

アルミニウム合金鋳塊におけるバットカール現象のシミュレーション解析

Numerical Simulation of Butt Curl Phenomena during Aluminum DC Casting

石川 宣仁
Nobuhito Ishikawa

プレートやシートコイルのアルミニウム合金圧延材を製造するには、まずDC鋳造 (Direct Chill Casting)によって鋳塊を製造する必要があるが、その鋳造初期で発生するバットカール(鋳塊底部の反り上がり)は湯漏れや鋳塊割れの原因となり生産性を低下させている。この発生メカニズムを究明するために、凝固ひずみと熱ひずみを明確に区別する熱応力モデルを開発した。これにより、サンプル近傍の引張応力による鋳塊底部中心廻りのモーメント力がバットカール成長に重要であることを明らかにした。実機と同じく、2次冷却水が鋳塊尻部に衝突する時点からバットカールが急成長し、その後鋳塊尻部が冷却剛体化することにより成長が鈍化する過程を精度よく再現することができた。

For the production of aluminum plates and sheet coils, sound ingots need to be produced in the Direct Chill (DC) casting firstly. In the early stage of the casting, however, butt curl appears tending to decrease productivity through fatal defects such as metal bleeding and hot cracking. In order to investigate the mechanism of butt curl growth, a thermo-mechanical model has been developed, in which solidification shrinkage is handled to be definitely different from thermal strain. It is revealed that a torque moment due to tensile stresses along sump profile is important as a driving force of butt curl. The model can also reproduce the butt curl growth in real casting well, in which butt curl grows drastically as soon as the peripheral surface of the bottom shell is quenched by secondary cooling, and after some withdrawal its growth rate decreases due to the increase of flexural rigidity.

1. はじめに

アルミニウムDC鋳造ではバットカールと称する図1のような鋳塊尻部の反り上がり現象があり、これによる不具合として鋳塊短辺からの湯漏れ、鋳塊尻割れ、あるいは鋳塊尻形状の非対称に起因する鋳塊曲がりがある。いずれの不具合も程度が悪い場合には鋳塊全部が不良品となり鋳造歩留の低下を招く。また、バットカールに伴って発生する“くびれ”と称する鋳塊尻短辺側の凹形状についても、製品幅確保のためにその位置までの切断除去を余儀なくされ、鋳造歩留改善のためにはバットカール低減対策が必要である。

従来から活用されているバットカール抑制法としては、2次冷却能を低減させるCO₂法、パルスウォーター法、エアターボ法があり、最近では2次冷却水の突出角度

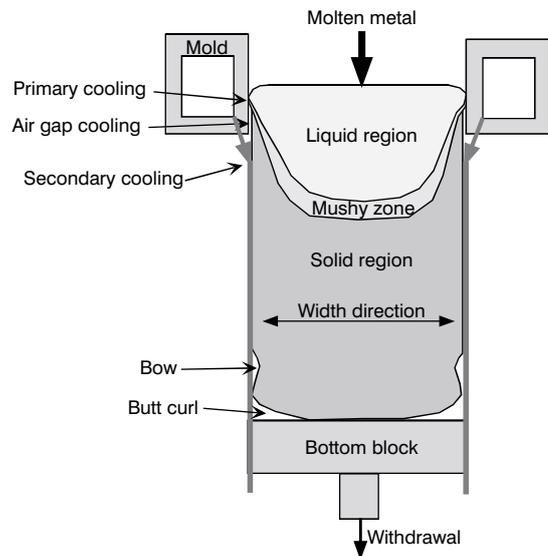


図1 DC鋳造の概略図
Fig.1 Schematic illustration of aluminum DC casting.

を大小2つ持つ鋳型や底の深い形状の受台が応用されつつある。しかしながら、例えばCO₂法では炭酸ガス混入度合いが冷却水中のイオン濃度の影響を受けるため、水質が安定しない時には過剰なる徐冷状態に陥り鋳塊尻の溶融や尻割れを引き起こす危険性がある。このように上記対策技術の使用においては適正条件に設定する必要があるが、各社でアルミ鋳造設備仕様が微妙に異なるため正にノウハウ技術となって一般性を持ち難い所がある。

バットカールの発生メカニズム研究については、Doroste¹⁾や常川²⁾らが実施した位置センサを鋳塊尻に鋳込ませてのバットカール成長の定量測定があり、2次冷却水が鋳塊尻に衝突する時点からバットカールが急成長することを報告している。しかし、彼らの報告は現象論的にバットカール成長メカニズムの真髄を良く捕らえているものの凝固応力的な説明として不十分さがあるため、筆者は弾塑性ひずみ増分理論に基づく凝固応力モデルを開発し、熱ひずみと凝固ひずみを区別した取り扱いでバットカール成長過程を計算し、現象論との比較評価を行うことにした。解析では、鋳込み開始からバットカール成長が終息するまでの1500 mm降下長さを追跡計算し、初期(溶湯)鋳塊形状に対する座標変化量からバットカール量を算出した。特に、バットカール急成長のタイミングにおける冷却条件と鋳塊尻部の温度、凝固状態、サンプル面に働く応力状態に注意を払い、一連のバットカール成長過程を支配する駆動原理を読み取ることにした。

2. 理論

当該凝固応力モデルでは、鋳造時に発生する温度、ひずみ、応力を考慮するため温度モデルと応力モデルを結合しており、計算時間ステップ毎に各モデルを交互に解きながら計算結果を受け渡す形式となっている。計算体系は図2のごとく鋳塊の対称性を考慮して1/4象限の仮想溶湯鋳塊を対象とし、境界冷却条件が鋳造方向と反対に鋳造速度で移動する計算方式とした。

2.1 温度モデル

鋳塊内部の温度計算では潜熱を考慮するため温度回復

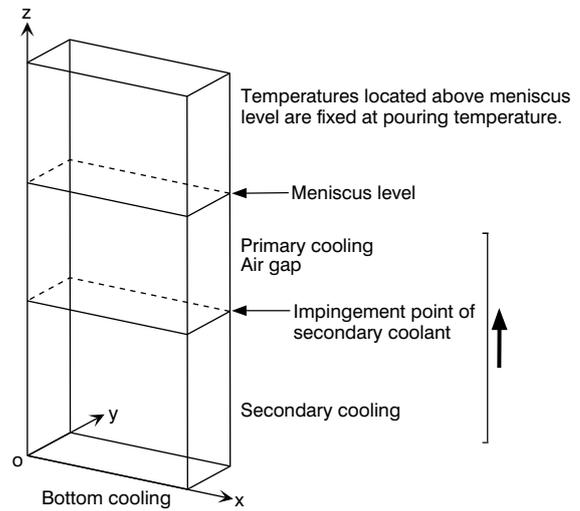


図2 1/4対称の計算体系と境界条件
Fig.2 Computational quarter domain and boundary condition.

法を用いた。すなわち、まず潜熱を考慮しない非定常熱伝導方程式(1)を解き、この結果に潜熱に相当する温度分だけ補正を加えた中間液相温度(2)を再定義する。この時の固相率増分は式(3)で計算する。

$$\rho C \frac{\partial T}{\partial t} = \kappa \nabla^2 T \quad (1)$$

$$T_{Li} = T_L - (T_L - T_S) f_S \quad (2)$$

$$\Delta f_S = \frac{C(T_{Li} - T)}{L} \quad (3)$$

一方、鋳塊表面での温度計算は、式(4)の熱伝達方程式で考え、鋳型冷却(1次冷却)及びエアギャップ域における熱伝達係数として鋳塊及び鋳型の测温データから逆算した式(5)のようなエアギャップに依存する形式を与えた。また、2次冷却域での熱伝達係数は、実機鋳塊温度測定及び高温ブロック冷却実験から図3のように鋳塊表面温度の関数として与えた。

$$\kappa \nabla T = -h(T - T_\infty) \quad (4)$$

$$h = h_m \left(\frac{b}{gap + b} \right)^c \quad (5)$$

2.2 応力モデル

応力モデルの式展開では、ひずみ増分理論に基づく弾

変数の説明

T:温度, T_L:液相線, T_S:固相線, f_S:固相率, L:潜熱, ρ:密度, C:比熱, κ:熱伝導度, h:熱伝達係数, T_∞:境界温度, α:線膨張係数, β:凝固収縮率, ε^e:弾性ひずみ, ε^p:塑性ひずみ, ε^T:熱ひずみ, ε^S:凝固ひずみ, ε_p:相当塑性ひずみ, σ:応力, σ̄:相当応力, σ₀:流動応力, f:後続の降伏関数, A:塑性ひずみ法線則の係数, D^e:弾性応力-ひずみ行列, D^p:塑性応力-ひ

ずみ行列, H:ひずみ硬化係数, G:せん断弾性係数, σ:偏差応力, τ:せん断応力, φ:位置座標, 温度に対する形状関数, φ:変位増分に対する形状関数, B:ひずみ-変位行列, Δt:時間増分, dS:面積要素, dV:体積要素
なお、ギリシャ添字は行列あるいはベクトル成分を表し、行列計算での添え字重複は加算を意味する。

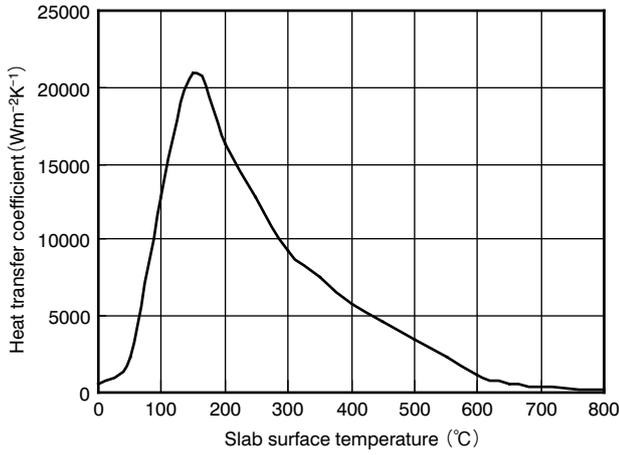


図3 2次冷却の熱伝達係数
Fig.3 Heat transfer coefficient of secondary cooling.

塑性理論からモデルの構成式^{3), 4)}を導いた。ただし、実際の計算に当たっては、アルミDC鋳造でのサンプルが浅いことから溶湯静水頭のサンプル面に与える表面力を無視し、重力による体積力も内部応力に比べ絶対値が小さいとして無視した。また、液相域での応力計算では後述のように流動応力の温度依存性を通じて応力発生があるが、関係式中の液相ヤング率が小さいためほとんどゼロ応力となる。

なお、本モデルではデンドライト中への溶湯補給効果や実際応力発生準固相温度^{5), 6), 7)}の考え方は取り扱われていないことを断っておく。

2.2.1 構成式

ひずみ増分理論に基づき、全ひずみ増分を弾性ひずみ、塑性ひずみ、熱ひずみ及び凝固ひずみの各増分和で与える。

$$\Delta \varepsilon_{\alpha} = \Delta \varepsilon_{\alpha}^e + \Delta \varepsilon_{\alpha}^p + \Delta \varepsilon_{\alpha}^T + \Delta \varepsilon_{\alpha}^S \quad (6)$$

熱ひずみと凝固ひずみをそれぞれ、固相域、固液共存域においてのみ有効であるとし、また等方的であると仮定した。特に、式(8)の凝固ひずみは、バットカール変形や熱間割れの起因となる固液共存域での応力集中⁵⁾を表現する上で非常に重要であり、熱ひずみ中に凝固ひずみを繰り込む簡便形式は不適切であると考えている。

$$\Delta \varepsilon_T = [\alpha \Delta T \quad \alpha \Delta T \quad \alpha \Delta T \quad 0 \quad 0 \quad 0]^T \times f_S \quad (7)$$

$$\Delta \varepsilon_S = [\beta \Delta f_S \quad \beta \Delta f_S \quad \beta \Delta f_S \quad 0 \quad 0 \quad 0]^T \times (1 - f_S) \quad (8)$$

次に、鋳塊の塑性変形閾値を与えるため、後続の降伏関数 f としてミーゼスの降伏条件と等方硬化則に従い、相当塑性ひずみを硬化パラメータとする関数型を採用した。

$$f(\sigma_{\alpha}, \bar{\varepsilon}_p, T) = \bar{\sigma} - \sigma_0(\bar{\varepsilon}_p, T) \quad (9)$$

なお、当該モデルでは簡便的に物性値を一定としてい

るため、式(9)中には液相から完全固相への相変態率依存性⁴⁾は無視されている。

式(9)及び弾性ひずみに対するフックの法則、塑性状態におけるプラガーの適応条件、塑性ひずみの法線則、塑性ひずみと相当塑性ひずみの関係式を用いて式変形を行うと、最終的に当該モデルの構成式(14)を得ることができる。

$$\Delta \sigma_{\alpha} = D_{\alpha\beta}^e \Delta \varepsilon_{\beta}^e \quad (10)$$

$$\Delta f = \frac{\partial f}{\partial \sigma_{\alpha}} \Delta \sigma_{\alpha} + \frac{\partial f}{\partial \bar{\varepsilon}_p} \Delta \bar{\varepsilon}_p + \frac{\partial f}{\partial T} \Delta T = 0 \quad (11)$$

$$\Delta \varepsilon_{\alpha}^p = \Lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma_{\alpha}} \quad (12)$$

$$\Delta \bar{\varepsilon}_p = \left(\frac{2}{3} \Delta \varepsilon_{\alpha}^p \Delta \varepsilon_{\alpha}^p \right)^{\frac{1}{2}} \quad (13)$$

$$\Delta \sigma_{\alpha} = (D_{\alpha\beta}^e + D_{\alpha\beta}^p)(\Delta \varepsilon_{\beta} - \Delta \varepsilon_{\beta}^T - \Delta \varepsilon_{\beta}^S) - \frac{1}{S} D_{\alpha\beta}^e \frac{\partial f}{\partial \sigma_{\beta}} \frac{\partial f}{\partial T} \Delta T \quad (14)$$

ここで、応力-ひずみ行列 D^p は塑性状態で有効となる項であり、式(15)のように偏差応力で表現される。

$$D_{\alpha\beta}^p = -\frac{1}{S} D_{\alpha\mu}^e \frac{\partial f}{\partial \sigma_{\mu}} \frac{\partial f}{\partial \sigma_{\nu}} D_{\nu\beta}^e = \frac{-1}{\frac{\bar{\sigma}^2 H'}{9G^2} + \frac{\bar{\sigma}^2}{3G}} \begin{bmatrix} \sigma'_x & \sigma'_y & \sigma'_z & \tau'_{xy} & \tau'_{yz} & \tau'_{zx} \\ \sigma'_y & \sigma'_x & \sigma'_z & \tau'_{xy} & \tau'_{yz} & \tau'_{zx} \\ \sigma'_z & \sigma'_z & \sigma'_x & \tau'_{xy} & \tau'_{yz} & \tau'_{zx} \\ \tau'_{xy} & \tau'_{xy} & \tau'_{yz} & \tau'_{yz} & \tau'_{zx} & \tau'_{zx} \\ \tau'_{yz} & \tau'_{yz} & \tau'_{zx} & \tau'_{zx} & \tau'_{xy} & \tau'_{xy} \\ \tau'_{zx} & \tau'_{zx} & \tau'_{xy} & \tau'_{xy} & \tau'_{yz} & \tau'_{yz} \end{bmatrix}^T \quad (15)$$

なお、後続の降伏関数に2次形式を用いた場合でも導出される応力-ひずみ行列 D^p は式(15)と全く同じになることを注意する。

2.2.2 負荷・除荷判定

負荷・除荷判定は、後続の降伏関数曲面上に立つ塑性ひずみ増分の係数 Λ の状態によって次のように判定する。

$$f = 0, \quad \Lambda \geq 0 \text{ の場合は、(中立) 負荷状態} \\ f = 0, \quad \Lambda < 0 \text{ の場合は、除荷状態} \quad (16)$$

なお、係数 Λ は、後続の降伏関数(9)の場合には相当塑性ひずみ増分に等しくなることを注意する。

3. 有限要素化

当該凝固応力モデルの有限要素化ではアイソパラメトリック要素(6面体, 8節点)を用い、要素内の任意点の位置、温度、変位増分を節点データと形状関数の1次結合で表現する。

$$X = \phi_\alpha x_\alpha \quad (17)$$

$$T = \phi_\alpha T_\alpha \quad (18)$$

$$\Delta U_\alpha = \varphi_{\alpha\beta} \Delta d_\beta \quad (19)$$

3.1 温度モデルの有限要素化

温度モデルの有限要素化は式(1), (4)に対し Galerkin 法を用いることにより, 各節点温度の連立方程式として得られる。

$$C_{\alpha\beta} \frac{\partial T_\beta}{\partial t} + (K_{\alpha\beta}^1 + K_{\alpha\beta}^2) T_\beta = F_\alpha \quad (20)$$

ここで,

$$C_{\alpha\beta} = \rho C \int \phi_\alpha \phi_\beta dV \quad (21)$$

$$K_{\alpha\beta}^1 = \kappa \int \left(\frac{\partial \phi_\alpha}{\partial x} \frac{\partial \phi_\beta}{\partial x} + \frac{\partial \phi_\alpha}{\partial y} \frac{\partial \phi_\beta}{\partial y} + \frac{\partial \phi_\alpha}{\partial z} \frac{\partial \phi_\beta}{\partial z} \right) dV \quad (22)$$

$$K_{\alpha\beta}^2 = h \int \phi_\alpha \phi_\beta dS \quad (23)$$

$$F_\alpha = h T_\infty \int \phi_\alpha dS \quad (24)$$

さらに, 時間に関してもクランク-ニコルソン法で離散化して最終的な当該温度モデルの有限要素式を得る。

$$\begin{aligned} & \left[\frac{1}{2} (K_{\alpha\beta}^1 + K_{\alpha\beta}^2) + \frac{1}{\Delta t} C_{\alpha\beta} \right] T_\beta (t + \Delta t) \\ & = \left[-\frac{1}{2} (K_{\alpha\beta}^1 + K_{\alpha\beta}^2) + \frac{1}{\Delta t} C_{\alpha\beta} \right] T_\beta (t) + F_\alpha \end{aligned} \quad (25)$$

3.2 応力モデルの有限要素化

応力モデルの有限要素化では, 仮想仕事の原理を通じて最終的に節点変位増分関する連立1次方程式(剛性方程式)として得る。

$$\begin{aligned} (K_{\alpha\beta}^e + K_{\alpha\beta}^p) \Delta d_\beta &= \Delta f_\alpha^S + \Delta f_\alpha^V + \Delta f_\alpha^{Te} \\ &+ \Delta f_\alpha^{Tp} + \Delta f_\alpha^{Se} + \Delta f_\alpha^{Sp} + \Delta f_\alpha^Y + \Delta f_\alpha^R \end{aligned} \quad (26)$$

右辺は, 表面力, 体積力, 熱ひずみ増分, 凝固ひずみ増分, 流動応力の温度依存性に関する荷重項及び残渣項である。

$$K_{\alpha\beta}^{ep} = \int B_{\mu\alpha} D_{\mu\lambda}^{ep} B_{\lambda\beta} dV \quad (27)$$

$$\Delta f_\alpha^S = \int \varphi_{\beta\alpha} \Delta F_\beta^S dS \quad (28)$$

$$\Delta f_\alpha^V = \int \varphi_{\beta\alpha} \Delta F_\beta^V dV \quad (29)$$

$$\Delta f_\alpha^{Te/p} = \int B_{\mu\alpha} D_{\mu\lambda}^{ep} \Delta \varepsilon_\lambda^T dV \quad (30)$$

$$\Delta f_\alpha^{Se/p} = \int B_{\mu\alpha} D_{\mu\lambda}^{ep} \Delta \varepsilon_\lambda^S dV \quad (31)$$

$$\Delta f_\alpha^Y = \int B_{\mu\alpha} D_{\mu\lambda}^e \frac{3\sigma'_\lambda}{2\sigma S} \left(-\frac{\partial \sigma_0}{\partial T} \right) \Delta T dV \quad (32)$$

$$\Delta f_\alpha^R = \int \varphi_{\mu\alpha} F_\mu^S dS + \int \varphi_{\mu\alpha} F_\mu^V dV - \int B_{\mu\alpha} \sigma_\mu dV \quad (33)$$

4. 数値計算結果

バットカール計算の基準ケースは, 表1に示すアルミ合金 AA3004 の鋳造条件であり, 初期鋳塊形状, すなわち受台形状はダブルカーベチャとしている。流動応力の温度依存性は JIS-G0567 に準拠した高温引張試験より 図4 のように求め, これらの流動応力曲線は次式にてモデルに組み入れられた。

$$\sigma_0(T) = a(T) \bar{\varepsilon}_p^{n(T)} + \sigma_y(T) \quad (34)$$

4.1 バットカール成長過程

本報告では, バットカール量を鋳塊尻短辺中央位置での初期形状からの座標変化分と定めた。まず, 基準ケースのバットカール成長過程及び, この時の鋳塊尻4頂点の温度変化を 図5 に並べて示した。横軸の降下長さは鋳塊尻面中央位置に基準があり, 鋳塊尻部への2次冷却水

表1 鋳造条件と物性値

Table 1 Casting condition and physical properties.

Density (kg/m ³)	2500
Heat capacitance (J/kg/K)	1146
Liquidus line (°C)	648
Solidus line (°C)	635
Heat conductivity (W/m/K)	218
Latent heat (J/kg)	3.9 × 10 ⁵
Thermal expansion coef. (1/°C)	2.5 × 10 ⁻⁵
Solidification shrinkage ratio	0.07
Slab thickness (m)	0.6
Slab width (m)	1.65
Pouring temperature (°C)	700
Casting speed (mm/min)	60
Secondary coolant flow rate (l/cm/min)	3

Heat transfer coefficient in mold region

$$h_m = 1400 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1}, b = 0.4, c = 0.5$$

Heat transfer coefficient of secondary cooling

Correlation from hot block quenching test

Node:1056, Element:750

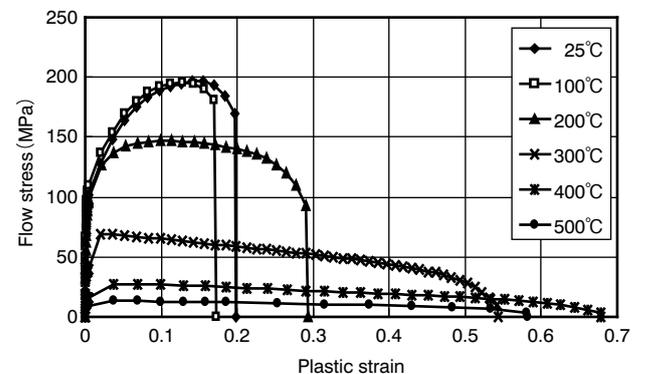


図4 高温引張試験による合金3004の応力ひずみ曲線
Fig.4 Stress-strain curves of AA3004 aluminum alloy obtained by hot tensile test.

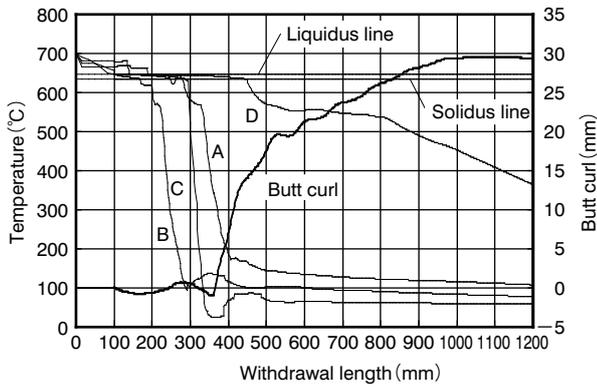


図5 温度履歴とバットカール成長の関係(計算)
 Fig.5 Calculated temperatures and butt curl growth (A: long side, B: short side, C: corner, D: center at slab bottom surface).

衝突は最初に短辺中央が180 mm位置より開始され、全周がぬれるのは300 mm位置からである。バットカールは鋳塊尻面中央部が凝固し始める350 mm位置から急成長となり、その後、鋳塊尻温度の低下に伴って成長速度が鈍り長さ1000 mm位置ではほぼ終息し、最終的に30 mmのバットカールに成ることが分かる。

バットカール急成長時と飽和時における3次元温度分布と、バットカールの主駆動力と考えられる鋳塊幅方向(x方向)垂直応力分布を図6, 7に示すが、鋳塊全外周が2次冷却水により冷却された後、フレーム線で示した鋳塊初期形状(仮想溶湯鋳塊)に対し尻短辺位置が反り上がり、同時にくびれが発生しているのが見える。内部応力的には、サンプル面近傍(固液共存域および高温固相域)に引張応力が分布し、鋳塊外側の固相域には圧縮応力が働いていることが分かる。この応力状態は、当該凝固応力モデルの特徴として凝固ひずみを熱ひずみと明確に区別しているために現れたものであり、凝固ひずみを熱ひずみに組み入れるような取り扱いではサンプル面に沿っての明瞭な引張応力分布は再現できない。なお、降下が進んだ段階で鋳塊尻部に引張応力が広く分布するのは、固相域の温度低下による効果でありバットカール成長そのものへの寄与は小さい。

サンプル面近傍に分布する引張応力は、既に凝固低温化している外側凝固シェルから凝固収縮や熱収縮を妨げられるために発生する応力であり、逆に言うとサンプル面近傍の引張応力が外側凝固シェルを鋳塊内側に引き込む作用があると考えられる(数人が手をつないで輪を作り、一斉に引張り合うと全員が輪の内側に移動してしまうのと同じ原理)。図8ではこの状況をサンプル面に立つトルクモーメントとして表現し、このモーメント力により鋳塊尻が曲げられバットカールが発生すると推定している。したがって、鋳込み開始のサンプル深さが浅い状況ではトルクモーメントは小さいが、降下が進みサンプルが

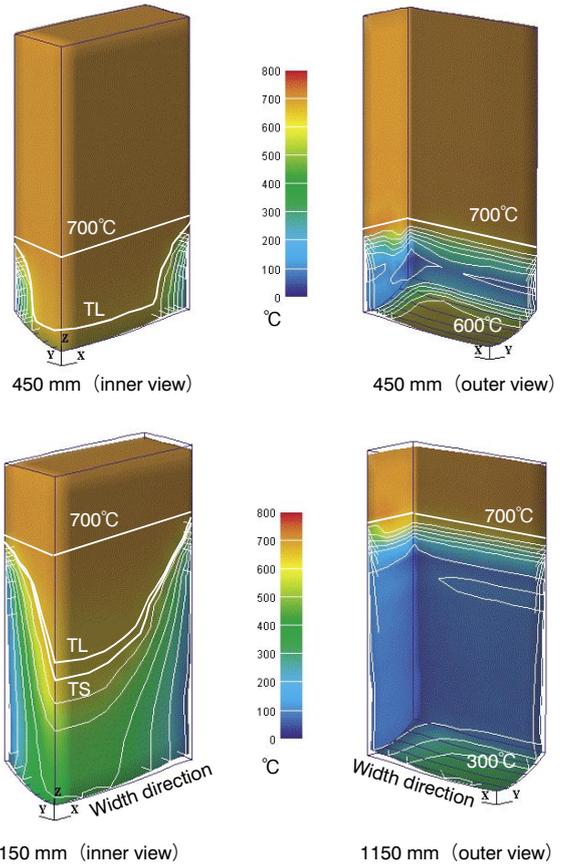


図6 バットカール急成長時と飽和時の温度分布(計算)
 Fig.6 Calculated temperature distributions at the rapid growth and saturated stages of butt curl.

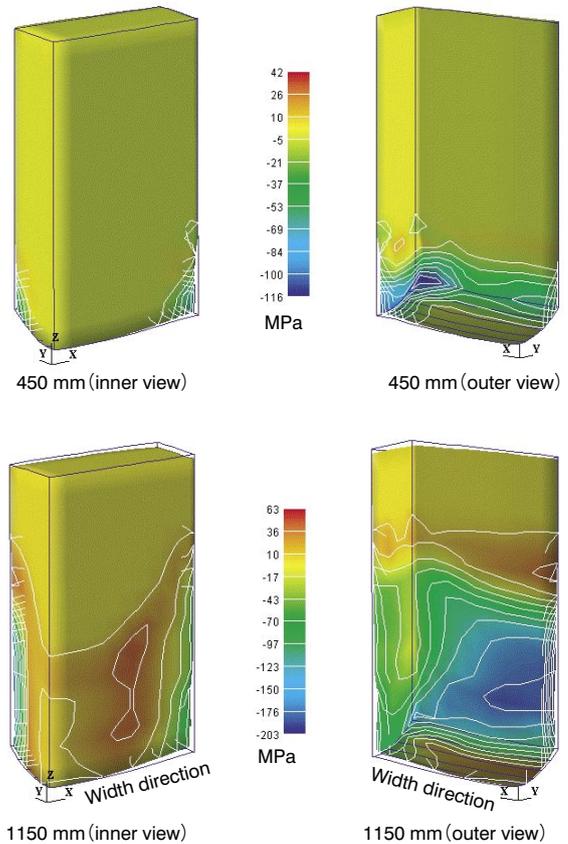


図7 バットカール急成長時と飽和時の応力分布(計算)
 Fig.7 Calculated inner stress distributions at the rapid growth and saturated stages of butt curl.

適度に深くなり且つ鑄塊尻が未だ高温の状態ではバットカールが最も成長し易い状況となる。しかし、降下1000 mm位置程度になると鑄塊尻が大型化且つ低温剛体化するためトルクモーメント力に抵抗する存在となりバットカール成長が鈍化・終息するものと考えられる。

4.2 バットカール実測値との比較

実機鑄塊のバットカール測定対象を表2に示す。鑄造条件として、鑄塊幅、降下速度、注湯温度がなるべく異なるものを選んだ。計算値と実測値との比較結果を図9に示すが、±20%の精度で両者が一致しており当該凝固応力モデルの予測精度が良好であると判断する。なお、高温引張試験より各合金に対する応力-ひずみ曲線の温度依存性が考慮されている。

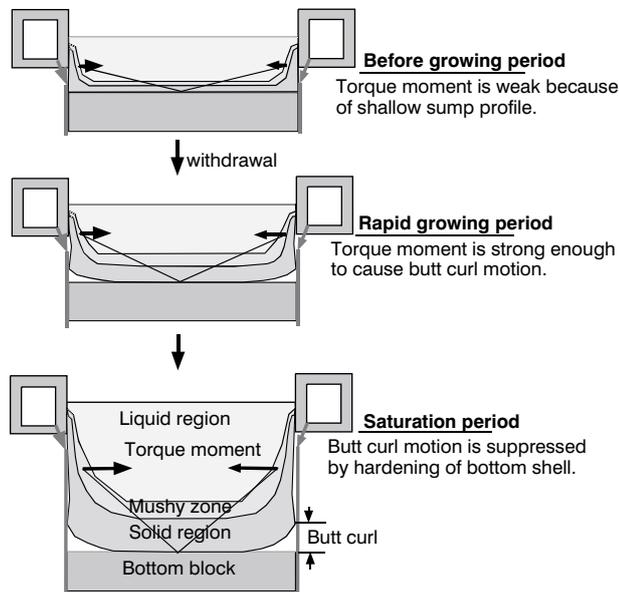


図8 推定バットカール成長メカニズム：サンプルに沿って発生する凝固に伴う引張応力が鑄造初期の鑄塊底板を曲げる

Fig.8 Proposed mechanism of butt curl development: torque moment due to tensile stresses distributing along sump profile bend the solidified bottom shell in the early stage of casting process.

表2 鑄造条件とバットカール実測値
Table 2 Casting condition and butt curl measurement.

alloys	thickness (mm)	width (mm)	lowering speed (mm/min)	pouring temp. (°C)	measured butt curl (mm)
1xxx	600	1750	50	700	35
1xxx	600	1750	50	700	40
1xxx	600	1280	50	700	22
1xxx	600	1600	63	700	32
3xxx	600	1140	48	690	40
3xxx	600	1140	48	690	35
3xxx	600	1340	60	700	20
3xxx	600	1650	60	700	32
5xxx	600	1920	50	700	30

4.3 バットカールと鑄塊幅の関係

比較計算結果だけによるバットカールと鑄塊幅の関係を示したのが図10であり、ばらつきは大きいものの線形関係を認めることができ、アスペクト比(鑄塊巾/鑄塊厚さ)が小さいものほどバットカールが小さいことが分かる。この理由は、一般に鑄塊の短辺長辺それぞれが反りを起すわけではあるが、平面曲げにおける鞍形状と同様に一方の反りが勝る場合には他方の反りが抑制されるように内部応力が働くため、アスペクト比が小さいほど両者が相殺し合ってバットカールが減少するものと推定される。

4.4 バットカールとくびれの関係

比較計算結果だけによるバットカールとくびれの関係を図11に示すが、ばらつきは大きいものの線形関係を認めることができ、バットカールの小さいものほどくびれが小さいことが分かる。概念的には、短辺凝固殻立ち上がりL字型一体物として反り上がることで自然とくびれが発生すると理解でき、常川らも同様のメカニズムでラボ実験結果を説明している。鑄造開始時の湯漏れト

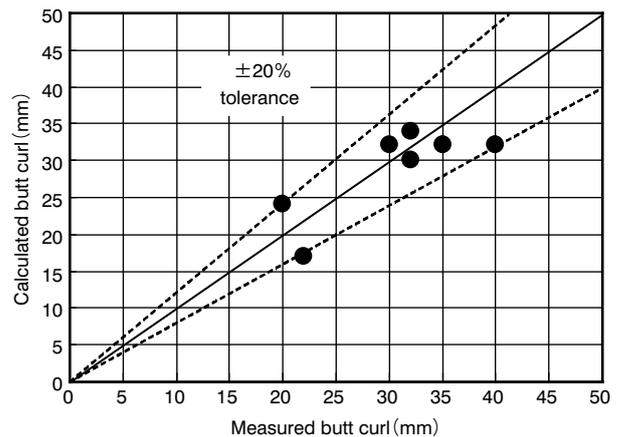


図9 バットカールの計算と実測の比較
Fig.9 Comparison of predicted butt curls with measurements.

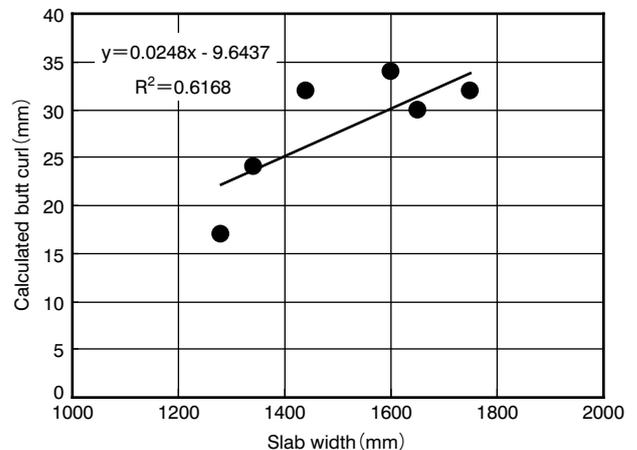


図10 鑄塊幅とバットカールとの関係
Fig.10 Relationship between slab width and butt curl.

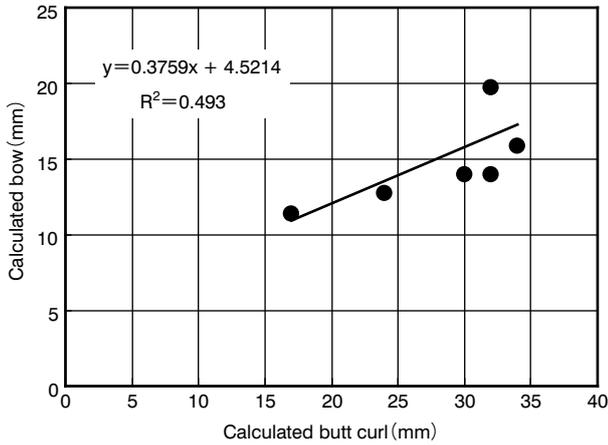


図11 バットカールとくびれの関係
Fig.11 Relationship between butt curl and bow.

ラブルは過大なるくびれが原因であるが、根本対策としてはバットカールを抑制すべきと言える。

5. おわりに

ひずみ増分理論に基づく弾塑性凝固応力モデルを開発し、バットカールの成長過程を解析し以下のことが分かった。

- (1) 当該凝固応力モデルは、バットカール実測値との比較から予測精度が±20%と良好である。
- (2) バットカールの成長には、サンプル面の固液共存

域に働く引張応力によるモーメント力が重要であり、2次冷却水により鋳塊尻全外周が濡れた時点からバットカールが急成長し、鋳塊尻の低温剛体化に伴い成長鈍化・終息する。

- (3) バットカールに対する鋳塊幅及びくびれとの関係は、実機鋳造と同じ傾向を示す。

参考文献

- 1) W. Droste and W. Schneider : Light Metals, (1991), 945.
- 2) M. Tsunekawa, N. Hayashi, and T. Uno : Sumitomo Light Metal Technical Reports, **37** (1996), 50.
- 3) 矢川, 宮崎 : 有限要素法による熱応力・クリープ・熱伝導解析, (1991), サイエンス社
- 4) 井上ら : 固体力学と相変態の解析, (1995), 大河出版
- 5) Hallvard G. Fjaer and Asbjorn Mo : Metallurgical Transactions B, **21B**(1990), 1049.
- 6) Bruno Hannart, Frederic Cialti, and Ruben Van Schalkwijk : Light Metals, (1994), 879.
- 7) Jung-Eui Lee, Tae-Jung Yeo, Kyu Hwan Oh, Jong-Kyu Yoon, and U-Sok Yoon : Metallurgical and Materials Transactions A, **31A** (2000), 225.



石川 宣仁 (Nobuhito Ishikawa)
技術研究所