Al-Al₂O₃ 合金熱間圧延板の深絞りについて

岡 田 克 己*

Katsumi Okada : On the Deep Drawing of Hot-Rolled Dispersion Alloy, Al-Al₂O₃ (S.A.P.). For the purpose of investigating the drawability of S.A.P., hot-rolled Al-Al₂O₃ alloys containing Al₂O₃ from 1.2 to 15.5 wt% were deep drawn at high and room temperatures. As to the maximum deep drawability, the limiting drawing ratio of 2.10 was obtained on Al-3.5% Al₂O₃ alloy. The cup profile obtained on Al-Al₂O₃ (3.5%) alloy showed 50° ears from the rolling direction. The ears disappeared at over 9.8 wt% Al₂O₃, and the new ears parallel to the rolling direction were formed. The pole figures of Al-Al₂O₃ alloys with 3.5 wt% Al₂O₃ showed that the preferred orientation is (110) [335], and the relation between the ears and pole figures are discussed. The mechanism of forming the (110) [335] texture seemed to be due to the operation of a new slip system other than the primary and conjugate slip systems. It appears that the new slip system has the same slip plane as the primary or the conjugate slip plane and its slip direction is equal to the crossing line between the primary and conjugate slip planes.

(Received March 25, 1969)

I. 緒 言

最近粒子分散型合金に関する研究が進展しつつある。これらの合金中 SAP に関しては、その製造法⁽¹⁾⁽²⁾、強化機構および材料学的研究^{(3)~(11)}が報告され、とくに高温強度

* 東北大学工学部金属工学科 (Department of Metallurgy, Faculty of Engineering, Tohoku University, Sendai)

- (1) R. Irmann, A. von Zeerleder and F. Rohner : Schweizer Archiv f. Angew. Wissenschaft u. Technik, (1950).
- (2) N. J. Grant and O. Preston : Trans. AIME, **209** (1957), 349.

- (3) 池田, 和泉, 田中 : 金属学会誌, **30** (1966), 744.
- (4) 池田, 和泉, 田中 : 金属学会誌, **30** (1966), 806.
- (5) 池田, 和泉, 田中 : 金属学会誌, **30** (1966), 811.
- (6) R. Irmann : Symposium on Powder Metallurgy (Iron Steel Inst. London), (1954), 136; *Metal Treat. and Drop Forg.*, (1955), 245.
- (7) E. Gregory, N. J. Grant : Trans. AIME, **200** (1954), 247.
- (8) F. U. Lanel, A. B. Backensto and M. V. Rose : Trans. AIME, **209** (1957), 124.
- (9) G. S. Ansell and J. Weetman : Trans. Met. Soc. AIME, **215** (1959), 838.
- (10) C. G. Goetzel : J. Metals, **211** (1959), 189, 276.
- (11) R. Irmann : Aluminium., **33** (1957), 250.

が優れていることが指摘されている。また加工集合組織は独特の組織を示すことが明らかになって来た⁽¹²⁾⁽¹³⁾。そのような優秀な強度特性をもちまた興味ある加工組織変化をもつ SAP が実用に供される場合に、加工性の良否が重要な問題の一つともなるものと思われる。著者はこの意味で種々の組成をもつ SAP の熱間圧延板を、常温および高温にて深絞りを行ないその絞り性を比較し、その際コップに生ずる耳および圧延板の集合組織の変化との関連性についても検討を加えた。

II. 実験方法

試料として酸化物 Al_2O_3 重量 1.2~12.7% を含む 7 種類の SAP 合金板を用いた。その製造法は森岡ら⁽¹⁴⁾による報告に用いた熱間圧延材と全く同一である。試料の最終製造行程は 500°C にて高温押し出し後、550°C にて熱間プレスにより厚さ 3~5 mm に低下させ、後同 550°C にて熱間圧延し厚さ 1 ± 0.05 mm の圧延板を作製した。

その際圧延方向は押し出し方向と平行にした。深絞りを用いた工具は Fig. 1 に示すごとく、ポンチの先端丸味半径 10 mm、直径 20 mm の半球形ポンチを用い、ダイスの肩半径を 10 mm、ダイスとポンチの間隙を 4 mm とした。

Fig. 1 Showing the die and punch used

深絞り装置は容量 10 t の試験機を用い、XY 記録計によりポンチ荷重-ポンチ行程曲線を記録させた。ポンチ速度は 4.6 mm/min とし、しわ押え圧は 25 kg とした。潤滑剤は常温絞りではワセリンを、高温絞りでは #50 モーター油 (比重 0.9568) を使用し、ダイス側のみ塗布した。高温深絞りにはブランクホルダー内にヒーターを装し、所定の温度に 5 分間保持後、深絞りを行なった。集合組織の決定には $CuK\alpha$ による X 線写真法およびディフракトメーターによる方法⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾ を用い、(111), (200) 極点図を作製した。

III. 実験結果

1. Al_2O_3 組成による常温深絞り性の変化について

深絞り性としては絞り得たブランクの最大直径とポンチの直径 20 mm ϕ の比としての限界絞り比 (L.D.R.) で示す。Fig. 2 は常温絞りにおける各種 Al_2O_3 重量組成をもつ SAP の熱圧材および 550°C 2 時間焼鈍材の限界絞り比を示す。 Al_2O_3 重量が 1.2~4.6% では限界絞り比は 2.0~2.1 であり純 Al 材と比較しても劣らず、熱圧材ではむしろ優る傾向を示す。 Al_2O_3 が 4.6% 以上ではその増加とともに絞り性は次第に劣化する。焼鈍材では 1.2% Al_2O_3 板は圧延材

Fig. 2 Relation between limiting drawing ratio and Al_2O_3 weight % drawn at room temperature

に比べて絞り比は上昇するが、3.5% Al_2O_3 以上では焼鈍による変化はほとんど認められない。

Photo. 1 には各種 Al_2O_3 %材の限界絞り比における常温絞りコップの外観を示す。

2. 高温における深絞り性

常温における加工性と比較するため、高温深絞りには主に 250°C および 350°C にて行なった。Fig. 3 には高温深絞り性を示す。高温絞りによって限界絞り比の値は常温絞りの場合に比べ、実験した温度範囲では著しい差異は認められないが、詳細に比較すれば Al_2O_3 が 4.6% 以上では温度の上昇とともに絞り比がやや上昇する傾向を示し、とくに 500°C 高温絞りでは 9.8% Al_2O_3 板の絞り比は上昇している。 Al_2O_3 が 4.6% 以下では高温絞りにより絞り性は、常

(12) D. Merz and G. Wassermann: Z. Metallk., **56** (1965), 516.

(13) W. C. Thurber and C. J. McHague: Trans. Met. Soc. AIME, **218** (1960), 141.

(14) 森岡, 沢田, 杉本, 加藤: 金属学会誌, **32** (1968), 356.

(15) B. F. Decker, E. T. Asp and D. Harker: J. Appl. Phys., **19** (1948), 388.

(16) M. Schwartz: J. Appl. Phys., **26** (1955), 1507.

Al ₂ O ₃ %	1.2	3.5	4.6	6.8	8.0	9.8	12.7
Blank Diam.	40	42	40	35	33	30	29
L.D.R. (Limiting Drawing Ratio)	2.0	2.1	2.0	1.75	1.65	1.5	1.45
Specimen Number	26-5	32-4	46-1	51-5	61-1	72-1	83-4

Photo.1 Cups pressed at room temperature from SAP with various weight % of Al₂O₃ which rolled at 550°C with 80% reduction

Fig.3 Relation between limiting drawing ratio and Al₂O₃ drawn at high temperatures

温絞りに比べむしろ劣化する傾向を示している。一方コップ周辺に生ずる耳の高さは高温絞りの方が高いことが観察され、このことはとくに Al₂O₃ % が少ないときに著しい。

3. 深絞りによる耳のプロフィールについて

立方晶系金属の深絞りによって特定な場合を除き耳は通常4ヶ生じ、圧延状態では圧延方向と45°に、再結晶材では圧延方向と0°および90°方向にそれぞれ4ヶ生じ、これらを45°および90°耳と呼んでいる。SAP 熱圧材でも一般に45°近傍方向の耳を示すが、詳細に観察するとかなり複雑な様相を呈する。

(1) 熱圧材および焼鈍材の常温絞りによる耳プロフィール

Fig.4(a) Profiles of cup pressed at room temperature

熱圧材を常温絞りにより得られた耳のプロフィールは、Fig.4(a)に示すごとく Al₂O₃ 1.2% 材では4ヶ以上の耳が現われ、圧延方向を基準にして30°, 40°, 90°耳が1ヶずつ

Fig.4(b) Cup profiles of SAP annealed at 500°C for 1.5 hr deep-drawn at room temperature

Fig.4(c) Cup profiles of SAP annealed at 600°C for 1.5 hr deep-drawn at room temperature. Drawing ratio 1.75

Fig.4(d) Cup profiles of SAP deep-drawn at 350°C

つ、および 50° 耳 2 ケのごとく複雑な耳が現われる。この位置は熱圧材の差によって必ずしも一定ではない。これに対し 3.5% Al_2O_3 材は綺麗な 50° 耳を示し、谷は 90° 方向が深く 0° 方向は浅い。 Al_2O_3 が $4.6, 6.8\%$ となると、 50° から正負にやや移行する耳が生ずる。 Al_2O_3 が 8% 以上になると限界絞り比が低下するので耳は低く、また耳の数は 2 ケに減少し、その位置は $30^\circ \sim 50^\circ$ に現われる。さらに Al_2O_3 が高いものでは耳は圧延方向に移行した 2 ケの耳となる。焼鈍材では Fig. 4 (b), (c) に示すごとく、 1.2% Al_2O_3 材のみが 500°C 以上の焼鈍で 90° 耳にはほぼ転換し、耳のプロファイルは全く変化する。このことは再結晶に基づくものと思われる。 3.5% Al_2O_3 材では $500^\circ, 600^\circ\text{C}$ の焼鈍により耳の位置が 50° からはほぼ 45° に変位するとともに、谷の深さが圧延方向および横方向いずれも差異がなくなる。このことは圧延材に回復が生じ、圧延方向に配列する Al_2O_3 粒子に集積した転位は再配列を生じ、したがって深絞り変形による転位の移行の易動度を増したことによると考えられる。 Al_2O_3 4.6% 以上では 600°C 焼鈍まで熱圧材とほとんど変化はない。

(2) 高温絞り材について

1.2% Al_2O_3 材の 250°C 絞りでは 4 ケ以上の耳が現われ、圧延方向に対し $30^\circ \sim 50^\circ$ 耳と 90° 耳が混在しており、 90° 耳は 1 ケであるが、 350°C 高温絞りでは 90° 耳の数が増し、 $30^\circ \sim 50^\circ$ 耳は減少する。 3.5% Al_2O_3 材では 50° 耳であることおよび Al_2O_3 の増加とともに変化する様子は常温絞りの場合と同様である。

4. 耳高さについて

(1) 常温深絞りによる Al_2O_3 組成と耳高さの関係

耳の山および谷の平均の高さをそれぞれ h_e, h_i とし、その差 ($h_e - h_i$) を耳の高さとして Al_2O_3 組成による変化を各絞り比について Fig. 5 に示した。 Al_2O_3 が増すと耳高さは減少し、 Al_2O_3 が 9.8% 以上になると逆に圧延方向のみをもつ 0° 耳に変化し、耳高さは $\text{Al}_2\text{O}_3\%$ とともに直線的に変化する。

Fig. 5 Showing height and classification of ears of cup with various Al_2O_3 weight % deep-drawn at room temperature

(2) 高温深絞りによる Al_2O_3 組成と耳高さの関係

圧延材を高温 350°C にて絞り、絞り比 $1.6 \sim 1.7$ における耳高さと Al_2O_3 組成との関係を Fig. 6 に示す。常温絞りと比較して耳高さが著しく大きいことがわかる。 1.2% Al_2O_3 の SAP の耳がいわゆる 90° 耳を呈する。このことは 350°C で再結晶が生じ、再結晶集合組織に基づくものと高温変形の二要素に基づくものと重複して生じたものと思われる。

Fig. 6 Showing height and classification of ears of cup with various Al_2O_3 % drawn at 350°C with drawing ratio from 1.6 to 1.7

(3) 焼鈍による耳高さの変化について

焼鈍による耳高さの変化を調べるため、各温度で 1.5 時間焼鈍し絞り比 1.75 で絞り、その変化を Fig. 7 に示した。 1.2% Al_2O_3 材では温度の上昇とともに 50° 以下の耳は急激に減少し、 90° 耳が増加する。 3.5% Al_2O_3 材は焼鈍温度とともに 50° の耳の高さは徐々に低下しながら、耳は 40° 近傍に変化するものも現われ、混在状態となる。さらに高温 500°C 以上になるとほぼ 45° の耳のみとなり再び耳高さは増大する。 4.6% および 6.8% Al_2O_3 材では焼鈍温度

Fig. 7 Variation of height and classification of ears for various kinds of SAP by annealing for 1.5 hr deep-drawn with drawing ratio 1.75

とともに耳高さは減少する。このことは 40° 耳の数が増加して混在度が高くなるためと思われる。

(4) 絞り比による耳高さの変化

圧延材の常温絞りによって生ずる耳の平均高さ ($h_e - h_i$) の絞り比による変化を各 Al₂O₃ 含有 % について Fig.8 に示す。絞り比が増すと耳高さは直線的に増大することがわかる。その際 Al₂O₃ % が低い方がその勾配は大きい。このことは Al₂O₃ % が増大するにつれ圧延材の異方性が減少することを示唆するものと思われる。耳高さをコップ高さの百

Fig.8 Relation between height of ears and drawing ratio drawn at room temperature

分率として表示する耳形成率は Thorley および Tucker⁽¹⁷⁾ によれば次式で示される。

$$E = \frac{h_e - h_i}{h_i - K} \times 100 (\%) \quad (1)$$

h_e, h_i は耳、谷の平均高さで、 K は工具素板による常数である。池野、財満⁽¹⁸⁾ は前式において $K=0$ と計算し、また Blade および Pearson⁽¹⁹⁾ は耳形成率を次式で与えた。

$$E = \frac{h_e - h_i}{\frac{1}{2}(h_e + h_i)} \times 100 (\%) \quad (2)$$

Fig.8 の本実験結果を (1), (2) 式を用いて耳形成率の絞り比に対する関係を描いた結果は Fig.7 と全く同様の傾向を示す。

5. 破断について

限界絞り比を越えて破断した試料の破面を観察すると、常温、高温絞りいずれにおいても Al₂O₃ が 3.5% 以下のものでは圧延方向と無関係に破断するが、Al₂O₃ が 4.6% 以上では押出方向と同一な圧延方向に平行に破断が進行す

る。圧延材の常温絞りによる破断の様子を Photo.2 に示す。Al₂O₃ が増加すると圧延方向と平行に Al₂O₃ の粒子の配列が濃密になることに破断が圧延方向に進行することに関連するものと思われる。

6. 集合組織と耳について

SAP の熱間圧延材の集合組織が Al₂O₃ の組成によっていかに変化するかを X 線ディフракトメーターにより決定した。その結果を Fig.9, Fig.10 および Fig.11 の極点図に示す。X 線の吸収補正においては Al₂O₃ は Al と同じと仮定して解析した。Fig.9 は 1.2% Al₂O₃ 材の 550°C 熱間圧延板の (111) 極点図を示す。この組成のものは他の高濃度組成のものに比べ特異な極点図を示すもので、図中に理想方位を 4 種類記入しているが、いずれとして完全に該当するものはない。強いといえば (110) $\bar{1}$ 11 近傍方位と (110) $\bar{1}$ 12 などが混在しているといえよう。これに対し Al₂O₃ が 3.5% 以上では円周上 (111) の最高強度集積点は圧延方向に対しほぼ 15° および横方向より 5° にある単純明瞭な組織を示す。3.5% Al₂O₃ 以上の SAP が Al 合金の加工集合組織に比べて特徴ある点は Fig.12 に示すごとく、極図形の横方向にある強度集積点が、Al 合金は横方向に合致するに對

Fig.9 (111) pole figure for SAP with 1.2% Al₂O₃ hot rolled 80% reduction at 550°C, in arbitrary intensity units. (110) [335] texture is marked by Δ

Rolling Direction
↑

Al ₂ O ₃ %	3.5	4.6	6.8	8.0	9.8
Drawing Ratio	2.2	2.1	1.95	1.75	1.65

Photo.2 Showing the fracture of cups pressed at room temperature. Rolling direction is vertical

(17) R.T. Thorley and G. E. G. Tucker : Acta Met., 9 (1961), 275.

(18) 池野、財満 : 軽金属, 14 (1964), 75.

(19) J.C. Blade and W.K.T. Pearson : J. Inst. Metals, 91 (1962), 10.

Fig. 10 (111) and (200) pole figures for rolling textures of Al-3.5% Al_2O_3 strip rolled at 550°C. $\triangle$ and $\square$ show (110) $[\bar{3}35]$

Fig. 11 (111) pole figures for SAP hot rolled at 550°C. (110) $[\bar{3}35]$ and (110) $[\bar{1}12]$ texture are marked by $\triangle$ and $\blacktriangle$ respectively

し, SAP は横方向から数度分離していることである。この特徴は 3.5% Al_2O_3 材が最も明瞭であり Al_2O_3 の増加とともにその傾向はやや減少する。3.5% Al_2O_3 材の圧延集合組織は (110) $[\bar{3}35]$ に最も近いことは Fig. 10 (a) および (b) からわかる。耳は素板が製造される際、当然うける加工および熱処理によって生ずる集合組織が半径方向の引張応力および円周の切線方向圧縮応力をうける深絞り変形の結果素板に歪の不均一部を発生し、耳が形成されるものと考察されている⁽²⁰⁾⁽²¹⁾ が、集合組織と耳との関係は各理想方位の結晶の体積率が複雑なため、集合組織の理想方位である

Fig. 12 Comparison of (111) pole figure between Al-alloy type and SAP of rolled texture

単結晶の研究⁽¹⁷⁾⁽²²⁾を除いては、定量的に決定づけることは困難である。3.5% Al_2O_3 材の場合, Wilson ら⁽²³⁾ および Burghoff ら⁽²⁴⁾ の極点図においてすべり面の極から最も遠い方向に耳が生ずるという考察を適用すれば、圧延方向より 15° および横方向から 5° にある最強集積点の円周上における中間点が圧延方向から 50° の点であり耳の発生位置に合致する。 Al_2O_3 % が増加するにつれ Fig. 11 に示すごとく集積度合が拡散し、相対的に狭い範囲に衰退し横方向最強集積点の位置は横方向に向って多少変位すること、および Al_2O_3 が高濃度になるに伴い絞り変形による迂り系が増加するため、耳の位置は最強集積点の位置のみからは規定することが出来なくなり、50° から偏倚した弱い耳が現われはじめ、 Al_2O_3 が 9.8% 以上になるとコップ周辺には 2 ケの耳が現われる。 Al_2O_3 が 12.7% に至ると Al_2O_3 の粒子配列が押し出し、圧延方向に濃密に配列するため横方向に対する塑性流動が全く制御され、圧延方向にのみ耳が発生するに至ると考えられる。

IV. 考 察

熱圧材の常温深絞り性は Fig. 2 に示すごとく、3.5% Al_2O_3 材が最高の値を示した。従来深絞り性とランクフォード値 (r -値) には直接的関連があることが知られてい

(20) T. L. Richards : Prog. Met. Phys., **1** (1949), 281.

(21) 麻田, 田中, 小池 : 軽金属, **1** (1951), 16.

(22) 岡田, 金沢 : 金属学会誌, **29** (1965), 721.

(23) F. H. Wilson and R. M. Brick : Trans. AIME, **161** (1945), 173.

(24) H. L. Burghoff and E. C. Bohlen : Trans. AIME, **147** (1942), 144.

る⁽²⁵⁾。Fig. 13 には平均 r 値と Al₂O₃% との関係を示した。3.5% Al₂O₃ 材において r 値は最大値を与え、深絞り性とは良好な対比を示している。Fig. 14 には 1.2%, 3.5% および 6.8% Al₂O₃ 熱圧材が圧延方向となす r 値の変化を示す。これらの変化は集合組織の強度集積度に対応するものと思われる。また 3.5% Al₂O₃ 材については耳のプロファイルを点線で記入してあるが、 R 値曲線と大略の対応が認められる。耳プロフィールと集合組織との関連性については、全般的な対比を見出すことは出来ないが、Al₂O₃ が 6.8% 以下の場合には両者に密接な関連性があることがわ

Fig. 13 Relation between average Lankford value ($\bar{r}$) and Al₂O₃ percentage

Fig. 14 Relation between R value and angle from rolling direction. Profile of cup with Al-3.5% Al₂O₃ SAP shown by broken line

かる。コッププロフィールを示す Fig. 4 と集合組織の Fig. 9 ~ Fig. 11 において、1.2% Al₂O₃ 材では耳プロフィールには圧延方向から 30°, 45°, 50° および 90° などの 6 ケの耳が不規則に配列し、いわゆる面心立方晶金属の加工材に現われる 45° 耳とは全く趣を異にしている。一方その集合組織は Fig. 9 に示すように (111) 集積点は Fig. 12 (a) に示す Al 合金材の典型的図から逸脱した複雑な X 線集積強度点が数多く存在する。このことがコップ周辺の耳にきわめて不規則なプロフィールを与えるものと思われる。これに対し 3.5% Al₂O₃ 材では Fig. 10 (a), (b) に示す集合組織は (110) [335] 理想方位に合致し、(111) 集積点は圧延方向より 15° および横方向から 5° の点に存在し、両方向から最も離れた円周上の点すなわち圧延方向から 50° の点に 50° 耳として現われる。またこの耳のプロフィールの著しい特徴は谷の深さが 90° 方向にきわめて低く圧延方向が高いことである。この原因は粒子分散が圧延方向に平行に配列をとっているた

め、深絞り変形に伴い転位の移行は圧延方向には容易であるが、横方向には著しい障壁となっていることが推測される。Al₂O₃% がさらに増加して 8% までは上述の傾向はほぼ維持される。Al₂O₃ が増すと限界絞り比の値が低下するので、耳高さの位置が正確には判別し難くなるが、耳の位置は 50° といってよく、これに対応する集合組織の強度集積点は、(111) についてみると横方向近傍から横方向に向い多少移動してゆく。この場合 Al₂O₃ 粒子分散量が増加することが X 線集積強度を減少させ集合組織は弱化し、そのため耳のプロフィールも次第に鮮明さが失われてゆく。Al₂O₃% がさらに増加すると、たとえば Fig. 11 (b) に示す 9.8% Al₂O₃ の場合には X 線集積点の位置には変化は認められないが、強度がさらに低下しこれに対応して耳プロフィールには明確な耳のピークは無く、緩慢な山が 2 方向に見られ、12.7% Al₂O₃ 材では Fig. 4 (a) に示すような圧延方向のみの山となる。すなわちこの程度に Al₂O₃% が高濃度になると集合組織としての強度が著しく低下すること、および粒子濃度の増加に伴い集合組織から予知されるような耳は形成せず、Al₂O₃ 粒子が高濃度に圧延方向に配列する効果の方が集合組織による方位性の効果を上まわり、深絞りによる変形では、単に圧延方向に平行に変形流動が最も可能となり、横方向には強固な粒子の障壁が流動を阻止するため、コップ周辺では圧延方向にのみ耳が形成されるものと思われる。本実験の熱圧材 SAP の Al₂O₃ 濃度による集合組織の変化を池田ら⁽³⁾による冷間圧延集合組織と比較すると、両者に共通なことは純 Al に認められる交叉りに基因する {112} <111> は存在しないことである。すなわち本実験の 550°C 熱間圧延によっても交叉りは熱活性化により誘発されないことが指摘される。冷間圧延の場合 3.5% Al₂O₃ 材では {110} <447> に一致し、Al₂O₃ 含有量が増加するにつれ集積点に明瞭な移動が認められ、8.0% Al₂O₃ では {110} <335>, 12.5% では {110} <223> に一致し、Al₂O₃ 含有量が増加するにつれ圧延方向に平行な方位は <112> から <111> に向って系統的に変化してゆく。これに対し本実験の熱間圧延集合組織では、1.2% Al₂O₃ 材は理想方位としては指摘することは出来ないが、3.5% Al₂O₃ 材は {110} <335> に一致し、Al₂O₃ が 12.7% に増加しても理想方位が系統的に明示されるほどの変化はなく、X 線最強集積点がやや移動しても {110} <335> 近傍方位に総括してよい集合組織を示している。このように熱間圧延集合組織が冷間圧延集合組織にくらべて定常性をもつことは、Al₂O₃ の増加に伴い活動するり系の数も高温変形であるからとはいえ、増大するものとも考え難くまた高温変形のため各り系に作用する剪断応力が低いと、各種り系に対応する剪断変形量の比率に差異ある変化が生じ難いものと思われる。これに対し冷間圧延では粒子分散の濃度により転位の障壁度合に差異が生じ、主り系よりも副次り系の剪断変形量が Al₂O₃ の増加に比例して増大する

(25) R. L. Whitely: Blastfurnace and Steel Plant, 48 (1960), 1245; Sheet Metal Ind., 38 (1961), 349.

結果, 系統的に理想方位は移行するものと思われる。最後に集合組織が他の Al 合金と比べ独特な $\{110\} \langle 335 \rangle$ がいかにして形成されるかについて考察する。圧延集合組織の形成機構については, 最近活動すべき迂り系をステレオ投影図に記入し各種迂り系の組み合わせから圧延面圧延方向形成過程を説明している。近年の圧延集合組織の理論では延伸組織と圧縮組織とを組み合わせで考察し^{(26)~(28)}, その際変形中迂り回転により起こる集合組織の発展には, 粒界の連続性を考え3ないし5の迂り系が必要とされていた。その後粒界の迂りは集合組織の発達にはほとんど無視してもよいという考え方⁽²⁶⁾ がなされ, 迂り系は主に2ヶを考察すれば足りるという説明がなされた。また Tucker⁽²⁹⁾ は圧延による迂り回転には圧延面法線, 圧延方向および横方向の三軸応力を考慮すべきであると提案したがこれを用いた理論の展開はなく, Tucker⁽¹⁷⁾ は二軸応力を用いて集合組織をもつ板の深絞り耳を説明している。最近 Dillamoreら⁽³⁰⁾ も圧延面法線および圧延方向の二軸応力すなわち圧延面法線応力が σ , 圧延方向応力 $-\sigma$ をもつ応力系が圧延に作動するとし, 圧延面法線の迂り面法線および迂り方向に対する方向余弦を a_c, b_c とし, 圧延方向の迂り面法線および迂り方向への方向余弦を a_l および b_l とすれば迂り系に働く全剪断応力の値 τ は次式で与えられる。

$$\tau = \sigma (a_c b_c - a_l b_l)$$

その際圧延では τ が最大になるような迂り系が作動するとして集合組織形成過程を説明している。同様の考え方を本実験に適合させた場合 Fig. 15 に示すごとく, 圧延前の結晶の圧延方向が $\bar{1}11, 001, 011$ 単位ステレオ三角形内に

Fig. 15 Standard projection showing rotation towards texture of $(110) [112]$. Primary and conjugate slip on $(111) [\bar{1}01]$ and $(\bar{1}\bar{1}1) [011]$

- (26) E. A. Calnan and C. J. B. Clews : Phil. Mag., **41** (1950), 1085.
- (27) E. A. Calnan and C. J. B. Clews : Phil. Mag., **42** (1951), 616.
- (28) F. Haessner : Z. Metallk., **54** (1963), 98.
- (29) G. E. G. Tucker : J. Inst. Metals, **82** (1954), 655.
- (30) I. L. Dillamore and W. T. Roberts : Acta Met., **12** (1964), 281.

あり, 圧縮方向が $\langle 100 \rangle$ 近傍にある場合を考慮すれば, 上記全剪断応力が最大となる迂り系は, $(S_1) [SD_1]$ すなわち $(111) [\bar{1}01]$ が働き圧縮面は矢記のごとく $\langle 111 \rangle$ に向い, 圧延方向は S_3 大円上 $\langle 112 \rangle$ に向う。その後 $(S_2) [SD_2]$ すなわち $(\bar{1}\bar{1}1) [011]$ の剪断応力が $(S_1) [SD_1]$ と等しくなるのでこの系が作動し圧縮面法線は (110) に向い, 延伸軸すなわち圧延方向は $\langle 112 \rangle$ におちつく。すなわち合金型圧延集合組織の $(110) [\bar{1}12]$ が形成される。SAP の圧延集合組織として $\{112\} \langle 111 \rangle$ が存在していないことを指摘したが, この組織が形成されるにはいわゆる交叉迂り系, すなわち $(S_3) [SD_1]$ または $(S_3) [SD_2]$ が働かねばならない。本実験結果得られた集合組織の圧延面は (110) 近傍であり圧延方向は $[335]$ であった。また冷間圧延材⁽³⁾ では Al_2O_3 の増加とともに圧延方向は $[\bar{1}11]$ に向って移動している。以上の結果から $\{110\} \langle 335 \rangle$ の集合組織が得られるためには, Fig. 15 に示す $(S_1) [SD_1], (S_2) [SD_2]$ の主迂り系以外に $S_1 [\bar{1}10], S_2 [\bar{1}10]$ の副次迂り系が Al_2O_3 粒子障壁のために作動するものと考えると合理的である。この迂り方向 $[\bar{1}10]$ は主作動迂り面 $S_1 (\bar{1}11)$ および $S_2 (\bar{1}\bar{1}1)$ の交叉線方向であり, この副次迂り系は1次迂り面と共軛迂り面の交線方向を迂り方向とした新たな迂り系が活動した結果, $(110) [335]$ の集合組織が得られたものと予測される。

延伸軸が圧延方向 $[335]$ に移動する際, $[\bar{1}12]$ を経由して移行するか直接向うものであるか, すなわち $(110) [335]$ は $(110) [\bar{1}12]$ の合金型集合組織を構成後 Fig. 15 に示すごとく圧延方向が $[001]-[\bar{1}11]$ の長軸上を $[335]$ に向い移動するの, あるいは直接 $[335]$ に向うものかという疑問が生ずる。このことは1次および共軛迂り系以外に副次迂り系すなわち1次および共軛迂り系に対しては, 迂り方向が

Fig. 16 Crystal orientation for $(110) [\bar{1}12]$ texture

異なり面が同一な Coplaner なり系であり, 副次なり系相互はいわゆる交叉なりと全く等しい関係にあるこの副次なり系が変形の初期から生ずるか否かということになる。もし理想方位 (110) $\{112\}$ から (110) $[335]$ に変化するとすれば, Fig. 16 からわかるとおり作動すると予測される副次なり系のなり方向 $[110]$ は圧延板の横方向に近くこの方向は Al_2O_3 粒子配列が強い生じ難いものと思われる。これに対し圧延変形の初期には $[110]$ 方向は障壁の少ない向きにあると予測される。したがって副次なり系は変形初期から次第に作動し $[112]$ を経由せず直接 (110) $[335]$ の理想方位を形成してゆくものと考察される。

V. 総 括

Al_2O_3 の重量 1.2% から 15.5% までを含む各種 Al- Al_2O_3 合金, SAP の熱間圧延板を常温高温にて深絞りを行ない, 加工性を検討するとともに, コップ周辺の耳および熱圧板の集合組織を調査したものであり, 得られた結果を以下に示す。

(1) 熱間圧延板の深絞り性は 3.5% Al_2O_3 材が最高値, 限界絞り比 2.10 を示す。コップ周辺に現われる耳は圧延方向と 50° をなす 4 本の 50° 耳を形成し, 圧延集合組織は (110) $[335]$ である。X線強度集積度も他の組成に比べて最高値を示す。

(2) Al_2O_3 が増加するにつれ深絞り性は次第に劣化し,

耳の位置は 50° からやや移行する角度の耳が生ずる。

(3) 深絞りによる耳高さは Al_2O_3 の増加とともに直線的に減少し Al_2O_3 が 9.8% 以上では圧延方向にのみ生ずる 2 本の 0° 耳に変換する。

(4) 高温絞りでは常温絞りに比べ耳は高く絞り温度に依存する傾向がある。

(5) 焼鈍によって耳の高さは焼鈍温度の増加とともに減少する傾向を示すが, Al_2O_3 組成により異種の変化を示す。1.2% Al_2O_3 材では焼鈍温度 350°C 以上では耳は 90° に転換し, その後焼鈍温度の上昇とともに耳高さは増大する。3.5% Al_2O_3 材は焼鈍温度 300°C までは温度の上昇とともに耳高さは減少するが, さらに高温では焼鈍温度とともに耳高さは逆に増大する。耳の高さの増加は絞り比とともに直線的に増大するが, その増大率は Al_2O_3 組成が大となるにつれ減少する。

(6) 耳プロフィールと集合組織の関連性を考察した。

(7) $\{110\} \langle 335 \rangle$ 集合組織形成機構は 1 次および共軛なり系以外に 1 次および共軛なり面の交叉線をなり方向とする副次なり系の作動により形成されるものと考察する。

本実験遂行に当り貴重な示唆をいただいた東北大学田中英八郎教授, 増田良道教授また素材作製に御便宜をいただきました日本軽金属総合研究所の中山孝廉博士らの皆様ならびに圧延に御尽力いただいた金研第一工業化試験室の皆様および実験に協力された菅野秀雄氏 (現東洋工業株式会社勤務) に厚く御礼申し上げます。