(1) 高真空下超急速加熱変態測定装置および恒温加熱変態測定装置を試作した。本試作装置を用いて、不純物総量 10 ppm 台の高純度鉄の 10^6 °C/sec に至る $\alpha \rightarrow \gamma$ 超急速加熱変態挙動および恒温加熱変態挙動の観察を行った。

(2) 高真空下および大気中で加熱した際の、それぞれの A_{c3} 急速加熱変態開始終了点を PbS 熱輻射計にて決定した。その結果、高真空下中では大気中に比べ変態開始終了点ともより高温側に遅滞される。

(3) 10^6 °C/sec に至る加熱速度域での広範囲にわたる A_{c3} 変態点上昇曲線を決定した。その結果、 A_{c3s} 変態開始点は加熱速度にあまり依存しない。 A_{c3f} 終了点は低加熱速度域でフラットな域が存在するが、 10^3 °C/sec 以上の高加熱速度域では加熱速度に依存して上昇し、加熱速度 10^6 °C/sec 台に至ると、 1350 °C 前後(高真空中)まで上昇する。

(4) $\alpha \rightarrow \gamma$ 恒温加熱変態の進行を変態進行に対応して変化する直接通電加熱電流の変化によって測定した。その結果、高純度鉄においては、変態の進行に対応してパルス波状の電流値変化の発生停止を断続的にくり返すことが認められた。このことは、高純度鉄の $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が断続的な無拡散機構で進行すると考えられる。

最後に、本研究を報告するにあたって、終始有益なる御意見を頂戴した早大教授、井口信洋氏ならびに試料を作製して頂いた早大教授、中田栄一氏、実験に協力して下さいった卒論学生岡崎雄二、斎藤正憲君に深く感謝の意を表する。

文 献

- (1) 三輪敬之, 井口信洋: 金属学会誌, **37** (1973), 945.
- (2) 三輪敬之, 井口信洋, 横田清義: 金属学会誌, **39** (1975), 24.
- (3) 井口信洋, 横田清義, 三輪敬之: 金属学会誌, **39** (1975), 255.
- (4) I.N.Kidin: Isvest VUZ Chern, Met., **1** (1960), 142.
- (5) O.A.Boedtker and P.Duwez: Office of Naval Research Report: Cal.Inst.of Tech, Pasadena (1962).
- (6) R.P.Zerwekh and C.M.Wayman: Acta Met., **13** (1965), 99.
- (7) G.R.Speich and A.Szirmai: Trans.Met.Soc. AIME, **245** (1969), 1063.
- (8) 三原金吾: 東大理工研第 1 回講演会(1947).
- (9) J.D.Ayers and W.C.Barnes: Review Scient. Instrument, **42** (1971), 320.
- (10) 三輪敬之, 小野秀隆, 岡崎雄二, 井口信洋: 金属学会講演概要, (1974・10月), 104.
- (11) 三輪敬之, 小野秀隆, 斎藤正憲, 井口信洋: 金属学会講演概要, (1975・4月), 146.
- (12) 井口信洋, 横田清義: 金属学会誌, **39** (1975), 19.
- (13) W.L.Haworth and J.G.Parr: Trans.ASM, **58** (1965), 476.
- (14) 岡村俊彦, 宮原将平, 広瀬徳太郎: 理科学研究所彙報, **21** (1942), 985.
- (15) R.F.Bunshah and R.F.Mehl: J.Metals, **5** (1953), 1250.
- (16) P.Lehr: Compt. rend., **242** (1956), 632.
- (17) E.Eichen and J.W.Spretnak: Trans.ASM, **51** (1959), 454.

羽毛状晶からなるアルミニウムおよびアルミニウム合金鑄塊の熱間加工性について*

時 沢 貢** 堂 田 邦 明** 室 谷 和 雄**

Mitsugu Tokizawa, Kuniaki Dohda and Kazuo Murotani: Hot Workability of Aluminum and Aluminum Alloy Ingots with Feather Crystallite Structure. The hot workability of feather crystallite (F.C.) ingots and granular crystallite (G.C.) ingots was examined by dynamic and static tests to clarify the relation between the cast structure and the workability. The results obtained are as follows:

(1) Load-elongation curves obtained by the tension test showed a maximum at about 0.3% of elongation. When the working temperature was about 500 °C, the flow stress $\sigma_{0.3\%}$ was not so different from each other, but elongation was extremely different.

(2) The resistance to compressive deformation in the heat flow direction of F.C. ingot was the lowest of all directions, and that of G.C. ingot was higher than F.C. ingot.

(3) The speed of extrusion products through die bearing at a constant pressure in the heat flow direction of F.C. was the fastest and that of G.C. ingot was the slowest.

(4) When the F.C. ingot was extruded in high-pressure, the feather crystallite structure changed into granular grain structure, and the mechanical properties of extrusion products were the same as those of G.C. ingot.

(Received September 17, 1975)

** 富山大学工学部(Faculty of Engineering, Toyama University, Takaoka)

* 1972 年 10 月金属学会名古屋大会に一部発表

I. 緒 言

現在、アルミニウムおよびアルミニウム合金の加工用鋳塊のほとんどは連続鋳造法で作製されている。これらの鋳塊の鋳造組織はマクロ組織から大別すると粒状晶(等軸晶)、柱状晶および羽毛状晶(双晶)である。そして、金属加工の基礎をなす鋳塊の品質を向上し、安定した製品を得るため、柱状晶を含めた粒状晶鋳塊の組織の微細化に関する研究が最近、鋭意に進められ、鋳造時の割れ防止、加工材の品質および熱間加工性の向上ができたということが報告されている⁽¹⁾。また、一方羽毛状晶鋳塊については、最近その凝固過程における成因は多くの研究でほとんど明らかになったが、この鋳塊を用いた加工材の品質については異論がある。たとえば本間⁽²⁾は、加工後も鋳造組織が残存する傾向が強く、加工材の強度の均一性に欠けていることから工業的な意義がないと述べている。しかし、Austら⁽³⁾は、羽毛状晶鋳塊では90%以上、また、粒状晶鋳塊では50%の圧延加工をそれぞれ行えば、羽毛状晶鋳塊ではいくらか再結晶のおくれがあっても、加工材の圧延集合組織はともに均一な組織になることをX線背面反射ラウエ法で確かめている。このような異論から現在生産されている鋳塊の多くは、マクロ的およびミクロ的にも微細化された組織が優先されていると思われる。

本研究は加工材の品質も含めて、熱間加工性に優れた鋳塊を得るための指針を明らかにすることを目的とし、実験は羽毛状晶鋳塊と粒状晶鋳塊とを比較しながら検討した。そのうち羽毛状晶鋳塊については、その方向性を考慮した試料を採取して実験に供し、加工性の評価は引張および圧縮の実験では応力とひずみの関係、また、押出加工実験では押出加工圧力および一定荷重の下で押出した加工材の流出速度、また加工過程における組織的变化と加工材の性質などによって加工性を評価することとした。

II. 実験方法

実験に用いた鋳塊の組織は、工場にて連続鋳造した羽毛状晶(F.C.)と、その鋳塊を実験炉にて再溶解して、底部を

水冷した平型定盤上で凝固させた粒状晶(G.C.)である。

Table 1 は供試前の熱処理条件、化学成分および結晶粒径を示している。結晶粒径は化学組成によって異なるので加工性の比較は同一成分試料について行った。また、羽毛状晶試料の採取方法は **Photo.1** に示す。模型図で示すように羽毛状晶は成長方向に対して放射線状に広がった薄片板状結晶(双晶)が積層した集合体であるので、本実験では **Photo.1** の下図のような記号で組織と加工方向の関係を示すこととし、結晶の成長方向と反対である熱流方向を“0°, F.C.”の記号で表わし、成長方向を“Opposite 0°, F.C.”として区別した。また、粒状晶試料については任意の方向で採取した。

Photo.1 Macrostructure on longitudinal section in ingot and schematic diagram of extrusion direction for feather crystallite ingot.

Table 1 Chemical compositions and structures of ingots used in present work.

Ingot	Macrostructure	Chemical compositions(wt%)					Grain size of G.C.ingot(mm)
		Mg	Si	Fe	Ti	Al	
Commercially pure aluminum * 550°C×10 hr A.C.	G.C.and F.C.	0.01	0.22	0.51	—	bal.	2~3
6063 alloy * 550°C×6 hr A.C.	G.C.and F.C.	0.59	0.39	0.17	0.01	bal.	0.8~1.2
5056 alloy * 530°C×10 hr A.C.	G.C.and F.C.	5.63	0.06	0.16	—	bal.	0.3~0.7

* Homogenizing heat treatment of ingots

G.C. : Granular crystallite F.C. : Feather crystallite

Photo.2 は引張試験用試料の形状とマクロ組織との関係を表わした写真で、試料形状は JIS 6 号試験片に準じて作製した。引張試験は 5 トンインストロン型引張試験機を用い、引張速度は 5 mm/sec、試験温度は 350, 450 および 550°C の 3 種類とした。試料の加熱は電気炉内に位置した上下チャックにセットしてから行い、所定温度に 20 min 保持した後検温しながら荷重を加え、荷重-伸び線図を自動記録した。

圧縮試験用の試料形状は直径 12 mm、高さ 12 mm の円柱試料でその端面および側面は約 $0.1 \mu\text{m Ra}$ 以下のラップ仕上面とした。潤滑剤はすべて混油黒鉛を用い、圧縮試験は、静的には 30 トンアムスラー型万能材料試験機でひずみ速度は約 $2 \times 10^{-2}/\text{sec}$ 、動的には 35 トンカムプラストメータでひずみ速度は 15.9/sec で行った。また、荷重と変位は時間特性として 2 現象シンクロスコープで 35 mm フィルムに記録し、この拡大写真から読み取り、体積一定の条件から加工前後の試料寸法を測定して圧縮変位に対するひずみを算出し、圧縮応力-ひずみ曲線を求めた。また圧縮温度は、6063 合金試料では 350°C と 450°C、5056 合金試料では 300, 400 および 500°C とした。

押出用工具はすべて熱間焼入工具鋼で作製し、その模型図を **Fig.1** に示した。押出材の形状は丸棒と板状であり、丸棒押出しには直径 30 mm 長さ 50 mm の円柱ビレットを、また、板材押出しには $30 \times 20 \text{ mm}$ の長方形断面で長さ 50 mm の角型ビレットを使用した。押出比は 4, 9, 20 および 24、ダイス角 α は $45^\circ \sim 90^\circ$ (フラット) のダイスで、ベアリング長さはすべて 3 mm である。押出用加圧装置は、静的では 30 トンアムスラー型万能材料試験機を用い、加工速度(ポンチの移動速度)は 0.35 mm/sec と 1 mm/sec、動的では 35 トンカムプラストメータを用い 7 mm/

Fig.1 View of sub-press for hot extrusion of a rod or a sheet.

- ① Punch, ② Container, ③ Die
④ Billet, ⑤ Pressure pad
⑥ Thermocouple
 α : Semi-die angle

sec と 20 mm/sec で行った。また、本実験の押出条件を工業用アルミサシンの押出条件に対応させるため、いずれも軸対称押出しとして Feltham の式⁽⁴⁾から検討した。工業的な条件では、ラムスビー ド $u=15 \text{ mm/sec}$ 、押出比 $R=80$ 、コンテナ直径 $D_1=160 \text{ mm}$ として、平均押出ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_m$ を Feltham の式 $\dot{\epsilon}_m=6u \times \ln R/D_1$ に代入すれば $\dot{\epsilon}_m=2.5/\text{sec}$ となり、この 2.5/sec の値と本実験条件である $D_1=30 \text{ mm}$ 、 $R=9$ を用いて Feltham の式から u を逆算すれば u は 5.6 mm/sec となる。ところが、本実験のポンチの速度 u は 7 mm/sec と 20 mm/sec を採用したので、5.6 mm/sec に比べて十分高く工業的に適用できると思われる。また、押出過程における押出力とポンチストローク曲線はさきの圧縮試験の場合と同じくシンクロスコープの時間軸上に記録され、これを拡大して読みとった。押出温度はすべて $500^\circ\text{C} \pm 5^\circ\text{C}$ で行い、ビレットの外面には混油黒鉛の潤滑剤を十分に塗布してコンテナ内に挿入して組立てた後、そのまま電気炉内にて加熱し、検温しながら加工を行った。

III. 実験結果および考察

1. 引張特性

Fig.2 は 6063 合金鋳塊試料の引張荷重-伸び曲線の一部である。傾向はいずれも同様で鋳塊の組織と加工方向には関係なく、最高荷重点は低ひずみ側(約 0.3% の加工度)にあって、くびれの発生が早い。また、試験温度が上昇して 550°C になると荷重の変化が次第に小さくなるので均一伸びの傾向となる。引張荷重を組織と加工方向によって比較すれば粒状晶(G.C.)はいずれの方向に採取した羽毛

Photo.2 Macrostructures of 6063 alloy specimen before tensile test.

状晶(F.C.)よりも高く、F.C.の方向性では 0° 方向すなわち結晶成長と平行に引張ると 90° 方向よりも低い荷重となるが、加工温度が高くなるとその差は次第に小さくなる。また、荷重変化の傾向はFig.3(a)で示した流れ応力($\sigma_{0.3\%}$)と同様であり、 550°C ではほとんど差はなくなり約 0.5 kg/mm^2 となるが、Fig.3(b)に示した伸びの値では大きな差が認められる。例えば、 450°C 加工ではF.C.の 0° 方向は150%、 45° 方向は100%、 90° 方向はG.C.と変らず約50%となる。したがって、羽毛状晶の成長方向と平行に単軸引張りすれば、 $\sigma_{0.3\%}$ 流れ応力は粒状晶とは

Fig.2 Tensile load-elongation curves of ingot of the 6063 alloy.

Fig.3 Hot workability of the 6063 alloy ingot, tension-tested at 350, 440 and 550°C , 5 mm/min.

余り変らないが、伸びは約3倍程度となり、この事実は変形抵抗ではわからなかった加工性とみるべきである。また、この結果は後述の押出圧力を一定にして押出した加工材の流出速度で評価した実験結果とよく一致した傾向を示している(Fig.9を参照)。

以上は6063合金鋳塊について調べたが、Fig.4は5056合金鋳塊からJIS4号相当の試験片を採取して同様な引張実験を行った結果である。荷重-伸び線図は6063合金とは全く同じ傾向であるので省略したが、なかでもFig.4(a)とFig.4(b)に示した $\sigma_{0.3\%}$ および伸びも同様で、 500°C 加工では $\sigma_{0.3\%}$ は 2 kg/mm^2 となり、この値は 0° 方向のF.C.もG.C.も変らないが伸びは著しく異なり、前者は155%、後者は25%で約6倍の伸びとなる。

Photo.3は引張りで破断した試料の側面写真である。いずれの合金試料も 0° 方向F.C.試料は大きな伸びを示すが 90° 方向F.C.とG.C.試料ではほとんど変らない伸び

Fig.4 Hot workability of the 5056 alloy ingot, tension-tested at 300, 400 and 500°C , 5 mm/min.

Photo.3 Shapes of tensiled specimens for 6063 and 5056 alloys.

を示している。破断部を拡大したマクロ組織写真では、羽毛状品の線状痕(双晶境界)の間隔は加工前よりも小さくなって羽毛状品は 0° 方向に大きく伸びているが、 90° 方向では加工前とほとんど変らない間隔で破断していることがわかる。なお、工業用純アルミニウム試料については述べていないが、結果はこれらの合金と同じ特性を示したので省略した。

2. 圧縮特性

Fig.5 は 6063 合金, Fig.6 は 5056 合金でそれぞれの鋳塊の圧縮試験から得られた応力-ひずみ曲線を示している。F.G.試料は G.C.試料よりも変形抵抗は全般に低く、なかでも F.C.試料の鋳塊の組織と圧縮方向については、羽毛状品の熱流方向に平行な 0° 方向の圧縮応力は最も低く、 45° 方向、 90° 方向の順位で高くなるが、それでも G.C.試料よりは低い。また、この差は加工温度が高くなると小さくなり前節の引張りの場合と同じ傾向である。

Photo.4 は、圧縮加工した円柱試料を端面から約 1mm 削り落した面の形状とマクロ組織を示している。削り落した理由は工具と試料面間の摩擦拘束の小さい試料内部の流れを観察するためである。形状では羽毛状品の熱流方向を垂直に圧縮した 90° 方向の F.C.試料と G.C.試料はいずれも円形で加工前と相似変形しているが、 0° および 45° 方向の F.C.試料は楕円形となり異方性のあることだわかる。この結果は、前節の引張りで大きな伸びを示した 0° 方向と、伸びの小さかった 90° 方向を参考にして考察できる。すなわち、写真では不鮮明であるが羽毛状品の 0° 方向に圧縮すれば、羽毛状品の薄片板状結晶の厚さ方向(90°)は伸びが小さいので楕円形の短軸となり、これは引張りの 90° 方向に対応する。また、楕円形の長軸は薄片板状結晶

Fig.5 Effect of ingot structure on compressive flow stress of 6063 alloy.

Fig.6 Effect of ingot structure on compressive flow stress of 5056 alloy.

Photo.4 Macrostructures of compressed specimens for 6063 and 5056 alloys.

の長手方向で大きな伸びを示し、これはちょうど引張りの 0° 方向に対応している。一方、加工前の円形と相似変形を示した羽毛状品の 90° 方向の圧縮は、双晶面に垂直な方向になるので、これは薄片板状結晶の双晶面の2軸変形に対応しており、したがって試料の圧縮端面は円形となったのである(方向性については Photo.1 を参照)。また、粒状品はランダムな方位を有する多結晶試料であるから円形になることは周知のとおりである。また、羽毛状品試料の圧縮端面のマクロ組織をみると、摩擦拘束の最も大きい外周部の円環領域は粒状組織に変化していることがわかる。

3. 押出加工特性

Fig.7 は工業用純アルミニウム、6063 合金および 5056 合金のそれぞれの鋳塊試料を、押出比 9 の 90° ダイスを用いて 500°C で押出したときの押出圧力に及ぼす加工速度の影響を示した。いずれの試料についても 0° 方向の羽毛状品は粒状品に比較して押出圧力は小さく、加工速度に対してはすべて指数関係で表わされることは過去の研究結果⁽⁵⁾と一致している。また、5056 合金の押出しで加工速度 7 mm/sec 以上の結果は図示されていないが、この理由

Fig. 7 Effects of structures of billet on extrusion pressure of commercially pure aluminum, 6063 and 5053 alloys.

Photo. 5 Examples of fir-tree defect caused by the friction during extrusion of 5056 alloy at 500°C, 7 mm/sec.

は Photo. 5 に見られるような欠陥が加工材の表面に生じて健全な押出品が得られなかったからである。過去、これと類似の欠陥は、Ashcroft らの Al-7.2 Zn-2.4 Mg-1.9 Cu 合金の押出実験⁽⁶⁾にも現われた。この発生原因は加工温度が高くなると、ダイス面と材料面間の摩擦抵抗が増加するので、その境界面に温度上昇を生じ、加工材に熱間脆性を与えることになる⁽⁶⁾。したがって摩擦を小さくできる潤滑剤を用いれば、欠陥の防止が可能であることは著者らの別の研究⁽⁷⁾で明らかである。次に押出圧力に及ぼす押出比の影響を Fig. 8(a) に、また、ダイス角の影響は Fig. 8(b) に示した。いずれのダイス角についても羽毛状晶試料は粒状晶試料よりも押出圧力が低く、 P_{max} および P_{min} についても同様である。ここで押出圧力が押出比の対数値に比例することは過去の研究結果⁽⁵⁾と一致している。また、ダイス角については、90° フラットダイスは 45° ダイスよりも押出圧力は低く加工性が良好であることは、著者らがこれまで発表⁽⁸⁾してきた結果であり、その理由については変形過程の流れ解析が必要であるので、格子線解析法によって別途に詳細な検討を行っている⁽⁹⁾。

加工性を評価する場合、一般に変形抵抗による場合が多いが、Fig. 9 はダイス条件および加工速度を一定にし、さらに一定の圧力下で押出加工を行い、ダイスのベアリング逃げ面から加工材が流出する速度を鋳塊の組織と方向によって比較した結果である。また、この方法は限定された機械容量とビレット直径を用いた押出で、生産能率を向上

Fig. 8 Effects of extrusion ratio and die angle on extrusion pressure in slow speed extrusion (0.35 mm/sec) for 6063 and 5056 alloys.

Fig. 9 Effects of billet structures on flow speed of products extruded at a constant pressure.

Plot (a) : Sheet-extrusion ($A/a=20$)
Plot (b) : Rod-extrusion ($A/a=9$)

させるための工業的な実験にも相当する。流出速度については羽毛状晶の熱流方向の 0° 方向は粒状晶鋳塊に比較して最も大きく、板の押出で 1.5 倍、丸棒の押出では 2.2 倍となる。しかしながら羽毛状晶の熱流方向と反対の成長方向に押出した Opposite 0°, F.C. では G.C. と変らない小さな流速となり、この理由は以下のように考えられる。羽毛状晶の熱流方向 (0°, F.C.) への押出では、さきの Photo. 1 に示したように円錐状に広がった双晶を、底面から頂点方向に絞り加工するため伸びやすいが、成長方向 (Opposite 0°, F.C.) への押出では、同じ円錐状を頂点から底面方向に押し広げるような加工となり、乱流を生じるためであると思われる。

4. 塑性流れによる金属組織

Photo.6 は加工温度が一定で、押出比と押出速度の組合せを変えて押出した加工材の、変形過程におけるマクロ組織の変化を調べた結果である。押出速度が静的な 0.35 mm/sec の場合、押出比が 9 ではビレットの羽毛状晶は押出材でも羽毛状組織であるが、流れ方向に沿う線状痕(双晶境界)はかなり緻密になっている。ところが、押出比が 14 になると押出材の外周部に粒状組織が現われるようになる。そして、動的な試験 7 mm/sec になると押出材の中心部も粒状化するが粗粒である。さらに 20 mm/sec で押出比が 14 になると均一に細粒化した粒状組織の押出材が得られるようになる。

次に、これらの変形過程における金属組織の変化から塑性流れをいくつかの変形領域に区分した結果を **Fig.10** に示した。ビレットの組織は(I)の領域で、(II)は内部せん断領域、(III)はデット金属の非変形領域である。Fig.10 (a)の押出比の小さい低圧の押出しでは、羽毛状晶からなるビレットの(I)がそのまま流れ出て(V)となり、領域(II)のみが粒状組織の(IV)となる。一方、Fig.10(b)の押出比の大きい高圧の押出しでは、(I)と(II)のいずれもダ

Photo.6 Macrostructure on longitudinal section of feather crystallite billet of 6063 alloy extruded at 500°C.

(a) Low-pressure extrusion (b) High-pressure extrusion
I : Featherly crystallite billet
II : Shearing deformation zone
III : Dead metal zone
IV : Recrystallization zone
IV' V : Extruded zone

Fig.10 Schematic representation of changes in macrostructure of feather crystallite billet during hot extrusion.

イ首部の(IV)の領域で金属組織が変化し、押出加工材の全領域(IV')ですべて粒状組織となる。このとき、領域(V)において再結晶が生じたと考えられるが、ミクロ的な詳細は次報にゆずり、本報では **Table 2** に示した加工材の機械的性質によって、羽毛状晶ビレットおよび粒状晶ビレットを用いた結果を比較した。引張りは 5 トンインストロン型引張試験機で速度は 10 mm/min で行い、それぞれの組織のビレットを 5 本ずつ押出した。結果は平均値で示したがばらつきは小さく、耐力、引張強さおよび伸びの数値で ±1 以内であり、铸塊が羽毛状晶であっても、押出比および押出速度をある程度大きくした加工を行えば粒状晶ビレットと変らない強度の加工材が得られることがわかる。

Table 2 Mechanical properties of 6063 alloy extruded at an extrusion speed of 20 mm/sec, extrusion ratio ($A/a=20$) and then annealed at 200°C for 3 hr.

Structure of cast billet	Tensile properties at 20°C		
	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm ²)	σ_B (kg/mm ²)	δ (%)
Feathery crystallite	17.0	22.0	7.5
Granular crystallite	16.4	21.6	8.0

IV. 結 言

羽毛状晶铸塊と粒状晶铸塊の静的および動的な熱間加工性を検討し次の結果を得た。

(1) 単軸引張りにおける荷重-伸び線図は、いずれの試料も約 0.3% 伸びが最高荷重点となる。加工温度が 500°C 付近になると、いずれの試料も流れ応力 $\sigma_{0.3}$ の値はほとんど等しくなるが、引張後の破断伸び値は著しく異なる。例えば 6063 合金で羽毛状晶の熱流方向試料は 150%、45° 方向試料は 100%、90° は 50% で、粒状晶の試料は 45% となった。

(2) 単軸圧縮における圧縮応力は、羽毛状晶の熱流方向試料が最も小さく、つづいて 45° 方向、90° 方向の順位で大きくなり粒状晶は最も大きい。

(3) 押出加工において鋳塊の組織による押出圧力の変化は、圧縮応力の変化と同じ傾向となり、また、この傾向は一定の荷重の下で押出した加工材の流出速度の変化とも一致した。すなわち、羽毛状晶の熱流方向試料の流速は最も大きく、成長方向試料と粒状晶試料は共に小さな流速を示した。

(4) 羽毛状晶鋳塊に加工比および加工速度を大きくしたある程度の高圧力の加工を施せば、その変形過程で粒状化が進み、得られた加工材の機械的な性質は、粒状晶鋳塊から得られた加工材と変らなかった。

終りに、本実験に用いた試料の作製にあたり、ご協力をいただいた立山合金工業株式会社、ホクセイアルミニウム株式会社に深く感謝の意を表し、また、種々ご助言を与え

て下さった富山大学工学部室町教授に深甚の謝意を表します。

文 献

- (1) 寺井士郎：軽金属，**24**(1974)，42.
- (2) 本間梅夫：軽金属学会第2回シンポジウム概要，(1972)，3.
- (3) K.T.Aust, F.M.Krill and F.R.Morral : J. Metals, **4**(1952)，865.
- (4) P.Feltham : Metal Treatment, **23**(1956)，440. または J.M.Alexander : J.Inst.Metals, **90**(1961)，195.
- (5) 例えば、竹内寛司、小林啓行：軽金属，**21**(1971)，628.
- (6) K.Ashcroft and G.S.Lawson : J.Inst.Metals, **89**(1960)，369.
- (7) 時沢 貢，室谷和雄：第42回軽金属学会春期大会講演概要，(1972)，74.
- (8) 堀 茂徳，時沢 貢，室谷和雄：軽金属，**21**(1971)，520.
- (9) 時沢 貢，須田博文：第26回塑性加工連合講演会講演論文集，(1975)，361.

急冷凝固した Al-3% Mn 強制固溶体の相分解

池 田 徹 之* 西 成 基**

Tetsuyuki Ikeda and Seiki Nishi : Phase Decomposition of a Supersaturated Al-3% Mn Solid Solution Solidified Rapidly. The precipitation process in a supersaturated Al-3% Mn alloy solidified rapidly from the liquid state is very complex and it has been recognized that Al_6Mn , G, G' and G'' phases are its decomposition products. Further, impurity elements iron and silicon have significant effect on the precipitation process of precipitating phases containing manganese. Accordingly, using Al-3% Mn alloy, the phase decomposition process of its supersaturated solid solution were examined. The experimental methods used were measurements of hardness and lattice parameter, and analyses by X-ray diffraction and EPMA. The results obtained were as follows :

(1) Considerable age-hardening of the supersaturated solid solution was induced by heating for a long time at 325~350°C.

(2) At aging temperatures below 550°C, precipitating phases containing manganese were G, G' and G'' phases and, above 550°C, Al_6Mn and G' phase.

(3) Impurity elements iron and silicon precipitated as the Al-Fe binary compounds or the ternary compounds and these phases had a significant effect on the nucleation and growth speed of the precipitating phases containing manganese.

(4) The variation in lattice parameter during isothermal heating was of the continuous type, but the lattice parameter was separated into two values in the early and middle stages of the precipitation process.

(Received October 16, 1975)

I. 緒 言

Al-Mn 合金は Mn の拡散係数が小さいために急冷凝固した場合、種々の凝固組織変化を呈し⁽¹⁾、また高 Mn 組成の強制固溶体が容易に得られる⁽²⁾。熱処理の場合も、そ

の強制固溶体は、他の遷移元素を含む強制固溶 Al 合金と同様に熱的に安定であり⁽³⁾、約 300°C 以上という高い温度で時効しないと析出分解が起こらない。またこの固溶状態にある Mn 原子は再結晶温度を高め、そして析出物は再結晶粒の粒度に強く影響する⁽⁴⁾。したがって Al-Mn 合金

* 名古屋大学大学院(Graduate School, Nagoya University, Nagoya)

** 名古屋大学工学部(Faculty of Engineering, Nagoya University, Nagoya)