要約版

川崎製鉄技報
KAWASAKI STEEL GIHO
Vol. 34 (2002) No.2
自動車用鋼材特集号

スポット溶接性に優れた低炭素当量型 590～980 MPa 級合金化溶融亜鉛めっき鋼板

TS590～980 MPa Grade Low-Carbon Equivalent Type Galvannealed Sheet Steel with Superior Spot-Weldability

大澤　一典 (Kazunori Osawa)　鈴木　善継 (Yoshitsugu Suzuki)　田中　俊吾 (Shungo Tanaka)

要旨：
自動車車体の軽量化，衝突安全性および耐食性の確保を目的とし，高強度合金化溶融亜鉛めっき（GA）鋼板の開発が進められている。　一般に GA 鋼板の高強度化は合金元素を多量に添加することで達成されるが，その一方で合金化溶融亜鉛めっき性やスポット溶接性も大きく影響される。本論文では新しく開発した 590-980MPa 級 GA 鋼板の機械的特性とスポット溶接性について述べる。連続溶融亜鉛めっきラインの熱処理でも強度上昇に最適な合金元素である Mo，Ti，Nb を添加したことで，めっき性を損なわず機械的特性と衝突安全性を従来の dual phase 型冷間圧延鋼板と同水準まで改善した。また炭素当量を低減したことでスポット溶接性は改善され，特に溶接部の延性比は著しく向上した。

Synopsis：
High strength galvannealed (GA) sheet steels have been developed for the improvement of weight reduction, crashworthiness and anti-corrosion properties of an auto body. In general, the strengthening of GA steel can be realized through the addition of alloy elements although Zn coating properties and spot weldability are affected at the same time. In this paper, the mechanical properties and spot weldability of newly developed 590-980 MPa GA steels are described. Excellent mechanical properties and crashworthiness comparable to those of dual phase steel have been obtained by adding Mo, Ti and Nb which are suitable alloying elements for strengthening the steels processed with continuous galvanizing line. Spot weldability, especially in terms of ductility ratio, has been remarkably enhanced through the reduction of carbon equivalent.

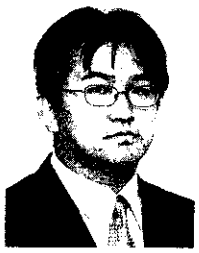
(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

川崎製鉄技報
34 (2002) 2, 59-65

スポット溶接性に優れた低炭素当量型 590～980 MPa 級合金化溶融亜鉛めっき鋼板*

TS590~980 MPa Grade Low-Carbon Equivalent Type Galvannealed Sheet Steel with Superior Spot-Weldability



大澤 一典
Kazunori Osawa
技術研究所
薄板研究部門
主任研究員(主席掛長)

鈴木 善継
Yoshitsugu Suzuki
技術研究所
表面処理研究部門
主任研究員(主席掛長)

田中 俊吾
Shungo Tanaka
水島製鉄所
商品技術部薄板室
主査(主席掛長)

要旨

自動車車体の軽量化，衝突安全性および耐食性の確保を目的とし，高強度合金化溶融亜鉛めっき (GA) 鋼板の開発が進められている．一般に GA 鋼板の高強度化は合金元素を多量に添加することで達成されるが，その一方で合金化溶融亜鉛めっき性やスポット溶接性も大きく影響される．本論文では新しく開発した 590-980 MPa 級 GA 鋼板の機械的特性とスポット溶接性について述べる．連続溶融亜鉛めっきラインの熱処理でも強度上昇に最適な合金元素である Mo，Ti，Nb を添加したことで，めっき性を損なわず機械的特性と衝突安全性を従来の dual phase 型冷間圧延鋼板と同水準まで改善した．また炭素当量を低減したことでスポット溶接性は改善され，特に溶接部の延性比は著しく向上した．

Synopsis:

High strength galvannealed (GA) sheet steels have been developed for the improvement of weight reduction, crashworthiness and anti-corrosion properties of an auto body. In general, the strengthening of GA steel can be realized through the addition of alloy elements although Zn coating properties and spot weldability are affected at the same time. In this paper, the mechanical properties and spot weldability of newly developed 590–980 MPa GA steels are described. Excellent mechanical properties and crashworthiness comparable to those of dual phase steel have been obtained by adding Mo, Ti and Nb which are suitable alloying elements for strengthening the steels processed with continuous galvanizing line. Spot weldability, especially in terms of ductility ratio, has been remarkably enhanced through the reduction of carbon equivalent.

1 緒　言

近年，地球環境保全を目的として CO_2 ガス排出規制が強化される中，低燃費化に寄与する自動車車体の軽量化が重要な課題となっている．車体軽量化と耐衝突安全性を両立させるために車体材料の面からは高強度鋼板の開発が進められている[1-6]．さらに耐食性の確保を目的とし，溶融 Zn めっき (GI) または合金化溶融 Zn めっき (GA) 鋼板の自動車車体への適用が一般的になっており[7-10]，特に車体構造用部材として TS590 MPa 以上を有する GA 鋼板の開発が進められている．

一般に鋼板の高強度化は，C，Si，Mn，P などの固溶強化型元素を必要量添加することによって容易に達成することができる．しかし一方で **Fig. 1** に示すように C，Si，Mn のような焼入れ性を増す元素や P，S のように溶接部ナゲット内の材質を脆化させる元素が多いほどナゲット内破断を起こしやすく，優れたスポット溶接性を確保するためには合金元素の添加量を極力低減するのが好ましい[11-15]．また，易酸化性元素である Si，Mn を添加すると焼鈍中に鋼板表面にこれら元素が酸化物として濃化し，鋼板の Zn との濡れ性が劣化し，ピンホール状に Zn をはじいた「不めっき」などのめっき品質不良が発生しやすくなる[8,9,13]．さらに P は結晶粒界に偏析し，Fe-Zn の合金層を形成するのに必要な鋼板内部からの Fe 原子の粒界拡散を阻害するため，GA を製造する場合には合金化速度を遅延するといった問題がある[8,9,11,15]．

本論文では，このような GA 鋼板の製造に対して不利な元素を低減しつつ，優れたスポット溶接性を有する TS590～980 MPa 級の GA 鋼板を紹介する．

2 鋼板の成分設計の考え方

高強度化と同時に優れためっき性およびスポット溶接性を確保するために式 (1) に示す炭素当量：Pcm[11,13] が 0.24% 以下となるように成分設計を行った．

* 平成14年1月28日原稿受付

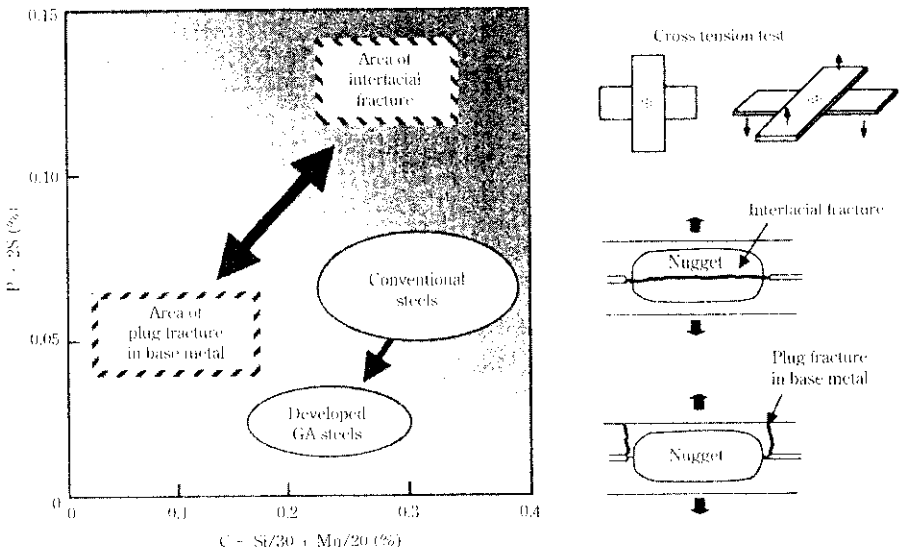


Fig. 1　Effect of chemical compositions on fracture shapes of spot welded joint

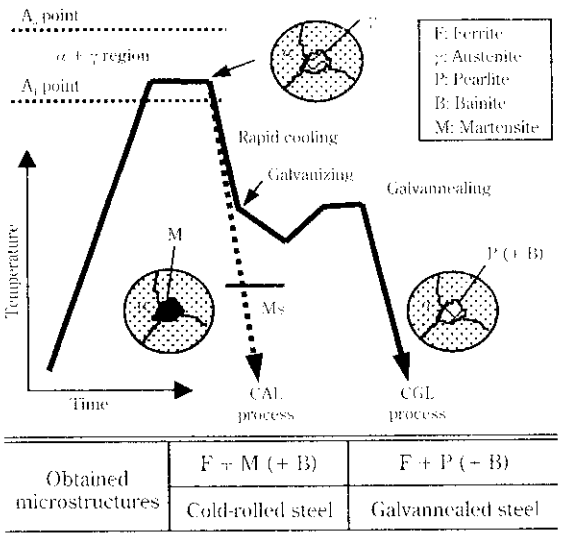


Fig. 2　Schematic illustration of formed microstructure by continuous annealing line, CAL and continuous galvanizing line, CGL in case of conventional C-Mn steels

$$Pcm = C + Si/30 + Mn/20 - 2P + 4P \ (mass\%) \cdots\cdots (1)$$

すなわち，

(1)　C は鋼板の高強度化に有効な元素であるが，プレス成形性や車体組立時のスポット溶接性の低下を招くので低めに抑えた

(2)　Mn は固溶強化，組織強化[10]を介して鋼板の高強度化に有効な元素であるが，スポット溶接性やめっき性を劣化させるため，その含有量を 2.5 mass% 以下とした

(3)　Si，P は安価で高強度化可能な元素であるが，両者ともにめっき性を損ねる元素であるため極力少なくした

(4)　S はスポット溶接性のほか，伸びフランジ性を低下[11]させる元素であるため 0.003 mass% 以下とした

(5)　高降伏比（高 YR）型 GA 鋼板を製造する場合には，析出強化[12]と結晶粒微細化による強化が適切である[13]．炭化物による強化を利用するため，めっき性を損ねない[14]炭化物形成元素である Ti と Nb を添加することとした．ただし，TiC や NbC のような微細炭化物は冷間圧延後の焼鈍時，再結晶や結晶粒成長を抑制するため[15]，Ti と Nb の添加量は強度－延性バランスを考慮してそれぞれ決定した

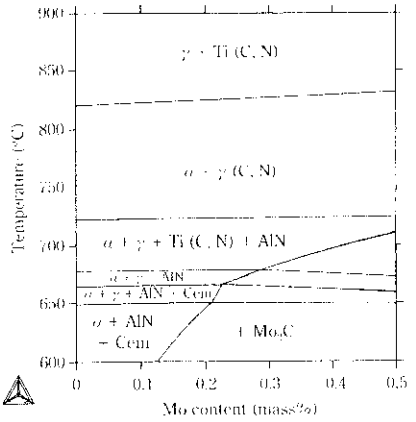
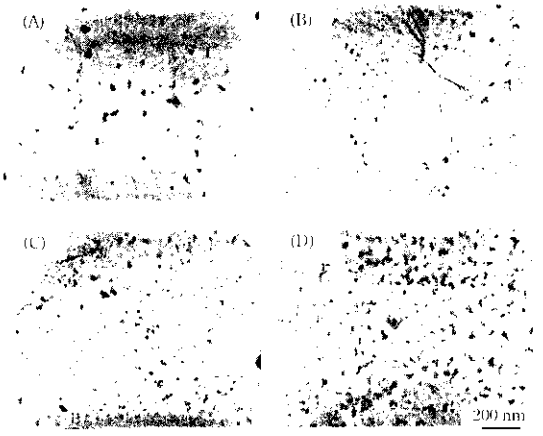


Fig. 3　Equilibrium state diagram of 0.07%C-2.0%Mn-0.02%Ti-0.10%Nb steel calculated by Thermo-Calc. (Nb (C, N) and MnS also are evaluated in region)



(A) Mo-free steel,　(B) 0.07%Mo-added steel,
(C) 0.15%Mo-added steel,　(D) 0.25%Mo-added steel

Photo 1　TEM micrographs of Mo-free steel and Mo-added 0.07%C-2.0%Mn-0.02%Ti-0.10%Nb steels

(6)　低降伏比（低 YR）型 GA 鋼板を製造する場合には，強化元素として Mo を採用した[16]．**Fig. 2** に示すように連続溶融亜鉛めっきライン（CGL）では，フェライトとオーステナイトの

Table 1　Chemical compositions of GA and cold-rolled sheet steels

Steel	TS grade (MPa)	JFS Standard	Chemical compositions (mass%) C	Si	Mn	Special element	Carbon equivalent, Pcm**	Hardening mechanism***
Conventional GA sheet steel	440	JAC440W	0.17	0.01	0.7	—	0.26	SS
Developed GA sheet steels	590	(JAC590Y)*	0.08	0.02	2.0	Mo	0.21	TR
		JAC590R	0.08	0.02	2.0	Ti, Nb	0.21	PP
	780	(JAC780Y)*	0.10	0.02	2.0	Ti, Nb, Mo	0.24	PP + TR
		(JAC780R)*	0.10	0.02	2.0	Ti, Nb, Mo	0.24	PP + TR
	980	(JAC980Y)*	0.10	0.02	2.0	Ti, Nb, Mo	0.24	PP + TR
Conventional cold-rolled sheet steels	590	JSC590Y	0.08	0.03	1.7	P	0.32	TR
	780	JSC780Y	0.15	0.07	1.7	Ti	0.32	PP + TR
	980	JSC980Y	0.08	0.20	3.0	Ti, Nb	0.28	PP + TR

*( ): Not standardized
**Pcm = C + Si/30 + Mn/20 + 2P + 4S (mass%)
***SS: Solid solution hardening, PP: Precipitation hardening, TR: Transformation hardening

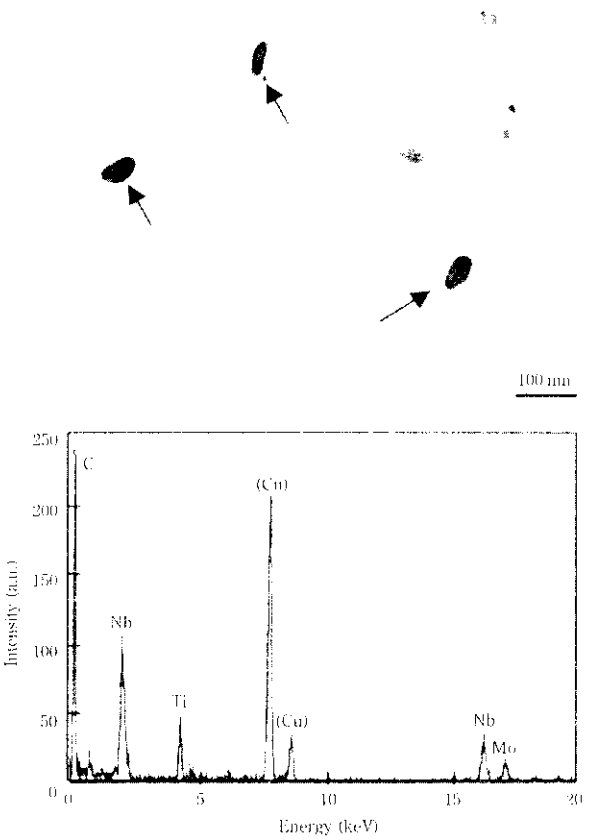


Fig. 4　TEM micrograph and EDX analysis result of 0.07%C-2.0%Mn-0.02%Ti-0.10%Nb-0.15%Mo steel

二相域温度範囲に加熱後、冷却途中の500°C近傍の温度域でめっき処理を行い、さらにその後合金化を施す。このため、CGLでは連続焼鈍ライン(CAL)のようにフェライトとマルテンサイトの二相組織を得るための臨界冷却速度[10]を満足することができず、通常のC-Mn鋼では、オーステナイトは冷却中の変態でフェライトおよびパーライトあるいはベイナイトになってしまい、低YRを特徴とするフェライトとマルテンサイトの二相組織鋼を製造するのは困難である。そこで、CGLの冷却過程でもこの臨界冷却速度を満足できるような鋼成分とする必要がある。Moは低温変態生成相であるパーライトやベイナイトの析出ノーズを長時間側へシフトさせるため、上記臨界冷却速度を低速側に緩和し、CGLでも二相組織鋼の製造を可能にする上、SiやMnよりも難酸化性でめっき性を損ねることなく、高強度化させるために有効な元素[7,8,9]である。また、Mo添加鋼では**Fig. 3**に示したThermo-Calcによる計算結果からMo系炭化物(Mo_2C)が形成されやすいと考えられる。**Photo 1**のTEM組織に示すようにMo添加量の増加にともない、微細析出物の体積率が増大している。これら析出物が強度上昇に寄与することが期待できるのでMoを積極的に活用した。なお、Photo 1で観察された微細な析出物は**Fig. 4**に示したEDX分析結果から、そのほとんどがTi-Nb-Mo系の複合析出型炭化物であることが確かめられた。

川崎製鉄では、**Table 1**に示すTS590～980 MPa級の高強度GA鋼板を製造する場合、スポット溶接性、めっき性を損ねないTi、NbおよびMoなどの限られた元素とそれらの添加量を組合せ、析出強化、結晶粒微細化による強化および組織強化の種々の強化機構を最大限に利用して高強度化を図った。

3　断面ミクロ組織

本開発GA鋼板の代表例として、TS590 MPa級の低YR型GA鋼板(JAC590Y)および高YR型GA鋼板(JAC590R)の断面SEM組織を**Photo 2**に示す。JAC590Yの場合、Moを添加しているのでマルテンサイトがフェライトの結晶粒界近傍に生成した二相組織鋼となっている。一方、JAC590Rの場合、Ti、Nbが添加されているのでTiC、NbCによる結晶粒成長のピン止め効果が大きく、Moを単独添加したJAC590Yに比べて、フェライト組織は微細化している。

なお、TS780～980 MPa級GA鋼板では、これらTi、NbおよびMoを複合添加するとともにその添加量の調整と最適なCGL条件の組み合わせにより、結晶粒の微細化とマルテンサイトの体積率を変化させて高強度化させている。

4　機械的特性

4.1　加工性

圧延方向に対して直角な方向からJIS Z 2201で規定されている5号試験片を採取し、JIS Z 2241に規定の方法によって降伏点(YP)、

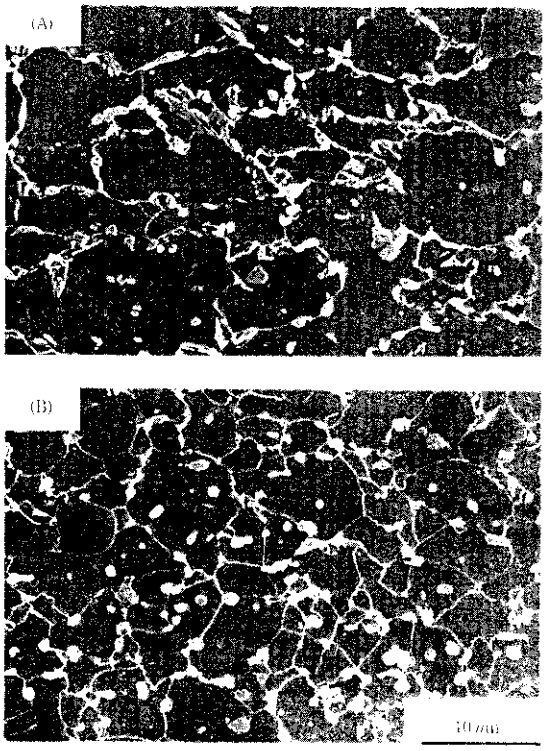


Photo 2　SEM micrographs of steel of (A) JAC590Y and (B) JAC590R etched in nital

引張強度 (TS)，破断伸び (El) を測定した．また，伸びフランジ性については，JFS T 1001 に規定の方法によって穴拡げ率 (λ) を測定した．これらの結果を **Table 2** に示す．2節で説明したように Pcm を著しく増大させる C，Mn のような合金元素の種類と添加量を最適化し，さらに P，S のような不可避的不純物を極力低減した効果によって，低 YR 型 GA 鋼板は CGL でも CAL で製造された低 YR 型冷間圧延鋼板と同等の El，λ が得られた．また，析出強化と結晶粒微細化による強化を主に利用した高 YR 型 GA 鋼板においても低 YR 型 GA 鋼板に匹敵するほどの良好な El の値を示す．

JIS Z 2273 および JIS Z 2275 に規定の方法で測定された母材の引張疲労限強度と平面曲げ疲労限強度を Table 2 に示す．本開発 GA 鋼板の母材の疲労特性は，従来から広く使用されている GA 鋼板である JAC440W の疲労限より高く，高強度化の効果が認められる．

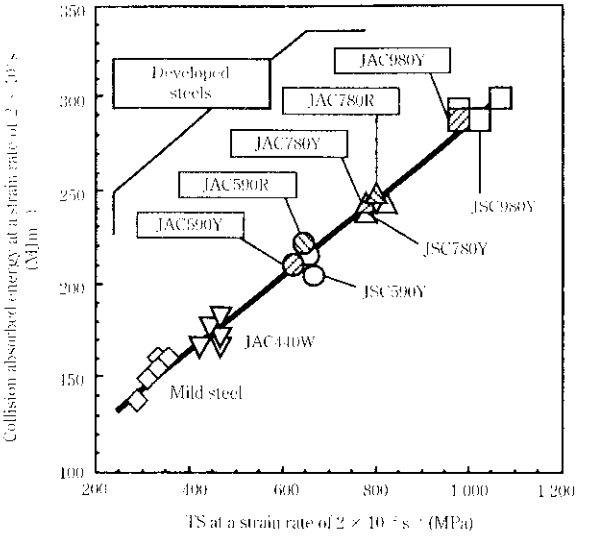


Fig. 5　Relationship between collision absorbed energy at a high strain rate and tensile strength at a low strain rate

4.2　耐衝突安全特性

非共鳴型ホプキンソン・プレッシャー・バー方式の高速引張試験機[9]により求めた動的（歪み速度：2×10^{3} s^{-1}）な引張試験時の吸収エネルギーと静的(歪み速度：2×10^{-3} s^{-1}）な引張試験時の TS の関係を **Fig. 5** に示す．本開発 GA 鋼板の吸収エネルギーは，従来，耐衝突安全性に優れているとされる低 YR 型冷間圧延鋼板 (JSC590Y, JSC780Y, JSC980Y) と同一線上にプロットされ，本開発 GA 鋼板の耐衝突安全性は良好であることが確認された．また，本実験結果によると吸収エネルギーは YR の差異による変化がほとんど認められず，鋼板の静的な TS に依存することが判明した．

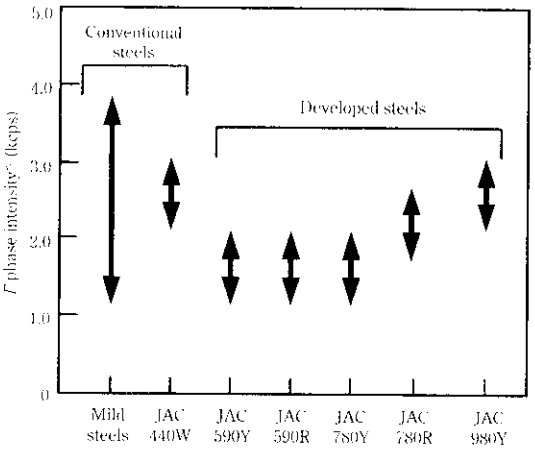
5　合金化溶融亜鉛めっき皮膜特性

次に，Zn めっき層の相構造解析を行った．一般に GA 鋼板の耐パウダリング性に影響をおよぼすとされる Zn めっき層中の Γ 相[10]について，X 線回折ピークの強度測定を行った．その調査した結果を **Fig. 6** に示す．本開発 GA 鋼板の Γ 相の X 線回折強度は従来の軟鋼 GA 鋼板および JAC440W と比較して遜色のないめっき皮膜特性を有することが示唆された．

Table 2　Mechanical properties of GA and cold-rolled sheet steels

Steel	JFS Standard	Thickness (mm)	YP (MPa)	TS (MPa)	El (%)	λ (%)	Tensile fatigue limit stress (MPa)	Plane bending fatigue limit stress (MPa)
Conventional GA sheet steel	JAC440W	1.4	302	460	33	47	430	230
Developed GA sheet steels	(JAC590Y)*	1.4	359	603	30	64	500	255
	JAC590R	1.4	440	621	26	55	505	262
	(JAC780Y)*	1.2	531	785	21	30	605	334
	(JAC780R)*	1.2	670	800	19	27	610	336
	(JAC980Y)*	1.2	602	988	15	18	640	342
Conventional cold-rolled sheet steels	JSC590Y	1.4	301	623	30	62	580	309
	JSC780Y	1.2	500	834	21	31	655	390
	JSC980Y	1.2	625	1035	16	22	680	420

*( ): Not standardized
Tensile test specimens were prepared in a form of No. 5 specimen in accordance with JIS Z 2204
Hole expansion ratio was obtained by method of JFS T 1001
Tensile and plane bending fatigue limit stress on as-annealed sheet steels were obtained by methods of JIS Z 2273 and JIS Z 2275



Steel	JFS standard	t*** (mm)	Coating weight (gm⁻²)	Fe content (mass%)
Developed	(JAC590Y)**	1.2	45/46	10/11
	JAC590R	1.2	53/50	11/11
	(JAC780Y)**	1.2	49/47	10/10
	(JAC780R)**	1.2	46/47	10/9
	(JAC980Y)**	1.2	46/50	10/10
Conventional	JAC440W	1.4	48/47	11/11

*: Γ phase intensity = Γ (222) + Γ (444) (d = 2.59Å)
**( ): Not standardized
***t: Thickness of GA sheet steels

Fig. 6 Γ phase intensity in Zn coating layer of GA sheet steels

Table 3 Spot welding conditions

Electrode shape	Welding current (kA)	TS grade of steel (MPa)	Electrode force (kN)	Time schedule (cycle)			
				Squeeze	Upslope	Weld	Hold
DR, 6φ	7.5	440–590	3.1	25	3	16	25
		780–980	4.0	25	3	14	1

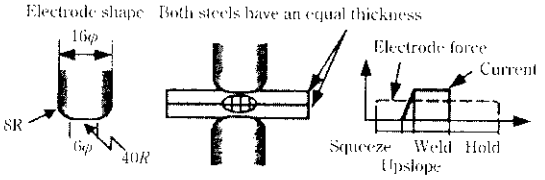


Table 4 Spot weldability of GA and cold-rolled sheet steels

(Welding current: 7.5 kA)

Steel	JFS Standard	Carbon equivalent, Pcm(%)	Thickness (mm)	JIS Z 3140 A-Standard (min)		TSS (kN)	CTS (kN)	Dn (mm)	Db (mm)
				TSS (kN)	Dn (mm)				
Conventional GA sheet steel	JAC440W	0.26	1.4	11.7	5.0	14.0	6.9	5.8	0
Developed GA sheet steels	(JAC590Y)*	0.21	1.4	11.1	5.0	16.5	11.6	5.9	7.5
	JAC590R	0.21	1.4	11.1	5.0	16.6	12.8	5.7	6.5
	(JAC780Y)*	0.24	1.2	8.8	4.7	15.2	8.7	5.6	5.8
	(JAC780R)*	0.24	1.2	8.8	4.7	15.5	8.8	5.5	5.7
	(JAC980Y)*	0.24	1.2	8.8	4.7	16.9	8.4	5.4	6.6
Conventional cold-rolled sheet steels	JSC590Y	0.32	1.4	11.1	5.0	15.2	4.6	5.5	0
	JSC780Y	0.32	1.2	8.8	4.7	15.6	3.9	5.6	0
	JSC980Y	0.28	1.2	8.8	4.7	16.0	4.8	5.6	5.8

*( ): Not standardized
TSS, CTS: Tensile shear stress and cross tension stress at spot welded joint measured by method of JIS Z 2273
Dn: Diameter of nugget measured by visual observation
Db: Diameter of button measured by peel test

6 スポット溶接性

6.1 スポット溶接材の強度特性

Table 3 に示す溶接条件を基本条件とし，引張せん断試験の際にナゲット内破断せず，かつチリ発生の起こらない溶接電流である 7.5 kA でスポット溶接を行った．その後，光学顕微鏡観察によるナゲット径 (Dn) の測定ならびにピール剥離試験後のボタン径 (Db) の測定を行った．スポット溶接材について引張せん断強度 (TSS)，十字引張強度 (CTS) を測定した結果を **Table 4** に示す．

本開発 GA 鋼板および比較鋼ともに TSS，ナゲット径は JIS-A 級基準を満足するが，ピール剥離試験では，JSC980Y を除いた Pcm の高い冷間圧延鋼板 (JSC590Y, JSC780Y) と GA 鋼板 (JAC440W) はナゲット内破断を起こす（ボタン径：0 mm）．これに対して，本開発 GA 鋼板の破断形態は Pcm を低く抑えている効果によって母材破断となり，良好な溶接強度を示す．本開発 GA 鋼板における CTS は，TSS との比で表される延性比 (CTS/TSS) で 0.5 以上となり，

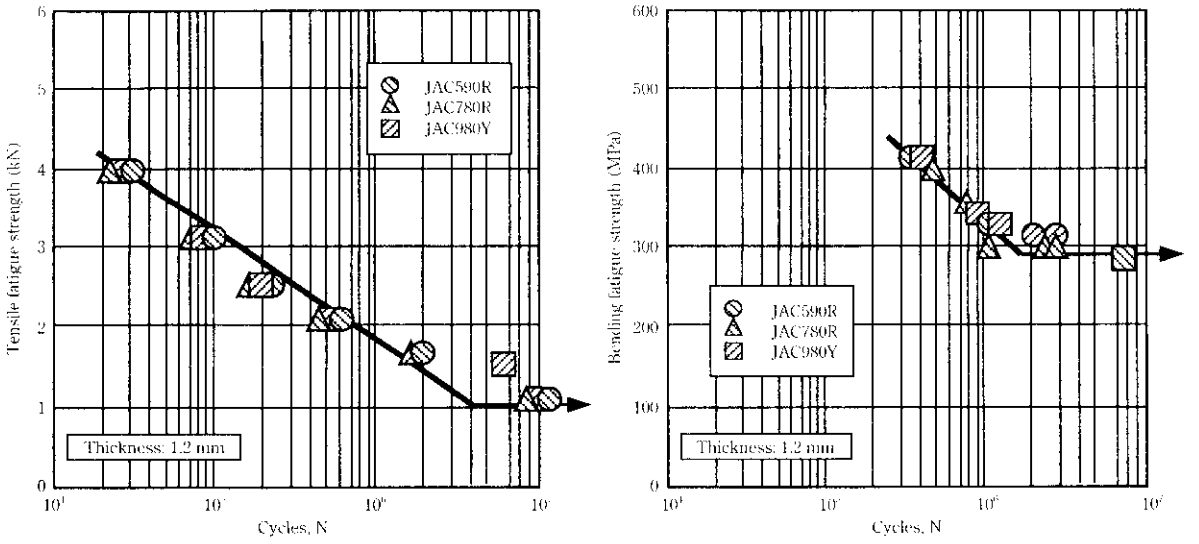


Fig. 8 Tensile and bending fatigue strengths of spot-welded GA sheet steels

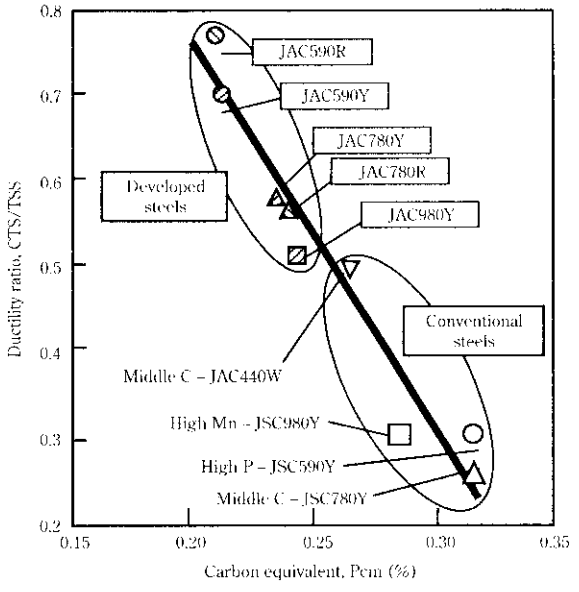


Fig. 7 Relationship between ductility ratio, CTS/TSS and carbon equivalent, Pcm at welding current of 7.5 kA

JAC440W 以上の良好なスポット溶接性である

従来，ナゲット内の硬度と炭素当量（この場合，Ceq = C + Si/40 + Cr/20 (mass%)）との相関[25]や単純に C 量と TSS，CTS の関係[26]についての報告はあるが，延性比と炭素当量の関係についてはほとんど報告されていない．そこで，本開発 GA 鋼板および比較鋼の延性比と Pcm の関係についてまとめた結果を **Fig. 7** に示す．延性比は母材の組織，YR，強度レベルの差に依存せず，むしろ Pcm との相関が見られる．以上の結果から，Pcm は Fig. 1 に示したようなナゲット内破断，母材破断といった破断形態を表す指標に留まらず，延性比に対しても有効な指標であることを明らかにした．

6.2 スポット溶接材の疲労特性

高強度鋼板において，スポット溶接部の疲労特性に及ぼす母材強度の影響が小さいことはよく知られている[25-29]．そこで本開発 GA 鋼板の中から代表的な 3 鋼種 (JAC590R, JAC780R, JAC980Y) を選び，引張疲労特性，平面曲げ疲労特性を調査した．それらの S-N 曲線を **Fig. 8** に示す．強化機構，強度レベルおよび Pcm がそれぞれ異なる材料ではあるが，引張疲労強度，平面曲げ疲労強度は 3 鋼種ともほぼ同等であり，従来の知見どおり，高強度化による疲労特性の向上は認められなかった．

また，これらの疲労クラックの起点はスポット溶接継ぎ手のコロナボンド部であり，従来の高強度鋼板と同様，スポット溶接では溶接電流の最適化やテンパー通電などの溶接条件を鋼板特性に合わせて選択[25,29]することが必要である．

7 製造実績と適用部品例の紹介

川崎製鉄における TS590 MPa 級 GA 鋼板の製造板厚実績と自動車メーカーでの適用部品例を **Fig. 9** に示す．TS590 MPa 級の製造実績は主に板厚：1.0 mm～2.3 mm の範囲で，メンバーやリンフォースメントなどの自動車車体の構造部材が主な用途である。現在，

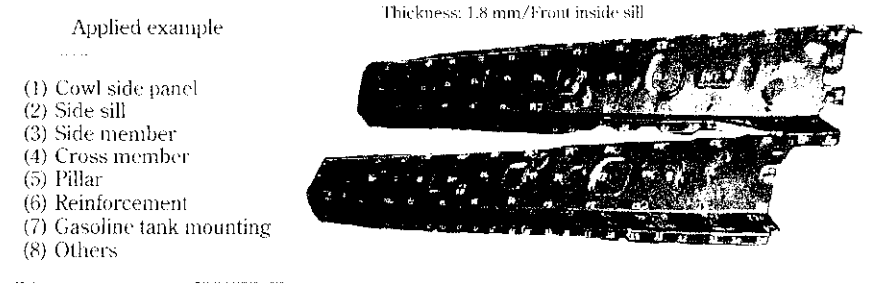


Fig. 9 Applied examples for automotive parts of newly developed 590 MPa grade GA sheet steels

数千トン／月の規模で工程生産を行っている。

今後，自動車メーカーでのTS590 MPa以上の高強度GA鋼板の本格採用にともない，生産量はさらに増大するものと期待される。

8 結　言

本稿では新しく開発した自動車車体の軽量化と耐衝突安全性向上に寄与する加工性，めっき性およびスポット溶接性に優れた低炭素当量型のTS590～980 MPa級GA鋼板について述べた。これらの高強度GA鋼板の特徴は以下のとおりである。

（1） 強化元素としてTi，NbおよびMoを採用し，微細析出物による結晶粒の微細化と第二相による組織強化を組合せたことで，CGLプロセスで製造された鋼板であっても，加工性は従来のTS590～980 MPa級低YR型冷間圧延鋼板と同等である。

（2） Si，Pを低減したことにより，めっき性は従来の軟鋼（GAやJAC440Wと比べて遜色のないレベルである。

（3） 鋼成分を低炭素当量化したことにより，溶接部の破断形態や延性比などのスポット溶接性はJAC440Wよりも良好である。

参 考 文 献

1) 安田　顕，古君　修，清野芳一：川崎製鉄技報，**32**(2000)1，1
2) 登坂章男，北良隆明，古君　修：川崎製鉄技報，**32**(2000)1，7
3) 清水哲雄，北良隆明，飯塚栄治：川崎製鉄技報，**32**(2000)1，14
4) 大宮良信：R & D 神戸製鋼技報，**50**(2000)3，20
5) 高木周作，三浦和哉，古君　修，小原隆史，加藤俊之，谷村眞治：鉄と鋼，**83**(1997)11，60
6) 三浦和哉，高木周作，古君　修，谷村眞治：材料，**47**(2000)10，1053
7) 今中　誠，岡田　進，森田正彦，加藤俊之，喜安哲也，花澤利健：材料とプロセス，**7**(1994)，761
8) 坂田　敬，古君　修，望月一雄，平瀬幸一，関田貴司：まてりあ，**38**(1999)2，166
9) 飛山洋一，大澤一典，平田基博：川崎製鉄技報，**31**(1999)3，181
10) 渡辺憲一，大宮良信，J. Shaw：材料とプロセス，**14**(2001)3，623
11) 斎藤　亨，高橋靖雄，山田有信，西　武史：自動車技術会，スポット溶接強度分科会，SWS-12-2，88
12) 斎藤　亨：溶接技術，**30**(1982)3，34
13) 広瀬浩輔，戸田　博，住谷次郎：鉄と鋼，**68**(1982)6，121
14) 中山元宏，金丸辰也，岸田宏司：鉄と鋼，**66**(1980)，S1015
15) 西本昭彦，稲垣淳一，中岡一秀：鉄と鋼，**68**(1982)9，278
16) 橋口耕一，西田　稔，加藤俊之，田中智夫：川崎製鉄技報，**11**(1979)1，14
17) 松藤和雄，大沢紘一，酒匂雅隆，下村隆良，山田征史：塑性と加工，**21**(1980-10)237，890
18) T. Gladman, D. Dulieu, and I.D.MacIvor: Microalloying 75, Union Carbide Corp., New York, (1976), 32
19) 大澤一典，坂田　敬，古君　修：材料とプロセス，**13**(2000)，1266
20) 大澤一典，清水哲雄，坂田　敬，鈴木善継，篠原章翁：自動車技術会，学術講演会前刷集，(2001)90, 15
21) 大澤一典，清水哲雄，坂田　敬，鈴木善継，篠原章翁：：材料とプロセス，**14**(2001)，1385
22) 高橋政司：鉄と鋼，**68**(1982)9，222
23) 岡田　進，坂田　敬，今中　誠，京野一章，花澤利健：自動車技術会，学術講演会前刷集，952(1995)5，145
24) 徳永良邦，山田正人，羽田隆司：鉄と鋼，**72**(1986)8，109
25) 高橋靖雄：溶接技術，**25**(1977)3，24
26) 高橋靖雄，戸来稔雄，坂本　徹：鉄と鋼，(1974)，S548
27) 田海幹生，戸来稔雄，坂本　徹：鉄と鋼，(1974)，S547
28) 須藤正俊，野村伸吾，溝口孝遠，田中福輝：鉄と鋼，**68**(1982)9，285
29) 篠崎正利，加藤俊之，入江敏夫，高橋　功：鉄と鋼，**68**(1982)9，318