器物用連續鑄造 Al 板に生ずる問題について (第 2 報)¹⁾ 最終焼鈍板の方向性に及ぼす熱間圧延の影響

池 田 栄 三* 川 口 清**

Some problems on sheets from semi-continuously cast slab for vessel (Part 2) (UDC 621. 944. 122 [669. 71])

Effect of hot rolling on anisotropy of final annealing sheets

IKEDA Eizo* KAWAGUCHI Kiyoshi**

In the industrial rolling process of Al sheet, the cold rolling process practically follows immediately to hot rolling process without intermediate annealing. In this case, the hot rolling conditions may have effects on the anisotropy of final annealing sheets.

So, we examined, by ear tests, these effects on the anisotropy of final annealing sheets made of a semi-continuously cast slab (S.C.C.S.) and a book-mold cast slab (B.M.C.S.), both cold rolled in one way and cross way.

The results obtained are as follows:

- (1) The ear values of sheets of S.C.C.S. are not always higher than those of B.M.C.S. but can be made even lower by selecting the proper hot rolling temperature, and are more severely affected by hot rolling temperature than those of B.M.C.S., in which these effects are almost negligible. (See Fig. 8, 9)
- (2) Although it has been generally considered that the cross rolling gives lower ear value than one way rolling, it seems to be not always so. (See Fig. 8, 9)
- (3) In this experiment, both slabs were treated by the same processes after hot rolling, therefore the difference in anisotropies of final sheets made of both slabs should indicate the effects of orientation of cast grains resulted from both casting methods.
- (4) The temper of as-hot-rolled plate at 400°C corresponds to $\frac{1}{2}$ H. When it is annealed, it softens gradually up to 450°C, but in high temperature annealing 600~640°C it rather hardens. (See Fig. 4)

Consequently, ears of final annealed sheets become higher at 0~90° directions until the intermediate annealing temperature reaches about 400°C, but when the temperature rises over 400°C, the height of ear becomes lower and then finally the direction changes to 45°. (See Fig. 15)

- (5) The effects of hot rolling as the antecedents on mechanical properties, can be removed by subsequent intermediate or final annealing, but the effects on ears can never be removed. (See Fig. 13, 14, 15)
- (6) The pattern appeared on the anodized surface of the sheets made of S.C.C.S. can not be industrially removed by hot or cold rolling and annealing. The only way to cover it is cladding process.

(Received Aug. 8, 1956)

* 株式会社 大阪アルミニウム製作所 技術課長 ** 同 所
* Osaka Aluminium Works, Ltd. ** Ditto

1. 緒 言

連続鋳造スラブから作ったAl板は器物の絞り加工に用いた場合、方向性が強いために耳が高く出たり、アルマイトをかけると模様が出たりするために、一般に器物用には不向であると考えられて来た。

著者等は先第1報²⁾で連続鋳造方式と傾注方式の二種の鋳造方式のスラブについて、冷間圧下率と最終焼鈍温度による方向性の变化を検討し、連鋳スラブの柱状晶部は微細結晶部より方向性が強く、傾鋳スラブは圧下率、焼鈍温度の如何を問わず連鋳スラブの場合よりも方向性が少ないことを報告した。

しかしこの報告では冷間圧下率を変えるために従来の方向性に関する諸報告と同じく、冷間加工の出发点として、中間焼鈍を行つた完全再結晶材を用いたものであつて、熱間圧延後中間焼鈍を行わずに冷間圧延に移る一般の工業的生産工程の場合には、熱間圧延条件による差が、続く冷間圧延による差に幾分か加わるであろうと思われる。このような直通生産方式に於ける方向性の研究は既に一部畑氏³⁾によつて行われ、熱間圧延温度が最終焼鈍板の方向性を左右する一因子であると報告されている。

著者等はこのような工業的直通生産方式の下に於て、熱間圧延条件を考慮に入れても猶連鋳板の方が傾鋳板Alより、常に方向性が強いかどうかを確めるために以下の実験を行つた。試料は鋳造条件のバラツキによる影響を無くするため、連鋳、傾鋳それぞれ同一スラブより切り出した鋳造履歴の全く等しい素材を用いて、熱間圧延温度、熱間圧下率、圧延方向、中間焼鈍温度、最終焼鈍温度等が仕上板の方向性に及ぼす影響を調査した結果を報告する。

更にアルマイト模様に関して、第1報では連鋳Al板の方が稍鮮明であると報告したが、続いて焼鈍方法、圧下率の多少による模様の拡がり等二三の実験結果も併せて報告する。

2. 試料スラブ

現場工程中より任意に一枚の連続鋳造スラブを選び出し、注湯部に発達した柱状晶部分を除いた微細結晶部を6等分して、熱間圧延温度の影響を調べる試料とした。スラブの面削後の厚さは90%である。比較試料とする傾鋳スラブも現場工程中より連鋳スラブと厚さの同じものを選び、同様に6等分して用いた。

熱間圧下率の影響を調査する試料は上と同様に任意に抽出した一枚の連鋳スラブの微細結晶部を選び、4等分して各ブロックの両面から等しい厚さだけ切削し所要の厚さとした。

アルマイト模様の実験試料としては更にもう一枚の連

鋳スラブを任意に抽出し、厚さ方向の中心面で2等分して厚さ45%のブロックを作つた。更にそのブロックの元のスラブ表面に当る面より厚さ15%を削り去り、厚さ30%の試料スラブとした。それに比較する傾鋳スラブは、その切断した連鋳スラブの残り半分を再溶解し、傾注式金型に鋳込んで厚さ30%のスラブを作成した。この両ス

Table. 1 Chemical Composition of Slab.

Slab.		Si (%)	Fe (%)	Cu (%)	Mn (%)	Al (%)
Sample for Hot Rolling Temperature.	S-C. C. S	0.23	0.48	0.02	0.02	99.25
	B. M. S.	0.21	0.50	0.04	0.01	99.24
Sample for Hot Rolling Reduction		0.23	0.45	0.02	0.01	99.29
Sample for Oxide Film Pattern		0.36	0.46	0.03	0.01	99.14

Note : S-C. C. S=Semi Continuously Cast Slab.

B. M. S=Book Mould Slab.

スラブの両面のマクロ組織は Photo. 2 に示している。それぞれの化学成分は Table. 1 に示す。

Table. 2 Hot Rolling Temperatures of Slabs.

No.		1	2	3	4	5	6
Temperature (before rolling °C)		400	460	490	520	550	600
Temperature (after rolling °C)	S-C. C. S.	340	380	380	390	400	450
	B. M. S.	330	370	380	390	430	450
Reduction (%)		89.3	89.3	89.3	89.3	89.3	89.3

3. 実験及び実験結果

3.1 熱間圧延温度による影響

鋳造履歴を同一にするため、1枚の上記スラブを6等分し、再加熱後にTable. 2示す温度でそれぞれ熱間圧延を行つた。このときのパス回数はすべて8回で10%の熱

Fig.1 Mechanical Properties of Hot Rolled Sheets.

Table. 3 Rolling Process

Fig. 2 Hardness of Hot Rolled Sheets.

間圧延板とした。その後 Table. 3 に示す圧延工程を経て 0.8 mm 最終板とした。

3.1.1 熱間圧延板について

中間焼鈍を行わない工業的直通生産方式の場合、熱間圧延のままの状態が冷間加工の出発点となるのであるから、この状態が如何なる状態であり、熱間圧延の条件によつて如何に変わるかを究明しておく必要がある。そのために先ず各温度で、熱間圧延した板の機械的性質を求め

Fig. 3 Mechanical Properties of Hot 400°C Rolled Sheet by Intermediate Annealing

た。Fig. 1 にその引張強さ、伸率の結果を示し、Fig. 2 にその表面及び板厚方向の中心部の硬度を示した。この結果圧延温度が高くなるに従つて加工硬化が順次少なくなつてはいるが、Fig. 3、Fig. 4 の中間焼鈍を行つた際の硬化曲線から圧延温度が 600°C であつても猶加工硬化現象が認められるのである。すなわち熱間圧延のままの状態は、如何に熱間圧延温度が高くても完全軟化の状態には達しないものであつて、これ等熱間圧延板を完全軟化させるには 400°C 以上の焼鈍が必要である。Photo. 1 に熱間圧延板の板厚方向の各断面のマクロ組織の一部を示しているが、圧延のままではすべて繊維組織でただ表面層に若干の粒状晶層が見られた。これは Fig. 4 の中心部と表面層の硬度の差が見られるように、圧延によつて中心部よりも表面層の加工度が酷となるためである。この熱間圧延板を 400°C に焼鈍したときの各断面層のマクロ組織の一部を同じく Photo. 1 に示しあるが、すべて完全再結晶している。然し高温、低温、及び中心部と表面層との結晶粒の大きさの差からも加工硬化の相違が見受けられる。

Fig. 4 Hardness of Hot Rolled Sheets by Intermediate Annealing.

Photo. 1 Macro-structures of Each Sections of Hot Rolled Sheets.

Fig. 5 Mechanical Properties of Final Sheets by Hot Rolling Temperature. (in S.C.C.S.)

Fig. 6 Mechanical Properties of Final Sheets by Hot Rolling Temperature. (in B.M.C.S.)

Fig. 7 Erichsen Value by Hot Rolling Temperature. (in S-G.C.S.)

3.1.2 最終焼鈍板について

各温度に於ける熱間圧延板が引続きそのまま冷間加工を受けた最終板の焼鈍による機械的性質を調査した。焼鈍は200°Cより50°C間隔に450°Cまで実体温度で1時間保持して行つた。引張方向はすべて圧延方向に平行に採つた。これらの試験結果を Fig. 5、6、7 に示す。これらの図から最終焼鈍板の機械的性質に及ぼす熱間圧延温度の影響は、200~250°C 程度の最終焼鈍を行つた試

料に於て著しく、軟化するに従つてその差は縮まつて来ることが見られる。そしてこれは同じ加工履歴を受けた最終板であつてもその再結晶温度が熱間圧延温度にも支配されることを示し、圧延温度が高い程再結晶温度も高くなつてゐる。これは熱間圧延板の加工硬化度の相違が、その後を受けた等しい冷間圧延履歴の上に加算されて、最終圧延板の加工硬化度に相違を来し、それが再結晶開始温度をずらせるものと思われる。この結果から $\frac{1}{2}$ H 材を作る場合その熱間圧延温度にも充分留意すべきあることを示している。

またこの圧延温度の影響は、傾鋳Al板より連鋳Al板の方がより厳しく受けているようである。これはその鑄造組織の相違に起因するものと思われる。更に一方向圧延の方が交互圧延に比べて、試験値のバラツキが少ないのは、その結晶粒の圧延による規整度の問題となる。エリクセン値は再結晶前は圧延温度の上昇に従つて低くなる傾向を持つが、再結晶後は有意差が見られなくなる。

3.1.3 深絞り耳について

上記最終焼鈍板について深絞り加工に発生する耳の高さで方向性の検討を行つた。深絞り加工は Fig. 10 に示す実験用の鍍印え付き押型を作つて行い、その試料に発生した4個の耳の高さの平均値を算出した。測定値のバラツキを考慮して同一条件の深絞りを3回繰送して得た3個の平均値の平均値を求めて実測値とした。この絞り

Fig. 10 Drawing Dies

加工の絞り率は47.4%である。

連铸Al板の実験結果を Fig. 8、傾铸Al板のを Fig. 9 に示す。熱間、冷間各加工率、最終焼鈍温度を固定する

とき、連铸Al板では耳の高さはその熱間圧延温度によって変化することが判る。即ち一方方向圧延の場合、熱間圧延温度が高いときは45°方向に発生し、460°C附近で耳のない点を通りそれより低くなると90°C耳となる。また交互圧延の場合は耳のない点は熱間圧延温度530°C附近にずれ、400°C附近で再び耳が低くなる。このように熱間圧延温度が高い場合には45°C方向の耳を生じ、低くなると90°方向の耳に変わることは先に畑氏も指摘されたところであるが、熱間圧延温度何度の場合に耳が無くなるかと言うことは、ただ単に圧延方向を変えただけでずれる位であるので、铸造条件、熱間圧延条件、冷間圧延条件など種々のファクターによつて動くと思われる。然し熱間圧延温度が最終焼鈍板の耳発生の大きな原因であり、その温度を適当に選ぶことによつて、耳のない最終焼鈍板を作ることが出来ると言う事実が認められるのである。

しかし一方全く同一履歴を経た傾铸Al板に於ては、すべて45°耳を発生し熱間圧延温度の影響が非常に少なくなっている。Al板の耳発生は圧延方向に対し、45°耳を高くする圧延聚合組織と、90°耳を高くする再結晶聚合組織の混合比によつて決まるとされているが、同一スラブより切出すことによつて、铸造条件を全く固定し、その後の履歴をすべて同じくした両スラブAlの板の耳発生が、予期以上に大きな相違を生ずることの原因は、何れ

Fig. 8 Change of Earing Value by Hot Rolling Temperature. (at S-C, C. S.)

Fig. 9 Change of Earling Value by Hot Rolling Temperature. (in B. M. C. S.)

の鑄造方法を選んだにしろ、鑄物が出来た時に既に附与された宿命的な要因（例えば鑄造結晶粒の方向性）に求めざるを得ないのである。またこの問題が究明されなければ、連鑄傾鑄の方向性の差は根本的には説明出来ないであろうと思われる。

然しこの実験結果より言い得ることは、連鑄Al板の発生耳が必ずしも常に傾鑄Al板より高いとは言えないで、熱間圧延温度を適当に選べば却つて低くすることも出来るということである。

また第1報に於て連鑄Al板が傾鑄Al板に比べて、その

Table. 4 Hot Rolling Reduction of Slabs.

No.	Hot rolling temperature (C°)	Thickness of slabs. (mm)	Hot rolling reduction (%)
1	460	92.0	89.3
2	"	82.0	87.5
3	"	68.0	85.3
4	"	50.0	82.0

発生耳が高いと言う結果を得たが、熱間圧延温度によってその高さが大きく変わる本実験結果より考察すれば、連鑄Al板が常に高いと言うのではなく、所謂方向性の諸因子に対し敏感であると言うことで、却つて傾鑄Al板より低い場合もあることが判つたのである。更に交互圧延と一方向圧延とを比較するとき従来の一方向圧延の方が耳が高いと言われていることも、連鑄傾鑄の差と同じく一

Fig. 11 Change of Hardness of Hot Rolling Sheets by Reduction

般的には成立しない。ただし半硬程度の熱処理を受けた最終焼鈍板については圧延方向の差が可成り現れていることは注目される。最終焼鈍温度の影響は再結晶後大きな差はない。

3.2 熱間圧下率による影響

熱間圧延による加工硬化が温度と同時にその圧下率に

Fig. 12 Change of Earing Value by Hot Rolling Reduction, (in S-C.C.S.)

よつても変化することが考えられる。また前項で460°C附近が耳の最も低い処であつたがスラブの厚さによつて変わるかどうかを検討した。面削によつて所要の厚さにしたスラブを、460°Cの熱間圧延によつて10%圧延板とした。その後の加工履歴は3.1.の場合と同一である。スラブの厚さ及び熱間圧下率はTable. 4に、化学成分はFig. 1に示す通りである。

これ等圧下率を変えた熱間圧延板の硬度を測定すると

Fig. 13 Change of Tensile Strength of Final Sheets by Intermediate Annealing Temperature, (in S-C.C.S.)

Fig. 11の通りである。これによると圧下率が減少すると硬度が増加し、残留歪が大きいためであるが、圧延温度による加工硬化の差より相当小さい差である。

次に最終板を250°C、300°C、350°C、400°Cに焼鈍をして前項と同様絞り加工によつてその発生耳の高さと測定するとFig. 12のようになる。すなわち再結晶後85%以上の圧下率では45°耳、82%では90°耳を発生した。またFig. 12の中、点線で示されているのが両方向、即ち8カ所の耳の発生した最も低い点で、このときの圧下率が85.3%であるから、これが最良であるとしても工業的生産に於てはこの圧下率では非効率であるから、更に高圧下率であつて耳の最も低くなる圧延温度を選ぶべきであろう。

この実験結果から熱間圧下率も、圧延温度程大きくはないが方向性の一要因と言える。

3.3 中間焼鈍による影響

高温圧延であつてもその圧延板に加工硬化現象が認められるので、これを中間焼鈍によつて完全軟化材とし、冷間加工の出発点とした場合の方向性を調査した。このような場合は90°耳を生ずることは既に報告されているが、中間焼鈍温度、熱間圧延温度等の因子について検討した結果を報告したい。実験は400°C、600°Cの熱間圧延板の1部を200°Cより450°Cまで50°C間隔に、更に溶体化するような600°C、640°Cの各高温で焼鈍を行い、その後は前項実験と同様の冷間圧延（交互圧延）を経て最終板とした。

これ等圧延板の中間焼鈍による機械的性質をFig. 3、4に示す。600°C圧延板は熱間圧延による加工硬化も少ないので、焼鈍による軟化曲線の勾配が大きくはないが、400°C圧延板は、300~350°Cで再結晶して400°Cを越えると完全軟化材となることがはつきりしている。更に600°C 640°Cの高温に加熱すると却つて硬化する現象があるが、これは以下に述べる最終焼鈍板の性質にも影響を与える面白い現象である。

3.3.1 最終焼鈍板について

上記の各温度で中間焼鈍した最終板を200°Cより450°Cまで、50°C間隔に最終焼鈍を行つてその機械的性質を求めた。これ等の結果はFig. 13、Fig. 14である。

どの最終焼鈍温度に於ても中間焼鈍温度が高くなるに従つて引張強さは低下し、伸率は上昇している。この傾向は再結晶温度附近で急であり、再結晶完了後はその差が大きく縮まっている。この傾向を400°C、600°Cの両熱間圧延板で比較すると、600°C圧延板は如何なる中間焼鈍温度の場合も最終板の軟化が

Fig. 14 Change of Elongation of Final Sheets by Intermediate Annealing Temperature. (in S-C.C.S.)

Fig. 15 Change of Earing Values by Intermediate Annealing Temperature. (in S-C.C.S. and cross way rolling)

遅れている。これは Fig. 5、Fig. 6 のときと同じ傾向であつて、これから中間焼鈍によつて完全軟化材としても高温度で熱間圧延を行つたもの程再結晶温度が高くなるという事実が最終板に現れていることが判る。

3.3.2 深絞り耳について

3.1.3 と同じ要領で絞り加工を行つて発生耳の高さを測定した。その結果を Fig. 15 に示すが予想通り熱間圧

延板が中間焼鈍によつて、完全軟化に近づくに従つて 90° 耳が高くなる傾向を示している。そして 400°C 熱間圧延板は中間焼鈍温度が 400°C で 90° 耳が最高となり、それ以上の温度では逆に 45° 方向に向つて低くなることが見られる。

処が 600°C 熱間圧延板は 400°C 中間焼鈍で、Fig. 4 に示す如く充分軟化しておつても、最終焼鈍板で 45° 耳を生じ、450°C 中間焼鈍温度になつて急に 90° 耳となる。また両圧延板の最終焼鈍温度 250°C の場合を見ると、それぞれ 300°C、450°C の中間焼鈍で初めて 90° 耳に変化する。これは再結晶温度のずれであろうが、中間焼鈍することによつて熱間圧延板を完全軟化しておつても、その最終焼鈍板の方向性に熱間圧延温度の影響が見られるのである。従つて中間焼鈍を行う場合であつても、材料が熱間圧延を受けるならばその圧延温度を固定することが肝要である。

3.4 アイマイト模様について

第 1 報に於て傾斜 Al 板に比して連鑄 Al 板の方が、アルマイト模様はやや鮮明である点を報告したが、その後焼鈍の加熱速度による相違、交互圧延による拡がり等について実験を行つた。試料は Table. 1 に示す化学組成のものをを用い、連鑄スラブは片面に中心部の柱状晶を出し、片面は偏析部分を除くため充分面削を行つて 30% 厚さとし、比較する傾斜スラブは等厚、同組成のものを鑄造した。この両スラブのマクロ組織を Photo. 2 に示す。

このスラブの圧延方法は、再加熱による Fe Si の挙動を除くため熱間圧延を行わず、冷間圧延で 15% まで圧下し、続いて直角方向に 1.0% まで圧下して最終板とした。圧延方向の圧下に伴う模様の拡がりを調査するため、30% より一方向圧延したもの、2.0% で交互圧延して 1.0、0.5% に仕上げたもの、1.0% で交互圧延して 0.5% に仕上げたもの等を作成した。

これ等最終板の焼鈍の加熱温度は次のように変えて行つた。すなわち

(1) 現場的な従来の Bach Tipe の焼鈍方法。

このときの加熱温度は 370°C

(2) 比較的加熱速度の速い研究用炉での焼鈍方法。このときの加熱温度は 400°C

(3) 高温短時間焼鈍による 550°C—210sec と 360°C—150sec

以上の(1)(2)の焼鈍温度は模様の拡がりの調査を同じくそれぞれ 1 時間保持である。

Photo. 2 Macro-structures of Both Sides of Slabs for Observation of Pattern of Anodic Oxid Film.

これ等の実験結果を纏めると

(1) 加熱速度の相違は、通常現場的な遅いときは他の速度のものより鮮明であり黄褐色を帯びている。この黄褐色に着色される原因は析出する微粒子のSiによる。そして400°C以下の焼鈍温度では殆ど着色され模様が鮮明になると報告⁴⁾されている。が上記(1)(2)の実験で(2)では殆ど黄褐色の模様が見当らないことから考えて、この材料では400°Cまで加熱すれば微粒Siの析出による黄褐色化は起らなくなると言える。また微粒Siによる着色現象は連铸、傾铸による発生の相違は認められない。而もこれ等Siによる着色現象を抑えた材料でも、アルマイト模様特有の生地によるものは出ている。これを更に融点近い630°Cの高温では非常に不鮮明にはなるが、過焼鈍となり、Al板の光沢を失ってしまう。結論的には実用し得る焼鈍によつてはSiによる黄褐色現象を避けることが出来ても組織から来る模様は無くすることは出来ない。

(2) 交互圧延による模様の拡がりは、その圧延方向での圧下量に比例して拡がって行く。この場合傾铸Al板では0.5%まで交互圧延したときは模様が拡がって認め難くなっているが連铸Al板では最も目立つ程度に拡がった処であろうと思われる程度の差を生じる。また連铸の柱状晶部と微細結晶部とはその铸造組織の相違に従つて模様の大きさも変つているのが見られた。この結果から30~100%厚程度の連铸スラブより器物用Al板程度の板厚のものでは、その拡がりによつて模様を認め難く出来ない。これ等の実験の結果連铸Al板のアルマイト模様の対策として、スラブの厚さを極度にとつて圧下率を大きくとり模様が目立たない程度に拡大してしまうか、或は合せ板法を採用するか、の解決策の他にないと思われる。

4. 結 論

鋳物(スラブ)の条件を固定するため、或る条件で鋳造された各一枚の連铸、傾铸スラブを分離し、スラブを加工の出発点として最終焼鈍板の方向性、機械的性質に対する熱間圧延温度、熱間圧下率、中間焼鈍温度、一方向交互の両圧延方法による差の影響を検討した結果を結論すると、

(1) 連铸Al板の深絞り発生耳は傾铸板より常に高いと言うことはなく、適当な熱間圧延温度を選べばかえつて低くすることができる。

(2) 連铸Al板の発生耳に対する各因子の影響は、傾铸Al

板に比べて非常に鋭敏である。そして熱間圧延温度によつて大いに支配されることを確認した。この実験の結果熱間圧延工程以後全く同履歴の連铸、傾铸両Al板に生ずる方向性の差の原因として、铸造結晶粒の方位の規整度とでも言うような因子を考に入れなければ説明ができない。

(3) 最終板の機械的性質に対しても熱間圧延温度の影響が見られ、連铸Al板の方がより鋭敏な影響を受ける。即ち高温圧延再結晶温度が高温側にずれる。

(4) 普通温度で熱間圧延を行つたままの板は再結晶粒の認められない $\frac{1}{2}$ H材に相当し、600°Cの高温圧延であつてもなお加工硬化が認められる。

(5) 熱間圧延板を中間焼鈍によつて完全に軟化させたものの最終板の発生耳に於ても熱間圧延温度の影響が認められた。このように発生耳に関しては出発点の前歴を一定にするために、中間焼鈍温度で完全軟化を行つても熱間圧延温度の影響は取除くことができない。

(6) 深絞り耳に対する熱間圧下率の影響は認められる。がそれは熱間圧延温度の影響に比べて少ない。従つてスラブの厚さは簡単に変更出来ないで、圧下率よりもその後の冷間加工率及び熱間圧延温度を適当に選ぶことによつて、方向性を少なくするほうがよい。

(7) アルマイト模様は最終焼鈍条件、交互圧延の拡がりでは傾铸Al板の鮮明さ以下にはできない。実施可能な工業的解決策は連铸スラブの厚さを極度に厚くするか、合せ板法を用いることである。

以上連铸Al板を器物用として使用するとき問題となる方向性、アルマイト模様について実験を行つた。

結論として方向性に関しては工業的生産では、熱間圧延温度を適当に選ぶことによつて明らかにした。

アルマイト模様に関しては、圧延焼鈍過程では傾铸のそれ以下にすることができない。現在のところ工業的な解決策としては連铸スラブの圧下率を極端に大きくするか合せ板法によるべきであると思う。

(注) 1) 昭和30、31年両春季大会に発表した。

2) 軽金属No. 16, p. 46 を第一報とする

参 考 文 献

3) 畑、日本金属学会誌 Vol. 16, No. 6

4) 池田、西邑、軽金属No. 19