Al-4.5%Cu および Al-4.5%Cu-5%Si 合金の凝固組織 の形成と鑄造割れ性

雄谷重夫*・藤井孝彦*・大滝光弘**馬場修一***

Solidified structure and hot tearing of Al-4.5%
Cu and Al-4.5% Cu-5% Si alloys containing various additives

UDC : 669.715' 3' 782-14 : 536.421

Shigeo OYA*, Takahiko FUJII*, Mitsuhiro OHTAKI**
and Shuichi BABA***

An "I-Beam hot tearing test" and a solidification contraction test were carried out on Al-4.5%Cu and Al-4.5%Cu-5%Si alloys containing various additives to control the solidification structure. Al-4.5%Cu alloys containing Ti, Mg and Si have improved resistance to hot tearing. Al-4.5%Cu and Al-4.5%Cu-5%Si alloys containing Sn, Zn, Fe and Ni have poor resistance. A solidification temperature range or a brittle temperature range is not always a determinant of susceptibility to hot tearing in the alloys containing additives and including ternary eutectics. The solidifying eutectic plays an important role in hot tearing. When the grain size is refined and the dendrite arm spacing is enlarged in the alloys, the resistance to hot tearing is strengthened. Hot tearing is qualitatively explainable by interdendritic fluid flow, solid forming process and mechanical properties of growing solid.

(Received October 17, 1983)

1. ま え が き

アルミニウム合金の鑄造割れに関する研究^{1)~9)}は古くから行われており、その要因についても多くの報告^{5)~10)}がある。にもかかわらず、それらの報告の多くは二元合金に関するものであり、多元合金の鑄造割れ性を十分説明できるとはいえない。鑄造割れを発生しやすい Al-4.5%Cu 合金 (AC1A 相当) を例にとつても、結晶粒を微細化させる Ti, 低融点介在物となる Sn 以外の元素の影響を検討した報告^{1), 3), 4)}は限られており、また断片的な報告にとどまっている。

著者らは、種々の元素を含む Cu-Zn および Cu-Al 合金の鑄造割れ性が凝固組織 (結晶粒径, デンドライト 2 次枝の形状) に依存していることをすでに報告^{11), 12)}した。また前報¹³⁾では、アルミニウム二元合金において

も鑄造割れが凝固組織の形成に伴う現象であることを示唆した。

今回は、Al-4.5%Cu 合金 (AC1A 相当) および Al-4.5%Cu-5%Si 合金 (AC2A 相当) に種々の元素を添加して、凝固組織の形成過程および鑄造割れ性におよぼす第三(四)元素の影響を明らかにし、鑄造割れ性を凝固組織の形成過程から検討した。

2. 実験方法

2.1 供試合金の溶製

実験に用いた元素は Al-Cu 系合金の合金元素 Si, Mg, Ni, 不純物元素 Fe, Mn, Zn, 結晶粒微細化元素 Ti, および低融点介在物となる Sn の 8 種とした。これらの元素は Zn, Sn は純金属で、Ti は Al-5%Ti-1%B 母合金で、Si は Al-13%Si (AC3A 地金) で、また Fe,

* 早稲田大学鑄物研究所 (東京都)。The Castings Research Laboratory, Waseda University (Tokyo).

** 早稲田大学大学院理工学研究科 (東京都)。Graduate School of Science and Engineering, Waseda University (Tokyo).

*** 早稲田大学大学院理工学研究科 (東京都)。(現在スカイアルミ㈱(埼玉県))。Graduate School of Science and Engineering, Waseda University (Tokyo). (Presently at The Sky Aluminum Co., Ltd. (Saitama)).

Mn, Zn, Ni は各々 Al-10% 二元母合金として添加した。

これらの地金と工業用純アルミニウム (99.85% 純度) および Al-33% Cu 母合金とを所定の組成に調整したのち非金属抵抗炉内の黒鉛のつぼ中で再溶解し、脱ガス (六塩化エタン 0.2%)、鎮静後鑄型に注湯した。

2.2 凝固組織の観察

添加元素によるデンドライト形態の変化を検討するために、デンドライトの成長方向が一定であるため組成による組織変化の比較が容易であり、また凝固条件の設定も容易な一方凝固法により試料を作製した。Al-4.5% Cu 基合金の一方凝固にはたて型管状電気炉¹⁴⁾を使用した。供試材を再溶解した後一方凝固させ、凝固界面がらつぼ内の底面から 60 mm の位置に達した時に融液をショックデカントし、残った固相部を直ちに水中急冷した。凝固条件は冷却速度 0.05 K/s、温度勾配 1.4 K/mm であった。

Al-4.5% Cu-5% Si 基合金ではデンドライト 2 次枝の成長が著しいため、Fig. 1 に示す装置により一方凝固させた。純銅チル・ブロックの温度は 473 K とし、断熱スリーブ内に上方より注湯した。底面から 30 mm の位置に凝固界面が達した時に融液をショックデカントし、残った固相部を直ちに水中急冷した。凝固条件は冷却速度 1 K/s、温度勾配 0.5 K/mm であった。

デンドライト 2 次枝間隔の測定は、試料縦断面の界面下 10 mm の位置で行った。したがって、Al-4.5% Cu 基合金では液相線下 14 K、Al-4.5% Cu-5% Si 基合金では液相線下 5 K となる。

一方、マクロ組織観察用試料は拘束端距離 45 mm の鑄造割れ試験片中央部とし、腐食後直線切断法により結晶粒径を測定した。

2.3 鑄造割れ試験および収縮測定試験

鑄造割れ試験には前報¹³⁾で用いた I ビーム試験を用いた。また収縮測定試験には、Fig. 2 に示すような I ビーム試験鑄型の片側を可動端とした装置を用いた。鑄造条件は両試験とも共通で、鑄型温度 573 ± 10 K、拘束部温度 473 ± 10 K、鑄込温度 993 K 一定とし、溶湯の最大加熱温度は 1023 K 以下とした。鑄込みは、鑄造割れ試験では一つの拘束端距離について約 5 回、収縮測定試験では 1 組成につき約 5 回とした。

3. 実験結果および考察

3.1 凝固組織の形成におよぼす添加元素の影響

Table 1 に、熱分析により求めた Al-4.5% Cu-(X) 合金の凝固開始温度および凝固終了温度を示す。平衡状態図¹⁶⁾では Al-4.5% Cu 合金は固溶体として凝固を終了するが、本実験条件下では非平衡凝固のため共晶を晶出

Fig. 1 Apparatus for unidirectional solidification. (Cooling rate: 1 K/s, Temperature gradient: 0.5 K/mm)

Fig. 2 Apparatus for contraction measurement.

して凝固を終了する。添加した 8 元素とも凝固開始温度におよぼす影響は小さい。しかし、凝固終了温度については、Ti, Zn, Fe, Mn, Ni はそれほど変化を与えないが、Sn は若干低下させ、Si および Mg は著しく低下させる。これらの温度は平衡状態図上の三元共晶温度とほぼ一致しており、Si および Mg 添加による共晶温度の低下は Al-Cu-Si あるいは Al-Cu-Mg 三元共晶の晶出によることがわかる。

Photo 1 に種々の元素を含む Al-4.5% Cu 合金のマクロ組織を示す。Ti の添加は、従来の報告^{2), 3), 4)}と同様に、結晶粒を微細化させる。また Mg, Fe, Si の添加も結晶粒を微細にするが、Mn の添加は結晶粒を粗大にする。Photo 2 に種々の元素を含む Al-4.5% Cu 合金の一方凝固組織を示す。Ti, Mg 添加では等軸晶を形成し、一方にそろった柱状デンドライト組織を得ることはできない。Si の添加はデンドライトの 2 次枝を著しく発達させ、2 次枝間隔を広くする。Zn, Ni, Mn の添加はデンドライト 2 次枝の成長をやや抑制する。

Table 1 Liquidus and eutectic temperatures determined by thermal analysis, of Al-4.5% Cu alloys containing various additives.

composition	liquidus temp./K	eutectic temp./K
Al-4.5% Cu	928	821
+ 0.2% Ti	935	824
+ 0.5% Si	921	785
+ 1	916	786
+ 2	910	787
+ 3	904	787
+ 0.5% Mg	923	795
+ 1	922	781
+ 2	920	766
+ 0.5% Zn	924	816
+ 1	924	815
+ 2	923	812
+ 0.5% Fe	922	814
+ 1	921	814
+ 2	918	813
+ 0.5% Mn	924	820
+ 1	923	818
+ 2	922	817
+ 0.5% Ni	924	818
+ 1	922	818
+ 2	916	873
+ 0.5% Sn	924	817
+ 1	924	803
+ 2	923	801

Photo 3 に、種々の元素を含む Al-4.5%Cu-5%Si 合金のマクロ組織を示す。Al-4.5%Cu 合金に比べ結晶粒が粗大化している。Zn, Mn, Fe の添加によりさらに結晶粒が粗大化するが、Ni 添加の影響は小さい。**Photo 4** に種々の元素を含む Al-4.5%Cu-5%Si 合金の一方方向凝固組織を示す。凝固条件が異なるため Al-4.5%Cu 合金との比較はできないが、デンドライトがよく発達している。Fe, Mn, Ni, Zn の添加はデンドライト 2 次枝の発達を抑制し 2 次枝間隔を小さくする傾向が認められる。

3.2 鑄造割れ性におよぼす添加元素の影響

Al-4.5%Cu 合金に各種元素を添加して I ビーム試験を行った結果を**Fig. 3** に示す。鑄造割れ性の評価には鑄造割れを生じない最大拘束端距離をとり、これを鑄造割れ指標とした。鑄造割れ指標が大きいほど割れにくいことを示す。図中の上向き矢印は実験で用いた最大拘束端距離 190 mm でも割れを発生しなかったことを示し、図

Photo 1 Typical macrostructures of hot tearing test bar on Al-4.5% Cu alloys containing various additives. **Photo 2** Microstructures of unidirectionally solidified Al-4.5% Cu alloys containing various additives.

の欄外の記号は最小拘束端距離 20 mm においても割れを発生したことを示す。

Fig. 3(a) に Ti, Mg, Si 添加の鑄造割れにおよぼす影

Photo 3 Typical macrostructures of hot tearing test bar on Al-4.5% Cu-5% Si alloys containing various additives.

Fig. 3 Hot tearing tendency of Al-4.5% Cu alloys containing various additives in I-beam test. (a) shows effects of Ti, Mg and Si contents on hot tearing. (b) shows effects of Sn, Mn, Zn, Fe and Ni contents.

響を示す。いずれの元素も添加量の増加に伴い鑄造割れ指標を大きくする、すなわち割れにくくする。割れの抑制効果は Ti が最も大きく、0.5% 添加でも著しく割れにくくする。Mg および Si はほぼ同程度の抑制効果を示し、2% 以上の添加で著しく割れにくくする。Fig. 3(b) に、Sn, Mn, Zn, Ni, Fe 添加の鑄造割れにおよぼす影響を示す。いずれの元素も割れを助長する傾向がみられ、このうち Sn については従来の報告²⁾と一致する。しか

Photo 4 Microstructures of unidirectionally solidified Al-4.5% Cu-5% Si alloys containing various additives.

し、Mn および Fe が Al-4.5% Cu 合金の鑄造割れを著しく助長するという報告はみあたらない。

Al-4.5% Cu 合金の鑄造割れ性を助長した 5 元素について、さらに Al-4.5% Cu-5% Si 合金にも添加して I ビーム試験を行った結果を Fig. 4 に示す。合金系が異なるにもかかわらず、いずれの元素も添加量が増すにつれて鑄造割れを助長し、特に Sn, Mn は 0.2% の添加でも著しい。添加量による割れの助長効果は低融点介在物を形成する Sn が最も大きく、Mn がほぼ同程度の割れ助長効果を示し、ついで Zn, Ni, Fe の順であった。

3.3 凝固組織の形成と鑄造割れ性

Al-Cu 二元系合金に限らず、ほとんどの二元系合金の鑄造割れ性は、これまで非平衡凝固時の凝固温度範囲あるいは脆性温度範囲の大小から説明されており^{5)~8), 16), 17)}、また Ti 添加による結晶粒微細化は脆性温度範囲を小さくするために鑄造割れを抑制する^{2), 7), 11), 17)}とされている。また著者ら¹²⁾は Cu-Zn 系三元合金で、第三元素添加による凝固温度範囲の増加は鑄造割れを助長すること、および第三元素添加による初晶デンドライト形状の相違が脆性固相率範囲を決定する主要因であり、脆性固相率範囲を広くする元素ほど鑄造割れを助長することを認めている。

しかし、Table 1 および Fig. 3 に示すように、共晶を晶出して凝固を終了する Al-Cu 系三元合金では、凝固

Fig. 4 Hot tearing tendency of Al-4.5% Cu-5% Si alloys containing various additives in I-beam test.

温度範囲を広くする Si, Mg 添加で割れにくくなつており、また他の元素も鑄造割れ性に変化を与えているにもかかわらず凝固温度範囲はそれほど変わらない。**Fig. 5** に Al-Cu 系三元合金における脆性温度範囲と鑄造割れ性との関係を示す。脆性温度範囲は、収縮測定試験により求まる収縮開始温度と凝固終了温度との差として求めた。Ti, Si, Mg とも割れにくくした元素であり、Ti および Si 添加では実線で示すように添加量の増加に伴い脆性温度範囲が小さくなるが、Mg は点線で示すように前二者とは異なる傾向を示す。さらに前報¹³⁾で報告したように、Al-Cu および Al-Si 二元系合金でも、共晶量の多い組成では脆性温度範囲から鑄造割れ性を説明することはできない。

このように、共晶で凝固を終了する合金では凝固温度範囲あるいは脆性温度範囲から鑄造割れ性を説明することができず、これら温度範囲は鑄造割れの一つの要因ではあるが、すべてではないといえる。そこで、合金の鑄造割れ性を晶出相（初晶および共晶）の凝固形態から検討した。

Fig. 6 に、種々の元素を含む Al-4.5% Cu 合金(a)および Al-4.5% Cu-5% Si 合金(b)の結晶粒径と鑄造割れ性との関係を示す。Al-4.5% Cu 合金では第三元素の添加により結晶粒が微細になるほど鑄造割れが抑制される。一方、Al-4.5% Cu-5% Si 合金では第四元素の添加により結晶粒が粗大になるほど鑄造割れが助長され、多元系合金においても結晶粒径が鑄造割れの要因であることが認められる。さらに、これら合金の初晶 dendrite 2 次枝間隔と鑄造割れ性との関係を**Fig. 7** に示す。両合金と

Fig. 5 Effects of brittle temperature range on hot tearing tendency of Al-4.5% Cu alloys containing Ti, Mg and Si. (Brittle temperature range is obtained from contraction test.)

Fig. 6 Effects of grain size on hot tearing tendency of (a) Al-4.5% Cu and (b) Al-4.5% Cu-5% Si alloys containing various additives.

も dendrite 2 次枝間隔が広くなるほど鑄造割れを抑制する傾向がみられ、著者らの Cu-Zn 合金における報告¹²⁾と一致する。

しかし、今回の Al-Cu 系三元合金あるいは Al-Cu-Si 系四元合金に比べ、Cu-Zn 系三元合金の方が dendrite 形状と鑄造割れ性との関係はより明確である。これは Cu-Zn 系三元合金では第三元素添加による結晶粒径の変化がみられなかつたのに対し、Al-Cu 系三元合金あるいは Al-Cu-Si 系四元合金では Photo 1 ~ 4 に示すように結晶粒径と dendrite 2 次枝間隔がともに変化しているためと考えられる。

Fig. 4, **Fig. 6** および **Fig. 7** に示されるように、結晶粒径が大きく dendrite 2 次枝間隔が小さい合金（たとえば Al-4.5% Cu-5% Si-0.2% Mn, Al-4.5% Cu-5% Si-0.5% Mn)の方が、結晶粒径が小さく dendrite 2 次枝間隔が大きい合金（たとえば Al-4.5% Cu-5% Si, Al-4.5% Cu-5% Si-0.5% Fe, Al-4.5% Cu-5% Si-1% Fe)よりも著しく割れやすい。さらに鑄造割れは結晶粒界で

Fig. 7 Effects of secondary dendrite arm spacing on hot tearing tendency of (a) Al-4.5% Cu and (b) Al-4.5% Cu-5% Si alloys containing various additives.

の割れであることも考えると、鑄造割れにおよぼす影響は結晶粒径の方が大きいといえる。一方、Fig. 6 に示すように、Al-4.5% Cu 合金と Al-4.5% Cu-5% Si 合金とでは後者の方が結晶粒径が大きいにもかかわらず割れにくくなっている。前者は (α +CuAl₂) 二元共晶で凝固終了となるが、後者は (α +CuAl₂+Si) 三元共晶で凝固を終了することから、多元合金の鑄造割れ性は晶出相の挙動に最も強く影響され、ついで結晶粒径、初晶デンドライト形状の順に影響されるといえる。

前報^{12),13)}の結果を考慮すると、合金の鑄造割れ性は次のように整理される。すなわち、固溶体合金では溶質量の増加あるいは添加元素による凝固温度範囲の増加は鑄造割れを助長する。溶質量の増加あるいは添加元素による結晶粒の粗大化や初晶デンドライトの2次枝間隔の減少あるいは2次枝長さの増大は脆性固相率範囲の増加を招き、鑄造割れを助長する。これに対し、共晶あるいは包晶といった第二(三)相を晶出する合金では、溶質量の増加あるいは添加元素は初晶の成長のみならず、第二(三)相の晶出温度、晶出固相率、成長過程や物性等にも影響をおよぼすために、凝固温度範囲の増加が必ずしも鑄造割れを助長するとは限らない。二元系合金では第二相の晶出する固相率が大きいほど割れやすくなる。第二相の晶出温度が同じ程度であれば、添加元素により結晶粒径が粗大になるほど割れやすい。さらに結晶粒径が同じ程度であればデンドライトの2次枝間隔が減少するほど、あるいは2次枝長さが増加するほど割れやすくなる。

凝固時の機械的性質(特に引張性質)の変化¹⁸⁾やデンドライト間残留液相の流動性¹⁰⁾から考えると、初晶デンドライトの成長は残留液相の流動に対する抵抗増加となり、変形能(伸び)の低下や合金強度の増加を招く。第二相の晶出は、初晶の成長を妨げるために変形能の増加につながり割れを抑制する。結晶粒径やデンドライト形状の相違は著者ら^{11),12)}がすでに報告したように、流動

抵抗の大小から説明される。

4. 結 言

二元共晶を晶出する Al-4.5% Cu 合金あるいは三元共晶を晶出する Al-4.5% Cu-5% Si 合金に種々の元素を添加して、I ビーム型鑄造割れ試験、収縮測定試験および凝固組織観察を行った結果、以下の結論が得られた。

1) Ti, Mg, Si の添加は Al-4.5% Cu 合金の鑄造割れを抑制し、Sn, Mn, Zn, Fe, Ni の添加は Al-4.5% Cu 合金および Al-4.5% Cu-5% Si 合金の鑄造割れを助長する。

2) Al-4.5% Cu 合金および Al-4.5% Cu-5% Si 合金の鑄造割れにおよぼす添加元素の影響は、凝固温度範囲あるいは脆性温度範囲だけでは説明できない。これらの合金の鑄造割れ性は、共晶の凝固形態、結晶粒径、デンドライト形状に依存し、結晶粒径が大きいほど、またデンドライト2次枝間隔が小さいほど割れやすい。

3) 合金の鑄造割れ性は、晶出相の凝固形態、結晶粒径、デンドライト形状といった凝固組織の形成過程から定性的に整理できる。

なお、本研究に用いた費用の一部は文部省科学研究費および軽金属奨学会の補助金を充当した。

参 考 文 献

- 1) A. R. E. Singer, P. H. Jennings and W. I. Pumphrey: *J. Inst. Metals*, **74** (1948), 227.
- 2) 小林, 大平: 鑄物, **38** (1966), 795.
- 3) 日本鑄物協会 研究報告 16 「JIS 鑄物用 アルミニウム合金の問題点」
- 4) G. Bracale: *36th International Foundry Congress*, (1969), 13-1.
- 5) A. R. E. Singer and P. H. Jennings: *J. Inst. Metals*, **73** (1947), 197.
- 6) 磯部, 久保田, 北岡: 鑄物, **50** (1978), 425.
- 7) V. L. Davies: *British Foundryman*, **63** (1970), 93.
- 8) 小林: 軽金属, **36** (1956), 21.
- 9) 磯部, 久保田, 北岡: 鑄物, **50** (1978), 671.
- 10) 高橋, 工藤, 市川: 日本金属学会誌, **44** (1980), 1089.
- 11) 雄谷, 戸田: 鑄物, **51** (1979), 596.
- 12) 雄谷, 戸田: 鑄物, **51** (1979), 709.
- 13) 雄谷, 藤井, 加藤, 大滝: 軽金属, **33** (1983), 705.
- 14) 雄谷, 戸田, 松村, 柿沼: 鑄物, **50** (1978), 497.
- 15) *Metals Handbook*, vol. 8: 8th edition, A.S.M. (1973).
- 16) 雄谷, 戸田, 大矢: 鑄物, **51** (1979), 533.
- 17) 雄谷, 山根, 鞘師, 篠塚: 鑄物, **51** (1979), 485.
- 18) 磯部, 久保田, 北岡: 鑄物, **50** (1978), 235.