解 説

アルミニウムの熱間加工に関する諸問題*

馬場 義雄**

Some problems on hot working of aluminum*

BABA Yoshio**

1. はじめに

現在、アルミニウムおよびその合金展伸材のほとんどすべてが何らかの熱間加工工程を経て生産されており、とくにわが国ではその生産量の半分以上を占めている押出形材は熱間加工のみによつて製造されている。熱間では比較的小さな力で大きな変形を加えることができるので、熱間加工が生産性の高い加工とされているが、一方、製品の品質面、例えば寸法精度や表面状況などの点については冷間加工以上にいろいろ配慮が必要である。

これまでわが国では、アルミニウムの熱間加工に関し基礎から応用にわたつて総括的に討論されることがほとんどなかった。このことがややもするとわが国のアルミニウム圧延・押出技術が鉄鋼のように世界一を誇る現状でない理由の一つであるかも知れない。軽金属学会の第11回シンポジウムが「アルミニウムの熱間加工に関する

諸問題」を共通の場で論じあい、相互の技術の向上をはかる目的で、川合浩(神鋼)と筆者を世話人として第1表のスケジュールで開催された。当日は会員約100名の参加があり、三つの主題、(i)熱間加工の基礎、(ii)熱間圧延、(iii)熱間押出と熱間鍛造について有意義な発表と討論が行なわれた。以下はシンポジウムの講演概要を中心として筆者なりにまとめたものである。

2. 熱間加工の基礎

2.1 熱間変形機構

2.1.1 変形抵抗のひずみ速度と温度の依存性

工場で実際にアルミニウムおよびその合金展伸材が生産される場合、まず熱間変形を受けるわけであるが、そのひずみ速度は以下に述べる基礎的研究の場合にくらべてひじょうに速く(熱間圧延では $10^0 \sim 10^2/\text{sec}$, 熱間押出でも $10^0 \sim 10^1/\text{sec}$)、したがつてここで述べられる熱

第1表 「アルミニウムの熱間加工に関する諸問題」講演題目

日 時	昭和52年8月23日(火)	10:00~17:00
場 所	日本工業倶楽部(東京・丸の内)	
I 熱間加工の基礎(10:00~12:00)		
1. 熱間変形機構	東京大学宇宙航空研究所	堀 内 良
2. 高温変形における転位挙動の動的観察 ——主としてAl-Mg 固溶体合金について——	名古屋大学工学部	湯 川 夏 夫
3. 熱間加工性とその評価方法	日本大学生産工学部	金 子 純 一
II 熱間圧延(13:00~15:00)		
1. 熱間変形抵抗と圧延負荷特性	早稲田大学鋳物研究所	本 村 貢
2. 熱間圧延板の表面性状	㈱日本軽金属総合研究所	鈴 木 正 道
3. ホットストリップの計算機制御モデルについて	㈱神戸製鋼所	田 宮 進
III 熱間押出と熱間鍛造(15:00~17:00)		
1. 熱間押出における問題点	住友軽金属工業㈱	家 田 詔 夫
2. 熱間押出材の表面性状 ——工具面および素材の影響——	富山大学工学部	時 沢 貢
3. 熱間鍛造の現状と問題点	古河アルミニウム工業㈱	浅 見 重 則

* 軽金属学会第11回シンポジウム(52-8)から。

** 住友軽金属工業㈱技術研究所(名古屋市)。Technical Research Lab. Sumitomo Light Metal Ind. (Nagoya).

間変形機構が実際には必ずしもあてはまらないこともあることを十分認識しておく必要がある。むしろ、実際の熱間加工では冷間変形とその回復の機構で話しを進めた方がうまく解釈できる場合もある。

第1図は大宝ら¹⁾によりねじり試験によつて求められたアルミニウムの応力-ひずみ曲線である。実線のひずみ速度は $1.2 \times 10^{-1}/\text{sec}$ 、点線のひずみ速度は $2.4 \times 10^{-3}/\text{sec}$ で、丁度50倍変えてある。変形応力が温度上昇とともに大きく低下していることは明瞭であるが、点線の285°Cと実線の378°Cの曲線がほぼ重なっていることはひずみ速度を50倍かえることと同じ影響を持つことを示している。変形応力が一定になるようなひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ と温度 T との関係を求めると、

$$\dot{\epsilon} \propto \exp(-Q/RT) \quad (1)$$

(1)の関係がある。活性化エネルギー Q は $0.7 T_m$ 以上では自己拡散の活性化エネルギーにほぼ等しい。[T_m は絶対温度で示した融点、アルミニウムでは $0.7 T_m$ は380°C、 Q は34 kcal/mol、 R はガス定数で2 cal/mol·K、380°Cのとき $\exp(-Q/RT) = 4 \times 10^{-12}$ 、この温度付近で10°C温度が変わると $\exp$ の項は1.5倍変化する。50°Cの変化は $1.5^5 \div 7.5$ 、100°Cの変化は $1.5^{10} \div 56$ 倍になる。]

2.2.1 固溶体合金の高温変形

前述のようなひずみ速度と応力と温度の関係式を

第1図 ねじり試験によるアルミニウムの応力-ひずみ曲線 (大宝ら)

転位の運動として理解しようとする試みにはこれまで多くの努力が払われてきた。堀内ら^{2)~7)} が主として Al-Mg 合金について行なつた実験結果を要約してみよう。

溶質原子と転位との弾性的相互作用が強い固溶体合金の高温変形では、転位は溶質原子の雰囲気を引きずつて粘性的運動をすることが Cottrell 等により解析されている。溶質原子と転位の相互作用として size effect による弾性的相互作用を考えた場合、刃状転位に対しては次式のようになる。

$$v = \tau_e b / \eta \quad \eta = B \epsilon_s^2 C_0 / D \quad (2)$$

ここで B は定数、 ϵ_s は原子の大きさの差異を示すパラメーター、 C_0 は溶質の平均濃度、 D は溶質原子の拡散係数である。したがつて、寸法因子 ϵ_s が大きく、濃度 C_0 の高い合金では転位を一定速度で運動させる τ_e も大きくなる。

$$\dot{\epsilon} = N_m b v \quad (3)$$

であるから、ひずみ速度一定で変形させるとき、転位密度 N_m がひずみとともに増加するとすれば、速度 v はこれに対応して減少する。 $v \propto \tau_e$ であるから v の減少につれて応力も減少することになり、降伏点現象を示すことになる。第2図は種々のアルミニウム二元合金の高温引張試験の結果を示したもので、予期したように固溶体硬化作用の大きい Mg と Cu を含む合金に降伏点現象が認められる。(2)式と(3)式とを組合せて、Al-Mg 合金の応力-ひずみ曲線からひずみと転位密度の関係を計算すると第3図のように最初ひずみとともに急速に増加するが、転位密度の増加とともに消滅速度も増加して、一定値をとるようになる。この計算結果は転位密度がひずみ速度によって大きく変わることを示している。したがつて、低い変形速度で降伏して、ある転位密度におちつい

第2図 各種アルミニウム合金の高温引張試験結果 (堀内ら)

第3図 Al-Mg合金の高温における応力—ひずみ曲線と転位密度の関係(堀内ら)

たものでも変形速度を高速に切り換えるときには、さらに転位密度が増加するから降伏現象が再び観察される。これと逆に高速から低速に変形速度を変えた場合は、転位密度は減少することになるから降伏現象は観察されないばかりでなく、速度変化直後の変形応力は転位密度が高いため、はじめから低速で変形させたものより変形応力はかえって低いことになる。このような変形速度の急変による遷移過程は転位の溶質原子の雰囲気をひきずる粘性的運動としてよく理解できるもので純アルミニウムとは全く逆転した挙動となっている。

固溶体硬化合金の高温変形で溶質原子の拡散速度が変形応力に影響する例として、Al-Mg合金にZnを添加することによって変形応力が低下するという現象も注目される。第4図はAl-3%Mg合金に1~4at% Znを添加したときの500°Cにおける応力—ひずみ曲線で、Znの添加により変形応力は低下している。このようなZnの添加による固溶体軟化現象は、Znの添加により転位がひきずるMg原子の雰囲気の拡散速度が増加することによると解釈されている。

2.1.3 純金属の高温変形

アルミニウムのような純金属の高温変形は大別して、

(i) jogをもったラセン転位がこれをひきずりながら運動する過程が律速すると考える jog drag 律速と、(ii) 転位の配列に由来する内部応力場によって変形抵抗がきまり、応力一定の定常状態では回復に比例した変形が生じると考える回復律速の二つの機構が提案されていた。

変形応力 σ を内部応力 σ_i と有効応力 σ_e に分けて $\sigma = \sigma_i + \sigma_e$ と考えると jog drag の機構では σ_e が大きく、回復律速の機構では σ_e が無視できるほど小さいことになる。これまで本質的には全く異なるこの二つの機構のい

第4図 Al-3%Mg合金に亜鉛を1~4原子パーセント添加したときの500°Cにおける応力—ひずみ曲線(堀内ら)

ずれが正しいかを判別する明確な方法を持たなかつたため、あいまいな根拠による不毛な議論が繰り返されがちであつた。最近、吉永ら⁸⁾⁻¹⁰⁾は変形応力を律速しているものが内部応力であるか有効応力であるかを応力緩和試験により識別できることを明らかにし、大部分の純金属では有効応力は無視できる程度に小さく、変形応力に対し、内部応力がほぼ100%となることを確かめた。したがって、純アルミニウムの高温変形を回復律速として考察を進める根拠ははじめて確立されたといえよう。

2.1.4 高温変形における変形能

高温変形における破壊は粒界すべりによって生じるくさび状の空隙や分散物の周囲などに生じる void の連結、合体によっておこる。ある大きさの空隙や void が形成されたとき、これが急速に成長するかどうかはそのとき加えられている応力に依存するので、変形抵抗の大きい状態では割れを生じやすい。ジュラルミン系の合金や

Mg 含有量の高い Al-Mg 系合金の熱間加工では、固溶体硬化と遷移金属化合物の分散硬化にひずみ速度効果が加わり、変形抵抗が高くなるため変形能はとくに制限されたものとなる。

変形速度が速く、加工度も大きい場合、加工熱による温度の上昇により、粒界等に局部融解が生じ、割れが発生することは押出しなどでよく知られている。このような局部融解が生じないと考えられる熱間圧延の耳割れなどを改善するためには、粒界すべりによる大きな空隙が生じないよう結晶粒を微細化することや、大きな void の形成をさけるための加工温度の選択が考えられる。このような立場からの変形能の改善についての具体的知識は限られたものしかないが、Al-Mg合金では、粒界すべりに注目してチタン、ボロン等の微細化剤の添加で結晶粒を微細化すると変形能はかなり改善される。

2.2 高温変形における転位挙動の動的観察

高温における引張りやクリープ変形あるいは熱間加工中に起こる転位挙動などに関する従来の研究は、いずれ

もバルク材を用いてある条件下で試験を行ない、それを中断(除荷および冷却)したものについて薄膜を作製し、透過電顕観察したもので、応力が働いている試料中の転位の運動を直接観察したものではなく、いわば間接的かつ間欠的な方法によるものが中心となっていた。

一方、超高圧電子顕微鏡の発達によつて従来より厚い試料の透過観察が可能となつてきたが、湯川ら^{11)~13)}はこれまで世界で初めて応力およびひずみの測定が可能な電顕内引張試験装置を開発し、アルミニウム合金あるいは鉄単結晶薄膜について、名古屋大学に設置されている加速電圧 100万ボルトの超高圧電子顕微鏡を用いて高温変形挙動の動的観察“その場実験”を行なつてきた。ここでは主として Al-Mg 固溶体合金の結果について紹介する。

写真 1 には低温および高温における Al-3.3 at% Mg 合金中の転位運動の一例を示し、同時に、観察・記録中に得られた荷重-伸び曲線を第 5 図に示す。低温域(−35℃, $T < 0.3 T_m$)では転位の pinning とそれを離脱する

第 5 図 Al-3.3at%Mg 合金の超高圧電子顕微鏡直接観察・記録中に得られた荷重-伸び曲線の例(湯川ら)

写真 1 低温および高温における Al-3.3at%Mg 合金中の転位運動の例(加速電圧 1000 kV)(湯川ら)

運動による jerky な動き、中温域 (20°C , 150°C , $0.3\text{Tm} \leq T \leq 0.6\text{Tm}$) では低温域において可動であった転位の固着と、それに代わって場所的に不均質に起こる slip band の高速形成による不均一変形がみられる。一方、高温域 (300°C , 400°C , $T > 0.6\text{Tm}$) では溶質原子が可動転位のまわりに容易にコットレル雰囲気をつくり、転位はそれを引きずって動く (dragging) と考えられる。また、交差すべりや上昇運動が重畳して、観察される転位のすべてに極めて複雑な粘性流動的な運動を生じさせる。個々の転位については knick や cusp の生成と、多数のステップのエスカレーター的な運動が特徴的で、従来モデルとして考えられているような単純な上昇運動や jog drag の運動のみではないことが明らかである。また, subboundary の形成と離散の様相が観察されたが、これらはいわゆる dynamic recovery (動的回復) を如実に示すものである。

2.3 熱間加工性とその評価方法

2.3.1 熱間加工性の試験方法^{(14),(15)}

熱間加工性はきわめて工業的意義の大きいものであるが、これを実験室的に評価しようとするとき、試験方法自体の変形特性が作用している測定値が求まることになり、実際の熱間加工に応用するときには慎重な吟味が必要になる。試験方法は大きく分けて、(i)小規模な熱間加工試験、(ii)引張試験、(iii)圧縮試験、(iv)ねじり試験、に分類されるがいずれも一長一短がある。Pawelski⁽¹⁴⁾ がこれら試験方法の比較検討を行なっており、その判定結果を第2表に示す。これは、変形抵抗、変形能、熱間加工との対応性の三つの項目で評価したもので、これによるとねじり試験が総合評価として高く評価されている。しかしながら、ねじり試験にもいろいろな問題点が残されている。たとえば、ねじり変形中の変形熱による温度上昇やそれに伴うひずみ分布の不均一性を考えると、熱間変形能を与える破断ひずみ値も試験片の形状などの試験条件に大きく影響されることが予想される。第6図は2017および5056合金について平行部長さを変化させたときの破断ひずみを示したもので、長さが増すほど温度上昇によりひずみが中央部に集中することからも予想される通り、破断ひずみが減少する。両合金の相対的な変形能の差は比較的小さくなっている。このように試験片の形状によって破断ひずみ値は大きく変化するので、異なる形

第2表 主な熱間加工性の評価方法 (Pawelski)

	引張試験	圧縮試験 (円筒試験片)	圧縮試験 (平面歪)	ねじり試験
変形抵抗	3	1	1	2
変形能	1	3	4	1
熱間加工	4	4	1	2

1 (非常に良い) ~ 4 (あまり良くない)

状の試験片についての実験結果を比較することはほとんど意味がないことになる。

2.3.2 アルミニウム合金の熱間加工性^{(16)~(18)}

いくつかの展伸用アルミニウム合金の熱間加工性をねじり試験により評価した結果を第7図に示す。5056や5083のような非熱処理型の固溶体合金が最も高い変形抵抗を示しており、時効硬化型の高力合金である2014や7075などはむしろ低い変形抵抗を示す。一方、変形能は時効硬化型の高力合金が低い値を示している。また、同じ合金でも組織が異なると違った熱間加工性を示す。与えられた合金組成の鋳塊においてその組織を決めるのは凝固時の冷却速度であり、冷却速度が増加するにつれて、鋳塊の結晶粒もデンドライトも微細なものになる。6063合金の鋳塊について熱間変形抵抗をデンドライトアームの間隔のみの関数として示したのが第8図で、鋳造のままでは熱間変形抵抗はほぼ $d^{-1/2}$ に比例している。同じ鋳塊について凝固冷却速度による熱間変形能の変化を示したのが第9図で、冷却速度の増加により変形能は向上している。このような鋳塊組織による熱間変形抵抗の変化

第6図 2017および5056合金について平行部長さを变化させたときの破断ひずみ (堀内ら)

第7図 アルミニウム合金押出材のねじり試験による熱間加工性 (金子ら)

第8図 6063合金鋳塊の熱間変形抵抗とデンドライトアームスペーシングの関係(金子ら)

第9図 6063合金鋳塊の熱間変形能と凝固冷却速度の関係(金子ら)

1: 铸造のまま

2: 熱処理 (590°C × 24hr W.Q. → 400°C × 24hr)

は主として第二相粒子の分散状態に起因しており、Al-Mg系合金のように第二相粒子の比較的小さい場合は変形抵抗の鋳造組織依存性が小さくなる。一方、熱間変形能は第二相粒子の分散状態ばかりでなく、収縮孔などの鋳造欠陥の分布状態と関連している。

鋳造のままの鋳塊は適当な熱処理を加えることにより熱間加工性を改善することができる。第8図の白丸印は、鋳塊の熱処理により熱間変形抵抗が低下することおよびデンドライト組織の影響を取り除くことができることを示している。一方、第9図では熱間変形能も改善されるが、熱間変形抵抗とは対照的に凝固時の冷却速度の影響は残したままである。これは、熱間変形能が第二相粒子の分散状態ばかりでなく鋳造欠陥にも支配されているためと考えられる。

3. 熱間圧延

3.1 熱間変形抵抗と圧延負荷特性

ここでは、一般に工業生産の対象とされている圧延材料としてのアルミニウム材料の一部について、熱間厚板圧延の解析を行なうに必要な基礎データとしての、熱間変形抵抗と熱間圧延の負荷特性を調査した結果について

述べる。

3.1.1 熱間変形抵抗

熱間変形抵抗 K_f は、材質、加工履歴などが既知とすれば、ひずみ ε 、ひずみ速度 $\dot{\varepsilon}$ (s^{-1})、試験温度 T ($^{\circ}K$) によつて、次のように表わされる。

$$K_f = K_f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) \quad (4)$$

この変形抵抗は、温度が上昇するとともに低下する傾向を示し、池島¹⁹⁾によると、

$$K_f \propto e^{A/T} = K_T e^{A/T} \quad (5)$$

と結論されている。ひずみ速度については、それが大きくなるに従い、変形抵抗は高くなるので次式が成立するものと考えられている。

$$K_f \propto \dot{\varepsilon}^m = K_m \dot{\varepsilon}^m \quad (6)$$

さらに、金属材料は加工硬化を示すので、加工度のあまり大きくない範囲では次式が成立するとされている。

$$K_f \propto \varepsilon^n = K_n \varepsilon^n \quad (7)$$

ここで、 n は加工硬化指数、 m はひずみ速度依存指数である。式(5)~(7)を総合すると、普通炭素鋼の場合、次式が成り立つと言われている。

$$K_f = K_0 \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m e^{A/T} \quad (8)$$

しかし、アルミニウムおよびその合金の場合は

$$K_f = (a + b/T + c/T^2) \cdot \varepsilon^n \cdot \dot{\varepsilon}^m \quad (9)$$

で表示した方が精度が良い²⁰⁾。ここで、式(9)の定数 a , b , c , n , m はアルミニウムの材質によつて異なる定数で、第3表で与えられる。式(9)の表示式の精度は、実験データの71%が精度 $\pm 5\%$ 、85%が $\pm 7.5\%$ 、94%が $\pm 10\%$ の範囲内に存在する。

3.1.2 熱間厚板圧延の負荷特性²¹⁾

アルミニウムの熱間圧延には古くから潤滑剤が使用されていることから、圧延負荷特性は使用される潤滑剤の影響を受け、また材質の相違により潤滑状態が必ずしも同一でないと考えられる。圧下力関数 Q の数式化にはいろいろ問題があるが、実験結果にあえて従来方式の次式

$$Q_p = a_0 + a_1(l_d/h_m) + a_2(h_m/l_d) \quad (10)$$

を適用するならば、各係数は第4表のようになる。ここで l_d は投影接触弧長さ、 h_m は圧延前後の平均板厚である。実験結果によると、1070材は従来の理論値とほぼ同じ値を示すが、2014材などの合金の場合は必ずしも同じ傾向を示すものではない。ロール間隙形状比 $l_d/h_m \approx 1$ において最低の圧下力関数値 Q_p を示し、 $l_d/h_m < 1$, $l_d/h_m > 1$ の場合 $Q_p > 1$ の値をとる下に凸の曲線の傾向を示すが Q_p の特性とされていたが、2014材はその傾向を示さず、 l_d/h_m の増加に伴い、 Q_p は単調に増加している。また同時に、 Q_p の値は平均圧延圧力でみられるように使用潤滑剤の影響を受けるので、 Q_p の数式化には潤滑剤各々について明らかにされなければならない。

つぎに、トルクアーム係数 ϕ と l_d/h_m の関係を第10図

第3表 変形抵抗式 $K_f = \left(a + \frac{b}{T} + \frac{c}{T^2}\right) \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m$ の各定数 (本村)

材 質	n	m	a	$b \times 10^{-3}$	$c \times 10^{-6}$
1070	0.151	0.111	6.16	-11.21	6.51
1050	0.155	0.156	7.94	-12.47	6.40
1100	0.152	0.138	-4.72	3.91	1.49
2014	-0.001	0.151	-13.36	18.08	-2.60
2017	0.032	0.181	18.56	-27.15	13.26
3003	0.035	0.104	1.28	-3.80	4.47
5052	0.079	0.112	20.06	-32.76	17.31
5083	0.001	0.149	41.25	48.31	-8.07
KD	0.086	0.150	15.26	-25.84	12.94

第4表

圧力下関数 $Q_p = a_0 + a_1 \frac{l_d}{h_m} + a_2 \frac{h_m}{l_d}$ の定数 (本村)

材 質	市 販 油	a_2	a_1	a_0
1070	A	-0.112	0.001	1.241
	B	0.414	0.420	0.126
	C	0.002	0.057	1.075
	D	0.192	0.411	0.511
2014	A	-0.047	0.721	0.683
	B	0.069	0.842	0.403
	C	-0.664	0.223	1.856
	D	0.144	0.595	0.750
3003	B	-0.114	0.206	0.938
2017		0.551	1.260	-0.181
5052		0.376	0.799	0.223
5083		-0.100	0.375	0.941

第10図 トルクアーム係数と l_d/h_m の関係 (本村)

に示す。市販油 B (比重: 0.947, 粘度: 58.30, 5% エマルジョン) の場合, l_d/h_m が大きくなるに従い, ϕ は減少していくが, 1070材の場合その低下度合は大きく, 高圧下になるとほぼ 0.45 に着き, 2014材の場合もほぼ同様の傾向であるが高い値を示している。5083材の場合は l_d/h_m に対して影響はあまり受けず, ほぼ 0.55 の一定値

をとっている。また, 潤滑剤による影響は低圧下において顕著に現われている。以上のことから, 圧下率あるいは同義の l_d/h_m について数式化を行なうと, 従来考えられている次式

$$\phi = A_0 + A_1(h_m/l_d) \quad (11)$$

の表現ではほぼ十分である。

3.2 熱間圧延板の表面性状

熱延板表面性状としては表面粗度, 表面酸化膜特性などのほかに種々の表面欠陥が問題となる。表面欠陥といっても, 油焼, 焼付き, チャター・マーク, 表面ワレ, ピック・アップ欠陥等各々成因の異なるものがあるが, ここでは主題をピック・アップ欠陥に絞ることとする。ピック・アップ欠陥とは, 熱延板に, あるいはさらに冷延をへた板に陽極酸化処理を施した時に, 表面に黒斑模様として現われる表面欠陥のことで, 写真2にその一例を示す。この種欠陥は板表面とロール・コーティングの相互作用の結果であると考えられ, この現象をマクロ的に検討した報告^{22), 23)} が以前より散見されるが, 最近になつてよりミクロ的な観点から検討した報告^{24), 25)} もみられるようになってきており, ピック・アップ欠陥の発生機構も大分解明されてきたといえよう。

写真2 圧延板表面欠陥 (ピック・アップ欠陥) (鈴木)

一般に、アルミニウムの熱間圧延においては、ロール上にいわゆるロール・コーティングが形成される。このロール・コーティングはロールによるスラブの噛込みを容易にする利点を有するが、同時に板表面性状に大きな影響をおよぼす。一般に、ロール・コーティングが発達するほど板表面の荒れがひどくなることが認められる。したがって、ピック・アップ欠陥の解明もこのロール・コーティングとの関連においてなされねばならない。鈴木ら^{24), 26)}は一種のシュミレーション実験で、ロール・コーティングにおよぼす圧延前板温度、圧延速度、圧下率、圧延前板面状態、ロール表面粗度および被圧延材材質の影響を明らかにするとともにロール・コーティングの構造および組成を調査した。その結果、ロール・コーティング層は数ミクロンの薄片状のアルミニウムが互いに凝着し合いながら肥厚化したものであることが明らかとなった。また、ロール・コーティング断面の EPMA 分析の結果、ロール・コーティング層は Al, O, C 等よりなることがわかった。

一方、現場の熱延板表面を EPMA 分析した結果、写真 3 に示すごとく、ピック・アップ欠陥の著しい板表面近傍に O, C が多量に存在し、ロール・コーティングとも組成的によく対応すること、さらに電子回折の結果、陽極酸化皮膜中にはロール・コーティングから移つたと思われる結晶性の異物が存在することが明らかになった。

結局、ピック・アップ欠陥はロール・コーティングがロールよりはがれて板に圧入され、陽極酸化処理の際に絶縁性を有する酸化物、有機物（圧延油）などの影響により肉眼には黒斑模様として認められるようになったと推察される。通常、粗大なロール・コーティングの欠陥も圧延回数が増すと徐々に消えていくが、このプロセスには数百回のロールと板との接触回数が必要である。このことは一度粗大なロール・コーティングが不均一に発生すると、続く数百回のロールと板接触のたびに板表面

にピック・アップ欠陥を残すことを意味する。

参考までに、最近 Smith ら²⁵⁾がロール・コーティング組成を厚さ方向に ESCA で分析した結果を第 11 図に示す。横軸はアルゴン・エッチングの時間であるが、約 100 Å/min に相当する。エッチ・タイムが 0 分とはロール・コーティングの表面のことを意味し、エッチ・タイムが 150 分はコーティング深さ 1.5 μm のことである。コーティング表面で C 濃度が高いのは試料削り出しの際の汚染によるものと考えられるが、コーティング中の C は潤滑剤が巻き込まれているためであろう。コーティングの主成分はアルミニウム酸化物であり、金属アルミニウムは 10~15% であることがわかる。

第11図 ロール・コーティング組成の ESCA 分析 (Smith ら)

3.3 ホットストリップの計算機制御モデルについて

本報告²⁷⁾は株式会社神戸製鋼所真岡工場の熱間仕上圧延機(3 タンデム)の板厚制御システムを中心にまとめたものである。

第12図に仕上圧延機のセットアップ計算フローを示す。この中より変形抵抗の計算式および圧延荷重の予測式について述べる。

変形抵抗の数式モデルは基本的には炭素鋼の熱間変形抵抗の式と同じものを用いている

$$K_f = K_{f0.2} \cdot f(\dot{\epsilon}/10)^m \quad (12)$$

ただし、 $K_{f0.2}$ は $\dot{\epsilon} = 10/\text{sec}$, $\epsilon = 0.2$ での変形抵抗、 f は正規化された変形抵抗である。(12)式の $K_{f0.2}$ は次のような形とした。

$$K_{f0.2} = -1.4n \frac{t+273}{1000} \cdot c \quad (13)$$

ただし、 c は品種による定数で $3.2 \cdot \sigma_{0.2}$ (常温耐力) である。(12)式の f としては、実測データより、 $\epsilon = 0.2$ のとき 1 となるように正規化すると下記ようになる。

$$f = 1.14(\epsilon/0.2)^{0.23} - 0.14(\epsilon/0.2) \quad (14)$$

反射電子像 C オシログラフ O オシログラフ

写真 3 工場製熱延板平面の EPMA 分析(鈴木)

第12図 仕上圧延機 (F3, F4, F5 スタンド) のセットアップ計算フロー (田宮)

圧延に用いる拘束平均変形抵抗 K_{fm} は, f_m を正規化された拘束平均変形抵抗とすれば次式で与えられる。

$$K_{fm} = K_f \cdot f_m \cdot (\dot{\epsilon}/10)^m \quad (15)$$

$$f_m = 1.10(r/0.2)^{0.23} - 0.09(r/0.2) \quad (16)$$

ただし, r は圧下率である。ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の影響は仕上圧延のような $\dot{\epsilon} = 10 \sim 100/\text{sec}$ の領域では影響が少なく, 現状の(15)式は $m = 0$ としている。ただし, 粗圧延 ($\dot{\epsilon} = 0.1 \sim 10/\text{sec}$) では m は品種毎の定数としている。以上まとめると,

$$K_{fm} = 3.2 \sigma_{0.2} \cdot L_k \cdot \left(-\ln \frac{t+273}{1000} \right) \cdot f_m \cdot (\dot{\epsilon}/10)^m \quad (17)$$

となる。ただし L_k は変形抵抗二次補正項である。

つぎに, 圧延荷重予測のための数式モデルについて述べる。計算式は Sims の式を簡略化した式および Hitchcock のロール偏平式を用いている²⁸⁾。

$$P = K_{fm} \cdot b \cdot l_d \cdot Q_p \cdot K(\sigma_0 \cdot K_{f0.2}) \cdot Z_p \quad (18)$$

$$l_d = \sqrt{R' \cdot \Delta h} \quad (19)$$

$$Q_p = 0.8 + \lambda_{sm}(\sqrt{R'/h} - 0.5) \quad (20)$$

$$\lambda_{sm} = 0.45r + 0.04 \quad (21)$$

ただし, P : 圧延荷重, b : 板幅, l_d : 接触投影長さ, $K(\sigma_0 \cdot K_{f0.2})$: 張力補正項, Z_p : 荷重式修正係数, R' : 偏平ロール半径, Δh : 圧下量, h : 材料板厚, r : 圧下率である。ここで Z_p は圧延荷重予測の数式モデルを自動的

に修正するために設けた項であり, 圧延スタンド, 品種毎に層別している。この修正係数の変動は大きく, とくにロール組替直後の変動が大きい。この原因の一つとして圧延時の摩擦係数の変化が考えられる。そこで, 圧延中の摩擦係数を Hill の式²⁹⁾よりトルクアーム係数を逆算して求めた。第13図にはロール組替直後の F3 スタンドのトルクアーム係数と摩擦係数の変化を示す。ロール組替直後の摩擦係数の変動はロール表面状態の変化によりひじょうに大きく圧延荷重予測の数式モデルとしての Sims の式の欠点となつている。

現在のモデル式のみによる荷重予測はずれが大きすぎるので, これを学習計算により修正を行なっているが, 精度を悪くしている要因は摩擦係数の変化である。将来は, 摩擦係数を予測し, Hill の式をモデル式として荷重予測を行なうことに変更の予定であり, その効果が大きいに期待される。

第13図 F3スタンド摩擦係数の変動 (田宮)

4. 熱間押出

4.1 熱間押出における問題点

アルミニウム合金の熱間押出における問題点は, 品質に関するものと生産上の問題に大別される。品質の問題としては, (i)寸法精度, (ii)表面性状, (iii)冶金学的性質等がある。生産上の問題としては, コストダウンを目指して, (i)省力, 省エネルギー, (ii)生産性向上, (iii)工具費低減等があり, それぞれ合理化が進められている。例えば, 省力化された押出工場では, ビレット-押出-熱処理等の一連の作業が2~3名で行なわれており, 省エネルギー面でもスクラップ押出の研究²⁹⁾をはじめ, 各種設備の効率向上の試みが活発に行なわれている。生産性向上のためには, 多孔押出を容易にするためのプラーが多数とり入れられ, 波及効果としてダイ設計・修正の簡略化が進んでいる。工具(ダイ)については, ワイヤカッ

ト放電加工機の導入により加工の合理化が進み、同時に加工精度が著しく向上している。ここでは、寸法精度と工具に関係のある品質の問題として、押出中のダイ温度変化と複動押出機による管の押出について述べる。

4.1.1 押出中のダイ温度変化³⁰⁾

熱間押出材の寸法精度を左右する要因としては、(i)ダイの撓み変形、(ii)ダイベアリングの摩耗、(iii)周辺温度条件等が考えられる。ここでは、ダイベアリング近傍の温度変化の調査結果を第14図に示す。押出開始と同時にダイ温度は急上昇し、15秒程度でその勾配がゆるやかになる。最高温度に達した後押出終了とともに温度は低下する。初期ビレット温度が440℃、480℃のものは、ダイ温度がビレット初期温度を越えて495℃～506℃になるのに対し、初期ビレット温度が520℃のものは、ダイ温度も520℃に止まる。押出速度については、速いほどダイ温度上昇の大きい傾向がみられる。

押出材の寸法について調査した結果を第15図に示す。ダイの撓み変形の影響を受けにくいと考えられる矩形の長辺長さを測定し、押出速度40 M/minの測定値を1とし、他はこれに対する比率で示した。速度の速いほど寸

第14図 押出作業中のダイ温度変化(家田)

第15図 6063合金の押出条件と押出材寸法(家田)

法は小さくなっており、同一条件での寸法のバラツキが大きい。

今後、アルミニウム合金押出材寸法公差についての要求は一層厳しくなることが予想され、ダイ温度を含めた押出条件の管理が必要になると考えられる。また、寸法のみでなく、ベアリング面の温度を推定することにより表面性状との関連、ダイ摩耗との対応を追跡することが必要と思われる。

4.1.2 複動押出機による管の押出³⁰⁾

マンドレル管の押出では、偏肉に関する精度向上の要求が強い。偏肉は、後工程(冷間工程)での抽伸とか圧延で改善することができないので、熱間押出での最重要課題と言える。

第16図は複動の直接押出と間接押出の比較において、押出材長手方向の偏肉率分布を調べた結果である。直接押出では、押出材頭部の偏肉率が悪く、中央部が改善されるのに対し、間接押出では、頭部偏肉率が比較的良好であるにもかかわらず、中央部が改善されずむしろ悪化する傾向がある。

偏肉の発生要因は第17図に示すごとくひじょうに数多く存在するが、決定的なものではなく、したがって偏肉防止には総合的な管理が必要と思われる。機械面からみると、直接押出では機械芯の基準をコンテナとしこれを安定位置に置くことが主点であるのに、間接押出はコンテナが押出中移動することになるので、機械設計上の配慮が望まれるところである。偏肉結果とメタルフローから考えられることは、間接押出ではメタルフローによるマンドレル調芯作用はあまり期待できないことである。しかし、メタルフローが安定しているので、機械、工具、ビレット、押出条件等がよく管理された場合、全長にわたって偏肉良好な管を得られる可能性をもっている。また、マンドレル引張力とマンドレル周囲のメタル動向より、間接押出ではマンドレル破断、摩耗が激減す

第16図 5052合金マンドレル管の長手方向偏肉状況(家田)

第17図 偏肉要因関連図 (家田)

第18図 押出材の表面あらさに及ぼすベアリング面性状の影響 (時沢)

ることが期待できるし、従来マンドレル破断のためにできなかった小径マンドレル押出の可能性もある。以上、偏肉についての優秀はつけにくいだが、押出力の低下、マンドレル引張力の低下、押出頭部の良好な偏肉結果等からみて、間接押出はマンドレル管の生産性向上、マンドレル寿命延長による工具原単位の低下、歩留りの向上等多くの魅力を内在していると言える。

4.2 熱間押出材の表面性状^{31), 32)}

4.2.1 工具面の影響

ダイ材質およびベアリング面性状をいろいろ変えて、6063合金を押出した時の押出材表面のあらさを測定した結果を第18図に示す。Ra 値 0.5 μm 以下を示す工具面は、パフ研磨ではN化（窒化処理）、G₂（WC系超硬）、NbCであり、垂直研削面ではSKD（61）、N化、G₂、NbCである。また、平行研削面ではSKDとN化で代表して示したが、それぞれ垂直研削面の約2～3倍の粗面とな

図19図 パフ研磨した SKD 面で押出した加工材とベアリング境界付近の連続断面の分析 (時沢)

る。いずれの材質の工具面を用いても押出材が平滑化するの垂直研削面であり、ベアリング面の仕上げ方法が押出材表面に大きく影響することを示している。

押出後のベアリング面には白色の付着物が残留し、これが押出材表面あらさと関係があるので、付着物の組成とかその生成機構を明らかにすることは重要である。第19図はパフ研磨したSKDダイで押出した後、ベアリングと押出材をセットにしたまま空冷し、分離しないよう入念に横断面を切り出し、ベアリング面と付着物そして押出材表面を連続してEPMA分析した結果である。押出材（加工材とも言う）表面ではFeおよびSiはOと同じ成分挙動で高くなり、Mgは低く、またこの傾向は写真の特性X線像でも明らかのごとくダイ首部でも同一傾向が認められ、ダイ肩面からベアリング面にかけての接触

摩擦が材料内部の元素移動（偏析）を生じていることが明らかである。一方、ベアリング面では Fe および Si が急激に増加している。このような元素移動はダイ材質およびベアリング面性状によってかなり異なっている。

第 5 表は 6063 合金押出材の表面生成を支配するベアリング面と加工材の表面特性をまとめたものである。ベアリング面組成と加工材との親和性が強い場合（SKD, TiC, VC）、バフ研磨面ではかなりの付着物を生じるが、付着物は Al, Fe, Si を主成分とし、不安定で脱落を伴うので、付着物および加工材の表面はともに粗い面となる。しかし、垂直研削面であれば Al, Fe, Mg を主成分とした付着物が研削面の谷部を埋め、そこに固定されたためらかな付着物面上をビレット素材が流れるので加工材は平滑面となる。一方、ベアリング面組成と加工材との親和性が小さい場合（N 化, G_2 , NbC）、バフ研磨面では Al, Mg および Al, Fe, Mg を主成分とした付着物はわずかに認められる程度で、薄膜状または細い線状でためらかな付着面となり、そして加工材表面も平滑になる。

4.2.2 素材の影響

主として、Al-Mg-Si 系合金の実験結果について述べる。押出材の表面は Mg_2Si 含有量が多くなるとあらくなるが、鋳塊の均質化熱処理条件による差も大きい。すなわち、押出前の鋳塊は Mg_2Si 粒子の析出をできるだけ少なくするよう急冷固溶させた熱処理が良好である。第 20 図は 590℃ で 24 hr 均質化熱処理した Al-0.8% Mg_2Si 合金の押出材表面に対する各種添加元素の影響をバフ研磨した SKD と N 化面について比較した結果である。Mg が過剰な場合、N 化面ではあまり変わらないが、SKD 面ではなめらかになる。この原因はさきの第 5 表に示した Mg の酸化物がベアリング面で多量に生成されているためであろう。Si が過剰な場合、N 化面ではわずかにあらくなっているが、SKD 面ではひじょうにあらくなる。こ

の原因は、SKD 面の Fe と加工材中の Si との親和性が強いいため、Al-Fe-Si 化合物の生成が N 化面に比較して著しいためと思われる。Fe が過剰な場合、N 化面および SKD 面ともにあらくなる。この原因は Al-Fe および Fe に起因した硬質粒子の増加にともなう押出材表面への影響であり、これらの粒子はベアリング面に付着して粗面となる。Fe と Si が過剰な場合、ベアリング面が加工材との親和力の小さい N 化面であつても、そのベアリング面上に Mg_2Si 粒子に相当する硬質の Al-Fe-Si 粒子が多

第20図 押出材表面あらさに及ぼす添加元素の影響（時沢）

第 5 表 押出し加工材の表面生成を支配するベアリング面と加工材の表面特性（時沢）

ベアリング面		EPMA 分析による主な検出成分		押出し加工材の表面あらさ
材質記号	仕上げ方法	ベアリング付着物組成	加工材表面へ偏析する成分	
SKD	バフ研磨	Al, Fe, Si.	Fe, Si.	粗面
	垂直研削	Al, Fe, Mg.	Fe, Mg.	平滑面
N 化	バフ研磨および垂直研削	Al, Fe, Mg.	Fe, Mg. (Si は低下)	平滑面
G_2 , NbC*	バフ研磨および垂直研削	Al, Fe, Mg.	Mg (Si は低下, Fe は一定)	平滑面
TiC, CrC, VC	バフ研磨	Al, Fe, Si.	Fe, Si, Mg.	粗面
	垂直研削	Al, Fe, Mg.	Fe, Mg. (Si は低下)	平滑面

* NbC は大気中で高温酸化が著しいので剥離しやすい。

量に存在すれば押出材表面はあらくなることを意味する。

なお、工場実験においても押出材の表面欠陥部を直接観察し、欠陥部には硬質の Mg_2Si 粒子、酸化物および不純物などが存在することが、Bryant³³⁾や Lynch³⁴⁾ により報告されていることを付記しておく。

5. 熱間鍛造の現状と問題点

最近、アルミニウム合金鍛造品は航空機部品以外に一般産業界の種々の分野においてその需要が高まっており、鍛造技術もめざましく向上した。しかし、わが国ではまだまだ多くの問題点があり、国内の総需要量も年間約2,000トン以下（アルミ製品需要の0.1%）と少ないものとなっている³⁵⁾。この数字は先進諸外国と比較しても少なく、したがって、設備面からみても圧延、押出にくらべると桁違いに劣っている。

先進諸外国における現在のアルミニウム鍛造設備内容は、ほとんどハンマよりプレスへ移行しているのに対し、わが国においては移行途上とはいえ、まだハンマの使用がみられる。一方、大型プレスについては、外国においては、政府、軍のバックアップにより導入された例が多いのにくらべ、わが国ではまったくその動きがない。その結果、ソ連は84,000トン、フランスは60,000トン、米国は50,000トン級のプレスを設置していると言われてのに対し、日本では3,000トン程度が最大となっている。

以上のごとく設備上の制約もあつて、わが国で生産される鍛造品は比較的小型のものが多いが、その製造にあたっては、要求品質が多岐に及ぶこと、形状が3次元的に複雑なものとなることあるいは工程が複雑であることなどから、圧延や押出とは異なる問題を生じやすい。ここでは製造上とくに注意を払う必要性の高いと考えられる項目について述べる。

5.1 鍛造品の設計^{36), 37)}

5.1.1 自由鍛造

自由鍛造は型鍛造が不可能な大物鍛造品とか、生産数量が少なくて金型費用が割高につく場合などに用いられる。展伸、すえ込み、穴ひろげ鍛錬などの方法があるが、いずれの場合も、鍛造比と方向性を考えることが重要である。第21図は2014鋳塊を鍛伸したときの機械的性質の変化である。鍛造比を大きくするほど機械的性質は向上し、鍛造比4程度以上ではほぼ一定となる。したがって、自由鍛造においては鍛造比4以上をとることが望ましい。一般に、L (Longitudinal), LT (Long Transverse) ST (Short Transverse) 3方向の異方性は少ない方が好ましいが、最終製品の形状と素材形状との関係で3方向の鍛造比は異なり、機械的性質も異なるのが普通であ

第21図 2014鋳塊を鍛伸したときの機械的性質の変化（浅見）

第22図 7075-T73大型自由鍛造品の機械的性質（浅見）

る。第22図は方向性改善例として、7075-T73大型自由鍛造品（打上り厚さ約300mm、打上り重量約580kg）についての引張試験結果である。この場合は従来よりとくに3方向の伸びの差が大きく、とくにST方向の伸びが4%前後と小さい欠点があつた。そこで、素材形状、鍛造方法を改良し、他の製造工程も見直すことにより、ST方向の伸びを平均8%にまで上昇せしめ、耐力および引張強さも向上させることが可能となつた。

5.1.2 型鍛造

型鍛造品は、比較的あらい Blocker type と精密な

Precision type およびその中間で最もよく取扱われる Conventional type の 3 種類に大別される。型設計の良し悪しは、型鍛造におけるキーポイントである。型割線、コーナ半径、フィレット半径、ウェブの厚さ、抜き勾配などは、鍛造品における金属の動き、鍛流線の形状、型寿命、型からの取り出しやすさなどを考慮して決定される。これらが不適当であると、鍛造時にコーナ部に金属が充填されない欠陥とか型の損傷が激しくなるなどの事態を生じることになる。

5.2 熱間鍛造²⁸⁾

熱間鍛造では温度と潤滑についての問題がある。鍛造性に対しては、温度とともに変形速度が影響し、高温では歪速度大なるほど変形抵抗は大となる。一般に、5000系、7000系合金が鍛造されにくい、同種合金では鍛造温度が高くなるほど鍛造性は向上する。しかし、鍛造温度が高すぎると粒界の脆弱化による割れ (Hot shortness) を起こし、逆に鍛造温度が低いと加工割れが発生する。したがって、第 6 表のごとき推奨鍛造温度が一応設定されている²⁹⁾。この温度範囲内であっても、温度が高いと仕上がり表面状態が悪くなったり、金属の流動が速くなつて folds とか laps と呼ばれる欠陥を生じたり、合金によつては粗大再結晶粒を生じて機械的性質が劣下することがあるし、温度が低いと必要鍛造荷重がプレス能力を超えたり、型内に金属が充填されないことがある。実際には、自由鍛造と型鍛造の別、あるいは大きさ、形状等によつて最適温度が決定され、その温度 $\pm 10^{\circ}\text{C}$ 以内

適正な潤滑 不適正な潤滑
写真 4 鍛造の潤滑と表面仕上り状態 (浅見)

にて鍛造を行なうのが望ましいとされている。

さて、適正な潤滑は滑らかなメタルフローを生み、表面仕上りをきれいにし、型鍛造における型の過熱と摩耗を防止する。潤滑が過剰であると材料に余分な変形を起こさせ、寸法の制御を困難にする。逆に潤滑が不十分な場合には、表面仕上りが悪くなり、また、ブリストア発生の原因となることがある。写真 4 は適正な潤滑を行なった場合と、そうでない場合との表面仕上りの程度差を示す例である。潤滑剤としては、一般に水またはオイルをベースとし、それに油脂、石鹼類またはグラファイト等を混合したものが用いられる。

なお、鍛造品が最終的に高い信頼性をもつて使用されるためには、以上の熱間鍛造成形のみならず、鋳塊から熱処理に致るまでのすべての工程において厳しい品質管理が必要である。とくに、鋳塊の健全性、ブリストア、結晶粒粗大化、残留応力等については十分注意しなければならない。

6. む す び

軽金属学会第 11 回シンポジウムの講演概要を中心として、アルミニウムおよびその合金の熱間加工に関する基礎的な問題と実際的な問題について言及した。

高温変形中の転位挙動の動的観察、圧延材および押出材表面性状の SEM, EPMA および ESCA による解析、あるいはホットストリップミルの計算機制御モデル等、この分野での最近の進展にはみるべきものが多い。

今度新しくできた当会の研究委員会・金属加工部会を中心として、今後ますますこの方面の研究・技術開発が盛んになることを期待する。

最後に、このシンポジウムで熱心にご講演いただいた各講師ならびにご討論いただいた座長と会員の方々に厚く御礼申し上げる次第である。

参 考 文 献

- 1) Y. Ohtakara, T. Nakamura, S. Sakui: Trans. ISIJ, **12** (1972), 36.
- 2) 堀内, 吉永: 日本金属学会誌, **29** (1965), 85.
- 3) 堀内, 吉永: 日本金属学会誌, **29** (1965), 351.
- 4) 麻田, 堀内他: Trans. JIM, **8** (1967), 159.

第 6 表 推奨される鍛造温度 (Miska)

合 金	温 度 ($^{\circ}\text{C}$)
1100	316—404
2014	404—449
2024	416—471
2025	427—471
2218	404—449
2219	427—471
2618	393—471
3003	316—404
4032	393—471
5052	427—460
5083	427—460
5456	427—460
6061	371—460
6151	416—471
7039	371—438
7049	354—449
7075	354—449
7079	416—471

- 5) 堀内, 大塚: 日本金属学会誌, **35** (1971), 406.
- 6) 大塚, 堀内: 日本金属学会誌, **36** (1972), 809.
- 7) 大塚, 堀内: Trans. JIM, **14** (1973), 213.
- 8) 当摩, 吉永, 諸住: 日本金属学会誌, **39**(1975), 621.
- 9) 吉永, 当摩, 諸住: 日本金属学会誌, **38**(1975), 626.
- 10) 阿部, 吉永, 諸住: 日本金属学会誌, **40**(1976), 393.
- 11) H. Saka, T. Imura and N. Yukawa: Japan J. appl. Phys., **10** (1971), 1.
- 12) H. Saka, K. Noda and T. Imura: Japan J. appl. Phys., **11** (1972), 1357.
- 13) A. Nohara, N. Yukawa, M. Yokoi, I. Ishikawa and T. Imura: Japan J. appl. Phys., **14** (1975), 1829.
- 14) O. Pawelski: Z. Metallkde., **68** (1977), 79.
- 15) 堀内他: 日本金属学会誌, **34** (1970), 108.
- 16) 堀内, 金子: 日本金属学会誌, **35** (1971), 156.
- 17) 堀内, 金子: 軽金属, **20** (1970), 213.
- 18) J. Kaneko et al: Z. Metallkde., **67** (1976), 8.
- 19) 池島: 日本金属学会誌, **17** (1953), 1, 25, 55.
- 20) 本村他: 軽金属, **26** (1976), 432.
- 21) 本村: 軽金属学会第 11 回シンポジウム概要, (1977), 26.
- 22) 池野: 軽金属, **10**(1960), 386, **11**(1961), 165.
- 23) G. Frontini et al.: Lubric. Eng., **25** (1969), 60.
- 24) 鈴木, 渡辺, 若林: 塑性と加工, **14** (1973), 455.
- 25) A. Smith et al.: Presented at the 32nd Annual Meeting of A.S.L.E. in Montreal, Quebec, Canada, 9-12 May, (1977).
- 26) 鈴木, 渡辺: 第23回塑性加工連合講演会前刷, (1972), 335.
- 27) 田宮: 軽金属学会第 11 回シンポジウム概要, (1977), 44.
- 28) 日本鉄鋼協会編: 圧延理論とその応用, (1975), 誠文堂新光社.
- 29) 高橋他: 軽金属, **26** (1976), 261.
- 30) 家田: 軽金属学会第 11 回シンポジウム概要, (1977), 48.
- 31) 時沢, 須田: 塑性と加工, **17** (1976), 951.
- 32) 時沢: 軽金属学会第 11 回シンポジウム概要, (1977), 53.
- 33) A. Bryant: Z. Metallkde, **62** (1971), 701.
- 34) C. Lynch: Z. Metallkde, **62** (1971), 710.
- 35) 中津川: 軽金属, **27** (1977), 297.
- 36) Edited by P. Unterweiser: Forging Design Handbook, ASM, (1972).
- 37) 浅見: 軽金属学会第 11 回シンポジウム概要, (1977), 61.
- 38) R. Bell, A. Favre: Aluminum Vol. II, Vol. III, Kent R. Van Horn, Editor, ASM (1967).
- 39) K. Miska: Mater. Eng., **74** (1971), 14.