

西田 稔^{*2} 篠崎 正利^{*3} 加藤 俊之^{*4} 青柳 信男^{*5} 間野 純一^{*6} 入江 敏夫^{*7}Newly Developed Hot-rolled High Strength Steel Sheets
for Automotive Use

Minoru Nishida, Masatoshi Shinozaki, Toshiyuki Kato, Nobuo Aoyagi, Jun-ichi Mano, Toshio Irie

要旨

P を添加することにより 2 種類の新高張力熱延鋼板を開発した。P を 0.04% 以上添加し、200°C 以下の低温で巻き取った C-Mn-P 系鋼板は降伏比が 70% 以下になる。この鋼板は延性、伸びフランジ性、疲労特性、とくに焼付け硬化性に優れている。P による 2 次加工脆化および溶接熱影響による脆化はみられない。C を増量する代りに P を添加した低炭素当量のリム用高張力熱延鋼板は延性、伸びフランジ性に優れている。溶接部の硬化が少ないので溶接継手の加工性に優れており、じん性も良好である。

Synopsis:

Two types of hot-rolled high strength steel sheet which utilized phosphorus as an alloying element were developed. One is dual-phase steel which is obtained by hot rolling a C-Mn-P steel with phosphorus content of more than 0.04% at a coiling temperature of less than 200°C. This steel has a low yield ratio of less than 70% and shows superior properties in ductility, stretch flangeability, fatigue and bake-hardenability. For this steel, there are no problems in embrittlement, which are usually observed for phosphorus-added steels during cold forming or welding. Another is a high strength steel sheet for wheel rim use, which is characterized by a low carbon equivalent that is attained by adding phosphorus to the steel instead of excess addition of carbon. This steel shows good ductility and stretch flangeability. An adequate hardenability in the welded zone of this steel results in superior formability and toughness of its welded joint.

1 緒 言

高張力薄鋼板の自動車部品への適用は、冷延鋼板を使用するボディパネル部品から始まり、熱延鋼板を使用する足回り部品にまでおよんでいる。強度が要求されるクロスメンバー、ブラケット、ホイール、フレームなどの強度部材には、これまで主として引張り強さが 41~45 kgf/mm² 級の自動車構造用熱延鋼板 (SAPH) が使用されてきた。しかし車体軽量化の要求の高まりとともに、さらに強度の高い 50~60 kgf/mm² 級の熱延鋼板の使用が検討され、一部の部品にはすでに適用されている。

自動車用高張力熱延鋼板には、単に高い強度だけでなく優れた加工性、溶接性、疲労特性、化成処理性などが要求され、さらにこれらの特性が安定していることが要求される。近年における鉄鋼製造技術の進歩、とくに次に示す 3 つの技術の革新はこれらの要求に応える鋼板の製造に大きく寄与している。

(1) 製鋼分野における脱硫技術の進歩

加工性、溶接性などに有害である S を経済的に非常に低くできる。

(2) 連続鋳造の採用

従来の造塊材に比べて成分元素の偏析が少なく、コイル全長にわたって均一な成分および材質が得られる。

(3) 制御冷却技術の進歩

熱間圧延後の鋼板の冷却を精度良くかつ急速に行うことが可能

となり、今まで不可能であった精度の高い制御冷却が可能となった。

これらの製造技術の進歩は、従来から知られていた Si, Mn などを用いた固溶強化鋼や Nb, Ti, V などを用いた析出強化鋼、すなわち HSLA (High strength low alloy) 鋼¹⁾の材質の改善をもたらした。さらにフラッシュバット溶接性に優れたホイールリム用高張力鋼板²⁻⁴⁾のような新しい HSLA 鋼の製造を可能とした。またフェライト地にマルテンサイトやベイナイトなどの硬質相を分散させることにより強化した複合組織 (Dual-phase) 鋼のような新しいタイプの高張力鋼板の製造を可能にした。

複合組織鋼板は、従来の高張力鋼板より良好な延性を示すことから世界中で注目をあびている⁵⁾。著者らも、Si-Mn-Cr 鋼を用いて熱延条件と冷却条件を適正に管理することにより、熱延のまま複合組織鋼板が得られること⁶⁾、そしてこの複合組織鋼板は非常に優れた成形性を有すること⁷⁾を明らかにしている。この高張力鋼板は実際の足回り部品に成形可能であり、複雑な形状を持ち成形が厳しいホイールディスクなどに適用され⁸⁾軽量化に寄与している。しかし合金元素量が多いこともあり経済的な面から適用の範囲が制約されている。

そこで複合組織鋼のもつ良加工性を備え、なおかつ経済的な高張力鋼板を開発すること、またリム用鋼板については鋼板そのものの加工性とともフラッシュバット溶接部が従来の材料より良好な加工性を持ち、かつ経済的な高張力鋼板を開発することを目的として研究を行い、新高張力熱延鋼板を開発した。この最新の高張力熱延

^{*1} 昭和59年11月28日^{*2} 千葉製鉄所熱間圧延部熱延技術室主査 (部長補)^{*3} 技術研究所第3研究部薄板研究室主任研究員 (課長)^{*4} 技術研究所第3研究部薄板研究室主任研究員 (課長)^{*5} 水島製鉄所管理部薄板管理室^{*6} 千葉製鉄所管理部薄板管理室主査 (課長補)^{*7} 技術研究所第3研究部部長

鋼板は、今まで有害元素として嫌われてきたPを固溶強化および延性向上元素として見事に活用したもので、従来の熱延まま複合組織鋼板と同様の低降伏比をもつ加工用高張力鋼板、およびフラッシュバット溶接性と延性に優れたホイールリム用高張力鋼板の2種類である。本論文では、すでに実用に供された、これらP添加高張力熱延鋼板の製造条件および諸特性について紹介する。

2 新高張力鋼板の成分設計の考え方

これまで、PはSと同様に有害元素として嫌われる場合が多かった。とくに、この傾向は厚鋼板の分野で強かった。これに対し、薄鋼板の分野ではP添加鋼が自動車用高張力冷延鋼板としてもっとも多く使用されている。これはPが、冷延鋼板のもっとも重要な特性である r 値を低下させずに、固溶強化により高強度をもたらすためである。Pはこのほかに①フェライト変態を促進する、②延性の向上に寄与する、③鋼の溶製コストの上昇が少ない、などの利点を有している。熱延高張力鋼板の分野でもPの粒界偏析による脆化を抑えることができれば、これらの利点を利用できると考えられる。

そこで、P添加の新しい高張力熱延鋼板の開発にあたって、以下の点を材料設計の骨子とした。

- (1) Pのフェライト変態促進効果を積極的に利用する。すなわち、複合組織鋼板においては、良好な特性を得るために必要なフェライト分率の確保を図り、リム用鋼板においては溶接部の過度な硬度の上昇を抑える。
- (2) 伸びフランジ性を向上させるため極低Sとする。さらに必要に応じて硫化物形態制御を行う。
- (3) 熱間圧延後制御冷却を行うとともに、通常より低温でコイルに巻取り、Pの粒界偏析を抑制する。
- (4) 合金元素の作用と制御圧延および制御冷却の技術を最適に組み合わせることにより、従来の複合組織鋼と同様の特性を持つ低降伏比高張力熱延鋼板とフラッシュバット溶接性に優れたホイールリム用高張力鋼板の2種類を製造する。

3 P添加低降伏比高張力鋼板

3.1 低降伏比化におよぼすP添加の影響(研究室実験)⁹⁾

0.05% C-1.5% Mn-0.08% P-0.04% Alを基本成分として、Pを0.02~0.19%、Mnを1.5~1.9%、Cを0.03~0.11%に変化させた11鋼種を小型真空溶解炉で溶製し、これらの鋼塊を50mm厚の熱間圧延素材に鍛造した。これを1200°Cに加熱後、6パスで4mm厚まで熱間圧延した。最終圧延温度(FT)750~850°Cの範囲で変化させた。そして短時間の空冷後、加熱をしていない流動炉(アランダムパス)中で急冷(冷却速度約30°C/s)し、約100°Cまで冷却した。またコイル巻取り温度の影響を調べるため、おなじ方法で巻取り相当温度(CT)まで冷却し、その温度に1h保定した後空冷した。なおCTは室温~500°Cの範囲で5水準変化させた。

基本成分鋼(0.05% C-1.5% Mn-0.08% P)の引張特性におよぼす巻取り温度の影響をFig. 1に示す。CTを下げることにより引張強さ(TS)は増加し、降伏応力(YS)、降伏比(YR)、降伏伸び(YEI)は減少する。この組成であれば、巻取り温度を約200°Cとすることで、 $YR \leq 60\%$ 、 $YEI \leq 0.5\%$ の低降伏比鋼が得られる。第2相の性状に注目すると、CTが500°Cの場合はパーライト、400°Cの場合は微細なパーライトあるいはベイナイトであるのに対して、

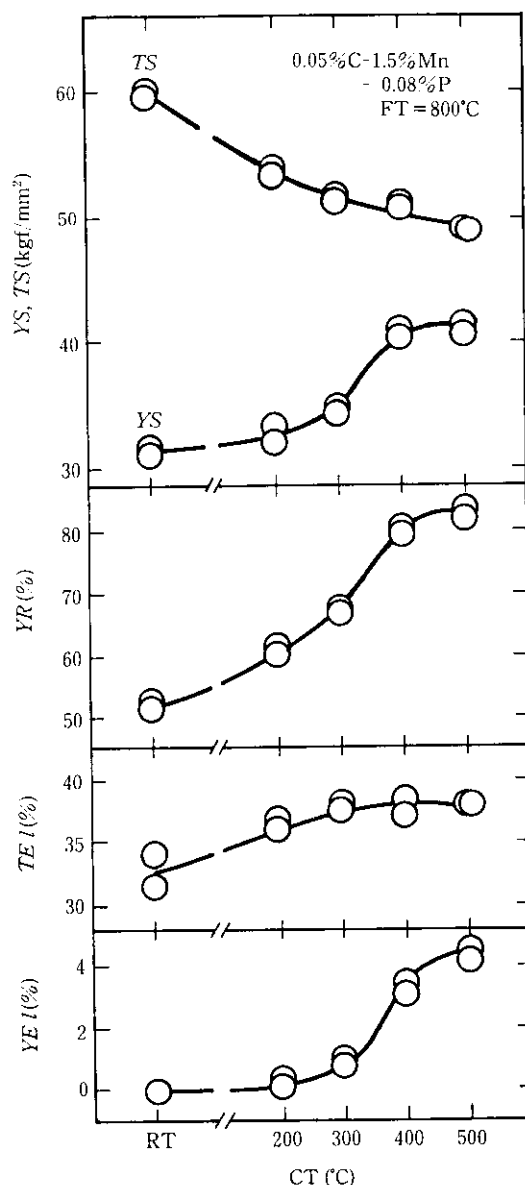


Fig. 1 Effect of simulated coiling temperature on tensile properties of the base steel hot-rolled in laboratory mill

300°Cでは主としてベイナイト、200°C以下ではマルテンサイトにかわっており、CTが約200°C以下でYRが60%以下の低降伏比鋼が得られるという結果と一致する。

FTを780°C、CTを100°Cとしたときの機械的性質におよぼすC、Mn、Pの影響をFig. 2に示す。TSはP量の増加とともに単調に上昇するが、YSは0.04% Pで最低となる。すなわち、Pは0.04%以上の添加により低降伏比の複合組織鋼をもたらす。添加量の増加とともに材質に対する冷却条件の影響を小さくする。MnはYSとTSを上昇させ、Mn 1%当りのTS増加量は3~4 kgf/mm²である。またCは0.01%当りの添加量によりTSを約2 kgf/mm²と著しく増加させるが、YSはあまり変化させない。組織観察の結果、PによるTSの上昇は第2相の増加ではなく、マトリックスの固溶強化によるのに対し、MnとCの場合は第2相の増加によりTSの上昇がもたらされると推定された。

3.2 P添加低降伏比高張力鋼板の実機による製造

実験材には、転炉-連続鋳造プロセスで製造した200mm厚スラブを用いた。Table 1にその化学成分を示す。鋼1はCrを添加し

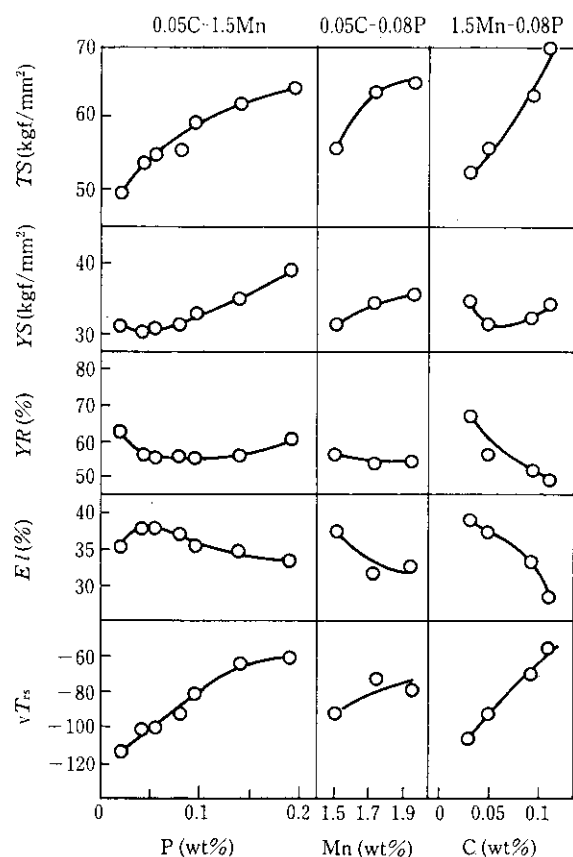


Fig. 2 Effects of alloying elements P, Mn and C on mechanical properties of hot-rolled steel sheets hot-rolled in laboratory (FT: 780°C, CT: 100°C)

Table 1 Chemical compositions of steels

Steel	(wt %)						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al
1	0.05	0.99	1.48	0.018	0.002	1.09	0.032
2	0.05	0.09	1.49	0.079	0.002	0.07	0.026

て γ 相の安定化を図った Si-Mn-Cr 鋼であり⁹⁾、今回は比較材として用いた。鋼 2 が P を 0.08% 添加した今回対象とする P 添加鋼である。これらのスラブを 1150°C に加熱後、実際のホットストリップミルで 2.9 mm 厚に圧延した。粗圧延後のシート厚は 33 mm とし、仕上圧延終了温度は 810°C を目標とした。そして、低降伏比化をもたらす複合組織の形成挙動を調べるため、数コイルについて板後端部が仕上圧延機の最終スタンドを通過した直後にミルを急停止し、ホットランテーブル上で Fig. 3 に模式的に示すような水冷と空冷を組み合わせた冷却を常温まで行い、各段階での組織を凍結することを試みた⁹⁾。

仕上圧延後に温度 T_A まで急冷したのち、約 7 s 空冷したとき (Fig. 3 のパターン I) のフェライト分率の変化を Fig. 4 に示す。P 添加鋼も Si-Mn-Cr 鋼⁹⁾と同様に T_A が 700°C 近傍でフェライト量が最大となる。つぎに、 T_A を 700°C として、この温度から任意の時間空冷したのち水冷により組織を凍結した場合 (Fig. 3 のパターン II) の、空冷時間と変態挙動の関係を Fig. 5 に示す。図中には複合組織中にパーライトが生成し始める時間を矢印で示した。鋼 2 のフェライト量は 700°C への急冷直後の短時間でも鋼 1 より多く、約 10 s で飽和する。一方、パーライトは鋼 1 と同様に約 50 s

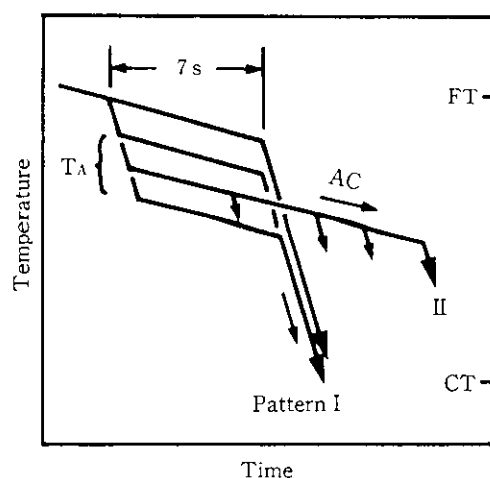


Fig. 3 Schematic illustration of cooling curves of strips after finish-rolling on run-out table

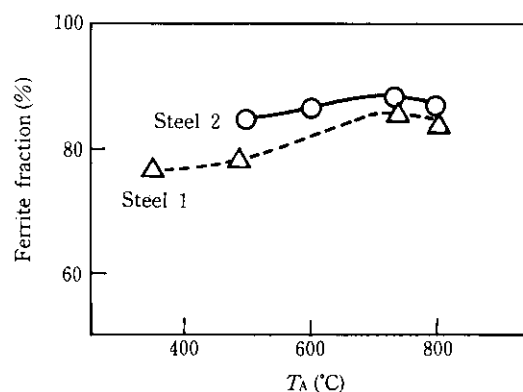


Fig. 4 Effect of end temperature of rapid cooling on ferrite fraction of strips air-cooled for 7 s after finish-rolling and rapid cooling on hot-run table of hot strip mill

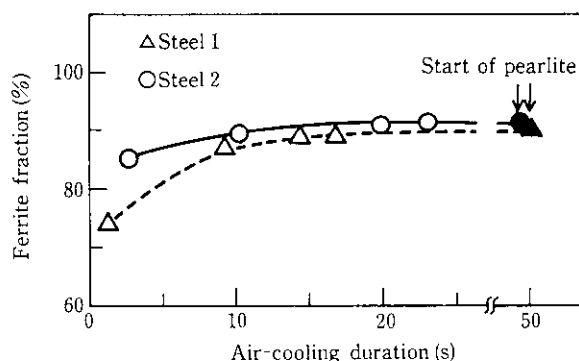


Fig. 5 Ferrite fraction plotted against air-cooling time after rapid cooling to 700°C, on hot-run table of hot strip mill

の空冷までは生成せず、P 添加により通常の軟鋼板に比べてパーライトの生成が抑制されることが明らかとなった。このように P 添加鋼の場合も、圧延後まずフェライト変態のノーズ温度近傍まで急冷し、この温度で短時間空冷した後、再びホットランテーブルの後半で急冷するという前・後半冷却パターンがもっとも適している。

以上の結果に基づき、 T_A を 720°C として前・後半冷却パターンで冷却した時の、引張特性値におよぼすコイル巻取り温度 (CT) の

影響を Fig. 6 に示す。鋼 1 では CT が 550°C 以下で低降伏比の複合組織が得られるのに対して、鋼 2 の P 添加鋼では CT が約 300°C

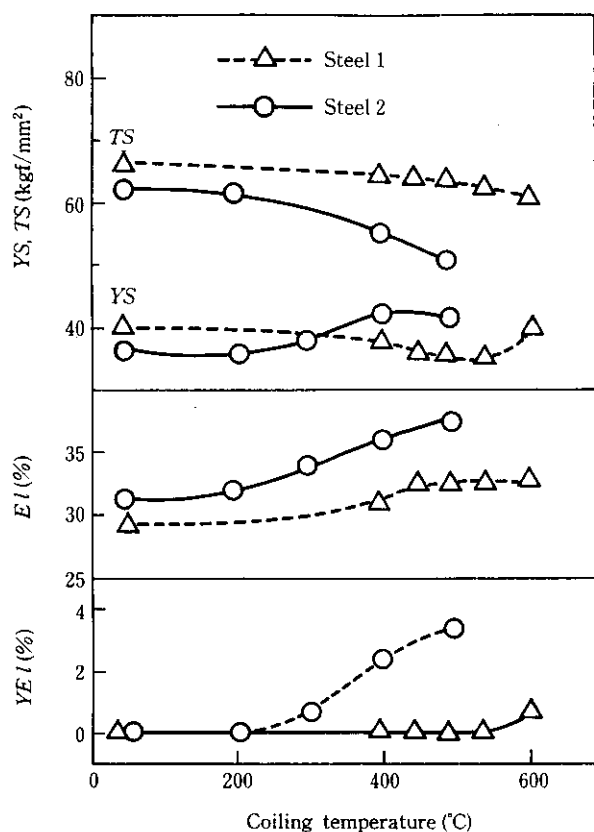
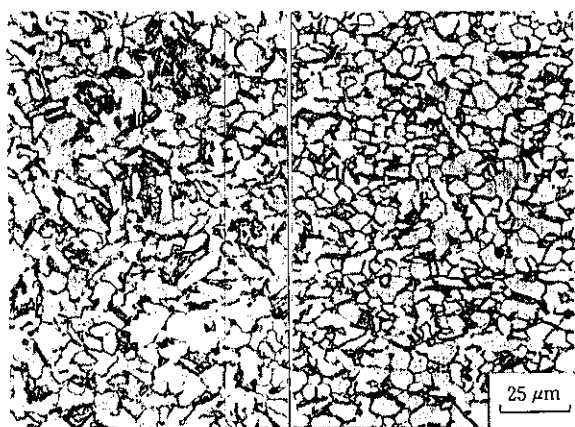


Fig. 6 Effect of coiling temperature on tensile properties of steels cooled by optimum cooling pattern (T_A : 720°C)



(a) 55 kgf/mm² grade

(b) 60 kgf/mm² grade

Photo 1 Microstructures of commercially produced P-bearing high-strength steels with low yield-ratio

以下で降伏比が 70% 以下の低値となる。

このような冷却条件で製造した 55 kgf/mm² と 60 kgf/mm² 級 P 添加高張力鋼板の化学成分と引張特性値を Table 2 に、また顕微鏡組織を Photo 1 に示す。55 kgf/mm² 鋼では第 2 相がベイナイト主体であるのに対して、60 kgf/mm² 鋼ではマルテンサイトが主体である。C 量を若干増やし、P と Mn を減少した鋼でも低降伏比で良好な延性を有している。

4 ホイールリム用 P 添加高張力鋼板

4.1 フラッシュバット溶接継手の冷間加工性におよぼす成分と組織の影響

ホイールリムに高張力鋼板を使用する場合、リム成形過程において、フラッシュバット溶接部の破断やネッキングが生じ易い。この問題を解決するため、軟鋼板を比較材とし、TS が 50~60 kgf/mm² の範囲の固溶強化鋼、析出強化鋼および複合組織鋼についてフラッシュバット溶接継手部の組織変化、硬度分布および伸びフランジ性

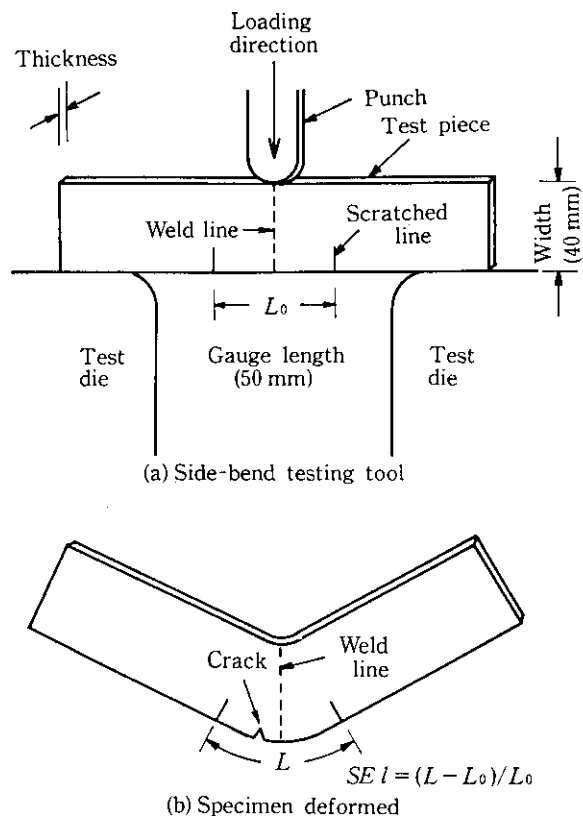


Fig. 7 Method of side-bend testing as a stretch-flangeability test

Table 2 Chemical compositions and tensile properties of low-yield high-strength P-bearing steel sheets

Steel grade	Chemical composition (wt %)						Thickness (mm)	Mechanical property				
	C	Si	Mn	P	S	Al _{Sol}		YS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	El (%)	YR (%)	SEI (%)
55	0.05	0.09	1.40	0.070	0.001	0.026	2.5	34.6	58.1	34	59	42
60(I)	0.06	0.08	1.55	0.079	0.001	0.023	2.9	39.9	62.7	32	64	36
60(II)	0.10	0.15	1.24	0.041	0.002	0.023	3.2	35.7	64.2	31	56	31

を調べた⁴⁾。なおホイールリムの冷間成形は板端部が伸びフランジ変形を受ける加工なので、その評価方法として Fig. 7 に示すサイドベンド試験⁹⁾を採用した。

溶接継手のサイドベンド伸び (SEI) と母材の SEI の関係を Fig. 8 に示す。溶接継手の SEI は母材のそれより小さく、その値は破断位置と密接な関係がある。そしてその破断位置は溶接部の硬度分布に大きく左右される。これらの知見をもとに、溶接部の硬度分布を鋼種 (鋼の強化方法) 別に分類すると Fig. 9 のようになる。固溶強化鋼 (B) では、溶接部での硬度上昇は認められるが HAZ 部での軟化がなく、母材部で破断するので大きな SEI を得ることが可能である。しかし、60 kgf/mm² 以上の強度を得るには多くの合金元素量が必要であり、加えてペネトレーターやフッククラックが発生しやすくなる²⁾。フェライトとマルテンサイトから成る複合組織鋼 (C) では、HAZ 部においてマルテンサイトが焼戻されて大きな軟化が生じ、この部分でネッキングを起して破断するため SEI は小さい。従来の低 C 当量の析出強化鋼 (D) では、溶接中心部で軟化が起って破断するため SEI は小さく、リム材として適していない。しかし、C 当量が高目の析出強化鋼 (E) では軟化がないので良好な SEI が得られ、高張力リム材として適している。この結果に基づき、著者らはフラッシュバット溶接部に対する C 当量を新たに導出し、この値を適正に管理した 60 kgf/mm² 級鋼板を開発し

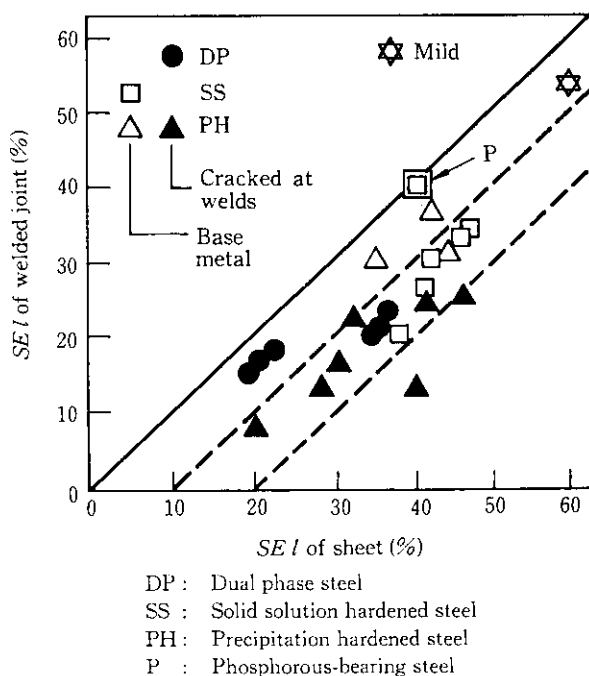


Fig. 8 Relation between SEI of sheets and welded joints

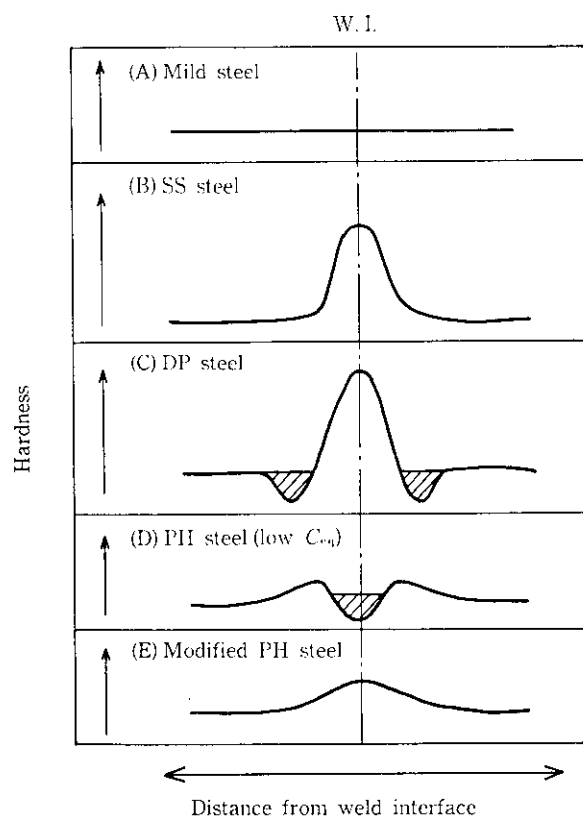


Fig. 9 Schematic hardness profile of flash-butt welded joints in high strength steel sheets

たり。この鋼板は現在実車に大量に使用されている。

さて、Fig. 8 には P 添加鋼 (0.07% C-0.50% Si-1.55% Mn-0.08% P) の溶接継手および母材の SEI の関係を示したが、この P 添加鋼では TS が 55 kgf/mm² と高いにもかかわらず溶接継手の SEI が 40% と非常に高いことが注目される。これはフェライト形成元素である P の添加により、溶接部にも初析フェライトが存在し、溶接部での過度な硬化が生じないためであると考えられる。

4.2 P 添加リム用新高張力熱延鋼板の製造

以上の結果に基づき、P を添加した新型のリム用高張力熱延鋼板を開発した。60 kgf/mm² 級鋼の試作材の化学成分を従来材および高 C-Nb 材と比較して Table 3 に示す。60 kgf/mm² の強度を確保するため P の他に Nb を添加し、ペネトレーター欠陥の防止のために Mn/Si を 4~23 とし、そして伸びフランジ性向上のために極低 S とした。これらの鋼板 (板厚 2.6 mm) の機械的性質を Table 4 に示す。P 添加高張力熱延鋼板は、従来の高張力鋼板よりさらに伸びフランジ性などの延性が優れているうえ、じん性も良好である。

Table 3 Chemical compositions of high strength steel sheets for wheel rim use

Steel	(wt %)							
	C	Si	Mn	P	S	Al _{sol}	Nb	Mn/Si
R1 (Nb)	0.09	0.15	1.40	0.017	0.002	0.025	0.035	9.3
R2 (C-Nb)	0.14	0.10	1.16	0.020	0.002	0.021	0.036	11.6
R3 (P-Nb)	0.09	0.14	1.25	0.044	0.003	0.027	0.024	8.9

Table 4 Mechanical properties of high strength steel sheets for wheel rim use

	Thickness (mm)	YS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	YR (%)	El (%)	SEl (%)	Charpy test, vT_{18} (°C)	
							As-rolled	Strain aged (5% + 170°C, 30 min)
R1	2.6	51.5	60.4	85	27	32	-170	-140
R2	2.6	48.4	61.4	79	26	30	-150	-135
R3	2.6	49.2	61.0	81	28	35	-170	-140

5 P添加新高張力鋼板の実用化特性

5.1 新高張力熱延鋼板の機械的性質の特徴

新しく開発したP添加の低降伏比高張力鋼板とリム用高張力鋼板のTSとYSの関係、通常の固溶強化型高張力鋼板、析出強化型高張力鋼板および複合組織鋼板のそれ¹⁰⁾と比較してFig. 10に示す。またFig. 11にはTSと全伸び(El)およびサイドベンド伸び(SEl)の関係を示す。P添加低降伏比高張力鋼板は従来の複合組織鋼板とほぼ同じレベルの降伏比、延性、伸びフランジ性を有している。リム用P添加高張力鋼板は、フェライトとベイナイト状にもみえる微細なパーライト組織からなり、50~60 kgf/mm²のTSを有する。降伏比および延性は従来の固溶強化型鋼板(極低S)と同レベルと良好であり、伸びフランジ性も優れている。なお60 kgf/mm²級のリム用P添加鋼には強度を確保するためにNbを添加しているが、従来の析出強化型よりわずかながら降伏比は低目であり、伸びフランジ性は優れている。

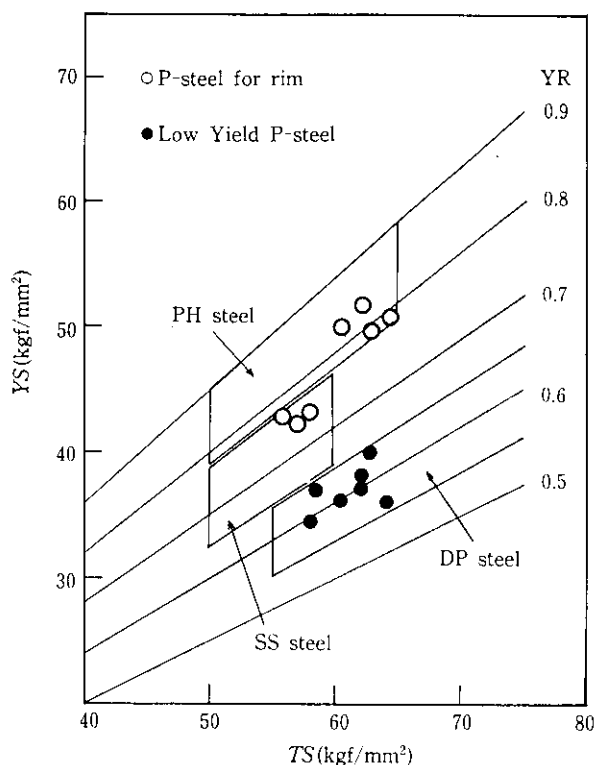


Fig. 10 Relation between yield stress and tensile strength of newly developed P-bearing high strength steel sheets

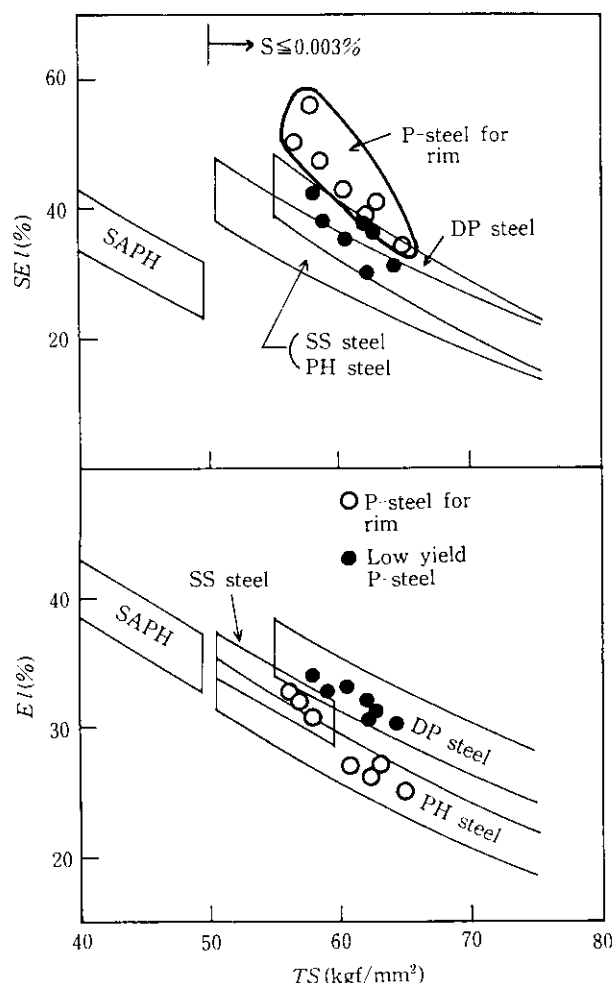


Fig. 11 Total elongation, in tensile test and side-bend elongation plotted against TS in P-bearing high strength steel sheets

5.2 P添加低降伏比高張力鋼板の諸特性

P添加低降伏比高張力鋼板の諸特性を明らかにするため、軟鋼板および析出強化型鋼板(60 kgf/mm²級, HSLA 鋼)を比較材として、各種試験を行った。供試材の化学成分と引張特性をTable 5, 6

Table 5 Chemical compositions of steels used (wt %)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti
P-55	0.05	0.09	1.49	0.078	0.002	0.026	—	—
P-60	0.06	0.08	1.55	0.081	0.002	0.023	—	—
SPHD	0.05	0.03	0.32	0.011	0.010	0.021	—	—
PH-60 (HSLA)	0.09	0.05	1.08	0.015	0.005	0.040	0.011	0.045

Table 6 Tensile properties of hot-rolled steel sheets used

Steel	YS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	YR (%)	El (%)	YEl (%)	n_{s-10}	Bend (R/t)
P-55	38.6	59.1	65	34	0	0.18	0
P-60	39.9	62.7	64	31	0	0.22	0
SPHD	22.3	34.3	65	47	0.7	0.20	0
PH-60 (HSLA)	56.2	63.2	89	27	1.7	0.14	0.5

に示す。板厚はいずれも 2.9 mm である。以下に試験結果を示す。

5.2.1 焼付け硬化性

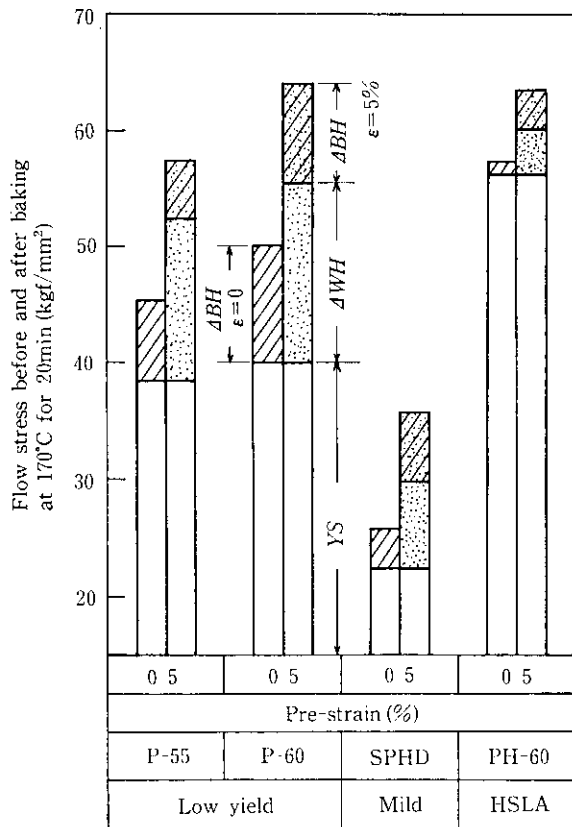
熱延状態および 170°C で 30 min の塗装焼付け相当の時効を行ったときの引張特性の変化を Fig. 12 に示す。P 添加低降伏比鋼では 5% の予変形により 13 kgf/mm² 以上加工硬化し、さらに 170°C での時効により強度が 5~10 kgf/mm² 上昇する。また予ひずみなしの場合でも、この焼付け相当処理により YS が大きく上昇する。すなわち、プレス加工時にほとんどひずみを受けない部分でも焼付け処理により強度が上昇する。

5.2.2 成形性

60 kgf/mm² 級 P 添加低降伏比高張力鋼板の成形限界図を他の鋼板と比較して Fig. 13 に示す。P 添加低降伏比鋼板の成形限界は、従来製の複合組織鋼に比べて、2 軸引張条件では若干劣るものの単軸引張条件ではほぼ同等である。

5.2.3 スポット溶接性

引張せん断強度 (TSS) と十字引張強度 (CTS) の溶接電流によ



ΔWH: Stress increase due to work hardening
ΔBH: Stress increase due to bake hardening

Fig. 12 Tensile properties of the steels in as hot-rolled and aged conditions (170°C, 30 min)

る変化を Fig. 14 に示す。ここに示した高張力鋼板のチリ発生限界電流は、約 14.5 kA と 3 種とも同レベルで、軟鋼板より約 2 kA 低い。P 添加低降伏比高張力鋼板の TSS の最高値は 4 tf 以上で軟鋼板より 1 tf 以上高い。また P 添加鋼板のナゲット径は 10.1~10.2

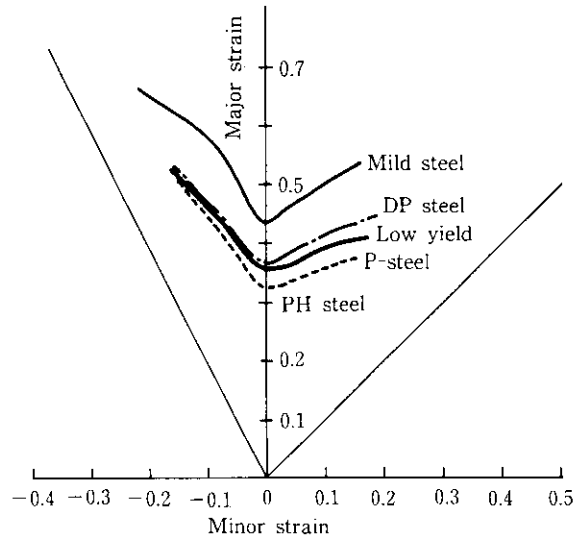


Fig. 13 Forming limit diagrams of hot-rolled high strength steel sheets with 60 kgf/mm² TS

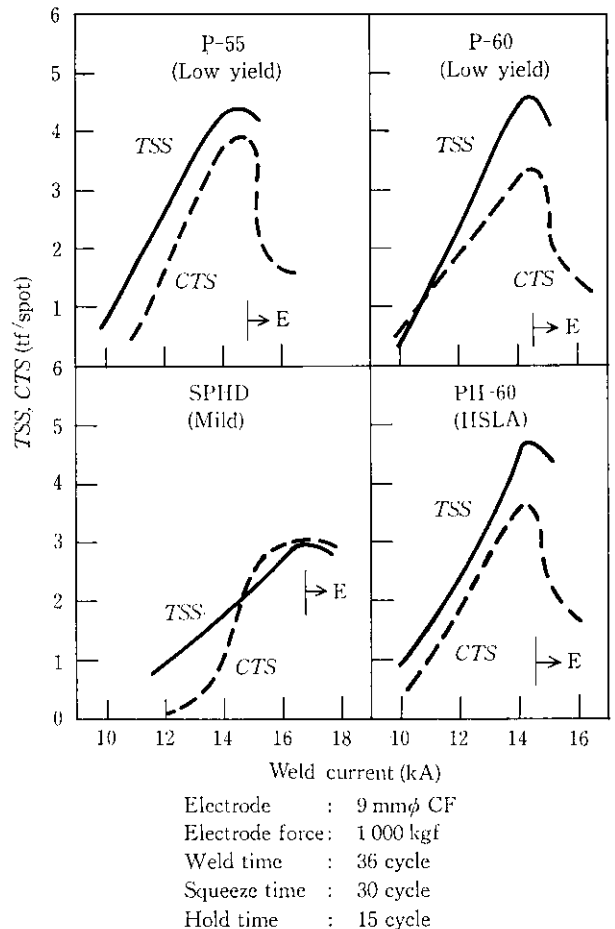


Fig. 14 Effect of weld current on tensile shear strength (TSS), cross tension strength (CTS) and expulsion (E)

mm と適正であり、延性比 (CTS/TSS) も約 80% と高張力鋼としては高い値である。

5.2.4 アーク溶接部のじん性

I 型開先をとった鋼板を突合せて、炭酸ガスアーク溶接を行い、継手よりシャルピー衝撃試験片を採取した (2mmV ノッチ、余盛研削、ノッチ部—Depo, Bond, HAZ 2mm、母材の4箇所)。試験結果を Fig. 15 に示す。P 添加低降伏比高張力鋼板の母材は軟鋼板やほぼ同等の TS を持つ析出強化型鋼板より低い破面遷移温度 (vT_{rs}) を示す。また HAZ および Bond での vT_{rs} は -60°C 以下

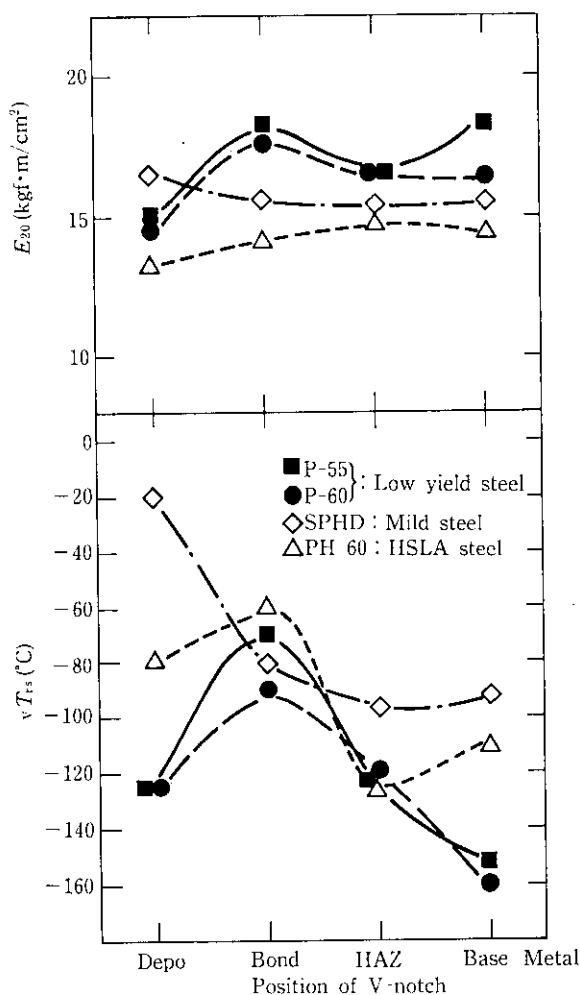


Fig. 15 Charpy properties of arc-welded joint in high strength hot-rolled steel sheets

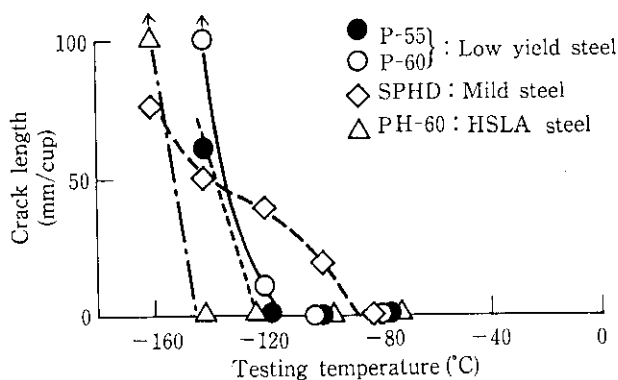


Fig. 16 Relation between crack length of cups drawn at a drawing ratio of 2.06 and testing temperature in a drop weight (5 kgw · 2 m)

と良好で、 20°C での吸収エネルギーも $15 \text{ kgf}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ 以上と高い。

5.2.5 2次加工脆性

鋼板を絞り比 2.06 (ポンチ径 $50 \text{ mm}\phi$) で絞り、耳部を切削して 35 mm 高さのカップとし、落重試験を行った。落重試験は 5 kgw の重錘を 2 m の高さから落下させて行った。落重試験で生じた割れ長さ試験温度の関係を Fig. 16 に示す。P 添加低降伏比高張力鋼板の割れ発生開始温度は -120°C と軟鋼板のそれよりも低い。

5.2.6 疲労特性

$60 \text{ kgf}/\text{mm}^2$ 級 P 添加低降伏比高張力鋼板の母材と 170°C で 30 min の焼付け相当処理を行ったひずみ時効材 (5% 予ひずみ付加) の疲労強度を Fig. 17 に示す。試験は平滑材および切欠材 (応力集中係数 $\alpha=2.2$) で行った。母材の疲労限は平滑材で $43 \text{ kgf}/\text{mm}^2$ 、切欠材で $27 \text{ kgf}/\text{mm}^2$ であるが、ひずみ時効によりそれぞれ $53 \text{ kgf}/\text{mm}^2$ 、 $34 \text{ kgf}/\text{mm}^2$ と母材より高い値となる。

以上明らかとなった諸特性をまとめて Table 7 に示す。P 添加低降伏比高張力鋼板の特性は析出強化型高張力鋼板より優れており、

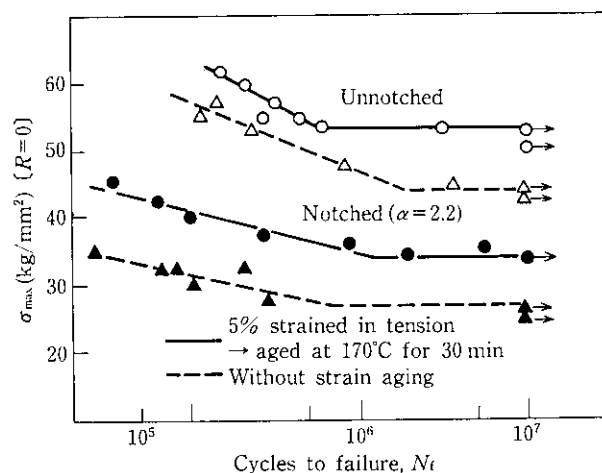


Fig. 17 Effect of notch on fatigue properties of strain-aged low yield P-steel with $60 \text{ kgf}/\text{mm}^2$ TS in 0-tension fatigue test

Table 7 General comparison of properties among three types of steels

		Low yield P-bearing steel (P-55,60)	Mild (SPHD)	HSLA (PH-60)
Mechanical properties	$TS-EI$ relation	○	○	×
	Bake hardenability	◎	×	×
Formability		○	◎	△
Brittleness by secondary working		○	△	○
Fatigue		○	○	○
Arc weldability		○	○	○
Spot weldability		○	◎	○

Note: ◎ Excellent
○ Good
△ Fair
× Inferior

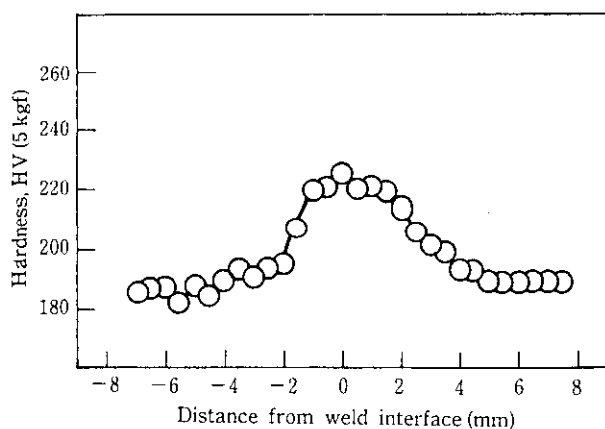


Fig. 18 Hardness profile of flash-butt welded portion in commercially produced rim

軟鋼板に近い良好な特性を有することがわかる。

5.3 リム用 P 添加高張力鋼板の特性

P および Nb 添加 60 kgf/mm² 級高張力鋼板のフラッシュバット溶接継手の硬度分布を Fig. 18 に示す。溶接部の硬化が少なくしかも軟化部がない。そして継手部の伸びフランジ性も良好である。

6 結 言

P のもつフェライト変態促進効果を利用して、従来の複合組織鋼板と同様の低降伏比と良延性を有する加工用高張力熱延鋼板およびフラッシュバット溶接性と延性に優れたホイールリム用高張力熱延鋼板を開発することを目的として研究を行い以下の結果を得た。

- (1) 0.05% C-1.5% Mn の組成に P を 0.04% 以上添加した鋼を用い、コイル巻取り温度を 200°C 以下とした熱間圧延を行うと、降伏比が 70% 以下の低降伏比高張力熱延鋼板が得られる。この鋼板は延性、伸びフランジ性、疲労特性などに優れ、さらに高い焼付け硬化性を有する。またこの鋼板では P による二次加工脆化および溶接熱影響部での脆化はみられない。
- (2) C を増量する代りに P を添加すると、低炭素当量のリム用高張力熱延鋼板が得られる。この鋼板は延性、伸びフランジ性に優れ、やや低い降伏比を示す。溶接部の硬化が少ないので、溶接継手の加工性、とくに伸びフランジ性に優れており、じん性も良好である。

このように P を添加した 2 種類の新高張力熱延鋼板は、従来の高張力熱延鋼板と同等もしくは優れた特性を持ち、さらに経済性を有している。そのため、現在ホイールなどの実部品に適用されているが、今後の足回り部品における高張力鋼板の使用範囲の拡大に大きく寄与すると期待される。

参 考 文 献

- 1) 例えば、西田 稔：「熱延高張力薄鋼板の製造技術と諸特性」、第 74, 75 回西山記念技術講座 (1981), 33, [日本鉄鋼協会]
- 2) 篠崎正利, 橋本 弘, 加藤俊之, 入江敏夫：鉄と鋼, 68 (1982) 9, 1340
- 3) 篠崎正利, 橋本 弘, 加藤俊之, 入江敏夫：川崎製鉄技報, 14 (1982) 4, 452
- 4) M. Shinozaki, Y. Matsumoto, T. Kato, M. Nishida and N. Sudo: SAE Paper 830279 (1983)
- 5) 間野純一, 西田 稔, 田中智夫, 加藤俊之, 青柳信男, 山田信男：鉄と鋼, 68 (1982) 9, 1297
- 6) 高橋 功, 青柳信男, 滝沢昇一, 桑形政良, 西田 稔, 加藤俊之：鉄と鋼, 68 (1982) 9, 1290
- 7) 例えば、松藤和雄：「冷延高張力薄鋼板の製造技術と諸特性」、第 74, 75 回西山記念技術講座 (1981), 95, [日本鉄鋼協会]
- 8) 加藤俊之, 登坂章男, 入江敏夫, 西田 稔, 野間純一：鉄と鋼, 68 (1982) 12, S1297
- 9) 川崎製鉄：特公昭 50-39583
- 10) I. Takahashi, T. Kato, H. Hashimoto, M. Shinozaki and T. Irie: Kawasaki Steel Technical Report, No. 2 (1981), 23