工業用純アルミニウムの圧延工程における 組織的变化について*

池 野 尚 志** 柴 田 喜 三** 慶 寺 長 伍**

Heterogeneous properties of commercially pure aluminium
under rolling process.

(UDC 539.22 : 621.771 : 669.71)

IKENO Takashi** SHIBATA Kizo** KEIJI Tyogo**

2S slab ingots made by semi-continuous casting process were hot rolled with soluble oil to various reductions, and then the hot rolled stocks were cold rolled without intermediate annealing. The hardness and the microstructure change at the section of the stocks were investigated. The results obtained are as follows: (1) The hardness of the hot rolled stock sections generally tends to be higher from surface to center, and the recrystallized grains appears in the outer parts of the stocks but not in the innerparts. However, in the outer parts of 72.8% rolled stock (thickness 30mm), the hardness is a little higher and the recrystallization occurs over all the surface, (the grains are smaller than that in the center parts). (2) Heterogeneity of the hot rolled stocks affects the properties of the sheets cold rolled without intermediate annealing. In the annealed sheets, grains in the outer parts were in general smaller than that in the center parts in size.

(Received June 16, 1958)

1. 緒 言

著者の1人は熱間圧延における各パス毎の材質的变化と熱間圧延組した後直ちに冷間圧延した板の再結晶組織との関連性について報告した。^{1)~2)}工業的生産における熱間圧延過程の材質的变化に対する検討は余り行われておらず、わずかに W. Bunk³⁾ および R. Funk 等⁴⁾の結果が見出されるに過ぎない。W. Bunk 等の結果によると、450°C以上で熱間圧延すると再結晶組織が得られ、その優先方位は(100)[100]で、これを冷間圧延すると圧延組織が現われるが、(100)[100]方位は容易に消えないといっている。また、R. Funk も熱間圧延によつて表層は再結晶し、その優位方位は(100)[001]で、内部は圧延組織を呈し、(110)[112]を有していると報告している。

著者は熱間圧延工程において60%以上の加工度が与えられると表層は再結晶を開始し、75~85%加工度辺では全面再結晶(表層が粗い場合が多い)し、加工度が90%以上になると圧延組織になることを報告した。勿論、このような現象は温度(各圧延時の)と加工率によつて支配されるから、W. Bunk 等も指摘しているように400°C

C以下の熱間圧延によつては圧延組織しか得られないこともあるであろう。

著者等はこれらの変化をさらに詳細に知る目的と、冷間圧延との関係についても製造工程上もつと深い知識を有する必要があると考えて、種々検討中であるが、2, 3新しい事実を取り纏めて報告する。

2. 実 験 方 法

既報の実験は厚さ70 mm, 25kgの傾倒式鑄造法によつて作つた鑄塊について調べた場合の結果であるが、本報では厚さの120 mm半連続鑄造方式で作つた鑄塊を試料にして検討した。使用した鑄塊の純度は99.2%の2Sで、530°Cに加熱した後、直ちに熱間圧延して7 mm板に仕上げた。また、前実験では熱間圧延中冷却は行わなかつたが、今回はソリュブルオイルをロールに噴流させて冷却し、熱間圧延を行つた。各パス毎の試料について断面カタサの変化と組織的变化を調べると共に、おのおのの試料を冷間で圧延した場合の断面カタサの変化過程と冷間80%圧延板について再結晶組織の差異を検討した。

* 1958年春期日本金属学会講演会で発表、その後の実験結果を追つて追加して纏めたものである。

** 北陸軽金属工業株式会社 Hokuriku Light Metal Ind. Co., Ltd.

3. 実験結果

3.1 熱間圧延における変化

本実験で調査した該料は **Table 1** に示すような6種のもので、厚さ50 mm以上のものについては前実験結果から予想できるので省略した。

No. 1~6 について断面カタサを測定すると **Fig. 1** のようになり、冷却を行わずに熱間圧延を行った場合の結

果とやや相違した変化が認められた。すなわち、鑄造したまゝでは約 27 kg/mm^2 一定を示していたものが、No. 1 では外方20%厚さ近辺までカタサが低く、内部で硬くなっている。No. 2 の試料では No. 1 に比べると全体的に軟化していて、バラツキも少いが、内方でむしろ軟かい傾向が生じているようである。しかるに、No. 3 の80%加工度以上の試料からは No. 1 の変化と同様の傾向を生じ、圧延が進むに従ってカタサも高くなり、外方

のカタサの低い範囲が狭くなっている。外部から冷却水を注ぎながら圧延したにもかかわらず、このような変化を生ずることはロールとの摩擦熱による熱的影響が極めて大きいことを示しているものと考えられる。

これらの各試料について断面の顕微鏡組織の変化を示すと **Photo. 1~2** のようである。

Photo. 1 (a) の鑄造したまゝでは組織的には外方より25 mm (厚さの約20%に相当) 辺までは粗く、それより内方では細くなっている、この化合物分布密度の相違は No. 1~6 の試料にも引き継がれている。No. 2 の結果を見ると表面より6 mm 辺までは新しい結晶粒境界線が明瞭に認められ、圧延方向に平行な線は鑄塊の元の境界線に一致するものが多く、直角方向の新粒境界線には元の粒内に発生しているものがかかなり存在しているのが注目を引く。

加工度は約35%であるが、断面各部について圧減程度を調べてみるとほぼ同様であつて差は認めら

(a) Slab Ingot.
Thickness 120mm
No. —

(b) After hot-rolling of
54.5%. Thickness
50mm No. 1

(c) After hot-rolling of
72.8%. Thickness
30mm No. 2

Photo. 1 Microstructure of ingot and hot-rolled stocks $\times 120 \times 5/9$

Table 1 Specimens.

No.	Thickness mm	Reduction %	
		Partial	Tntal
—	114*	—	—
1	50	—	54.5
2	30	40.0	72.8
3	20	33.3	80.0
4	13	35.0	87.0
5	9	30.7	91.0
6	7	22.2	93.5

* Semicontinuous casting ingot of 120 mm depth scraped up to 114 mm thickness.

Fig. 1 Hardness change by hot-rolling.

(d) After hot rolling of 80.0%. Thickness 20 mm No. 3 (e) After hot rolling of 87.0%. Thickness 13 mm No. 4 (f) After hotrolling of 93.5%, Thickness 7 mm No. 6

Photo. 2 Microstructure (after hot-rolling). $\times 120 \times 5/9$

Photo. 3 Macrostructure change by hot-rolling.

Fig. 2 Relation between recrystallized zone and hot-rolling reduction.

れない（各部位に相当する結晶粒形の平均圧延率から計算して比較した）。化合物も圧延方向にかなり延びて来ているが、まだ完全に鑄造組織は消失していない。No. 2の約73%圧延した試料では全面的に再結晶組織となり、この場合の粒の大小は前実験結果とは反対で中心に近いほど粗くなっている。化合物粒子は圧延方向に整列化しており、鑄造組織は残っていない。この辺の変化は前実験結果と一致している。80~87%加工度のNo. 3~4の試料ではPhoto. 2に見るように、中心では前の粒界が圧延方向に延びたように見えるが、再結晶はしていない。しかし、外層には明かに再結晶粒が生じている。約94%圧延されたNo. 6の試料は大体圧延組織に変化している。しかし、外層の極く表面に新粒子が存在しているようで、これらの変化はFig. 1のカサ変化の傾向と良く一致している。

No. 3~6の試料断面のマクロ組織を示すとPhoto. 3のようで、これら各試料について再結晶している範囲を厚さに対する百分率で計算するとFig. 2に示すような結果が得られる。

次に、別の鑄塊であるが、33 mmまで熱間圧延が進み、それを7 mmまで熱間圧延して、まだロールに噛まれている状態の素材について断面における変化の段階を調べてみた。その素材試料の状態はPhoto. 4に示す通りで、厚さの変化をFig. 3に示す。なお、図中矢印は次に示すPhoto. 5における各位置を示す。表層の顕微鏡組織を連続的に撮影し、その中の代表的なものを示すとPhoto. 5のようである。13 mm厚さまでは表層が再結晶していることが分るが、それ以下では明瞭でない。また、この素材の表層の変形は異常で、ほゞ一定間隔をもつて波打っており、そのピッチは30 mm素材で短かく（約2.5 mm）、圧延されて行くにしたがつて、長くなっているが、13 mm厚さの所でもその現象が残っている、それ以下に圧延された所では消えている。その原因は今の所明白に説明することが出来ない。この明かに再結晶している部分について結晶粒度を測定すると厚い部分ほど粗く、薄くなるに従って急速に細かくなっている。Fig. 4は各厚さに対応する結晶粒度を対数で現わし、熱間圧延材の厚さと関係ずけて示したものである。

Photo. 4 Microstructure of hot-rolled stock ($\times 1/1 \times 1/2$)

Fig. 3 Change of thickness by rolling.

Fig. 4 Change of grain size at surface region of hot-rolled stock.

Photo. 5 Change of microstructure of surface layer by hot-rolling. $\times 80$.

Fig. 5 Hardness change by cold-rolling.

Fig. 6 Hardness change by cold-rolling.

Fig. 7 Hardness change by cold-rolling.

したがって、熱間加工度が90%までは加工度が高いほど再結晶粒度の細かい素材が得られることが推定できる。

3.2 冷間圧延における変化

熱間圧延素材は上述の通り極めて不均質な組織を有することが解つたが、これらを冷間圧延する場合にどういった変化を生ずるかを検討した。試料は Table 1 示す No. 2～6 の熱間圧延終了材を中間焼鈍することなく、冷間で圧延して各圧延ごとの板断面におけるカタサ変化を測定した。Fig. 5～8 はその結果で、冷間圧延80%後においても断面カタサは均等でなく、またその途中においても外方が軟くなつたり、(大部分の場合) 或は逆に硬くなる場合 (No. 3 : 30%、

Above: Surface layer, Under: Centre

Photo. 6 Microstructure of cold rolled sheets after recrystallization. **Fig. 8** Hardness change by cold-rolling. **Fig. 9** Hardness change by annealing.

No. 4 : 30%, No. 6 : 65 % の結果に見るように) もあり、冷間圧延によつても変形による硬化現象とロールとの摩擦熱或は変形によつて生ずる変形熱などの影響に基づく軟化現象の挙動が考察の対照となるように考えられる。したがつて、工業的圧延過程にける材質変化については更に詳細な検討を要することが考えられる。これらの諸点については次の機会に稿を改めて報告したい。

3.3 再結晶について

前述したように冷間圧延各過程における材質変化に対する検討はしばらく、おくことにして、No. 2~6 の各試料を冷間で 80 % 圧延したものについての挙動を比較検討した。すなわち、350°C で加熱保持してカタサ変化を測定すると **Fig. 9** のようになり、一定値に落ち付いた時のカタサ値は多少バラツいているが、圧延のまゝでは予想通り熱間加工度の高い No. 6 が最も高く、最終の状態まで再結晶していた No. 2 が最も低くなっている。再結晶は No. 6~2 の順で早くなつていて、これらの事実は熱間圧延終了後、中間焼鈍することなく冷間圧延される場合には、熱間圧延素材がどの状態で得られているかによつて再結晶後の性質が異なることを示している。

したがつて、再結晶後の顕微鏡組織も **Photo. 6** に示すように著しく相違して来、No. 6~2 の順に細くなつていく。なお、板断面の結晶粒の粗密にも差があり、No. 3~6 では外層がやゝ粗く、No. 3~6 では反対の傾向を示している。**Fig. 9** における 350°C 3min. 加熱試料について断面カタサの変化を測定すると **Fig. 10** に示すようになり、No. 2 のみは外層の軟化が遅れ、No. 3~6 では逆の傾向を示している、これらの変化は再結晶粒度の変化と良く一致しているが、**Fig. 5~8** における加熱前のカタサ変化と傾向を異にしている。焼きなましにおける加熱時の熱の伝達は表面が早く、従つて表層から軟化が進行するのが普通

であろうが、必ずしもそのような変化が生じていないのは材質変化の影響が相当大きい因子となることを考慮して始めて理解されるであろう。

以上の変化は既述したように熱間圧延素材のバラつきが冷間圧延後の板の性能のバラつきを支配するであろうことを明示しており、熱間圧延工程の管理が極めて重要な仕事であるといえる。勿論、熱間圧延前の铸塊加熱の

Fig. 10 Hardness change by annealing at 350°C for 3 min.

条件や熱間圧延開始の温度その他の条件と関連して熱間圧延終了後の素材の材質の均一性という問題を重要視すべきであり、この条件によって中間焼鈍される場合にもなお材質変化にバラつきが発生するであろうと類推される点⁵⁾もあるので、熱間圧延、冷間圧延、焼鈍等の実際工程に対する詳細な検討が加えられることが望ましい。

4. 結 論

熱間圧延における材質の変化と熱間圧延素材と冷間圧延後の性質変化の関係を検討した。(1)熱間圧延を冷却しつゝ、行うにもかかわらず、熱間圧延によって加工度55%~90%の間で再結晶組織が得られ、多くの場合は表層部分だけが再結晶するが、その中間加工度範囲において全面的に再結晶するようである。加工度が90%以上になると、圧延組織になり、熱間圧延中に得られる再結晶粒は加工度が高いほど細くなる。熱間圧延材は一般に外表面が軟く、内方が硬くなる傾向がある。(2)これら各加工度の熱間圧延材を冷間圧延した場合の変化を追求し、熱間圧延の工程管理、特に材質の均一化が重要な課題であることを指摘した。

文 献

- 1) 池野、日本金属学会誌、**19** (1955), 468.
- 2) 池野、本誌、**26** (1957), 21.
- 3) W. Bunk, K. Lücke, G. Masing, Z. Metallk., **45**, (1954), 584.
- 4) R. Funk, Z. Metallk., **46** (1955), 180.
- 5) 池野、日本金属学会誌、**18** (1954), 255.

純アルミニウムの凝固の研究 (第7報)

純アルミニウムの凝固常数

中 尾 善 信

(軽金属 No. 30 p. 5)

訂 正 表

頁	行	誤	正
5	英文10行、行のはじめ	which	(削除)
"	" 行のおわり	...factor increased...	..factor which increased..
6	左15行	...および鋼合金...	...および銅合金...
"	左下12行	...常温としては...	...常数としては...
"	左下5行	...bを計算すれば...	...qを計算すれば...
"	左6行	...=0.495 を...	...=0.459を...
"	Fig. 3 左上隅	1.0	1.6
"	左下5行	...にはの場	...にはこの場...
"	右下1行	...注文温度...	...注入温度
"	右9行、10行	C ₁ (大文字)	c ₁ (小文字)
"	Table 3 下4行		
8	Table 4 下5行	C ₂ (大文字)	c (小文字)
7	右22行		
"	Table 3 下2行	Variables	Variables
8	Table 4 下3行		
"	Table 4 見出し欄	°C	C ₂
"	"	...	...
"	右下9行	...小ともなれば...	...小となれば...
9	右下7行	...凝固定数...	...凝固常数...