Al-Mg および Al-Zn 合金溶湯の直接圧延*

梶山 正孝** 福迫 達一** 佐藤 彰***

Masataka Sugiyama, Tatsuchi Fukusako and Akira Sato: Direct-rolling of Molten Al-Mg and Al-Zn Alloy. Direct-rolling of molten metals was investigated for Al-Mg alloys with a wide solidification range and a low eutectic solidification temperature and Al-Zn alloys which show a relatively wide solidification range, gentle slopes of liquidus and solidus lines and solidification of the complete solid solution. The main results obtained were as follows:

(1) The solute content had little effect on the upper limit of direct-rollable speed related to the pouring temperature.

(2) Surface conditions of direct-rolled plates of Al-Mg alloys became worse as the magnesium content, pouring temperature and direct-rolling speed became higher. At a higher pouring temperature and a lower direct-rolling speed, the ripple mark defect in the surface of direct-rolled 2% Mg plates, whose formation could be explained by the mechanism of adhering and buckling of the metal solidified, was very deep.

(3) At a lower pouring temperature and a slower direct-rolled speed, width defects were observed in the plates of Al-Zn alloys.

(4) The tensile strength and the elongation of direct-rolled plates of low solute content alloys became greater as the direct-rolling speed became slower, but those of high solute content alloys became smaller.

(Received September 26, 1968)

I. 緒 言

溶湯から製品を直接連続製造する溶湯の直接圧延法を連続鋳造法の発展と考え、連続鋳造法より製品に近い半製品の製造条件を求めることにして、これまで表皮形成型凝固特性の純 Al、凝固温度範囲の広い mushy 型凝固特性の Al-Cu 合金、共晶型凝固特性の Al-Si 合金、凝固温度範囲のきわめて小さい Al-Mn 合金溶湯の直接圧延について実験を行ない検討した結果を報告した^{(1)~(6)}。

本報においては、凝固温度範囲が広く、共晶凝固温度が低く、さらにガス吸収や溶湯酸化などにより健全な鋳塊の製造がきわめて困難とされている Al-Mg 合金、および凝固温度範囲が比較的広く、液相線と固相線との勾配がゆるやかで、完全固溶体が凝固する Al-Zn 合金溶湯の直接圧延について、健全な直接圧延板の製造可能な条件を求め、得られた直接圧延板の諸性質について検討した結果を報告する。

II. 実 験 方 法

溶湯の直接圧延(以下直圧と略す)の 2 号試験機を用いて幅 100 mm、厚さ 15 mm の板状試料を製造した。この試験機は、Bessemer の twin-roll 方式を採用しており⁽¹⁾、溶湯の冷却凝固圧延ロール(以下主ロールという)は、直径 200 mm ϕ 、肉厚 20 mm の軟鋼管製で内面は水冷されている。直圧板の受取り装置は、ピンチロールであり、主ロールとピンチロールの間には、2 次冷却用スプレー箱がある。実験は 2 次冷却を行ない、前方張力は掛けないという条件⁽²⁾⁽³⁾で行なった。Mg および Zn 含量はそれぞれ、0.5, 1, 2, 5, 10% Mg および 2, 5, 10, 20, 30, 50% Zn とし、市販純度の純 Al (99.85% Al) と Al-10.8% Mg 母合金および純 Zn (99.99% Zn) とから溶製した。鋳込温度は、液相線温度より 20°, 40°, 90°C 高い温度とした。

実験では、まず鋳込温度と直圧可能速度との関係を求め、つぎに得られた直圧板の表面状態について詳細に観察し、マクロおよびミクロ組織、Mg および Zn 分布、機械的性質、比重、電気抵抗などについて調べた。引張試験片、電気抵抗試験片の採取は、直圧方向と直角であり、測定寸法はそれぞれ 10 mm ϕ $\times$ 36 mm および 10 mm ϕ $\times$ 80 mm である。Mg および Zn 分布は、マイクロアナライザーのビーム径を大きくして(約 200 μ ϕ)、板厚方向について測定した。比重は、電気抵抗測定後の試料を、直示天秤を用いて 1 mg まで読み、試料の熱膨張は無視して 4°C の水の値に換算した。

** 東京大学工学部冶金学科 (Department of Metallurgy, Faculty of Engineering, University of Tokyo, Tokyo)

*** 東京大学大学院 (Graduated School, University of Tokyo, Tokyo)

* 1968 年 9 月本会仙台大会に発表

(1) 梶山, 福迫, 佐藤: 金属学会誌, **32** (1968), 590.
(2) 梶山, 福迫, 佐藤: 金属学会誌, **32** (1968), 731.
(3) 梶山, 福迫, 佐藤: 金属学会誌, **32** (1968), 903.
(4) 梶山, 福迫, 佐藤: 金属学会誌, **32** (1968), 908.
(5) 梶山, 福迫, 佐藤: 金属学会誌, **32** (1968), 1161.
(6) 梶山, 福迫, 佐藤: 金属学会誌, **33** (1969), 71.

なお、これらの実験結果と比較するため、凝固時のズンプ形状から直圧速度無限大に相当すると考えられる普通の水冷金型鑄造試料についても同様な実験を行なった。

III. 実験結果

1. 鑄込温度と直接圧延可能速度との関係

Fig. 1, 2 はそれぞれ Mg および Zn 含量と鑄込温度と直圧可能速度との関係を示す。図中の曲線は、直圧板の表面状態、マクロ組織、引張試験などから健全な直圧板の製造可能の限界と推測した直圧可能速度の上限を示す。比較のため純 Al のものも示しておいた。Mg および Zn 添加によって上限はわずかに低下するが、含量の増加による上限の低下はきわめて小さい。

Fig. 1 Relation between the pouring temperature of molten Al-Mg alloys and the direct-rollable speed

Fig. 2 Relation between the pouring temperature of molten Al-Zn alloys and the direct-rollable speed

2. 直接圧延板の表面状態

Photo. 1 は、Al-Mg および Al-Zn 合金直圧板の表面状態を示す。Al-Mg 合金の直圧板の表面欠陥としては、発汗、横割れ、波模様が観察される。(a)は、5% Mg 合金の鑄込温度 730°C、直圧速度 566 mm/min の場合の発汗と横割れを示す。発汗、横割れは、高 Mg 含量、高鑄込温度、高直圧速度ほど著しい。また 10% Mg 合金では、低直圧速

度となると発汗は少なくなるが、横割れが再び著しくなることが認められた。(b)は 2% Mg 合金の鑄込温度 700°C、直圧速度 441 mm/min の場合の波模様欠陥を示す。波模様欠陥は、2% Mg 合金直圧板にとくに著しく、高鑄込温度、低直圧速度ほど深さが深くなる。Al-Zn 合金直圧板の表面状態は、高鑄込温度ほど良好であり、既報^{(3)~(6)}の合金および Al-Mg 合金の場合とは逆である。(c)は 10% Zn 合金の鑄込温度 750°C、直圧速度 441 mm/min の良好な表面状態を示す。5, 30, 50% Zn 合金では、低鑄込温度、低直圧速度の場合に幅欠陥が発生した。(d)は、5% Zn 合金の鑄込温度 700°C、直圧速度 566 mm/min の場合に発生した幅欠陥を示す。また 2, 5, 10% Zn 合金では、低直圧速度ほど表面状態は良好となるが、20, 30, 50% Zn 合金では、低直圧速度となると横割れが著しくなる。(e)は、30% Zn 合金の鑄込温度 750°C、直圧速度 441 mm/min の場合の横割れを示す。

Photo. 1 Surface conditions of direct-rolled plates

- (a) 5% Mg 730°C 566 mm/min
- (b) 2% Mg 700°C 441 mm/min
- (c) 10% Zn 750°C 441 mm/min
- (d) 5% Zn 700°C 566 mm/min
- (e) 30% Zn 750°C 441 mm/min

3. 直接圧延板のマクロおよびミクロ組織

Photo. 2 (a)~(d) は 2% Mg 合金直圧板の鑄込温度 700°C の場合のマクロ組織におよぼす直圧速度の影響を示す。

(i) (ii)
 Photo.2 Macrostructures of direct-rolled plates :
 (i) Transversal direction
 (ii) Longitudinal direction
 (a) 2% Mg 700°C Book mold
 (b) 2% Mg 700°C 566 mm/min
 (c) 2% Mg 700°C 503 mm/min
 (d) 2% Mg 700°C 441 mm/min
 (e) 10% Zn 750°C 441 mm/min
 (f) 30% Zn 750°C 441 mm/min

Photo.3 Microstructures of direct-rolled plates

金型鑄造試料では、中心部に等軸晶が見られるが、直圧板で少なくなっている。また低直圧速度ほど柱状晶の成長方向と板面とのなす角度が小さくなり、柱状晶の幅も小さくなる。さらに低直圧速度試料では、結晶粒が凝固後の主ロールの圧延加工によって歪んだことが明白に認められ、波模様欠陥の深さが著しく深いことが観察される。(e)は10% Zn合金の鑄込温度 750°C、直圧速度 441 mm/minの場合のマクロ組織であり、低 Zn 合金の場合には、柱状晶が発達し、低直圧速度では、凝固後に結晶粒が主ロールによって圧延加工されたことが認められる。(f)は30% Zn合金の鑄込温度 750°C、直圧速度 441 mm/minの場合のマクロ組織を示す。高 Zn 合金の場合には、等軸晶が発達し、低直圧速度となると、非常に深い横割れが観察される。

Photo.3は、2% Mg 合金直圧板の板厚中心部のミクロ組織におよぼす直圧速度の影響を示す。金型鑄造試料では、結晶粒界が明確であり、樹枝状晶間には、ポロシターが多く観察される。高直圧速度試料では最終凝固位置が明確に認められるが、低直圧速度試料ではこれは不明であり、低 Mg 含量、低 Zn 含量合金では、熱間加工を受けた場合に観察されるポリゴンゼーション組織⁽⁷⁾が認められる。

4. 直接圧延板の機械的性質

Mg 合金および低 Zn 含量合金では、低鑄込温度、低直圧速度ほど引張強さと伸び値がともに高値を示す。**Fig.3**は、10% Zn 合金の引張強さと伸び値におよぼす鑄込温度と直圧速度との影響を示す。他方 30, 50% Zn 合金では、低直圧速度となると、横割れが発生し、引張強さと伸び値がともに低下する。

(7) 作井：鉄と鋼，54(1968)，104.

Fig. 3 Tensile strength and the elongation of direct-rolled Al-10% Zn alloys

5. Mg および Zn 分布, 比重, 電気抵抗について

凝固温度範囲の広い Al-5% Cu, Al-5% Si 合金では, 低直圧速度となると, 板厚中心部に溶質元素が偏析することが見出された⁽⁴⁾。本合金も凝固温度範囲の広い合金であるから, 板厚中心部への偏析が起ると予想し, Mg および Zn 分布を測定したが, 高および低直圧速度のいずれの場合にも偏析はほとんど認められなかった。また金型铸造試料は直圧試料より比重が低く, 電気抵抗が高く, ポロシターが多いことを示した。

IV. 考 察

溶質含量の増加による直圧可能速度の上限の低下がきわめて小さいのは, Al-Mg 合金の場合には, Mg 含量の増加による凝固時の凝固殻の強度⁽⁸⁾の増大および流動性⁽⁹⁾の低下によるものであり, Al-Zn 合金の場合には, Zn 含量の増加による凝固殻厚さの減少が小さいことおよび流動性⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾の低下によるものと考えられる。すなわち, Mg 含量の増加によって合金の熱伝導度⁽⁸⁾が低下し, 凝固殻厚さは当然減少するものと考えられるが, Mg 含量の増加によって合金の強度が上昇するため, 凝固殻の強度が溶湯の静水圧に打ち勝つことができるからであろう。また液相線と固相線との勾配がゆるやかな Al-Zn 合金では, 同一凝固温度範囲, 同一温度降下の際に晶出する固相の割合は, 槓杆関係から, 勾配の急峻な合金に比べて大きいことから, 本

合金の場合には, 凝固殻厚さの減少が少ないものと考えられる。さらに, 凝固殻に亀裂が発生しても, 溶湯の流動性が溶質含量の増加によって低下するため, 亀裂から溶湯が漏れ難くなり, 上限の低下が小さいものであろう。

高 Mg 含量, 高鋳込温度, 高直圧速度ほど発汗, 横割れが多いのは, 凝固時のズンプ深さが深く, 凝固殻厚さが薄く, 樹枝状晶間に Mg 濃化液が形成され, さらに本合金の引け⁽⁸⁾が大きいためと考えられる⁽⁴⁾。

Al-Mg 合金の場合にも, 波模様表面欠陥の発生は, 粘着坐屈の機構⁽³⁾によって説明できるが, 2% Mg 合金で高鋳込温度, 低直圧速度の場合に波模様が著しく深いのは, 本合金が主ロール表面に著しく粘着することから説明されることがえられる。Photo. 4 は, 凝固後の 2% Mg 合金が主ロール表面に著しく粘着した状態を示す。右ロールは直圧前, 左ロールは直圧後の状態を示す。本合金の鋳型表面への著しい粘着性が, 本合金の連続铸造が困難である⁽¹¹⁾ということの一因子であると考えられる。

Photo. 4 Surface of rolls: that of left roll shows strong adhesion of justly solidified alloy after direct-rolling and that of right roll is before direct-rolling

Al-Zn 合金の場合にだけ観察された幅欠損と高鋳込温度ほど表面状態が良好であるということは, 晶出固相の割合が大きいことおよび流動性が低いことから説明されよう。すなわち, 溶湯の分配供給器⁽¹⁾内における温度降下は, 低直圧速度ほど大きく, 晶出する固相の割合が増大するため出口で流れが阻止され幅欠損が発生するものと考えられる。また高鋳込温度の場合, 本合金の凝固殻厚さはほとんど減少しないが, 凝固界面前の液相における温度勾配が急峻となり, 固液共存域が狭くなるため滲出や凸凹が少なくなるものであろう。

直圧板で柱状晶が発達していることは, Fig. 4 を用いてつぎのように説明できよう。すなわち, 直圧の場合の主ロールの冷却効果は, 空隙の生成がないので水冷金型のそれより大きいこと, および凝固時のズンプの深さが水冷金型のものより浅いこと, したがって凝固界面前の液中の温度勾配が直圧の場合の方が急峻であることから, 直圧の方が柱状晶の発達に適していることは確かであろう。しかし直圧板の凝固の際に, 等軸晶が形成されたとしても主ロールの圧延作用によって鋳型間隙が狭くなるので, 等軸晶が十

(8) 日本鋳物センター編: 軽金属鋳物便覧, (1965), 10~29.

(9) 沢村, 森田: 金属学会誌, **14**(1950), 47.

(10) V. Friebe and W. Roe: Modern Casting, **43**(1963), 388.

(11) D. Altenpohl: Metall, **20**(1966), 234.

分に発達しないうちに両側からの柱状晶によって成長が阻止されてしまい、結果的には柱状晶が発達することになると考えられる。

Fig.4 Schematic diagram for the formation of columnar grains in direct-rolled plates

低鋳込温度ほど直圧板の引張強さと伸び値が上昇するのは、結晶粒が細くなるからであるが、Al-Mg 合金と低 Zn 含量合金の場合に低直圧速度ほど引張強さと伸び値がともに上昇するのは、結晶粒が細くなると同時にポロシターと中心引け巣が少ない健全なものが製造されたためと考えられる。すなわち、直圧板では凝固時のズンプの深さが浅く、柱状晶が発達するため溶湯補給が容易であり、また気泡の逃散も容易であること、さらに低直圧速度の場合には、主ロールによる圧延加工が行なわれるため健全性が著しく増大するからであろう。

V. 総 括

凝固温度範囲が広く、共晶温度の低い Al-Mg 合金および凝固温度範囲が比較的広く、液相線と固相線との勾配がゆるやかで、完全固溶体が凝固する Al-Zn 合金溶湯の直接圧延に関し、その製造条件を明確にするため、直接圧延板の表面状態、機械的性質、マクロおよびミクロ組織を検討した。得られた結果は以下のとおりである。

(1) 直接圧延可能速度の上限は、Mg および Zn 添加によってわずかに低下するが、含量の増加による上限の降下はほとんど認められない。

(2) Al-Mg 合金直接圧延板の表面欠陥としては、発汗、横割れ、波模様が認められ、発汗、横割れは高 Mg 含量、高鋳込温度、高直接圧延速度ほど多く、波模様欠陥は 2% Mg 合金で高鋳込温度、低直接圧延速度の場合に著しく深い。これは凝固直後の合金の主ロール表面への粘着が著しいためであり、粘着坐屈の機構によって説明される。

(3) Al-Zn 合金直接圧延板の表面状態は、高鋳込温度ほど良好となる。また低 Zn 含量合金では低直接圧延速度ほど表面状態は良好となるが、高 Zn 含量合金では低直接圧延速度となると横割れが発生する。

(4) Al-Zn 合金では、低鋳込温度、低直接圧延速度の場合に、直接圧延板の幅欠損が発生した。これは液相線と固相線との勾配がゆるやかであることから、晶出固相の割合が大きいことおよび流動性が低いためと考えられた。

(5) 水冷金型鋳造より、直接圧延の場合に柱状晶が発達しやすい。

(6) 引張強さと伸び値は、低溶質含量合金では低鋳込温度、低直接圧延速度ほど高値を示すが、高溶質含量合金では低直接圧延速度となると横割れが発生するため低下する。