

2. 圧延速度の変化による影響

No. 1, 2スタン
ドとともにロール
間隙を一定に保ち
通板後圧延速度を
段階的に変化させ
たときの圧下率お
よび圧延荷重の変
化を Fig. 3, 4に
示す. 両スタン
ドの荷重は速度の上
昇とともに増加す
るが圧下率は次第
に低下する. 平均
変形抵抗は65~73
kg/mm² の範囲
であった. 速度に
よる圧下率の変
化の仕方はロール
表面状況によつて
異なり, ダルロール
の場合はツヤロー
ルに比較して速度
の増加によつて低
下する傾向が比較
的少ない.

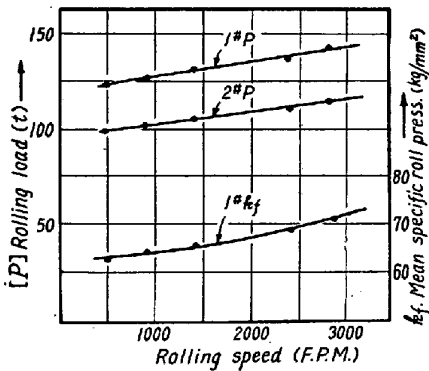


Fig. 3. Relation between rolling speed, rolling load and mean specific pressure.

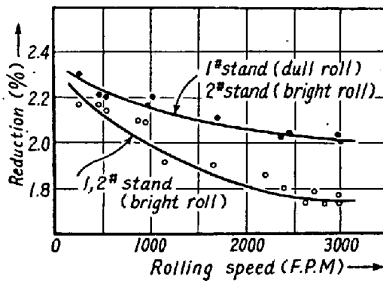


Fig. 4. Variation of skin-pass reduction due to the change of rolling speed.

3. Screw down の効果

Screw down にともなつて圧下率および圧延荷重の
変化する現象を Fig. 5 に示した. Fig. 5 の曲線 A は
No.2 スタンド (ツヤロール) のロール間隙を一定 (荷
重で 32.4 t) に設定して No.1 スタンド (ツヤロール)
の screw down を変化させたときの特性曲線である. B

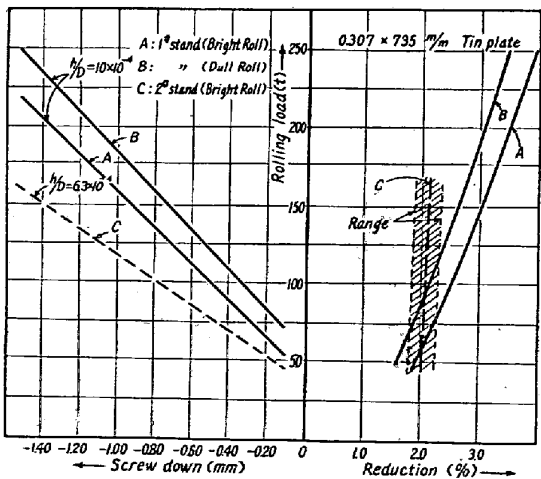


Fig. 5. Characteristic curves of the skin-pass rolling.

は同様に No.2 スタンドのロール間隙を一定 (荷重で
79.4 t) にして No.1 スタンド (ダルロールを変えた
時である. これよりダルロールを用いるとツヤロー
ルよりも No. 1 スタンドの圧延荷重は常に約20 t ほど高
く現われ, 圧下率は逆に約 0.15% 近い結果を示して
いることがわかる. 次に曲線 C は No.1 スタンド (ダル
ロール) のロール間隙を一定 (荷重で73 t) に保ち No.2
スタンドの screw down を変えたときの特性曲線であ
る. すなわち圧延荷重は screw down とともに増加す
るが圧下率は常に一定値を示す. したがつて No.2 ス
タンドはロールをしめこんでも圧下がほとんどかから
ない.

IV. 結 言

1. 圧下率を変動させる諸要素を大小の順に並べると
① No.1 のスタンドの screw down, ② 入口張力,
③ ツヤロール使用時の圧延速度, ④ 中間張力, ⑤ ダル
ロール使用時の圧延速度, ⑥ 出口張力, ⑦ No.2 ス
タンドの screw down であつた.
2. ダルロールはツヤロールの場合に較べて圧延荷重
は常に約 20 t 程度高くなるが圧延速度の変化によつて
ツヤロールほど圧下率を変化させない特徴がある.
3. No.2 スタンドは screw down によつてロール
をしめ込むとき圧延荷重は高くなるが圧延率はほとんど
変わらない.

(62) 鋼板の冷間曲げ加工におよぼす
ショットブラストおよび寸法効
果の影響について

八幡製鉄所, 技術研究所

工 大竹 正・工 権藤 永

○福田義家 ・有馬朝夫

Effect of Shot Blast and Specimen
Size on Cold Bending of Plates.

Tadashi Ohtake, Hisashi Gondoh,
Yoshiie Fukuda, Asao Arima.

I. 緒 言

近時造船所など鋼板のスケールを落し塗料の付着性を
よくするために, ショットブラストをかけることが多
い. この場合表面が多少加工硬化することは止むを得
ないが, 必要最小限にしないため, その後の工程で冷間
曲げ加工をするときに割れを生ずることが多い. ショット
ブラストの程度と, 曲げ半径の両者を考慮してこの割れ

を防止しなければならないが、そのための基礎的データがほとんど見当たらない現状であるから、本報告はこの点について若干の実験を行つた。また、曲げ割れに対しては板厚と板巾の影響が常に問題となるので、これについてもあわせて実験した。

II. 試料

試料は板厚 4.7~9mm のリムド、セミキルド、およびキルドの圧延まま鋼板を用いた。各試料の板厚と化学分析値は Table 1 の通りである。

III. 実験方法

圧延ままの上記鋼板 (F 試料以外) に Table 2 の条件でショットブラストをかけた。表中、鋼板の送り速度が 2.5m/mn の場合は、2.0m/mn よりショットブラストが短時間であり前者を弱 S.B., 後者を強 S.B. と呼ぶことにする。(S.B. は shot blast の略記)

圧延まま、および強弱 S.B., さらに強 S.B. を 100°C 1h 人工時効した鋼板より、長さ 250mm, 巾 35, 50, 70, 100mm の 4 種の曲げ試験片を切り出し、いろいろな半径で、180°C の曲げ試験を行い、割れの程度を 6 段階に分類し 0~5 点の評点をつけ、割れが大きいほど大きな数に対応せしめた。また同じ試料から引張試験疲労試験および断面の硬度分布測定を行い曲げ試験結果との関連性を調べた。一方、某造船所で S.B. 後曲げ加工中に割れを生じた試料についても同様な試験を行い上記と比較した。

IV. 実験結果

a) 曲げ試験結果

Table 3 は板巾 35mm および 100mm の各試料における [許容曲げ半径/板厚] に対する S.B. の影響を示したものである。表よりわかるように、リムド鋼では [曲げ半径/板厚] (“曲げ比”と略称) が 0.5 以上であればいずれの場合も割れは生じない。板厚 6mm のセミキルド鋼では圧延まま、弱 S.B., 強 S.B., についてそれぞれ許容曲げ比は 0.5, 0.5, 0.7, (巾 35mm) および 0.7, 0.7, 0.85 (巾 100mm) となり弱 S.B. の効果は少いが強 S.B. および板巾の影響は明らかに認められる。板厚 9mm のセミキルド鋼では板巾の効果はほとんどないが S.B. の影響は弱 S.B. でも認められる。キルド鋼の試料 D と E は S.B. 板巾ともに影響が認められる。試料 F はセミキルド鋼の 12mm 厚みであるが非常に強度の S.B. がかけてあり、圧延ままで曲げ比 1.0 まで曲げられるのに S.B. 後は 4.0 以上でないと割れを生ずる。(S.B. 条件不明)。

時効の影響は Table 3 ではほとんど認められなかつた。

b) 硬度分布

各試料の断面における硬度分布を micro Vickers 硬度計を用いて、0.25~1.0mm のピッチで測定した。Fig. 1 と Fig. 2 は、それぞれ試料 C, F および E の硬度分布を例示したものである。Fig. 1 より、板厚内部の

Table 1. Chemical composition of specimens.

Mark (type)	Thickness mm	C	Si	Mn	P	S	Cu	Sn	
A (Rimmed)	6	0.18	0.01	0.57	0.022	0.021	—	—	} (Ladle analysis)
B (Semi-killed)	6	0.15	0.06	0.57	0.024	0.032	—	—	
C (Semi-killed)	9	0.14	0.07	0.72	0.013	0.021	0.09	—	
D (Killed)	4.7	0.15	0.328	1.13	0.021	0.009	0.124	0.014	} (Check analysis)
E (Killed)	4.7	0.15	0.422	1.45	0.022	0.009	0.119	0.013	
F (Semi-killed)	9	0.19	0.08	0.66	0.023	0.027	—	—	(Ladle analysis)

Table 2. Shot blasting condition.

Size of shots	Speed of shots	Weight of shots per sec.	Speed of plate*	
			Fast	Slow
About 1.2mm dia	45m/sec	10kg/s	2.5m/mn	2.0m/mn

* Fast and slow mean short and long time blasted respectively.

Table 3. Permissible* bend-radius/thickness.

Mack	Thickness mm	Width of specimen mm	As rolled	Weak S. B.	Strong S. B.	After aging 100°C 1h
A	6	35 100	≥ 0.5 ≥ 0.5	≥ 0.5 ≥ 0.5	≥ 0.5 ≥ 0.5	≥ 0.5 ≥ 0.7
B	6	35 100	≥ 0.5 ≥ 0.7	≥ 0.5 ≥ 0.7	≥ 0.7 ≥ 0.85	— —
C	9	35 100	≥ 0.9 ≥ 0.9	≥ 1.3 ≥ 1.3	≥ 1.3 ≥ 1.3	≥ 1.3 > 1.3
D&F	4.7	35 100	≥ 0.4 > 0.6	— —	≥ 0.85 > 0.85	≥ 0.85 > 0.85
F	9	35	> 1.0	—	—	$\geq 4.0^{**}$

* Larger than No. 3 cracks are rejected.

** Very strong S. B. and aged for 1 month.

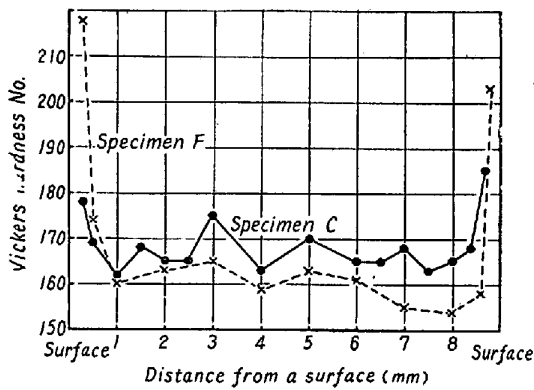


Fig. 1. Hardness distribution in the section of specimen C and F. (S.B. and aged)

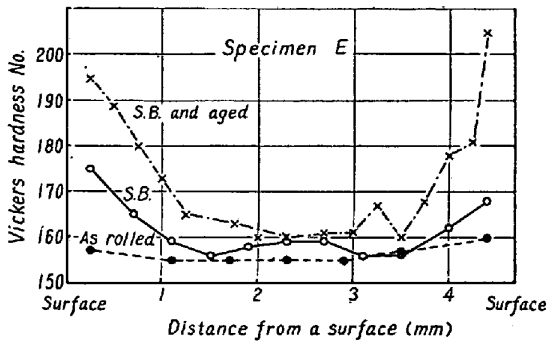


Fig. 2. Hardness distribution in the section of specimen E.

硬度は試料Fの方が低い、表面近くでは遙かに高くなつており、曲げ試験結果を裏書きしている。Fig. 2は試料Eについて、硬度分布に対するS.B.と時効の効果を示したもので時効後、表面近くで可成り硬度が高まることわかる。

一般にリムド鋼試料AではS.B.による表面硬度上昇が小さくセミキルド鋼試料B、Cはこれより幾分大きく

キルド鋼試料D、Eはさらに大きく、曲げ試験結果と可成りよく対応している。

c) 引張試験結果

試料A、BおよびCは、S.B.によつて引張試験結果はあまり変わらないが、DとEは幾分引張強さが増加している。

d) 疲労試験結果

Shot peeningによつて疲労特性が改善されることはよく知られているがS.B.が疲労にどの程度の影響を与えるかをみるために、試料Eについてくり返し曲げによるS-N曲線を求め、Fig. 3に示した。これにより疲労限はS.B.をかけることによつて約 1.5 kg/mm^2 上昇することがわかる。

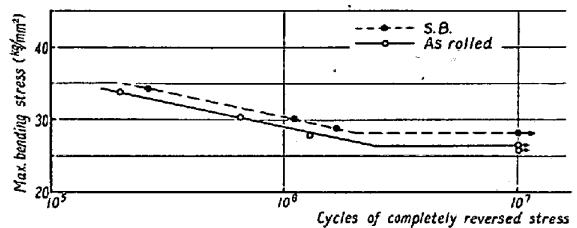


Fig. 3. S-N curves for rolled and shot blasted plates. (Plate bending fatigue test)

V. 考 察

リムド鋼でS.B.の影響が明瞭でないのは、リム部が低炭素鋼であるため、加工硬化率が小さいことによるものと思われる。またセミキルド鋼試料B、CおよびFで許容曲げ比が若干異なるのは、板厚と巾の影響がもつと複雑であることを意味している。圧延ままで試料Cは許容曲げ比が0.9であるのに試料Fでは > 1.0 となつているのはC%の差からくと解釈されるがS.B.時効後は前者が1.3であるのに後者は > 4.0 となり、後

の S. B. が過大であることがわかり、硬度分布からも同様のことがいえる。

疲労限は、ショットピーニングによつて 10~20% 上昇し上昇率はショットの大きさによつて影響されるが、一般に細かいショットの方が上昇が大きいといわれている。S. B. は大きなショットを用いるので表面の凹凸が負の効果をもたらす、疲労限の上昇はあまり大きくないものと思われる。

VI. 結 論

ショットブラストは、その程度が強まるにつれて、曲げ加工性を可成り劣化せしめ、リムド鋼では劣化の程度は少いが、セミキルド、キルド鋼では大きい。引張試験結果には、わずかの影響しか認められず、疲労限は多少増加することがわかつた。

(63) 薄鉄板上に高温浸漬被覆した溶融亜鉛の結晶

(溶融亜鉛浸漬鍍金の華の研究—I)

大阪大学、工学部 工博 美馬 源次郎^三
山陽特殊製鋼 工修〇 梶川 和 男
大阪金属 工 加藤 直

Crystallization of Hot-Dip Coated Zinc Melt on the Iron Sheet.

(A study of spangle in the hot-dip galvanized coatings—I)

Genjiro Mima, Kazuo Kajikawa, Tadashi Kato.

I. 緒 言

亜鉛びき薄鉄板、すなわち“トタン板”の表面にできる亜鉛のスパングル、すなわちいわゆる“華”の形態、大きさ、および光沢等の外観的な性質は鍍金鉄板の諸性質に直接重大な影響を与へはしないが、亜鉛びき薄鉄板の商品価値を、したがつて品質を左右する決定的因子である。ゆえにこの華の生成機構を明らかにして、華の生成に対する種々の研究資料をつくることは、溶融亜鉛—浸漬鍍金においては非常に重要である。また金属の凝固の面からみると金属薄膜、すなわち二次元的な金属の凝固として興味ある問題でもある。しかるに、華に関する研究は、溶融亜鉛鍍度に関する研究の中でも、その数は少なく、華の生成に関する研究にいたつては全く見当らず、Bablick が平滑なガラス板上で水蒸気が結氷する状態から推理して、大きな華の生成する条件を挙げた程度である。ここにおいて著者らは溶融亜鉛浸漬鍍金の華に関する研究を進めることにした。その最初の研究

として本研究課題、すなわち華の生成機構の究明を行うことにした。この研究は上述しないように金属結晶の二次元的（ただし鉄板との間の相互作用は除外して）成長の面からみても有益であると考えられる。

II. 実 験 方 法

本研究の実験は亜鉛鍍金薄板上の華の生成状況の概観を知るための肉眼的観測と、この華の亜鉛結晶成長の経過を顕微鏡的に観測する顕微鏡的観測とに分けて行つた。前者は大きさ 50×55mm の矩形にその一辺に平行に巾約 5mm の柄をつけた梶（船の）形の薄板試験片を用い、酸洗いした後恒温亜鉛槽中に挿入浸漬し、一定時間（10秒）後引上げて試験片表面に華の生成する状況を 16mm 撮影機で撮影し、フィルムを通してその結果を解析するようにした。

次に顕微鏡的観測法の要点を説明すると下のようである。二重炉の内部炉内にある恒温亜鉛槽（純亜鉛および諸元素を添加した亜鉛）中に表面研磨（砂紙、000）した被鍍金部の巾約 10mm、長さ約 70mm、全長約 160mm 厚さ 0.2mm のオール（ボート）形の薄鉄板試験片を挿入浸漬し、一定時間（90秒）経たる後、恒温の外側炉内（N₂ 雰囲気）に引上げ、試験片上の溶融亜鉛表面層が結晶する状況を顕微鏡的に撮影し、撮影フィルムを通して結晶成長を種々解析することにした。

亜鉛鍍金は主に 99.99% Zn を使用して行つたが、Al あるいは Sn を 0.05% 程度添加したものについても試験を行つた。肉眼的観測の場合には、上記のような試験片を 10% HCl 水溶液（常温）に（45~60）分浸漬酸洗いした後水洗し、速やかに乾燥した後、フラックス（塩化亜鉛+塩化アンモニウム）を通じて 450°C の亜鉛槽中に 10 秒浸漬した後引上げた。華の撮影は撮影機の始動と同時に浸漬試験片を、試験片引上げ時のガイド兼試験片固定装置を通じて撮影位置に引上げ、所要の華の生成経過を撮影した、また顕微鏡的観測も原則的には肉眼的観測の場合と同様に行つた。ただしこの場合には試験片の引上げは N₂ 雰囲気中で行つた。この場合の亜鉛槽の温度は 440°C の恒温にし、浸漬時間はすべて 90 秒に一定した。

III. 実 験 結 果

(i) 華の生成経過

肉眼的観測および顕微鏡観測の各代表例を示すと、それぞれ Fig. 1 および Fig. 2 のようである。

(ii) 結晶成長速度

肉眼的および顕微鏡的観測資料より結晶の成長速度を求めた。たとえばその代表例として Fig. 1 に示した結