

半溶融加工に関する実験的研究—第3報—

—アルミ合金および銅合金の半溶融変形抵抗・変形挙動に関する検討—

Experimental Study on Metal Forming in Mashy State · 3rd Report

— Study on Flow Stress and Flow Behavior of Al-alloys and Cu-alloys in Mashy State —

木内 学*・杉山 澄雄*

Manabu KIUCHI and Sumio SUGIYAMA

1. はじめに

金属材料の半溶融状態における変形挙動については、近年種々の見地から徐々に関心が集りつつあるが、未だほとんど知られていないのが実情である。筆者らは、この問題に関連して一連の研究を進めているが、既報において、Al-5.7% Cu合金、高力アルミ 7075 について行った半溶融圧縮テストの結果を報告した。本報においては、さらに対象とする材料の範囲を広げ、数種のアルミ合金、銅合金について行った同様のテストの結果、および半溶融状態での変形メカニズムについて高温顕微鏡を用いて行った観察の結果等について報告する。

2. 実験方法および条件

圧縮実験の手順・方法は既報と同様であるが、以下にその概要を示す。サブプレスに試料をセットし、それらを一体として高周波加熱炉に挿入し加熱する。所定の温度に一定時間(約15分間)保持した後、カムプラストメータに移し圧縮を開始する。測温は試料の中心部に挿入したA-C熱電対で行い、圧縮のひずみ速度は約0.2 sec⁻¹である。試料端面は旋盤仕上げであり、工具端面は毎回1500番の耐水ペーパーで磨き、摩擦条件が一定となるよう努めた。表1に実験条件をまとめて示す。

また、圧縮装置付高温顕微鏡(HM-462)を用い、Al-Cu合金の試料(4×4×6mm)をArガス雰囲気中で半溶融状態まで加熱しつつ圧縮し、液相と結晶粒の挙動の観察を行った。

3. 実験結果および考察

3.1 被試験材の温度—固相分率線図 図1~2にAl-0.93% Si合金、Al-13.7% Mg合金およびCu-35% Zn合金の固相分率 ϕ と温度の関係を示す。これらはいずれも平衡状態図から得たものである。なお実用合金C3602BD、C3604BDの相変化の温度は、冷却曲線より各々879°C、872°Cを得た。

3.2 応力—ひずみ線図に関する検討 図3~9には、Al-0.93% Si合金、Al-13.7% Mg合金、Cu-35% Zn合金、C3602BD、およびC3604BDについて、平均圧縮応力—圧縮対数ひずみ線図を示す。これらの結果から以下の点が判明した。

(1) 既報でも明らかにしたように、半溶融状態に入り材料中に液相成分が存在するようになると、いずれの場合も変形抵抗は急激に減少する。

(2) 圧縮変形の過程で、変形抵抗が安定的に増大し

ていく材料と、比較的小さいひずみの段階で試料の崩潰が発生し変形抵抗が急激に低下する材料とがある。前者にはAl-0.93% Si合金、Cu-35% Zn合金、C3602BD等が属し、後者にはAl-5.7% Cu合金等が属する。また後者については、固相分率が高く液相成分が少ない場合にこの現象が顕著に現われる傾向がある。

(3) 半溶融状態になると変形の初期段階での応力—ひずみ線図の立上りがゆるやかになり、固相分率が低下する程、この立上りの勾配は減少する。この関係を概略まとめた結果を図10に示す。

(4) 各合金について固相分率が概略50~40%程度まで試料は原形を保っているが、それ以下になると自重による流動が始まり、通常の意味での圧縮テストはできなくなる。

図11には圧縮変形後の試験片の外観を示す。通常、圧縮変形の進行と共に、液相成分が試料の側壁から押出され凝固し、併せて側壁に近い領域の組織が崩潰する傾向があるが、各合金とも固相分率が低下するとともにこの傾向が助長されていることが判る。

3.3 $(\sigma_f)_{0.04}$ (4%ひずみ時の変形抵抗)と温度(固相分率 ϕ)の関係 図12には圧縮ひずみ0.04(4%)の段階での変形抵抗 $(\sigma_f)_{0.04}$ と温度との関係をまとめて示す。図から明らかなように、いずれの材料についても固相線温度を越えると $(\sigma_f)_{0.04}$ は急激に減少するが、Al-Si合金だけはこの $(\sigma_f)_{0.04}$ の減少がゆるやかであり、他の材料と異なる特性を示している。この理由については後述する。ところでAl系の合金はいずれの場合も半溶融状態の温度範囲が広く、 $(\sigma_f)_{0.04}$ の挙動を把握し易いが、Cu系の合金ではこの温度範囲が狭く温度すなわち固相分率が $(\sigma_f)_{0.04}$ に与える影響を適確に把握することは容易ではない。固相線温度での $(\sigma_f)_{0.04}$ (換言すれば熱間域での限界変形抵抗)が材質によって大きく異なること、およびCu系合金のそれがAl系合金のそれと比して著しく小さいこと、は興味深い結果であると言える。

図において熱間域における $(\sigma_f)_{0.04}$ の曲線を半溶融域へ外挿した曲線を示してあるが、これは半溶融域での固相成分自体の変形抵抗 $(\sigma_f)_{0.04}^*$ を示すものとして理解されることに注意されたい。

ところで、半溶融状態下で変形抵抗が急激に減少する理由としては液相成分が主として境界に存在するために(1)結晶境界におけるり、(2)個々の結晶粒自体の変

* 東京大学生産技術研究所 第2部

研究速報

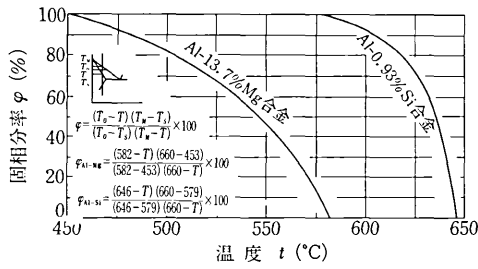


図1 Al-Mg合金とAl-Si合金の固相分率 ϕ と温度 t の関係

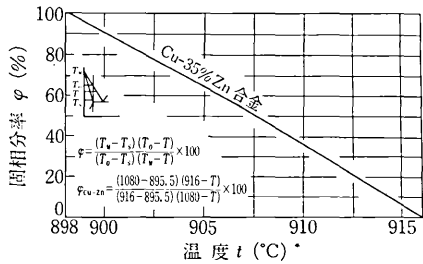


図2 Cu-Zn合金の固相分率 ϕ と温度 t の関係

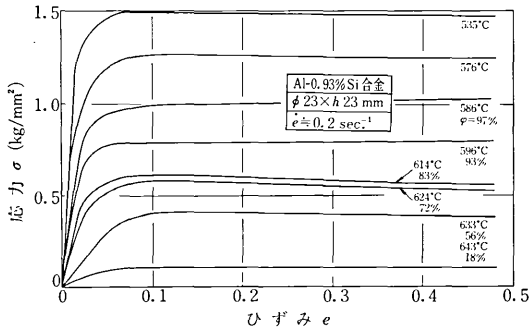


図3 応力 σ -ひずみ e 線図

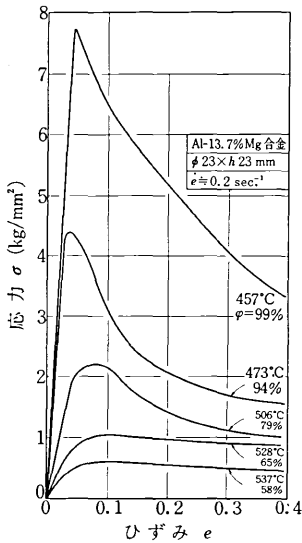


図4 応力 σ -ひずみ e 線図

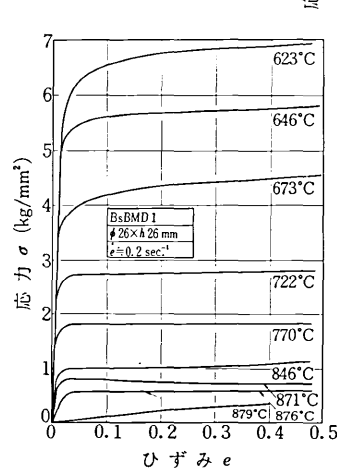


図8 応力 σ -ひずみ e 線図

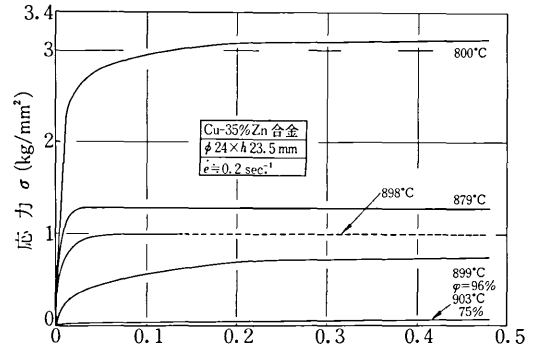


図5 応力 σ -ひずみ e 線図

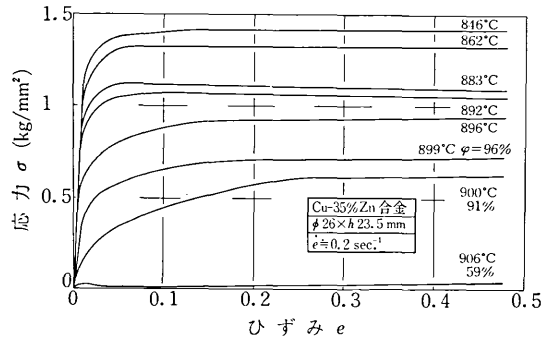


図6 応力 σ -ひずみ e 線図

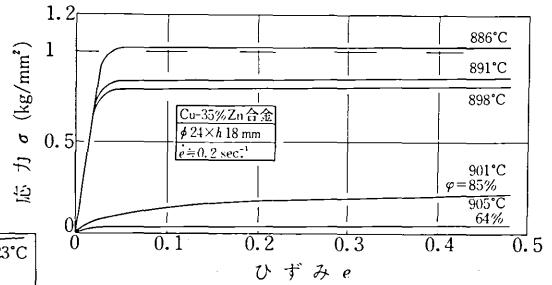


図7 応力 σ -ひずみ e 線図

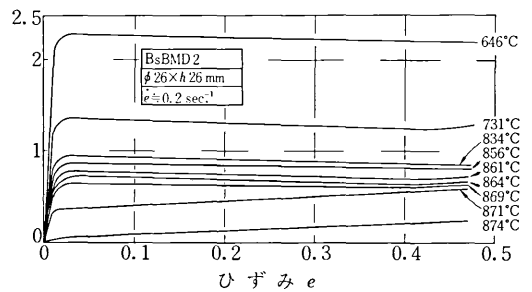


図9 応力 σ -ひずみ e 線図

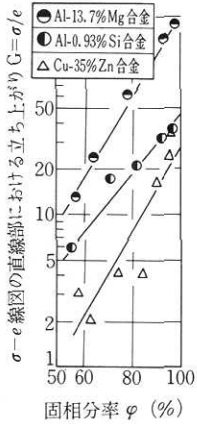


図10 σ - ϵ 線図の直線部における立ち上がり G と固相分率 ϕ の関係

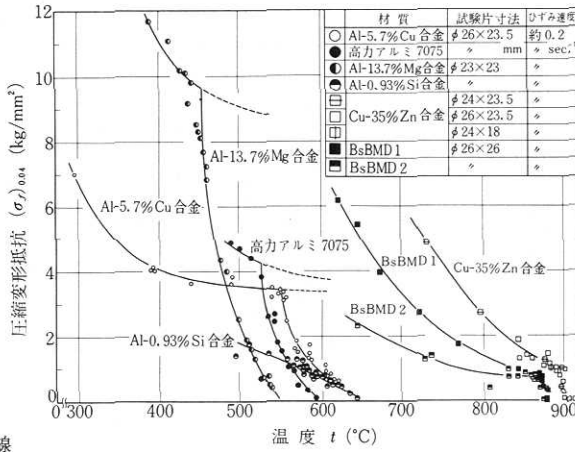


図12 圧縮変形抵抗 $(\sigma_f)_{0.04}$ と温度 t の関係

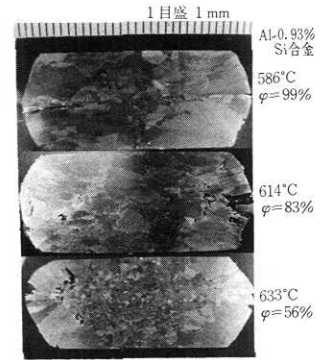


図14 圧縮変形後の内部組織

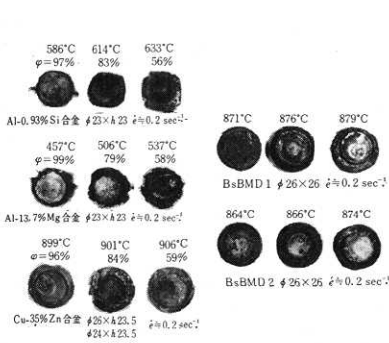


図11 圧縮変形後の試験片の外観

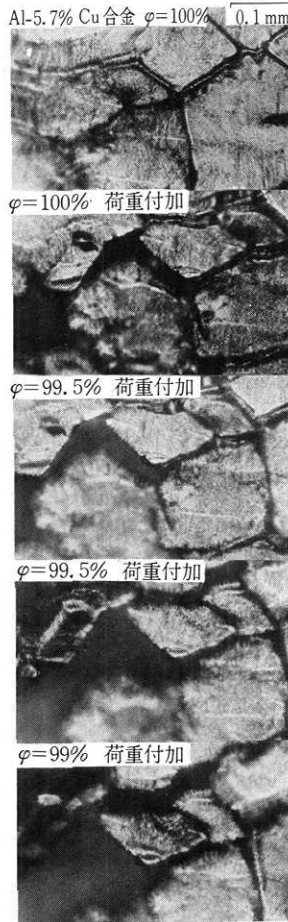


図16 圧縮中の高温顕微鏡写真(1)

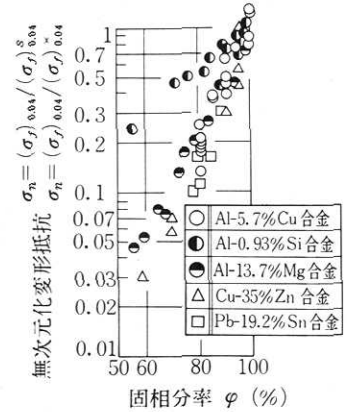


図13 無次元化変形抵抗 σ_n と固相分率 ϕ の関係

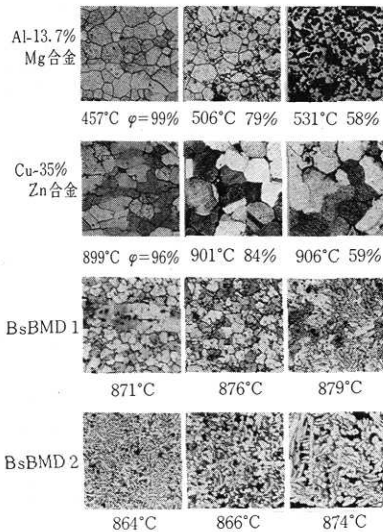


図15 圧縮変形後の試料中央部の内部組織

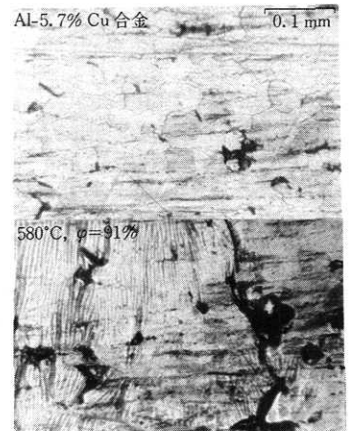


図17 圧縮中の高温顕微鏡写真(2)

研究速報

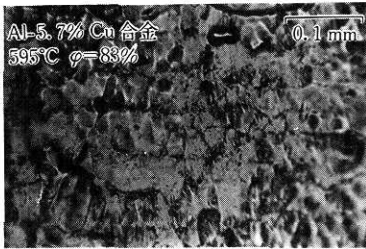


図18 圧縮中の高温顕微鏡写真(3)

表1 圧縮実験条件

	試験片寸法 径×高さ(mm)	ひずみ速度 sec. ⁻¹
Pb-19.2% Su 合金	φ 26 × 23.5	約0.2
Al-5.7% Cu 合金	φ 26 × 23.5	
Al-0.93% Si 合金	φ 23 × 23	
Al-13.7% Mg 合金	φ 23 × 23	
Cu-35% Zn 合金	φ 24 × 23.5	
	φ 26 × 23.5	
	φ 24 × 18	
快削黄銅C3602BD	φ 26 × 26	
快削黄銅C3604BD	φ 26 × 26	

形、(3)結晶粒の回転、などに対する拘束が緩和されるためと考えられる。一方、固相成分の変形抵抗と液相成分の流動抵抗の間には大きな差があり、また、材質の相違による液相成分の流動抵抗の相違は、個々の材質についての固相成分・液相成分間の変形抵抗・流動抵抗の差に比較すれば、相対的に非常に小さいものと考えられる。そこで、各材質について結晶粒の形状や粒度がほぼ等しく、試片の巨視的な変形に含まれる個々の結晶粒の変形量や回転量および結晶粒間のひずり量の割合が同程度であるとすれば、液相成分の存在による変形抵抗の低下の度合は材質が異なっても同程度に起りうる事が予想される。このような推定の妥当性を確認するために、液相成分の存在による変形抵抗の低下の度合を示すパラメータとして無次元化変形抵抗 σ_n (圧縮ひずみ4%の段階で、変形抵抗 $(\sigma_f)_{0.04}$ と同じひずみ時の固相線温度 ($\phi = 100\%$) での変形抵抗 $(\sigma_f)_{0.04}^S$ または外挿法で得た固相成分自体の変形抵抗 $(\sigma_f)_{0.04}^*$ との比、すなわち $\sigma_n = (\sigma_f)_{0.04} / (\sigma_f)_{0.04}^S$ 又は $\sigma_n = (\sigma_f)_{0.04} / (\sigma_f)_{0.04}^*$) の概念を導入し、固相分率 ϕ と σ_n の関係をプロットした結果を図13に示す。図から明らかなように、Al-0.93% Si 合金を除く他の合金類については、多少のバラツキはあるものの、 ϕ と σ_n の関係はほぼ同一の直線で示され得ることが判る。Al-0.93% Si 合金のみがこの関係から外れている理由は、その結晶粒の大きさにあり、図14に示すようにこの材質については試料内で結晶粒が著しく成長しており、上述の液相成分の効果が十分現れ得ないためである。

図15には圧縮変形後の試料中央部の顕微鏡組織の観察例を示す。Al-13.7% Mg, Cu-35% Zn, C3602BD, C3604BDそれぞれについて、固相分率が低下するとともに試料内部に鑄造組織が発達してくることが判る。既述

のように、圧縮変形の際、側壁部から液相成分の流出が発生する場合が多い。その意味で、図には示していないが、側壁部近傍においては他の部分に比して鑄造組織の発達が発長される傾向が強い。

3.4 半溶融状態における結晶粒の挙動 半溶融状態における変形の特徴は、すでに指摘した通り、粒界に存在する液相成分の効果により、結晶粒の変形・回転・粒相互間のひずりに対する拘束が緩和され、変形の自由度が大幅に高まることにあると考えられる。この現象を直接観察する目的で、Al-5.7% Cu 合金を、圧縮装置付高温顕微鏡を用いて、半溶融状態まで加熱しつつ圧縮力を加え、組織あるいは粒の挙動を観察した一例を図16に示す。

この図から、半溶融状態に入ると非常にわずかの液相成分の存在によっても各結晶粒界の結合が弱くなり、荷重の付加により結晶粒間の分離が容易に起り得ること、さらに温度の上昇すなわち液相成分の増加とともに結晶粒が次々と周辺の組織から分離されていく様子が判る。さらに温度の上昇とともに個々の結晶粒の外層部が次第に形を崩していく様子もみられて興味深い。さらに図17には、試料の固相線温度直下における組織と、固相分率 $\phi = 91\%$ の段階で、試料の表面に浸み出てきた液相成分が、表面を膜状に覆い、変形とともにしわを形成した状態、および欠陥部を通る粒界をつないで大きなクラックが発生した状態を比較して示してある。左右にわかれて存在する欠陥部間の距離の変化に注目されたい。また図18には $\phi = 84\%$ 近傍で、試料表面に浸み出た液相成分と粒界の崩れが進行している状態の一例を示す。

4. まとめ

本報では既報に引続き半溶融状態での各種合金の変形抵抗および変形挙動について検討した。その結果、

- (1) 種々の Al 合金・銅合金について、半溶融状態下での応力—ひずみ線図を得るとともに、固相分率に対する変形抵抗の依存性を明らかにした。
- (2) 試料の大きさに比して、結晶粒度が十分小さい範囲では、液相成分の存在による変形抵抗の低下の度合は材質によらず同程度である。すなわち、同一固相分率のもとでは、固相線温度の変形抵抗を基準として同程度の変形抵抗の低下がみられることを示した。
- (3) 半溶融状態における結晶粒と液相の挙動の観察結果を示した。(1978年9月12日受理)

参考文献

- 1) 福岡・新井 第25回塑加連講論 (1974.11)
- 2) 木内・新井・杉山 第27回塑加連講論 (1976.11)