研究論文

上面開放水平加熱鋳型式連続鋳造法によるアルミニウム
ストリップの冷間圧延性に及ぼす凝固組織の影響*

多田 弘一**・田島 至***・大野 篤美****

Influence of solidified structures on cold rolling properties
of aluminum strip produced by open type, horizontal,
heated mold continuous casting process (OSC)*

Koichi TADA**, Itaru TAJIMA*** and Atsumi OHNO****

Strips of 99.7% purity aluminum have been produced by open type, horizontal, heated mold continuous casting process (OSC). The strips are rolled by cold rolling, and the mean rolling pressure is measured. The influence of solidified structures on the surface condition and the precision of measurements of the rolled strip is examined. The surface of the sheets obtained, is extremely smooth and flat without any cracks. The thickness of the sheets is uniform irrespective of the rolling direction, when the strips have a unidirectionally solidified structure parallel to the casting direction. However, a lot of intergranular cracks form at the edge of the sheet, when the strips are composed of many crystals.

Keywords: aluminum, cold rolling, strip, sheet, unidirectional solidification

(Received September 10, 1992)

1. 緒 言

上面開放水平加熱鋳型を用いたストリップ鋳造法¹⁾(以下本論文ではOSCプロセスと呼ぶ)は、OCCプロセス^{2)~5)}の原理を応用したもので、溶湯の凝固温度よりも高く加熱保持した鋳型上で鋳塊の上面を直接冷却しながら連続鋳造することを特徴としている。この方法により得られた純アルミニウムストリップはマクロ的な凝固粒界のない単結晶組織あるいは鋳造方向に平行な一方向凝固組織であるため、ストリップを冷間圧延した場合、表面割れの発生もなく、良好な薄板が得られるものと期待される。

本研究はOSCプロセスにより得られたアルミニウムストリップの冷間圧延性に関する基礎的知見を得るため

に、純アルミニウムストリップを作製し、さらにそれを冷間圧延し、得られた薄板の表面状態や寸法精度および冷間圧延時の圧延圧力に及ぼす凝固組織や圧延方向の影響について明らかにすることを目的とした。

2. 実験方法

2.1 ストリップの作製

実験に用いた試料は、工業用純度の99.7 mass% Alである。前報⁶⁾で報告した上面開放水平加熱鋳型式連続鋳造装置により、平均幅50 mm、平均厚さ6 mmのストリップを連続的に鋳造した。鋳型温度および鋳造速度などの鋳造条件を変えて、Fig. 1のような4種類の異なった凝固組織のストリップA, B, C, Dを作製した。すなわちA, B, Cは、それぞれ鋳型温度をアルミニウムの融点

* 軽金属学会第80回春期大会(平成3年5月)で一部発表。

** 千葉工業大学大学院生(習志野市)。Graduate Student, Chiba Institute of Technology (Narashino-shi, Chiba)。

*** 千葉工業大学大学院生(習志野市)[現在:住友金属工業(株)(尼崎市)]。Graduate Student, Chiba Institute of Technology (Narashino-shi, Chiba) [Present: Sumitomo Metal Industries, Ltd. (Amagasaki-shi, Hyogo)]。

**** 千葉工業大学金属工学科(習志野市)。Department of Metallurgical Engineering, Chiba Institute of Technology (Narashino-shi, Chiba)。

よりも高く加熱保持した場合で、さらに casting 速度は A が 4 mm/s, B が 9 mm/s, C が 13 mm/s と変化させたものである。また D は casting 温度をアルミニウムの融点以下の 887 K に保持し、casting 速度を 4 mm/s としたものである。なお、このときの冷却水温度は 285 K, 流量は $5.73 \times 10^4 \text{ mm}^3/\text{s}$ であった。

2.2 冷間圧延方法

OSC プロセスによって得られた純アルミニウムストリップを冷間圧延して耳割れのない良好な薄板が作製できるかどうかを調べるため、まず Fig. 1 A, C, D の凝固組織の異なったストリップから長手方向に長さ 40 mm, 平均幅 50 mm, 平均厚さ 6 mm の圧延用試験片を切断採取した。そして、それらを Table 1 のパススケジュールにしたがって段階的に圧延し、その表面状態を観察した。このときの圧延方向は casting 方向と同一で、圧延速度は 100 mm/s であった。

次に圧延圧力および薄板の寸法精度に及ぼす凝固組織の影響ならびに圧延圧力や薄板の表面状態に及ぼす圧延方向の影響を調べるために、Fig. 1 の各ストリップから casting 方向に対して 0° , 45° , 90° の方向に長さ 40 mm, 幅 20 mm, 厚さ 4 mm の試験片を 3 個ずつ切出した。そして、casting や加工の際に生じた試験片内部の歪を取除くため、アルゴンガス雰囲気中で 623 K, $1.8 \times 10^4 \text{ s}$ の焼なましを施した後、圧延を行い、圧延時の圧延圧力を測定するとともに圧延後の薄板の表面状態や厚さ分布を調べた。Table 2 に、このときのパススケジュールを示した。板厚測定に用いた試料数は一圧延方向につき 3 個ずつで、その測定箇所は薄板の中央の任意の位置 3 箇所とその中央を基準にして幅方向に等間隔に測定した 18 箇所であった。なお、使用した圧延機は最大荷重 120 t の 2 段圧延機、ロール材質はダイス鋼、ロール表面はクラウンのない平滑面、ロール半径は 200 mm である。また、圧延用潤滑油はスピンドルリユー油であった。

2.3 圧延圧力の算出方法

各試験片を圧延したときの平均圧延圧力の算出方法は、まず、ロードセルによりロールにかかる全圧延荷重を測定し、ペンレコーダによって荷重曲線を記録した。そして、圧延時の平均荷重から圧延していないときの荷重を差引き、その値をその試験片の圧延荷重 P として次式から平均圧延圧力 P_s を算出した。

$$P_s = \frac{P}{b\sqrt{R \times \Delta h}} \quad (1)$$

ここで b は試験片の幅, R は圧延機のロール半径 200 mm, Δh は圧下量である。なお、3 パス目以降の圧延では、設定したロールの上下間隔の寸法と実際に圧延して得られた試験片の厚さが異なっていた。そのため 3 パス目以降の平均圧延圧力 P_s を求める際、ロールの弾性変形を考慮してロール半径 R の値をロールが弾性変形した領域の曲率半径 R' の値に置き換えて平均圧延圧力を算出した。また、このときの曲率半径 R' は次式により求めた。

$$R' = R \times \left[1 + \frac{16 \times (1 - \nu^2) \times P}{\pi \times E \times b \times \Delta h} \right] \quad (2)$$

ここで E はロールの縦弾性係数 205 kN/mm^2 , ν はロールのポアソン比 0.27 である。

3. 結果および考察

3.1 OSC プロセスにより得られた純アルミニウムストリップの凝固組織

Fig. 1 に、OSC プロセスにより作製した純アルミニウムストリップの上面マクロ組織と casting 条件を示した。A, B, C のストリップは、いずれも casting 温度がアルミニウムの融点よりも高く保持されて casting されたものである。casting 速度 4 mm/s で得られた A のマクロ組織は、マクロ的な凝固粒界のない単結晶組織となった。また、casting 速度 9 mm/s では、B のように扇状に伸びた亜粒界

Table 1 Rolling steps and total reduction of 99.7% aluminum strips

	1 pass	2 pass	3 pass	4 pass	5 pass	6 pass	7 pass
Total reduction A	21%	34%	54%	71%	85%	88%	92%
Total reduction C	4%	22%	43%	64%	81%	90%	93%
Total reduction D	23%	37%	55%	73%	86%	91%	92%

Table 2 Rolling steps and rolling speed of 99.7% aluminum test pieces

	1 pass	2 pass	3 pass	4 pass	5 pass	6 pass
Total reduction	20%	50%	72%	84%	93%	95%
Reduction	20%	37%	44%	42%	56%	25%
Rolling speed	20.0 mm/s		16.7 mm/s	13.3 mm/s	10.0 mm/s	

や casting 方向に平行に伸びた凝固粒界などが観察された。さらに、 casting 速度 13 mm/s では、 C のように casting 方向に平行に伸びた凝固粒界の多い一方向凝固組織であった。

このように、 A, B, C とともに macro 組織に等軸晶のまったくない、 casting 方向に成長した一方向凝固組織となった理由は、 casting 温度がアルミニウムの融点よりも高いために、 casting 面での結晶の核生成が完全に阻止され、 溶湯の凝固がストリップの凝固先端部のみで進行したためと考えられる。また、 casting 速度を変化させた場合、 casting 方向に平行に伸びた凝固粒界が増加したり消失したりする原因は、 casting 中に casting 上の凝固現象を直接観察した結果から次のように考えられる。すなわち鋳塊にあたる冷却水の水压が局部的に異なり、 鋳塊上に生じる薄い水膜の凝固界面寄りの形状は、 必ずしも冷却位置に対して平行な直線形ではなく、 わずかな凹凸を生じていた。このことから冷却水量を一定にしたときは、 casting 速度が小さい場合、 冷却位置から比較的離れた所に凝固界面が形成され、 その形状はノズルから噴出された冷却水の影響をあまり受けずに、 ほぼ平滑界面となる。そのため、 macro 的な凝固粒界のない単結晶組織となったものと考えられる。これに対して casting 速度が大きくなると、 凝固界面は冷却位置に近づいてノズルから噴出された冷却水の影響を受けるようになり、 界面に凹凸を生じるようになる。そのため、 溶湯中に含まれていた不純物やガスが、 その凹部に偏析しやすくなる。さらに、 casting 速度を大きくすると、 凹凸は多くなり、 その凹部に凝固粒界が形成され、 casting 方向に平行に伸びた凝固粒界数の多い一方向凝固組織となったものと考えられる。なお、 EPMA による定性的な解析の結果、 casting 方向に平行に伸びた凝固粒界の部分に Fe, Si 等の微小偏析が認められた。

Fig. 1 Macrostructures of free surface of 99.7% aluminum strips. Mold temperature: A 1053 K, B 1046 K, C 1026 K, D 887 K. Casting speed: A 4 mm/s, B 9 mm/s, C 13 mm/s, D 4 mm/s. Mean thickness of strips: 6 mm.

他方、 D のストリップは casting 温度がアルミニウムの融点以下に保持されて casting されたもので、 その macro 組織は多結晶からなるものであった。この原因は、 casting 温度が低いと多数の結晶が鋳壁上で核生成し、 等軸晶を形成したり、 鋳塊底部から上方へ柱状晶を形成したためと考えられる。

3.2 冷間圧延後の薄板の表面状態に及ぼす凝固組織の影響

Fig. 2 に、 **Fig. 1** の A, C, D から切断した圧延用試験片（長さ 40 mm、 平均幅 50 mm、 平均厚さ 6 mm）を casting 方向に圧延して得られた薄板（平均板厚 0.3 mm）の表面状態を示した。 casting 方向に平行な一方向凝固組織のストリップ A, C から作製された薄板は耳割れのまったくない良好なものとなった。これに対して、 表面から内部に向かって伸びた凝固粒界のあるストリップ D から作製した薄板には、 耳割れが発生した。

Fig. 3 に、 **Fig. 1** の A, B, C, D の各ストリップ中央部から casting 方向と同一方向に切出した試験片を圧延した薄板の表面状態を示した。 このときの薄板の全圧下率は 95%、 薄板の平均板厚は約 0.2 mm であった。 ストリップ A, B, C の各圧延用試験片から作製した薄板の表面状態は **Fig. 2** と同様に耳割れのない良好なものとなった。これに対して、 ストリップ D の圧延用試験片から作製した薄板では、 多数の耳割れが発生した。また、 casting 方向に対して 45° および 90° 方向に切出した圧延用試験片の場合も同様の結果となった。

Fig. 4 に casting 方向に対して 0° 方向に切出したストリップ A, B, C, D を全圧下率 95% まで圧延することにより得られた薄板の幅方向の厚さ分布を示した。 縦軸は薄板中央部の平均厚さを 0 としたときの板厚偏差を示し、 横軸は薄板の中央部から一端までの距離を示したものである。 また、 図中の矢印は厚さの測定位置を示したもの

Fig. 2 Surface appearance of whole and edge of 99.7% aluminum strips rolled by cold rolling. Total reduction: A 92%, C 93%, D 92%. Rolling direction is same as casting direction. Mean thickness of sheet: 0.3 mm.

Fig. 3 Surface appearance of rolled test pieces. The test pieces were cut from 99.7% aluminum strips. Rolling direction is same as casting direction. Total reduction: 95%, Mean thickness of sheet: 0.2 mm.

である。A, B, C, Dの板厚は、中央から一端に近づくにつれて小さくなり、とくにDの場合、A, B, Cに比べ薄板の端における板厚の落込み (Edge drop) が大きかった。また、中央からもう一端の板厚偏差も同様の結果となった。この原因は、圧延の際のロールの弾性変形によるものと考えられる。これらのことから、99.7 mass%純アルミニウムストリップに高率の冷間圧延を行う場合、ストリップ表面から内部に向かって伸びた凝固粒界が耳割れのおもな原因になるものと考えられ、铸造方向に平行な一方向凝固組織の99.7%純アルミニウムストリップを中央部の直径を大きくしたクラウンのあるロールを用いて冷間圧延すると厚さが均一で耳割れのない良好な薄板が得られるものと考えられる。なお、Fig. 1 Cのストリップはその上面において铸造方向に平行に伸びた数本の凝固粒界や、端において外側に向かって伸びる多数のサブバウンダリーが存在するが、このストリップCは、 0° , 45° , 90° のどの方向に圧延されても耳割れが生じなかった。このことから、これらのバウンダリーは金型铸造などの場合に铸壁から铸塊内部に向かって伸びた柱状晶により形成される凝固粒界とは異なった性質をもつものであると考えられる。しかし、今回の実験では、これらのバウンダリーがどのような結晶構造であるのか明らかにできなかった。

Fig. 4 Deviation of thickness of 99.7% aluminum strips rolled by cold rolling, as measured transversely. Rolling direction is same as casting direction. Total reduction: 95%, Mean thickness at center part of sheet: A 0° 0.213 mm, B 0° 0.206 mm, C 0° 0.219 mm, D 0° 0.223 mm.

3.3 純アルミニウムストリップの圧延圧力に及ぼす凝固組織の影響

Fig. 5に、圧延用試験片A, B, C, Dを圧延した際の1パス目 (圧下率20%) における平均圧延圧力を示した。縦軸は各試験片の圧延時の平均圧延圧力を示し、横軸はストリップの铸造方向に対する試験片の切出し方向を示したものである。圧延用試験片A, B, Cの場合、圧延時における平均圧延圧力が 0° , 45° , 90° の順で大きくなり、圧延方向に対する明らかな異方性が認められた。これに対して、圧延用試験片Dの場合、平均圧延圧力に明確な異方性は認められなかった。一方、Fig. 6に、圧延用試験片A, B, C, Dを圧延した際の最終圧延段階に近い5パス目 (全圧下率93%) における平均圧延圧力を示した。圧延用試験片A, B, C, Dともに平均圧延圧力において圧延方向に対する異方性は認められなかった。しかし、圧延用試験片Dの平均圧延圧力は、A, B, Cに比べ 0° , 45° , 90° の各方向ともに約7~10%大きくなった。これらのことから、凝固粒界は耳割れの原因になるだけでなく、圧延時の圧延圧力を大きくしてロールに余分な負荷をかけ、ロールの変形量を大きくする。そのため、圧延時にロール中央部が押上げられ、他方、ロール端のロール間隔は狭められることにより薄板の端における圧下量が大きくなる。その結果、薄板の端における板厚の落込みが大きくなり、さらに耳割れが生じやす

Fig. 5 Influence of rolling direction on mean rolling pressure of 99.7% aluminum strips rolled through first pass. Total reduction: 20%.

くなるものと考えられる。

4. 結 言

OSC プロセスにより得られた99.7%純アルミニウムストリップを冷間圧延して薄板を作製し、ストリップの圧延性に及ぼす凝固組織および圧延方向の影響について調べ、次のことが明らかになった。

(1) 鋳造方向に平行な一方向凝固組織のストリップの場合、鋳造方向に対して0°, 45°, 90°のどの方向に圧延しても耳割れのない良好な薄板が得られたが、多結晶組織のストリップの場合、圧延後の薄板の端に多数の耳割れが発生した。

(2) 鋳造方向に平行な一方向凝固組織のストリップは、多結晶組織のストリップに比べ、どの方向に圧延し

Fig. 6 Influence of rolling direction on mean rolling pressure of 99.7% aluminum strips rolled through 5th pass. Total reduction: 93%.

ても圧延時の平均圧延圧力の値は小さく、圧延性は良好であった。

終わりに、本実験を行うに当たり、冷間圧延試験にご協力を頂いた住友金属工業(株)ステンレス研究部、土居大治氏、米満善久氏ならびに関係の諸氏に深く感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) A. Ohno: USA Patent 5074353.
- 2) 大野篤美: 日本国特許第1049146号.
- 3) 大野篤美: 日本金属学会報, **23** (1984), 773.
- 4) A. Ohno: Journal of Metals, **38** (1986), 14.
- 5) 本保元次郎, 大野篤美, 茂木徹一: 鋳物, **59** (1987) 670.
- 6) 多田弘一, 大野篤美: 軽金属, **42** (1992), 321.