鑄塊予備加熱の合金板の性質に及ぼす影響 (第 1 報)

INFLUENCE OF THE PREHEATING OF INGOT ON THE PROPERTIES OF 3S SHEET (PERT 1)

川 島 浪 夫*
NAMIO KAWASHIMA

中 村 雄 造
YUZO NAKAMURA

武 藤 善 一 郎
ZENICHIRO MUTO

Generally, 3S alloy can not be satisfactorily produced as fine grain sheet unless rapidly annealed in a salt bath, that is, the annealing temperature should be raised as rapidly as possible through the germination range.

Therefore, 3S sheet is not so much used for deep drawing in Japan as in other countries.

The work has been carried out with a view to ascertaining the influence of preheating of ingot on the grain size and the mechanical properties of 3S sheet. Then, it was ascertained that preheating the ingot at over 550°C for a long time, the finer grain sheet could easily be produced same as 2S. And it was found that the sheet rolled from preheated ingot can be fully annealed at 350°C even in an electric air furnace without any grain growth. On the other hand, one rolled from un-preheated ingot can not be annealed at less than 450°C in an air bath and furthermore its grain size becomes too large to use for deep drawing.

It was also ascertained that the preheating of ingot is effective to prevent the germination of grain even if heated in a salt bath.

Futhermore, it was recognized that the modified 3S alloy containing 1.0% Mn and 0.2% Mg does not give rise to the germination whether preheated or not.

Therefore, it is commendable from practical viewpoint that 3S ingot should be by all means preheated at 600°C~550°C in order to get the finer grain sheet suitable for deep drawing.

I 緒 言

3S 合金は Grain Size Controlling の目的のため、その鑄塊は 550~600°C で 24hrs 位予備加熱したる後 2S よりも高い火延温度で圧延すべきであり、又最終の焼鈍は 450° 以上の比較的高温度で可成り急熱すべきであると云われている。従つて 3S 合金の焼鈍は硝石槽加熱か Flash Annealing が望ましいが、工業的見地からは一般に電気空気炉で加熱する外なく、どうしても或程度の結晶成長を起し加工の際には肌荒れを生じて好ましくない。

欧米に於ては 3S 合金が器物用としてはアルマイト加工を施さないで 2S より寧ろ広く使用されており又その価格も 2S と同一の線であるが、我国では 3S の方が価格も高く而も肌荒れを起し易いので折角の耐蝕合金も餘り現在では使用されていない有様である。

併し乍ら最近螢光灯、電球の口金用として 3S 合金の需

要が起りつつある際、3S 合金の欠点である加工肌荒れ防止の研究の必要を感じたので、著書等は鑄塊予備加熱の 3S 合金板の結晶粒度及び機械的性質に及ぼす影響又は Mg の添加元素の影響に関して実験室的並に現場的試験も行い、更に 3S 合金特有の Germination Range の本質を究明すべく本研究を行う事とした。

II 試料及び試験方法

試料は次の工程にて製作せるものを用いた 60kg (120 mm 厚) 鑄塊→3~4mm 面削→一部は Preheating (550°×23hrs) して空冷 (一部は Non Preheating)→加熱 (540°×10hrs)→火延 (410~470°)→8mm→荒延→2.5 mm→中間焼鈍 (430°×5hrs)→0.3mm (88%Red.)

その分析成分は Table 1 の如くである。

この薄板について抗張試験 (試片 W=15mm, G.L.=16mm, 試験機 ショツパー 型 200kg), エリキゼン試験を行い、又ミクロ組織、加工による肌荒状況を観察し、更

*東洋アルミニウム株式会社取締役工場長
Toyo Aluminium K. K.

に腐蝕試験を行い、予備加熱したものと予備加熱しないものとを比較検討した。且圧延加工性及耐蝕性を 3S と同程度にすべく又粗粒化防止目的で Mn を稍低くして Mg の少量を添加した Modified 3S についても試験を行った。

Ⅲ 試験結果

(1) 機械的性能

この薄板を空気炉(実験用チューブ炉内容積 $\phi 130 \times 530\text{mm}$)にて軟化せる場合は Fig.1 に示す如く 3S の σ_B, δ, Er の何れの軟化曲線を見ても Preheating のものは結晶温度は 350° 附近であることを示しているが、Non-Preheating のものは 450° である如き曲線を示している(之は正確には目下 X 線にて検討中) 即ちこ

の再結晶温度のづれの為めに、例えば $350^\circ \times 1\text{hr}$ 軟化のものは Non-Preheating のものでは $Er \div 5, \delta \div 20\%$ で硬 ($Er \div 4, \delta \div 15\%$) より僅かに大きい程度であるのに対し Preheat したものは $Er \div 7, \delta \div 37$ で十分軟化している。

即ち Preheat したときは $350^\circ \times 1\text{hr}$ でも軟化は完全であるが Non Preheating のものでは 450° に軟化しても尚 Er, δ は Preheat したものに及ばない。

之に対し硝石槽加熱即ち急熱の場合も Fig. 2 に示す如く Preheat したものの方が Non-Preheating のものより軟化後の機械的性能は優れているけれど、空気炉の場合の如き大きい差は認められない。

(2) ミクロ組織

空気炉加熱の場合は Photo.1 に示す如く Preheat

Fig.1 Influence of Preheating on the mechanical Properties of 3S sheets (annealed in air Bath)

したものは 350° で再結晶粒子の境界は現われているが Non-Preheating のものは現われず再結晶途中であることを示している。この点は軟化曲線の傾向と符合している。

之に対して Preheat したものは一様に比較的細かい粒子になっている。

更に 400° 加熱の場合 Preheat したものは比較的細粒であるのに対し Non-Preheating のものは著しく結晶成長をしている。450°, 500° 加熱の場合には何れも温度と共に漸次細かくなるが Non-Preheating のものは依然として相当大粒である。

次に硝石加熱の場合は Phot. 2 に示す如く粒度差が幾分狭まっている、即ち Non-Preheating でも空気炉のもの程大粒ではない。空気炉加熱の場合は前記の如く 400° が著しく大粒であるが硝石槽加熱の場合は 300° が

相当大粒である。而して軟化温度の上昇と共に次第に、細粒になつて行くことは前の空気炉の場合の傾向と同一である。即ち Non-Preheating の場合は 3S は急熱徐熱に拘らず再結晶の過程に於て一度相当大きい粒子の状態を通る様に思われる。

(3) 肌荒状況

Erichsen Test の裏側にて肌荒状況を観察したが空気炉のときは 350°×1hr 加熱の場合 Preheat したものは殆ど肌荒していないのに対し Non-Preheating のものは著しく肌荒を起している。この傾向は軟化温度が高くなる程改善され、500° 加熱になると Non-Preheating でも大分肌荒が軽微になる。此の差の著しく現れた熱処理条件のものを示すと Photo. 3 の如くである。

次に硝石加熱のものを見るとそれ程差はないが Non-

Fig. 2 Influence of Preheating on the Mechanical Properties of 3S sheet (annealed in Salt Bath)

Photo. 1. Influence of Preheating of Ingot on the Grain Size of 3S Sheets (Annealed in Air Bath)

Photo. 2. Influence of Preheating of Ingot on the Grain Size of 3S Sheets, (Annealed in Salt Bath)

Photo. 3. Result of Erichsen Test

Non Preheating Preheating

Preheating の方が稍肌荒れしているが空気炉加熱の場合

合程ではない。

この様に Preheating Non-Preheating の加工肌荒状況に差が現われ又急熱によつて幾分緩和されるのはマイクロ組織に於ける相異に相對應しているわけである。即ち Non-Preheating の場合空気炉 350° 加熱のものがマイクロ組織が粗粒でありこれに対応して肌荒状況も最もはげしい。

以上標準の 3S についての実験結果であるが Mg を添加した Modified 3S についても大体 3S と同じ様に Preheating の効果は認められたが機械的性能及びマイクロ組織、肌荒状況何れの点に於てもこの差が少い。Mg の添加により粗粒化は防止出来るが加工性が少し劣る。即ち伸は 3S 40% に対して 35% しかない。尚 Modified 3S の耐蝕性は 3S と殆どかわらない。

Table 1 Chemical Composition of Specimens

	Cu	Fe	Si	Mn	Mg	Zn	Ti	Al%
D1 (Preheating)	0.01	0.10	0.16	1.25	h	O	h	98.48
D2 (Non-Preheating)	0.02	0.10	0.16	1.28	〃	〃	〃	98.44
E1 (Preheating)	0.08	0.29	0.16	0.85	0.25	0.05	0.01	98.31
E2 (Non-Preheating)	0.07	0.29	0.17	0.99	0.27	0.03	0.01	98.17

IV 結 語

最近清水, 中谷両氏⁽¹⁾は 3S 合金板の異常粗粒表層の生成に関して微粒 Mn 化合物の存在が返つて粗粒化を進行する原因になるという興味ある報告をされているが, 現場の見地からは加工度, 加熱温度及び加熱速度等が異常粗粒或生に最も関係があり特に加熱速度の影響が大きい。

Non-Preheated Ingot より板は空気炉 400~450°×1hr 加熱に於て著しい粗粒子となるが500°×1hr 加熱では稍々微粒子となる事は加熱温度, 加熱速度の影響であることを示している。

これに対して Preheated Ingot より板は本実験範囲の加熱速度(50~100°/min)では何ら粗大化を起さず何れの温度でも微細粒子が得られる, 又硝石槽で急熱の場合は Non-Preheating のものは 300°加熱で可成粗粒化しているが 350°以上では何れも粗粒化していないことからして粗粒化の原因は主として加熱速度にある事は明らかであろう。

Preheated Ingot の場合は鑄造組織での Al-Mn 化合物が一旦固溶して結晶粒内に析出性微粒化合物として分布させられているから, 引続いての加熱及び加熱後の再結晶時に於ける核発生は比較的多くなり従つて一般に再結晶粒は微細であることは想像出来る。

併し乍ら現場作業の如く最終焼鈍が10°/min以下の徐熱の場合にはPreheated Ingotの場合でも多少の Grain Growthを起す事は時々経験するのであるがPreheating した方がより微細粒子を得られる事には間違いない。従つて現場的には出来る限り高温(600°前後)でPreheating を行えば可成り粗粒化の防止が可能である。

併し外国の作業標準の如き 3S Alloy Ingot の長時間高温予備加熱は我国では設備及び Cost の面から採用し難くどうしても火延後に一度 Preheating を行うか又は微量添加元素により粗粒化を防止する方法による外ない。尚耐蝕性が 3S と余り変らず粗粒化を防止するものとして Mg 添加のものがよい様である。

更に今後加熱速度と再結晶粒の発生及び成長の機構を結晶学的に究明し度く考えている。

(p92よりつづく)

平均肉厚 l は第2表に示してある測定器 Frame で4.2耗, 通信機 Frameで4.2耗, Piston で10耗であつて, これに関しては特別の関係が考えられぬ様な結果になつてしまつた。然し或る関係があると思われるので資料は取つてゆくつもりである。

次に冷却率 C_A に於ては第11表の如くなつて, これを図に示すと第7図の如くなつた。この図にPistonの位置を示したが, 通信機Frame, 測定器Frameは Lautal であるのにPistonは L_{0-EX} 合金なるため直線上に出来ない位置にあるものである。このPistonの縮代も幾つかあると或る線が出来ると思う。この縮代が冷却率 C_A に比例することは実験から解つたことであるが, 熱伝導から考えて当然考えられる関係であつたのである。然しながら資料少く直線関係もどの程度の範囲かもわからない状態なるため今後の資料に期すべき所大である。

次に冷却率 C_B も第7表に示してあるが縮代との関係に於て特別の関係を示していない。即ち C_B と縮代との関係はこの間に色々の機械的操作が入つて来るため冷却方法等によつても變つて明らかな関係が実験的には出て来ないと思われる。

§ 6. 結 論

現在市販の鑄造製品に於て普通中子のあるもので, その縮代は,

- (1) Die Castに於て約 5.0×10^{-3} であつて, 中には $4.0 \times 10^{-3} \sim 6.0 \times 10^{-3}$ 位のものもあつた。(Lautal)
- (2) Pistonに於て約 5.0×10^{-3} であつて $5.0 \times 10^{-3} \sim 7.0 \times 10^{-3}$ 位である。(L_{0-EX})

以上の結果と基礎的の熱関係より考えられる理論式に於ける縮代の出来るこれらの鑄造条件が明らかになつた。

次に現在の工場に於て製造されている製品の縮代と肉厚との間には特別の関係が認められなかつた。

冷却率としての C_A = 製品の伝熱面積/製品重量と縮代との間にはほぼ直線関係(逆比例する)が認められると思われる。

又冷却率としての C_B = 金型重量/製品重量と縮代との間には関係が認められなかつた。

又中子のないもの鑄込と同時に自由に収縮出来るものに対しては測定しなかつたが, かかる製品を見付けて測定したいと思つており, 又測定せる資料あるものに対してもその考察をしたいと思つている。