

## Al-Si系合金の引け形態変化

栗野洋司, 森本一史, 清水吉広, 高宮博之

## Shrinkage Morphology in Al-Si System Casting Alloys

Yoji Awano, Kazufumi Morimoto,  
Yoshihiro Shimizu, Hiroyuki Takamiya

## 要 旨

多様化の傾向にある原料地金を用いて、健全なアルミニウム合金鋳物を作製するためには、引け性を明確にすることが重要な課題の一つである。そこで本研究では、引け形態変化の主要因を引けの生成挙動と関連させて明らかにしようとした。

新地金やダイカスト用再生地金の円柱鋳物に発生する引け巣の形態を調べて、合金組成に加えて溶存ガスが引け形態変化の主要因であることを明らかにした。さらに、垂共晶Al-Si系合金にも適用できる、砂型の円錐鋳型を用いた、定量性が高く簡易な引け試験を考案して、けい素量とガス量の影響を調べた。溶湯中の

ガスによって各引け量が変化しても、三つの形態の引けの量、すなわちポロシティ量、内引け量と外引け量の総和は、組成が同じであれば一定であり、引け量間に存在する相関はけい素量によって異なること、各引けの発生割合がガス量によって変化するのは、気泡生成の影響を受けるためであること、などが明らかとなった。また、ポロシティ量が高い場合には、円錐鋳物の内引けの底部が膨張する現象が認められた。この現象も、溶存ガスの気泡生成によって、残液が押し出されて起こる現象であることを明らかにした。

## Abstract

For making sound aluminum castings, it is an important problem to clarify the shrinkage morphology of various raw ingots. The aim of this study is to clarify the main factors affecting the shrinkage morphology of Al-Si system casting alloys by examining their shrinkage behavior. Examination of the shrinkage cavities in the cylindrical castings for secondary diecasting alloy ingots showed that the soluble gas in the melt as well as the alloying elements remarkably affected the change in shrinkage morphology. By using the method newly developed for evaluating the shrinkage morphology of hypoeutectic alloys

quantitatively, the effects of silicon content and gas amount were investigated. It was clarified that the total amount of three kinds of shrinkages, that is, porosity, interior and exterior shrinkages, was constant in the alloys with the same composition, although each kind of shrinkage was affected by the gas in the melt. It was also confirmed that the relations among the three kinds of shrinkages were varied with the silicon content. Furthermore, the change in the ratio of the shrinkages with the amount of gas was found to be dependent on the pore formation.

## キーワード

鋳造Al-Si系合金, 引け形態, 引け試験, 再生地金, ガス量, 気泡生成

## 1. まえがき

凝固時に引け巣がどのような形状に発生するかを知ることが、鑄造方を決定する上でも、耐圧性に優れた鑄物を作るのにも、大変重要である。その一つとして、最近では凝固シミュレーションにより、引け巣の発生位置を予測して健全な鑄物を得る方策を作成する試みが盛んに行われている<sup>1)</sup>。

一方、アルミニウム合金鑄物製造においては、オイルショックによりアルミニウム製錬が壊滅したことに伴い、原料の大半を再生地金に依存せざるを得なくなった。ところが、再生地金を主体にした多種多様な原材料から作られているアルミニウム合金鑄物においては、溶湯の化学成分は規格を満たしており通常となんら違いがなく、同一方策で同じように鑄込みを行ったにもかかわらず、引け欠陥による不良が多発することがある。また、引け欠陥による慢性的不良も大きな問題であり、その低減にも試行錯誤で対処せざるを得ない場合が多い。

鑄造用アルミニウム合金の引け性については、テ-

ターモールドなどにより合金元素<sup>2-5)</sup>、不純物元素<sup>5,6)</sup>や微量元素<sup>7)</sup>の影響が研究されてきたが、再生地金についての研究は少ない<sup>6)</sup>。ガス量については、ポロシティ量に及ぼす影響<sup>8,9)</sup>や、気泡生成挙動<sup>10)</sup>は明らかにされているが、引け形態変化との関係を調べた研究は比較的少なく<sup>11)</sup>、規格化もされていない。また、引け性についての研究は、それぞれ引け試験の方策・評価方法が異なり、大半が定性的な把握に止まっている。

そこで本研究では、引け性の明確化を目的として、Al-Si系合金の引け形態変化の主要因を明らかにするとともに、定量性の高い引け試験法を考案して、引け形態に及ぼすけい素量、ガス量の影響を明らかにし、さらには気泡生成と引けの発生割合、生成挙動との関連を明らかにしようとした。

## 2. 引け形態変化の主要因

Fig. 1は、Table 1に示すメーカー・溶解ロットの異なる十銘柄A~Jの再生地金D12Sを1023 Kで溶解して、何も溶湯処理を施さずにFig. 2に示す円柱状の砂型に973 Kで鑄込んで得たADC12合金鑄物の断面のマクロ

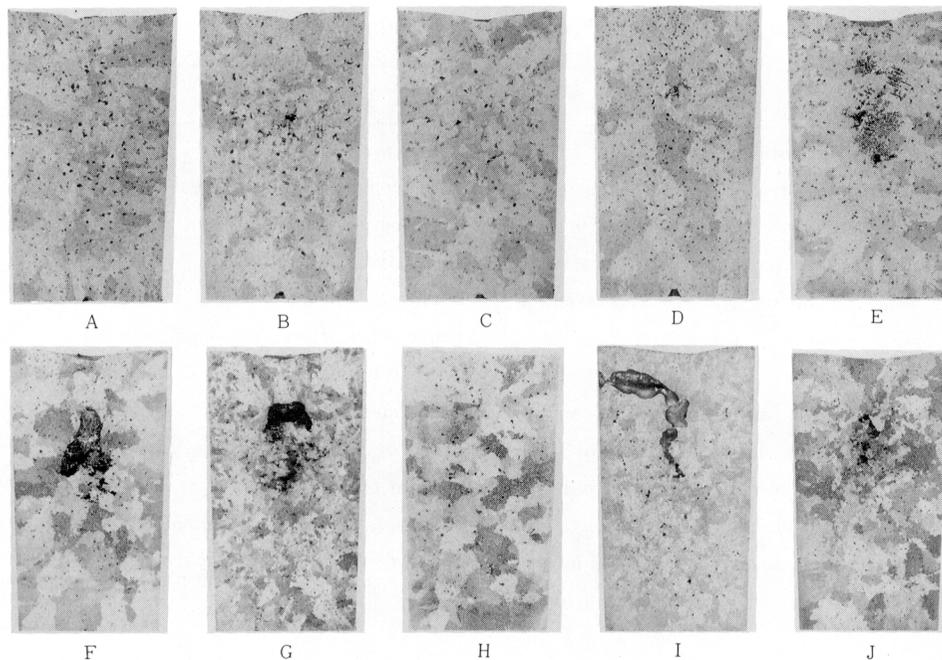


Fig. 1 Shape of shrinkage cavities in JIS ADC12 alloy castings made from secondary alloy ingots without molten metal treatment.

Table 1 Chemical composition of JIS D12S secondary alloy ingots (mass%).

Ingot	Cu	Si	Mg	Zn	Fe	Mn	Ni	Sn	Na	Ca
A	2.20	11.25	0.23	0.55	0.86	0.18	0.10	—	0.001	0.002
B	2.23	11.16	0.26	0.99	0.79	0.25	0.07	<0.01	<0.001	0.004
C	2.40	11.18	0.26	0.56	0.85	0.22	0.07	0.04	0.001	0.007
D	2.79	10.92	0.13	0.37	0.82	0.24	0.20	—	0.003	<0.001
E	2.05	10.72	0.26	0.51	0.71	0.31	0.09	—	0.002	0.001
F	2.17	11.0	0.30	0.60	0.82	0.18	0.13	0.03	<0.001	0.004
G	3.27	11.7	0.41	0.18	0.45	0.19	0.07	0.03	<0.001	0.001
H	2.40	10.8	0.28	0.99	0.70	0.19	0.12	0.03	<0.001	0.003
I	2.34	11.8	0.17	0.55	0.78	0.19	0.07	0.02	<0.001	<0.001
J	2.26	11.4	0.26	0.60	0.83	0.26	0.14	0.03	<0.001	0.001
K	2.26	11.4	0.26	0.60	0.83	0.26	0.14	0.03	<0.001	0.001
L	2.20	11.7	0.20	0.29	0.80	0.18	0.07	0.01	0.008	0.003
M	2.07	10.2	0.24	0.72	0.74	0.20	0.06	0.04	0.006	<0.001
N	2.29	11.1	0.23	0.34	0.64	0.17	0.18	0.02	0.005	0.010
JIS D12S	1.5 }	9.6 }	Max.	Max.	Max.	Max.	Max.	Max.		
	3.5	12.0	0.3	1.0	0.9	0.5	0.5	0.3		

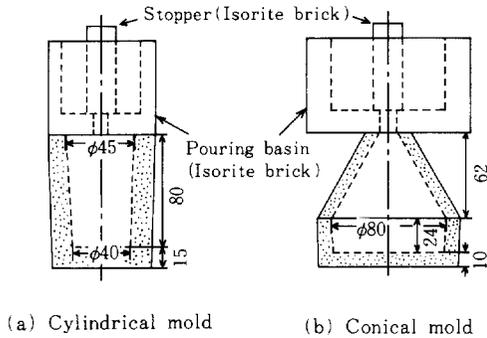


Fig. 2 Schematic view of cylindrical (a) and conical shell mold (b) for testing shrinkage behavior.

組織である。この時の凝固時間は約570sである。用いた再生地金の化学分析値は、地金Gのマグネシウム量が規格を少し越えている以外は、いずれもJISD12Sの規格内に入っている。このような同一規格の地金から全く同様に溶解・鋳造して作った鋳物でありながら、比較的均一にポロシティが分散しているもの、ポロシティが集中したざく巣の混在しているもの、中心部に

大きな巣（キャビティ）が生成しているもの、さらには外部に連通したパイプ状の内引けが存在するものと、引け巣の発生形態は様々である。

そこでまず比較のため、JIS特2種純アルミニウム地金と母合金とを配合し溶解してから、フラックス（ $\text{NaCl}+25\%\text{AlF}_3$ ）を0.3%添加し脱酸処理を施して作った新地金から、Fig. 1の場合と全く同様にして作った鋳物について、引け巣の形態を調べた。合金成分のうち、けい素量は再生地金D12S合金のJIS規格範囲を含む9～12%まで変化せさ、銅量は供試再生地金D12Sの含有量を考えて、規格範囲内の2%と3%の二通りとした。Fig. 3に銅量が2%の鋳物のマクロ組織を示す。なお、銅量が3%の鋳物でも、引け巣の形態は銅量が2%の鋳物とわずかしか差が見られなかった。けい素量が9～12%まで変化すると、引け巣の形態はポロシティの集中したざく巣状からパイプやキャビティへと合金規格範囲内で大きく変化している。

Fig. 1の再生地金のADC12合金鋳物とけい素量、銅量がほぼ同じである新地金との引け巣形態の大きな違いは、体積変化が最も大きく現われる溶存ガスによる気泡生成であろう。そこでまず、パイプ状の引け巣を呈した地金Iおよびキャビティを呈した地金F、Gにつ

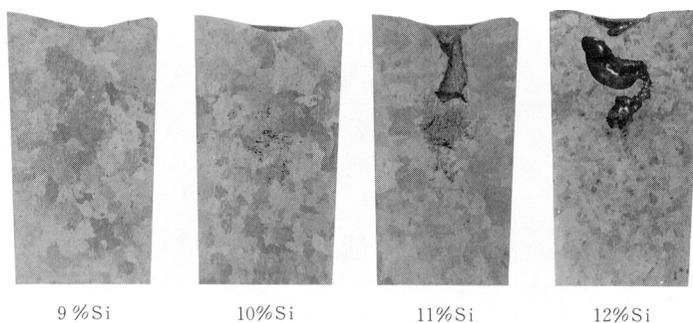


Fig. 3 Shape of shrinkage cavities in Al-9 ~ 12%Si-2%Cu alloy castings made from virgin alloy ingots without molten metal treatment.

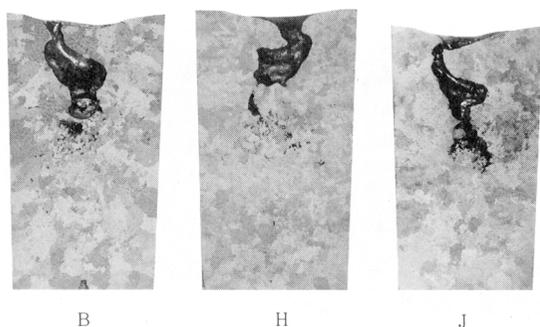


Fig. 4 Shape of shrinkage cavities in JIS ADC12 alloy castings made from secondary alloy ingots after vacuum-degassed treatment.

いて、溶湯に油を付着させた黒鉛棒を挿入して行う、ガス含有処理を施したときの引け巣の形態を調べた。地金Iではまだ小さいキャビティが生成していたが、地金F、Gではキャビティは見られずポロシティだけとなった。つぎにこれとは逆に、1023 Kで6.7 ~ 13.3 Pa × 1200 ~ 2400sの真空脱ガス処理を施して鑄込むと、Fig. 4に地金B、H、Jの鑄物を例として示すように、いずれの再生地金においても、けい素量、銅量がほぼ同じである新地金の場合と同様に、大きなパイプ状の引け巣が認められた。このことから、化学組成が合金規格を満足している再生地金でありながら、引け巣形態に大きな違いが認められたのは、けい素量の外に、少なくともガス量が影響していることは明らかである。

### 3. 円錐鑄物における引け量間の相関と引け形態の変化

#### 3.1 円錐鑄型を用いた引け試験

前述したように、共晶組成付近の合金の場合は、円柱鑄物に生成する引け巣形態の変化から、定性的ではあるが引け性を知ることができる。しかし、亜共晶Al-Si系合金の場合は、円柱鑄物ではパイプ状の引けが生成しないため引け形態を明確に区別して引け性を把握するのは困難である。

そこで、亜共晶Al-Si系合金の引け性をも定量評価できる引け試験を考案した。この試験鑄型（以後円錐鑄型と記す）の形状・寸法はFig. 2に示した通りであり、ジルコン砂を主体としたシェル型である。その鑄物を以下円錐鑄物と称する。発生する引けをFig. 5に示すように分類した。鑄型壁と鑄物の間に生成する空間である外引け、上部開放面が落ち込んでできるパイプ状の内引けおよび鑄物内部のポロシティ（ざく巣も含む）の三つに区分した。この鑄物の凝固時間は、Al-7%Si合金の場合で約730sである。

外引け量は、鑄型内容積と鑄物体積との差から、さらに内引け量を減じた値とした。すなわち、内引けは鑄物体積に含めないものとした。鑄型内容積は、溶湯の熱影響による変化を無視して室温での値とした。内引け量はビュレットから水を滴下して実測した。ポロシティ量は、鑄物全体の密度 $\rho_a$ と別途脱ガス処理して金型に鑄込んだ鑄物の健全部の密度（理論密度の代用） $\rho_t$ とを、アルキメデス法で測定して、次式より算出した。

ポロシティ量 =  $(1/\rho_a - 1/\rho_t) \times 100$  ( $10^{-5}\text{m}^3/\text{kg}$ )

### 3.2 けい素量と引け量との関係

真空脱ガス処理およびガス含有処理を施した場合について、Al-Si二元合金における引け量に及ぼすけい素量の影響を、Fig. 6に示す。用いた地金は前節と同様にして溶製した新地金である。ただし、純アルミニウムはJIS特2種純アルミニウム地金をそのまま用いた。引け試験の際の溶解温度は1023K、注湯温度は973Kとした。溶湯のガス量を変えるための脱ガス処理は、6.7

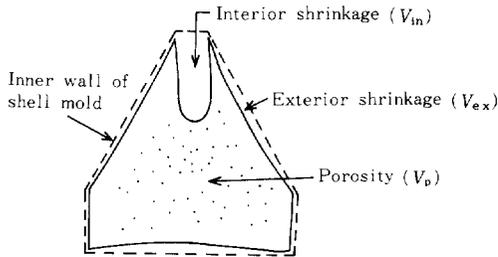


Fig. 5 Classification of shrinkage in conical casting.

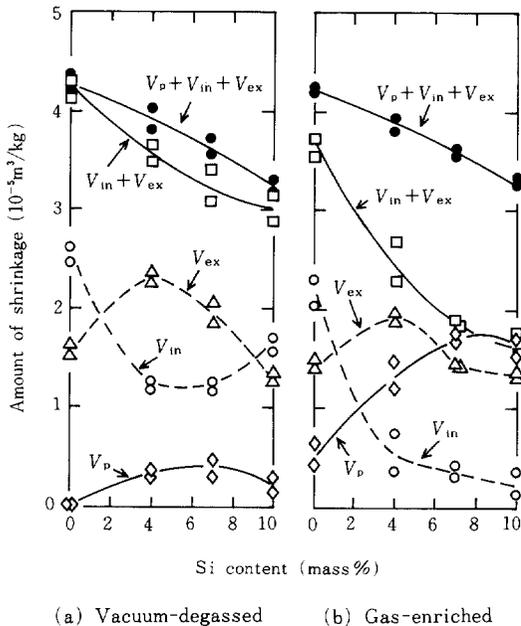


Fig. 6 Effect of silicon content on the amount of shrinkage in conical castings for Al-Si alloys.

~13.3Paの減圧下での加熱あるいは0.2%の六塩化エタン添加によって行った。また、ガス含有処理は約 $1 \times 10^{-3}\text{kg}$ の油を附着させた黒鉛棒を、溶湯0.1kg当たり1回挿入することにより行った。

けい素量に対するポロシティ量、内引け量、外引け量はいずれも複雑に変化するが、(ポロシティ+内引け+外引け)量すなわち総引け量に注目すると、両処理の場合ともほぼ同じであり、けい素量の増加とともに減少している。

### 3.3 内引け量、外引け量とポロシティ量間の相関

ガス量を変えるための溶湯処理によって、各引け量が変化しても、総引け量が同一けい素量では一定値を示したことは、ポロシティ量に対して(内引け+外引け)量は-1の勾配で直線的に変化することを意味する。そこで、何も溶湯処理をしない無処理の場合も追加して引け量間の相関を調べた。

Al-4%Si合金の場合の引け量間の相関をFig. 7に示す。ポロシティ量と(内引け+外引け)量との間には勾配-1の直線関係が成立している。外引け量は約 $0.7 \times 10^{-5}\text{m}^3/\text{kg}$ までの低ポロシティ域では直線的に減少し、それ以上の高ポロシティ域では一定となっている。内引け量の変化は、外引け量とは逆の変化を示している。Al-7%Si合金の場合も、ポロシティ量に対する内引け量や外引け量の変化は、Al-4%Si合金の場合と同じ傾向を示した。

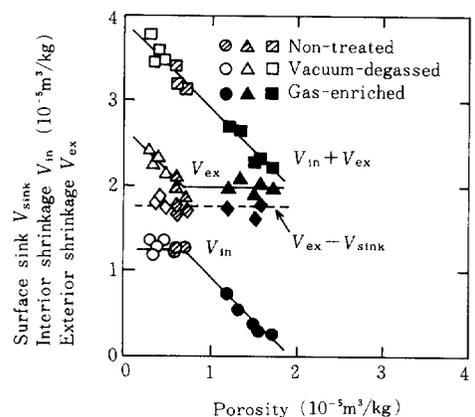


Fig. 7 Relations between interior or/and exterior shrinkage, surface sink and porosity in conical castings for Al-4%Si alloy.

Al-10%Si合金の引け量間の相関をFig. 8に示す。Al-4%Si合金やAl-7%Si合金とは異なり、外引け量はポロシティ量に関係なく一定であり、内引け量はポロシティ量の増加とともに - 1 の勾配で直線的に変化している。また、純アルミニウムの引け量間の相関も、Al-10%Si合金の場合と同様の傾向を示した。

以上の結果から、組成が同じ合金では、円錐鋳物に生成する内引けと外引けの量は、総引け量が一定という条件を満足しながら、ポロシティ量、すなわち、溶湯中のガス量のレベルによって変化することがわかる。また、けい素量によって引け量間の相関が異なることも明らかになった。

### 3.4 ポロシティ量とガス量との関係

ガス量と円錐鋳物のポロシティ量との関係をFig. 9に示す。ガス量は、円錐鋳物と同じ溶湯をランズレータイプの金型に鋳込んだ鋳物から削り出した試験片について、真空溶融抽出法で測定した。Al-7%Si合金、Al-10%Si合金の場合とも、ガス量が高くなるにつれてポロシティ量がほぼ直線的に上昇している。この結果からも、内引け量あるいは外引け量は、総引け量が一定という条件を満足しながら、ガス量によって変化することが確認できた。

### 3.5 引け形態の変化

純アルミニウム、Al-4%Si合金、Al-7%Si合金およびAl-10%Si合金の円錐鋳物の縦断面のマクロ組織

をFig. 10に示す。Al-4%Si合金とAl-7%Si合金の場合、真空脱ガス処理をした鋳物では、内引けの直下にポロシティがざく巣状に集中して生成している。無処理の鋳物では、内引けの深さは真空脱ガス処理をした鋳物と大差ない。ガス含有処理をした鋳物では、ポロシティが多く認められ、全面に様に分布しており、内引けは小さい。このような引け形態の変化は、引け量間の相関におけるポロシティ量に対する内引け量の変化とよく対応している。また、真空脱ガス処理と無処理の場合には、鋳物底部が凹面状になる面引けが発生していた。

この面引けはポロシティ量の低い鋳物の場合ほど大きいことから、外引けとの関係を明らかにするため、油粘土を埋め込んで、その重量と密度から面引け量を測定した。面引け量と外引け量との関係をFig. 11に示す。Al-4%Si合金、Al-7%Si合金の場合とも、外引け量と面引け量とほぼ一対一に対応しており、低ポロシティ域でのポロシティ量の低下に伴う外引け量の上昇は、面引けの増加によることがわかる。

Al-4%Si合金の(外引け - 面引け)量を、Fig. 7の引け量間の相関と一緒に示した。外引け量から面引け量を減じた値は、ポロシティ量によらず一定であり、この値が鋳型壁と相似形に収縮した量に相当することを示唆している。面引け量は、外引け量を示す実線と

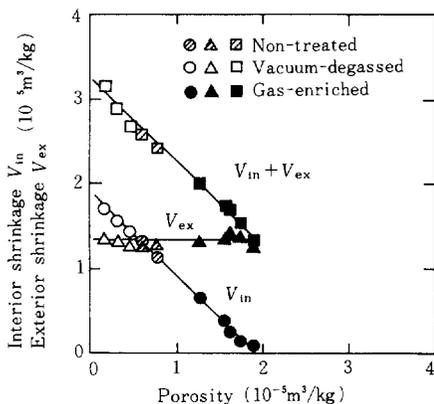


Fig. 8 Relations between interior or/and exterior shrinkage and porosity in conical castings for Al-10%Si alloy.

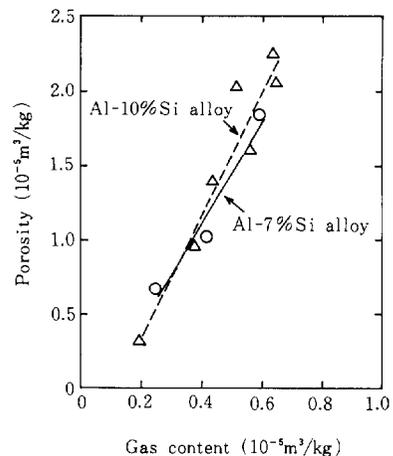


Fig. 9 Relations between porosity and gas content of conical castings for Al-7% Si and Al-10%Si alloys.

外引け量から面引け量を減じた値を示す鎖線とで挟まれた量であり、低ポロシティ域ではポロシティの増加とともに減少し、高ポロシティ域ではポロシティ量が上昇してもほとんど変化していない。このことは、Al-4%Si合金やAl-7%Si合金では、凝固殻の形成にポロシティの生成が関与していることを示唆している。

純アルミニウムでは、いずれの鋳物においても柱状晶がよく発達している。内引けの大きさは、真空脱ガス処理と無処理とではほとんど差がない。しかし、ガ

ス含有処理した鋳物では、深さは変わらないが細くなっている。

Al-10%Si合金の真空脱ガス処理をした鋳物では、内引け直下にざく巣が生成している。無処理の鋳物では、真空脱ガス処理の場合に比べて、内引けの深さは浅くて、ポロシティが多い。ガス含有処理をした場合には、ポロシティはさらに多く、内引けはわずかしか生じていない。

純アルミニウムとAl-10%Si合金の場合は、面引けは

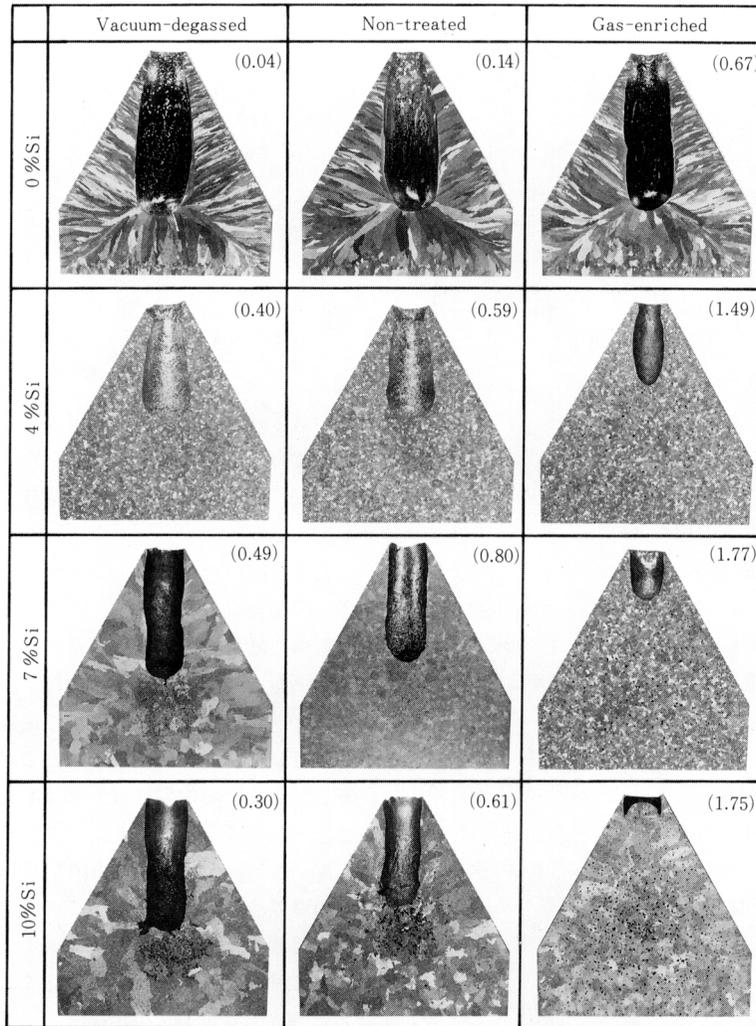


Fig. 10 Macrostructures of longitudinal sections of conical castings for Al-Si alloys.

( ): porosity,  $10^{-5}\text{m}^3/\text{kg}$

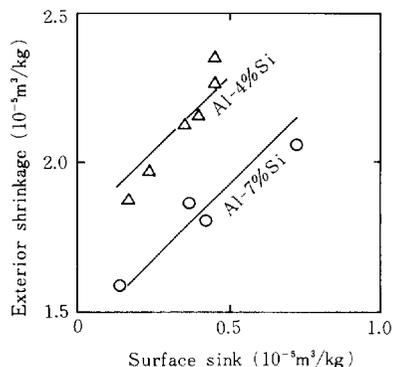


Fig. 11 Relations between exterior shrinkage and surface sink in conical castings for Al-4%Si and Al-7%Si alloys.

生成しておらず、鋳物の形状は鋳型に沿っている。このことは、引け量間の相関において、ポロシティ量が変化しても外引け量が変化せず一定であることと対応している。

以上のような合金による引け量間の相関の違いは、凝固様式と関係があると考えられる。純アルミニウムの場合、鋳型壁面から柱状晶が発達しており、表皮形成型の様式で凝固が進行したことは明らかである。Al-10%Si合金の場合も、マクロ組織が等軸晶であることを除けば、鋳物の殻形成と引け量間の相関との対応は、純アルミニウムの場合と同様であり、表皮形成型の様式で凝固が進行したと考えられる。一方、Al-4%Si合金とAl-7%Si合金の場合は、温度低下が大きく早期に鋳物の殻が形成される稜角部以外の外殻部および内部では凝固の進行度合いにあまり差がなく、ガス量が低くてポロシティの生成が少ない場合には、凝固収縮の一部がまだ殻が形成されていない部分で面引けとなって現れたと考えられる。すなわち、凝固がかゆ型の様式で進行したと考えられる。しかし、ガス量が高い場合は、凝固収縮が気泡の生成によって置換され、そのような状態で鋳物全体の殻が形成されるため面引けが生じにくくて外引け量が変化しなくなったと考えられる。

#### 4. 引けの生成挙動

##### 4.1 低ポロシティ域における引けの発生時期

円錐鋳物に発生する引け量間の相関が合金によって

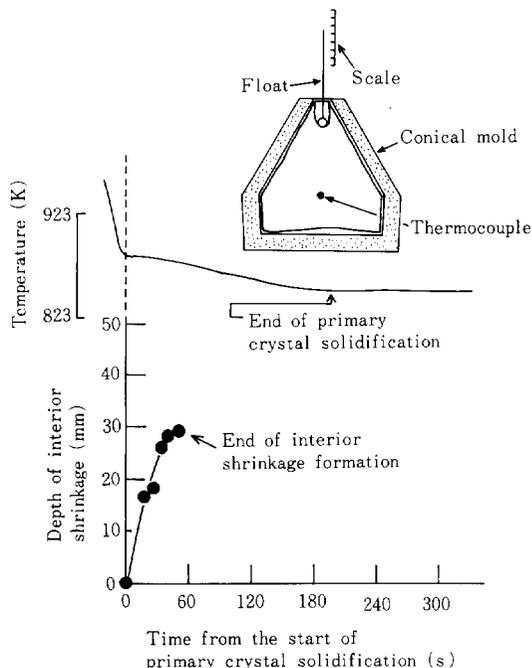


Fig. 12 Cooling curve and change in depth of interior shrinkage for JIS AC4C alloy.

異なるのは、凝固様式の違いを反映しており、鋳物の殻形成にポロシティの生成が関与するためと考えられる。

引け量間の相関がAl-7%Si合金と同様であるAC4C合金の場合について、内引けの生成過程を深さ変化として調べた結果を、鋳物の冷却曲線とともにFig. 12に示す。湯面の降下過程は、図中に示すように、指針付きのイソライトレンガ製浮子を注湯直後の湯面に浮かべて測定した。鋳物の冷却曲線との対比から、湯面が降下して生成する内引けは、初晶凝固の初期に終了したことがわかる。

Al-Si二元合金における内引け終了時間とけい素量との関係をFig. 13に示す。この場合の内引け終了時間は、目視によって測定したものであり、Fig. 12の方法による結果とよく一致することを確認した。真空脱ガス処理をした鋳物の内引け終了時間は、Al-4%Si合金とAl-7%Si合金では、初晶凝固の初期であり、純アルミニウムでは凝固終了時間と一致していた。

次に、面引けの生成時期を、円錐鋳型底の一部をく

りぬき、そこに同材質の鑄壁をはめ込むようにした鑄型を用いて調べた。注湯後、鑄物の冷却曲線および目視による内引け終了時期を目安に、鑄型底部の可動部分を下方に動かし、そのままの状態に凝固させて鑄物底部の形状を観察した。エアギャップがまだ生成していない時に鑄型底の一部を取り去ると、それにつれて溶湯も移動するが、面引けが起こりエアギャップが生成した後であれ鑄物の底部はそのままであり下方に変形しないはずである。

このようにして得た鑄物の断面マクロ組織をAl-7%Si合金についてFig. 14に示す。内引け終了の直前までは鑄物の底は凸になっており、その直後では逆に凹んでいる。Al-4%Si合金の場合も同様の結果であった。このことから、面引けは内引け終了直前までは生成しておらず、内引け終了とほぼ同時かその直後に生成したことがわかる。

#### 4.2 高ポロシティ域における引けの発生時期

ガス含有処理をした場合のAl-4%Si合金とAl-7%Si合金の内引け終了時間はFig. 13に示した通りである。真空脱ガス処理の場合と同様、内引けは初晶凝固過程の初期に終了し、内引け生成時間も、例えばAl-7%Si合金の場合は54sであり真空脱ガス処理の場合の50sと

あまり差がない。内引け量そのものに大きな差があるにもかかわらず生成時間には少しの違いしかないことは、真空脱ガス処理の場合よりガス含有処理の方が液面降下が遅いことを意味している。この液面降下の遅滞は、ガスの多い溶湯では、凝固の進行に伴う収縮が気泡生成によって置換されるために起こることを示唆している。

そこで、気泡の生成時期を鑄物を凝固途中から急冷することにより推定した。円錐鑄物そのものを凝固途中で急冷するのは困難であるので、初晶凝固時間を円錐鑄物とほぼ同じとなるように調整した少量の鑄物を冷却途中から急冷して、密度と急冷温度との関係を調べた。Fig. 15にAl-4%Si合金の場合の結果を示す。1023 Kの冷却開始時に急冷した場合は、溶湯のガス量に差があっても鑄物の密度はほぼ同じである。しかし、急冷温度を低くしていくと、ガス量の多い溶湯の場合ほど密度は低くなり、とくに初晶凝固開始直後での変化が大きく、気泡が多量に生成したことを示している。以上のことから、高ポロシティ域における内引け生成の遅滞と量の減少は、初晶凝固の初期までの気泡生成によって凝固収縮が置換されることによって起こると言える。

#### 4.3 気泡生成による凝固膨張

この引け試験によって、Table 1の再生地金D12S (ADC12合金)のうち、地金K, L, Nの引け量間の

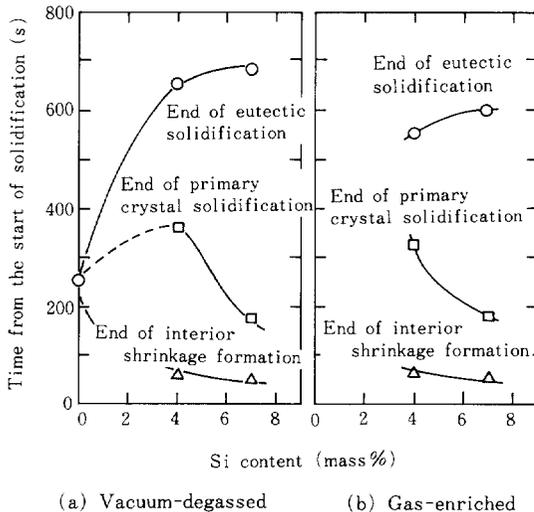


Fig. 13 Effect of silicon content on the ending time of interior shrinkage formation in the conical castings made after vacuum-degassed(a) and gas-enriched treatment(b) for Al-Si alloys.

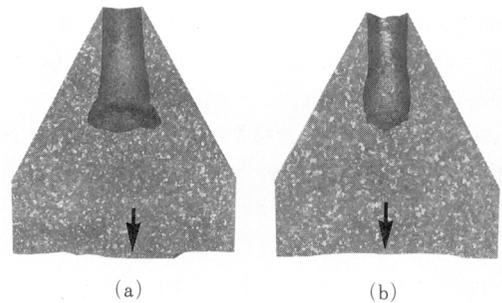


Fig. 14 Change in bottom surface shape of each conical casting obtained by taking off a part of the mold bottom during solidification for Al-7%Si alloy.

(a): [48s], just before the end of interior shrinkage

(b): [55s], just after the end of interior shrinkage

[ ]: time from the start of solidification

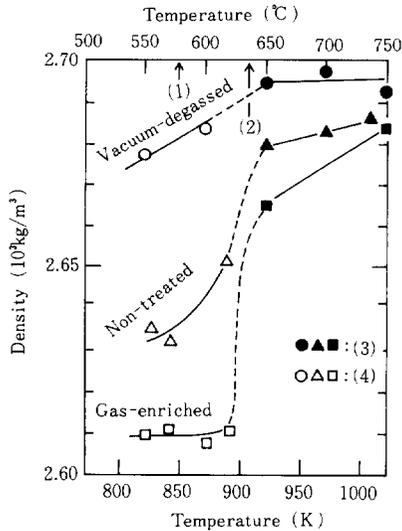


Fig. 15 Effect of quenching temperature on the density for Al-4%Si alloy.  
 (1): ending temperature of primary crystal solidification  
 (2): starting temperature of primary crystal solidification  
 (3): pouring into the permanent mold  
 (4): quenching into water

相関を調べた。その一例として地金Nの引け量間の相関をFig. 16に示す。引け試験時の溶解温度は1023K、注湯温度は943Kである。引け量間の相関は、いずれの地金でも地金Nと同様で、全ポロシティ域で外引け量は変化せず一定であり、内引け量は-1の勾配で変化しておりAl-10%Si合金の場合と同じ傾向である。

これらの再生地金および組成がAl-11%Si-3%Cuの新地金について、円錐鋳物のポロシティ量とガス量との関係をFig. 17に示す。いずれの地金の場合も、ガス量とポロシティ量との間にはほぼ直線的な関係が存在しているが、ガス量が同じであっても、地金によっては必ずしも同じポロシティ量を示さないことがわかる。このことは、ガス量によって引け性を推定するのは必ずしも適切ではなく、実際に試験鋳物で調べる必要があることを示している。

ここで地金Nに注目すると、無処理の鋳物であってもポロシティ量は約 $1.8 \times 10^{-5} \text{ m}^3 / \text{kg}$ と最も高く、内引けがごくわずかしか生成しておらず、凝固過程で内引け底部が膨張する現象が認められた。すなわち、凝固

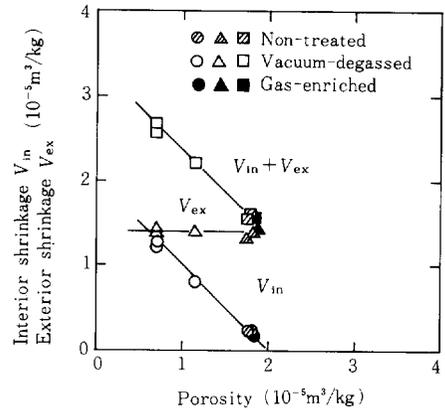


Fig. 16 Relations between interior or/and exterior shrinkage and porosity in conical castings for JIS D12S secondary alloy ingot N.

の進行に伴って内引けが深くなりついには停止するが、その直後から底部の液面が逆に上昇して内引けが減少する現象が認められた。

このような膨張現象は、新地金でも起こるかどうかがガス含有処理をした溶湯について調べた。膨張現象は、純アルミニウムとAl-4%Si合金では起こらないが、Al-7%Si合金、Al-10%Si合金、Al-12%Si合金のいずれでも認められた。膨張の開始と停止の時期を目視で測定して調べた。Al-12%Si合金以外では、内引け底部での膨張現象は、初晶凝固過程中に起こった。ほとんどが共晶反応だけで凝固するAl-12%Si合金の場合でも、Al-7%Si合金、Al-10%Si合金とほぼ同じく、膨張は凝固開始から約100sまでの間に生じた。

Al-7%Si合金について、円錐鋳物の縦断面近傍の各部位のポロシティ量の分布をFig. 18に示す。左半分は真空脱ガス処理をした鋳物、右半分はガス含有処理をした鋳物の結果である。最終凝固部と考えられる中央部のポロシティ量は、体積率で10%以上と高く、両方の鋳物とも同様の分布を示しており、ガスの多少には関係がない。しかし、中心部以外の部分では、ガス含有処理をした鋳物のポロシティ量は真空脱ガス処理の場合の3~4倍と高い。ガス含有処理をした鋳物では、凝固の進行に伴い著しい気泡生成が鋳物のほぼ全部で起こったことを示唆しており、このような気泡生成が、内引け底部での膨張の原因であろう。

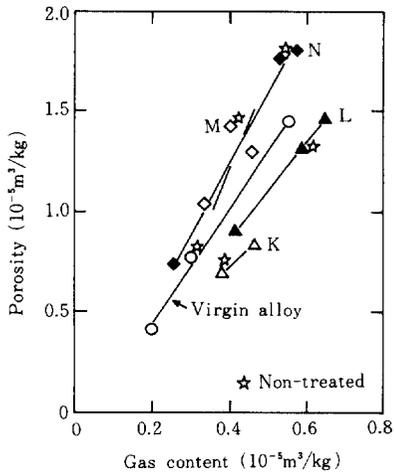


Fig. 17 Relations between gas content and porosity in conical castings for Al-11%Si-3%Cu virgin alloy and JIS D12S secondary alloy ingots.

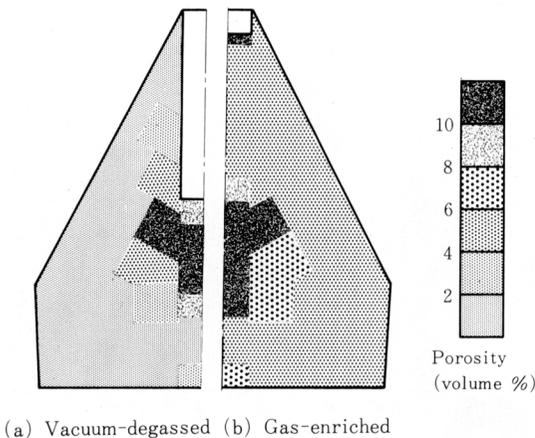
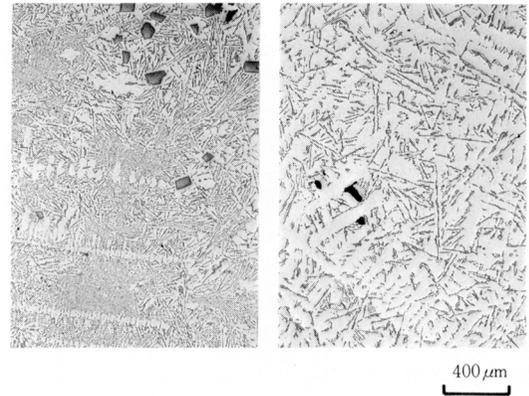


Fig. 18 Distribution of porosity in conical castings for Al-7%Si alloy.

膨張部の大部分は押し出された残留液相から成ると考えられる。マイクロ組織をAl-10%Si合金の場合についてFig. 19に示す。非膨張部は初晶 $\alpha$ -Al dendライトとAl-Si共晶とから成っており、平衡状態図から予想される相構成である。これに対して、膨張部では、 $\alpha$ -Alはわずかで大部分はAl-Siの共晶組織であり、初晶けい素も認められた。このことから、膨張現象によ



(a) expansion region (b) non-expansion region

Fig. 19 Microstructures in the conical casting made after gas-enriching for Al-10%Si alloy.

て押し上げられたのはAl-10%Si合金の場合では、初晶 $\alpha$ -Alの晶出に伴ってSi濃度が高くなった液相であることが明らかである。

溶湯中における気泡の生成条件は一般的に次式であらわされる。

$$P_g + P_s = 2\gamma/r + P_a + P_h$$

ここで、 $P_g$ : 気泡の内圧、 $P_s$ : 収縮負圧、 $\gamma$ : 熔融アルミニウムの表面張力、 $r$ : 気泡半径、 $P_a$ : 大気圧、 $P_h$ : 溶湯の静水圧である。 $P_a$ に着目すると、大気圧下での凝固では膨張が発生するほど溶存ガスによる気泡生成が著しくても、雰囲気圧力を高くすれば気泡の生成が抑制されて膨張は起こらなくなるはずである。

このことを、Al-10%Si合金について円錐鋳物を加圧雰囲気下で凝固させて調べた。大気圧下の凝固で膨張が起こったのは、ガス量が約 $0.5 \times 10^{-5} \text{m}^3/\text{kg}$ 以上、ポロシティ量にして約 $1.5 \times 10^{-5} \text{m}^3/\text{kg}$ 以上の場合である。ところが、加圧雰囲気下ではポロシティは生成するものの、ガス量が約 $0.5 \times 10^{-5} \text{m}^3/\text{kg}$ 以上であっても膨張は認められなかった。また、雰囲気圧を高くした場合ほど鋳物のポロシティ量は低かった。

以上のことから、凝固時に内引け底部で発生する膨張現象は、凝固の進行に伴う著しい気泡生成により残留液相が押し上げられて起こる現象であることが明らかとなった。

## 5. まとめ

引け欠陥を防止して健全な鋳物を作るには、鋳込まれる溶湯の引け性と鋳造方案とをうまく整合させることが重要であるとの考えから、これまで定性的にしか把握されていないAl-Si系合金の引け性について、再生地金を含めて明確化することを試みた。

Al-Si系合金の引け形態は、合金元素のけい素量だけでなく、溶湯中のガスによっても大きく変化する。さらに、引け性を定量的に知ることができる砂型の円錐鋳型を考案して、生成する引け量の総和は組成が同じなら一定であり、引け量間に組成によって定まる相関関係が認められ、この相関はけい素量によって異なることを明らかにした。また、引けの生成挙動をも調べ、ガス量によって各引け量の分配が変化するの気泡生成の影響を受けるためであること、ポロシティ量の高い場合には、円錐鋳物の内引け底部が膨張する現象が認められ、この現象も溶存ガスの気泡生成によって残液が押し出されて起こることなどを明らかにした。このように、溶湯中のガスは引け形態に大きく影響を及ぼすが、再生地金においてはガス量が同じであってもポロシティ量は必ずしも同じとはならず、実際に引け試験によって引け性を把握する必要があることを明確にした。

## 参考文献

- 1) 例えば, 大中逸雄, ほか3名: 鋳物, 53 (1981), 674
- 2) 小林俊雄, 大平五郎: 鋳物, 36 (1964), 670
- 3) 橋浦広吉, 小松充: 軽金属, 16 (1966), 293
- 4) 磯辺俊夫, 久保田昌男, 北岡山治: 鋳物, 47 (1975), 345
- 5) Arbenz, H.: Giesserei, 49 (1962), 105
- 6) Berezyanskaya, N. B.: Sov. Non-Ferr. Met. Res., 11 (1983), 59
- 7) 例えば, 友弘一郎, ほか3名: 軽金属, 14 (1964), 27
- 8) Gruzleski, J. E., et al.: Br. Foundryman, 71 (1978), 69
- 9) アルミニウム合金鋳物のガス含有量と機械的性質に関する研究部会: 研究報告41, (1981), 65p. 日本鋳物協会
- 10) 品田与志栄, 上田倣完, 西成基: 軽金属, 33(1983), 508
- 11) Tiwari, S. N., et al.: Br. Foundryman, 79(1986), 129

## 著者紹介



粟野 洋司 Yoji Awano  
 生年: 1941年。工学博士。  
 所属: 溶湯加工研究室。  
 分野: 鋳造技術, 鋳造合金の研究開発。  
 学会等: 日本鋳物協会, 軽金属学会, 日本金属学会会員。  
 1988年, 日本鋳物協会小林賞受賞。  
 1990年, Best Technical Paper (56th World Foundry Congress 1989) 受賞。



森本 一史 Kazufumi Morimoto  
 生年: 1946年。  
 所属: 情報特許部 調査課。  
 分野: 技術動向の調査研究。  
 学会等: 自動車技術会, 日本鋳物協会会員。



清水 吉広 Yoshihiro Shimizu  
 生年: 1955年。  
 所属: 溶湯加工研究室。  
 分野: 鋳造用アルミニウム合金の研究開発。  
 学会等: 日本金属学会, 日本鋳物協会, 軽金属学会会員。  
 1988年, 日本鋳物協会小林賞受賞。  
 1990年, Best Technical Paper (56th World Foundry Congress 1989) 受賞。  
 1991年, 日本鋳物協会東海支部堤賞受賞。  
 1991年, 軽金属学会軽金属奨励賞受賞。



高宮 博之 Hiroyuki Takamiya  
 生年: 1962年。  
 所属: 材料設計研究室。  
 分野: アルミニウム合金の鋳造性評価。耐熱合金に関する研究・開発。  
 学会等: 日本鋳物協会会員。