

# Al-3%Si 合金鑄造材の機械的性質に及ぼす凝固条件の影響

大 島 聡 範\*・林 忠 夫\*\*

## Influence of Solidification process on the Mechanical properties of Al-3%Si alloy.

Toshinori OSHIMA and Tadao HAYASHI

### 要 旨

Al-3%Si 合金を液相状態から所定の固相率に対応する温度まで連続冷却し、5 min 保持したのち急冷して得た鑄塊について、密度測定、引張試験、SEM による破面観察を行なって健全性を評価した。その結果、凝固過程において固相率の増加とともに給湯性は減少し、それにもなってデンドライト分離現象による欠陥が発生して、機械的性質が低下することが明らかとなった。

### Synopsis

An Al-3%Si alloy was cooled from liquidus to the temperature corresponding to certain fraction of solid and quenched after 5min holding at this temperature.

The soundness of ingot was examined by density measurement, tensile testing and SEM microfractography.

In the process of solidification feedability reduced as the fraction of solid was increased and the mechanical properties are lowered with the formation of interdendritic separation.

### 1. 結 言

鑄造合金の機械的性質は凝固組織と深く関連している。その組織要因としては、デンドライトアームスペーシング、セルサイズ、結晶粒径などが挙げられるが、とりわけ影響力の大きいのは、密度あるいは気孔率としてあらわされる微小欠陥である。しかしながら、これらと機械的性質との関係はかならずしも明確なものではない。これを明らかにするには、上記の要因について、その形成条件および機構を、合金の冷却凝固の過程と関連させて検討を行なうことが必要である。

本研究では、Al-3 mass%Si 合金を用いて、凝固遷移層内における給湯性の制約にもなって発生するデンドライト間分離現象に注目し、固相率の変化にもなう微小欠陥の消長を密度の変化と

してとらえ、鑄塊の健全性ならびに機械的性質に対する凝固条件の影響を明らかにすることを目的として実験を行なった。

### 2. 凝固過程と欠陥の発生

鑄塊における欠陥の発生は、凝固過程において固-液共存相として推移する状態、すなわち凝固遷移層<sup>(1)</sup>内における液相の流動および固相の生成形態と深く関連している。この遷移層はP層およびQ層に分けられる。Q層は液体中に固体が分散した状態であって、液相の流動は可能であり、液相中の溶質は層外の母液に向ってある程度拡散移動することができる。このQ層はさらにq<sub>1</sub>とq<sub>2</sub>に分けられる。q<sub>1</sub>層では固体が樹枝状の突起あるいはネットワークを形成し、液相はその間隙を流動することができる。q<sub>2</sub>層では固体は遊離した小片となっておりいわゆるpasty zoneを形成し、固液両相はいずれも流動することができる。これに対し

\* 教授 機械工学科

\*\* 技官 機械工学科

てP層では固体中に液体が分散した状態であり、液相中の溶質は固相に妨げられて層外への移動は阻止される。凝固遷移層をデンドライトネットワークで構成された多孔質体と考えると、この多孔質体中の液相は、溶質濃度および密度に差があればこれを解消する方向に流動し、また凝固にともなう収縮があればこれを補う方向に流動する。凝固過程では冷却にともなう凝固収縮が生ずるので、それに見合う液相の補給が必要となるが、固相率の増加によって液相の流動性もまた低下するので、液相の補給すなわち給湯は次第に困難となって、デンドライト側枝間の微小空隙においては、凝固収縮にともなう負圧すなわち収縮負圧が発生する。この収縮負圧は液相流動の駆動力として重要なものであるが、その評価についてはP層の状態を想定し、液相芯を有する二重殻円筒として取り扱うことができる。

Campbell<sup>(2)</sup>は残留液相の凝固にともなう凝固収縮が、融点温度における固相のクリープ変形によって補われるとして、この変形に必要な負圧を求めている。液相芯の半径を $r$ 、凝固進行速度を $dr/d\theta$ とすれば、凝固収縮を補うために固相円筒殻の面が変形しているときに、この円筒殻を横切る圧力差 $\Delta P_d$ は次式であらわされる。

$$\Delta P_d = \frac{\gamma}{r} - \frac{m}{2K_2} \left[ \frac{\beta r \left( \frac{dr}{d\theta} \right)}{K_1} \right]^{\frac{1}{m}} \left[ \frac{1}{r^{\frac{2}{m}}} - \frac{1}{b^{\frac{2}{m}}} \right] \quad (1)$$

$\gamma$ : 固-液界面エネルギー

$b$ : 隣接する液相チャネル間の距離の1/2

$K_1, K_2, m$ : 定数

$\beta$ : 凝固収縮率

高橋<sup>(3)</sup>らは、凝固収縮を補うために押湯から鋳塊内に鋳塊の高さ方向に沿って液相の流動が生ずるとき、押湯から $x$ の位置までの長さに沿って生ずる負圧の大きさ $\Delta P_f$ を次式によって求めている。

$$\Delta P_f = \frac{\mu}{K} \cdot \frac{\beta}{1-\beta} \cdot \frac{df_s}{d\theta} \cdot \frac{L^2 - X^2}{2} \quad (2)$$

$L$ : 鋳塊底部から押湯までの距離

$\mu$ : 液相の粘性係数

$f_s$ : 固相率

$\theta$ : 時間

$\beta$ : 凝固収縮率

$K$ : 透過率 (次式であらわされる)

$\log K = \log 2.1 \times 10^{-6} R^{0.56} + 16.6 R^{0.18} \log(1 - f_s)$

$R$ : 冷却速度

式(1)は固相のクリープ変形に必要な負圧 $P_d$ を

あらわし、式(2)は液相の流動時に生ずる負圧 $P_f$ をあらわすものである。各固相率に対して $P_d, P_f$ を計算した結果<sup>(3)</sup>によれば、 $f_s < 0.65$ の低固相率領域では $P_f$ が優越し、 $f_s > 0.65$ の高固相率領域では $P_d$ が優越するようになる。

凝固過程で初期の冷却速度が大きくなる場合、結晶核の発生数が少ないので凝固は不均質に進行し、デンドライトの疎な液相に富んだいわゆる液相空間が形成される<sup>(4)</sup>。凝固の中期までは $P_f$ を駆動力として液相は流動するが、凝固末期にいたると、液相空間内の残存液相は、増大する収縮負圧 $P_d$ によって微細なデンドライト側枝間隙に吸引されて、ここに欠陥が形成される。このような欠陥はデンドライト結晶の境界に形成され、その面間隙は非常に狭くほとんど接合状態に近いが、凝固時におけるデンドライト側枝の発達形態がそのまま保たれているものと考えられる。このような欠陥をデンドライト分離面と呼び、その存在形態からして、鋳造材の強度と破壊ならびに延性靱性に対して重要な役割を演じるものと考えられる。

### 3. 実験方法

電気抵抗炉で溶解し、脱ガス処理したのち1073 Kに保持したAl-3 mass%Si合金溶湯を外径35 mm、内径25 mm、高さ70 mmの黒鉛鋳型に汲み取り、図1のように所定の固相率段階に対応する温度まで連続冷却して、その温度で300 s保持したのち急冷した。

密度測定は、鋳塊底部より40 mmの高さで切断した直径25 mmの円柱状試料について天秤法で行ない、次の式により計算した<sup>(5)</sup>。

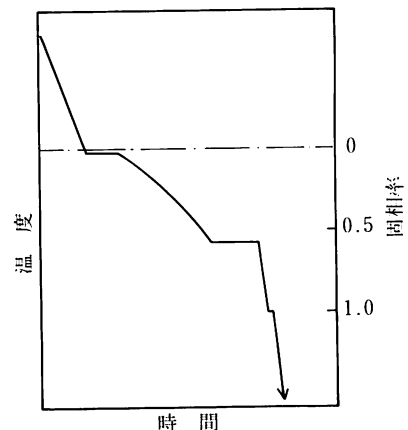


図1 鋳塊の冷却方法

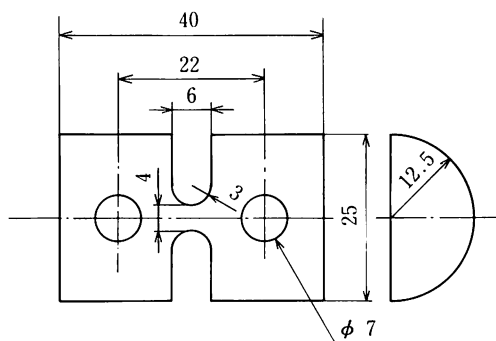


図2 引張試験片の形状と寸法

$$\rho = \left\{ \rho_A + \frac{M_A}{M_A - M_W} (\rho_W - \rho_A) \right\} \left\{ 1 + \beta (T_W - 293) \right\}$$

$\rho$ : 試料の密度 (kg/mm<sup>3</sup>)

$\rho_A$ : 空気密度 (293 Kで0.0012 Mg/m<sup>3</sup>)

$\rho_W$ : 水の密度 (293 Kで0.982 Mg/m<sup>3</sup>)

$M_A$ : 空気中での試料重量 (kg)

$M_W$ : 水中での試料重量 (kg)

$\beta$ : 試料の体積膨張率 (1/K)

$T_W$ : 水の温度 (K)

密度測定を行った試料を中心軸に沿って縦に二分割し、機械加工によって図2に示すような試験片を作成した。このような特殊な形状になったのは、鋳塊内の温度勾配を少くし、冷却速度を正確に制御するために試料の大きさが限定されたこと、表面から中心にいたる破面を連続的に観察して、鋳塊の欠陥を総合的に把握するために、できるだけ原形を保ったまま試験を行う必要があること、以上二つの理由によるものである。

引張試験はネジ駆動負荷方式の小型試験機を使用し、クロスヘッド速度  $0.5 \times 10^{-3}$  m/s で行なった。引張破断面は走査型電子顕微鏡によって観察し、破面の SEM 写真からデンドライト間分離面を識別してその面積を測定し次式により分離破面率  $R_s$  を求めた。

$$R_s = A_s / A_f \quad (4)$$

$A_f$ : 破面の全面積

$A_s$ : デンドライト分離面の面積

気孔率  $R_p$  は密度の値から計算によって求めた。

#### 4. 実験結果および考察

##### 4-1 固相率と密度、凝固区間

図3は固相率  $f_s$  に対する密度  $\rho$  の変化を示すものである。固相率40%までは一定の高い密度を保っているが、40%から70%までの区間では密度

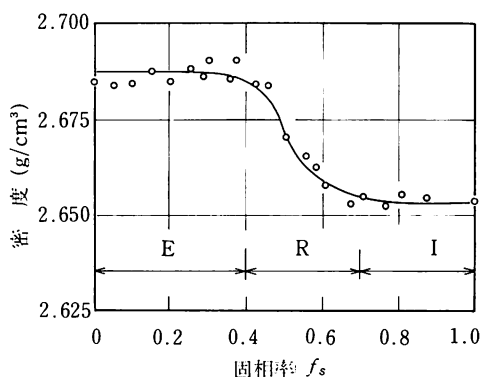


図3 固相率と密度の関係

は急激に減少し、70%以上では低い値で一定となっている。

固相率40%以下では溶湯の流動性は良好であるから、急冷過程における温度変化に対してもただちに適応し得る給湯性を維持し得るので、欠陥は発生せず密度の高い健全な鋳塊が得られる。固相率40%から70%までの区間では、 $f_s$  の増加にともなって溶湯の流動性はしだいに低下し、急冷に際しての温度変化に対して充分な給湯性を保つことが困難となる。すなわち給湯性が制約されるので欠陥が発生し密度は減少する。ただし、外部給湯源から人工的に溶湯を補給すれば、それが活用されて健全な鋳塊が得られることが確認されている<sup>(6)</sup>。固相率70%以上では溶湯の流動性は非常に悪くなり欠陥が発生するが、同時にその発生成長もまたある限度で制約されるので、密度は低い値で一定となる。この領域では、外部給湯源から溶湯を補給しても、それを活用し得るだけの流動性は保たれず、給湯の効果は認められない。

一般に凝固の進行に際しては、凝固収縮に見合うだけの液相の補給が必要となる。ここで、溶湯の流動を助長する駆動力の主体は、凝固収縮にともなって発生する収縮負圧  $P_f$  であると考えられる。溶湯の流動する領域において固相率  $f_s$  が高くなると液相の流動性は低下し、給湯はしだいに困難となってより大きな駆動力すなわちより大きな負圧が必要となる。しかし、固相率70%を越える領域ではそれも限界に達し、液相の流動は不可能となって収縮負圧  $P_d$  のみ急激に増大する。その結果残存液相はデンドライト間の微小空隙に吸引され、欠陥の核生成と生長が生ずるものと考えられる。図3の結果は、固相率の増加にともなう液相の流動性の減少によって生ずるものと考えられるので、凝固過程におけるデンドライトの発達形態

と液相の流動性の観点から、凝固遷移層における  $q_1$   $q_2$   $p$  の三領域の区分を適用して、 $0 < f_s < 0.4$  を  $q_1$  層に、 $0.4 < f_s < 0.7$   $q_2$  層、また  $0.7 < f_s$  を  $p$  層にそれぞれ対応させて考えることができる。

ここで、固相率に伴って変化する給湯性の観点から凝固区間を密度レベルによって区分し、 $0 < f_s < 0.4$  を給湯有効凝固区間 (E) Effective feeding Solidification zone,  $0.4 < f_s < 0.7$  を給湯制約凝固区間 (R) Restricted feeding solidification zone,  $0.7 < f_s$  を給湯無効凝固区間 (I) Ineffective feeding solidification zone, と呼称する。

#### 4-2 固相率と気孔率、デンドライト間分離破面率

図4は、密度から計算で求めた気孔率  $R_p$ 、およびデンドライト間分離破面率  $R_s$  を固相率に対してプロットしたものである。一見して気孔率  $R_p$  と分離破面率  $R_s$  はほとんど同じ傾向で変化していることがわかる。すなわち、固相率0%から40%までの給湯有効凝固区間では両者ともほとんどゼロであるが、40%から70%までの給湯制約凝固区間では急速に増加し、70%以上の給湯無効凝固区間では高い値で一定となる。これは、給湯性の制約にとまってデンドライト間分離面が形成され、欠陥が発生することを示すものである。 $R_p$  と  $R_s$  のオーダーには一桁の差があるが、これは  $R_p$  が空隙の体積をあらわすのに対して  $R_s$  はその面積をあらわすことによるものである。すなわち、分離面間の空隙が極めて狭い場合、空隙の体積は

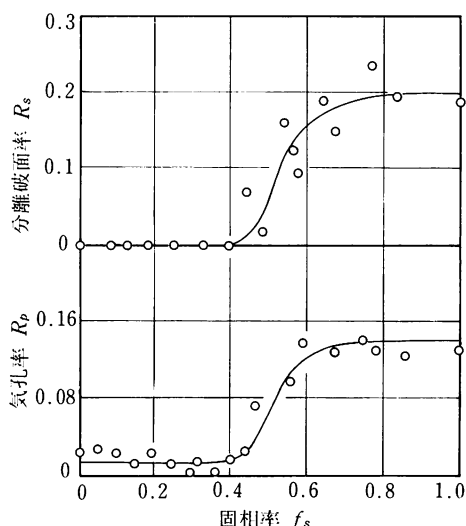


図4 固相率と気孔率、分離破面率の関係

ゼロに近くなるが、分離面の面積としては必ずある大きさをもって測定されるからである。また、 $R_s$  の値は  $R_p$  にくらべてバラツキが大きいが、これは測定方法の相違によるものである。すなわち、 $R_p$  は密度から計算によって求めたもので、鋳塊全体に含まれる空隙の体積率をあらわすものである。これに対して  $R_s$  は、試験片の破断面上という限定された一断面上での測定値であるから、 $R_p$  とくらべてバラツキが大きくなることは避けられない。しかしながら、 $R_p$  と  $R_s$  が同じ傾向で変化していることは、両者が同一の凝固条件によって支配されていることを示すものである。

#### 4-3 デンドライト分離面の形態

図5は各固相率区間における引張破断面の走査電顕写真である。**a** は  $f_s = 0\%$ 、すなわち液相状態から直接急冷したものである。全面が微細な延性破面であり、分離面は全く存在しない。**b** は  $f_s = 30\%$ 、**a** と同様に給湯有効凝固区間であって、凝固組織の形態が破面にあらわれているが分離面は形成されていない。**c** は  $f_s = 47\%$ 、**d** は  $f_s = 55\%$  とともに給湯制約凝固区間である。**c** では延性破面にかこまれた微小な分離面があらわれている。**d** では分離面が大きく発達して、給湯性の制約にとまなうデンドライト間分離の形成過程が明らかに示されている。**e** は  $f_s = 70\%$  で給湯無効凝固区間である。分離面は大きく発達し、その数も増加して空隙としてもかなりの体積を占めようになっている。**f** は  $f_s = 100\%$ 、完全に凝固完了後急冷したものであるが、分離面の形態は **e** と同様である。このような分離面は、試験片の有効断面積を減少させるとともに、その形態および空間的な分布配列にとまって生ずる応力集中効果などによって、強度ならびに延性、靱性を著しく減少させるものと考えられる。

#### 4-4 分離面と機械的性質

図6は固相率  $f_s$  に対する引張強さおよび伸びの変化を示すものである。固相率40%以下の給湯有効凝固区間では  $15 \text{ kgf/mm}^2$  程度の高い一定値を示しているが、40%から70%までの給湯制約凝固区間では急激に低下し、70%以上の給湯無効凝固区間では  $11 \text{ kgf/mm}^2$  程度の低い値で一定となっている。この傾向は図3の密度の変化と非常に良く一致している。

図7および図8は気孔率  $R_p$ 、分離破面率  $R_s$  に対する引張強さの関係を示すものである。 $R_p$ 、 $R_s$

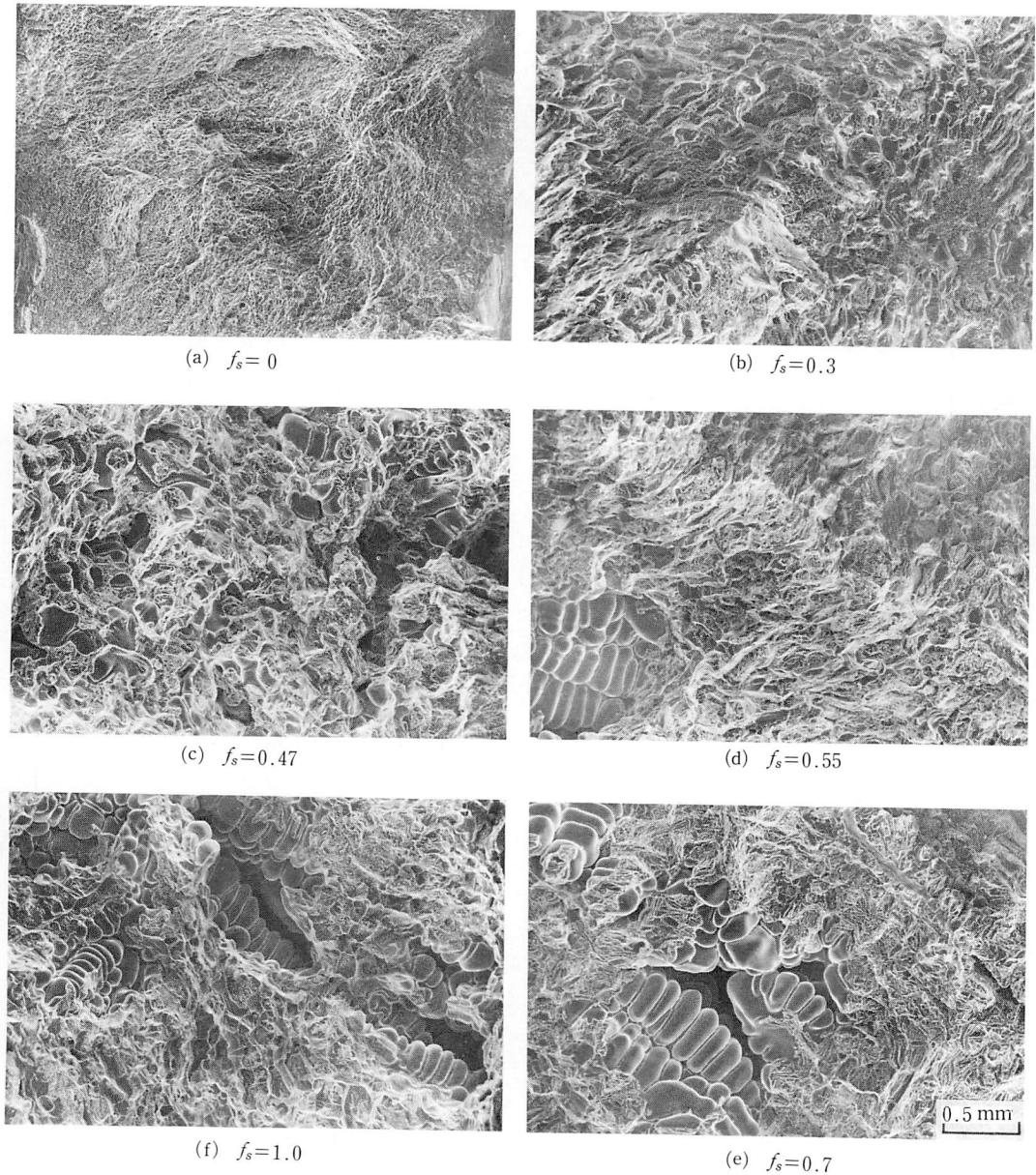


図5 引張断面の走査電顕写真

の増加につれて引張強さは減少している。これを図3と比較して固相率 $f_s$ にもとづく凝固区間に対応させてみると、 $R_p$ 、 $R_s$ の両者ともに0%附近に対する高い引張強さは、給湯有効凝固区間に相当するものであり、 $R_p=1.5\%$ 、 $R_s=20\%$ 附近の低い引張強さは給湯無効凝固区間に相当するものである。 $R_p=0\sim1.5\%$ 、 $R_s=0\sim20\%$ の間は給湯制約凝固区間に相当するもので、この区間において

給湯性の制約にともなうデンドライト間分離破面率ならびに気孔率の増加が引張強さの減少をもたらすことが明確に示されている。なお、 $R_s$ の値に変動が大きいのは、4-2に述べたとおりである。

図9は引張強さと伸びの関係を示すものである。引張強さの増加にともなって伸びもまた増加している。一般に強度と延性は相反する傾向を示すものであるが、このように両者がともに増加す

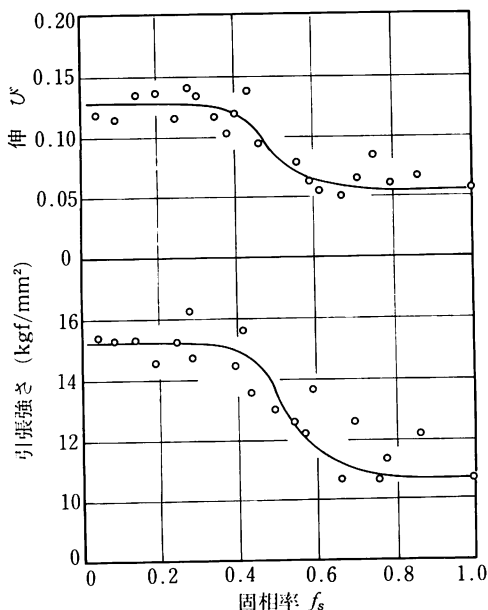


図6 固相率と引張強さ、伸びの関係

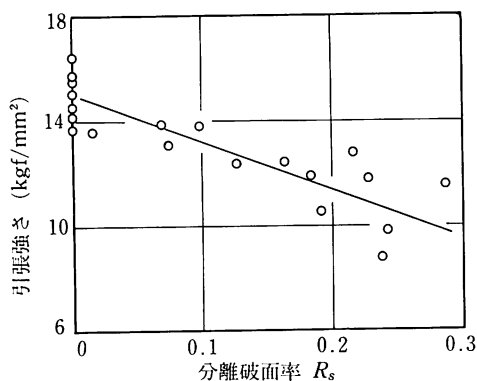


図8 分離破面率と引張強さの関係

る場合は、内部欠陥の減少によって材質の基本的な改善が行われたことを意味するものである。そしてこの改善効果が固相率の変化にともなう給湯有効、給湯制約、給湯無効の各区間での給湯性にもづく密度の変化に対応していることは、鋳塊の材質がその冷却条件によって基本的に決定されることを示すものである。

#### 4-5 鋳塊内の位置による材質の変化

図10の(b)は鋳塊の半径方向への分離面の分布を示すものである。外周部から中心部へ向って分離面は増加しているが、その傾向は固相率の大き

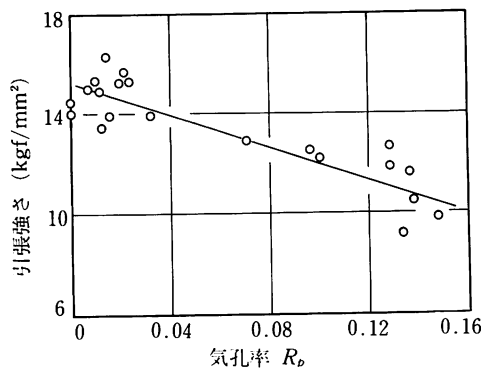


図7 気孔率と引張強さの関係

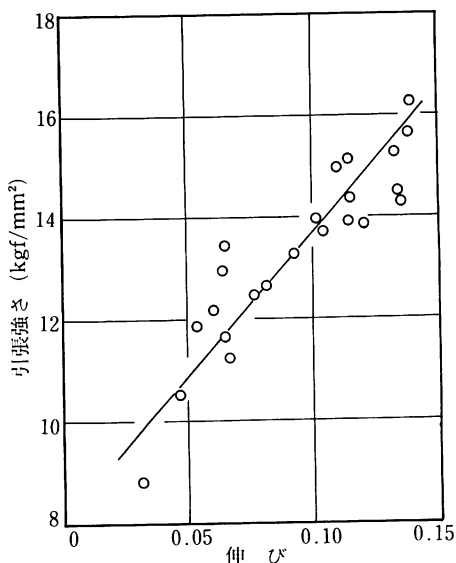


図9 伸びと引張強さの関係

いものほど著しい。これは2で述べたように、鋳塊内の位置によって凝固開始までの初期冷却速度が異なるため、分離面発生の主要因である液相空間の形成傾向が変化することによるものであろう。また、図8から引張強さ  $\sigma_B$  と分離破面率  $R_s$  の関係を求めると次式が得られる。

$$\sigma_B = 14.9 - 20 R_s \quad (\text{kgf/mm}^2) \quad (5)$$

これにより求めた  $\sigma_B$  をプロットしたものが図10(a)である。このような小鋳塊の内部でも、位置による冷却速度の相違によって強度が変化することは注目に値する。

#### 4-6 分離面の圧着による材質改善

ここでは、デンドライト分離面を熱間圧縮加工によって圧着した場合、機械的性質がどの程度改

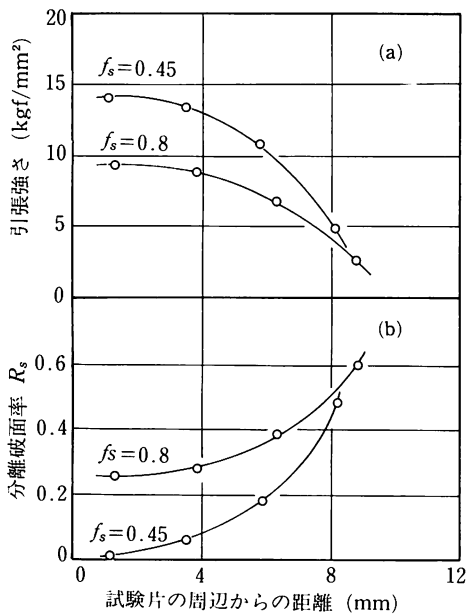


図10 試験片の周辺からの距離と分離破面率、引張強さの関係

善されるかについて調べた。

試料は3で述べた  $\phi 25 \times 40$  mm の円柱である。これを内径 25 mm の鋼製シリンダー内に装入し、500°C に加熱したのちポンチを介して圧縮し 1 min 保持して冷却した。なお比較の意味で常温圧縮加工も行なった。図 11 はその結果を示すものである。熱間圧着したものは硬さは変らないが引張強さは 40% 程度増加している。わずか 5% 程度の圧縮変形によってこのような効果が得られるのは、分離面の圧着が鋳造材の材質改善に極めて有効なものであることを示している。これに対して冷間圧縮したものは、硬さは明らかに増加しているにもかかわらず引張強さはやや減少しており、改善効果は認められない。SEM による破面観察でも、熱間圧着したものでは分離面は全く存在せず、圧着によって分離面が消滅したことが示された。これに対して冷間圧着したものでは、未圧着のものと同様に分離破面が存在した。

## 結 言

Al-3%Si 合金を液相状態から連続冷却し、所定の固相率に対応する温度で 5 min 保持したの

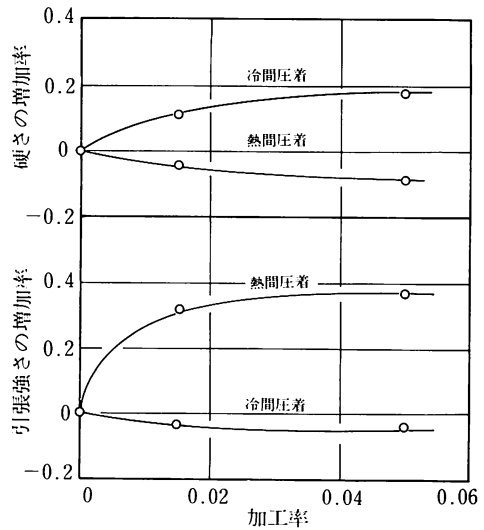


図11 加工率と引張強さ、硬さの増加率の関係

ち急冷した鋳塊について、密度測定、引張試験ならびに SEM による破面観察を行なった結果つぎのことが明らかとなった。

- (1) 合金の凝固過程では、固相率とともに給湯性が変化し、給湯有効、給湯制約、および給湯無効の三凝固区間が存在する。
- (2) 鋳塊における欠陥の発生は、給湯制約凝固区間での給湯性の制約にともなって増加する。
- (3) 鋳塊の機械的性質は給湯性の制約に伴って発生するデンドライト分離現象によって著しく低下する。

## 参 考 文 献

- (1) 高橋忠義, 萩原巖: 日本金属学会誌, 29, 1152 (1965)
- (2) J. Campbell: Trans. AIME, 242 (1968), 264
- (3) 高橋忠義, 大笹憲一, 望月亮輔: 学振 19 委凝固現象協議会, 10356 (1981).
- (4) 伊吹明: 北海道大学工学部修士論文 (1981)
- (5) H. Arbenz: Giesserei, 66, 702 (1979)
- (6) 高橋忠義: 日本金属学会, 凝固遷移層の液相の挙動, シンポジウム予稿 (1982), 3  
(昭和 57 年 12 月 2 日受理)

