アルミニウム合金の連続鑄造に関する基礎的研究

(第2報) 半連続鑄造について

室 町 繁 雄*

Fundamental studies on semi-continuous casting of aluminium alloys. (2) (UDC 746.55 : 669.71)

Studies on semi-continuous casting.

MUROMACHI Shigeo*

Using the continuous casting apparatus, aluminium-copper 4% slabs were made under various conditions, and the author investigated the segregation that appeared in the slabs obtained. The results are as follows: The degree of segregation is very low when the conditions of casting-casting speed, casting temperature, descending speed and cooling speed are suitable. The structure of the slabs is shown in photo. 3, in which fine granular structure can be seen just as was expected from the diagram of the 1st Report, Fig. 27.

Phenomenon of periodic segregation, appeared in the surface of continuous casting slabs, has attracted our attention since the same problem was reported by G. Siebel in 1953. And the author studied the periodic segregation of 2S aluminium ingots, which was cast by the apparatus shown in Fig. 4. The effect of casting temperature, descending speed, sump height, cooling speed, mould materials and impurities (Fe, Si) of 2S aluminium on the periodicity of the segregate band are determined, and it is found that the shorter the periodicity of the segregate bands, the smoother is the surface of the ingot. Furthermore, macro and micro structure and chemical analysis of ingots are examined.

From these results, the mechanism of the periodic segregation can be explained by using our schematic diagram of the segregation (Fig. 27.). When the ingot is cooled from the mould wall, chill layer appears on the surface of the ingot and the 1st. and 2nd. inverse segregation occurs. By this time, the periodically segregated band does not appear on the surface of the ingot. As the ingot shrinks and leaves the mould wall, the cooling speed of the ingot decreases. Then columnar layer appears on the surface of the ingot and only the 2nd. inverse segregation occurs and sweat appears. Periodically segregated band seems to be the same thing as this sweat.

(Received April 22, 1957.)

1. 緒 言

第1報においては主としてアルミニウム合金鑄塊に現われる偏析の機構について研究し、その結論として前報 Fig. 27 の説明図でこの機構が十分説明できることを強調した。さらにこの説明図から次の諸点が推定されることを述べておいた。すなわち、(1)偏析の少ない鑄造法は層一層と凝固する連続鑄造法が最もすぐれていること、(2)この方法による鑄塊の組織は過冷晶、柱状晶、粒状晶のいずれか一つだけをとりうること、(3)層一層と凝固するから収縮孔を生じないこと、したがって押湯を必要と

しないばかりでなく鑄塊中心部の欠陥がないことなどである。

本報は以上の結論から誘導されたこれらの諸点が果して連続鑄造法による鑄塊において具備されているか否かを検討することにより逆偏析の機構を再吟味し、さらに連続鑄造に関する諸条件を決定し偏析の少ない鑄塊製造法を見出そうとするものである。

一方連続鑄造による鑄塊表面に從來からいわれていた偏析即ち鑄塊偏析、結晶偏析とは全く趣を異にした周期的偏析の現われることが報告され斯界の注目するところとなつた。著者¹⁾もかねてより連続鑄造の試験をおこな

* 富山大学工学部教授, Professor, Faculty of Engineering, Toyama University.

Fig. 2 Metal reservoir

Fig. 3 Schematic diagram of the solidification process.

ることになる。下型Bは膨張係数を考慮して底部に冷却槽をもった鋳鉄製にした。これは降下して来る鋳塊が水槽に入るまでの期間できるだけ底部からの冷却を効果的にし、層一層と凝固するよう配慮したものである。Cはベベルギヤー、DはシャフトでEのハンドルを回転することにより下型が静かに上下するようになっている。ハンドル1回転でシャフトは15mm上昇或は降下する。水槽の水位はFで鋳塊はこの位置にくるまで上型の水冷、2段のシャワー、下型の水冷、Gなる位置のシャワーにより冷却され、この位置にきてさらに水冷されることになる。冷却水はHから流出するが、この水量をもつて冷却速度をあらわすことにした。

まず各部の冷却水を調節し下型を図の位置に定めてから、上下型の内面に種油をぬり鋳造を開始する。取鍋から流れ出た湯は2段の湯溜りを通り型中に垂直に落下するようできている。上型中に約3/4程湯がたまと静かにハンドルを廻して下型を下げると注湯は凝固しながら自重で下型について降下することになる。鋳塊の横断面は60×200mmで冷却速度は8~14L/kg/minの範囲なら支障がなく、又水蒸気の発生もほとんど認められなかつた。鋳込温度、冷却速度、降下速度、型中の湯の高さを適当に選ぶことは重要な点である。次に取鍋から湯溜りを通して注入する場合の湯溜りの形状、下型の位置が問題になる。巾60~70mm程度の鋳塊ではFig. 2. aのような湯溜りで好結果がえられたが、巾100mm以上の鋳塊の溶製にはbのような湯溜りおよび数個の孔の開いた

Fig. 4 The continuous casting apparatus.

フローターを用いることが望ましい。比較的好結果を得た作業条件を示すと次の通りである。

	(1)	(2)
鋳込温度	700°C	690°C
冷却速度	1.2 L/sec	1.44 L/sec
降下速度	12cm/min	19cm/min

Fig. 3は鋳型内で注湯が凝固する有様を3つの場合にわけて示したものである。aは鋳込温度、降下速度が適当でしかも底部からの冷却効果が大きくほとんど水平にすなわち層一層と凝固を続けて行く場合、cは鋳込温度が高く、降下速度も速い場合で底部からの冷却効果にくらべて側面からのその大きい場合で、偏析の生ずることは想像に難くない。aのような条件を選んで鋳造することが望ましいことはもちろんである。

周期的偏析の試験にもちいた2Sアルミニウム鋳塊の大きさは、70×400×1,600mmのもので、同時に二枚鋳造できる別個の装置を使用した。これは注湯の冷却は型の水冷とシャワーだけにより、降下方法は圧力の差により昇降する油圧ポンプによつた。Fig. 4はこの装置の概略で、溶解炉からでた溶湯は樋を通り第一の湯溜りにはいる。次に樋aを通りbなる第二の湯溜りに流れ、溶湯は二分され、cなる受皿にはいり両端から型に注入される。dはアルミニウム製上型で3mmφのシャワー孔が2段にならび鋳塊は水冷される。eは黄銅製受型で底部からの冷却を効果的にする目的で側面から孔をあけシャワーが通過するように考慮してある。鋳造条件としては一応、鋳造温度、降下速度、冷却速度、型中の湯の高さをかえ、また上型材質もかえて周期的偏析のもつともすくなく現われる条件を求めることにした。

4. 実験結果ならびに考察

4.1 組織の変化ならびに鋳塊偏析

(a) Cast under the condition (1)
(b) Cast under the condition (2)
(c) The sweat on the surface of the slab.

Photo. 1 The appearance of the slabs cast into semi-continuous casting mould.

(a) Macrostructure of the slab cast under the condition (1)
(b) Macrostructure of the slab cast under the condition (2)

Photo. 2 Macrostructure of the Al-Cu(4%) slabs cast into semi-continuous casting mould.

前述(1)(2)の条件で溶製した Al-Cu(4%) 合金鋳塊について、化学分析、組織検査、微小硬サ試験などにより、偏析の程度を調べた結果は次のようである。**Photo. 1**は鋳塊の外観で a に示す(1)の条件のものより、b に示す(2)の条件のものは外周にわずかながら過冷晶の存在が認められる。**Photo. 3**は顕微鏡組織で鋳塊各部は a のように粒状晶の大きい部分と小さい部分の混合からなっている。b, c はこれを拡大して示したものである。**Photo. 2**のマクロ組織で白色部が **Photo. 3** の b に相当し、黒色部が c に相当し、これが a のように分散、混在していることがわかる。いずれにしても(1)のような条件で溶製した鋳塊は粒状晶一層のみからなることがわかる。**Photo. 4**は連続鋳造法により、黒鉛製型を用いて溶製した 7:3

Photo. 3 Microstructure of the Al-Cu(4%) slab cast into semi-continuous casting mould.

Photo. 4 Microstructure of 70: 30 brass billet cast into semi-continuous casting mould. (Asarco type)

黄銅ビレットの組織で、全部柱状晶からなっていることがわかる。このように連続鋳造において適当な条件をえらべば、粒状晶あるいは柱状晶のいずれか一層からなる鋳塊を溶製することができる。**Fig. 5**は鋳塊中央断面の外周から中心部への Cu% および微小硬サの変化を示したもので、(1)の条件による鋳塊の偏析はきわめて少く、外周1mmぐらいの範囲を除けば大体 $\pm 0.15\%$ Cu 内におさまっている。図中下部の曲線は鋳塊の底部中央から上部への Cu% の変化を示したもので、この部分では少し Cu% の変化が認められるが、全体として偏析は非常に少いということができる。また本法によると収縮孔を

Fig. 5 Change of copper content and hardness in Al-Cu(4%) slab cast into semi-continuous casting mould-

Fig. 6

Effect of casting temperature, descending speed and sump height on the periodicity of segregation

Photo. 5 Periodical segregation bands occurred on the surface of ingots.

- a : Fe: 0.56%, Si: 0.17%, Casting temp. 700°C, Sump height 60mm. Descending speed, 11.5 cm/min., Periodicity, 20mm.
- b : Fe: 0.56%, Si: 0.20%, Casting temp 720°C, Sump height 80mm. Descending speed 13.0 cm/min. Periodicity 80mm.
- c : Fe: 0.45%, Si: 0.20%, Casting temp. 710°C, Sump height 80mm. Descending speed 11.5 cm/min. Periodicity 2.5mm.
- d : Fe: 0.44%, Si: 0.17%, Casting temp. 720°C, Sump height 80mm. Descending speed 13 cm/min. Periodicity 40mm.

生ぜずしたがつて押湯を必要としないことも確認できた。

4.2 周期的偏析に及ぼす鑄造条件の影響

2S アルミニウムについて以上の4条件を種々変えて、周期的偏析の周期性に及ぼすこれらの影響を求め、その結果を **Fig. 6 (a, b, c)** に示した。aは鑄造温度の影響で、鑄造温度が高くなる程偏析の現われる周期は大きくなる。bは降下速度の影響で、型中の高さの低い間は降下速度の変化により大差はないが、高くなると急激に周期が増大する。cは型中の湯の高さの影響で、この影響が最もいちじるしいことがわかる。

Photo. 5 (a, b, c, d) に2S アルミニウム 連鑄々塊の外観を示した。何れも大小こそあれ周期的偏析が認められる。しかしながらaの如く周期の少いものの表面は一般に平滑であるが、b, dの如く大きくなると粗く偏析帯が突出して来るので圧延前に相当面削を必要とすることが判る。著者は以上の点を考慮し、周期的偏析の少い平

Fig. 7 Casting speed as related to billet diameter.

滑な鋳塊を得るため一応次のような条件を見出した。

铸造温度 690~700°C 降下速度 11~13cm/min. 型中の湯の高さ 50~60mm

冷却速度
10 L/kg Al/min.

型中の湯の高さは低い方が良好であるが、あまり低すぎると鋳塊表面に深い溝ができやすくなるので50~60mmを選ぶことにした。降下速度は11~13cm/min. の値を得たが、これは当然鋳塊の厚さによりことなるもので、この関係を **Fig. 7** に示した。これは L. Aitchson, V. Kondic のもので著者の他の鋳塊の形状を異にするものについての多くの試験結果と大体一致している。

Photo. 6 Microstructure of the sections of periodical segregation bands.

Fig. 8 Periodical change of roughness on the ingots surface.

Fig. 9 Results of the analyses of iron and silicon at various depth below the surface of 2S aluminium ingot.

Photo. 6(a, b) は周期的偏析の現れている個所の縦断面のミクロ組織を示したもので、偏析帯に $\text{FeAl}_3 + \text{Al}$ の共晶あるいは樹枝状晶として現れていることがわかる。偏析帯の深さは**Photo. 5. a** の鋳塊で0.02mm, bで0.8mm 程度であるから面削すれば除去することができる。Siebe は偏析帯以外ではこの偏析部が鋳塊の内面に移動して存在するように考えているが、著者の用いた2S アルミニウム鋳塊ではこれがはつきり認められなかった。又この偏析帯には渠のようなものが多く観察された。**Fig. 8** は鋳塊表面の偏析帯付近の粗さの変化を触針式粗さ計で測定した結果で、まず溶湯が凝固し収縮が甚しくなると次に偏析の現われることを示している。又周期が大なるにしたがい、凹凸が甚しく偏析帯が増大していることがわかる。**Fig. 9** は鋳塊の表面から中心へ順次

分析試料を採取し、Fe, Si の分布状況を測定した結果で、偏析帯には明に Fe の多いことを示している。偏析帯以外の外周付近にはさきに指摘したように、外周数 mm にわたり Fe が多いが、周期的偏析帯のそれにはおおよばない。鋳塊外周数mmを除けば偏析はほとんど認められず、傾倒式ならびに Züblin 式による鋳塊の偏析にくらべれば如何に Sonnd な鋳塊かがわかる。

4.3 周期的偏析におよぼす型の材質の影響

連続鋳造装置には冷却槽ならびにシャワー孔を持つた上型と、同じく冷却又槽は冷却効果が大きいよう設計した下型の重要部分がある。前に述べたように偏析防止の見地からすれば、上型側壁からの冷却効果をできるだけ少くし、逆に下型の冷却を効果的にするのが望ましいわけで、この見地からすれば上型の材質はできるだけ熱伝導の悪い材質のものが望ましいわけで、このためには金属製より寧ろ黒鉛製または磁製材料が適当と思われる。しかし一つには型と溶湯との反応ならびに Wetability の問題、一つには堅牢であることなどの要求から従来金属製が多く用いられ、一部銅合金鋳塊溶製に黒鉛製が用いられている。黒鉛は金属製に比べれば熱伝導性が悪く、それ自体潤滑性を持つているので型材としては望ましいわけであるが、酸化し形状が変化するから一定の形状の鋳塊ができにくい。黒鉛製型は質、Sizing成型等に余程注意しなければ巣ができて、これが鋳造の際の Hanging の原因をなす危険がある。この黒鉛製型は Asarco, Co. で銅合金連鑄に用いられているが、1日1回の取かえが必要のようである。要するに黒鉛製型はCu合金のように高溶融点のもので、不活性ガス気流中で鋳造する場合とか、溶解炉に型が直結している場合には望ましいと思われるがアルミニウム合金には不適當のように思われる。金属製上型は鋳物で作るのが簡単なため、鋳造性のよいラウタル合金が使われる。しかしアルミニウム合金砂型鋳物はピンホールができ易く又中子取りの場合偏肉になりやすい。著者は内壁をシーパー仕上後、エメリー05まで研磨して使用したが、2S アルミニウム鋳塊の場合かなり平滑な表面がえられた。しかし使用中こまかい巣がでてくることが多く、これに溶湯が引掛り、スタートの時鋳塊の自重で降下しにくくなり、更に鋳塊の全面に筋ができ、周期的偏析はあまり目立たなくなる。再び研磨すれば改善され、2,000回以上の使用に耐えうるが、52Sのような合金鋳塊溶製になるとわずかなピンホールに溶湯が針状に引掛り鋳塊全面が荒れてくる。巣のない型を作る目的で10mm厚の2Sアルミニウム圧延板をアルゴン溶接で作製、溶接後250°C5hr焼ナマシして内面加工を行い使用して見た。結果は良好で鋳塊表面の平滑度は改善された。次に黄銅、砲金鋳物を用いて見たが、前者はラウタル製と大同小異で寿命もにていた。後者は

Table 1 Physical properties of mould materials

Material of the mould	Thermal conductivity cal/cm ² /cm dag. cent /C°/sec	Coef. of expansion per cent ×10 ⁻⁶
2S (99.0+Al)	0.53	23.5
3S (1.2Mn)	0.46	23.2
52S (2.5Mg, 0.25Cr)	0.33	22.9
Lautal (4Cu, 3Si)	0.29	22.0
Pure copper	0.94	16.5
80Cu, 20Zn	0.33	19.1
60Cu, 40Zn	0.29	20.8
71Cu, 1Sn, 28Zn	0.26	20.2
Cast iron	0.112	11.7
Stainless steel 12Cr	0.057	10.0
Stainless steel 18Cr, 8Ni	0.036	16.5

ラウタル製の寿命の3におよばず、ヒビが入り、鋳塊の表面状況も好ましくなかつた。10mm銅板を鑢付して試験した結果は2Sアルミニウム板製とかかわらぬ良好な結果がえられた。特に52Sアルミニウムの場合鋳塊の表面状況は著しく良好であつた。以上、型の材質としては、2Sアルミニウム鋳塊溶製の場合は巣のないラウタル製でよいものと思われるが、表面の平滑度という点からすれば、アルミニウム板製又は銅板製が望ましいように思われる。**Table 1** に型材として用いられている主な金属の熱伝導度及び膨脹係数を示した。先に述べたように偏析防止という点から考えれば、アルミ合金ではラウタル、銅合金では黄銅、その他では鋳鉄、ステンレス鋼などのように熱伝導度の悪いものが望ましいと思われるが、事實はこれに反した。しかしこれは鋳塊表面に現われた偏析帯について即ち表面の平滑度について見た場合で17S, 24S Al のように特に偏析を問題にする鋳塊について比較検討してないので、この点に関しては更に研究して見たい。もつともアルミニウムのように偏析を大して問題にせず、鋳塊表面の平滑度を重視し、歩留りを向上させようとする場合には、2Sアルミニウム製銅製上型を用いることは望ましいと思われる。銅製にクロム鍍金した上型を用いた場合も平滑な表面の鋳塊が得られたから、型材質の熱伝導度は大して問題でなくむしろ冷却方法、速度が主で、材質としては緻密な、巣のない、溶湯にぬらされない、熱歪に強いものであれば、いかなる材質でも差支えないのかも知れない。

4.4 周期的偏析の成因

さて以上の諸結果を総合して周期的偏析の成因について考察して見たい。今注入された溶湯の凝固過程を図示すると **Fig. 10** のようになるものと思われる。溶湯は上型の水冷及びシャワーによつて凝固収縮する。収縮する

Fig. 10 Schematic diagram of the solidification process.

(a) Micrograph showing solute rich residual liquid having penetrated along grain boundaries to the ingot surface.

(b) Longitudinal variation of surface roughness due to change of cooling rate.

Photo7.

と鑄塊は上型内壁から離れるため、上型水冷による冷却効果は急激に減少するものと考えられる。この見解は、Siebel の考えと同様で、この様子を矢印で示した。一方

溶湯は連続的に注入されるので、急激に冷却効果の衰えた箇所は次に再融の方向に働く。即ち液相線も固相線も鑄塊外周付近に移行するものと思われる。この程度は鑄造温度の高い程著しいはずである。この時溶湯の圧力のため固液両相共存範囲にある濃厚融液が鑄塊外周に押出されるものと考えられる。Photo. 7にこの濃厚融液が結晶粒界を通り鑄塊外周に移動する事実を示すものと思われる組織を示した。型中の湯の高さが高い程この圧力は大きくなり、更に固液両相線の縦の開きが大きければ大きい程濃厚融液の量も多いわけであるから、この場合偏析帯は大きく現われるはずである。鑄造温度が高すぎ、再融により固液両相線が鑄塊の外周に達し、型中の溶湯の圧力が高い場合、濃厚融液のみならず内部の融液が鑄塊の外周に押出される場合もあり、はなはだしい時は皮膜を破り溶湯が流出することさえある。さて一度濃厚融液が鑄塊表面に押出されると再び鑄塊の上型内壁に接する箇所が増大し冷却効果が回復する。すると再び鑄塊の収縮、冷却効果の減少、再融、濃厚融液の滲出が生ずる。このような現象が周期的に繰返されるものと考えられる。

このように考えると周期的に鑄塊表面に現われる凸部即ち偏析帯は第1報で述べた偏析機構の説明図で (Fig. 27) で十分了解のできる一種の発汗現象と思われる。連鑄材では先にのべたごとく冷却速度が周期的に変化することになるが、丁度冷却速度の衰えた場合が著者のいわゆる第二の逆偏析現象のみの現われる冷却速度に相当し、この時には発汗現象が現われるわけで、前報では発汗現象の源をなす濃厚融液の逆流をうながす力として鑄塊外周に生成した柱状晶の凝固収縮量を挙げておいたが更に型中の溶湯の圧力を加えたい。冷却速度の大なる部分では急冷のため鑄塊外周に過冷晶ができ、これが防壁となり逆流した濃厚融液は外周に達せず、偏析帯は鑄塊内部に引込み、外周に第一の逆偏析現象が現われ内部に第二の逆偏析現象が現われるものと思われる。2S アルミニウム鑄塊の場合内部に引込んだ偏析帯は判然と認めることができなかったが、Siebel, 川島氏によれば 1S アルミニウム鑄塊溶製の場合は鑄塊外周で偏析帯が内外に移動すると報告しているし、このように考えるのが妥当のように思われる。

したがって周期的偏析に関与する因子としては、(1)鑄造温度、(2)降下速度、(3)冷却速度、(4)型中の湯の高さ、(5)型の材質、(6)固液両相線の開き、(7)凝固収縮量、(8)冷却方法、(9)注入方法、(10)上型のテーパー、(11)比熱、(12)溶融点、(13)流動性、(14)注入溶湯の動揺、などが考えられる。(1)~(5)に関しては先に述べたように、これらの影響を求めたが、次にこれら以外の2,3の因子の影響についてのべたい。

4.5 周期的偏析に及ぼす Fe, Si の影響

Fig. 11 Effect of iron and silicon content on the castability of 2S aluminium.

同一条件で鋳込んである時は偏析帯の発生する周期が大きく粗い面の得られることがあり、アルミニウム中の不純物特に Fe の多い時に偏析が少く平滑な面の得られることをしばしば経験した。即ち、Al, 99.29%, Fe, 0.56%, Si, 0.17%, Fe:Si=3:1 付近の組成のものが、Si がこれより多いものに比べて周期も少く、平滑な面がえられた。この点から考えて、これら不純物のわずかな差による溶融点、固液両相線の開き、その間における融液の流動性、凝固収縮量の変化が周期的偏析に関与するのではないかと思考されるので、これらの点について少し検討を試み、その結果の一部を Fig. 11 に示した。Fe:Si=3:1 付近の 2S Al の固液両相線の縦の開きが狭く Si が増加すると、この開きが大きくなっていくことがわかる。流動性は Fe:Si=2.5:1 のものは 2:1 のものより少し悪いようである。これらの点から考えて Fe の多い 2S アルミニウムの方が周期的偏析が現われ難いだろうということは、先にのべた周期的偏析の成因と照し合せ、一応想像できることであるし、又 Photo. 8. a に示したように偏析帯に FeAl_3 の針状結晶の認められる場合は周期的偏析に起因する凹凸は少く、偏析帯の深さも浅いが、Si が多くなると b に示すように偏析帯の組織は樹枝状に現われ、深くなる。これらの点に関しては更に実験を重ね検討したいと思う。

4.6 周期的偏析の防止法

さて周期的偏析の成因が上型に注入される溶湯が凝固収縮し、上型側壁から離れ、そのため冷却効果が急激に衰え、再融、固液両相線の移動、上型中の溶湯の圧力と柱状晶の凝固収縮により、固液両相線間の濃厚融液の鋳塊外周への滲出によるものとすれば、上型中の溶湯の高さを出来るだけ低くし、底部からの冷却効果になるべく大にし、上型側壁からの冷却効果の変化を無視しうるよ

う冷却方法を考慮すれば周期的偏析は最小に止めることができるはずである。Photo. 7. b は鋳造温度 720°C 、上型中の湯の高さ、60mm、降下速度 11.5cm/min. と一定にし、冷却速度を最初 7.3L/kgAl/min. (上型水冷、シャワー共) で鋳造し、後に補助シャワーにより底部からの冷却水量を増し、11.9L/kgAl/min. とした場合の周期的偏析の相違を示したものである。底部からの冷却効果を増大してやれば周期的偏析の減少することは明かである。

5. 総 括

以上の結果を要約すると次のようになる。

5.1 冷却槽をもつた上型および下型を組合せ、鋳塊の自重で下型とともに降下する半連続鋳造装置で十分その目的を達することを確めた。下型を降下させる機構は速度調整ができて静かに振動せずに降下することが必要で、油圧、水圧、ウインチ式いずれでも差支えない。現場用として Fig. 12 に示した装置を提案してみた。

5.2 鋳塊溶製にあたり、その良否を左右する因子として、鋳造温度、降下速度、冷却速度および冷却方法、型中の湯高さ、注湯の方法、型の材質、形状などがあげられる。60×200mm 断面の Al-Cu(4%) 合金鋳塊の場合には、鋳造温度 $690\sim 700^\circ\text{C}$ 、降下速度 10~20cm/mm,

Fig. 12 Continuous casting apparatus.

冷却速度 8~14L/kg/min. 型中の湯の高さは型の深さ 80mm の $\frac{1}{2}$ ~ $\frac{2}{3}$ の範囲が適当であつた。

5.3 組織を見るに、従来の鑄造法による鑄塊のように過冷層、柱状晶層、異常樹枝状晶層、樹枝状晶層の四層をとらず、粒状晶あるいは柱状晶のうちいずれか一層のみをとりうる。これは先の偏析の機構から推定された点で、著者の考えた偏析の機構を裏書するものである。

5.4 適当な条件で溶製した鑄塊は、底部の一部と外周数mm程度を犠牲にすれば偏析の度合は非常に少い。しかし連続鑄造による鑄塊はかならず偏析が少いと考えることは早計である。

つぎに 2S アルミニウム連鑄々塊に現われる周期的偏析に関し試験した結果を総括すると次の諸項になる。

5.5 周期的偏析のすくない鑄造条件を断面 70×400mm 鑄塊について求めた。すなわち鑄造温度 690°~700°C、上型中の湯の高さ 50~60mm、冷却速度 12L/kgAl/min., 降下速度 11.5~13 cm/min.

5.6 周期的偏析の周期は鑄造温度の高いほど、型中の湯の高さが高いほど、また降下速度が大きいほど大きくなる。そして周期が大きくなると一般に偏析量が多くなり鑄塊表面が粗くなる。

5.7 上型機質としては組織の緻密な、巣のない、堅牢な金属製のものが良好であつた。表面の平滑度の点からすれば 2S アルミニウム板製、銅板製およびこれにクロム鍍金したものがすぐれていた。しかし鑄塊内面に移行すると思われる偏析帯との関連性については試験しなかつた。

5.8 周期的偏析の成因について考察し、前報で述べた

著者の偏析機構に関する説明図で充分説明しうることを指摘した。

5.9 Fe:Si=3:1 付近の組成のものが周期的偏析の少いことに注目し、この理由を説明すべく、二、三の実験を行い、固液両相線の開き、流動性などから検討をしたがさらに実験を重ねたい。

5.10 型中の湯の高さをできるだけ低くし、底部からの冷却効果をなるべく大きくすることにより周期的偏析を最少限に止めることができた。

5.11 偏析部の組織、成分を調べた結果、この部分は Fe が多くまた巣が散在しているので面削が必要である。

本実験は株式会社平和アルミ製作所社長中条八郎氏の御厚意によるところ大であつた。試料溶製には同社山崎弘氏の御協力によつた。記して感謝の意を表する次第である。

参 考 文 献

1) 室町: 日本金属学会誌 18(1954)555.
2)~9) 森永: 軽金属時代(1955)p. 25, 鑄物 27(1955) 8.
10) E. C. Ellwood, J. C. Prytherch, J. Inst. Metals, 4(1956)319.
11) A. Von Zeerleder: Aluminium. 3(1939)192.
12) G. Siebel: Z. Metallk. 55(1953)173.
13) 川島、中村: 本誌 13(1954)20
14) 潮田: 本誌 19(1956)8
15) B. H. Waters: Metal Treat. 19(1952). 379, 433, 474., 1(1953)3, 20, 79, 103.
16) R. T. Staples.: J. Inst. Metals. 8(1953)1452.

訂 正 表 No. 24

工業用純チタニウムの耐疲労性について (第2報)

竹 内 勝 治

頁	行	誤	正
82	英文概要 11行目、(3)項	3.1 value of theoretical stress	3.1 value of theoretical stress……
"	左側、下から 17行目	が構造材に使用する……	が構造材に作用する……
"	右側、下から 5行目	加工し、板材は熱間鑄造、熱間……	加工し、板材は熱間鍛造、熱間……
84	右側、下から 4行目	これは平滑試験の疲れ……	これは平滑試験片の疲れ……
85	Fig. 5, 図中の説明	K _T =1.9, "	K _T =1.9, with coolant
"	Fig. 6, 英文説明 2行目	reduction factor and theoretical…	reduction factor and theoretical…
86	下から 6行目	チタニウムの K _F は	Ti の K _F は
"	下から 4行目	前報では1.62の値が前項で得られ	前報では1.62の値が得られ
87	左側、下から 4行目	……アルミニウム合金とを耐切欠	……アルミニウム合金について耐切欠
"	左側、下から 3行目	疲労性について比較	疲労性を比較
"	参考文献、(4)	H. E. Books	H. E. Brooks