

Al-Si系合金溶湯のガス吸収に及ぼすCa, Mgの影響

川原博, 栗野洋司

Effect of Ca, Mg on Hydrogen Absorption of Molten Al-Si Alloy

Hiroshi Kawahara, Yoji Awano

要 旨

アルミ合金鋳物のポロシティ発生による鋳造不良の低減のためには、溶湯の引け性とその変化要因を明らかにすることが必要である。本研究では、JIS AC2B合金再生地金を取り上げ、当所開発の引け評価鋳型を用いて、ポロシティ量の変化を溶湯のガス吸収の観点から調べた。

ポロシティ量は、溶湯の保持温度、時間および雰囲気中の湿度の影響を受けて変化し、その変化の度合いは原料地金によっても異なる。これは保持中におこる溶湯のガス吸収の度合いが異なるためであり、溶湯の酸化と密接に関係している。特

に、MgとCaの両方を含有する溶湯では、短時間の保持でもガス吸収が著しく、このような溶湯では表面酸化物が巻き込まれる現象が観察された。酸化物の巻き込みは、Caが酸化物と溶湯との濡れを良くするために起こる現象であり、そのために溶湯表面での酸化反応が促進され激しいガス吸収が起こると考えられる。

ポロシティ量の変化を小さくするには、溶湯の酸化抑制のための、Be添加およびSF₆ガス吹き込みによるCaの除去処理が有効であることがわかった。

Abstract

For reducing the inferior castings of aluminum alloys caused by porosity it is necessary to clarify the shrinkage morphology of poured melt and the factors affecting the change in shrinkage morphology. In this study, the change in the amount of porosity was investigated for JIS AC2B secondary alloy ingots from the viewpoint of hydrogen absorption by using a conical mold developed for evaluating the shrinkage morphology. The amount of porosity changes, mainly depending on the holding time and temperature of the molten metal as well as the humidity in the holding atmosphere. The change in the amount of porosity differs according to raw ingots, because the quantity of the hydrogen absorbed in the molten metal is different.

The hydrogen absorption is closely related with the oxidation of the molten metal. Particularly, in the case of the ingot containing both Mg and Ca, remarkable hydrogen absorption occurred even during a short holding time, and the oxide formed on the melt surface was sunk. It is considered that the oxide is sunk because Ca improves the wettability between the oxide and the molten metal. This suggests that the oxidation of the melt is promoted, causing remarkable hydrogen absorption. It is found effective for minimizing the change in the amount of porosity to retard the melt oxidation by Be addition and to remove Ca by SF₆ gas bubbling.

キーワード

Al-Si系鋳造合金, 再生地金, 溶湯, ガス吸収, 酸化反応, 引け性, 引け試験, ポロシティ, 溶湯処理

1. はじめに

アルミニウム合金鋳物の多くは、再生地金を主体として製造されている。しかし、使用地金や配合溶湯が合金規格を満足しており、しかも通常と鋳造条件や鋳造方案は同じであるにもかかわらず、引け欠陥による突発的な不良が多発することがある。この突発的な不良は地金を元に戻すと止まってしまう。また、引け欠陥による慢性的な鋳造不良にも悩まされており、原因をなかなか特定できないことも多い。

このような引け欠陥による鋳造不良は、方案と鋳込まれる溶湯の引け性（凝固収縮がどのような形態の引けとなって現れるかという性質）とが整合していないために発生するとの考えから、これまでに引け性の定量的な評価方法を確立し、同時にAl-Si系合金の引け性を支配する主要因を調べた¹⁻³⁾。その結果、三つの形態の引け量、すなわちポロシティ量、内引け量と外引け量の総和は、合金組成が同じなら一定であり、溶存ガス量が高くなるにつれて直線的に引け巣（ポロシティ）が増加し、その影響を受けて内引け、外引けの発生割合が変化すること、また引け量の総和は合金組成によって異なること等を明らかにした。

引けの発生の仕方に影響するポロシティの量を支配する要因として、溶存ガスの大部分を占める水素の量とその気泡生成の異質核の二つが考えられる。凝固時の体積変化に起因する引け性に関して、これまで合金元素や不純物元素の影響⁴⁻⁷⁾、溶存ガスがポロシティに及ぼす影響^{8,9)}など多く

の研究が報告されている。また、非金属介在物の影響として、清浄度を高めるため溶湯をろ過すると水素量が同じでも生成するポロシティが少ないこと^{10,11)}も明らかにされている。しかし、再生地金に着目して引け性を検討した報告は少なく^{12,13)}、引け欠陥による鋳造不良の低減には、その引け性を変化させ不安定にする要因を明らかにする必要がある。

そこで本研究では、AC2B合金の再生地金を取り上げ、当所で開発した引け試験鋳型を用いて、原材料によって生じる引け性の違いを、溶湯のガス吸収の観点から明らかにするとともに、ガス吸収を抑え引け性を安定化するための処理についても検討した。

2. 実験方法

実験に供した市販のAC2B合金再生地金5銘柄および比較のための新地金1銘柄の化学組成をTable 1に示す。再生地金の化学組成は不純物元素量にはかなり違いが見られるが、いずれもJISの合金規格を満足している。また現象確認のために、実験室的に溶製したAC2BとAC4C合金新地金も用いた。これらの地金約900gを木節粘土をバインダとしたアルミナ粉で被覆し十分空焼した黒鉛るつぼに入れ、1023Kで溶解した。

引け試験は、一旦真空脱ガス処理（到達真空度が13Paになるまで真空炉中で約20min保持）してから、湿度、温度、時間を変えて大気中で保持した溶湯について実施した。溶湯を保持するときの雰囲気湿度は、乾燥空気（水蒸気分圧700Pa）

Table 1 Chemical compositions of JIS AC2B alloy ingots (mass%).

Ingot	Cu	Si	Mg	Zn	Fe	Mn	Cr	Ni	Ti	Sn	Pb	Ca	Na	Al
A	2.13	6.11	0.09	0.46	0.59	0.25	0.04	0.01	0.02	< 0.01	0.01	< 0.001	< 0.001	bal.
B	2.93	5.89	0.31	0.12	0.35	0.05	0.01	0.01	0.03	< 0.01	0.02	0.002	< 0.001	bal.
C	3.20	6.89	0.24	0.01	0.30	0.06	< 0.01	< 0.01	0.01	< 0.01	< 0.01	< 0.001	< 0.001	bal.
D	3.42	5.75	0.26	0.27	0.51	0.16	0.02	0.02	0.02	< 0.01	0.02	0.004	< 0.001	bal.
E	3.10	5.66	0.31	0.27	0.52	0.18	0.04	0.02	0.03	< 0.01	< 0.01	< 0.001	< 0.001	bal.
F	3.40	6.40	0.02	< 0.01	0.16	< 0.01	< 0.01	0.01	0.01	< 0.01	< 0.01	< 0.001	< 0.001	bal.

Ingot A ~ E : secondary alloy ingots , Ingot F : virgin alloy ingot

または温度を変えた水浴中をバブリングさせた空気を0.1L/min炉内に導入することによって調整した。引け試験铸件は、円錐状のジルコン砂製シェル铸型¹⁾に973Kで注湯したものであり、円錐铸件と称す。この円錐铸件の凝固時間は、Al-7%Si合金の場合で約730sec.である。円錐铸件に発生する引けはFig. 1に示す3種類に分類できる¹⁾。本報では、同一地金では溶存ガス量と直線関係を示す²⁾ポロシティ量によって引け性を評価した。ポロシティ量は、アルキメデス法により円錐铸件の密度 ρ_a を測定し、次式を用いて算出した。

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

その際に必要な真密度 ρ_t としては、別途真空脱ガス処理して金型に铸込んだ铸件の健全部の密度を代用した。

ガス量測定用の試料は、引け試験铸型に注湯した升の残り湯をランズレー金型に铸込んで得た铸件から採取した。ガス量は水素ガスについて不活性ガス搬送融解-熱伝導度法により測定した。なお、この方法で測定した水素量は、真空溶融抽出法により測定した総ガス量とほぼ一致することを確認してある。

3. 結果および考察

3.1 溶湯のガス吸収

3.1.1 溶湯保持条件によるポロシティ量の変化

Fig. 2に、AC2B合金再生地金および新地金を脱ガス処理を施してから1023Kで60min保持したときの、円錐铸件に生成するポロシティ量に及ぼす雰囲気の水蒸気分圧の影響を示す。真空脱ガス処

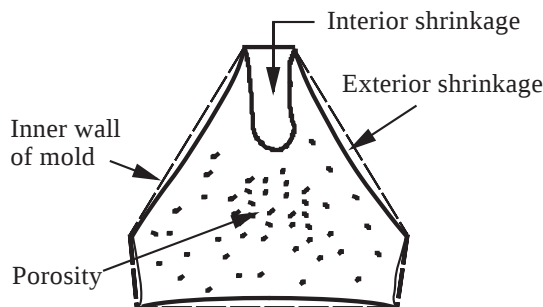


Fig. 1 Classification of shrinkage in conical casting.

理を施した直後に铸込んだときのポロシティ量は、新地金、再生地金を問わず、ほぼ $0.7 \times 10^{-5} \text{ m}^3/\text{kg}$ である。水蒸気分圧が高くなるにつれて、いずれの地金の場合にもポロシティ量は高くなっている。中でも地金B、Dは保持雰囲気の水蒸気分圧が低い場合でも高いポロシティ量を示した。

真空脱ガス処理後、雰囲気中の水蒸気分圧を約3800Pa一定として、1023Kで保持時間を変えたときの円錐铸件のポロシティ量の変化をFig. 3に示

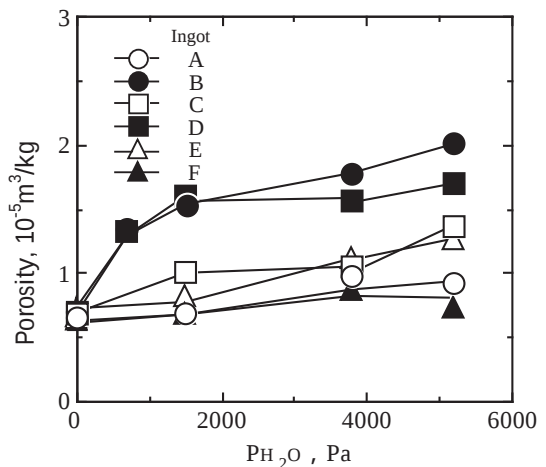


Fig. 2 Effect of humidity in atmosphere on amount of porosity in conical castings of AC2B alloy ingots (holding temperature : 1023K, holding time : 60min).

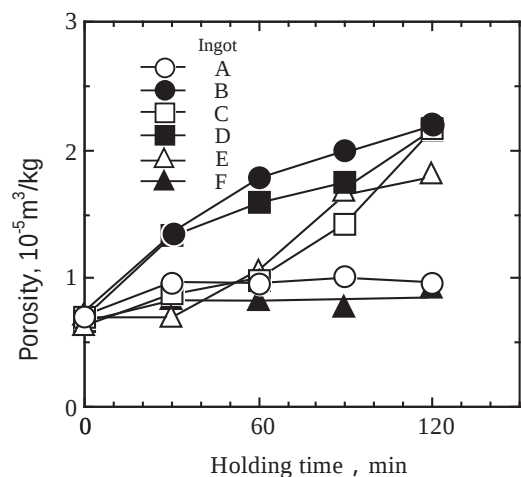


Fig. 3 Effect of holding time on amount of porosity in conical castings of AC2B alloy ingots (holding temperature : 1023K, humidity in atmosphere : 3800Pa).

す。ポロシティ量は、保持時間が長くなるにつれて高くなっており、その度合いは地金により大きく異なっている。地金F, Aでは保持時間が長くなってもポロシティの増加は小さい。地金C, Eでは60minまでのポロシティの増加はわずかであるが、その後急激に増加している。これに対して地金B, Dでは保持時間が30minと短くてもポロシティ量は高く、その後も増加し続け、120minでは地金C, Eと同程度まで高くなっている。

Fig. 4には、同じく水蒸気分圧を約3800Pa一定として、60min保持したときの円錐鋳物のポロシティ量に及ぼす保持温度の影響を示す。いずれの地金でも保持温度が高くなるにつれてポロシティは増加している。その中で地金D, Bでは保持温度が低くてもポロシティ量は高く保持温度による増加も大きい。また、保持温度が高いほど地金の違いによるポロシティ量の差が大きい。

3. 1. 2 ポロシティ量と水素量の関係

前節において、地金によるだけでなく溶湯の保持条件によっても円錐鋳物のポロシティ量に違いがみられたことから、溶湯保持条件を変えたときの水素量とポロシティ量との関係を調べた。その結果をFig. 5に示す。いずれの地金の場合にも水素量とポロシティ量の間にはよい対応がみられ、水素量が高くなるとポロシティも直線的に増加し

ている。しかもどの地金でもほぼ同一直線上で変化している。このことは、本実験に供した地金に限れば、同一溶湯保持条件でも円錐鋳物に発生するポロシティ量が違うのは、溶湯保持時の水素吸収量の違いに起因していることを示しており、Laslaz等が報告している¹¹⁾ような、非金属介在物などの気泡生成の異質核の影響を受けていないと言える。

3. 1. 3 水素吸収に及ぼすCa, Mgの影響

地金によって溶湯保持時の水素吸収量が異なる原因を明らかにするため、供試地金の化学成分との関係を調べた。合金元素のSi, Cuおよび主な不純物元素のZn, Fe, Mnと水素量の変化の間には関連は認められなかった。溶湯の水素吸収は、雰囲気的水分との酸化反応の結果として起こることから¹⁴⁾, Alより酸化しやすい不純物元素のMg, Caについて、溶湯の保持時間を変えたときの濃度変化を調べた。その結果をFig. 6に示す。Mg, Ca量とも溶湯保持時間が長くなるに従って減少しており、酸化して消耗したことがうかがえる。ここで、Fig. 2, 3, 4の結果と対比すると、Mg, Caとも含有量が低い地金A, Fではポロシティ量の増加はわずかである。保持時間が長くなるとポロシティ量が高くなった地金C, Eには、Mgは多く含まれているがCaは少ない。短時間の保持で

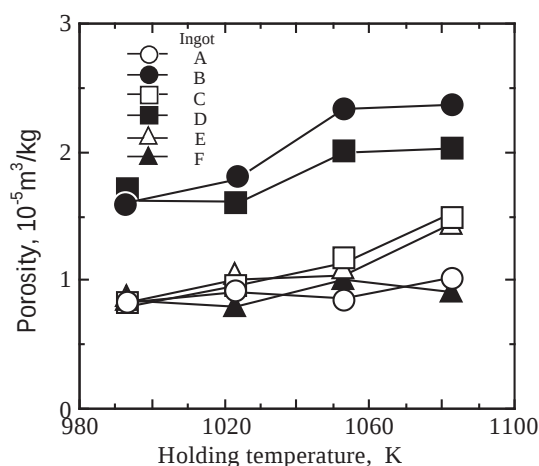


Fig. 4 Effect of holding temperature on amount of porosity in conical castings of AC2B alloy ingots (holding time : 60min, humidity in atmosphere : 3800Pa).

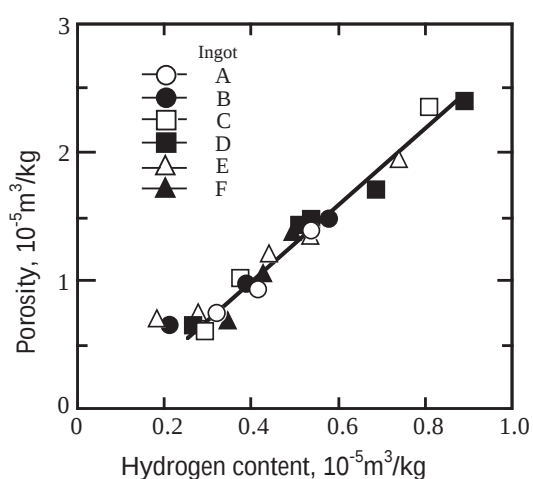


Fig. 5 Relations between amount of porosity and hydrogen content of conical castings for AC2B alloy ingots.

も、また水蒸気分圧が低い場合でも、水素の吸収が著しくて高いポロシティ量を示した地金B, Dには、Mg, Caとも多く含まれているという関係があることがわかる。

そこで、これらの不純物元素をほとんど含まない実験室的に配合溶製した新地金を用いて、水素吸収に対するMg, Caの影響を調べた。Fig. 7にAC2B合金新地金を脱ガス処理してから、1023Kで30min、水蒸気分圧3800Paの雰囲気中で保持したときの、溶湯の水素量と円錐鋳物に生成するポロシティ量の変化を示す。Mg, Caをそれぞれ単独で添加した場合の水素量は、脱ガス処理直後の約 $0.3 \times 10^{-5} \text{m}^3/\text{kg}$ に比べて、わずかに高くなっているだけである。これに対してMgとCaの両方を添加した場合には、短時間の保持でも水素量は著しく高くなっている。この時のポロシティ量は水素量の増加に伴って高くなっている。また、Cuを含まないAl-Si-Mg系のAC4C合金の新地金および再生地金においても、AC2B合金地金と同様に、Caが水素吸収に大きく影響を及ぼすことが認められた。

以上のことから、再生地金、新地金を問わず、Alより酸化しやすいMg, Caの両方を含む地金の

場合は、水素の吸収が起こりやすいことが明らかである。Caの主たる混入源である金属けい素の純度が低いか、脱カルシウム処理が不足の場合は、新地金と言えども、溶湯の水素量が容易に高くなってポロシティの発生割合が大きくなり、鑄造不良の危険性がそれだけ高くなると言える。

3. 1. 4 酸化挙動と水素吸収との関係

水素の吸収と溶湯の酸化との関係を明らかにするため、水素量の変化の傾向がそれぞれ異なる地金A, E, Dについて、水蒸気分圧が約3800Paの雰囲気中で1023Kで保持してから、加熱を止め炉の蓋を外してそのまま静かに冷却させた試料の断面を光学顕微鏡で観察した。このときの溶湯は、引け試験の場合と全く同じ工程を経て用意したものである。

溶湯を120min保持しても円錐鋳物のポロシティ量がわずかしき増加しなかった地金Aでは、表面に光学顕微鏡では判別しにくいごく薄い酸化膜と、Fig. 8に示すように、粒状の酸化物がわずかに生成しているだけである。

60min以上長く保持するとポロシティ量の増加が著しかった、Mgは多いがCaをほとんど含まない地金Eの場合の酸化状態をFig. 9に示す。60min

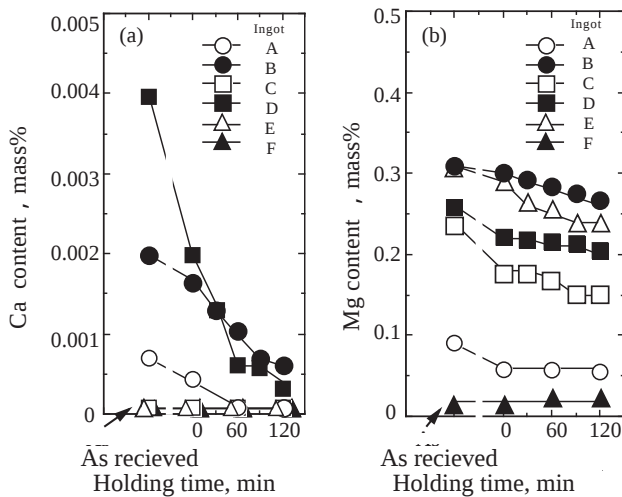


Fig. 6 Change of (a)Ca and (b)Mg contents in conical castings of AC2B alloy ingots with holding time (holding temperature : 1023K, humidity in atmosphere : 3800Pa).

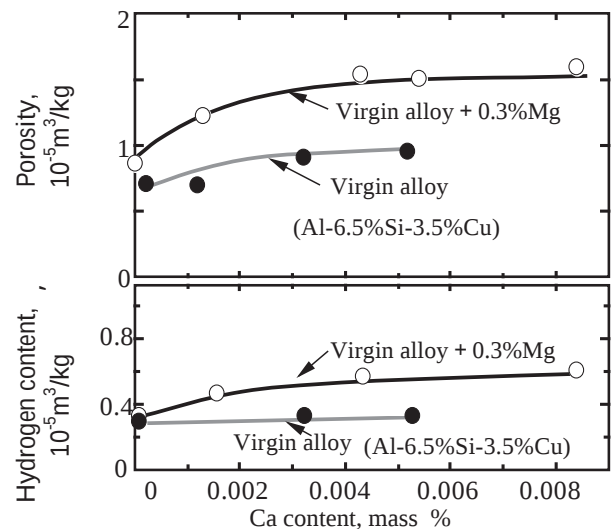


Fig. 7 Effect of Ca and Mg additions on amount of porosity and hydrogen content in conical castings of Al-6.5% Si-3.5% Cu virgin alloy ingot (holding temperature : 1023K, holding time : 30min, humidity in atmosphere : 3800Pa).

保持した試料の表面には粒状の酸化物と所々に層状の酸化物が生成している程度であるが、長く保持した場合は表面全体が厚い層状の酸化物で覆われている。このような酸化物の生成度合いとFig. 3のポロシティ量が急増する変化とを対比させると、ほぼ対応していることがわかる。なおX線回折から、粒状の酸化物はMgOであり、層状の酸化物は MgAl_2O_4 と同定された。このような保持時間による酸化状態の変化は、萩野谷¹⁵⁾のAl-Mg合金溶湯の酸化の場合と同様である。

一方、30min保持しただけでもポロシティ量が高くなった地金Dでは、Fig. 10に示すように、試料表面全体を薄い酸化膜が覆っており、その所々に粒状や少し大きい塊状の酸化物が生成しているだけでなく、内部にも酸化物が観察された。このような酸化物は保持時間が長くなるほど多くみられたが、表面から深さ約2mmまでしか認められ

なかったことから、表面で生成し巻き込まれたものと考えられる。この地金の場合も表面の酸化物からはMgOと MgAl_2O_4 とが同定された。

表面だけに酸化物が生成した地金Eと内部にも存在していた地金Dの酸化の違いを明らかにするため、EPMAにより濃度分析を行った。地金Eの酸化物では、O濃度の高いところはMg、Al濃度も高くなっていた。一方、地金Dの表面酸化物からは、Fig. 11に示すように、Mg、Al、OだけでなくCaも検出された。また、内部に巻き込まれた酸化物にも同様にCaが含まれていた。ここで表面酸化物におけるCaの分布に注目すると、Caは酸化物中に一様に分布しているのではなく、溶湯側に濃化しているのが認められる。

Caは溶湯と酸化物との濡れをよくすることから^{16, 17)}、表面に生成したMgOや MgAl_2O_4 はアルミニウム溶湯よりも密度が高いために、溶湯中に巻き込まれてしまい、すぐその後にまた新たに酸化物が生成する。このように、酸化反応が溶湯表面で次々と起こると考えられる。そのため、酸化反応によって穏やかな条件でも水素の吸収が激しく起こり、その結果Fig. 2, 3, 4からわかるように鋳物のポロシティ量が高くなったと考えられる。

3. 2 溶湯のガス吸収の抑制

3. 2. 1 Be添加の効果

溶湯の水素量はポロシティの発生、言い換えれば引け性を大きく変化させることから、ポロシティの発生による鋳造不良の低減には、水素の吸収を抑

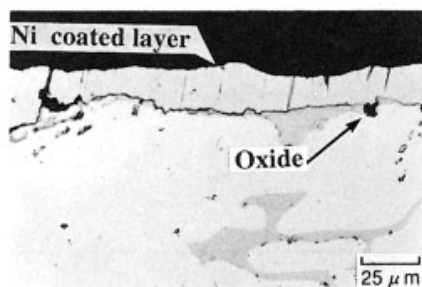


Fig. 8 Optical microstructure on the cross section of the specimen made from ingot A (holding temperature : 1023K, holding time : 120min, humidity in atmosphere : 3800Pa).

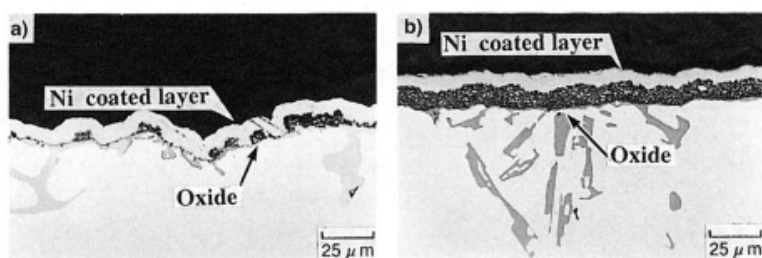


Fig. 9 Optical microstructures on the cross section of the specimens made from ingot E (holding time : a) 60min and b) 120min, holding temperature : 1023K, humidity in atmosphere : 3800Pa).

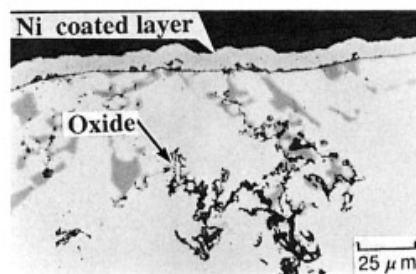


Fig. 10 Optical microstructure on the cross section of the specimen made from ingot D (holding temperature : 1023K, holding time : 60min, humidity in atmosphere : 3800Pa).

制し、引け性の安定化を図ることが不可欠である
と考える。そこで、溶湯の酸化と密接に関係する
水素の吸収を抑制する方法について検討を行っ
た。

その一つとしてまず、溶湯表面に緻密な保護性
のある酸化膜を形成させて、それ以上に酸化反応
が進行するのを抑制する方法を検討した。Beは
緻密な酸化膜を形成する元素の一つであり¹⁸⁾、
1023K付近の氧化物生成自由エネルギーはMgに
比べて小さいことから¹⁹⁾、優先的に酸化する可
能性がある。すでにAl-Mg合金に対してBeは酸化
防止効果があることも報告されており²⁰⁾、Al-Si
系合金においてもその効果が期待できる。

Fig. 12に溶湯保持時に多量の水素の吸収が起
りポロシティ量が高くなった地金B、Dに、Beを
0.05%添加し保持時間を変えたときの円錐鋳物の
ポロシティ量の変化を示す。この場合もこれまで
と同様に一旦真空脱ガス処理を施してから、雰
囲気中の水蒸気分圧を約3800Pa一定として保持し
た。Beを添加すると、添加しない溶湯に比べて、
120min保持した場合でもポロシティの増加はわず
かであり、Mg、Caの少ない地金Fとほぼ同程度
の低いポロシティ量である。この場合の溶湯の水素
量は、地金Fとほぼ同じであり、 $0.25 \times 10^{-5} \text{m}^3/\text{kg}$ と
低かった。Fig. 13には1023Kで120min保持した場
合の溶湯表面の酸化状態を示す。溶湯表面には光

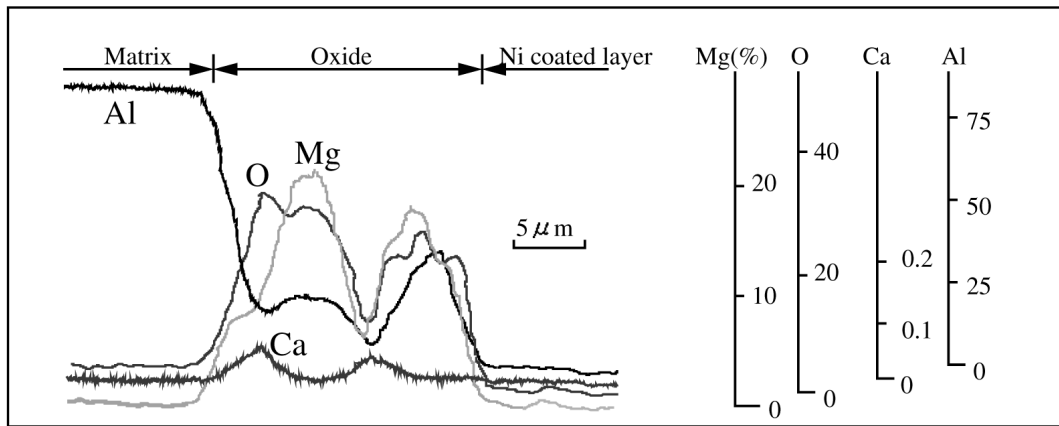


Fig. 11 Result of EPMA line analysis of the oxide formed on surface of specimen made from ingot D (holding temperature : 1023K, holding time : 60 min, humidity in atmosphere : 3800Pa).

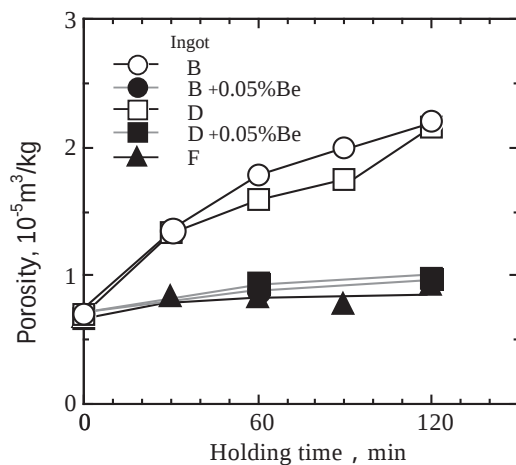


Fig. 12 Effect of Be addition on amount of porosity in conical castings of AC2B alloy ingots (holding temperature : 1023K, humidity in atmosphere : 3800Pa).

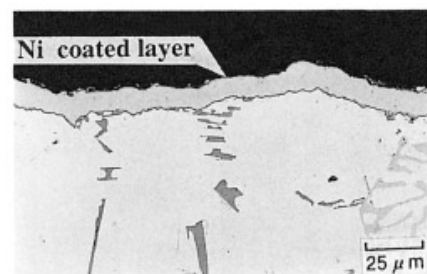


Fig. 13 Optical microstructure on the cross section of the specimen made from Be added for ingot D (holding temperature : 1023K, holding time : 120min, humidity in atmosphere : 3800Pa).

学顕微鏡で観察されるほどの粒状や層状の酸化物は生成していない。しかし、X線回折からはBeOの生成が確認されており、緻密なBeOの被膜によって溶湯表面が覆われてしまい酸化の進行が抑制されたと判断される。

3.2.2 Ca除去の効果

次に、Mgと共存すると水素の吸収を促進させるCaを溶湯処理によって除去する方法を検討した。Caはアルミニウムダイカスト鋳物ではハドスポットを形成しやすく²¹⁾、切削不良の原因となることから、除去方法が検討されてきた^{22~24)}。Caは活性な元素であるから、ハロゲンを含む塩やガスと反応させて、フッ化物や塩化物などとして分離除去可能である。ここでは、SF₆ガスを用いたCa除去処理効果について調べた。

Fig. 14に1023Kで0.2L/minのSF₆ガス吹き込み処理を5min行った場合の溶湯のCa含有量を示す。用いた原料地金のCa量は0.004mass%である。ガス吹き込み処理をしない場合にも、再溶解時に消耗するものの、約0.002mass%のCaが残存している。その溶湯に高純度のSF₆ガスを吹き込むとCa量は0.001mass%以下に低下した。また、Ar-5.4vol%SF₆希釈ガスを用いた場合にもほぼ同程度のCa除去効果を示した。Ca以外の元素の中では硫化物やフッ化物を生成しやすいMgも、0.26か

ら0.21mass%へと約2割減耗していた。なお、Arガスだけを吹き込んだ場合には、いずれの元素の含有量も処理しないものとほとんど変わらなかった。

SF₆ガスでのCa除去処理による水素吸収の抑制効果を、真空脱ガス処理後、水蒸気分圧約3800Paの雰囲気中に30min保持してから、引け試験により調べた。その結果をFig. 15に示す。SF₆ガスの吹き込み処理をしない場合は、真空脱ガス直後と保持後のポロシティ量の差が大きい。一方、SF₆ガスの吹き込み処理によってCa量が低下した溶湯では、30min保持しても真空脱ガス直後とポロシティ量はほぼ同じであり、Caをほとんど含まない新地金Fに近い値を示した。この場合の溶湯の水素量も、地金Fとほぼ同じであり、 $0.28 \times 10^{-5} \text{m}^3/\text{kg}$ と低かった。そこで、ポロシティ量に及ぼすSF₆ガス吹き込み時間の影響を、Fig. 15と同じく引け試験により調べてFig. 16に示す。2~3minと短時間のSF₆ガスの吹き込みでも、ポロシティ量は約 $1 \times 10^{-5} \text{m}^3/\text{kg}$ と低いレベルである。SF₆ガス吹き込み時間を長くすると、ポロシティ量は脱ガス処理直後とほぼ同程度と低いだけでなく、ばらつきが小さくなる傾向が認められる。この結果からも、Caを除去することによりポロシティ量

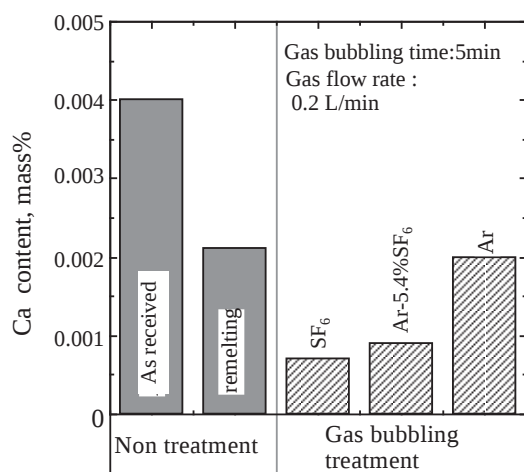


Fig. 14 Effect of gas bubbling treatment on Ca content for AC2B alloy ingot D.

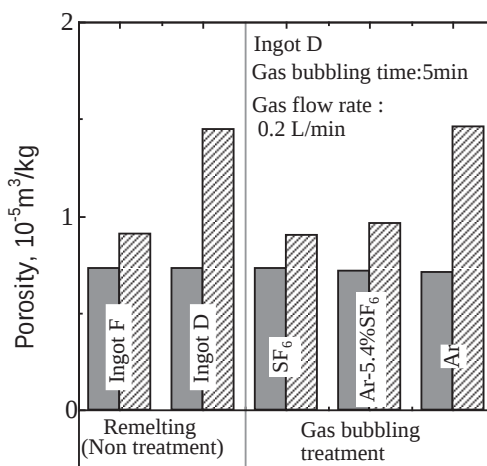


Fig. 15 Effect of gas bubbling treatment on amount of porosity in conical castings of AC2B alloy ingots (■: After degassing, ▨: Held in humidity of 3800Pa at 1023K for 30min after vacuum-degassing).

を低く抑えられることが確認できた。

4. まとめ

Al-Si系合金鋳物の引け欠陥による鋳造不良を低減するには、鋳込まれる溶湯の引け性やその変化の要因を明らかにする必要があるとの観点から、AC2B合金再生地金について、溶湯のガス吸収に着目して検討した。その結果、引け性は溶湯保持時の温度や時間、保持雰囲気中の湿度によって変化し、合金規格を満足する地金であっても、それぞれ異なる引け性を示した。これは原料地金によって溶湯保持時のガス、すなわち水素の吸収量が違うためであり、溶湯の酸化挙動と密接に関係している。とくに、Mgを含む地金が微量不純物元素であるCaをも多く含む場合は、表面で生成した酸化物が溶湯に巻き込まれてしまうという特異な現象が観察された。この酸化物の巻き込みは、Caが酸化物と溶湯とを濡れやすくするために起こる現象であり、このことによって溶湯表面での酸化反応が促進されるため、短時間の保持でもガス吸収が著しく起こることがわかった。微量不純物元素のCa量はJISには規定されていない。しかし、本研究の結果からすると、Mgを含む場合にはガス吸収を助長し、引け性を変化させてしまう

Ca量を管理することは、鋳造方案と鋳込まれる溶湯との整合性を保持してポロシティ発生による鋳造不良を低減する上で大変重要であると言える。Ca量の高い原材料を持ち込まないことが望ましいが、多種多様の原材料を用いざるをえない場合には、Ca量の高い溶湯に対しては、除去処理あるいは溶湯の酸化抑制等の対策をとる必要がある。

ポロシティ量に影響を及ぼすもう一つの重要な要因である、気泡生成の異質核として作用する非金属介在物の影響に関しては、必ずしも十分明らかになっておらず、その定量評価方法も含めて今後の課題である。

最後に本研究を進めるにあたり、当所水田均氏をはじめとするミクロ解析研究室の方々に多大なるご協力を頂いた。

参考文献

- 1) 森本一史, 高宮博之, 栗野洋司, 中村元志 : 軽金属, 38 (1988), 216
- 2) 森本一史, 栗野洋司, 中村元志 : 鋳物, 63(1991), 757
- 3) 栗野洋司, 森本一史, 清水吉広, 高宮博之 : 豊田中央研究所R&Dレビュー, 27-1(1992), 51
- 4) Tiwari, S. N., Gupta, A. K. and Malhotra, S. L. : The British Foundryman, 79(1986), 129
- 5) 橋浦広吉, 小松允 : 軽金属, 16(1966), 293
- 6) 磯辺俊夫, 久保田昌男, 北岡山治 : 鋳物, 47(1975), 345
- 7) Arbenz, H. : Giesserei, 49(1962), 105
- 8) Gruzleski, J. E., Thomas, P. M. and Entwistle, R. A. : The British Foundryman, 71(1978), 69
- 9) 日本鋳物協会, 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 : 日本鋳物協会研究報告, 41(1981), 65
- 10) Brondyke, K. J. and Hess, P. D. : Trans. Met. Soc. AIME, 230(1964), 1542
- 11) Laslaz, G. and Laty, P. : Trans of AFS, 99(1991), 83
- 12) 栗野洋司, 中村元志 : 軽金属, 37(1987), 255
- 13) Berezyanskaya, N. B., Drossel, G., Zolotarevskii, V. S., Linzenberk, O., Mai, R., Novikov, I. I. and Poikert, K. : Sov. Non-Ferrous Met. Res., 11(1983), 129
- 14) Gulyaev, B. B. : Gases in Cast Metals, Consultant Bureau, New York, (1965), 137
- 15) 萩野谷生郎 : 軽金属, 24(1974), 364
- 16) 森信幸, 空野博明, 北野晃, 大城桂作, 松田公扶 : 日本金属学会誌, 47(1983), 1132
- 17) 長隆郎, 沖猛雄 : 日本金属学会誌, 51(1987), 1209
- 18) Pilling, N. B. and Bedworth, R. E. : J. Inst. Metals,

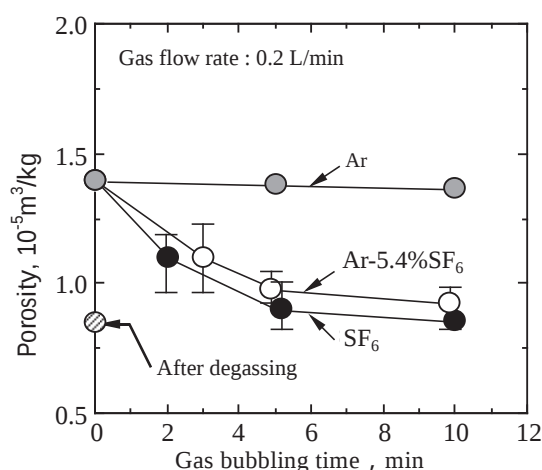


Fig.16 Effect of gas bubbling time on amount of porosity in conical castings of AC2B alloy ingot D held in humidity of 3800Pa at 1023K for 30 min after vacuum-degassing.

29(1923), 529

- 19) 日本金属学会篇：非鉄金属製錬, (1964), 291, 日本金属学会
- 20) Thiele, W. : Aluminium, 38(1962), 780
- 21) 津村善重：続 / アルミニウム合金地金, (1973), 88, アルトピア新書
- 22) Garirpy, B. : Light Metals, (1984), 1267
- 23) 犬丸晋：軽金属, 30(1980), 168
- 24) 友弘一郎, 山本竜太郎, 佐久間洋, 田多井明：軽金属, 14(1964), 27

著者紹介



川原 博 Hiroshi Kawahara

生年：1959年。

所属：構造用金属材料研究室。

分野：軽金属材料の研究開発に従事。

学会等：日本鑄造工学会，軽金属学会会員。

1996年日本鑄造工学会東海支部堤賞受賞。



粟野洋司 Yoji Awano

生年：1941年。

所属：材料1部。

分野：鑄造合金，鑄造技術の研究開発に従事。

学会等：日本金属学会，日本鑄造工学会，軽金属学会会員。

1988年日本鑄造工学会小林賞受賞。

1990年Best Technical Paper (56th

World Foundry Congress 1989) 受賞。

工学博士。