

成形性に優れた自動車パネル用新冷間圧延鋼板の開発

Development of New Formable Cold-rolled Sheet Steel for Auto-body Panels

伊 丹 淳^{*(1)} 浅 野 裕 秀^{*(1)} 潮 田 浩 作^{*(2)} 木 村 義 孝^{*(3)}
Atsushi ITAMI Hirohide ASANO Kohsaku USHIODA Yoshitaka KIMURA
 木 村 徳 俊^{*(4)} 小 山 一 夫^{*(5)}
Noritoshi KIMURA Kazuo KOYAMA

抄 録

自動車のパネル用途に必要な $\bar{r}$ 値と n 値を従来のIF鋼よりも高めた超成形性冷延鋼板及び良成形性BH鋼板の開発を行った。超成形性冷延鋼板については、熱延板組織微細化と析出物制御により、 $\bar{r}=2.5$, $n=0.27$ レベルを実機で製造することができることを述べ、 $\bar{r}$ 値を高める熱延板組織微細化の役割を考察した。良成形性BH鋼板については、過剰にCを残す方法を活用することにより、加工性に優れ、高いBH性を有する高強度冷延鋼板が安定的に実機で製造できることを述べた。又、高強度鋼板を合金化溶融亜鉛めっきするに際しての新しいプロセスによる成分制約の撤廃の可能性について検討した。

Abstract

Super formable cold-rolled steel and bake-hardenable cold-rolled steel sheet with good formability for auto-body panels have been developed, which have raised $\bar{r}$ -value and n -value required for use of the auto-body panels comparing with the conventional IF steel. The paper describes that, with regard to the former, both value levels that the $\bar{r}$ is 2.5 and the n is 0.27 can be obtained by manufacturing in the practical lines by refining the grains of hot-rolled band and controlling its precipitation, and the role of its grain refinement to rise the $\bar{r}$ -value is discussed, and with regard to the latter, high strength cold-rolled steel sheet with good formability and high BH properties can be stably manufactured in the practical lines by putting an excess carbon-residue process to practical use. Further, any probability of removing the limitation of chemical compositions by adopting a new process in galvannealing the high strength steel sheet is discussed.

1. 緒 言

ドアやフェンダー等の外板パネル、あるいはフロアやダッシュ等の内板パネルに用いられるパネル用鋼板には、深絞り性や張出し性などの成形性と、張り剛性、耐デント性、耐食性等が要求される。この要求特性に合致した鋼にいわゆるIF (Interstitial Free) 鋼¹⁾がある。IF鋼は1960年代末に我が国で発明された鋼である。IF鋼は、 $\bar{r}$ 値と n 値が高いことに加え焼鈍時の加熱速度依存性がない、炭素析出のための析出処理が不要等の特徴を有することから、過時効帯のない連続溶融めっき設備でも容易に製造できる。IF鋼は、この特徴とその後の改良^{2,3)}等から自動車用の冷間圧延(以下、冷延と記す)鋼板や電気・溶融亜鉛めっき鋼板に急速に拡充され、現在ではその主要鋼種となっている。

本論文で述べる鋼は、このIF鋼をさらに発展させてその特性を飛躍的に向上させたものである。その開発の背景には、自動車業界に

おけるデザイン優先の設計に応じることのできる成形性に極めて優れた超成形性冷延鋼板と、車体の軽量化に寄与できる高強度超成形性冷延鋼板へのニーズがあった。超成形性冷延鋼板に関しては、鋼の純度等の向上と集合組織形成のメカニズムに従い、工業規模で極限まで成形性を高めた結果を述べる。又、高強度冷延鋼板については、C量をNb量に対して過剰に残す方法を展開した良加工性で塗装焼付け硬化性(以下BHと略す)を有する冷延鋼板の実機試作結果を述べる。最後に、今後の展望として、成分制約の多い合金化溶融亜鉛めっき鋼板の制約撤廃による高強度鋼板への展開の可能性について述べる。

2. 超成形性冷延鋼板

2.1 基本的な考え方

$\bar{r}$ 値は、製品の集合組織に支配され、 $ND//\langle 111 \rangle$ (以下 $ND//\langle hkl \rangle$ を $\{hkl\}$ と記す)の密度が高くなると向上する。ここで、 ND

*⁽¹⁾ 技術開発本部 君津技術研究部 主任研究員
 *⁽²⁾ 技術開発本部 君津技術研究部 主任研究員 工博
 *⁽³⁾ 君津製鐵所 冷延部

*⁽⁴⁾ 君津製鐵所 品質管理部 部長代理
 *⁽⁵⁾ 技術開発本部 鉄鋼研究所 鋼材第一研究部 主幹研究員 工博

は圧延面の法線方向を示す。冷延鋼板の再結晶集合組織の制御に関しては数多くの研究がある⁴⁻⁹⁾。これらによれば、再結晶の初期段階では冷延後の結晶粒界からは{111}を有する再結晶粒が、又結晶粒内からは{110}の再結晶粒が優先核生成⁹⁾するので、 $\bar{r}$ 値を高めるためには熱間圧延（以下、熱延と記す）鋼板の結晶粒径を細かくする必要がある。特に高純鋼は、熱延板の結晶粒径が粗大化しやすく、注意を要する。一方、粒成長の段階では{111}が発達する⁹⁾ので、粒成長を阻害する固溶元素の低減や析出物の粗大化が必要である。析出物や熱延板の結晶粒径は、熱延条件で決定するものであり、高純鋼により高い $\bar{r}$ 値を実現するための熱延は重要な位置にある。又、 n 値の支配因子は鋼の純度と焼鈍後の結晶粒径にある⁹⁾。高い n 値を得るために高純化とともに十分に粒成長させることが必要となり、熱延条件が重要となる。そこで、高い $\bar{r}$ 値を達成させるための成分系としてTi添加超高純鋼¹⁰⁾を実機で溶製し、 $\bar{r}$ 値と n 値に及ぼす熱延条件の影響を明確にする実機及び実験室検討を行った。

2.2 試験方法とその結果

表1に示した鋼Aを用い、表2に示す条件で熱延、冷延、連続焼鈍を施した。熱延においては、仕上圧延後即急冷技術（以下、即冷と略す）¹⁰⁾を適用した。図1は、仕上温度（以下、FTと略す）と $\bar{r}$ 値の関係を示したものである。FTが低いほど、 $\bar{r}$ 値は向上し、特に r_{45} の向上が著しい。通常冷却においてFTが約910°Cの場合に $\bar{r}=2.5$ が得られた。又、即冷材は通常冷却材に比べ熱延板の粒径が小さく、これにより $\bar{r}$ 値が向上した。図2は熱延板粒度番号で $\bar{r}$ 値と再結晶集合組織を整理したものである。即冷により熱延板粒度は8番程度まで細くなり、 $\bar{r}$ 値が2.5に達した。これは再結晶集合組織からも裏付けられている。すなわち、熱延組織の細粒化で{111}は極めて高くなる一方で{100}と{110}は低くなる。

次に、表1の鋼B、Cを用い、熱延加熱温度（以下SRTと略す）

表1 供試鋼の化学成分 (mass %, *: mass ppm)

鋼	C*	Si	Mn	P	S	Al	Ti	B*	N*
A	14	0.008	0.13	0.008	0.003	0.017	0.050	3	15
B	16	0.009	0.06	0.003	0.004	0.037	0.045	2	15
C	25	0.013	0.14	0.011	0.009	0.038	0.054	3	18
D	12	0.007	0.12	0.008	0.003	0.021	0.051	3	14

表2 鋼Aの製造条件

熱延			冷延		連続焼鈍	
SRT, °C	FT, °C	CT, °C	板厚, mm	板厚, mm	ST, °C	OA, °C
1100~1150	900~960	670~720	5.5	1.2	850	350
			6.5	1.6		

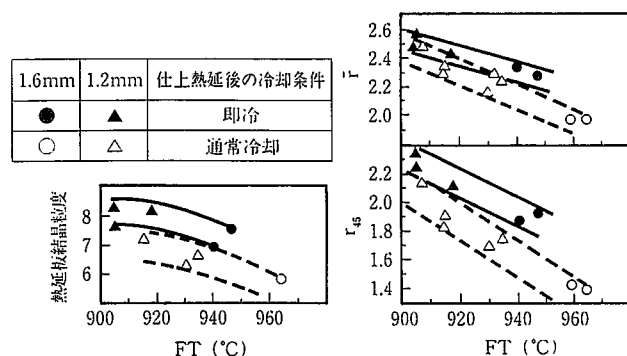


図1 FTと $\bar{r}$ 値及び熱延板結晶粒径の関係

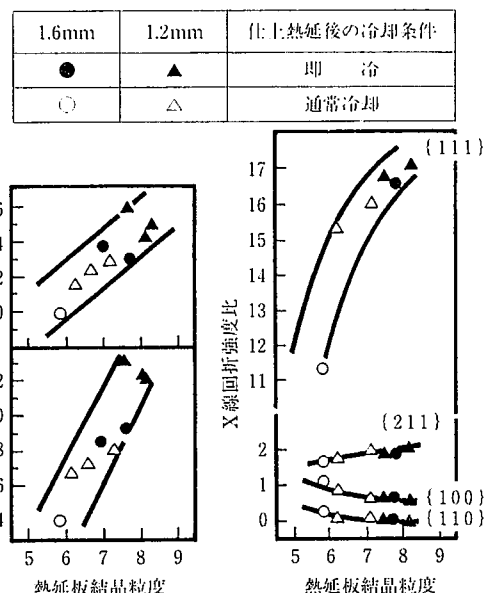


図2 $\bar{r}$ 値と再結晶集合組織に及ぼす熱延板結晶粒径の影響

を1056~1188°Cと変化させ、FTを905°C、巻取温度（以下CTと略す）を750°C、板厚を4.5mmとした実機熱延板を得た。なお、この実験では即冷は実施しなかった。この熱延板を実験室で0.8mmに冷延し、875°Cの焼鈍を行った。鋼Bは、鋼Aと同様の高純鋼であり、鋼Cは鋼Bに比べCやN量が高く、純度が低いものである。なお、875°Cの焼鈍で肌荒れのないことを確認している。図3¹¹⁾に、SRTと $\bar{r}$ 値の関係を示した。C含有量が低いほど、SRTが低いほど $\bar{r}$ 値は高くなった。鋼Bレベルの超高純度鋼は極めて高い $\bar{r}$ 値レベルを示し、鋼CではSRTの低下に伴う $\bar{r}$ 値の向上が著しい。図4¹¹⁾にSRTと n 値の関係を示した。純度の高い鋼BはSRTによらず $n=0.28$ の高いレベルを示したのに対し、鋼CはSRTが低いほど n 値が高くなる傾向を示した。

以上の検討結果から、表3に示すような $\bar{r}$ 値=2.5、 n 値=0.27レベルの超成形性冷延鋼板の試作に成功した。なお、この冷延鋼板の実用性能の評価結果については別報¹²⁾に詳述した。

2.3 考察

超成形性冷延鋼板は、FTの最適化と即冷による熱延板の組織微細化と熱延板の析出物制御¹³⁾により得られた。ここでは、熱延板の組

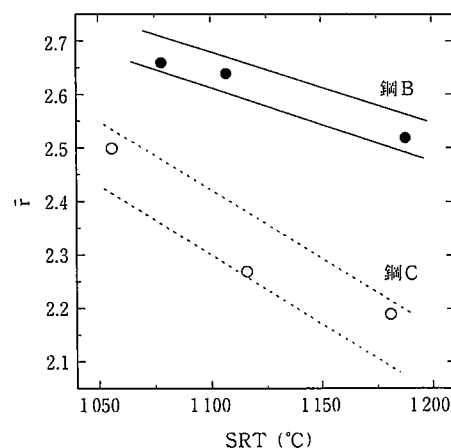


図3 SRTと $\bar{r}$ 値の関係

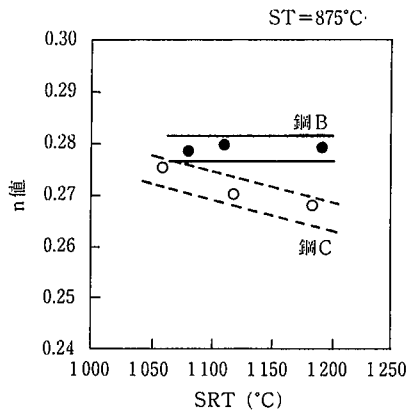


図 4 SRT と n 値の関係

表 3 超成形性冷延鋼板の特性例

板厚, mm	YP, N/mm ²	TS, N/mm ²	El, %	$\bar{r}$	n
0.8	116	273	53.8	2.63	0.278
1.2	121	271	56.8	2.63	0.272
1.6	126	280	57.2	2.58	0.273

組織微細化と $\bar{r}$ 値の関係について考察する。

$\bar{r}$ 値は集合組織で決定されるため、即冷による熱延板の組織微細化は、冷延板の再結晶挙動を変化させていることが考えられる。そこで、実機で製造した即冷により粒径を変化させた熱延板の冷延後の再結晶特性を調査した。すなわち、表 1 の鋼 D を表 4 の条件で熱延した。即冷により粒度番号が 6.7 番 (D-A) から 8.0 番 (D-B) に変化し、細粒となった。これらの熱延板を 6.5mm から 1.6mm まで冷延し、実験室で 500~800°C の焼鈍を施した。

再結晶開始 (再結晶フェライトの出現) 温度は、D-A で約 660°C、D-B で約 640°C、再結晶終了 (冷延組織の消失) 温度は D-A で約 780°C、D-B で約 760°C であり、熱延板粒径が細かいほど再結晶温度が低かった。再結晶フェライトの出現場所は、写真 1 に示すように初期結晶粒界と dark-etch 領域¹⁴⁾ が支配的であった。又、bright-etch¹⁴⁾ 領域の再結晶は、再結晶後期において初期結晶粒界と dark-etch 領域の再結晶粒が侵食するように進行した。更に、図 5 に示したように、冷延ままから粒成長段階まで一貫して D-B の方が {111} の密度は高かった。粒成長段階である焼鈍温度が 800°C の場合のフェライト粒度は、D-A で 8.0 番、D-B で 8.9 番であった。

表 4 鋼 D の熱延条件

No.	SRT, °C	FT, °C	即冷	CT, °C	粒度番号
D-A	1 151	915	実施せず	725	6.7
D-B	1 151	904	実施	715	8.0

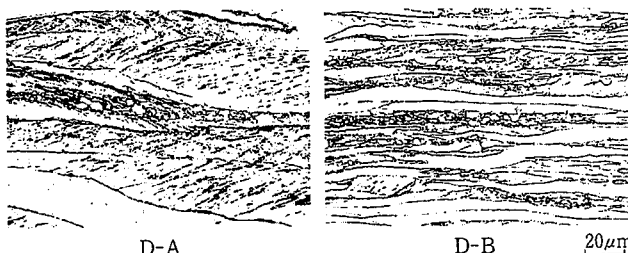


写真 1 粒界と dark-etch 領域からの再結晶フェライトの出現 (焼鈍温度 660°C)

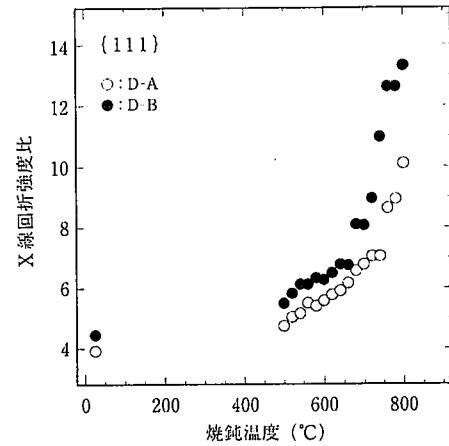


図 5 {111} 粒の再結晶の進行に及ぼす熱延板結晶粒径の影響

以上の実験結果から $\bar{r}$ 値に及ぼす熱延板組織微細化の効果を考える。まず、冷延段階においては、図 5 に示したように、D-B の方が {111} が高かった。これは、阿部の実験結果に合致する¹⁴⁾。すなわち、冷延率を高くすることによる $\bar{r}$ 値の向上効果¹⁵⁾ は、熱延板組織の微細化によっても得られると考えられる。次に、冷延板の dark-etch 領域と粒界 (又はその近傍) は、その他の領域に比べ転位密度が高く¹⁶⁾、再結晶核を多く与えることにより再結晶温度を低くしたものと考えられる。松藤らは製品段階での $\bar{r}$ 値を再結晶終了段階の $\bar{r}$ 値と粒成長段階の $\bar{r}$ 値の和として説明している¹⁷⁾。熱延組織の細粒化は、再結晶温度の低いことを通して、粒成長による $\bar{r}$ 値の向上に寄与したことも考えられる。これらから熱延板粒径が細かいと $\bar{r}$ 値が向上するのは、1) 冷延集合組織を発達させること、2) {111} 再結晶粒の核生成頻度をあげること、3) 再結晶温度が低く、フェライトの粒成長代が多くあることが働いたためと考えることができる。

3. 良成形性 BH 鋼板

3.1 BH 性付与の基本的考え方

BH 性は侵入型固溶元素、特に固溶 C による歪時効硬化を活用するので、固溶 C の制御が重要である。その方法としては、図 6 に示すように、1) あらかじめ製鋼段階で Ti や Nb に対して、過剰の C を残す方法¹⁸⁾、2) 熱延板段階で C を完全に Ti や Nb で固定し、連続焼鈍

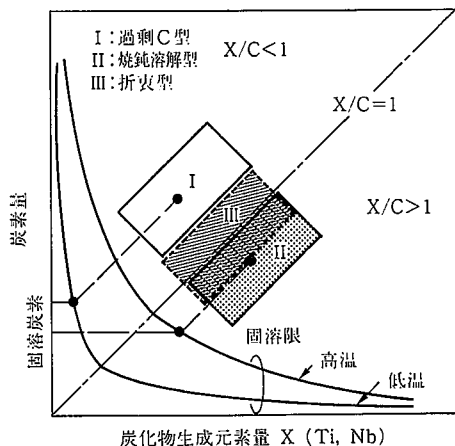


図 6 IF 鋼における BH 性付与の考え方

での高温焼鈍でこれらの炭化物を再溶解させ固溶Cを残存させる方法^{19,20)}、3) 上記1)と2)の折衷型²¹⁾がある。1)の方法は焼鈍温度やその後の冷却パターンにかかわらず、BH性が安定して得られるという特徴がある。ただし、製鋼でのC、Ti、Nb量の高精度な中技術が前提となる。一方、2)の方法では図6に示したように鋼成分のばらつきに対して固溶C量の変化量が1)の場合よりも少ないためにBH性が安定し、かつ冷延中に固溶Cがないため高い成形性が得られる。しかし、連続焼鈍時に著しい高温焼鈍が必要で、かつ高温焼鈍後の冷却中における炭化物の再析出に留意しなければならない等、解決すべき課題が多い。そこで、安定したBH性を得て、かつNb/Cが0.9程度でも高い成形性が得られる¹⁸⁾1)の方法について述べる。

3.2 試作鋼板の特性

3.2.1 高強度冷延鋼板の製造結果と考察

前項で述べたBH性付与の考え方に従い、表5と表6に示す成分、プロセス条件で高強度冷延鋼板の試作を行った。引張強度は340N/mm²級を狙い、降伏強度の上昇を抑えるためにP量を抑え、Mn量を高めた成分系とした²⁰⁾。熱延では、低温加熱と高温巻取を主とする条件を採用した。その結果、表7に示すようにBH量は40N/mm²以上で、 $\bar{r}$ 値も2.0~2.4と優れた特性を有する鋼板を得た。

次に開発鋼のBH性を詳細に調査するために上記鋼の冷延まま材を用い、ラボにて焼鈍温度(以下、STと略す)、急冷開始温度(以下、2Sと略す)及び過時効温度(以下、OAと略す)のBH性に及ぼす影響を調査した。又、比較としてNb/C:2.10の鋼板を用いた。開発鋼は図7(a)に示すようにSTが850~900°Cの範囲ではBH量はほとんど変化せず、安定したBH性が得られる。一方、比較鋼ではSTが高くなるほどBH量が向上する。これはNbCが高STとともに再溶解し、固溶Cが増加したためと考えられる。さらに図7(b)、(c)に示すように開発鋼は比較鋼と比べて、2S及びOAのBH性に及ぼす影響が小さい。比較鋼でBH性が変化する理由は、急冷開始ま

表5 供試鋼の化学成分 (mass %, * : mass ppm)

鋼	C*	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	N*	Nb/C
1	16	0.01	0.70	0.040	0.0058	0.027	0.011	0.006	20	0.92
2	20	0.01	0.68	0.039	0.0043	0.024	0.012	0.006	17	0.78

Nb/Cは原子比

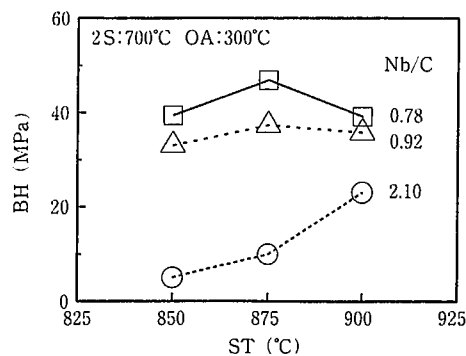
表6 供試鋼の熱延、冷延及び連続焼鈍条件

鋼	部位	熱延			冷延 板厚, mm 冷延率, %	連続焼鈍		
		SRT, °C	FT, °C	CT, °C		ST, °C	OA, °C	SP, %
1	T	1160	902	761	4.0/0.65	863	290	0.8
	B		906	745	(83.8%)	888	311	0.8
2	T	1155	897	751	4.0/0.65	845	284	0.8
	M		910	739	(83.8%)	875	305	0.8
	B		905	745		873	300	0.8

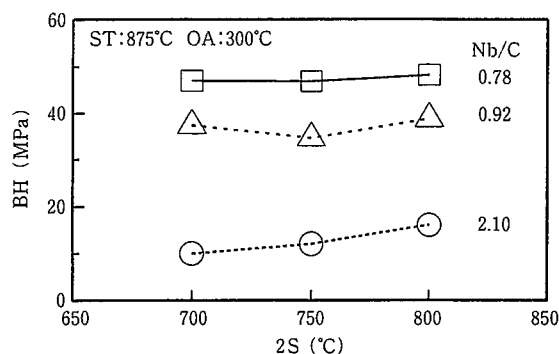
部位 T: コイル長手方向先端部, M: コイル長手方向中央部, B: コイル長手方向尾端部

表7 実機製品板の引張特性

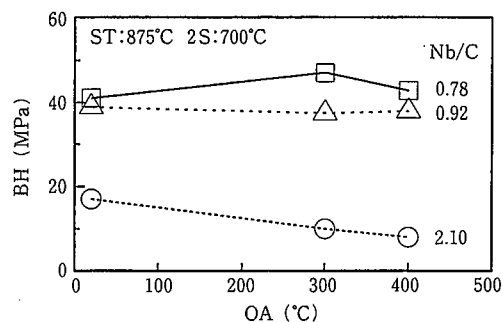
鋼	部位	YP(N/mm ²)	TS(N/mm ²)	El(%)	$\bar{r}$	BH(N/mm ²)
1	T	205	346	42	1.92	47
	B	188	342	43	2.05	42
2	T	218	359	43	2.04	53
	M	242	339	43	2.39	66
	B	198	344	44	2.06	74



(a) STとBHの関係



(b) 2SとBHの関係



(c) OAとBHの関係

図7 BHに及ぼす焼鈍条件の影響

での徐冷中に析出するNbCの影響、OA中の鉄炭化物の析出²¹⁾やCの粒界偏析の影響が考えられる。

開発鋼の耐デント性を $(YP+WH+BH) \times t^2$ で整理したものを図8に示す。耐デント性は、200mm角の試験片を100mmφの平底円筒ポンチで張り出すことにより歪を与え、その後、50mmφの圧子を200Nで押し込んだときのへこみ量で評価した。340N/mm²級の試作材($t=0.65$ mm)は、BH処理を施すことにより370N/mm²級のP添加Alキルド鋼($t=0.7$ mm)と同等以上の耐デント性を示した。このように開発鋼は成形前は良加工性で、BH性により耐デント性が確保でき、板厚の減少が可能である。

3.2.2 高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造結果

供試鋼は表5に示したものをを用い、熱延条件は表6に示したものとほぼ同じ条件とし熱延板厚は4.5mmとした。冷延以降の条件を表8に示す。その結果、表9に示すように優れた加工性とBH性を有する合金化溶融亜鉛めっき鋼板が得られた。

4. 今後の展望

高強度鋼板を製造するためには、多量の強化元素が必要となる。この場合に留意しなければならないのは、冷延鋼板の化成処理性と合金化溶融亜鉛めっき鋼板のめっき密着性（濡れ性）と合金化速度である。冷延鋼板の化成処理性については、鋼中へのCaの添加と焼鈍前での鋼板表面へのSを塗布する方法²²⁾により、多量のSiを含む高強度冷延鋼板の化成処理性が改善されることが確かめられている。一方、後者についてはめっき密着性とめっき層の合金化に対する鋼中元素の影響が大きく²³⁾、工業的に製造する場合の成分的な制約条件になっており課題が多い。例えばSiとMnの添加の場合は、図9²⁴⁾に示すように、連続溶融亜鉛めっきラインの焼鈍工程での鉄にとっての還元雰囲気、SiとMnにとっては酸化雰囲気になり、鉄表面に濃化したそれらの酸化物のために亜鉛との密着性が低下する²⁵⁾。一方で図9は、加熱温度や雰囲気条件によっては、鋼中元素の酸化を抑制することができることを示している。SiやMnなどの主要固溶体強化元素の制約が撤廃されれば、高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造するに際して自由な成分設計ができることになる。今後の展望としてこれを取り上げ、以下に述べる。

通常のNOF-RF法では、高Si-Mn鋼材の表面は加熱帯で鉄酸化物膜で覆われ、還元帯においてSiとMnが複合酸化物であるMnSiO₃として表面に濃化し、支配的になる。これが亜鉛との濡れ性を劣化させる²⁵⁾。しかし、加熱帯での空気比を通常の0.9から1.05に上昇させ、図10のように加熱帯における鉄酸化物膜を厚くすると還元帯で表面に純鉄層が形成させることができる。図10の還元完了時点でめ

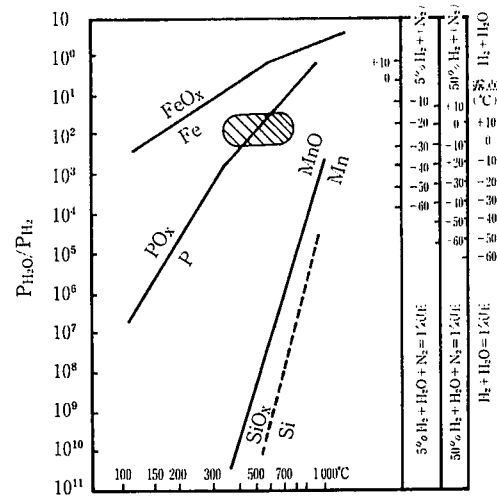


図9 H₂-H₂O-N₂雰囲気における酸化還元平衡

っきポットに浸漬させるのが最適条件であり、酸化膜が残存している場合には酸化膜と純鉄層との界面やその近傍における剥離が生じる条件となる。又、Siが表面濃化する段階ではめっき密着性が確保できない条件となり、これが通常の空気比での作業の場合である。図11は、Si=1.0%、Mn=1.2%の鋼板を実験室において焼鈍する際に、空気比を0.90~1.05、温度を500~700°Cに変化させて加熱し（加熱まま）、さらに窒素雰囲気中で120s還元保持したとき（加熱と還元）

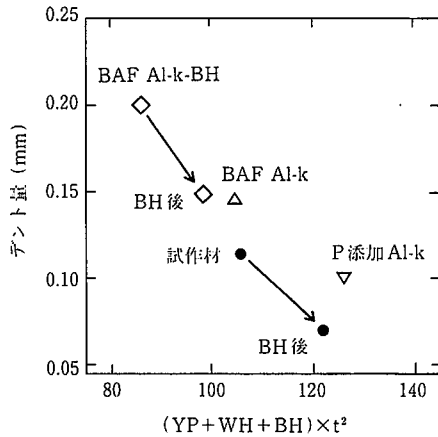


図8 板厚を考慮した加工後の降伏点とデント量

表8 冷延及び連続溶融亜鉛めっき条件

鋼	冷延	連続溶融亜鉛めっき		
	板厚(mm) (冷延率)	RF(°C)	めっき浴温(°C)	合金化板温(°C)
1	4.5/0.8(82%)	840	460	500
2	4.5/0.8(82%)	843	460	490

表9 供試鋼の引張特性（コイル長手方向中央部）

鋼	YP (N/mm ²)	TS (N/mm ²)	El (%)	n 値	r 値	BH (N/mm ²)	WH (N/mm ²)
1	224	350	42	0.23	1.66	35	38
2	224	354	42	0.23	1.73	30	40

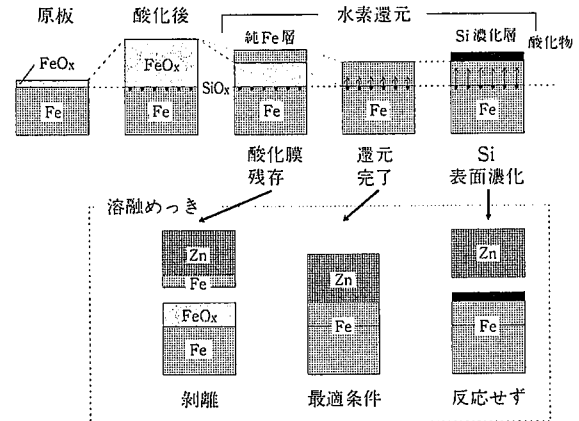


図10 空気比の制御と酸化膜

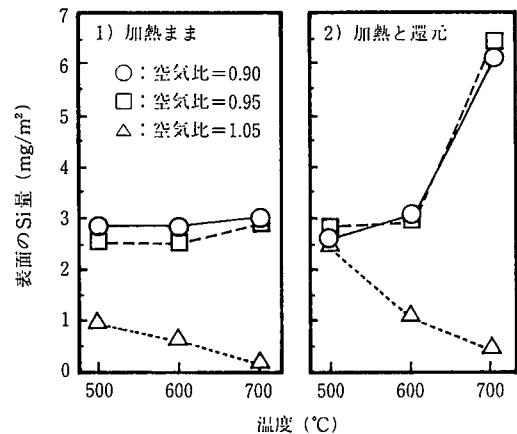


図11 Siの濃化に及ぼす空気比の影響

の表面に濃化する SiMnO_3 を、GDS (グロー放電発光分光) を用い Si 量で評価した結果である²⁶⁾。これによると、Si と Mn の濃化は還元により生じ、加熱における空気比を高くすると、還元における Si と Mn の濃化は生じない。従って、加熱帯における鉄酸化膜厚を制御することが重要な点である。これをオンライン酸化膜厚計²⁷⁾により測定できること、さらにこの技術により、高 Si-Mn 鋼のめっき密着性が確保できることが実機で確認できている²⁶⁾。

5. 結 論

超成形性冷延鋼板、良成形性 BH 鋼板、並びに高強度鋼板を合金化溶融亜鉛めっきするに際しての新しいプロセスによる成分制約の撤廃の可能性について検討した。

超成形性冷延鋼板については

- (1) 超高純鋼を用い、熱延板組織微細化と析出物制御により、 $\bar{r} = 2.5$, $n = 0.27$ レベルを実機で製造することができることを述べた。
- (2) $\bar{r}$ 値を高めるための熱延板組織微細化の役割は、1) 冷延集合組織の発達を促進する、2) $\{111\}$ の再結晶粒の核生成頻度を向上させる、3) 再結晶後に大きな粒成長代を与えることと考えた。

良成形性 BH 鋼板については

- (3) 製鋼段階で過剰に C を残す方法を活用することにより、加工性に優れ、高い BH 性を有する高強度冷延鋼板及び合金化溶融亜鉛めっき冷延鋼板が安定的に実機で製造できることを述べた。

高強度鋼板の合金化溶融亜鉛めっきをするに際しての成分制約撤廃については

- (4) めっき密着性を阻害する SiMnO_3 は、還元帯で生成し、加熱帯における空気比を高くし鉄酸化膜厚を厚くすることによりその濃化を防止することができることを述べた。
- (5) 酸化膜厚の制御は、オンライン酸化膜厚計により達成すること

ができ、高 Si-Mn 鋼のめっき密着性が確保できることを実機で確認した。

参 照 文 献

- 1) 福田宜雄 ほか：塑性と加工. 13, 841 (1972)
- 2) 橋本 修 ほか：鉄と鋼. 67, 96 (1981)
- 3) 山田正人 ほか：鉄と鋼. 73, 133 (1987)
- 4) 例えば長嶋晋一：集合組織. 初版. 東京, 丸善, (1984)
- 5) 例えば基礎研究会極低炭素鋼板研究部会：極低炭素鋼板の金属学. 東京, 日本鉄鋼協会 (1993)
- 6) Abe, M. et al.: Trans Jpn Inst Met. 23, 718 (1982)
- 7) 潮田浩作 ほか：鉄と鋼. 70, 96 (1984)
- 8) Hutchinson, W.B.: International Metals Reviews. 29, 25 (1984)
- 9) 増井浩昭 ほか：鉄と鋼. 58, 1096 (1972)
- 10) 松津伸彦 ほか：材料とプロセス. 3, 1816 (1990)
- 11) 鈴木隆昌 ほか：未公表データ, 新日鐵, (1994)
- 12) Itami, A. et al.: SAE Tec Pap 930783 (1993)
- 13) Ushioda, K. et al.: Forum Book of International Forum on Physical Metallurgy of IF Steel, ISIJ, Tokyo, (1994)
- 14) 阿部光延：京都大学学位論文. (1976)
- 15) 例えば伊藤邦夫：鉄と鋼. 58, 1096 (1972)
- 16) 阿部光延 ほか：鉄と鋼. 70, 180 (1984)
- 17) 松藤和雄 ほか：鉄と鋼. 56, 28 (1970)
- 18) 山田正人 ほか：製鉄研究. (322), 90 (1986)
- 19) 川崎 薫 ほか：鉄と鋼. 79, 76 (1993)
- 20) 潮田浩作 ほか：材料とプロセス. 5, 2050 (1992)
- 21) 佐藤 進 ほか：川崎製鉄技報. 23, 293 (1991)
- 22) 伊丹 淳 ほか：材料とプロセス. 2, 1927 (1989)
- 23) 例えば西本昭彦 ほか：鉄と鋼. 68, 1404 (1982)
- 24) 例えば前田重義：表面処理技術総覧. 初版, 東京, (株)産業技術サービスセンター, 16 (1987)
- 25) 広瀬祐輔 ほか：第88, 89西山記念技術講座. 229 (1983)
- 26) 木村義孝 ほか：日本金属学会秋期大会シンポジウム講演概要. 96 (1993)
- 27) 田中富三郎：計装. 32 (9), 69 (1989)