

は酸素ポテンシャル, すなわち  $a_0$  であるので, この場合処理の都合上  $\text{FeO-Fe}_2\text{O}_3\text{-CaO}$  系を  $\text{Fe-O-CaO}$  系に再計算した. Wagner の導いた結果に, これを代入すると,  $y = N_{\text{CaO}} / (N_{\text{CaO}} + N_{\text{Fe}})$  となり  $N_2$  は  $N_0$  となるから (4) 式のごとくなる.

$$\begin{aligned} \log a_{\text{Fe}}(\text{O}_0, y) = & \\ - y \int_{N_0'}^{N_0} \frac{\partial}{\partial y} \left\{ \log a_0 / (1 - N_0)^2 \right\}_{N_0} dN_0 & \\ - \int_{N_0'}^{N_0} N_0 / (1 - N_0) d \log a_0 \dots\dots\dots (4) & \end{aligned}$$

これにより一定の  $y$  の値につき (4) 式を图的積分して  $a_{\text{Fe}}$  を求めた. この精度はどの程度かは計算してみないが, (4) 式で第一項は初めに微分をおこないそれを積分して, それに  $y$  を乗じているゆえ,  $y$  の大なる程誤差は大になると思われる. 一般に鉄滓は各種酸化物の形であらわすのが便利であるのでこれより,  $a_{\text{FeO}}$  および  $a_{\text{Fe}_2\text{O}_3}$  を求めた. これを図に示してみると Fig. 4 のごとくである.  $a_{\text{CaO}}$  は同様にして求められるが,  $a_{\text{Fe}}$  は一定酸素ポテンシャルに対してあまり変化せず, また前述のごとく  $\text{CaO}$  量増加と共に  $a_{\text{Fe}}$  の精度が悪くなるから, ここでは省略した.

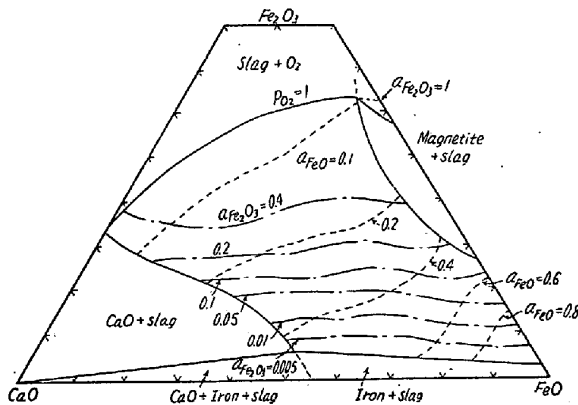


Fig. 4. Activities of FeO and  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  in magnesia saturated lime-iron oxide slags at  $1500^\circ\text{C}$ . (mol fraction)

V. 結 言

以上マグネシヤ飽和石灰-酸化鉄系熔滓の酸素ポテンシャルを決定してつぎの結果をえた.  
すなわち, 酸素ポテンシャルの増加にともない  $J$  は増加し, この  $J$  はポテンシャル一定の時  $\text{CaO}$  量の増加と共に増加した. マグネシヤの熔滓への移動は  $\text{CaO}$  の少ない場合に少し見られたが, 一般に少なかった. これらの結果より, 熔滓中の酸素の活量は直接求められ, また  $a_{\text{Fe}}$ ,  $a_{\text{FeO}}$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  の活量を熱力学的計算により求めた.

文 献

- 1) H. R. Larson and J. Chipman: Trans. A.I.M.E., 197 (1953) 1089
- 2) C. Wagner: Thermodynamics of Alloys., (1952) p. 19

(74) 亜鉛メッキ用鋼板の熱処理に対する加熱速度の影響

(熱処理における加熱速度の影響—Ⅲ)

The Effect of Heating Rate on the Heat Treatment of Steel Sheets for Galvanizing

(Effect of heating rate in heat treatment—Ⅲ)

T. Mori, et alius.

東京工業大学 工博 作井誠太  
工〇森 勉

I. 結 言

金属材料を熱処理する場合, 加熱速度がその性質, 特に顕微鏡組織に大きな影響を与えることはよく知られている. 再結晶温度に対して大きな影響があることも知られているが, 格子変態温度に対する影響は明らかでない. また加熱速度が大きい場合には, 材料の酸化損失が小さく, 時間の短縮などの工業的な観点からいつでも都合なことも多い. 本実験においては, 某社製の亜鉛メッキ用鋼板を対象として急熱の効果調べたので, この結果について報告する.

II. 試料および実験方法

試料は Table 1 のような分析値を有し, 厚さ  $0.29\text{ mm}$ , 冷間加工度  $88\%$  のリムド鋼である.

熱処理は, 急熱と徐熱の二種とした. 徐熱は電気炉を用いて, 加熱速度を  $10^\circ\text{C}/\text{mn}$  とし, 所定の温度に達したただちに水冷した. 急熱は試料に直接電流を通じておこない, 加熱が終わったら, ただちに油冷されるようにした. この場合徐熱と急熱では, 冷却方法が異なるため, 純粋に加熱速度の影響のみを調べたとはいえないが, 少なくとも再結晶現象に関してはさしつかえないと考える. 急熱の場合の加熱速度は, 約  $2 \times 10^3^\circ\text{C}/\text{sec}$  である. 熱処理後, 結晶粒度, 硬度, 引張り強さ, のびを求め, 加熱速度の影響を見た.

III. 実 験 結 果

a. 硬 度

Fig. 1 は, 加熱温度による硬度の変化を示す. これによると, 徐熱では  $500^\circ\text{C}$  ですでに軟化が始まっているが, 急熱では約  $600^\circ\text{C}$  より軟化は始まる. 再結晶が

Table 1. Chemical composition.

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Sn	Mo	N	O
0.027	0.006	0.027	0.014	0.028	0.146	0.037	0.022	0.024	0.006	0.0033	0.047

始まる温度は図中矢印で示した点であつて、軟化開始点よりいずれも高く、徐熱で 580°C 急熱で 680°C となる。すなわち急熱すると、再結晶開始温度が徐熱に対して 100°C 上昇する。再結晶後の硬度は、加熱温度が変わってもそう大きな変化は見られず、また A<sub>3</sub> 点においても、別に特異な変化は見られない。

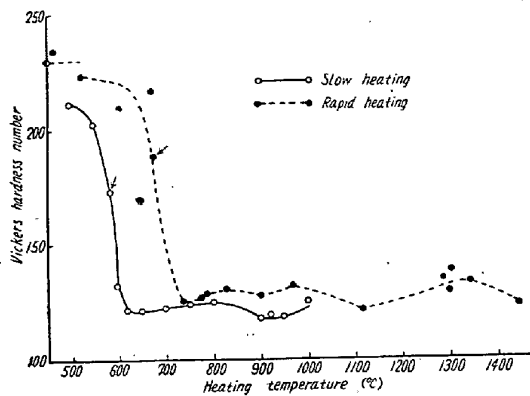


Fig. 1. Hardness-heating-temperature curve.

b. 引張強さおよび伸び

引張り強さおよび伸びの測定には巾 3 mm, gauge length 50 mm の試験片を用いた。ただし伸びは、破断箇所を常に中央にふくむようにして測つた。圧延方向に平行にとつた試料についての結果を Fig. 2 に示す。徐熱の場合には、引張り強さは再結晶終了直後(620°C)に極少を示し、温度が上昇するとわずかに増加するが、A<sub>3</sub> 変態後ふたたび減少するようである。急熱した場合は、再結晶を終つた試料では、たとえ A<sub>3</sub> 点以上に加熱され

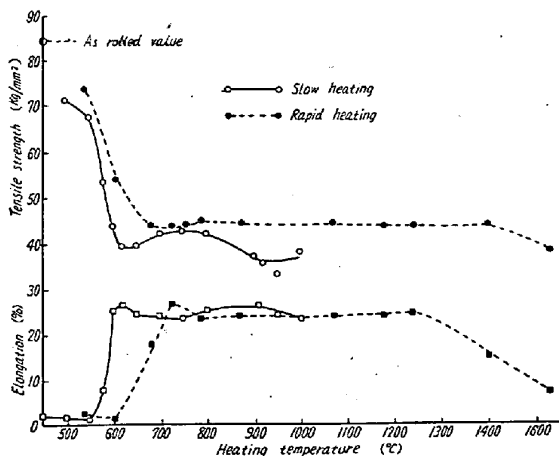


Fig. 2. Effect of heating temperature on tensile strength and elongation.

ても、1400°C までは引張り強さには大きな変化は見られない。ただしさらに温度が上ると低くなるのは、結晶粒粗大化の影響であろう。なお急熱した試料は、いかなる温度に加熱されたものでも、徐熱したものより引張り強さは大きい。

のびの値は、再結晶を終つた試料では、徐熱と急熱の差はほとんどない。急熱した場合、加熱温度が 1400°C 以上になると、のびは減少を始めているが、これは引張り強さの減少と一致しており、結晶粒粗大化の影響である。なお圧延方向に直角な方向に採取した試料については現在実験中である。

c. 結晶粒度

Fig. 3 は加熱温度による結晶粒度の変化を示す。この図の最大の点は、徐熱急熱それぞれの場合の再結晶終了直後の粒度であつて、急熱した方が、再結晶粒は微細になることを示している。再結晶が終つた後、さらに温度が上ると、急熱徐熱ともにいずれも結晶粒は成長するが徐熱の場合には A<sub>3</sub> 点でわずかながらふたたび細かくなる。急熱した場合には、A<sub>3</sub> 点においても連続的に結晶粒は大きくなり、加熱温度が 1300°C 以上になると、結晶粒は非常に大きくなる。

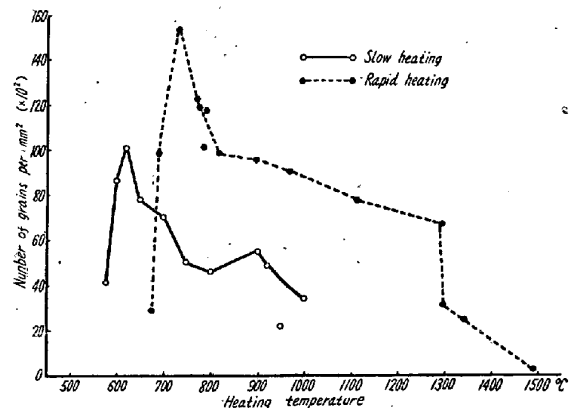


Fig. 3. Effect of heating temperature on grain size.

以上は加工材の場合の結果であるが、あらかじめ、970°C に 1 時間保持後 100°C/h の冷却速度で炉冷して十分に結晶粒を大きくした試料について、A<sub>3</sub> 変態による結晶粒度の変化を調べた結果によると、この場合には徐熱急熱ともに結晶粒は A<sub>3</sub> 変態で微細化され、さらに急熱の場合の方が、生じた結晶粒は細いことがわかつ

た。なお急熱による A<sub>3</sub> 変態終了温度の移動は約 30°C であつて、再結晶終了温度の移動約 100°C よりはるかに少い。

なお急熱と徐熱による再結晶繊維組織および A<sub>3</sub> 変態後の繊維組織の相違、また焼入後の時効の差異についてのべる予定である。

#### IV. 結 言

急熱によつて非常にこまかい結晶粒をうると同時に、充分軟化しうすることは確実で、このことは再結晶の機構を物語るものであろう。またこの程度の急熱は、薄板の直接通電加熱で必ずしも不可能でなからう。また電縫管そのほか極軟鋼の製品の熱影響部の組織の解明にも役立つものである。

### (75) ブリキ板の耐蝕性に関する研究

#### Study on the Corrosion of Tin Plate

H. Asano; et alii.

八幡製鉄所, 技術研究所

西原敏郎・○朝野秀次郎・松岡勝則

#### I. 緒 言

ブリキ板はその大部分が食罐用に使用されている現在、その耐蝕性はブリキ板を製造する上で最も重要な問題の一つである。とくに酸性果実は腐蝕性強く、これについての研究はいくつかおこなわれている。しかし Cu 含有量がどのように影響するかについて、相反する結果が導かれたりしている。一方米国 U.S. Steel 社では罐詰用ブリキ原板に L 型, MR 型, MC 型と 3 種類の鋼種を製造し、腐蝕性食品には L 型, 普通罐には MR 型, そして強度を要求される罐詰用には MC 型と規定している。その成分は Table 1 のごとくである。

Table 1.

Type	C	Mn	S	P	Cu	Ni	Cr
L	max. 0.12	max. 0.60	max. 0.050	max. 0.015	max. 0.06	max. 0.04	max. 0.04
	max. 0.12	max. 0.60	max. 0.050	max. 0.015	—	—	—

しかし前記の実験結論にてらしても、この規格を全面的に同意するにいささか疑懼の念をいだき、日本の果実に対する耐蝕性にどのような関連性があるか、実罐試験により研究した。試験は鋼種の差、すなわち U.S. Steel 社規格に準じて製造した L 型, MR 型, 錫付量すなわちホットディップ, #25, #50, #75, および鋼塊のトップ部ボトム部の差などの要因の外に、おのおのにつ

いて白罐, 全面ラッカー罐, 天地ラッカー罐とラッカー塗布の違についても耐蝕性の差を検討しようとして計画した。

#### II. 実 験 方 法

ブリキ板耐蝕性試験にはブリキ板を試験液に浸ける方法, Fe-Sn 結合体を浸けるなど種々試みられているが、実際の罐詰腐蝕と同一状態を再現することは不可能に近く、罐詰用ブリキ耐蝕試験には実罐が用いられている現状である。本研究においてもこの方法を取つた。実罐試験ではブリキ板腐蝕や内容物変質で発生する気体による罐詰内圧力の変化を打検法や膨脹測定法で知り、腐蝕性の優劣を検知しているが、打検法は精度に欠けるので膨脹測定法をおこなつた。

使用果実は、一般に果実罐として市販されている密柑・桜桃および洋梨を択んで密柑は 5 号罐に桜桃, 洋梨は 4 号罐に詰めた。罐詰液成分は仕上で、つぎのとおりである。

Table 2.

	Saccharic degree	pH	Degree of vacuum in canning
Orange	17.5%	2.8	15 in Hg
Peach	19.0%	3.8	15 in Hg
Pear		3.8	15 in Hg

罐詰耐蝕性試験では、常温にての変化が小さいので、加熱促進するのが普通であり、保存温度は 100°F = 38°C または 35°C が多く用いられている。本試験では 38°C を採用し、恒温室は 38±1°C に制御した。罐詰の保存は恒温室のほか、常温および地下室にも比較のため、入れられた。

測定にはダイヤルゲージを使用し、膨脹速度の大きい蜜柑は月 1 回, 桜桃, 洋梨は 2 カ月に 1 度の割合で罐膨脹を測定し、測定不能になつても内容液が流出するまで保存した。

#### III. 実 験 結 果

##### 1. L 型, MR 型

a. 密柑: 白罐, ラッカー罐を問わず、どの錫付量でも MR 型の耐蝕性が良好である。

b. 桜桃: 白罐, ラッカー罐を問わず、どの錫付量でも L 型の耐蝕性が良好である。

c. 洋梨: 明瞭に L 型, MR 型の優劣を区別することはできない。すなわち大差がない。

##### 2. 錫付量

錫鍍金量が増加すれば耐蝕性も増大するが、錫付量と耐蝕性の間の関係は蜜柑と桜桃でことなり、密柑は直線