

(論文)

矩形アルミニウム合金DC castingにおける表面割れ発生予測と対策

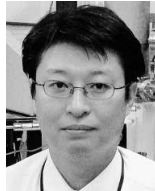
Methods of Predicting and Preventing Surface Crack During Rectangular Aluminum Alloy DC Casting



森下 誠*¹(工博)
Dr. Makoto MORISHITA



阿部光宏*¹
Mitsuhiro ABE



吉田 誠*²(工博)
Dr. Makoto YOSHIDA

Aluminum alloy ingots that are direct-chill (DC) cast and have rectangular shapes are increasing in size for higher productivity. With the increase in size, the prevention of surface cracking that occurs during the casting has become a critical issue. Using a thermodynamic approach, we have developed a method for predicting cracks that may occur in Al-Mn and Al-Mg alloy systems. The cracking mechanism was found to depend on the alloy, and a crack prevention method has been proposed for each.

まえがき＝工業的に広く適用されている展伸材用アルミニウム合金の連続 casting は、双ロールや双ベルトなどの薄板連続 casting 法のように铸塊と铸型の相対速度がゼロの移動铸型タイプと、ダイレクトチル casting (以下、DC casting という) に代表される固定された铸型に溶湯を注ぎ込んで引抜く固定铸型タイプに大別される。移動铸型タイプの連続 casting 法は、铸造設備自体が簡易で圧延工程も限られる。さらに、ニアネットであるためコストを低く抑えられるうえに、凝固組織も細かいことから広く使用されるようになってきた。しかし、加工・熱処理工程が少なく薄板であることから量産性と品質安定性の面では不利である。したがって、量産性や品質安定性が要求される材料には現在でも大形の固定铸型タイプ、主に矩形DC casting 法が多く採用されている。

量産性を求める矩形DC casting は時代とともに大形化し、現在では铸塊断面積が1.3m²を超えるまでになり、20t以上のスラブ casting も珍しくない。しかし、大形の铸塊は凝固過程において表面と内部の温度差に伴う熱ひずみ差が大きくなる傾向にあるため、铸造割れが起りやすいという弱点がある。そして、割れがいったん発生すると铸造終了まで伝播(でんぱ)することから、不良となる単位も大形ゆえに大きくなる。したがって、大形の矩形DC casting 塊の製造ではとくに、適正な铸造条件を選択しなければ逆に不良によって生産性が大きく阻害されることとなる。

大形の矩形DC casting はAl-Mn系、Al-Mg系合金でよく用いられており、これらの铸造割れのほとんどは铸塊の表面から始まる表面割れである。また、割れは固液共存域で発生しやすいことがよく知られている。このため、表面から铸塊が割れるメカニズムを、熱移動と凝固過程を

考慮したモデル¹⁾で推定し、合金組成による铸造割れ抑制ポイントについて検討したのでこれを報告する。

1. 铸造割れ形態の観察

アルミニウム合金DC casting 割れの破面の一例を図1に示す。図中の x, y, z はそれぞれ铸塊の幅、厚さ、長さ方向を示している。铸造割れは表面から中央付近まで伸びており、 z 方向に铸造終了まで進展している。割れ発生に大きな影響を及ぼす割れの起点を明確にするため、図1の破面の(A)~(D)の部分をSEMで観察した(図2)。

(A)部は、液膜が存在しない固相での形態を呈する強制破面であり、铸造凝固中の割れではない。一方、(B)(C)部では、破断面が液膜で覆われていることから固相線よりも高温で铸造中に破断している。また(D)部は、細かいデンドライトが鮮明に観察されていることから、铸造中でも(B)(C)部よりもさらに高温で破断していると判断できる。

铸造途中にAl-10mass%Zn溶湯をトレーサとして注いで固液界面を観察した写真を図3に示す。図中の(A)~

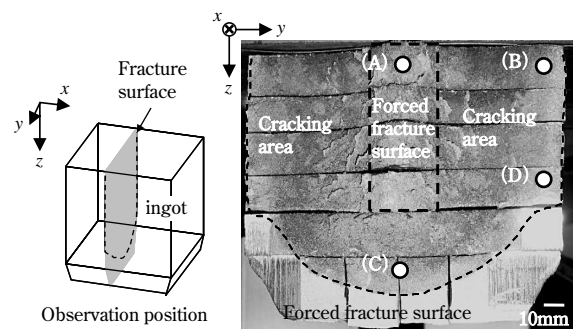


図1 DC casting 割れの破面
Fig. 1 Fracture surface of DC casting crack

*¹アルミ・銅事業部門 真岡製造所 製造部 *²早稲田大学 各務記念材料研究所

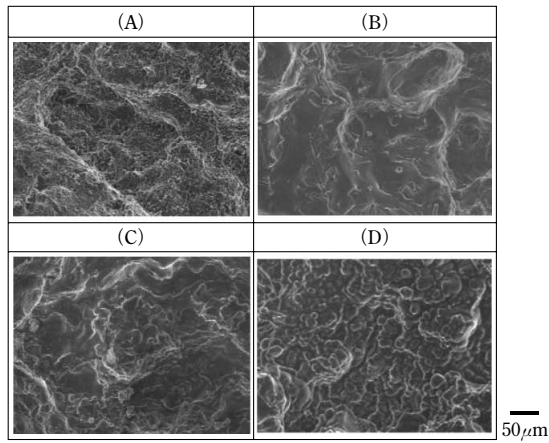


図2 図1の鋳塊割れ破面(A)~(D)部のSEM像²⁾
 Fig. 2 SEM image of casting crack fracture surface at (A)-(D) in Fig. 1²⁾

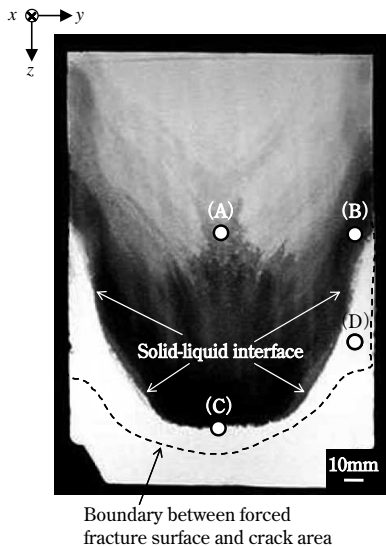


図3 Al-10%Zn溶湯をトレーサにしたDC鋳塊の溶湯プール形状³⁾
 (A)~(D)は図2のSEM観察位置に対応
 Fig. 3 Sump shape of DC casting by pouring Al-10%Zn tracer³⁾
 (A)-(D) : equivalent points of SEM observation in Fig. 2

(D)は、図2のSEM観察部位に対応している。これによると、(B)(C)部は固液界面近傍に位置しているが(D)部は固相中に位置していることがわかる。すなわち、(D)部が先に凝固していることを示しており、ここが(B)(C)部よりも先に割れて起点となったことがわかる。

以上より、鋳塊表面部の(D)部が鋳造割れの起点と断定できる。(D)部の位置は鋳塊表面であり、さらに固液共存域の中でも高温領域であることから、固液共存の高温領域かつ鋳塊表面部を対象にDC鋳造割れを検討する。

2. 鋳造割れメカニズムの考案

2.1 鋳造割れが発生する固相率領域の設定^{2, 3)}

固液共存状態では、固相部分の収縮によるひずみで割れが起こる。しかし、液相が多く固相が散在しているときは、固相が破断しても融液が補充されるため割れは生じない。凝固過程でこのような状態にある領域をRegion Iとする。一方、固相が十分多い場合、固相の収縮ひずみによっていったん破断すると、融液が補充され

ず割れが残ることとなる。この領域をRegion IIとする。これらの二つの状態の境界は、冷却過程でひずみが発生し始める温度ZDT (Zero Ductility Temperature) で表現でき、多くの研究者によってその値が報告されている^{4)~6)}。合金によって違いがあるものの、ほとんどの合金種で0.7~0.8の固相率範囲にZDTが位置しているので、本稿では固相率0.75を境界として設定し、これ以上の固相率領域で凝固割れが発生するものとした。

一方、過去に研究されてきた高温での力学特性を見ると、固相率が約0.95以上になるとマクロ的に限界ひずみ(破断ひずみ)が極端に大きくなる現象があると読取れる^{7, 8)}。高固相率であっても粒界に液膜が残った状態で割れが発生するケースもあるが、本稿では固相率0.95以上の領域では延性があり、割れは発生しないとした。この領域をRegion IIIとする。

以上から、凝固時の温度低下によって割れが発生する固相率はRegion IIとなる。

なお、固相率対温度の関係は熱力学ソフトウェアThermo-Calc (Alデータベースver.5)で求めた。ただし、計算にあたり、Region IIは偏析現象が顕著になるため、Scheil-Gulliverモジュール(固相内無拡散、液相完全混合モデル)を使用した。

2.2 温度と固相率の関係による固相に発生するひずみ量およびひずみ速度の推定

前述の(D)部に示したように、鋳造割れは鋳塊表面部の固液共存域から発生している。この温度域と位置を対象にし、鋳塊表面近傍でひずみ量が大きくなる箇所、および隣接した部位でひずみ速度に大きな差がある箇所割れが発生しやすいとし、以下の二つの割れモードがあると考えた。

(1) z方向(鋳造方向)に発生するひずみ差による割れモード

図4の"Crack mode Z"に示すように、z方向(鋳造方向)で位置の異なる「鋳塊表面の固体領域」と固液共存領域で凝固途中にある「半凝固領域」でのそれぞれのx方向(幅方向)収縮量の差によるひずみ起因の割れモードを挙げた。凝固が完了した固相率 $f_s = 1$ の部位は、十分に冷やされて温度変化が小さくなった鋳造初期部とながっている。この鋳造初期部は収縮も小さく鋳塊としての形状も決まっていることから、構造的に拘束部位となる。これに対しRegion IIの半凝固部は、冷却に伴って固相であるデンドライトが収縮するとともに融液の補充もなされないため、変形がほとんど発生しない凝固完了部(固相率 $f_s = 1$)が拘束することによってひずみが発生し、限界ひずみ ϵ_c に達すると割れが発生すると考えた(図4(*1))。

凝固進行とともに半凝固部が鋳塊内部や上方に移動していくことから、大きなひずみが発生する箇所も同じように凝固進行とともに移動していく。そのためこの割れモードは、発生した割れの伝播を表しているモードといえる。そこで、この"Crack mode Z"を「割れ伝播モード(Crack propagation mode)」と呼び、ひずみの絶対量が大きいほど割れやすいとした。

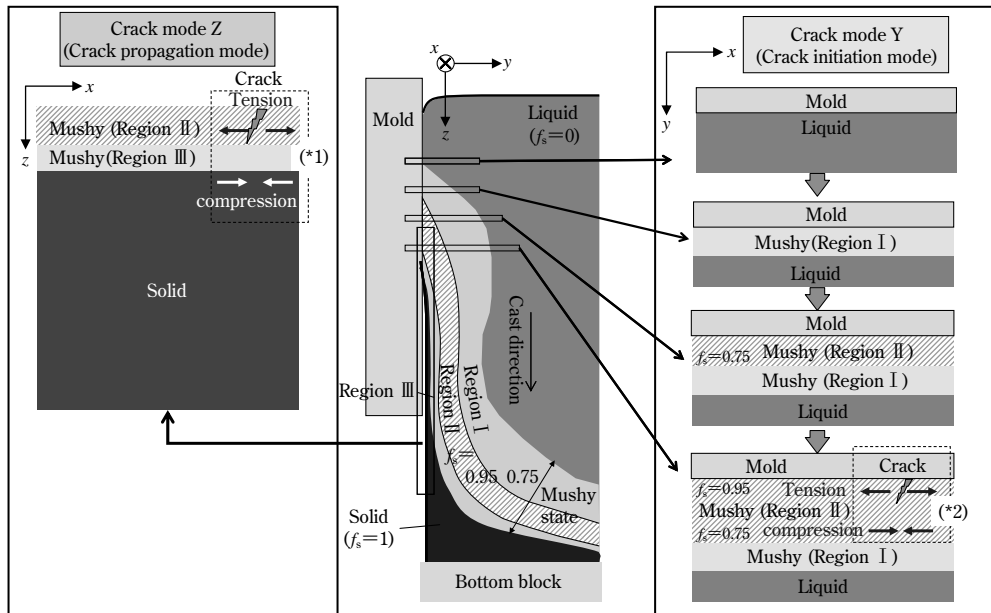


図4 割れ発生の模式図
Fig. 4 Schematic diagram of crack generation

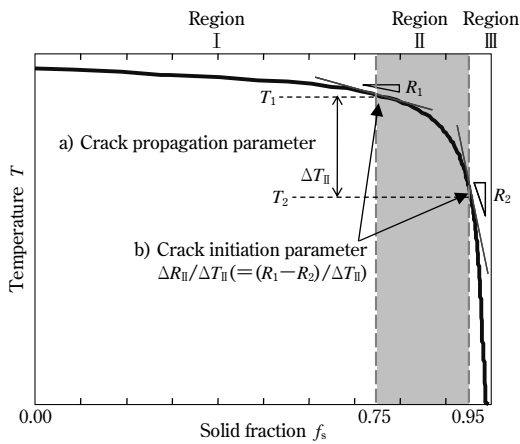


図5 サーモカルクで求めた固相率-温度関係と割れ感受性指標
a) 割れ伝播パラメータ: ΔT_{II} , b) 割れ起点パラメータ: $\Delta R_{II} / \Delta T_{II}$
Fig. 5 Solid fraction-temperature curve calculated by Thermo-Calc and crack sensitivity indices
a) Crack propagation parameter: T_{II} ,
b) Crack initiation parameter, $\Delta R_{II} / \Delta T_{II}$.

(2) y 方向 (厚さ方向) に発生するひずみ速度差による割れモード

図4の"Crack mode Y"に示すように、鋳塊のy方向(厚さ方向)でのひずみ速度の違いによる割れモードを挙げた。この割れモードは次の(a)~(d)のステップに基づいて説明することができる。

(a) 固相率 f_s と温度 T の関係は熱力学計算によって図5に示すように求めることができる。分配係数 $k < 1$ の合金の場合、固相率 f_s が増加するとともに温度 T の低下が大きくなり、

$$0 > \Delta T / \Delta f_s |_{f_s=0.75} > \Delta T / \Delta f_s |_{f_s=0.95} \dots\dots\dots (1)$$

が成り立つ。

(b) 局所的な固相率 f_s は、冷却されている鋳塊表面からその内部方向に1から0と変化する。また、同じ熱流経路の上では微小時間 Δt あたりの局所的な固相率の変化 Δf_s ($\Delta f_s / \Delta t$) は、熱収支が同じであることから一定値と仮定でき、

$$\Delta f_s / \Delta t = \text{const.} \dots\dots\dots (2)$$

が成り立つ。

(c) 式(1)(2)より、同じ熱流経路の上で $\Delta T / \Delta t$ ($= (\Delta T / \Delta f_s) \times (\Delta f_s / \Delta t)$) は、 f_s が増加するに従って大きなマイナスとなり、 $0 > \Delta T / \Delta t |_{f_s=0.75} > \Delta T / \Delta t |_{f_s=0.95}$ が成り立つ。したがって、収縮によるひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ は $f_s=0.95$ の方が $f_s=0.75$ よりも大きくなることとなる。

(d) 図4(*2)に示すように、ひずみ速度の違い、すなわち $\Delta T / \Delta f_s$ の違いが $f_s=0.95$ の位置で引張ひずみを生じさせ、割れを引き起こす。

この割れモードは、凝固進行速度が大きい箇所、すなわち鋳塊最表面部にて生じやすく、また固相率の高い箇所が発生する。そのため、割れ発生の起点を表しているともいえる。そこで、この"Crack mode Y"を「割れ起点モード (Crack initiation mode)」と呼び、ひずみ速度の差が大きいほど割れやすいとした。

つぎに、熱力学データベースで求めた温度と固相率の関係から、ひずみの絶対量とひずみ速度差を定量的に推定する手法を検討し、割れの指標化を試みた。

2.3 「割れ伝播モード」におけるひずみの推定方法と割れ指標

図4(*1)に示したように、Region IIの収縮ひずみはRegion IIIおよび固相で拘束されることで発生し、この収縮ひずみが原因となって割れが伝播していく。凝固時のひずみは固相の収縮によって発生することから、ひずみ量 $\Delta l / l_0$ は式(3)のように表される。

$$\Delta l / l_0 = \alpha \cdot \Delta T \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 l 、 α 、 T はそれぞれ、収縮が発生する部位の長さ (m)、線膨脹係数 (1/K)、温度 (K) を示し、添字0は収縮発生前を示す。凝固が進行するとき、線膨脹係数は式(4)のように表る。

$$\alpha = \alpha_s f_s + \alpha_L (1 - f_s) \dots\dots\dots (4)$$

添字 S, L はそれぞれ固相、液相を示している。式(4)

右辺の第一項と第二項はそれぞれ固相部、液相部の線膨脹係数を表している。デンドライトが骨格となっている固相部は固体の線膨脹係数に従って収縮する。

一方、Region IIにおいて、液相は固相で形成される骨格構造の間隙(かんげき)で収縮するため、液相の収縮は固相すなわち骨格部の収縮に依存するとした。この前提に従うと、 α_L は α_s と同等となり、マクロ的な線膨脹係数は、式(5)のように表すことができる。

$$\alpha \approx \alpha_s f_s + \alpha_s (1 - f_s) = \alpha_s \dots (5)$$

よって式(3)で表されるRegion IIのひずみ量 $[\Delta l/l_0]_{II}$ は式(5)で表すことができ、限界ひずみ ϵ_c と比較することができる。

$$[\Delta l/l_0]_{II} = \alpha_s \cdot \Delta T_{II} \dots (6)$$

ΔT_{II} は固相率0.75と0.95での温度(それぞれ T_1, T_2)の差でありThermo-Calcで推定することが可能なため(図5)、割れ感受性を表す定量的な指標の一つとした。図6(a)に模式的に示すように、この指標は拘束部位があったとき(矢印○)、デンドライト骨格が収縮してひずみを発生し割れが発生することを表現している。 ΔT_{II} (以下、割れ伝播パラメータ(Crack propagation parameter)という)が小さいほど割れは生じにくいとした。

2.4 「割れ起点モード」におけるひずみ速度の推定方法と割れ指標

図4(*2)に示したように、ひずみ速度は固相率の高い表面で大きくマイナスになるため、引張ひずみが原因となって最表面近傍に割れ起点が発生する。ここでは、Region IIにおけるひずみ速度の差を2.1で述べた $\Delta T/\Delta f_s$ で定式化し表現することを検討した。

局所的な線膨脹率は、式(7)で表される。

$$\alpha_s = \frac{1}{l} \frac{\partial l}{\partial T} = \frac{\partial \ln l}{\partial T} \dots (7)$$

また、DC castingで表面近傍に生成される凝固殻は10mm程度の厚さのため、液相から固相への熱移動は直線的で厚さ方向に進む熱流束に差がないと考えられる。したがって、鋳塊厚さすなわち熱流方向の線上であれば、位置

が異なっても同じ熱収支となる。熱流束は固相および液相の温度変化と相変化による潜熱とで表現でき式(8)で示すことができる⁹⁾。

$$q = \frac{m \bar{C}_p \partial T}{A \partial t} + \frac{m L}{A} \frac{\partial f_s}{\partial t} = \text{const.} \dots (8)$$

ここで、 q は熱流束(W/m^2)、 \bar{C}_p 、 L は固液相の平均的な比熱($J/kg \cdot K$)と凝固潜熱(J/kg)、 m 、 A 、 t はそれぞれ質量(kg)、熱移動断面積(m^2)、時間(s)を示す。式(7)および式(8)より、

$$\frac{\partial \ln l}{\partial t} = \frac{m}{\alpha_s q A} \left(\bar{C}_p + L \frac{\partial f_s}{\partial t} \right) \dots (9)$$

となる。左辺はひずみ速度の逆数であり、これを単位固相率変化に対する温度変化(以下、 $\partial T/\partial f_s$ を「対固相率温度勾配」という)の逆数で表すことができる。

右辺の α_s は合金や温度によって大きく変化しない値であり、比熱 \bar{C}_p も、汎用合金のAl-Mn系およびAl-Mg系の範囲内では合金によって1%未満しか変化しない物性値である。したがって、式(9)の左辺は $\Delta T/\Delta f_s$ が増加するほど大きくなるため、つぎのように表すことができる。

$$\frac{\partial \ln l}{\partial t} \propto \frac{\alpha_s A}{L} \left(\frac{\partial T}{\partial f_s} \right) \dots (10)$$

式(10)は、対固相率温度勾配である $\partial T/\partial f_s$ が大きければ、左辺のひずみ速度に相当する $\partial \ln l/\partial t$ が大きく変化することを表している。 $\partial T/\partial f_s$ はThermo-Calcの計算により推定することができるため、式(10)を用いてひずみ速度相当 $\partial \ln l/\partial t$ の定量値を得ることができる。

鋳造中にRegion IIが生成すると、同領域内の鋳塊表面近傍と厚さ方向内側では、対固相率温度勾配 $\partial T/\partial f_s$ すなわちひずみ速度差 $\partial \ln l/\partial t$ が異なる。そのため、図6(b)に示すように、 ∂t 経過時 $f_s=0.75$ 部で生じるひずみ ϵ_1 よりも、表面近傍の $f_s=0.95$ 部の ϵ_2 の方が大きくなり、厚さ方向内側よりも収縮が大きくなる[矢印×]。このとき収縮が小さい $f_s=0.75$ 部が拘束点となり、収縮の大きい表面近傍の $f_s=0.95$ 部に引張の力が生じる[矢印○]ことから、ひずみ速度差が大きいほど割れが発生しやすい。

図5に示したように、最も顕著にひずみ速度に差が生じるのはRegion IIの両端である固相率0.75と0.95での対固相率温度勾配である。

$$R_1 \equiv \left[\frac{\partial T}{\partial f_s} \right]_{f_s=0.75} < 0, R_2 \equiv \left[\frac{\partial T}{\partial f_s} \right]_{f_s=0.95} < 0, |R_1| < |R_2| \dots (11)$$

式(11)のように $R_1(K)$ と $R_2(K)$ を設定することにより、 $R_1 - R_2$ を対象合金のひずみ速度差の定量値として得ることができ、これを代表値とすることで割れに影響を及ぼすひずみ速度差を表現できることとなる。しかし、 $R_1 - R_2$ が大きくても、固相率0.75と0.95の部位が距離的に離れると、割れ感受性が下がる。液相から固相への熱移動は凝固殻の厚さである y 方向の一軸であるため、上記両固相率間の距離 $\Delta y(m)$ は、鋳造条件が同じで抜熱速度が一定であれば平均的比熱 \bar{C}_p と温度差 ΔT の積に比例する。さらに、比熱 \bar{C}_p を一定とすれば ΔT を $\Delta y(m)$ に比例する値として用いることができる。したがって、両固相率の距離 Δy は固相率0.75と0.95の温度差($T_1 - T_2 = \Delta T_{II}$)

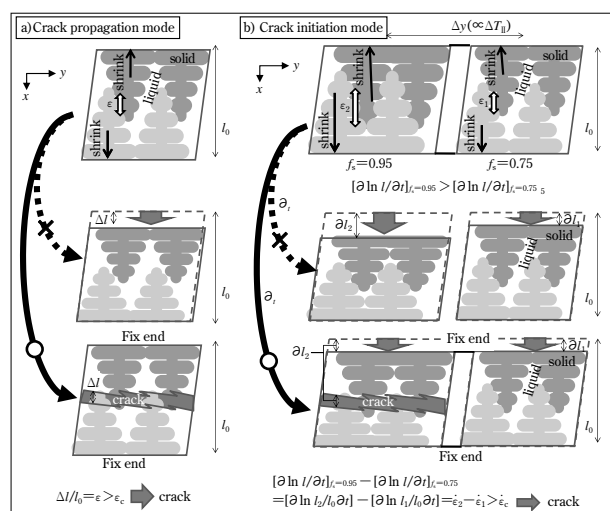


図6 各割れモードの限界歪発生メカニズム
×: 拘束端がない場合, ○: 拘束端がある場合

Fig. 6 Mechanism of critical strain generation on each crack mode
×: without "fix end", ○: with "fix end"

に比例すると仮定することができる。すなわち、 $\Delta y \propto \Delta T_{II}$ より

$$\frac{R_1 - R_2}{\Delta y} \propto \frac{R_1 - R_2}{\Delta T_{II}} \equiv \Delta R_{II} / \Delta T_{II} \quad \dots\dots\dots (12)$$

となる。したがって式(12)より、対固相率温度勾配の差($R_1 - R_2$)を脆性温度領域 ΔT_{II} で割った値、 $(R_1 - R_2) / \Delta T_{II}$ が大きくなれば Δy が小さくなり割れやすい。これより、 $(R_1 - R_2) / \Delta T_{II} (\equiv \Delta R_{II} / \Delta T_{II})$ を割れ感受性を表すもう一つの指標として用い、「割れ起点パラメータ (Crack initiation parameter) と呼ぶ。

3. 考察

3.1 鑄造割れが発生する領域

割れ伝播パラメータ ΔT_{II} で表している収縮ひずみ量 $\Delta l/l_0$ が大きいと割れが伝播しやすく、また割れ起点パラメータ $\Delta R_{II} / \Delta T_{II}$ で表しているひずみ速度 $\Delta \ln l / \Delta t$ の差が大きければ割れ起点が発生しやすいといえる。これにより、合金成分を基に求めた両パラメータが大きくなるほど割れが発生しやすくなると判断できることとなる。

3.2 実験による割れ評価結果の検証

図7のグラフには、表1に示す10種の合金組成について割れ伝播パラメータ ΔT_{II} と割れ起点パラメータ $\Delta R_{II} / \Delta T_{II}$ を計算し、表2に示す鑄造条件で割れやすい順に $\times \bigcirc \triangle$ で示した。各合金での割れ結果は表3に示す。割れ発生頻度は鑄造速度が高速になるほど顕著となるため、60, 80, 100mm/minの3レベルの速度での割れ発生の有無で割れやすさを評価した。これらのプロットの点を基準に各鑄造速度における割れ発生有無のクライテリアを引くと、図7に示すL字形の線で分けられることがわかる。

ΔT_{II} , $\Delta R_{II} / \Delta T_{II}$ の両パラメータが大きい合金ほど低速鑄造でも割れが生じており、低速鑄造ほど割れない領域が広がっていることがわかる。

表1 試験に使用したアルミニウム合金の組成²⁾
Table 1 Chemical composition of aluminum alloys used in this work²⁾ (mass%)

alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg
a	0.10	0.20	0.50	0.23	4.80
b	0.01	0.01	0.11	0.43	4.75
c	0.01	0.01	0.13	0.35	4.65
d	0.30	0.43	0.25	1.06	1.35
e	0.10	0.40	0.40	1.00	1.10
f	0.10	0.40	0.60	1.00	1.10
g	0.10	0.40	1.00	1.30	0.80
h	0.10	0.40	1.00	0.60	0.40
i	0.10	0.40	3.00	0.40	0.40
j	0.85	0.01	0.70	1.60	0.10

表2 矩形DC鑄造用鑄型と鑄造条件²⁾
Table 2 Rectangle DC mold and casting conditions²⁾

Mold size (thickness×width)	150mm×400mm
Cast temperature	983±5K
Amount of cooling water	100L/min
Casting rate	60, 80, 100mm/min
Metal head from mold end	65mm

表3 DC鑄造実験による鑄造割れの結果²⁾

○：割れなし、×：割れ発生

Table 3 Crack results by DC casting experiments²⁾
○：no crack, ×：crack

alloy	Casting rate (mm/min)		
	60	80	100
a	○	○	○
b	○	○	×
c	○	○	×
d	○	○	○
e	○	○	○
f	×	×	×
g	×	×	×
h	○	○	×
i	○	○	○
j	○	×	×

3.3 鑄造割れ発生へのプロセスと対策

一般に割れは、伝播しやすくても起点がなければ割れず、また起点が発生しやすくても伝播しにくければ割れないといえ、起点と伝播の両方が寄与することによってはじめて割れが顕在化する。この考え方に基づくと、図8に示すように、二つのパラメータがともに大きいとき、割れが発生しやすいこととなる。

図7に示したようにグラフの左上部分に位置する合金をGroup A、右下部に位置する合金をGroup Bとする。Group Aの合金は割れ起点パラメータ $\Delta R_{II} / \Delta T_{II}$ が大きいため起点は発生しやすいが、 ΔT_{II} が小さく伝播しにくいという特徴を持つ。この場合、起点の発生を抑えるよりも \vec{a} 方向への伝播を抑える \vec{A} の方向へ割れクライテリアを移動させる鑄造条件にする方法が望ましい。すなわち ΔT_{II} の影響を抑える方法、たとえば ΔT_{II} のRegion IIの厚みを増やし応力を分散させる鑄造条件などが適切であるといえる。

一方Group Bの合金は逆に、割れ伝播パラメータ ΔT_{II} が大きいため割れは伝播しやすいが、 $\Delta R_{II} / \Delta T_{II}$ が小さく起点が発生しにくいという特徴を持つ。この場合、伝播

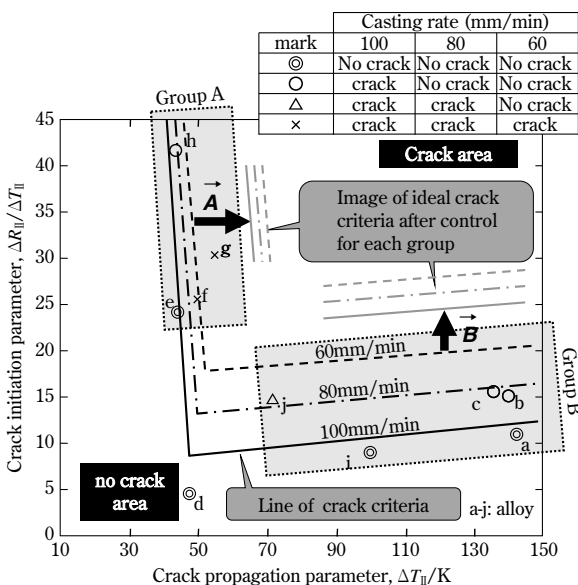


図7 各割れ感受性評価パラメータによる各種合金の割れ感受性評価結果と各グループの割れ防止の考え方

Fig. 7 Crack sensitivity evaluation of each alloy by crack sensitivity parameter and crack prevention concept for each group

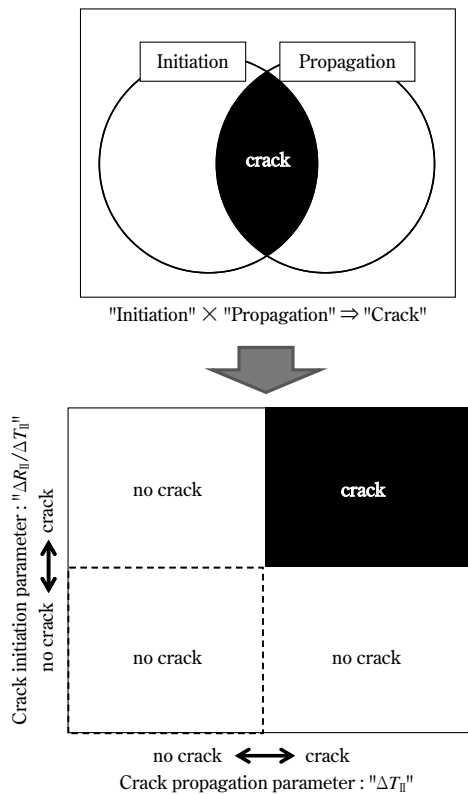


図8 両パラメータに基づいた割れ発生機構の模式図

Fig. 8 Schematic illustration of crack evaluation concept based on two parameters

を抑えるよりも起点発生を抑える \vec{B} の方向へ割れクライテリアを移動させる鑄造条件が望ましい。すなわち、起点発生を抑制する方法、たとえば鑄塊表面状態を平滑にする鑄造条件を選択することが適切であるといえる。

このように、同様の表面割れであっても、起点と伝播のいずれを抑制するかで効果的な対策が異なる。割れ抑制対策に対しては一律の鑄造条件制御ではなく、合金の特徴をつかみこれに合った対策を講じることが重要といえる。

むすび＝矩形アルミニウム合金DC鑄造は、量産性や品質安定性が要求される材料に主に用いられ、大形化が進んでいる。しかし、鑄塊が大きくなることにより鑄造時に表面割れが生じやすくなるという弱点がある。表面割れは固液共存域で起点が発生していることから、同温度

域で表面から鑄塊が割れるメカニズムを熱移動と凝固過程を考慮したモデルで推定するとともに、合金組成による鑄造割れ抑制ポイントについて検討した。その結果、以下の結論を得た。

- (1) 固相が破断しても融液が補給されない領域を固相率0.75から0.95と設定し、この固相率領域 (Region II) でのひずみおよびひずみ速度の差で割れが生じるとした。
- (2) 鑄塊表面の z 方向 (鑄造方向) 位置では、鑄造初期表面部が拘束部となり、Region IIの半凝固部のデンドライトが収縮することでひずみが生じて割れるとした。これは割れ伝播に関する指標となるため割れ伝播モードと呼ぶこととし、割れ伝播パラメータ ΔT_{II} で割れ感受性を定量的に表現した。
- (3) 鑄塊表面部の y 方向 (厚さ方向) 位置では、厚さ方向でRegion IIの固相率が異なる半凝固部位が存在しており、対固相率温度勾配 ($\partial T/\partial f_s$) が小さい低固相率部が拘束点となり、高固相率部が割れるとした。これは割れ起点に関する指標となることから割れ起点モードと呼ぶこととし、割れ起点パラメータ $\Delta R_{II}/\Delta T_{II}$ で割れ感受性を定量的に表現した。
- (4) 実験を通じ、DC鑄造の鑄造割れ感受性は、 ΔT_{II} 、 $\Delta R_{II}/\Delta T_{II}$ の両指標が大きい領域、すなわち割れ伝播と割れ起点がともに大きい領域で発生しやすいことを明らかにした。
- (5) 割れ発生モードが異なる合金種をそれぞれ Group A, Bに分類し、それぞれに対して割れを抑制する考え方を例示した。

参考文献

- 1) 森下 誠ほか. R&D神戸製鋼技報. 2008, Vol.58, No.3, p.23-28.
- 2) 森下 誠ほか. 軽金属. 2009, 第59巻, 第8号, p.417-423.
- 3) M. Morishita et al. Mat. Trans., 2011, Vol.52, No.2, p.166-172.
- 4) H. Nagaumi et al. Mat. Trans., 2006, Vol.47, No.12, p.2918-2924.
- 5) 磯部俊夫ほか. 鑄物. 1978, Vol.50, p.425-427.
- 6) H. Mizukami et al. ISIJ International. 2006, Vol.46, p.1040-1046.
- 7) 雄谷重夫ほか. 早稲田大学鑄物研究所報告書. 1986, Vol.42, p.45-82.
- 8) 水上英夫ほか. 鉄と鋼. 1998, Vol.84, p.763-769.
- 9) W. Kruz et al. Fundamentals of Solidification Third Edition (Trans Tech Publications 1992), 1992, p.6.