

## 超深絞り用高強度溶融亜鉛めつき鋼板の開発

高田 寿\*・須藤 正俊\*<sup>2</sup>・塚谷 一郎\*<sup>2</sup>  
高井 伝栄\*<sup>3</sup>・長谷 明\*<sup>3</sup>・辻 邦夫\*

## Development of High Strength Galvannealed Steel Sheets with Extra Deep Drawability

Hisashi TAKADA, Masatoshi SUDO, Ichiro TSUKATANI,  
Denei TAKAI, Akira HASE, and Kunio TSUJI

## Synopsis:

The effects of silicon, manganese and phosphorus addition on the mechanical properties of extra low carbon titanium-stabilized steel sheets have been examined in order to develop high-strength galvannealed steel sheets with extra deep drawability. Titanium-stabilized steels containing silicon, manganese and phosphorus have excellent  $r$ -value, good strength/elongation balance and low yield ratio (yield stress/tensile strength) as in base steel without these substitutional alloying elements. In particular, the  $r$ -value of silicon and phosphorus-containing steel sheets are higher than that of base steel at a given grain size after annealing.

The effects of phosphorus addition in steels on phosphate coating, galvannealing behavior after galvanizing, and the properties of galvannealing coating have been investigated. Titanium-stabilized sheet steels with phosphorus show excellent coating properties after phosphating or galvannealing.

The spot weldability of galvannealed sheet steels manufactured in accordance with these experimental results are sufficient to meet the requirements of automobile manufacturers.

## 1. 緒 言

自動車の安全および軽量化対策としての高強度鋼板の採用とともに、自動車の寿命延長のために冷延鋼板の防錆力向上が望まれている。このため成形性のすぐれた合金化溶融亜鉛めつき鋼板の開発が強く期待されている。

高  $r$  値タイプの高強度溶融亜鉛めつき鋼板を得るためには、置換型固溶元素添加により極低炭素 Ti 添加鋼の優れた深絞り性<sup>1)2)</sup>を維持しつつ鋼板の高強度化をはかることが有効である。低炭素鋼板に Mn 等を添加すると {111} 再結晶集合組織が形成されにくくなるが、これは MnS 形成によるのではなく、Mn 等置換型固溶元素と固溶炭素が共存することによることを明らかにした<sup>3)</sup>。すなわち、Ti 等の炭窒化物形成元素添加によつて、固溶炭素を除去すれば、Mn が共存しても {111} 再結晶集合組織を卓越させることができる<sup>3)</sup>。このような観点から、極低炭素 Ti 添加鋼板の機械的性質におよぼす Si, Mn および P の置換型固溶元素の影響を調査した。なお、溶融亜鉛めつき鋼板はその製造、使用に当たつ

て、溶融亜鉛めつき合金化特性、りん酸塩皮膜処理性および点溶接性も不可欠の要因であるので、これらについても合わせて検討した。

## 2. 実験方法

## 2.1 供試材

供試材の化学成分を Table 1 に示す。真空溶解炉により電解鉄を原料とし、極低炭素 Ti 添加鋼を基本に Si, Mn および P をそれぞれ単独に変化させた約 90 kg の鋼塊を溶製した。供試材は溶体化処理 (1100°~1200°C×1h)→熱延 (20mm 厚→3.2mm 厚)ののち室温まで放冷した。巻き取り条件に合わせる目的で、600°~700°C まで再加熱し、その温度に 1h 保持後炉冷の熱延板処理を行つた後、酸洗、冷延を施し、0.8mm 厚の冷延板とした。

## 2.2 確性試験方法

溶融亜鉛めつきラインのヒートサイクル相当の焼鈍を行うため、750°~850°C に保持しているソルトバス中に 1min 浸漬後空冷した。焼鈍における実質均熱時間は約

昭和 56 年 11 月本会講演大会にて発表 昭和 56 年 10 月 23 日受付 (Received Oct. 23, 1981)

\* (株)神戸製鋼所中央研究所 工博 (Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd.)

\*<sup>2</sup> (株)神戸製鋼所中央研究所 (Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakinocho Chuo-ku Kobe 651)

\*<sup>3</sup> (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of steels (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	O	N	Ti
B	0.005 ~0.011	0.01	0.15	0.015	0.020	0.001	0.004	0.002	0.12
S1	0.003	0.24	0.16	0.013	0.019	0.012	0.008	0.001	0.11
S2	0.004	0.50	0.15	0.014	0.018	0.011	0.006	0.001	0.120
M2	0.006	0.44	0.70	0.015	0.014	0.010	0.003	0.003	0.142
M3	0.009	0.47	1.51	0.016	0.013	0.011	0.003	0.002	0.135
M4	0.007	0.50	2.32	0.016	0.014	0.007	0.002	0.003	0.135
P1	0.004	0.01	0.15	0.094	0.019	0.012	0.007	0.001	0.080
P2	0.003	0.01	0.15	0.196	0.019	0.010	0.007	0.001	0.070

20sである。スキンプスは施さなかつた。

焼鈍後、JIS 13号B引張試験片を採取し、降伏応力(実際には0.2%耐力)、引張強さ、全伸び、 $n$ 値(ひずみ5~15%)および $r$ 値を求めた。

光学顕微鏡組織は冷延焼鈍板の圧延面に直角で圧延方向を含む面について観察した。

### 2.3 溶融亜鉛めつき合金化処理方法

めつきはゼンジマ法無酸化炉方式による連続溶融亜鉛めつきの工程を想定して行つた<sup>4)</sup>。まず、チャンパ内に無酸化処理用ガスを導入するとともに、試料をチャンパ上部の加熱帯(炉温800°C)に挿入し試料表面の油を蒸発分解除去させた後、雰囲気還元処理用ガスに置換し、加熱焼鈍(板温800°C)と試料表面の還元処理を行つた。つぎに、試料を冷却帯に移動し、温度を470°Cに降下したのち、めつき浴(浴組成; Zn-0.134%Al, 浴温; 470°C)に3s浸漬してめつきを行つた。つぎに、試料をめつき浴より引き上げた後、ただちに700°Cに保持してある合金化処理炉へ挿入し、合金化処理を行つた。

### 2.4 りん酸塩皮膜処理方法

試料は実験の都合上、パッチ焼鈍炉内に吊り下げて焼鈍(710°C×3h, 8% $H_2+N_2$ , 露点-10°C以下)したものを用いた。焼鈍された鋼板は機械研削し、脱脂-水洗-表面調整を行つたのち、日本ペイント製の処理液を用い、ディップ法にてりん酸塩化成処理を行つた。

### 2.5 点溶接方法

適正溶接条件調査のため、0.01%C-0.35%Si-0.5%Mn-0.1%P-0.13%Ti鋼の両面合金化めつき鋼板を現場製造した。めつき鋼板の板厚は1.4mm厚、めつき付着量は両面とも40g/m<sup>2</sup>とした。

通電条件: 11kA, 12サイクルで150点の予打点を実施後、加圧力を370kgf一定とし、通電時間10~30サイクルについて、溶接電流を5.5~15kAまで変化させて点溶接したのち、十字引張りおよび引張せん断試験を行つた。

## 3. 実験結果

### 3.1 機械的性質および $r$ 値

極低碳素Ti添加鋼を基本とし、Si, MnおよびP量を単独で増加した時の機械的性質の一例をFig. 1に示す。溶体化処理条件は1200°C×1h, 熱延板処理条件は600°C×1h炉冷, 焼鈍条件は850°Cおよび750°C(ただし、P添加鋼のみ760°C)である。Si, MnおよびP添加量の増加とともに引張強さがほぼ直線的に増加する。各元素の0.1%添加量当たりの強度上昇はSiが約1.3kgf/mm<sup>2</sup>, Mnが約0.4kgf/mm<sup>2</sup>, Pが約6.6kgf/mm<sup>2</sup>である。Pによる強度上昇効果もつとも大きく、次いでSiであり、0.1%Pもしくは0.5%Si単独添加では約40kgf/mm<sup>2</sup>の強度に達する。これらに対して、Mnは強化能が弱いばかりでなく、1.5%以上添加すると、Photo. 1に示すように850°Cの高温焼鈍後の冷却時に、空冷(平均冷却速度; 7°C/s)程度でも組織がアンキュラー化して異常に強度が上昇し、後述のように $r$ 値を劣化させる。

Si, MnおよびP添加量の増加に伴う降伏応力の上昇を引張強さとの関係(降伏比)でみると、Fig. 2に示すように、基本鋼の降伏比は0.4前後であるが、引張強さの上昇に伴って増大し、SiおよびMn添加の場合には引張強さ45kgf/mm<sup>2</sup>程度で0.55に達する。一方、P添加量を増加して強度上昇を図つた場合には引張強さ

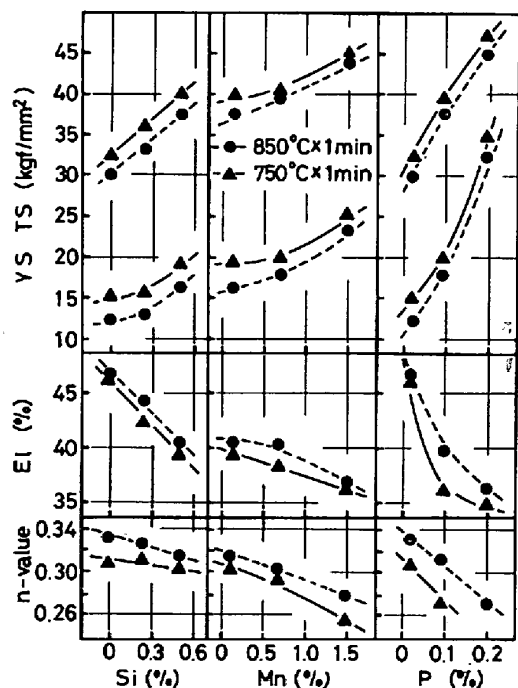
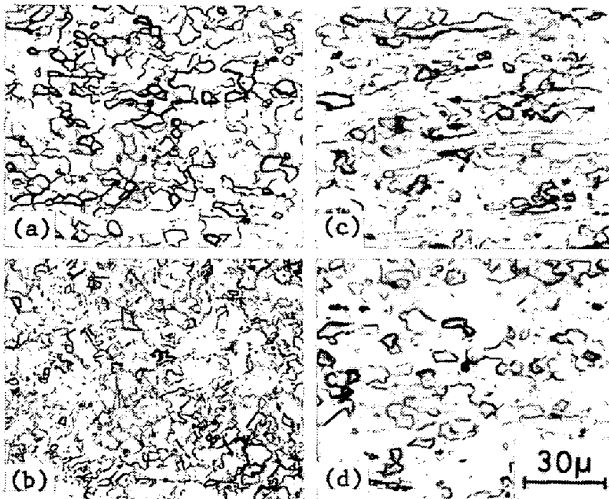


Fig. 1. Effects of silicon, manganese and phosphorus contents on mechanical properties.



(a) Steel M4-750°C×1 min annealing  
 (b) Steel M4-850°C×1 min annealing  
 (c) Steel P2-750°C×1 min annealing  
 (d) Steel P2-850°C×1 min annealing

Photo. 1. Microstructures of steel M4 and P2 after annealing.

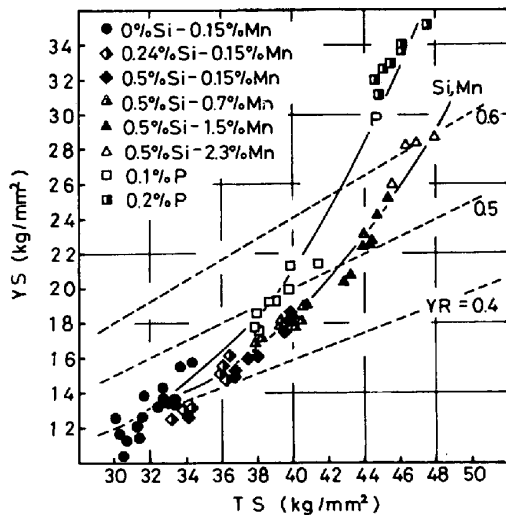


Fig. 2. Relationship between tensile strength and yield stress.

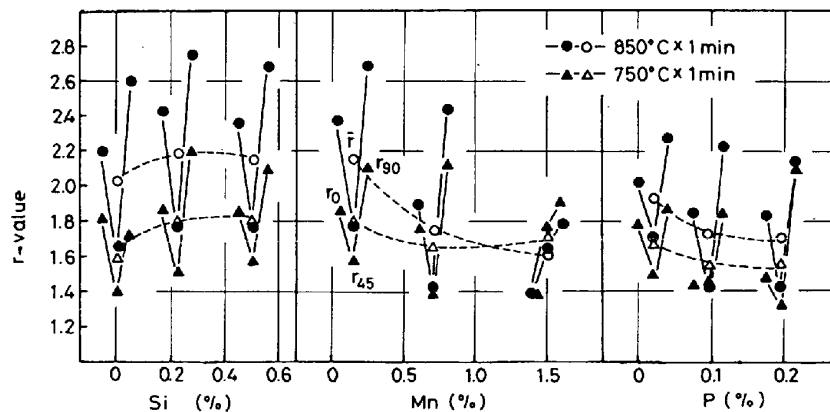


Fig. 3. Effects of silicon, manganese and phosphorus contents on  $r$ -value. ( $\bar{r} = (r_0 + 2r_{45} + r_{90}) / 4$ )

45 kgf/mm<sup>2</sup> (0.2%P) で降伏比は 0.7 程度まで上昇し、形状性を要求するような部品には P による強度上昇は限界がある。これは Ti-P 複合添加により FeTiP 等の析出物が形成されたため<sup>5)</sup>と推定される。

次に、全伸び (El) と引張強さ (TS) との関係でみると、いずれも  $TS \times El = 1500$  (%・kgf/mm<sup>2</sup>) 以上の値を示し、さらに引張強さの高いものほどその値が上昇する傾向にある。たとえば、0.2%P を添加したものでも 760°C×1 min の焼鈍で再結晶を完了し、 $TS \times El = 1600$  (%・kgf/mm<sup>2</sup>) 程度の強度-延性バランスが得られた。

また、 $n$  値も全伸びと同様、引張強さの増大に伴って減少するが、Si 添加によるものは  $n$  値の低下が他よりも少ないようである。

Si, Mn および P 添加量と  $r$  値の関係を Fig. 3 に示す。熱延板処理条件は Si および Mn に関するものは 600°C×1 h 炉冷、P に関するものは 700°C×1 h 炉冷である。Si 添加量が増すにつれ  $r$  値は上昇し、0.25%Si 以上でほぼ一定となる。一方、Mn, P 添加量を増加すると、Mn の 750°C 焼鈍の場合を除き  $r$  値は減少する。

焼鈍板の結晶粒径と  $r$  値との関係を Fig. 4 に示す。粒径が大きくなるにつれて  $r$  値は直線的に増加している。Si, P 添加鋼の  $r$  値は同一焼鈍板粒径で比較すると基本鋼のそれよりも高く、{111} 再結晶集合組織を発達させる効果が Si, P には認められた。そのような効果は Mn には認められず、1.5%Mn 添加鋼の 850°C 焼鈍材はアソキュラーフェライト化する傾向 (Photo. 1) にあり、その  $r$  値も低い値となっている。

以上述べてきたように、Si および P 添加は同一焼鈍板粒径で比較した場合、 $r$  値を上昇させる。Ti 添加鋼の  $r$  値におよぼす置換型固溶元素の影響を調べた報告によれば Si および Mn に関するものはいずれも通常の Ti 添加鋼とほぼ同等の  $r$  値を得ている。また、P に関し

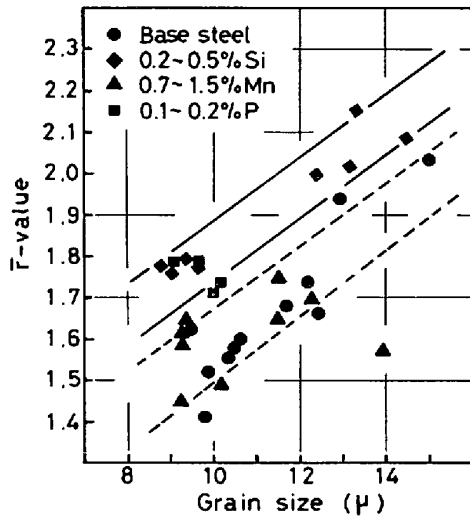


Fig. 4. Relationship between grain size and  $\bar{r}$ -value.

て、高橋ら<sup>7)</sup>は 0.005% C-0.065% P-0.064% Ti 鋼を連続焼鈍した結果、本実験結果と同様良好な  $\bar{r}$  値を得ている。ところが、0.006% C-0.1% P-0.2% Ti 鋼は 800°C 以下の連続焼鈍では再結晶せず、しかも、強度-延性バランスも悪いため、P は強化元素として適さないとの報告<sup>6)</sup>もある。しかし、本実験結果では 0.1~0.2% P 添加による再結晶温度の上昇はたかだか 15°C であり、本実験結果との相違はむしろ固溶 Ti 量の差に起因する<sup>8)</sup>と推定される。

### 3.2 溶融亜鉛めつき合金化特性

めつき原板中の C, Si, Mn, Cr および Ti 等の合金元素が溶融亜鉛めつき特性におよぼす影響については多数報告されているが、合金化特性に関する研究は Si<sup>10)</sup>、<sup>11)</sup> や Ti<sup>4)</sup> に関するものを除いてほとんど報告されていない。

前項で述べたように Si は  $\bar{r}$  値および機械的性質の観点からは他に比して有効な元素であるが、鋼中の Si は合金化亜鉛めつき層の耐クラック性および耐剥離性を劣化させるので、その添加量が制限される。このため、深絞り性の優れた高強度溶融亜鉛めつき鋼板を得るためには他の置換型強化元素、とくに P の添加は不可欠である。ところが、上述のように合金化特性におよぼす P 添加の影響、ましてや Ti-P 複合添加の影響については全く知られていない。そこで、これらについて調査した。

Fig. 5 に 0.005% C-0.1% Si-0.1% Ti 鋼について P 添加量と 700°C における合金化時間の関係を示す。合金化時間はめつき層の表面色調を目視により観察し、亜鉛の金属光沢より無光沢の灰色に変化した時間より求めた。これは Fe-Zn 合金化層が合金化の進行によりめつき層の表面まで発達してきた時点である<sup>4)</sup>。Ti 添加鋼板

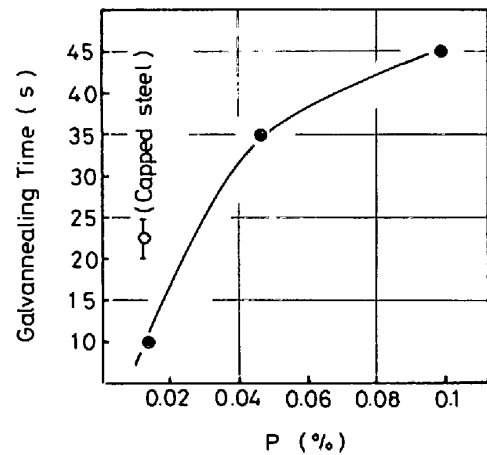


Fig. 5. Relationship between phosphorus content in titanium-stabilized steel and the time required for galvannealing at furnace temperature of 700°C.

はキャップド鋼に比べると短時間で合金化が起り、10 s 前後で完了する。P 添加量を増すと、合金化時間が大幅に遅れ、0.05% P 鋼ではキャップド鋼よりも遅れている。0.05% P 以上では P 添加の効果は飽和する傾向にある。0.1% P 添加で合金化に約 45 s を要した。

合金化完了時点での曲げ試験 (60°, 内側) による加工性判定試験では、P 添加量を増してもめつき層の粉化脱落は認められず、いずれも良好なめつき密着性を示した。

Photo. 2 にめつき材および合金化処理材の光学顕微鏡組織を示す。EPMA による分析結果も考慮してめつき層を同定した。キャップド鋼の場合、めつき材のめつき層は  $\eta$  相 (Zn) であり、地鉄との界面に Al の濃縮層が認められた。合金化処理を施すと Al の濃縮層は消失し、めつき層は  $\delta_1$  相 ( $\text{FeZn}_7$ ) と薄い  $\Gamma$  相 ( $\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}$ ) に変化する。なお、合金化層の最外層には  $\delta_3$  相 ( $\text{FeZn}_{13}$ ) が存在すると推定される。Ti 添加鋼においては溶融亜鉛めつき直後の状態ですでに  $\delta_1$  相と思われる Zn-Fe 合金化層が存在する。合金化処理後のめつき層はキャップド鋼のそれと大差なく、 $\delta_1$  相および  $\Gamma$  相からなる。Ti-P 添加鋼におけるめつき層はめつき材および合金化材ともキャップド鋼のそれと類似している。また、めつき材の地鉄との界面には Al の濃縮層が存在するようである。

P が Zn-Fe 合金化速度を抑制する機構について簡単に考察する。Si 添加もまた合金化反応を抑制し、これは合金化反応が進行する過程において生成された  $\delta_1$  相と  $\delta_1$  相の界面に鋼中の Si および亜鉛めつき層中の Al が濃縮し、Zn-Fe 相互拡散を抑制するためである<sup>11)</sup>と報告されている。ところが、本実験においてはめつき材およ

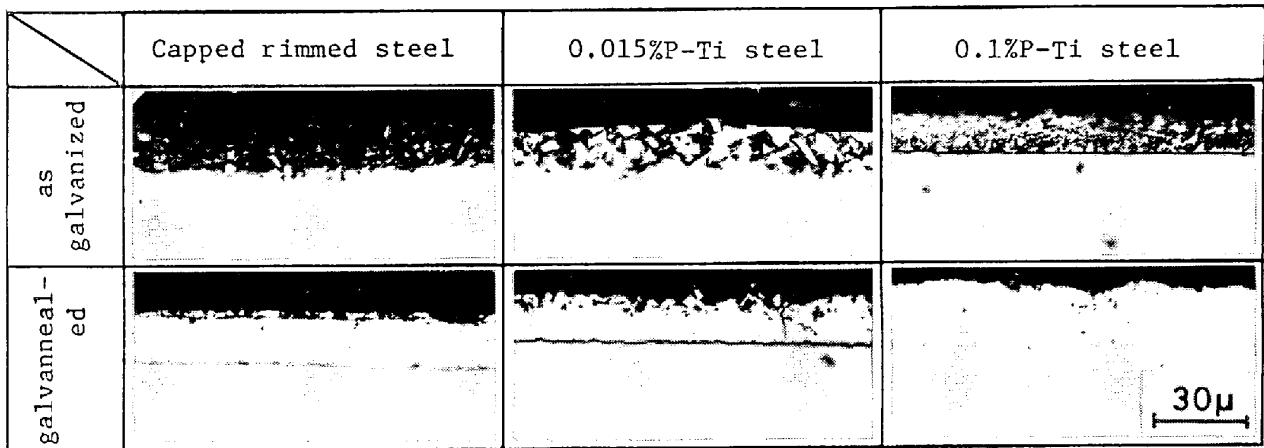


Photo. 2. Microstructures of plating layer on the surface of various steel sheets galvannealed at furnace temperature of 700°C.

び合金化処理材とも Si, Ti, P などの鋼中成分の濃縮層は認められなかつた。しかしながら、合金化速度がもつとも速い Ti 添加鋼を除く Ti-P 添加鋼およびキャップド鋼ではめつき層と地鉄との界面に Al の濃縮層が認められる。この Al 濃縮層が Zn-Fe 相互拡散を阻害し、その結果、合金化に長時間を要するものと推定される。P を多量に添加した場合にはこの Al 濃縮層の状態が変化し、合金化がさらに遅れるものと考えられる。

### 3.3 りん酸塩皮膜処理性

自動車用鋼板において腐食の激しい外板部品を亜鉛めつき鋼板で置き換える場合、内側は溶融亜鉛めつきのままであるが、外側は組み立て塗装後、他の冷延鋼板と同一色調に仕上がるよう無めつき面とする場合がほとんどである。この場合塗装下地としてのりん酸塩処理が必要であり、このりん酸塩皮膜の特性におよぼす集合組織<sup>12)</sup>、鋼中成分や<sup>13)</sup>製造プロセス<sup>14)</sup>の影響についても報告されている。

Fig. 6 に、りん酸塩皮膜付着量および Phosphophyllite 比 (P/P+H) と P 添加量の関係を示す。供試材はいずれもバッチ焼鈍した極低炭素 Ti 添加鋼である。(0.015%P 材の Mn 量は 0.15%, 他は 1.2%Mn) 焼鈍時に濃化した Mn や P がりん酸塩皮膜処理性に影響をおよぼすと考えられる<sup>14)</sup>が、溶融亜鉛めつきラインのような連続焼鈍では Mn や P の表面濃化が生じにくいこと、また、りん酸塩皮膜処理性が問題となるのはおもに非めつき面であるので、バッチ焼鈍時に生成する Mn や P 濃化層および酸化物除去のため機械研削したのち実験に供した。P 添加量を増加するとりん酸塩皮膜付着量は若干減少するようである。Phosphophyllite 比は P 添加量によらず約 97% 一定で、いずれも良好である。

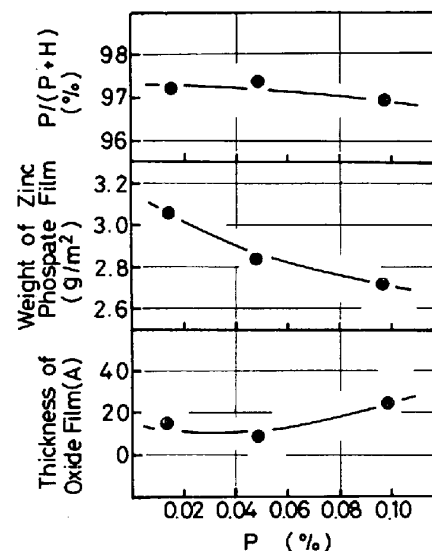


Fig. 6. Effect of phosphorus content on fraction of phosphophyllite, weight of zinc phosphate film and thickness of oxide film. (0.005%C-0.1%Si-1.2%Mn-0.1%Ti) Fraction of phosphophyllite; determined by X-ray diffraction intensities for (100) peak of phosphophyllite and (200) peak of hopeite.

皮膜の結晶状態は Photo. 3 に示すようにディップ化成処理によつて得られる典型的な短柱状晶であり、のちの塗装において良好な付着量、耐食性を示すと予想される。P 添加量を増加すると、結晶サイズが大きくなるようである。これは Fig. 6 に併記したように機械研削面においても 10~20 Å 程度の酸化皮膜が残存し、その酸化皮膜を構成する P 酸化物が電気化学的に Fe 溶解を遅らせ<sup>14)</sup>、このため、結晶核の形成が阻害されると考えられる。なお、0.015%P 鋼より 0.05%P 鋼の方が結晶サイズが小さいのは両鋼種間の Mn 量の差に起因する<sup>14)</sup>であろう。

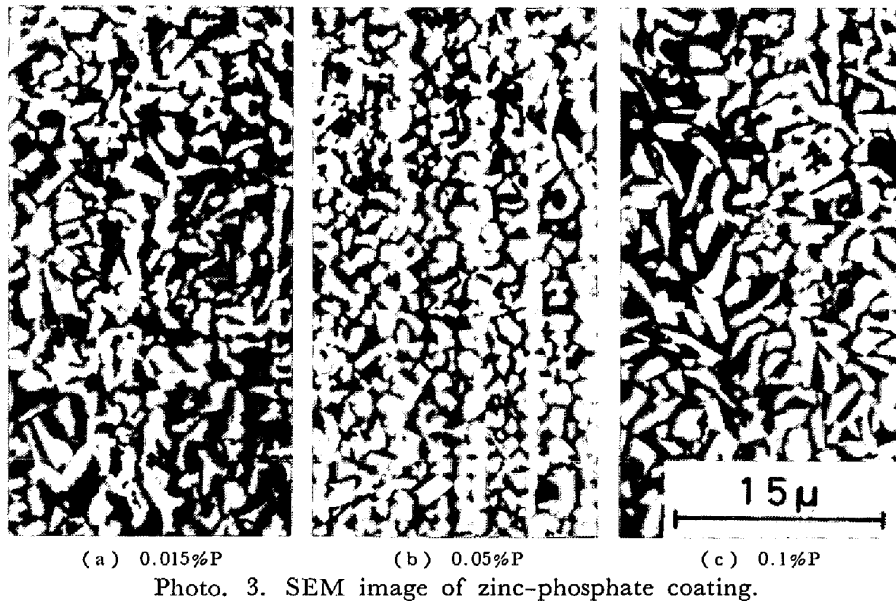


Photo. 3. SEM image of zinc-phosphate coating.

### 3.4 点溶接性

高強度溶融亜鉛めつき鋼板は高強度化およびめつき層の存在により軟鋼板に比して点溶接が困難となる。そこで、45 kgf/mm<sup>2</sup>級の深絞り用合金化溶融亜鉛めつき鋼板として、3.1~3.3項の結果にもとづき決定した組成の鋼板(0.35%Si-0.49%Mn-0.10%P 極低炭素 Ti 添加鋼板)を現場製造し、点溶接性を調査した。

Fig. 7 に加圧力: 370 kgf, 通電時間; 20 サイクルで溶接電流を変えて点溶接したのちの十字引張強度および引張破断後のボタン径を示す。この溶接条件では 6.5 kA 以上でナゲットが形成される。十字引張強度およびボタン径は 7.5 kA までは溶接電流の増加に伴い漸増し、そのばらつきも小さい。散り発生直前での十字引張強度は約 910 kgf である。なお、同一条件での引張せん断強度は約 1200 kgf の値が得られた。溶接電流が 8.0~8.5 kA で散りが発生し、散り発生は十字引張強度の

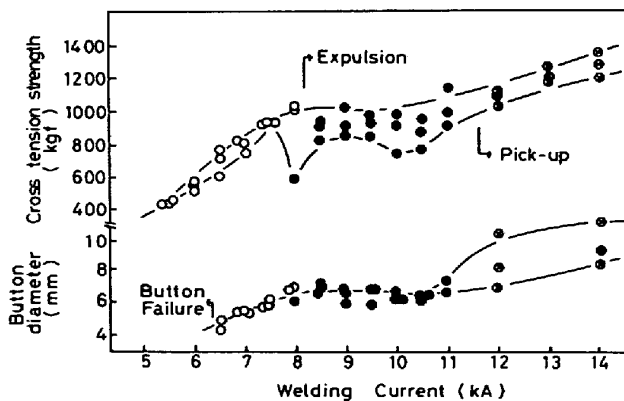


Fig. 7. Relationship among welding current, cross tension strength, and button diameter. (electrode force; 370 kgf, electrode tip diameter; 6 mm $\phi$ -40<sup>R</sup>, welding time; 20 cycles)

ばらつきの下限値の低下をともなう。溶接電流が 12.0 kA 以上になると、十字引張強度は増大するが、チップの溶着現象をおこす。

溶接電流の増加に伴うボタン破断限界、散り発生限界および溶着限界を各溶接通電時間について求めた結果を Fig. 8 に示す。本鋼種の許容溶接電流の上限および下限としての、散り発生限界およびボタン破断限界は一般軟鋼板<sup>10)</sup>に比して低いようである。さらに、散り発生限界の溶接電流値の低下の方が大きく、結果的に、ボタン破断限界から散り発生限界までの電流範囲を狭くしている。これは高強度冷延鋼板の特徴<sup>10)</sup>で、本鋼種の特異な挙動ではない。すなわち、溶融亜鉛めつき合金化材に適した溶接条件(加圧力, 通電時間)を採用すれば、通常の高強度冷延鋼板の適正溶接電流範囲とほぼ同一であると言える。

Fig. 9 に溶接部の延性を表す一つの尺度として、散り

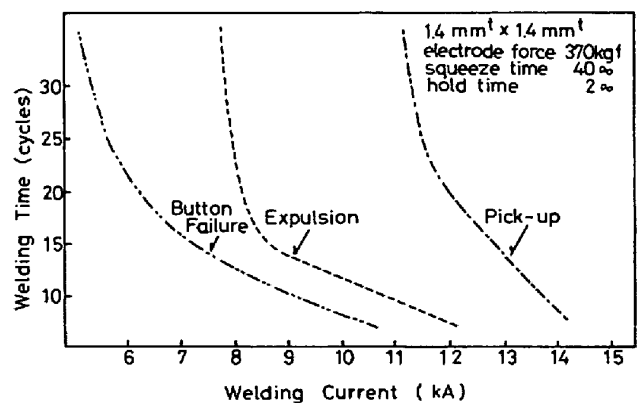


Fig. 8. Weldability lobe (0.01%C-0.35%Si-0.5%Mn-0.1%P-0.13%Ti, YP/24.5 kgf/mm<sup>2</sup>, TS/45.1 kgf/mm<sup>2</sup>, El/35%,  $\bar{r}$ -value/1.66)

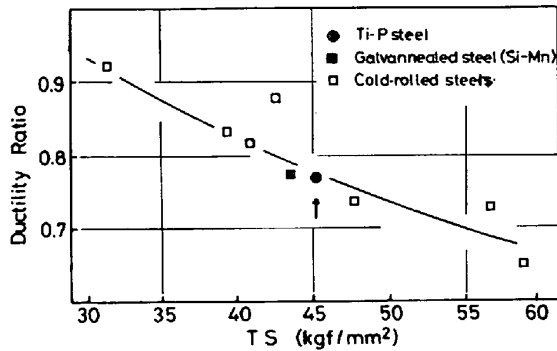


Fig. 9. Relationship between tensile strength and ductility ratio (Cross tension strength/Tension shear strength) at limiting current for explosion.

発生限界における十字引張強度と引張せん断強度の比(延性比)を求めた結果を示す。本実験材は合金化めつき材にもかかわらず、冷延鋼板における母材引張強さと延性比の関係と一致し、他の高強度冷延鋼板とはほぼ同等の延性比を示す。

#### 4. 結 言

超深絞り用高強度溶融亜鉛めつき鋼板を得るためには極低炭素 Ti 添加鋼板の優れた深絞り性を維持しつつ鋼板の高強度化をはかることが有効である。このような観点から、極低炭素 Ti 添加鋼板の機械的性質におよぼす Si, Mn および P 添加の影響を調査した。また、溶融亜鉛めつき鋼板として製造・使用される場合に不可欠な要因である溶融亜鉛めつき合金化特性、りん酸塩皮膜処理性およびスポット溶接性についても合わせて検討した。その結果以下のように、これらの特性も良好な超深絞り用高強度溶融亜鉛めつき鋼板を開発した。

(1) 各元素の強化能は P がもつとも高く、次いで Si であり、0.1%P もしくは 0.5%Si 単独添加ではほぼ 40 kgf/mm<sup>2</sup> 級の高強度鋼板が得られる。これらに対して、Mn は強化能が弱いばかりでなく、1.5% 以上添加すると組織をアキュラ化して  $r$  値を低下させる。

強度-延性バランスはいずれの置換型固溶元素によつて強度上昇を計つても良好な値が得られた。

(2) Si および P 添加は同一焼鈍板粒径で比較した場合、 $r$  値の向上効果を示した。

(3) 溶融亜鉛めつき合金化処理において、P 添加量を増すと、Ti 添加鋼板特有の速い合金化反応を抑制するとともに、良好なめつき密着性を示した。

(4) 機械研削面のりん酸塩皮膜処理において、P 添加量を増加すると、りん酸塩結晶サイズはやや大きくなるが、いずれも短柱状晶であり、のちの塗装において良好な付着量、耐食性を示すと予想される。

(5) 上記結果に基づき現場製造した 0.01%C-0.35%Si-0.5%Mn-0.1%P-0.13%Ti 鋼の亜鉛めつき合金化材における点溶接性を調査した結果、高強度化により適正溶接条件範囲は狭くなるが、これは他の高強度冷延鋼板と同等である。

#### 文 献

- 1) 福田宣雄, 清水峯男: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 817
- 2) 小久保一郎, 須藤正俊, 亀野克己, 橋本俊一, 塚谷一郎, 岩井隆房: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 469
- 3) 須藤正俊, 塚谷一郎: 鉄と鋼, 66 (1980), S 363
- 4) 福塚敏夫, 浦井正章, 若山健二: 神戸製鋼技報, 30 (1980), p. 77
- 5) 福田宣雄, 清水峯男, 高橋延幸: 日本鉄鋼協会鉄鋼基礎共同研究会: 第7回再結晶部会 (1973.7) (私信)
- 6) 松藤和雄, 下村隆良, 大沢紘一, 奥山 健, 苗村博: 鉄と鋼, 65 (1979), S 838
- 7) 高橋延幸, 柴田政明, 古野嘉邦: 鉄と鋼, 66 (1980), S 1127
- 8) G. ANTONIONE and G. D. GATTA: Acta. Met., 18 (1970), p. 1169
- 9) M. Sudo and I. TSUKATANI: Proceedings of ICOTOM 6 of ISIJ (1981), p. 807
- 10) H. BABLIKE: Galvanizing (Hot drip) E & F. N. Spon Ltd. (1950)
- 11) 伊藤武彦, 広瀬祐輔, 公文史城, 長谷川雅司: 日新製鋼技報, 37 (1977), Dec., p. 13
- 12) 島田昌司, 前田重義: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 1984
- 13) 島田昌司, 前田重義, 永川隆敏: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2639
- 14) 若野 茂, 薄木智亮, 西原 実, 藤野允克: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 945
- 15) 野村伸吾, 郡田和彦, 宮原征行, 川本国雄: 神戸製鋼技報, 30 (1980), p. 55