

(論文)

アルミニウム合金DC castingにおける各種合金元素が及ぼす割れ感受性予測方法

Prediction Method of Crack Sensitivity during Aluminum DC Casting Depending on Alloy Composition



森下 誠*
Makoto MORISHITA



阿部光宏*
Mitsuhiro ABE



徳田健二*(工博)
Dr. Kenji TOKUDA

Since it has been difficult to predict crack sensitivity during aluminum DC casting depending on alloy composition, a new prediction method using the relation between solid fractions and the temperature inherent in alloys was developed. The method is based on indexes which are temperature dropping value and temperature dropping speed difference within high solid fraction region. It is confirmed that the indexes suitably represent the crack sensitivities through DC casting experiments.

まえがき = アルミニウム合金の鋳造工程でみられる鋳造割れは、その後の加工熱処理工程での修復は非常に困難で、そのほとんどがスクラップとなるため、鋳造を経る工業プロセスの大きな問題点の一つである。とくに工業的に広く適用されている DC 鋳造を代表とした連続鋳造においては、一度鋳塊内に割れが発生すると、ほとんどの場合連続鋳造が終了するまで割れが伝播し続けるため、著しい生産性の低下を招くこととなる。

一般に、工業的に使用されるアルミニウム合金は、合金成分として Fe, Si, Mn, Mg, Cu, Zn など様々な元素が含まれており、そのほとんどが共晶反応を伴う。これらの元素が含まれた共晶合金は、純アルミニウムと比べ 5 以上、合金によっては 150 以上最終凝固温度が低くなる結果、低温まで液相が残るため、純アルミニウムよりも鋳造割れが生じやすくなる。材料特性を向上させるためには元素添加が不可欠なため、現在もさらなる高性能化を目的に様々な元素添加による合金開発が盛んであるが、鋳造割れに対しては不利になるケースが多い。そこで、鋳造速度を低下させて鋳塊表面から固液界面の間の温度勾配を小さくしたり、Ti を主成分とした微細化剤^{1)~3)}を添加するなどの措置を講じて鋳造割れを防止しているが、生産性やリサイクル性を低下させる原因となるため、必ずしも望ましい方法とはいえない。

現在、合金成分が及ぼす割れ感受性への影響や鋳造プロセスの割れ安全率の定量的な把握は困難である。しかしながら、合金設計段階でも考慮する必要があることから、合金成分による割れ感受性を予測する手法の開発が望まれている。

従来、割れ感受性評価法としては、凝固温度範囲が広いほど割れやすいと評する手法が用いられることが多い

が、多元系合金では必ずしも総合的に表現できる手法ではない。また、高温引張試験から ZST (Zero Strength Temperature) および ZDT (Zero Ductility Temperature) の値と固相率の関係を求める手法⁴⁾や、高温物性を盛込んだ熱応力計算⁵⁾など、割れのメカニズムとその感受性について論じた報告が多く研究者によってなされてきている。しかしながら、合金成分による割れ感受性評価手法についての報告はなされていない。

そこで当社は、工業的に広く活用されている縦型矩形 DC 鋳造における鋳造割れ感受性予測を目的に、小型 DC 鋳造試験を活用し、汎用的で簡素な割れ感受性評価モデルにより合金成分による割れ感受性を定量的に評価し得る手法を開発した。以下にこれを報告する。

1. 割れ感受性評価実験

割れ感受性の検証には、工業的に広く使われている合金種である 3000 系および 5000 系を軸とし、それぞれ表 1 に示す幅広い化学組成を有する計 10 種の合金を対象と

表 1 試験に使用したアルミニウム合金組成
Table 1 Chemical composition of aluminum alloy used this work

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

*アルミ・銅カンパニー 真岡製造所 アルミ板研究部

した。

鑄造割れは結晶粒径を微細にすることにより抑制できるが、本報での目的は、合金元素が及ぼす割れ感受性への影響を明らかにすることにあるため、結晶粒サイズを大きく変化させてしまう Ti-B などの微細化剤や Zr, Cr などの包晶系元素は無添加とした。

鑄造割れの発生を評価するにあたり、図 1 に示す 400mm 幅 × 150mm 厚の矩形、テーパのない開口部を持つ縦型 DC 鑄造機を採用し、鑄型および底金には 5052 アルミ合金を用いた。溶湯湯面から鑄型出口までの長さは 65mm とし、湯面高さ制御にはフロートタイプを採用、ガラスクロスなどの溶湯のディストリビュータは用いなかった。また、鑄型内潤滑には菜種油を使用した。

主な鑄造条件を表 2 に示す。冷却水量は 100L/min、鑄造温度は 710 ± 5 で一定とした。溶湯が設定湯面高さに到達したと同時に、60 ~ 100mm/min の鑄造速度で引抜きを開始した。鑄造速度が大きくなるほど鑄造割れの感受性が大きくなるため、鑄造速度を鑄造条件の割れ感受性の操作因子とした。なお、操作因子としては鑄型サイズや溶湯温度なども活用可能であるが、制御しやすい条件も変更しやすい鑄造速度を本実験では採用した。

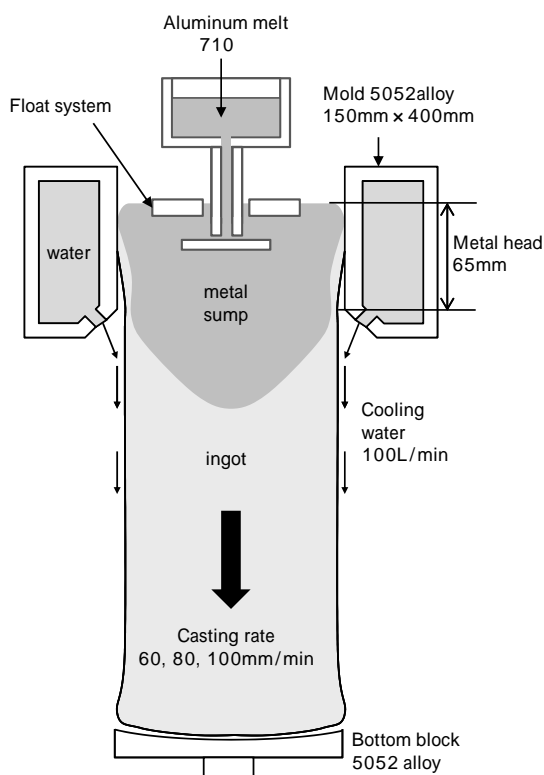


図 1 DC 鑄造の模式図と鑄造条件

Fig. 1 Schematic view of DC casting and cast condition of this work

表 2 DC 鑄造鑄型と鑄造条件
Table 2 DC mold and casting conditions

Ingot size	150 × 400 mm
Cast temperature	710 ± 5
Amount of cooling water	100 L/min
Casting rate	60, 80, 100 mm/min
Metal head from mold end	65 mm

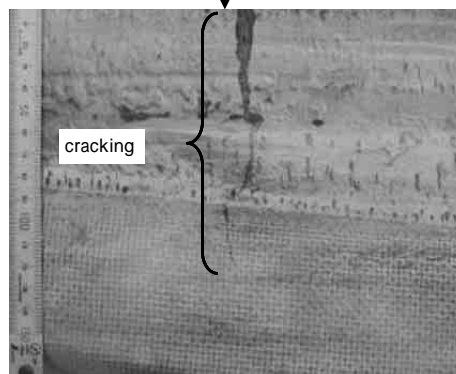
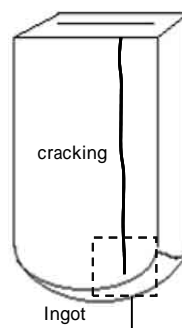


図 2 DC 鑄塊の表面割れ状態
Fig. 2 Surface cracking of DC casting

鑄造割れは、目視または染色浸透探傷剤を用いて検出した (図 2)。なお、完全に口が開いたものを割れとし、微小割れが溶着して口が開かず、探傷剤で検出されない状態 (ヒーリング状態) のものは割れていないものと判断した。

2. 鑄造割れ試験結果

2.1 鑄造割れ性の評価結果

鑄造割れ有無の評価結果を表 3 に示す。鑄造割れは、鑄造速度が増加するに従い発生しやすく、今回採用した Al-Mn 系、Al-Mg 系合金で割れたものは、すべて表面割れであった。

合金 b, c については Cu 量が、また合金 d, e, f については Mn 量が増加するほど割れが発生しやすいとみることができるが、全ての合金種にわたり Cu や Mn 等の量で同じ傾向があるとはいえず、添加元素量の大小だけで割れやすさを表すことはできない (表 1, 表 3)。また、熱力学ソフトウェア Thermo-Calc の Al データベース Ver.5 で算出した平衡状態での固液共存温度範囲 (T_L-T_S) を表 3 に併記した。例えば、合金 c, f は T_L-T_S がそれぞれ 34.7K, 74.4K であるが、合金 c の方が割れやすく、固液共存温度範囲が広い合金ほど割れやすい傾向はないことがわかる。以上より、割れやすさを合金成分や凝固温度範囲だけでは判断できないことがわかる。

2.2 鑄造割れ形態

実験で得られた鑄造割れの破面の一例を図 3 に示す。鑄造割れは表面から中央部までつながっており、縦方向に鑄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 3 の破面の A ~ D の部分を SEM で観察した。図 4 に示すように A, C, D 部ではデンドライトは観察されていないが、鑄塊表面近

表 3 DC 鋳造割れ性実験結果と凝固温度範囲
: 割れなし, x : 割れ発生

Table 3 Cracking results of DC casting experiment and solidification range cracking mold and casting conditions. O: no cracking, X: cracking

alloy	Casting rate (mm/min)			Solidification range (K)
	60	80	100	
a				28.1
b				29.5
c	x	x	x	34.7
d	x	x	x	41.2
e			x	35.2
f				74.4
g			x	54.2
h			x	54.9
i				74.9
j		x	x	38.4

: no cracking, x : cracking

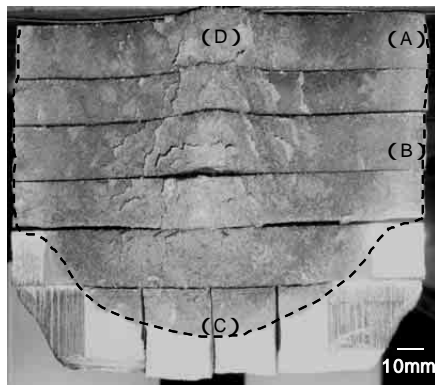
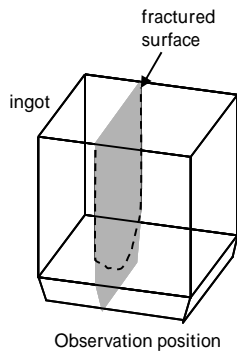


図 3 DC 鋳塊割れの破面
Fig. 3 Fractured surface of DC cast cracking

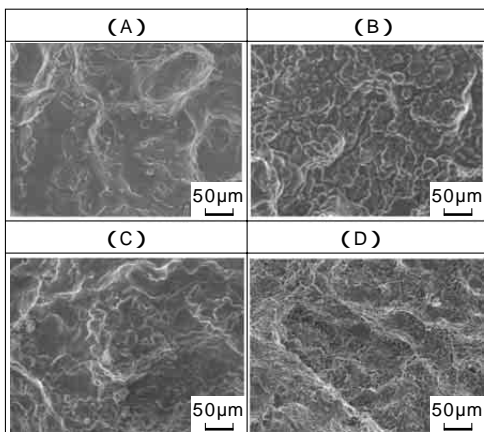


図 4 図 3 の(A)~(D) 鋳塊割れ破面部の SEM 像
Fig. 4 SEM image of cast cracking fractured surface at (A)-(D) in Fig.3

傍の B 部では細かなデンドライトが鮮明に観察される。これは, A, C, D 部では完全凝固後に引裂かれたのに対し, B 部では完全凝固前のデンドライトが液膜に覆われた状態で引裂かれたと考えられる。B 部と同様 A 部も鋳塊表面近傍であることから熱的にも同じ履歴をたどり, 最終凝固組織としては大差がないと考えられる。しかしながら, 先に凝固が完了する B 部が割れたことから応力が緩和され, 高温では割れなかったと推定されるが, 亀裂が伝播することで B 部よりも低温で割れが生じたと考えられる。すなわち, 凝固完了前の高温状態にある B 部において割れが生じていることから, B 部が鋳造割れの起点と特定できる。また, 本実験で生じた割れの発生しやすさを論じるには, B 部のような高温状態の割れ起点での現象を検証していくことが重要であることがわかった。

3. 割れ感受性に関する考察とその評価

3.1 割れ感受性評価指標の考案

割れ破面観察の結果から, 本実験で対象にしている Al-Mn 系および Al-Mg 系合金の鋳造割れは, 凝固途中の固液共存領域で発生しているため, 凝固割れといえる。

一般に, 合金の構成元素が異なると, 材料強度, 比熱, 線膨脹係数などの物性値も異なるが, これらの因子以上に凝固過程での温度と固相率の関係は大きく異なる。とくに, 共晶元素の添加量が多いほど凝固過程で液相中に溶質が濃化しやすくなるため, 低温まで液相が残りやすくなる。この現象は低温まで固相を包む液膜が残ることを意味しており, 非常に割れを起こしやすい状態を生むこととなる。したがって, 合金組成による割れやすさは温度と固相率の関係と強い相関があると考えられる。

3.2 凝固割れが発生する固相率領域の設定

固液共存状態では, 主に固相部分の収縮によるひずみで割れが起こる。まず, 液相が多い時は, 固相にひずみが生じても固相が散在しているため, 固相同士が離れても融液が補充され割れは生じない。一方, 固相が十分多くなると, 固相同士が隣り合うため融液が補充されにくくなる。しかし, 収縮ひずみによっていったん固相同士が離れると, 融液が補給されず割れとして残ることとなる。この 2 つの状態の境界については, 冷却過程でひずみが発生し始める温度の ZDT 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),7)}。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 が位置しているため, 本報では固相率 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。

また, 最終凝固直前の粒界および樹間が共晶組成になると最終凝固部は共晶凝固が起こるため, 温度が下がらずに凝固が完了することとなる。温度変化がない時には固相部分の熱収縮は発生しない。また, 液相から固相に相変化する共晶部分については体積比が小さく, 周りを完全に固相で囲まれているため, 局所的に凝固収縮が起こったとしても, キャビティになるなどによって全体としての体積変化は起こらない。したがって, 共晶が発生する固相率以上では自身のひずみで割れは発生しないこ

とになる。

一方、過去に研究されてきた高温での引張強さのデータ^{4),6)}から、固相率が約0.95以上になると強度が極端に大きくなる現象も見受けられる。

したがって、共晶開始固相率以上、または固相率0.95以上の領域では割れは生じないものとした。以降、この境界の固相率を準完全凝固固相率と呼ぶこととする。

以上を整理すると、次のようになる(図5)。

領域Ⅰ：固相率が0.75以下の温度領域

- ・液相が多いため温度低下による収縮が生じて、応力やひずみが発生しない
- ・ひずみが発生しても固相間に融液が補給され割れは生じない

領域Ⅱ：固相率0.75以上準完全凝固固相率以下の温度領域

- ・温度低下により収縮が発生する
- ・応力が発生しても形状を保持とする
- ・ひずみにより固相が離れても融液は補給されずに割れとして残る

領域Ⅲ：準完全凝固固相率以上の温度領域

- ・応力が発生しても形状を保持とする
- ・固相とほぼ同じ状態となり、固相と同程度の強度を超える応力がかからなければ割れは発生しない

以上から、凝固時の温度低下によって収縮が発生する固相率領域、および割れが残る固相率は、ともに上記の領域Ⅱといえる。

固相率と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、比較的固相率が高い領域Ⅱは偏析現象が顕著になるため、偏析挙動を比較的正確に表現できる Scheil-

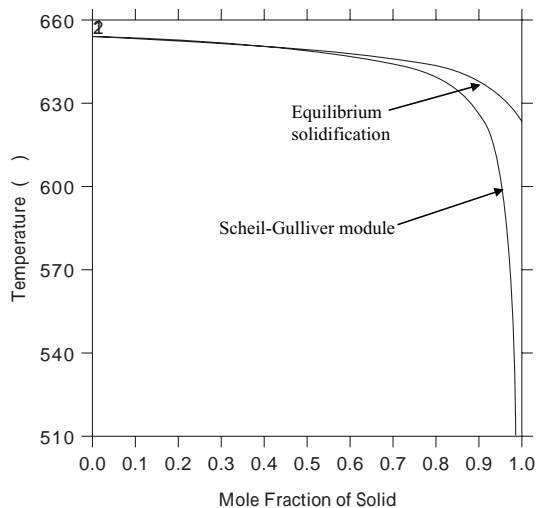


図6 Thermo-Calc から求めた固相率と温度の関係(合金jの例)
Fig. 6 Relationship between solid fraction and temperature calculated by Thermo-calc

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(図6)。

3.3 凝固割れと収縮量およびひずみ速度差の関係

3.3.1 収縮量を決める因子

凝固が進んでも固相率領域Ⅱ内での収縮量が小さければ割れは発生しにくい。

具体的には、一般的な Al-Mn 系と Al-Mg 系の固体の線膨脹係数は約 $25 \times 10^{-6}/K$ であるため、仮に固相率領域Ⅱの材料特性として伸びが0.1%で一定であれば、固相率領域Ⅱ内での温度降下40Kまでは割れが生じないと考えられる。すなわち、領域Ⅱでの温度降下量(Temperature dropping value, T)が大きくなると伸びを超えるひずみが生じ、割れやすくなるといえる。

この考えを元に、割れ感受性を表す指標の一つとして、固相率領域Ⅱでの温度降下量 T を用いることとし、この値が小さいほど割れは生じにくいとした(図7)。

3.3.2 ひずみ速度差を決める因子

凝固過程の固相は、奪われる熱量に比例して温度が低下し熱収縮する。また、奪われる熱量には凝固時の潜熱として費やされているものもある。ただし、固相および液相の比熱が約 $1.3kJ/kg \cdot K$ であるのに対し、凝固潜熱は約 $400kJ/kg$ と大きい。このため、冷却熱量のほとんどが凝固潜熱に費やされていることから、凝固過程では抜熱量に比例して固相率が変化すると考えてよい。固相率が0から1になるまで常に鑄型に奪われる抜熱速度が同じであれば、固相率は一定速度で変化することとなる。しかし、固相率と温度の関係は直線関係ではないため、固相率変化が一定でも温度降下速度が変化する。その結果、鑄塊表面近傍と内側とでは温度降下速度が異なり、収縮によるひずみ速度も異なることとなる。

図8に示すように、DC 鑄塊のとくに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。凝固殻内のいずれの層も一定速度で固相率が上昇するが、図9に示すように、鑄造中に領域Ⅱが生成すると、表面近傍と内側で、温度降下速度すなわ

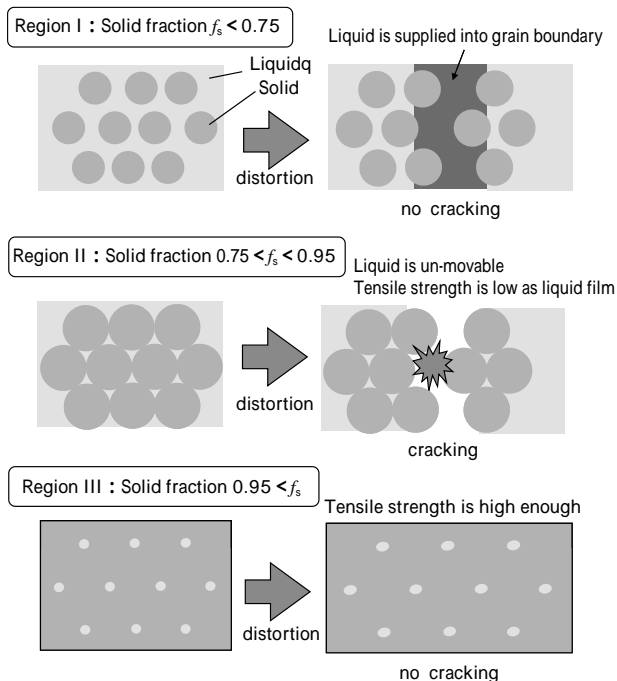


図5 固相率変化による割れ感受性変化の模式図
Fig. 5 Schematic drawing of crack sensitivity changing under each solid fraction

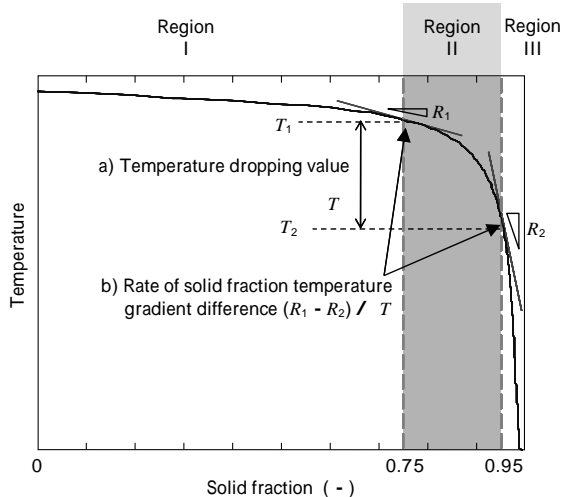


図7 温度 - 固相率の関係から求めた割れ感受性指標

- a) 温度降下量, T
- b) 固相率温度勾配変化比 $(R_1 - R_2) / T$

Fig. 7 Crack sensitivity indexes calculated by relationship between solid fraction and temperature

- a) Temperature dropping value, T
- b) rate of solid fraction temperature gradient difference $(R_1 - R_2) / T$

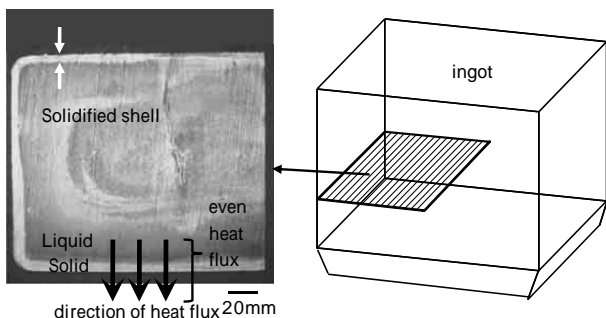


図8 DC鋳塊の凝固殻 (150×400mm, 水平断面)

Fig. 8 Solidified shell in DC ingot (150×400mm, horizontal section)

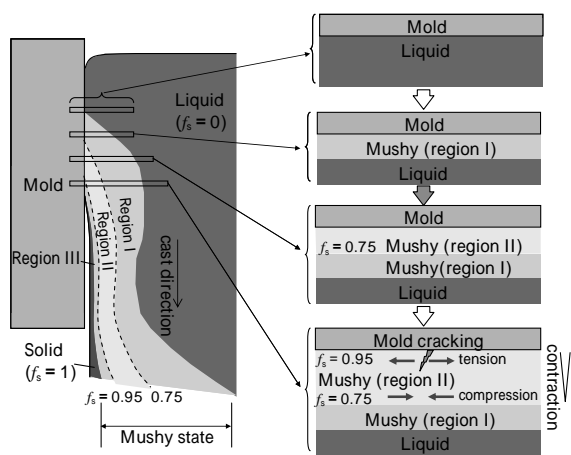


図9 鋳造割れ発生モデル
Fig. 9 Crack generation model

ちひずみ速度が異なるため、ひずみ速度の差が大きい表面近傍で割れが生じることとなる。

Thermo-calc を用いて計算することにより、固相率領域 II 内での温度降下速度の違いを定量的に評価できる。図 7 に示したように、最も顕著にその差が生じるのは固相率領域 II の両端である固相率 0.75 と準完全凝固固相率での対固相率温度勾配 (それぞれ R_1, R_2 (K) とする)

であるため、これらの差である $R_1 - R_2$ を対象合金のひずみ速度差の代表値とした。しかし、 $R_1 - R_2$ で表現されるひずみ速度差が大きくても、固相率 0.75 と準完全凝固固相率の部位が距離的に離れると、ひずみ速度差による割れ感受性が下がるため、両固相率間の距離の関数で補正する必要がある。上記両固相率の距離は、鋳造条件が同じで抜熱速度が一定であれば比熱×温度差 T に比例するため、比熱一定とすれば T を両固相率間の距離に比例する値として用いることができる。したがって、対固相率温度勾配の差 $(R_1 - R_2)$ を温度降下量 T で割った値 $(R_1 - R_2) / T$ が大きくなれば割れやすいとした。これより、 $(R_1 - R_2) / T$ を割れ感受性を表すもう一つの指標として用い、固相率温度勾配変化比 (K/K) と呼ぶこととする (図 7)。

3.3.3 凝固割れが発生する領域

温度降下量 T で表している収縮ひずみ量が大きく割れやすいと判断できる合金であったとしても、固相率温度勾配変化比 $(R_1 - R_2) / T$ で表しているひずみ速度差が小さければ、周辺も同じように収縮するため割れが生じないこととなる。逆にひずみ速度差が大きくても、収縮量が小さければそもそも割れは生じない。このことから、温度降下量と固相率温度勾配変化比は、いずれかが小さければ割れないといえる。この関係を、温度降下量および固相率温度勾配変化比を軸にして図示すると図 10 のようになり、両指標が大きい領域 (右上) だけで割れが発生しやすくなると判断できることとなる。

3.3.4 割れ評価結果の検証

温度降下量 T と固相率温度勾配変化比 $(R_1 - R_2) / T$ を軸にして、実験に供した合金組成の計算値をプロットした (図 11)。また、割れが発生する鋳造速度 \times で示した。図中の L 字境界線はそれぞれの鋳造速度 (60 80 100mm/min) における割れ境界である。

この結果、温度降下量 (T) および固相率温度勾配変化比 $(R_1 - R_2) / T$ の両方が大きい合金ほど低速鋳造でも割れが生じており、低速鋳造ほど割れない領域が広く

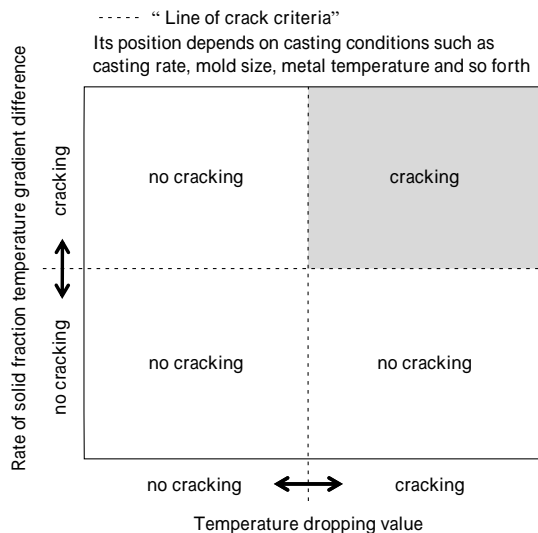


図10 2種の割れ指標を用いた割れやすい領域模式図
Fig.10 Schematic drawing of cracking area used by two crack sensitivity indexes

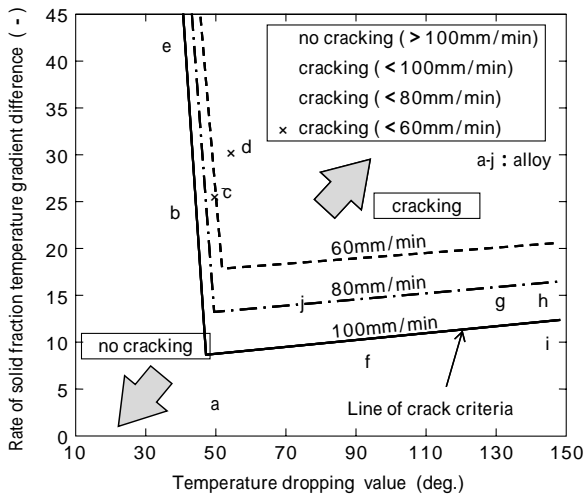


図 11 割れ指標による各種合金の割れ感受性評価結果
Fig.11 Crack sensitivity evaluation of each alloy by crack sensitivity indexes

なっていることがわかる。今回実施した実験条件において、温度降下量 (T) および固相率温度勾配変化比 ($(R_1 - R_2) / T$) の両指標で整理することにより、合金組成変化に伴う割れ感受性変化の評価が可能となった。

今後、さらなる実験データによる検証は必要ではあるが、冷却水量や鑄塊形状・サイズを始めとした鑄造条件が大きく変化したとしても、同じ鑄造条件での比較であれば同様の傾向を示すと考えられ、合金組成による割れ感受性変化は、温度降下量 (T) および固相率温度勾配変化比 ($(R_1 - R_2) / T$) の両指標を用いて表現できると考えられる。

4. 各種合金の割れ感受性評価方法のまとめ

割れ感受性の評価方法についての手順をまとめると以下ようになる。

割れ感受性の評価対象合金について、熱力学データベース (Thermo-calc ほか) を用いて、固相率 vs 温度関係を算出する。

固相率 0.75 における温度 (T_1) と固相率温度勾配 (R_1) を求める。

共晶組成となり固相率が増加しても温度が下がらない固相率 (準完全凝固固相率), または固相率 0.95 のうちの低固相率における温度 (T_2) と固相率温度勾配 (R_2) を求める。

温度降下量 $T (= T_1 - T_2)$ と、固相率温度勾配変化比 $(R_1 - R_2) / T$ を求め、それぞれを横軸、縦軸にしたグラフにプロットし、両指標が大きいほど割れが生じやすいと判断する。

この割れ感受性評価方法は、鑄造方法と条件が同じであれば合金系に関係なく活用できる。

むすび = DC 鑄造で発生する表面割れに及ぼす合金元素の影響は、これまで主に、凝固温度範囲が広いほど割れやすいとされてきた。これは、凝固時に dendrite 間および粒界に融液が膜として残りやすく、引裂けやすいためであるが、多元系の合金では必ずしもこの傾向が認められないため、組成による割れやすさの変化を予測することが非常に難しかった。

凝固割れは、融液がひずみに補給される低固相率領域や完全凝固に近づいた高固相率領域では発生しない。一方、融液が補給されず収縮ひずみが発生する領域、すなわち「固相率 0.75 以上準完全凝固固相率以下 (または固相率 0.95 以下)」の領域で割れは発生するため、この領域に焦点を当てて新たな指標作りを検討した。

割れは、上記固相率領域での収縮ひずみまたは収縮ひずみ速度比の両因子が小さければ発生しにくいことから、Thermo-Calc の Scheil-Gulliver モジュールで計算した固相率 - 温度関係を用いて両因子を温度降下量と温度降下速度比で表現し、これらを新たな割れの指標とした。

DC 鑄造実験で得た割れ有無データと照らし合せた結果、温度降下量と温度降下速度比のいずれかが小さければ割れが発生していない傾向が明確になり、割れやすさの指標として活用できることがわかった。

合金種が変化することにより、線膨脹係数、比熱、凝固潜熱、さらには割れやすい固相率領域に差があるため、厳密には誤差を含む手法ではあるが、比較的簡易な方法で元素変化による割れやすさを予測できる手法を得たことにより、鑄造現場での割れ危険性判断、および合金開発などの場面で活用できる効果は大きい。

参考文献

- 1) M. G. Chu et al. : Mat. Sci. and Eng., A179 (1994), pp.669-675.
- 2) 筑田昌宏ほか: R&D 神戸製鋼技報, Vol.22, No.4 (1972), pp.104-109.
- 3) C. D. Mayes et al. : Light Metals 1992 (1992), pp.813-819.
- 4) H. Nagaumi et al. : Mat. Trans., Vol.47, No.12 (2006), pp.2918-2924.
- 5) J. M. Drezet et al. : Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Process VIII (1998), pp.883-890.
- 6) 磯部俊夫ほか: 鑄物, Vol.50 (1978), pp.425-427.
- 7) 水上英夫ほか: ISIJ International, Vol.46 (2006), pp.1040-1046.