

1 緒 言

地球環境問題への対応から自動車車体の軽量化が、また、安全特性への関心の高まりから車体の耐衝突特性の向上が、自動車メーカーの重要な課題となっている。これらの課題に対して車体設計の工夫とともに、使用する鋼材の高強度化も有効な手段である。そのために、各種の強度レベルの高強度鋼板が開発され、また、同じ強度レベルでも特徴を有する各種の高強度鋼板が開発されつつある。

一方、車体寿命の延長もまた重要な課題であり、そのために表面処理鋼板が多用されている。合金化溶融亜鉛めっき鋼板は優れた塗装後耐食性と総合的な品質バランスの良さから、自動車用表面処理鋼板の主流となっている。

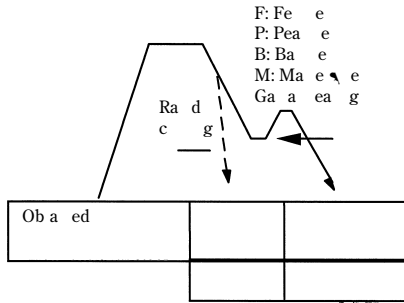
したがって、合金化溶融亜鉛めっき高強度鋼板のラインナップが必要となるが、その実現のためにはいくつかの技術的課題が残されていた。

第一には、高強度化のために鋼中に添加される元素の中、S や

Mn、C などは焼鈍中に表面濃化するために、溶融亜鉛めっき性を阻害することが知られている^{1,2)}。

第二には、鋼中に添加される元素の中、P や S は合金化反応を遅滞させることが知られている³⁻⁵⁾。合金化反応の遅滞は生産性の低下を招くだけでなく、高温合金化による耐パウダリング性の劣化という品質問題を引き起こす。

第三には、合金化溶融亜鉛めっき製造プロセスにおける、特有のヒートサイクルにより、めっきされていない鋼板とは異なる組織となってしまう。たとえば、dual phase 型高強度鋼板はフェライトとマルテンサイトの複合組織からなるために、590 MPa 以上では優れた伸び特性を示す^{6,7)}。このような組織を得るためには、焼鈍後、MS (Austenite to Martensite Transformation) 点以下に急速冷却する必要がある。合金化溶融亜鉛めっき製造プロセスのヒートサイクルを Fig. 1 に示す。図から分かるように、焼鈍後、460°C 前後の溶融亜鉛めっき浴に浸漬され、さらに 500°C 前後にて合金化熱処理されるので、急速冷却することができない



高強度鋼板の開発の考え方と、合金化溶融亜鉛めっき高強度鋼板ラインナップおよび特徴ある製品について述べる。

2 合金化溶融亜鉛めっき高強度鋼板の開発の考え方

2.1 合金化溶融亜鉛めっき高強度鋼板の強化元素

鋼の高強度化のための方法としては、(1) S, M, P などによる固溶強化, (2) T や Nb の炭化物, 窒化物による析出強化, (3) 結晶の微細化, (4) マルテンサイトやベイナイトによる組織強化が知られている。いずれの強化方法を利用するにしても, S や M, P などの元素の添加が必要である。T₉₁ に酸化物生成自由エネルギーを示す⁹⁾。鉄よりも易酸化性の元素は再結晶焼鈍時に選択酸化され、鋼板表面に濃化しやすい。これらの表面濃化物により、鉄と溶融亜鉛との濡れ性が阻害されるために、めっき性が劣化する可能性がある^{1,2)}。特に, S は表面濃化しやすく、めっき性を阻害しやすいために、強化元素としては不適切である。M もまた表面濃化するが、結晶粒界に偏在する傾向があり、S よりはめっき性を阻害しにくい。そこで、合金化溶融亜鉛めっき高強度鋼板には必要最小限の M を活用することとした。P の酸化性は鉄に近いために、焼鈍時の表面濃化を避けることは可能である。しかし、一般的な製造プロセスでは地鉄結晶粒界に偏析することにより、合金化反応を遅滞させることが知られている^{3,5)}。そこで、極低炭素鋼における P の優れた固溶強化能を活用する場合には、実用上大きな問題のない必要最小量を添加することとした。また、他の強化方法の場合には P の添加を避けることとした。P の添加抑制は溶接性改善にも有効である。以上の元素のみでは必ずしも十分な強化能が得られるとは限らないために、新たな強化元素、強化方法を検討した。

2.2 合金化溶融亜鉛めっき高強度鋼板の組織制御

1 章でも述べたように、合金化溶融亜鉛めっき製造プロセスにお

いては、通常の d a 鋼型高強度用組成の鋼板では d a 鋼型高強度鋼板を得ることはできない。d a 鋼においてマルテンサイト組織を得るための臨界冷却速度 CR と添加元素の影響を表わす M 当量に関して式 (1), (2) が知られている⁸⁾。

$$gCR(-C/\%) = 3.95 - 1.73 M \dots (1)$$

$$M \dots (1\%) = M + 0.26S + 3.50P + 1.30C + 2.67M \dots (2)$$

冷間圧延鋼板の製造プロセスにおける冷却速度はおよそ 5-C/に 対して、合金化溶融亜鉛めっき製造プロセスにおいては、およそ 0.5 1.0-C/と見積もられる。したがって、マルテンサイト組織を得るための M 当量をおよそ 2.3~2.5% に増加させる必要がある。しかし、単純に M 添加量を増加させた場合には、M の表面濃化によるめっき性劣化を引き起こす恐れがある。したがって、d a 鋼型合金化溶融亜鉛めっき高強度鋼板を開発する場合には、M 当量を増加させて臨界冷却速度を引き下げる新たな元素が必要となる。

2.3 合金化溶融亜鉛めっき鋼板における Mo 添加

合金化溶融亜鉛めっき高強度鋼板における M 添加が機械的特性におよぼす影響を F. 2 に示す⁷⁾。M 添加により降伏比の低い鋼板、すなわち d a 鋼型の合金化溶融亜鉛めっき高強度鋼板を得られることが分かる。合金化溶融亜鉛めっき製造プロセスにおける、従来鋼と M 添加鋼の計算 CCT ダイアグラムを F. 3 に示す⁸⁾。M 添加により、パーライト変態ノーズを長時間側にシフトさせて回避することができ、マルテンサイトを主体とした第 2 相が生成することが理解できる。

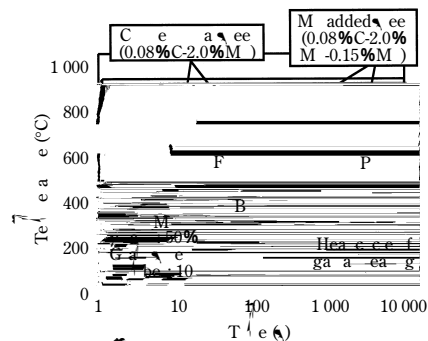


Fig. 3 CCT diagram of d a steel and d a steel with M added

3 合金化溶融亜鉛めっき高強度鋼板の特性

3.1 合金化溶融亜鉛めっき高強度鋼板のラインナップ

川崎製鉄が開発した合金化溶融亜鉛めっき高強度鋼板を強化方法、規格とともに $T_{\text{表}} 2$ に示す。TS レベル 980 MPa 級までの各種の強化タイプの合金化溶融亜鉛めっき高強度鋼板がラインナップされている。

強度レベルとプレス成形性の指標としての全伸びとの関係を、強化方法別に分類して $F . 6$ に示す。いずれの強化方法であっても強度の増加により全伸びは低下するが、 $d a \text{ } ^{\text{2}}_{\text{ae}}$ 型高強度鋼の伸び特性が優れている。

3.2 $d a \text{ } ^{\text{2}}_{\text{ae}}$ 型 590 MPa 級合金化溶融亜鉛めっき鋼板

新たに開発した $d a \text{ } ^{\text{2}}_{\text{ae}}$ 型 590 MPa 級合金化溶融亜鉛めっき鋼板の鋼成分を $T_{\text{表}} 3$ に示す。機械的特性を従来の HSLA 鋼と比較して $F . 7$ に示す。M を 0.15% 含有した開発鋼は従来の HSLA

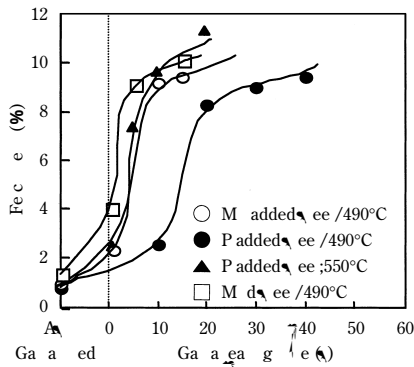
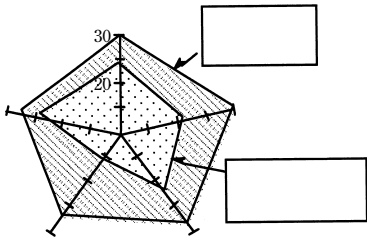


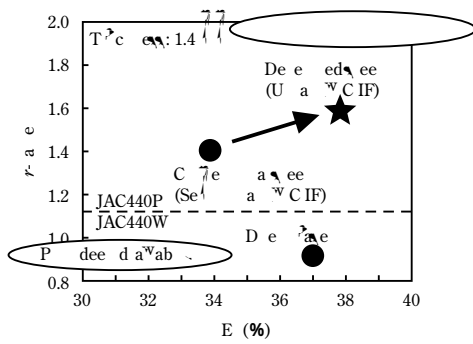
Fig. 5 I f e c e f \ b \ a e c' e \ \ \ g a b a e a g b e' a -

2.4 合金化溶融亜鉛めっきに及ぼす の影響

M 添加鋼と S 添加鋼の焼鈍後の表面濃化状態を GDS により調査した結果を $F . 4$ に示す。S 添加鋼では S の著しい表面濃化が認められるのに対し、M 添加鋼では M の濃化はまったく認められない。Table 1 に示したように、M の酸化物生成自由エネルギーが低く、焼鈍時にも選択酸化されないためである。

M 添加鋼と P 添加鋼および軟鋼の合金化挙動調査結果を $F . 5$ に示す。合金化温度 490- C の P 添加鋼では合金化の著しい遅滞が認められる。合金化温度 490- C の軟鋼と同等の合金化速度を P 添加鋼で得るためには 550- C まで高温化する必要がある。このような高温合金化は耐パウダリング性の劣化を引き起こす。一方、M 添加鋼では合金化の遅滞は認められず、軟鋼とほぼ同等の合金化速度であった。すなわち、高い生産性と優れた耐パウダリング性を両立させることができる。





4 結 言

自動車車体の軽量化と安全性の向上, 車体の防錆性向上のために, 各強度レベルの特徴ある合金化溶融亜鉛めっき高強度鋼板を開発した。

- (1) TS レベル 980 MPa 級までのラインナップを描えた。
- (2) M は焼鈍時に表面濃化せず, めっき性を阻害しないため, 合金化溶融亜鉛めっき高強度鋼板には有用な元素である。
- (3) M 添加により, d a e 型合金化溶融亜鉛めっき高強度鋼板を開発した。TS590MP 級の例では, 優れた伸び特性 30% と優れた溶接特性を有している。
- (4) 低 C 当量設計により, 溶接特性に優れた新しい HSLA 型合金化溶融亜鉛めっき高強度鋼板を開発した。
- (5) M 添加や P 添加のミニマム化により, 生産性を阻害せず, 耐パウダリング性に優れた合金化溶融亜鉛めっき高強度鋼板の製品群を開発した。