation between drawing ratio and forming, rupture load of GA980MPa steel

表3 スポット溶接条件
Table 3 Spot welding conditions

Electrode tip	Dome type Cu-Cr, Tip diameter : 6mm
Electrode force	4 410N
Welding time	16cycle (16Hz)
Welding current	5-20kA
Cooling water	3l/min (Upper : 1.5l/min, Lower : 1.5l/min)

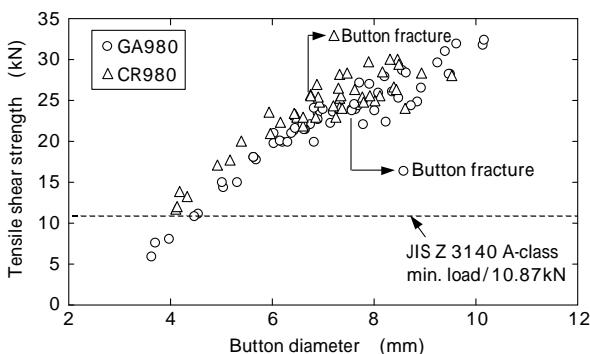


図5 スポット溶接継手におけるせん断引張強度とボタン径の関係
Fig. 5 Relation between tensile shear strength and button diameter

ゲット内破断や剥離破断が生じる場合には強度が変化しない場合がある。図6に十字引張強度を示す。開発鋼は低電流域から十分な強度を確保しており、ナゲット内破断をほとんど起こさず高電流値までボタン破断を示す。またチリ発生までは電流値とともに強度が上昇し、この間は大きな強度ばらつきも見られない。開発鋼は冷延鋼板と比較して、ボタン破断後からチリ発生までの電流値範囲が広い。これは、高強度化に必要な添加元素の増加を最小限にした成分設計の効果が発揮されたものと考えている。チリ発生以降の高電流域では強度が大きく上下するため、適正な電流値を設定することが必要である。

1.1.4 動的強度特性

開発鋼に曲げ加工を施し、ハット形状の圧壊試験体を作成して圧壊特性を調査した。試験体の断面形状を図7に示す。スポット溶接の打点間隔は50mmである。部材の軸方向長さは、軸圧壊試験用は300mm、3点曲げ圧壊用は1000mmとし、表4に示す条件で重錘を一定高さから落下させて試験を行った。衝撃荷重は試験体直下のロードセルで、変位出力はレーザ変位計にて測定した。荷重変位曲線から変位が50mmまでの吸収エネルギーを求めた。結果を図8に示す。開発鋼は引張強度の上昇に従い吸収エネルギーが増加しており、高強度化による部品強度の向上効果が期待できる。

1.2 サブミクロン組織型超高強度冷延鋼板

自動車用冷延鋼板において、バンパやドアインパクトビームといった補強材などでは、980MPa級を超える超

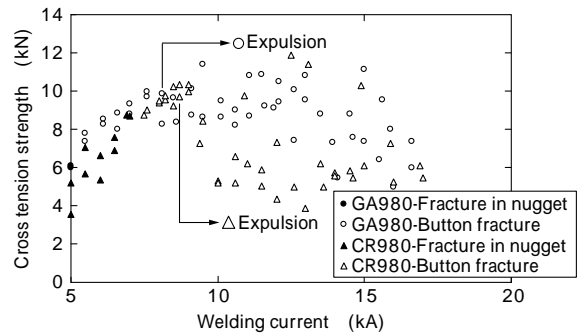


図6 十字引張強度に及ぼす溶接電流の影響

Fig. 6 Effect of welding current on cross tension strength

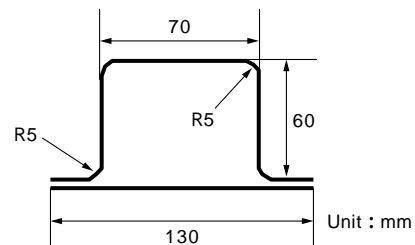


図7 圧壊試験体の断面形状

Fig. 7 Cross section of crash test specimen

表4 圧壊試験条件
Table 4 Crash test condition

	Axial crash	Crash bending
Weight	2 843N	1 667N
Impact speed	50km/h	50km/h
Displacement	max.150mm	max.150mm (span : 900mm)

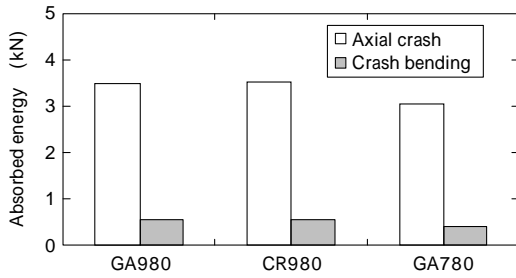


図8 衝撃圧壊試験における吸収エネルギー
Fig. 8 Absorbed energy on dynamic crash test

高強度鋼板が実用化されている¹³⁾。最近では衝突安全性に関する規制が強化されており、自動車車体を構成する部材にも超高強度を有する材料の適用が進められている。ハイテンの適用拡大と同時に、ホットスタンプや高周波加熱といった熱処理技術も超高強度部材に適用されている¹⁴⁾。超高強度鋼板の適用を図る場合、課題となるのが耐遅れ破壊性である。遅れ破壊感受性は強度の向上とともに高くなり、鉄鋼材料では引張強度が1180MPa以上になると急激に高くなり、遅れ破壊が生じやすくなる。

これに対し、当社では信州大学と共同研究を行い、超高強度鋼板に必要な高い加工性と優れた耐遅れ破壊性を兼ね備えた新しい組織（TBF組織：Trip-aided Bainitic Ferrite）^{15)~17)}を活用した超高強度冷延鋼板を開発した。以下に本開発鋼のコンセプト、特性例を紹介する。

1.2.1 組織設計の考え方

980MPa級を超える超高強度鋼においては、強度と延性の確保が容易なことから、硬度の高いマルテンサイト相を含むデュアルフェイズ組織が活用されている。また、より高い加工性を付与するために伸び特性を向上させる場合、残留オーステナイト組織の変態誘起塑性を利用したいわゆる残留オーステナイト鋼が有利である。しかし、耐遅れ破壊性の観点においては、デュアルフェイズ鋼では焼戻し後の旧オーステナイト粒界にセメントライトが析出して遅れ破壊感受性は高くなる。また残留オーステナイト鋼はオーステナイト相がフェライト、ベイナイト相との粒界に塊状に存在する場合、加工によって硬質マルテンサイトへ変態し、脆化の原因となる。これに対し、新しく開発したTBF組織を活用した鋼板は、優れた耐遅れ破壊性と延性を併せ持ち、自動車部品の更なる高強度化と超高強度鋼板の適用部品の拡大を可能にする鋼板である。本開発鋼の特徴は以下のとおりである。

- ・母相は高い転位密度を持つラス状ベイニティックフェライト組織とし、炭化物を含まない組織とする。これにより耐遅れ破壊性の向上、強度の確保を図る。
- ・ラス状ベイニティックフェライトの間に微細な残留オーステナイトを存在させる。これによりTRIP効果を利用して延性の向上を図る。

写真1に実機で試作したTBF鋼の組織観察結果を示す。厚さ1 μ m未満のラス形状を持つ転位密度の非常に高いベイニティックフェライトと、そのラス間に微細で、フィルム状に存在する残留オーステナイト組織が観察される。TBF鋼は従来の複合組織強化鋼と比較して、

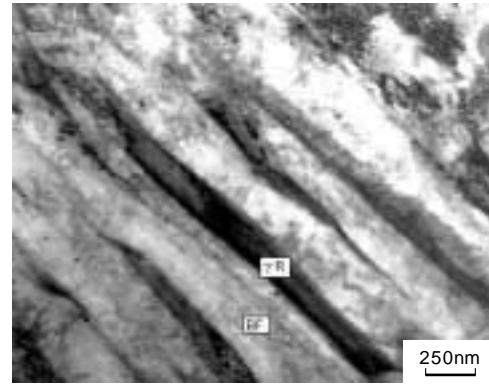


写真1 1470MPa級TBF鋼のTEM観察組織
Photo 1 TEM micrograph of 1470MPa TBF steel

表5 開発鋼の機械的性質例
Table 5 Mechanical properties of developed steel

Steel	YP (MPa)	TS (MPa)	El. (%)	
Developed steel	TBF1470	1 059	1 495	11
Conventional steel	DP1470	1 313	1 527	7

Thickness : 1.2mm, JIS No.5 specimen

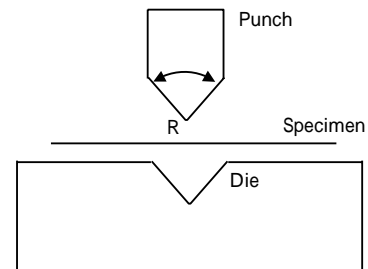


図9 V曲げ試験方法
Fig. 9 V-bending test method

表6 V曲げ時の割れ有無に対する曲げ角度と半径の影響
Table 6 Effect of bending angle and radius on V-bend cracking test

Steel	Bending angle (°)	Bending radius (R)				
		5mm	4mm	3mm	2mm	1mm
TBF1470	60°				×	×
	90°					×
DP1470	60°			×	×	×
	90°				×	×

: No fracture, × : Fracture

非常に微細な組織単位の相から構成されていることが分かる。

1.2.2 開発鋼の特性

表5に開発鋼の機械的性質の例を示す。比較材としてはデュアルフェイズ(DP)組織を持つ1470MPa級鋼板を用いた。開発鋼は同一強度のDP鋼と比較して約1.5倍の高い伸び特性を持つ。局部変形特性については、図9に示すV曲げ試験方法で調査した。曲げ方向は圧延方向と直角方向に曲げるV曲げ試験を行った。曲げ角度は60,90度とし、曲げ半径を1~5mmまで変化させた。表6にV曲げ試験の結果を示す。開発鋼はDP鋼と比較して、小さい曲げ半径まで加工が可能なが分かる。本開発鋼がDP組織鋼板と比較して優れた曲げ加工性を持つ理由として、母相が炭化物の無い均一なベイニティックフェライト相が大半を占めること、残留オーステナイトがラス間に均一微細分散していることから歪が集中

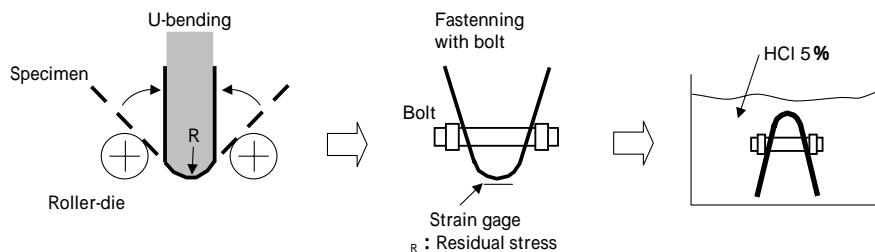


図10 耐遅れ破壊試験方法

Fig. 10 Experimental procedure of delayed fracture resistance test

表7 遅れ破壊性に及ぼす曲げ半径，残留応力，浸漬時間の影響

Table 7 Effect of bending radius, residual stress and time on delayed fracture performance

Steel	Bending radius(mm)	Residual stress(MPa)	Time in 5%-HCL				
			1h	4h	8h	24h	48h
TBF1470	10	1 000					
		1 500					
		2 000					x
	15	1 000					
		1 500					
		2 000					x
DP1470	10	1 000					
		1 500				x x	x x x
		2 000			x	x x	x x x
	15	1 000					x x
		1 500				x x	x x x
		2 000		x	x x	x x x	x x x

: No fracture, x : Fracture

せず，亀裂の起点となる大きなポイドが発生しにくいいためと思われる。

1.2.3 耐遅れ破壊性

鋼板の耐遅れ破壊性には強度はもちろん，化学成分やミクロ組織などが影響すると言われており，その改善のために各種方法が提唱されている¹⁸⁾。また，実際の部品においては何らかの加工を受けるため，鋼板の化学成分や強度以外に加工度や残留応力，さらには実際に使用される状態での腐食環境が重要な因子となる。そこでU曲げた材料を塩酸に浸漬する方法で，耐遅れ破壊性を評価した。図10に示すように，短冊状試験片を曲げ半径が10mm，15mmで圧延方向と直角方向にU曲げ加工し，離型後に歪ゲージで曲げ部の応力値を確認しながらボルトで締込み，1 000 ~ 2 000MPaの応力を負荷した。浸漬する塩酸の濃度は5%とし，48時間までの経過時間に伴う割れ発生の有無を調査した。その結果を表7に示す。開発鋼は，同一強度のDP鋼と比較して小さい曲げR，高い残留応力を付与しても長時間まで割れが発生しにくく，非常に優れた耐遅れ破壊性を示す。この理由としては，先述のとおり母相を炭化物の無いベイニティックフェライトとしたこと，残留オーステナイト相を微細分散させて水素吸蔵効果を発揮させたことが考えられる¹⁹⁾。

以上，当社の最新のハイテンについて紹介した。次章には，ハイテンを取巻く様々なニーズ，環境に対して当社が推進してきたハイテン開発の状況を紹介します。

2. 様々なニーズに対応したハイテンの開発状況

2.1 グローバル化への対応

自動車業界が提携や再編を経て世界規模で同一の車を製造する中で，使用される材料もこれに対応できる供給

体制を整える必要がある。当社は，米国USSとの合併会社であるPRO-TEC COATING社へハイテン製造技術を提供し，先述の低降伏比型GA鋼板に関しては，590 ~ 980MPa級について日米で同じ材料の供給体制を整えている。さらに新製品として，優れた伸び特性を持つ780MPa級TRIP型GA鋼板を開発し，その供給体制を整えつつある。

2.2 利用技術と連携したハイテン

熱処理技術を活用した超高強度部材の実用化が進み，近年では補強部材から車体構成部材へ適用が拡大している。これに対し当社では，加工前の母材強度が440 ~ 590MPa級で，部材への加工後，高周波加熱 - 冷却によって1 470MPa級まで強度が上昇する熱処理強化型冷延鋼板を開発している²⁰⁾。

2.3 ハイテンの品質向上

鉄鋼材料の高強度化に伴う合金元素の増加状況は先述のとおりであり，特に強度 - 加工性バランス向上のため，ハイテンではSi，Mnが添加される場合が多い。しかしこれらの合金元素を多量に添加した鋼板では，表面に酸化物が生成しやすくなり，重要な特性である化成処理性，塗装後耐食性が劣化する。これに対し，表面酸化物の状態制御及び微小亀裂の低減により，化成処理性，塗装密着性に優れた冷延鋼板を開発している²¹⁾。

3. 今後の動向

自動車業界のグローバル化はさらに進み，使用される材料には汎用性が求められるものと予想される。このためには，加工しやすく，製造が容易なハイテンの開発が必要である。高い加工，成形技術が無くとも，また厳しい製造プロセスの管理がなされなくても，安定した品質

が得られる材料の開発が今後の課題であると考え。一方、車体軽量化のニーズは更に高まり、これを実現させるためにハイテンの適用拡大は今後も進むと予想される。このためには、部品ごとに異なる要求特性を明確にし、さらに高い特性を持った材料開発の加速が必要である。高強度化と高加工性を両立させた材料開発に向け、さらなる組織制御の追求が今後の材料開発の課題であると考え。

むすび=環境保護、衝突安全に関する規制が強化される中、車体の軽量化技術の開発はさらに促進され、ハイテンの適用拡大が重要になるものと考え。今後とも自動車メーカー、部品メーカーのニーズに応えられる高性能ハイテン材、利用技術の開発を推進し、環境保護の一翼を担うべく努力していきたい。

参 考 文 献

- 1) 宮原征行ほか：R&D 神戸製鋼技報 ,Vol.35, No.4(1985) p.92.
- 2) H. Shirasawa et al. : Trans. ISIJ Vol.26, No.4 (1986) p.310.
- 3) 大宮良信：R&D 神戸製鋼技報 ,Vol.50, No.3 (2000) p.20.

- 4) 田村享昭ほか：R&D 神戸製鋼技報 ,Vol.52, No.3 (2002) p.6.
- 5) 中屋道治ほか：R&D 神戸製鋼技報 ,Vol.50, No.1(2000) ,p.75.
- 6) 嘉村 学ほか：R&D 神戸製鋼技報 ,Vol.51, No.2(2001) p.79.
- 7) 大宮良信ほか：R&D 神戸製鋼技報 ,Vol.52, No.3(2002) p.10.
- 8) 例えば，特許：第 2862186 号．
- 9) K. Sugimoto et al : ISIJ-Int, Vol.35, No.11 (1995) p.1407.
- 10) 神田明宣ほか：CAMP-ISIJ, Vol.13 (2000) p.1267.
- 11) 杉本公一ほか：CAMP-ISIJ, Vol.14 (2001) p.1086.
- 12) 鹿島高弘ほか：R&D 神戸製鋼技報 ,Vol.52, No.3(2002) p.15.
- 13) 岩谷二郎ほか：塑性と加工 ,Vol.35, No.404 (1994) p.1122.
- 14) 川口博史：塑性加工シンポジウム ,第 228 回 ,p.1.
- 15) K. Sugimoto et al : ISIJ-Int, Vol.40, No.9 (2000) p.902.
- 16) 北條智彦ほか：日本材料学会 , 学術講演会講演論文集 , 第 51 期 (2002) p.17.
- 17) 北條智彦ほか：CAMP-ISIJ, Vol.17 (2004) p.456.
- 18) 松山晋作：遅れ破壊 , 日刊工業新聞社 ,(1989) .
- 19) 北條智彦ほか：CAMP-ISIJ, Vol.18 (2005) p.554.
- 20) 例えば，公開特許：2002 - 241895.
- 21) 上妻伸二ほか：CAMP-ISIJ, Vol.17 (2004) p.1358.