

耐蝕性 Mg 合金 CZM 板に就て

(日本鐵鋼協會第 21, 24 回講演大會講演)

麻 田 宏*

ÜBER DAS WALZEN VON DER KORROSIONSBESTÄNDIGEN MAGNESIUM BLECH "CZM".

Hiroshi Asada

ZUSAMMENFASSUNG: — Die Blech der Magnesiumlegierung "CZM" ist sehr korrosionsbeständig und leicht kalt verformbar. Die mechanischen Eigenschaften dieser Blech, die unter den zweckmässigen Bedingungen, erreichen die Zugfestigkeit von 23~25 kg/mm² die Streckgrenze (0.2%) von 13~14 kg/mm², die Bruchdehnung (δ_{50}) von 23~30%, Vickershärte 40~47 und das Biegeradius von 2.5~3.9-fachen von der Blechdicke.

目 次

I. 壓延條件の機械的性質に及ぼす影響

1. 熱間壓延

- 1) 熱間壓延溫度の相違による材質の差
- 2) 過加工限界を左右する原因に就て
- 3) 高温硬度, 鍛壓試験及高温抗張力
- 4) 残留歪に對する測定
- 5) 結晶粒の不揃

2. 冷間壓延と中間焼鈍溫度

3. 伸の値を優秀ならしめる壓延條件

- 1) 伸と結晶粒の關係
- 2) 焼鈍溫度の選擇による結晶粒の微細化
- 3) 加工度の選擇による結晶粒の微細化
- 4) 加工方向の選擇による結晶粒の微細化

II. 成型加工性と機械的性質

1. 成型加工性の試験法

- 1) 折曲げ試験
- 2) 繰返屈曲試験
- 3) 折曲げ及繰返屈曲試験法の比較試験

2. 成型加工性と機械的性質に及ぼす成分の影響

- 1) 高純 Mg の影響
- 2) Cd, Zn の影響
- 3) Mn の影響

3. 板厚と成型加工性

4. 焼鈍程度と成型加工性

5. 伸の値と成型加工性

III. 耐蝕性

1. 仕上酸洗法と重クロム酸防錆法

2. 腐蝕による機械的性質の低下

- 1) 浸漬試験
- 2) 下半浸漬試験
- 3) 乾潤試験

I. 壓延條件の機械的性質に及ぼす影響

1. 熱間壓延

本研究に於ては、以下に示す如き實驗結果から、熱間壓延溫度としては

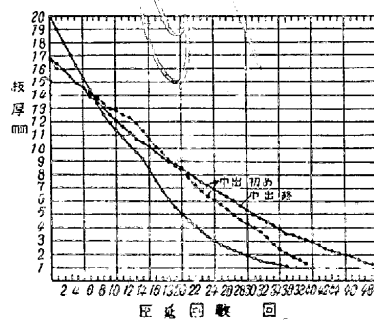
- (i) 粘性が出来るだけ大となる溫度.

(ii) 加工硬化に比して、軟化速度の方が早い溫度.

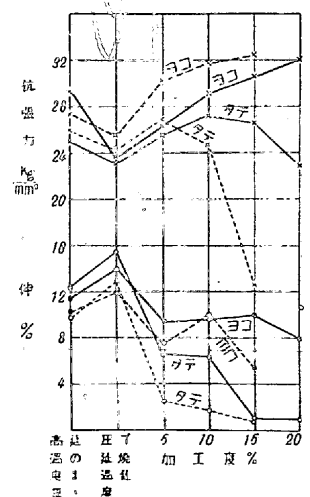
(iii) 熱間壓延中結晶粒度が不揃になり難い溫度.

を選ぶべきで、これ等の溫度は結局、軟化溫度を超へた溫度となる.

従つて CZM に於ては、軟化溫度より高い 350°C 以上を選ぶべきであつて、又 400°C を餘り越すと、燃焼する恐れを生じるから、高温壓延溫度は 350~400°C がよい. 300°C 附近では、残留する硬化(残留歪)が大となり、場合によつては結晶粒の不揃を來たし、その結果、過加工現象を起し易い.



第1圖 熱間壓延に於ける壓延率



第2圖 熱間壓延 300°C のと 400°C 板の性質比較

又冷間壓延の中間焼鈍溫度は、

(i) 再結晶粒が微細なる溫度.

(ii) 残留歪を可及的に消失する溫度.

を選ぶべきであるが、この2條件は完全に一致しない. 従つて目的によつて任意に選んでよいが、本研究の如く、加工

* 航空研究所

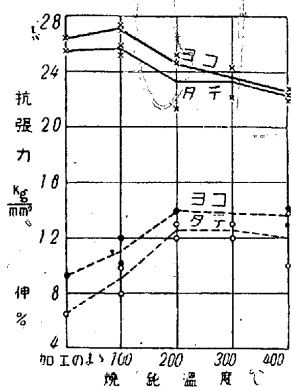
性の良い板を得るためには、再結晶粒が微細に揃ふ温度を選ばべきで、軟化温度のやゝ下、即ち 300~350°C が適當してゐる。

然し、冷間壓延が、單に板厚の遞減の爲にのみ、行はれる範圍であれば、その中間温度は(ii)の條件を主とした 350~400°C を選ばないと、残留歪が次第に蓄積する恐れがある。

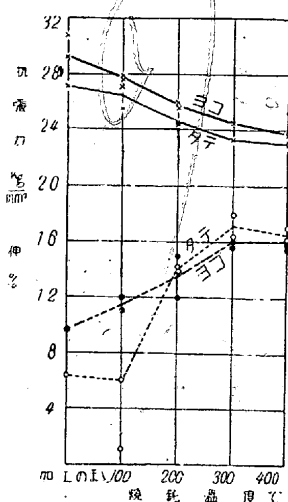
(1) 熱間壓延温度の相違に依る材質の差 熱間壓延温度を 300°C と 400°C とに採つた板(熱間壓延中の壓延率は第 1 圖に示す。)の性質を示せば第 2 圖の如くなる。

熱間壓延 400°C の板は、同温度に於ける焼鈍によつて抗張力のタテ、ヨコの差(方向差)は 0.4 kg/mm²、伸の方向差は 1.5% の僅少値である。

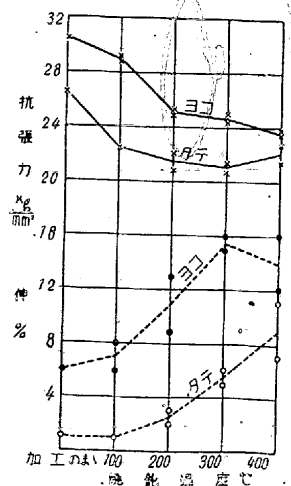
この焼鈍板に加工を與へると、(加工方向は最後の熱間



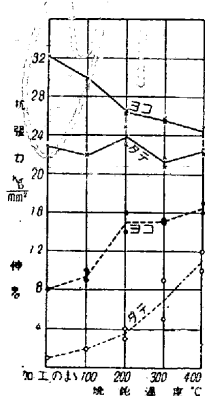
第 3 圖 熱間壓延 400°C 冷間加工 5.6% せる板に對する焼鈍温度の影響



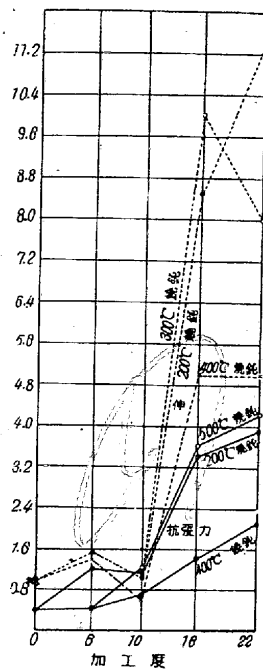
第 4 圖 熱間壓延 400°C 冷間加工 10.6% せる板に對する焼鈍温度の影響



第 5 圖 熱間壓延 400°C 冷間加工 16% せる板に對する焼鈍温度の影響



第 6 圖 熱間壓延 400°C 冷間加工 21.5% せる板に對する焼鈍温度の影響



第 7 圖 熱間壓延 400°C の加工度と方向性

壓延方向と等しい)加工度と共に、抗張力の増加、伸の減少を來たし、方向差も又増加する。併しながらタテ方向の抗張力は、加工度 15% 近くで限界を示し、以下過加工の現象を現し低下して來る。

一方熱間壓延 300°C の場合は、焼鈍状態に於て抗張力、伸の値は、400°C 壓延の場合より高く、又その方向性は抗張力に於て 1.2 kg/mm²、伸に於て 1% を有し、その後加へる冷間加工度に隨つて、タテの抗張力が最高となる限界加工度は、5% 附近であつて、400°C 壓延の場合より早く過加工現象を示す。

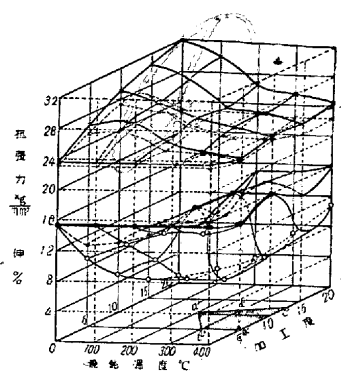
次にこれら加工された板を焼鈍した時の機械的性質を測定する。

第一に熱間壓延 400°C を經た板に對する焼鈍温度の影響を加工度別に第 3 圖~第 6 圖に示す。この結果から冷間加工度 10% 以下の場合には、焼鈍によつて抗張力及び伸はタテ、ヨコ共に殆ど一致した値に迄回復する。加工度 15% 以上の場合には、抗張力の方向差は比較的消滅して來るが、タテ方向の伸の回復が少く、伸の方向差は相當存在する。

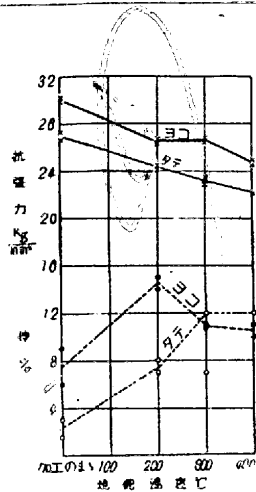
焼鈍による方向差の消滅と加工度との關係は、第 7 圖に示す。加工度と、焼鈍温度とに依る機械的性質の變化は第 8 圖に示す。

曲線 a' b' c' d' e' が圍む範圍は方向差少く、伸の回復も良い所である。

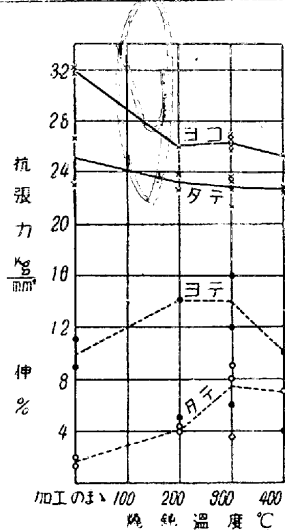
第二に熱間壓延 300°C を經た板に對する焼鈍温度の影



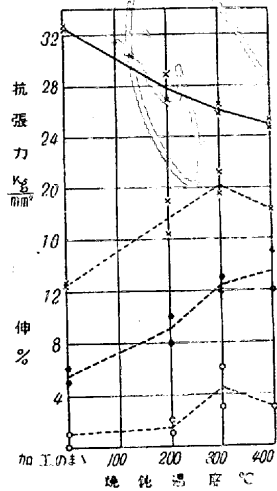
第 8 圖 加工度と焼鈍温度と機械的性質の關係(ハツチの部分はタテ、ヨコ共に伸 16% 以上)



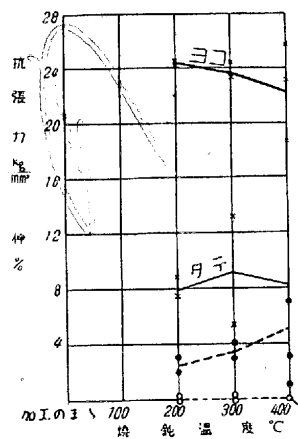
第9圖 熱間壓延 300°C 冷間加工 7% せる板の焼鈍温度の影響



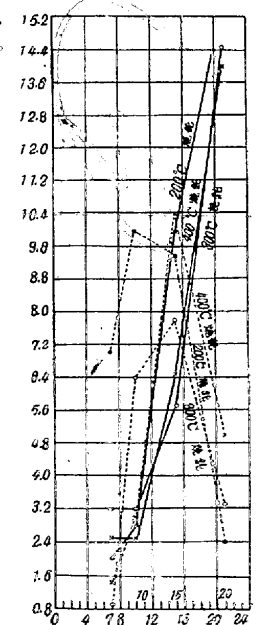
第10圖 熱間壓延 300°C 冷間加工 10% せる板の焼鈍温度の影響



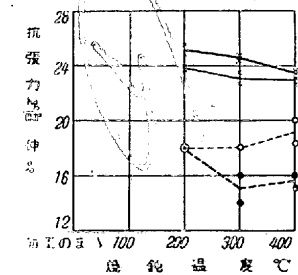
第11圖 熱間壓延 300°C 冷間加工 15% せる板の焼鈍温度の影響



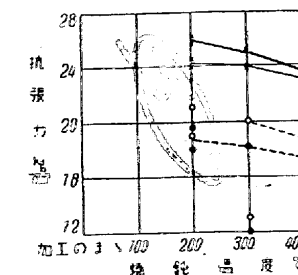
第12圖 熱間壓延 300°C 冷間加工 20% せる板の焼鈍温度の影響



第13圖 熱間壓延 300°C 板の加工度と方向性



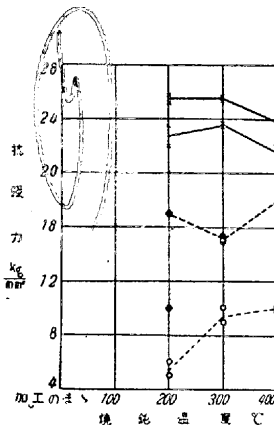
第14圖 熱間壓延 350°C 冷間加工 7% せる板の焼鈍温度の影響



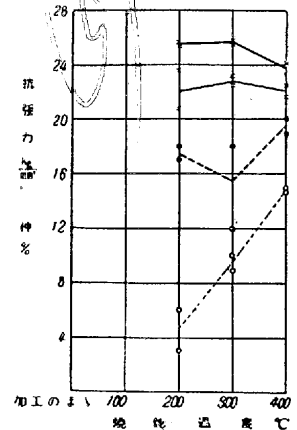
第15圖 熱間壓延 350°C 冷間加工 10% せる板の焼鈍温度の影響

響を、加工度別に第9圖～第12圖に示す

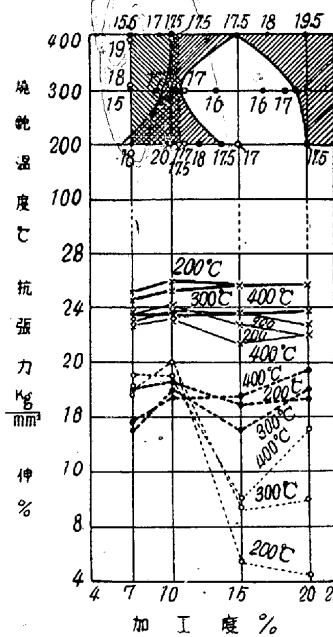
加工度 10% のものは丁度、熱間加工 400°C の板に加工



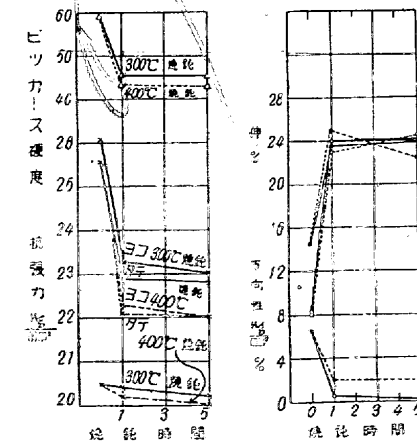
第16圖 熱間壓延 350°C 冷間加工 15% せる板の焼鈍温度の影響



第17圖 熱間壓延 350°C 冷間加工 20% せる板の焼鈍温度の影響



第18圖 冷間加工度と焼鈍温度の関係 (壓延温度 350°C)



第19圖 冷間加工度 10% の板に対する焼鈍時間の影響

工度 20% を加へたものに相當する性質を有し、焼鈍温度による機械的性質の變化も殆ど同様である。(第10圖と第6圖比較) 従つて、焼鈍による方向差の減少と加工との關係も第13圖の如く、焼鈍によつて回復出来る冷間加工度の限界は7%以下になる。

第3に熱間壓延 350°C を經た板に對する焼鈍温度の影響を、加工度別に

第14～第17圖に示す。而して第18圖の示す如く殆ど間壓延熱 400°C の場合に近い結果を圖に示す。

要するに熱間壓延温度 300～350°C 附近を境として、出來上つた板(焼鈍状態)は、その後の冷間加工

の限界（冷間加工によりタテ方向の抗張力が最高となる加工度）が僅少に止まるか、大になるかである。

焼鈍時間の影響 前節に於て行つた熱間圧延は、中途に於ける焼鈍時間を 1 h としてゐるから、本項に於ては焼鈍時間の影響を測定する。

冷間加工度 10% の CZM 板を、300°C 及び 400°C に於て、各々 1 h と 5 h にて焼鈍し、その機械的性質を示せば第 19 圖となる。冷間加工 10% の場合に於ては、焼鈍時間 1 h に於ける、焼鈍板の性質の方向差は、5 h に於ても尙それぞれそのまま持続される。

即ち 300°C 及び 400°C の焼鈍の影響は、1 h で殆ど飽和すると考へられるから、前節の實驗に於て、300°C 熱間圧延中の焼鈍時間を延長しても、400°C 熱間圧延のものと同じでない。

(2) 過加工限界を左右する原因に就て 以上の實驗からして、熱間圧延を 300°C で行つたものは、その後の冷間加工に於て、過加工現象を 400°C の場合より早く起して來るのである。この原因について、種々の推定を行ひつゝ究明する。

(i) 熱間圧延中に生じた極く微細な空隙、圧延中に双晶及び過度の迂りによつて極く微細な空隙が、鑄塊内に發生する事は、¹⁾ 過加工を早く起す原因となると推定される。又この空隙は粘性の大なる程、出來難い事は勿論であるから、高温-硬度、-鍛壓試験、-抗張試験(1の(3)参照)を行ひ、300°C 及び 400°C に於ける粘性を比較した。その結果、明瞭に 400°C の方が粘性が大である事が示された。

(ii) 残留歪 熱間加工中に於ける粘性變形は、單位時間に於ける加工による硬化量と、再結晶等による軟化量との差引によつて、變形量が左右されると考へられてゐる。再結晶は開始温度と終了温度に於て相當開きのある事は一般である。この再結晶温度範圍は、加工硬化の部分的な殘存を意味するのであるから、焼鈍温度の高低によつて硬化の殘存量(残留歪)を異にして來るのは當然である。換言すれば再結晶温度以上の高温加工に於ても冷間加工と同様、残留歪を發生すると云ひ得る。この残留歪が大である事は過加工を早く起す原因となる事は推察出来る。

残留歪のみを取出して測定する事は困難であるから、加工硬化が焼鈍温度に對して軟化する曲線を以て、歪指示と

した(1の(4)残留歪に對する測定参照)その結果 300°C は CZM の軟化終止温度より低温であり、400°C は遙かに高い事が認められる。従つて残留歪は 300°C 熱間圧延の方が大である事が推測出来る。

但し1の(4)の實驗に於て與へられた歪は、定められた%の冷間加工に依るものであるから、實際に高温加工による場合を更に測定した(1の(3)(ii)高温抗張試験参照)。この結果からも、300°C 熱間加工の方が残留歪は大である事が解る。

(iii) 結晶粒度の不揃と大小 結晶粒度の不揃の程度及び粒度の大小も、過加工限度に影響する因子として推測し得るものである。(1の2冷間圧延の項参照)

結晶粒の不揃は、加工歪の不均一な分布並に焼鈍温度で決定されるが、熱間圧延に於ては、鑄塊の表面温度の低下によつても、表面と中心部とは相違した加工の影響を受ける。

特に Mg 合金に於ては加工率を大になし得ないから、歪の分布は一層不均一となり、熱間圧延を終つたものゝ粒度は甚しく不揃であらう。特に熱間加工の残留歪の不均一さ及びそれによる影響は、300°C の場合の方が甚しい様である(1の(4)残留歪に對する測定参照)。

粒度の大小が及ぼす影響に對しては、實驗(1の(3)の(i)伸と結晶粒の關係参照)の結果から、結晶粒の大なる方が、過加工限度が低くなる。然し上述の如く、熱間圧延板は粒度が甚しく不揃であるから、平均粒度を取つたとしても、この試験の結果を當嵌める事は割引かねばならないであらう。

結局 300°C 熱間圧延板の方が、平均粒度は細かくとも不揃程度が大きい、缺陷を持つて來る。

(iv) 方向差 焼鈍後に尙殘存する方向差の大小が、過加工限度に影響すると推測してみたが、これは實驗(1の(3)の(i)伸と結晶粒の關係参照)に於ける様な場合には問題にならない。

方向差に就ては、今後尙考察をする豫定である。²⁾

(v) 組織上の變化 CZM は單相合金であるから、³⁾ 組織上の變化が粘性に影響する事は考へる必要がない。

以上の因子を綜合して考へれば、300°C に於て熱間圧延せられた板は、平均結晶粒度が小であつても、これは微細な内部的空隙が發生する機會の多い事、並に残留歪の大で

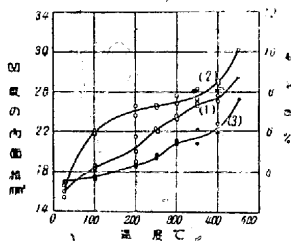
1) 後藤正治: 合金學總論 386 頁

2) 3) 著者論文未發表研究

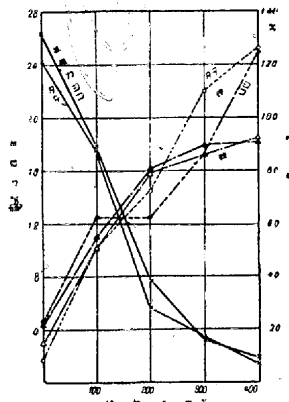
ある事、結晶粒度の不揃等のために消却されて、400°C の場合に比して、過加工限度が小になつて来るのであらう。

(3) 高温硬度、鍛壓試験及び高温抗張試験 歴延中に迂り又は双晶によつて、極く微細な内部的疵を發生するものとすれば、この疵は粘性と關聯する。従つて、CZMの鑄塊の高温硬度、高温鍛壓試験を行ひ、又、板材の高温伸を測定した。

(i) 高温硬度及び鍛壓試験 CZMの金型鑄物から試料を削出し、先端に徑 10 mm の鋼球を有する重錘(重量 4700 g)を高さ 75 mm から落下せしめ、高温硬度を測定する。



第 20 圖 高温硬度及び鍛壓試験 (2) 試験片の長さ減少率% (3) 直径減少率%



第 21 圖 CZM の高温抗張試験

温度は熱電對を試料の側面にうがつた穴の中に挿入し測定し、測定温度に 1 h 保持して後試験する。又同試料の凹痕を十分削り去り、上記の硬度計にて先端を平面なものに取りかへて、鍛壓試験を行つた。落下の高さは 100 cm とし、測定温度に 30 mm 保持して後試験する。

以上 2 つの試験結果を第 20 圖に示す。温度上昇と共に急激に軟化するも、350°C 以上では更に一層軟化するのを知る。

(ii) 高温抗張試験 試験片の寸法及び爐を一定とした時の試験片中の温度分布は試験片が 100% 伸びた時でも、その温度範囲は 400~360°C, 300~280°C, 200~190°C, 100~92°C となる。

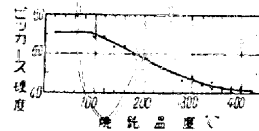
試験片は 10% 冷間歴延材(板厚 1.8 mm)を使用して、爐を試験機に取り付け、試験温度になつて 33 mm 保持後、切斷した。その、荷重速度は 0.28 cm/min である。

この結果を第 21 圖に示す。この結果からして、AZM とは相違して 300°C より遙かに、400°C の方が伸が大である。

以上の試験の結果、可變形性は 400°C に於ける方が、300°C より大である。

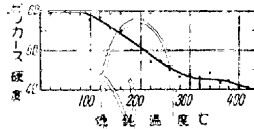
(4) 残留歪に對する測定 (i) 軟化温度 冷間加工歪の除去される状態を、軟化曲線が示すものとして、軟化温度を測定した。

CZM の厚さ 7 mm 板を 400°C で 2 h 焼鈍し、冷間加工を 10% 及び 20% の 2 種行つて後、100°C から 400°C



第 22 圖 CZM(10% 加工) の軟化曲線

迄 20°C おきに 2 h 宛焼鈍し、ビッカース硬度を測定した。その結果を第 22, 23 圖に示す。



第 23 圖 CZM(20% 加工) の軟化曲線

第 22 圖を見ると、100°C 以下に於て既に結晶の回復によると思はれる軟化を開始してゐる。この軟化開始温度は直接必要でないで、精細には求めなかつたが、軟化曲線が、最初の

硬度と交はる點と定めた。

焼鈍温度が 100°C を超へれば急激に硬度の低下があり、360°C 以上では殆ど水平となる、この水平部の初まる温度を軟化終止温度とした。その後、更に焼鈍温度を高めれば、軟化を又起す場合がある(第 24 圖参照)。これは結晶粒の生長によるものとみなし水平部分に於て、加工による影響が一先づ除かれたものと考へて、軟化終止温度は前同様の點を選定した。

CZM に於ては、軟化終止温度は加工度 10% の場合は 360°C, 20% の場合は 320°C と加工度の増加に伴つて、低下してゐる。軟化終止温度に於けるビッカース硬度を見れば、10% 加工の場合は 41.3, 20% の場合には 43.2 となつて硬度は高い。これは加工影響がとれた後の結晶粒の大きさに關係してゐると推測する軟化開始温度も、又同様に加工度と共に低下の傾向が推測される。軟化終止及び開始温度の成分による變化を解析するために、純 Mg, Mn-Mg

第 1 表 CZM, Mg, M, CZ の軟化温度

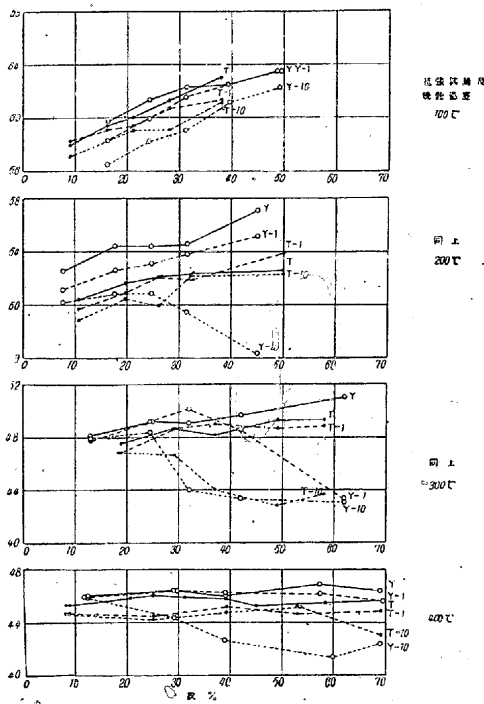
番號	記號	軟化温度					
		冷間加工 10% の場合			冷間加工 20% の場合		
		開始温度	終止温度 (再結晶終止)	ビッカース硬度	開始温度	終止温度 (再結晶終止)	ビッカース硬度
88	CZM	90°C	360°C	41.3	80°C	320°C	43.2
102	Mg	50	280	32.6	70	260	33.5
105B	MM	70	320	45.5	60	300	45.8
105	CZ	50	260	40.0	70	260	40.2

合金, Cd-Zn-Mg 合金に對し, 上記と同様な實驗を行つた。これ等の軟化溫度を第1表に一括した。

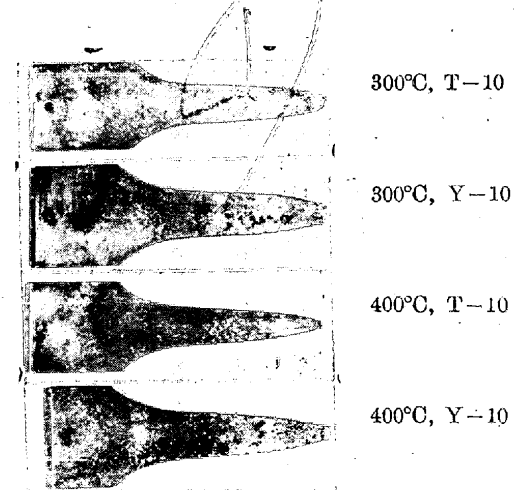
この結果から見れば, 純 Mg の軟化開始, 終止溫度は Cd と Zn とを含有しても, 殆ど變化はないと云ふべきであらう。然るに Mn を添加すれば, 終止溫度が, 明かに上昇し, 加工度に伴ふ, 終止溫度の低下も同様に生じて來る。従つて CZM の持つ軟化溫度の高いのは主として Mn

が, 各點の硬度を測定すれば, 試驗溫度に於て焼鈍し得ないで残留した加工の影響(即ち残留歪)の程度を見る事が出来る。更に試驗溫度で焼鈍すれば, 残留歪のために結晶粒が粗大化する事を知り得る。第 24, 25, 26 圖に絞と硬度との關係及び試驗溫度に於ける焼鈍により残留歪のために結晶粒の粗大化するのを示す。

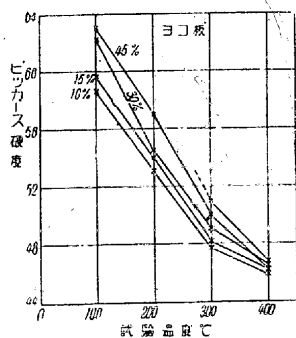
以上の結果によれば, タテ板とヨコ板とで多少相違するが, (この方向性に付ては追つて検討する⁴⁾) 400°C の試驗(試驗片の溫度範圍 360~400°C)では加工度に不拘, 硬度變化は僅少で最高最低硬度の開きは約 0.8 である。又その溫度に於ける 1 h の焼鈍によつても硬度低下が殆どなく, 結晶粒の粗大化が見られない。10 h の焼鈍で加工速度の速い先端部(同圖 T-10)並にヨコ板の試料(同圖 Y-10)に於て漸く結晶粒の粗大化が現れ, 最高最低硬度の開きは約 2.1 或は 4.6 である。この理由は, この溫度では軟化速度が硬化速度より大なるため, 變形により發生した加工硬化は高ちに, 殆ど消失するため加工度の大き



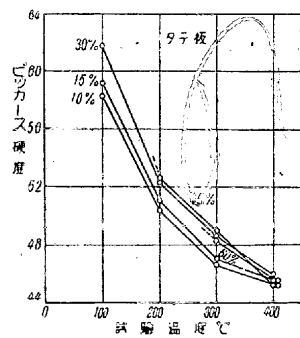
第 24 圖 高温抗張試験に於ける硬化と焼鈍溫度及時間による軟化



寫真第 1 高温試験溫度に 10h 焼鈍



第 25 圖 高温試験に於ける加工度と硬化状態(ヨコ板)



第 26 圖 高温試験に於ける加工度と硬化状態(タテ板)

の影響であらう。CZM に對する熱間壓延溫度 300°C は軟化終止溫度より遙かに低く, 400°C は軟化終止溫度を超へてゐる事になる。

(ii) 高温加工による残留歪 前節の高温抗張試験に於ては, 試験片の各部はその點の絞に應じた加工度を受けてゐる。

その加工される速度は絞の大なる部分程大になつてゐる

な, 加工速度が最も速い部分で, 僅かに歪が残留するのである。

然るに試験溫度 300°C (試験片の溫度範圍 280~300°C)では, 軟化速度が 400°C の時より遅くなるため, 硬化が幾分多く残留して來るから, 硬度の開きは, 約 3 に増加する。従つて 1 h の焼鈍でも, 既に結晶粒の粗大化を來たし, その最高最低の硬度の開きが約 6.8 となるものもある(同圖 Y-1)。10 h の焼鈍では, 更に粗大化の部分は増加し, その硬度の開きは約 5.3 となる。試験溫度 200°C (試験片の溫度範圍 196~200°C)及び 100°C (試験片の溫度範圍 99~100°C)の場合は, 前述の場合より勿論, 軟化

4) 著者論文未發表

速度が遅いから、その残留歪も大きく、硬度も高くなる。以上の実験からして 300°C 以下の熱間圧延温度に於ては、400°C の場合よりも残留歪が大きくなり、更に結晶粒の粗大化の激しい場合も有り得る事が解る。

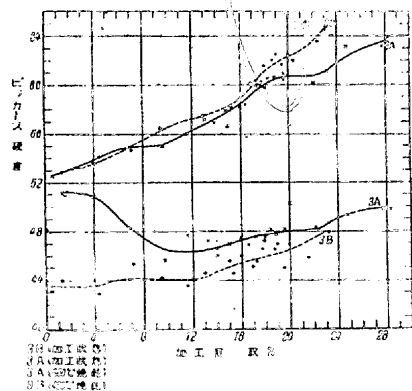
寫真第 1 に焼鈍後のマクロ組織を示す。焼鈍前には見られなかつた結晶粒の粗大化が明瞭に見える。

(5) 結晶粒の不揃 結晶粒の發達は歪量と焼鈍温度とに關係するが、熱間圧延中、板の受ける歪は部分的に歪の程度を相當異にするであらう。かゝる板を焼鈍した時、その温度によつて結晶粒の不揃が發生する。この不揃と焼鈍温度との關係を測定した。受けるべき歪の中、熱間加工による残留歪の影響に就ては、既に記した如く、(残留歪の項参照) 300°C の方が不揃程度は大となる場合もある。

次に冷間加工による歪(鋳塊の表面が受ける場合も豫想される)の影響を測定する。

焼鈍板の抗張試験片を試験後、各部の絞り(加工度)と、その部の硬度とを測定し、これを 300°C 及び 400°C に 1 h 焼鈍する。焼鈍後の硬度を測定すれば、加工度の差異からして硬度に相違を生じる。

結晶粒の大きさは硬度によつて示されるとすれば、その結果は第 27 圖の如く、300°C 焼鈍の場合、400°C の場合より一般に結晶粒は微細であるが、最低と最高との差は 400°C の場合と同様ピッカース硬度約 4~5 である。従つて、300°C 又は 400°C に焼鈍しても、その不揃程度は同等である。



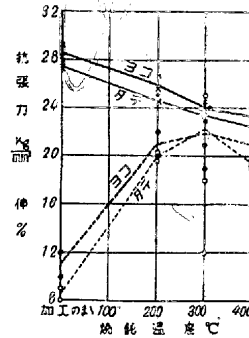
第 27 圖 300°C と 400°C と焼鈍に於ける再結晶粒度の相違である。

2. 冷間圧延と中間焼鈍温度

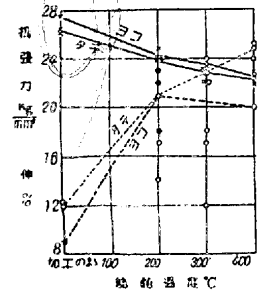
前述の第 8 圖に示す如く C.Z.M は、加工度と焼鈍温度とによつて、仕上りの焼鈍板の性質を異にする。加工度と焼鈍温度の範圍を a' b' d' e' 範圍にとれば、方向差少く、伸の大なる板を得られ、特に加工度を 10%、焼鈍温度を 300~400°C に選定した時が良好である。工業的には圧延機の性能上から、熱間圧延を相當な板厚で打切り、以下冷間圧延を繰返して仕上げるのであるが、かやうに何回かの

冷間圧延を行つた場合、板の性質の變化を測定した。

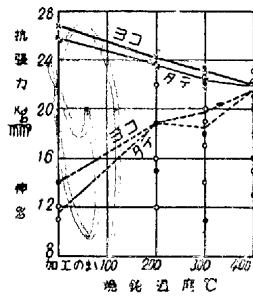
熱間圧延温度を 400°C とし 1.5 mm 厚で打切り、以下



第 28 圖 中間焼鈍温度 300°C 板の焼鈍と機械的性質(熱間圧延 400°C 板厚 1mm)



第 29 圖 中間焼鈍温度 350°C 板の焼鈍と機械的性質(熱間圧延 400°C 板厚 1mm)



第 30 圖 中間焼鈍温度 400°C 板の焼鈍と機械的性質(熱間圧延 400°C 板厚 1mm)

冷間圧延を 10% 宛とり、中間焼鈍温度を 300°C、350°C、400°C とし 1 mm 板に仕上げた後、各温度に焼鈍した板の性質を示せば、第 23~30 圖の如くなる。全般的に見て、冷間加工を繰返す事に依つて伸は大となる。(第 8 圖に示す性質は冷間加工を 1 回行つたもののみのものである) 又同時に抗張力の増加を伴ふ。この理由に關しては次項で検討するが細い結晶粒の場合には伸が大になる事は、既に堀口氏のアルミニウムに對する實驗に⁵⁾よつても云はれてゐる。然し結晶粒が細くても、その中に比較的大なる結晶を幾分



試料 第 91 中間焼鈍 300°C



試料 第 96 中間焼鈍 400°C

寫真 第 2×80

含有する如く、結晶粒度が不揃なる板に對しては、伸の値は小になる。即ち抗張試験に於て、應力のかゝるに従ひ、結晶粒が不揃な部分には、歪分布も不均一となり、應力の

5) 堀口貞雄: 航研報告第 128 號 229 頁昭 11. 4.

集中が起り、伸の値を小ならしめると推測する。従つて、適当な冷間圧延と焼鈍とを何回か繰返す事が、結晶粒の微細化と揃ひとを行ひ伸の値を大にするのであらう。

寫真第 2 に中間焼鈍 300°C と 400°C の板の組織を示す如く、又、300°C と 400°C とに再結晶終止温度があることから考へて、中間焼鈍温度 400°C の場合は、300~350°C の場合に比して伸は劣り、且 抗張力も低い。恐らく、結晶粒の發達が大きいためであらう。従つて中間焼鈍温度は 300~350°C が適當である。

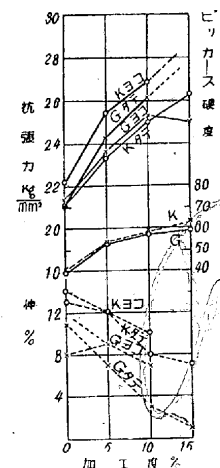
尙この様な條件で冷間圧延を繰返す場合、4 mm から行つて見たが、4 回目の圧延に於て遂に割れて終つた。この事は板の表面硬化或は中心硬化の影響であつて、板厚に對する圧延機の能力と關係あると思はれるから、板厚に適當して圧延機を變化し、何回でも冷間圧延を繰返した方がより良い板が得られるのではなからうか。

3. 伸の値を優秀ならしめる圧延條件

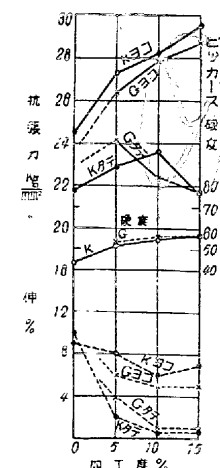
(1) 伸と結晶粒との關係 伸

の、本質は未だ明瞭になつてゐないが結晶粒との關係は、焼鈍材では微細なる粒度の揃つた結晶を有し、且焼鈍後の残留歪の小なるものは、伸も又大になる事は、前項或は熱間圧延の項に於て推測せられるのである。又伸の大なる材料は加工性がよく、過加工になる迄の加工度が大である事も熱間圧延の項に記した。

今、CZM の焼鈍板に 4% と 12% との 2 種の冷間加工を行つて後、400°C に h 焼鈍すれば、前者の結晶粒は後 2 者の約 1.8 倍(直線として)の大きくなる。この結晶粒大小 2 種の板の性質を調べると第 31 圖の如く、明かに結晶粒の小なる方が、伸の値は大になる。又加工性に關しては、第 31 圖の如く、結晶粒の大なる方が、加工度 15% の、タテ方向に於て過加工の現象をやゝ示して来る。結晶粒の小なる方は、15% に於ては未だ過加工にはなつてゐない。



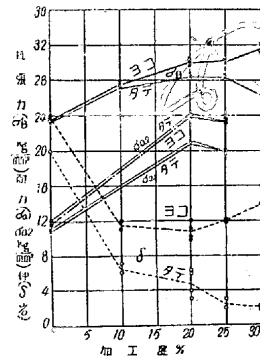
第 31 圖 厚結晶粒の大小と加工性(CZM)



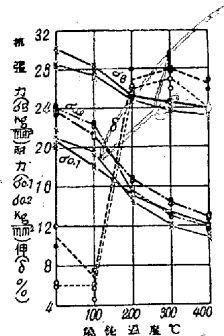
第 32 圖 結晶粒の大小と加工性(AM 503)

尙 過加工になる加工度は、加工前の方向差が一つの因子となるやの危懼があるが、方向差は、結晶粒の大なる方に於て少いから、この危懼は問題にならない。即ち CZM 焼鈍材に於て伸の大なるものを、或は加工性の良いものを得ようとするならば、結晶粒が小なる板を製造する事が、重要な條件である。結晶粒の大小と過加工との關係は、Mn-Mg合金 (AM 503) に於ても第 32 圖の如く、前同様の結果となる。

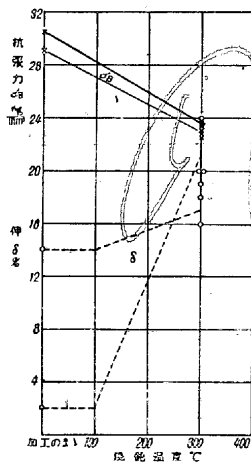
(2) 焼鈍温度の選擇による結晶粒の微細化 前節 (2 冷間圧延と中間焼鈍温度の項) に於て既に記した如く、



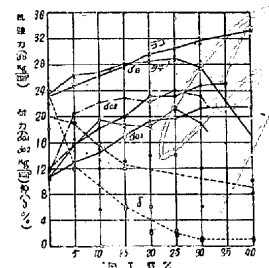
第 33 圖 仕上圧延方向と同方向へ與へた冷間加工の影響



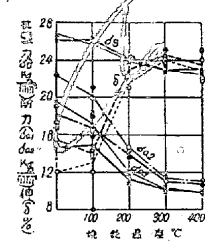
第 34 圖 仕上圧延と同方向に 20% 冷間加工した時の焼鈍温度の影響



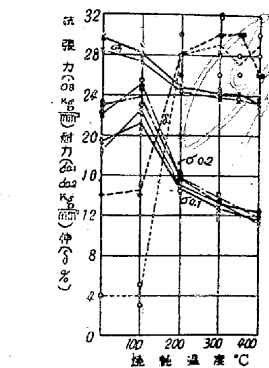
第 35 圖 仕上圧延と同方向に 25% 冷間加工した時の焼鈍温度の影響



第 36 圖 仕上圧延方向と直角方向へ與へた冷間加工の影響



第 37 圖 仕上圧延と直角方向に 10% 冷間加工した時の焼鈍温度の影響

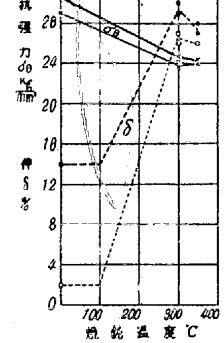


第 38 圖 仕上圧延と直角方向に 20% 冷間加工した時の焼鈍温度の影響

冷間加工を 10% にとり、中間焼鈍温度を 300~350°C に於て繰返し、結晶粒の生長が甚しく起らない様にしつゝ (再結晶終止温度以下の焼鈍温度をとる) 整粒した結果は、抗張力、タテ 23.4 kg/mm²、ヨコ 24.1 kg/mm²、伸、タテ 22.3%、ヨコ 22% 程度の伸のやゝ優秀なものを得る事が出来る。

(3) 加工度の選擇による結晶粒の微細化 (2) の實驗に於て、採つた冷間加工度 10% と云ふ數値は、前掲の第 2 圖の結果から得たタテ方向が過加工になる僅か手前の加工度である。而して第 2 圖に示す加工前の板の性質は、伸がタテ 15.5%、ヨコ 14% である。従つて、何回か冷間壓延と中間焼鈍とを繰返し、伸がタテ、ヨコ共に 25% 位になつた板を基として考へる場合には、10% より大きい冷間加工を採つても、過加工に陥らず、結晶粒は一層微細化すると推測される。

今、板厚 1 mm で抗張力、タテ 23.2 kg/mm、ヨコ 23.5 kg/mm²、伸タテ 20% ヨコ 24%、

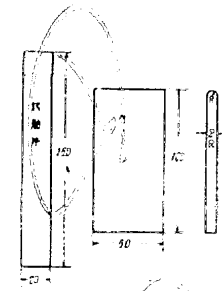


第 39 圖 仕上壓延と直角方向に 25% 冷間加工した時焼鈍温度の影響

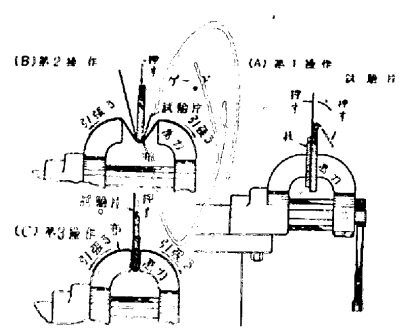
25% 冷間加工したるものは、その後 300°C で焼鈍しても、第 35 圖の如く、良い結果を得る。

(4) 加工方向の選擇による結晶粒の微細化 前節と同じ 1 mm 厚の焼鈍板に冷間加工を加へるに際して、焼鈍板のタテ方向がヨコになる如く直角壓延した時の機械的變化を測定すれば、第 36 圖の如く、25% は未だ過加工になつて居ない。

かやうな加工方向を 10, 20, 25%, 行つた板をそれぞれ各温度で焼鈍した時の伸の回復は第 37, 38, 39 圖に示す。この結果を比較すれば、仕上壓延と直角方向に 20% 壓延を行ひ、これを 300~350°C 焼鈍する事によつて、伸をタテ 28%, ヨコ 30%迄、更に又向上せしめる事が出来る。



第 40 圖 780° 折曲試験片及びゲージ



第 41 圖 180° 折曲試験操作



写真第 3 × 80

試料第 14
結晶粒 36.6個/mm²
伸 タテ 20%
ヨコ 24%

試料第 14 左の板を直角に 20% 壓延焼鈍す結晶粒 49.4 個/mm²
伸 23%

伸の値がかやうに壓延方向によつて上昇し得る理由に關し、結晶が微細化されてゐる事實は写真第 3 を比較する事によつて、明かである。

このやうな仕上方向と直角の加工が結晶の配列に對し如何なる効果を及ぼすかに付ては、別報告に於て検討する豫定である。

II 成型加工性と機械的性質

1. 成型加工性の試験法

板材の成型加工法の試験法は、從來、繰返屈曲試験或は折曲試験が行はれてゐる。本報告に於ては、後述する 180°C 折曲試験を主として行つてゐるが、先づ兩者の成績を比較試験した。

(1) 曲折試験法 本實驗に於ては第 40 圖の如き試験片及び、ゲージに依つて第 41 圖の如き操作を経て 180°C 折曲試験を行つた。第 1 操作に於ては、板とゲージの間に試験片をゲージに沿ふやうに指で曲げるのである。試験片が大體曲つたならば第 2 操作を行ふ。第 2 操作は同じ萬力を用ひ、第 41 圖 (B) の如く、試験片とゲージが離れぬやうに、下から布を當て、布を左右に引張り、ゲージを上から押して、徐々に萬力を締め、同圖 (C) の第 3

操作に至つて、萬力をゆるめ、試験片の曲り部分を検査する。曲げ半径が甚だしく小に過ぎる時は、第 1 操作に於て折れる。又やゝ小に過ぎる時は第 2 操作から第 3 操作の間で折れる。曲初めから、折れた位置迄の變位角を α° と稱する。

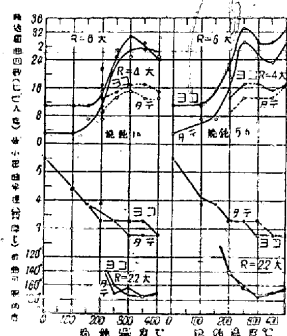
又第 3 操作を経て後検査を行つた際屈曲部分にヒビを認めるものがある。これはヒビと稱する。第 3 操作を経て後屈曲部にヒビを生じないのを良と稱する。

良なる場合最小の R を最小屈曲半径とし、この半径の小なる材料程、成型加工性が優秀であると判断した。

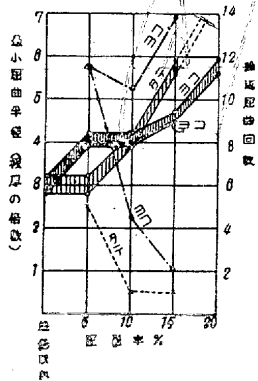
(2) 繰返屈曲試験法 報告第 148 號¹⁾に記載の如く、短冊形試験片を、所望の屈曲半径を有する鋼部品で垂直に挿み、90° 左へ折曲げ更に起し、次いで右に 90° 折曲げ、更に起し、次に折曲げ、かくの如く繰返し左右に屈曲するのである。

(3) 折曲及び繰返屈曲試験法の比較試験 CZM 板 (10. mm 厚) を 10% 冷間壓延し、これを 100~400°C に 1 h 及び 5 h 焼鈍したもの及び冷間壓延を 5, 10, 15, 20% かけたもの、各々より、20 mm × 100 mm、の試験片をタテ、ヨコ方向から採取した。

試験方法及結果 折曲試験は前記の方法により、最小



第 42 圖 繰返屈曲試験と 180° 折曲試験の比較



第 43 圖 加工性に對する 壓延率の影響 繰返屈曲のヒビ入迄の回数

屈曲半径の測定及び屈曲半径を板厚の 2.2 倍となし、折れる迄屈曲し得た角度を測定した。繰返屈曲試験は曲半径 4 mm 及び 6 mm を用ひ、90° の變位を以つて 1 回とし、ヒビの入つた時の回数及び折斷した時の回数を測定した。

本試験の焼鈍板の結果を第 42 圖に示す、この結果から見ると、180° 折曲試験に於ては、大體、タテ、ヨコの方向による差異が僅少ななる場合 (例へば 350°C-1 h, 400°C-1 h, 300°C-5 h, 350°C-5 h) に於ても繰返屈曲試験に於

ては、2~4 回以上の差を認める、繰返屈曲試験に於ては、タテ方向の方が、少い屈曲回数でヒビが入る事が明かである。又低温度の焼鈍による加工性の回復は 180° 折曲試験の方が明瞭に差を示して来る、冷間壓延加工を受けたものの結果は、第 43 圖の如く、180° 折曲試験に於てはタテ方向が、加工性質がよい。然し、壓延 15% 以上に於ては、ヨコ方向が良くなるが、これはタテ方向に於て、既に過加工の範圍に達するためである。

繰返屈曲試験に於ては、加工度の進むに従つて、タテ方向は急激に低下し、ヨコ方向の方が明瞭に加工性が良い事が判る。

180° 折曲試験と繰返屈曲試験による結果とは方向差に就て反對の傾向となる。これは兩試験による破壊がが全然別なものでなからうが、

板の方向性を吟味する試験方法としては、繰返屈曲試験の方が敏感のやうであるが、然し 180° 折曲試験の方が實際的に思はれるので、以下の加工法に關する實驗に對しては 180° 折曲試験を行ふ事とした。

2. 成型加工性と機械的性質に及ぼす成分の影響

(1) 高純 Mg の影響 高純 Mg は理研金屬から入手したもので、その分析結果は第 2 表に示す。本地金は樹

第 2 表 純 Mg 及高純 Mg 地金及板の分析値と機械的性質

番号	高純 Mg 地金	不純物		板厚 mm	方向	抗張力 kg/mm ²	伸 %	硬度 ビッカース
		Fe %	Si %					
	0.0024	0.0199						
130	板	0.017	0.0268	1	タテ	18.8 18.9 20.1 20.3	12 12 10 10	30.9
131	"	0.014(0.0368)		1	タテ	20.4 (18.5)20.6(10) 20.3 20.4	10 10 9.4 9	29.7
平均		0.016	0.020 (0.033)		タテ ヨコ	18.7 20.3	11 9.5	30.3
	普通純 Mg 地金	0.0138	0.0477					
132	" 板	0.014	0.0343	1	タテ	20.4 20.6 20.6 20.2	12 10 12.4 10	31.6
133	"	0.063	0.0372	1	タテ	17.9 20.4 20.4	18.7 (10) 10.5 12	31.2
平均		0.039	0.036	1	タテ ヨコ	19.2 20.4	10.5 11.5	31.4

状品の集合した塊で、電氣爐で溶解する時は面積の多い關係で甚しく酸化される。

CZM に對する高純 Mg の影響を見るに先立ち、先づ同

第3表 高純 Mg 及純 Mg 板の折曲試験

番號	板厚 mm	方向	屈曲半徑 (t=板厚)					
			5t	4t	3.5t	3t	2.5t	
130	高純 Mg 板	1	タテ ヨコ	良 良	良 良	— ヒビ	ヒビ オレ (147°)	オレ (131°)
131	"	1	タテ ヨコ	良 良	良 ヒビ	ヒビ オレ (128°)	オレ (150°)	
132	純 Mg 板	1	タテ ヨコ	良 良	良 ヒビ	ヒビ オレ (130°)	オレ (144°)	
133	"	1	タテ ヨコ	良 良	良 ヒビ	ヒビ オレ (153°)	オレ (143°)	

条件で壓延した最純 Mg 板と普通 Mg 板を比較すれば第2表の如く Fe 含有量の少い高純 Mg も坩堝から来る Fe の影響が表れてゐる。機械的性質に於ては抗張力は同等で

第4表 CZM 板の機械的性質に対する高純 Mg の影響

番號	Mn%	Fe%	Si%	方向	抗張力 (kg/mm ²)		伸%		ビッカース硬度
					10%冷間壓延	300°C焼鈍	10%冷間壓延	300°C焼鈍	
135	0.69	0.017	0.019	タテ	26.0	22.9	8.4	20	58.3
					25.9	22.8	8.4	2.4	
					26.5	23.0	12	23	
134	0.93	0.018		ヨコ	26.4	23.2	14	21	43.6
					26.2	23.2	7.2	20	
					26.4	23.1	7	20	
136	1.02	0.041	0.018	タテ	27.1	23.3	10	18	61.3
					27.3	23.3	10	19	
					26.9	23.2	5	22	
				ヨコ	27	23.3	8	22	40.4
					28	23.8	12	22	
					28.1	23.8	12.5	22	

あるが伸及び硬度は普通 Mg 板の方がやゝ大である。不純物が結晶粒の微細化に役立つてゐるのであらう。

加工性は第3表に掲げる如く、1mm 厚板に對する最小屈曲半徑は先づ 5~4t である。

第6表 CZM 板の成分變化とその折曲試験
屈曲半徑 (t=板厚)

番號	成分	方向	板厚 mm	屈曲半徑 (t=板厚)						抗張力 kg/mm ²	伸%	分析値
				4.9~5t	4.3~4.4t	3.7~3.8t	3.1~3.2t	2.5t	1.9t			
51	C ₁ Z ₁ M ₁	タテ	0.80	良	良	ヒビ	ヒビ	オレ (126°)		20.2	10	Cd Zn Mn 痕跡 0.911
		ヨコ	"	良	オレ (142°)	オレ (145°)	オレ (118°)	オレ (122°)				
52	C ₃ Z ₁ M ₁	タテ	0.81					良 (161°)	23.0	20		
		ヨコ	"					良 (161°)				
53	C ₅ Z ₁ M ₁	タテ	"				良	ヒビ (158°)	23.1	18		
		ヨコ	"				良	良 (154°)				
54	C ₇ Z ₁ M ₁	タテ	0.79				良	ヒビ (152°)	22.0	21		
		ヨコ	"				良	オレ (154°)				
55	C ₉ Z ₀ M ₁	タテ	0.82	良	良	ヒビ	オレ (149°)	オレ (130°)	21.1	12	Cd Zn Mn 2.76痕跡 0.995	
		ヨコ	"	良	ヒビ	ヒビ	オレ (135°)					
56	C ₉ Z _{0.5} M ₁	タテ	0.80			良	ヒビ	オレ (137°)	20.9	13		
		ヨコ	"			良	ヒビ	オレ (156°)				
57	C ₃ Z ₁ M ₁	タテ	0.82				良	良 (152°)	23.1	12		
		ヨコ	"				良	ヒビ (164°)	22.2	15		
58	C ₉ Z _{1.5} M ₁	タテ	0.83 0.81				良	ヒビ (159°)	23.0	21		
		ヨコ	"				良	ヒビ (164°)	23.2	14		
59	C ₃ Z ₂ M ₁	タテ	0.81				良	ヒビ (155°)	23.6	21		
		ヨコ	"				良	ヒビ (148°)				
60	C ₂ Z ₃ M ₁	タテ					良	良 (164°)	24.2	12		
		ヨコ					良	ヒビ (153°)				

註 成分に於て O=Cd, Z=Zn, M=Mn, 指数は各成分の%を意味する。

第130のタテ方向は3.5tとなり、優良であるが、高純 Mg と普通 Mg とを比較した場合は、その性質は同等と云ふべきであらう。

CZM 板に高純 Mg を使用するには鹽化マンガン法によつて、Mn-Mg 母合金を製造し、然る後、CZM 合金を熔製した。何れの場合も、全く軟鋼坩堝を使用してゐる。壓延法は、熱間壓延400°C、冷間壓延10%宛、中間焼鈍温度300°Cを採用した。かくて得られた板の分析値、機械的性質及び成型加工法を第4表及び第5表に示す。

本結果によれば、Fe は 0.017~0.041%とやゝ増加を來たす場合もあるが、Si は平均 0.0186% にて地金に對し増加はない。

抗張力、伸、硬度は何れも、普通 Mg 地金を使用した場合よりも、やゝ低位である。成型加工法に對しては、最小屈曲半徑は3tで、普通 Mg を使用した場合と大差がない。従つて、CZM に對しこの程度高純 Mg 地金を利用し普通の熔解を行ふ事は別に加工性を良好とするものではない。

第7表 CZM 板の折曲試験に對する Mn% の影響

番 號	Mn%	方 向	屈曲半徑 ($t =$ 板厚 = 1 mm)						抗張力 kg/mm ²	伸 %
			5t	4t	3.5t	3t	2.5t	2t		
141	痕 跡	タ テ			良	良	ヒ ビ	オレ(174°)	20.7	14
"	"	ヨ コ			良	良	ヒ ビ	オレ(172°)	20.9	11
165	"	タ テ			良	良	オレ(167°)		21.2	13
"	"	ヨ コ			良	ヒビ	オレ(168°)		21.5	11
161	0.45	タ テ				良	ヒ ビ	オレ(170°)	22.9	16
"	"	ヨ コ				良	ヒ ビ	オレ(173°)	23.1	18
154	0.62	タ テ				良	ヒ ビ	オレ(166°)	23.0	14
"	"	ヨ コ				良	ヒ ビ	オレ(167°)	22.8	11
155	0.63	タ テ				良	オレ(170°)	—	22.5	11
"	"	ヨ コ				良	ビ ヒ	オレ(169°)	22.8	12
142	1.06					良	ヒ ビ	オレ(167°)		
"	"	ヨ コ				良	ヒ ビ	オレ(171°)		
143	1.05	タ テ				良	ヒ ビ	オレ(170°)	23.3	16
"	"	ヨ コ				良	ヒ ビ	オレ(167°)	24.0	17
158	1.04	タ テ				良	オレ(169°)		23.4	14
"	"	ヨ コ				良	オレ(165°)		23.9	12
153	1.26	タ テ				良	ヒ ビ	オレ(169°)	23.5	11
"	"	ヨ コ				良	ヒ ビ	オレ(164°)	24.1	10
145	1.39	タ テ			良	ヒ ビ	オレ(170°)			
"	"	ヨ ヨ			良	ヒ ビ	オレ(164°)			
144	1.49	タ テ			良	良	ヒ ビ	オレ(167°)		
"	"	ヨ コ			良	ヒ ビ	オレ(162°)			
151	1.51	タ テ			良	ヒ ビ	オレ(169°)		23.7	10
"	"	ヨ コ			良	良	ヒ ビ	オレ(165°)	24.2	11
137	1.99	タ テ	良	良	ヒ ビ	オレ(173°)			23.2	17
"	"	ヨ コ	良	ヒ ビ	オレ(167°)				24.6	17
138	2.19	タ テ		良	良	良	オレ(159°)		23.5	19
"	"	ヨ コ		良	ヒ ビ	オレ(163°)			24.5	21
139	2.45	タ テ		良	ヒ ビ	オレ(154°)			24.5	17
"	"	ヨ コ		良	オレ(160°)				25.4	16

第5表 CZM 板の加工性に對する最純 Mg の影響
(成分 Cd 3% Zn 1% Mn 1% 最純 Mg 殘部)

番號	状態 1 mm 厚	方向	4 t	3.5t	3 t	2.5t	2 t
135	300°C 焼鈍	タテ	良	良	良	ヒビ	--
	"	ヨコ	良	良	良	オレ (162°)	--
134	"	タテ	良	良	良	ヒビ	--
	"	ヨコ	良	良	良	オレ (140°)	--
136	"	タテ	--	良	良	ヒビ (167°)	オレ
	"	ヨコ	--	良	良	オレ (159°)	--

(2) Cd, Zn の影響 CZM に對する Cd, Zn 量の變化と成型加工法の影響は第 6 表に示す如く, Cd 1% (C₃Z₁M₁) の場合は最小屈曲半径が 5t であるが, Cd. 3% (C₃Z₁M₁) の時は急激に 3~2.5t になつてゐる. 又 Zn 0% (C₃Z₀M₁) の場合は 5t であるのが, Zn 0.5% (C₃Z_{0.5}M₁) 3.7~3.8t Zn, 1% (C₃Z₁M₁) で 3~2.5t となつてゐる, この理由に就ては結晶粒の大小に關係するものと推定される.

この大小は何に由來するかは, 次の 2 項と推定される.

[第 1 項] 成分による結晶粒の微細化と, [第 2 項] は本試験に採用した壓延條件 (熱間 400°C で 1.1 mm 打切, 冷間 10% 宛, 中間焼鈍 1h 300°C) が, 第 151, 55, 56 の再結晶終止温度に無關心であつた事の二つである.

(3) Mn の影響 Mn の含有量が CZM 板の加工性及び機械的性質に及ぼす影響を試験した. 壓延條件は熱間壓延 400°C, 冷間壓延 10% 宛中間焼鈍 300°C を採用した.

本試験の結果は第 7 表に示す如く, Mn 量が 1% 迄は最小屈曲半径は 3t で, 加工性に變化はないが, 約 1.5% となると 3.5t, 2% 以上は 4t となつて, Mn 量の増加と共に加工性は悪くなり同時に抗張力, 硬度の増加を示す.

但し, 本試験に採用した壓延條件は Mn 1% 附近のものに適する條件であるから, Mn 0% 或は Mn 2% の板に對しては, 必ずしも適してゐるとは思はれない. 従つて, Mn 0% のもの, 或は Mn 2% のものは壓延條件を變化する事によつて, より良い性質を示して來ると思はれるから, 嚴密に云へば, この實驗だけでは Mn の影響は不明である. この點は更に實驗を進める豫定である.

3. 板厚と成型加工性

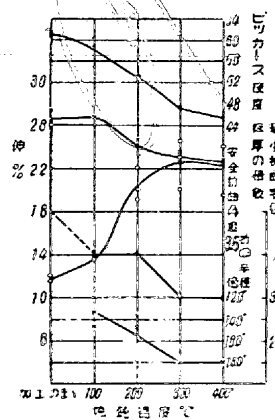
半工業的に試作した CZM 板で機械的性質としては略同様であるが, 板厚が異なる場合に, 最小屈曲半径を比較した. その結果は第 8 表の如く板厚 2~1 mm の間では大體, 板厚の 3.3~35 倍を示すが, 0.8~0.56 mm の板厚の場合は板厚の 2.9~3.1 倍となる. 即ち薄板の方が屈曲半径はやゝ小となし得る.

第8表 CZM 板の加工性に對する板厚の影響

番號	板厚 mm	300°C 焼鈍 状態	4t	3.3~3.5t	2.9~3.1t	2.5t	16~2.0t	抗張力 kg/mm ²	伸%	
13	2	タテ	良	良	--	オレ (154°)		23.3	23	
"	"	ヨコ	良	良	--	オレ (160°)		23.5	25	
31	1.2	ヨコ		良	ヒビ	オレ (175°)		23.7	23.8	
34	"			良	ヒビ	オレ (146°)		24.4	23.8	
20	1	タテ	良	ヒビ		オレ (158°)		23.1	16	
"	"	ヨコ	良	良		ヒビ		23.7	18	
26	"	"	良	良	良	オレ (157°)	ヒビ	オレ (167°)	24.6	18.4
27	"	"	良	良	良	オレ (157°)	ヒビ	オレ (167°)		
40	"	"	良	良	良	オレ (157°)	ヒビ	オレ (167°)		
41	"	"	良	良	良	オレ (157°)	ヒビ	オレ (167°)		
29	"	"	良	良	良	オレ (158°)	ヒビ	オレ (173°)	24.7	21.8
17	0.8	ヨコ	良	良	良	ヒビ	オレ (165°)	オレ (166°)	24.0	23.2
19	"	"	良	良	良	ヒビ	オレ (166°)	オレ (166°)	24.8	22.4
7B	0.62	タテ	良	良	--	ヒビ	オレ (160°)	オレ (160°)	23.3	12
"	"	ヨコ	良	良	--	ヒビ	オレ (152°)	オレ (152°)	23.4	13
25	0.60	ヨコ		良	--	ヒビ	オレ (156°)	オレ (156°)	23.5	16
45	"	"		良	--	良	オレ (167°)	オレ (167°)		
44	"	"		良	--	ヒビ	オレ (167°)	オレ (167°)	24.8	23.8
7A	0.56	タテ		良	--	ヒビ	オレ (161°)	オレ (161°)	23.5	"
"	"	ヨコ		良	--	ヒビ	オレ (167°)	オレ (167°)	23.4	"

4. 焼鈍程度と成型加工性

CZM の 1mm 板を 10% 冷間壓延し, 100~400°C に焼鈍して, その時の最小屈曲半径と抗張力, 伸, 硬度を測定した.



第 44 圖 焼鈍温度に對する 780° 折曲試験及び機械的性質の比較

既述の第 42 圖に於ても見られる如く, 加工状態では最小屈曲半径は板厚の 5.5 倍であるが, 100°C 1h の焼鈍により, 4.4 倍と既に回復を示し, 150°C では 3.9 倍, 200°C では 3.3 倍 250°C 以上では 2.8 倍も可能となる.

第9表 特殊加工法を施した板の折曲試験

番號	状 態	方向	板厚 mm	屈曲半徑(t =板厚)				備考(第29 表再記)	
				2.3~ 2.9t	1.8~ 2.4t	1.7~ 1.7t	1.25t	抗張力 kg/ mm ²	伸%
14	20% ↓ 壓延後 300°C-1h 焼 鈍	タテ	0.86	良	良	オレ (174°)	—	23.6	26
		ヨコ	0.87	良	良	オレ (176°)	—	24.4	28
"	同上後 350°C-1h	タテ	0.86	良	良	オレ (168°)	—	23.6	27
		ヨコ	"	良	良	オレ (166°)	—	24.1	30
				3.1t	2.5t	1.9t	1.25t		
14	25% ↓ 壓延後 300°C-1h 焼 鈍	タテ	0.80	良	良	ヒビ オレ (171°)	オレ (158°)	23.9	26.5
		ヨコ	"	良	良	ヒビ オレ (171°)	—	24.6	29.5
"	同上後 350°C-1h 焼 鈍	タテ	"	良	良	ヒビ オレ (167°)	オレ (173°)	24.0	26
		ヨコ	"	良	良	ヒビ オレ (167°)	—	24.3	27.5

又、機械的性質の變化を比較すれば、第44圖の如く、300°C以上に於ける十分なる伸の回復と平行して最小屈曲半徑も最小値を示す。

焼鈍時間の影響は第42圖に示す如く、100°C焼鈍に於て1hでは4.4倍が、5hでは3.9倍となり、150°Cでは1hでも5hでも3.3倍であるから、2.8倍に対する折曲可能の角度は10°程5hの方が餘計に折曲げ得る。200°C以上の焼鈍に於ては、最小屈曲半徑は同であるから、半徑2.2倍の時の折曲可能角度は5hの方が優れて来る。

要するに焼鈍時間の影響は200°C以下の場合は多少差異があるが、250°C以上の場合には殆どない。

5. 伸の値と成型加工性

前章に於て得られた伸30%程度を示す板に對する180°折曲試験の結果を第9表に示す。この結果からして、かかる板の最小屈曲半徑は板厚の2.5倍にとり得て成型加工性は頗る優秀である。第9表によつても示される如く、伸の大なるものは優秀であると考へるが、然し必しもこれは一般的に斷定出来ないやうである。

第8, 6表等に於て見られる、伸14~15%のものも、20%以上のものも同程度の最小屈曲半徑を有して来る場合もあるのである。

伸と折曲試験との關係は同一成分の合金に於て、結晶粒度が細かく揃つてゐる場合は、伸の値が大であり、同時にかくの如き場合は最小屈曲半徑も小であつても良い。

然し、若し不揃結晶粒が試験片中に散在してゐる場合にはこの部分の影響から伸の値が小となる機会が多いと云ふ事は考へられる。この考へからすれば、伸の値は試験片中

に不揃の結晶粒が含有される確率を示す事になる。折曲試験に關與する板面積は、伸測定に關與する板面積より甚だしく狭いのであるから、不揃の結晶粒の含有される確率は極めて尠く、従つて折曲試験は伸測定の場合よりも、上述の確率を示す正確さが足りない。この結果伸は違つても最小屈曲半徑には大差がないのであらう。

要するに結晶粒度が格別違ふ板も比較する時は伸も違ふが、同時に屈曲半徑も明瞭に相違する。粒度が大體等しく、その不揃部分が多いやうな板を比較する場合には、伸は違ふが屈曲半徑は餘り相違しないのであらう。

III 耐 蝕 性

1. 仕上酸洗法と重クロム酸防錆法

何れの成分 Mg 合金板も、壓延のまゝの表面状況では甚しく、耐蝕性が阻害される。仕上方法としては金刷毛で磨くなり、酸洗を十分行はねばならない。CZM 板の仕上酸洗液に一般の Mg 合金板の如く硝酸を使用すれば、表面が黒化するから、重クロム酸及び硝酸の混合液を選ぶ必要がある。兩酸の濃度に依つては、I. G. 防蝕液となるから、第45圖、の如き、酸洗良の範圍を選択する。

又本合金に重クロム酸蝕処理を行ふ場合は、施行方法によつて効果を異にする。處理液の濃度は、第52圖の如く、HNO₃ 13~18%、重クロム酸ソーダ 15~20% が適當のやうである。

2. 腐蝕による機械的の性質の低下

CZM 合金板の腐蝕による機械的の性質の低下は、各種の腐蝕試験方法に對する實驗結果としてここに示す。

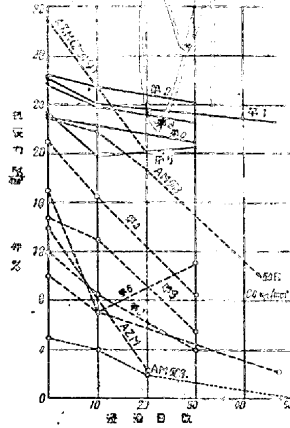
(1) 浸漬試験 硬質、半硬質、軟質各種の CZM 板と他の Mg 合金板との腐蝕試験結果を、第53圖に示す抗張試験片に仕上げ、I. G. 處理を行つて後、3%食鹽水に浸漬する試験では、AM 503, AZM より低下率は少く、超デュラルミンと同等である。但し超デュラルミンの腐蝕は横側から深く、穿孔腐蝕が行はれた。試験片を寫眞第4~7に掲げる。

CZM の腐蝕による抗張力の低下に比して、伸の低下が大であるから、板厚の影響を試験した。第47, 48圖に示す如く、板厚の厚い方がやゝ低下率が少くなる。試験片は表面が多少侵されて後、腐蝕進行が停止するものであるから、この結果は當然である。

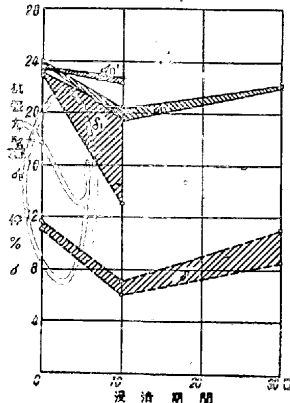
1) 後藤正治、二藤申、著者：航研報告第148號

	3	6	15	26	20
0.1					
0.2					
0.3					
0.4					
0.5					
0.6					
0.7					
0.8					
0.9					
1.0					
1.1					
1.2					
1.3					
1.4					
1.5					
1.6					
1.7					
1.8					
1.9					
2.0					

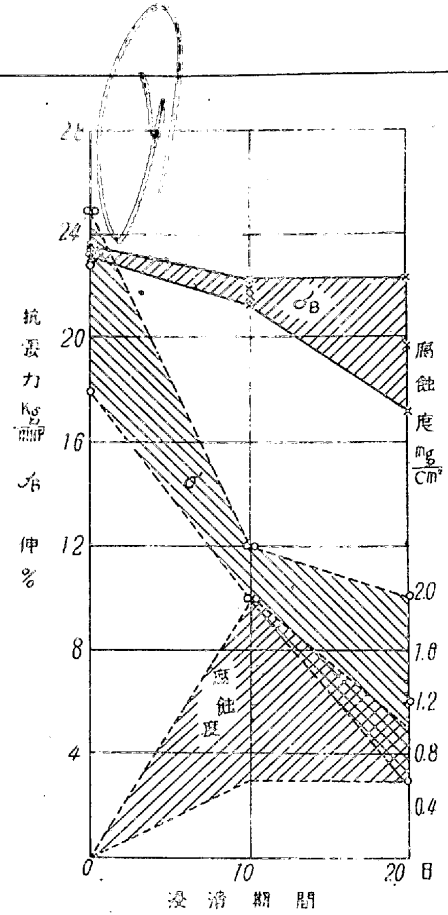
第45圖 酸洗液の濃度



第46圖 3%食鹽水中の浸漬による機械的性質の低下

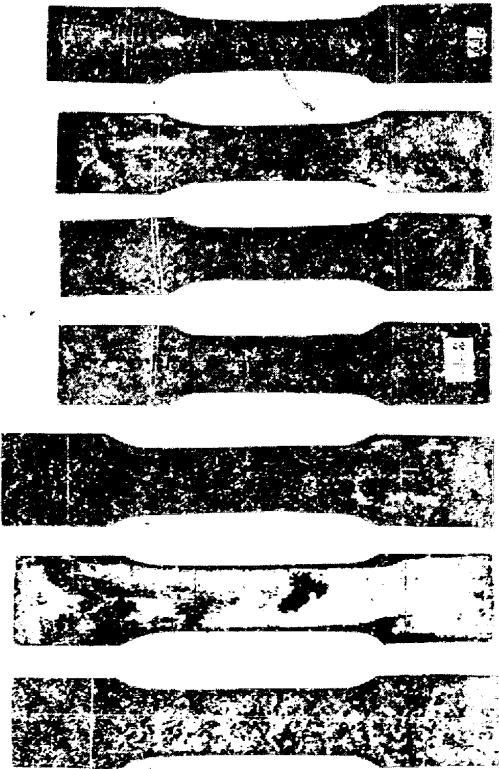


第48圖 同前(板厚の影響)
CZM 第1561mm板(σ_B, σ_{we})
CZM 第YA 75mm板(σ_B, σ)



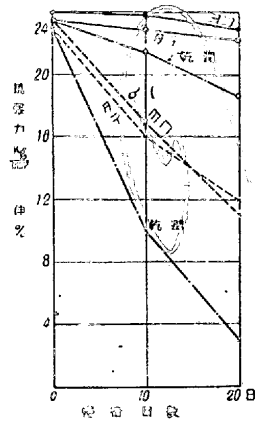
第47圖 同前(板厚の影響)
CZM 第157 0.77mm以下

CZM 腐蝕試験



寫眞第4

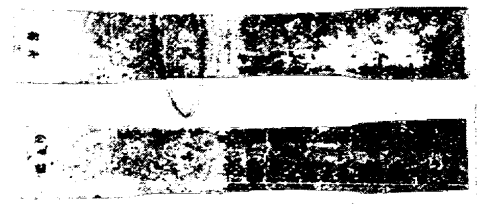
- (1) 4mm 板
 - 10日後(25.8 kg/mm² 11.6%)
 - 24日後(25.8 kg/mm² 7%)
 - 4日後(25.9 kg/mm² 8%)
 - 91日後(25.5 kg/mm² 6%)
- (2) 1mm後(29.1 kg/mm² 6%)
 - 14日後(27.9 kg/mm² 4%)
 - 45日後(24.7 kg/mm² 1.8%)
 - 90日後(23.4 kg/mm² 1%)



49圖 下半浸漬試験及乾潤試験による機械的性質の低下

(2) 下半浸漬試験
空氣と接觸する水平線上に於て、屢々特別な腐蝕が行はれるが試験した試験片(JES 5號)を JG 處理後 3%食鹽水槽中に、浮した木杵から吊したから、常に水平線は試験片の中央に来るやうにしてある。

試験結果は第49圖の如く、第47圖と比較して大差ない。又觀察によつても、水平線のみ

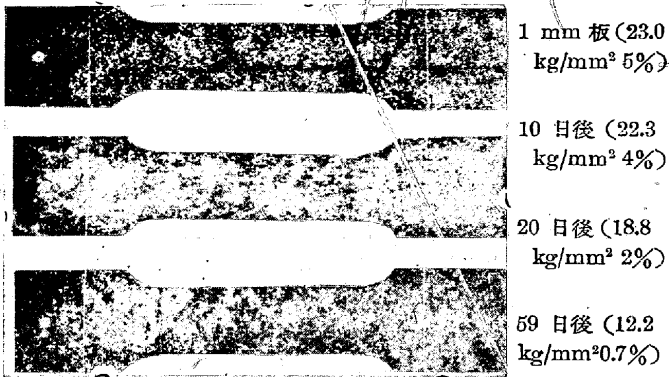


寫眞第8
CZM 下半浸漬試験

が甚だしく腐蝕せられる傾向はない。寫眞第 8. に試験後の試料を示す。

(3) 乾潤試験 試験片 (JES 5 號) を I.G. 防錆處理後, 乾潤試験を行つた結果を第 49 圖に示す。

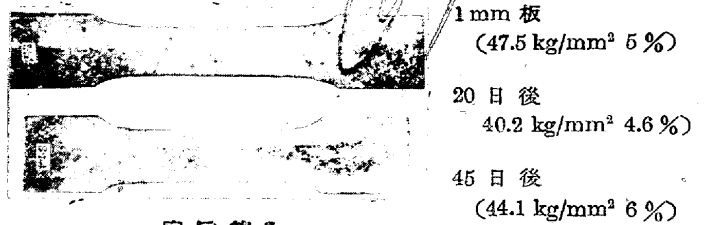
本試験に於ける腐蝕が他の試験に比して一番大である。又腐蝕成生物の附着が多い爲, 腐蝕重量は, 増加を示して



寫眞第 5
AM 503 腐蝕試験



寫眞第 6
AZM 腐蝕試験



寫眞第 7
SDH 腐蝕試験

る。

本研究を進めるに當り常に御指導を賜つた故後藤正治博士並びに石田四郎博士に厚く感謝申し上げます、共に技手菊地博丈君外多數の助手諸君の熱誠なる御援助に對し深く謝意を表する。

社団法人日本鐵鋼協會北海道支部規則

- 第一條 當支部ハ日本鐵鋼協會北海道支部と稱ス
- 第二條 北海道支部事務所ハ室蘭市茶津町日本製鋼所室蘭製作所内ニ置ク
- 第三條 北海道支部會員ハ北海道、樺太及之ニ近接スル地方ニ在住ノ日本鐵鋼協會々員トス
- 第四條 北海道支部ハ日本鐵鋼協會トノ連絡ヲ緊密ニシ會員ノ學術進歩、技術ノ交換並ニ親睦ヲ計ルヲ目的トス
- 第五條 支部ノ事業ハ左ノ如シ
 - 1. 講演會座談會ノ開催
 - 2. 見學視察
 - 3. 其他必要ト認メタル事業
- 第六條 支部ニ左ノ役員ヲ置ク
 - 支部長 一名
 - 支部幹事 若干名
 - 支部評議員 二十名
- 第七條 支部長ハ支部幹事ノ互選ヲ以テ之ヲ定ム支部幹事ハ支部評議員ノ互選ヲ以テ之ヲ定ム支部評議員ハ日本鐵鋼協會正會員タル會員ヨリ總會ニ於テ選舉スルモノトス
- 第八條 役員ノ任期ハ二ケ年トス 但シ重任ヲ妨ゲズ 役員中缺員ヲ生ジ會務遂行上必要ト認メタルトキハ支部評議員會ニ於テ補缺員ヲ選舉ス 但シ其任期ハ前任者ノ任期ニヨル
- 第九條 支部ノ事業ヲ遂行スル爲ニ支部幹事會 支部評議員會並ニ支部總會ヲ開催ス 支部幹事會及支部評議員會ハ支部長之ヲ招集ス
- 第十條 支部長ハ支部ヲ代表シ會務ヲ統理ス 支部長事故アルトキハ支部幹事ノ一人之ヲ代理ス

- 第十一條 支部幹事ハ常務ヲ處理シ支部評議員ハ總會ニ於テ議決スベキ事項以外ノ會務ヲ評議決定ス
- 第十二條 支部年度ハ歷年ニヨル支部總會ハ毎年一月ニ之ヲ開キ諸般ノ報告及必要ナル議事ヲ行フ 但シ必要ニ應ジ臨時ニ總會ヲ開催スルコトアルベシ
- 第十三條 支部評議員會及支部總會ノ決議並ニ各年度豫算及決算ハ之ヲ日本鐵鋼協會々長ニ報告シ其承認ヲ經ルヲ要ス
- 第十四條 支部評議員會及支部總會ノ議決ハ出席會員ノ過半數ニヨルモノトス
- 第十五條 支部ノ經費ハ寄附金及日本鐵鋼協會ノ補助金ヲ以テ之ヲ支辨ス
- 第十六條 本規則ヲ變更セントスルトキハ支部總會ヲ開キ出席會員過半數ノ同意ヲ得タル上日本鐵鋼協會々長ノ承認ヲ經ルヲ要ス (以上)

鐵鋼協會徽章

