研究論文

AE 法による 2 元系 Al-Cu および Al-Si 合金 鑄塊における鑄造割れの動的観察

大滝 光弘*・南口 哲也**・宇都 秀之***
本間 梅夫****・雄谷 重夫*****

In situ detecting of hot-tearing in solidifying Al-Cu and
Al-Si binary alloy castings by means of AE method

Mitsuhiro OHTAKI*, Tetsuya NAGUCHI**, Hideyuki UTO***
Umewo HONMA**** and Shigeo OYA*****

AE signals detected directly by use of the inserted wave guide in the final freezing zone of Al-2~20%Cu and Al-1~7%Si alloy castings solidifying in the I-beam type hot-tearing mold were discussed on the basis of the formation process of hot-tearing. Two types of AE signals are detected in the later stage of solidification. One is the continuous type corresponding with the solidification end and the formation of microcracks or shrinkage cavities formed at the grain interfaces. The other is the burst type corresponding with the propagation of the microcracks. On-line monitoring of hot-tearing may be possible when using a characteristic that numerous and grate amplitude AE signals in the early stage of solidification are shown in the solidifying test bar having remarkable hot-tearing.

Keywords: acoustic emission, solidification, hot-tearing, continuous type AE signals, burst type AE signals

(Received August 4, 1986)

1. 緒 言

固体金属材料およびセラミックスの変形あるいは破壊の微視的過程を検討する手段として、近年、アコースティック・エミッション (AE) 法の有効性が報告されている¹⁾。AE は、変形に伴う、固体内の弾性エネルギーの変化を検出するものであり、転位の運動、き裂の伝播など変形中に弾性エネルギーの解放がある場合にのみ検出されと考えられている。一方、凝固過程すなわち固液共存状態の金属も、デンドライトスケルトンが形成された後の高固相率段階では、試験片の形状が維持される破断

様式を示し²⁾、この段階での変形あるいは破壊過程の検討に AE 法が有効であると推測される。しかし、固液共存状態での金属の破壊現象である鑄造割れの発生および伝播に伴う AE について検討した報告はほとんどない。Sharma ら³⁾は、Al-4%Cu 合金試験片の収縮を抱束するスプリングの強さを変えて試験片に強制的に割れを生じさせ、割れの著しいほど AE エネルギーが大きいことを報告しているが、鑄型を介して AE 信号を計測しているため、割れの発生温度やその伝播過程についての検討は不十分である。

著者らは、前報⁴⁾で、種々の凝固条件下で凝固する

* 早稲田大学理工学部 (東京都) 現古河電気工業(株) (栃木県)。Faculty of Science and Engineering, Waseda University (Tokyo) Presently Furukawa Electric Co. (Tochigi).

** 早稲田大学大学院理工学研究科 (東京都) 現本田技研工業(株) (埼玉県)。Graduate Student of Science and Engineering, Waseda University (Tokyo): Presently Honda Co. (Saitama).

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

**** (株)ダイリサーチ (東京都)。Dia Research Institute (Tokyo).

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

Al-7%Si 合金鑄塊の最終凝固部に導波棒を挿入して AE の計測を行い、凝固終了時以外にも振幅の大きな AE 信号が検出され、それは著しい鑄造欠陥が形成される条件で一層顕著であることを示した。今回は、I ビーム型鑄造割れ試験鑄型を用い、合金組成を変えることによつて鑄造割れの程度を変化させ、それと試験片最終凝固部における凝固の進行状況および AE 信号との関係から、鑄造割れの形成および伝播過程を検討した。

2. 実験方法

鑄造割れが試験片の最終凝固部に安定して生じるよう

Fig. 1 Experimental apparatus for AE measurement of solidifying castings in I-beam test mold.

Fig. 2 Block diagram of the AE measurement system.

に、Fig. 1 に示すような、鑄鉄製鑄型側壁中央部に断熱材を貼付け、試験片の両端をフランジで抱束する I ビーム型鑄造割れ試験法^{4),5)}を用いた。前報⁴⁾で最も凝固条件の安定した、厚さ0.5 mm、長さ100 mmの断熱材を貼付けた、長さ140 mmの鑄型（予熱温度473 K）に、Al-2~25%Cu 合金および Al-1~7 %Si 合金溶湯を注湯し、凝固しつつある試験片中央部における鑄造割れの形成に伴う AE 信号を計測した。溶湯は993 Kで脱ガス処理（六塩化エタン0.2%）後、600~900 s 鎮静され、993 Kで注湯された。この間溶湯温度は1023 K 以下に保つた。

AE の計測は、Fig. 1 に示すように、試験片最終凝固部に挿入した導波棒（4 mmφ ステンレス棒）を介して行い、最終凝固部の温度とともに、凝固過程における AE リングダウン計数率（カウント/0.1 s）および波形を記録した。Al 合金溶湯と導波棒との反応を防ぐために、導波棒にはボロンナイトライドを塗布した。総合利得は86~92 dB とした。導波棒を介して圧電共振型 AE センサー（共振周波数200 kHz）によつて検出された AE 信号には Fig. 2 に示すように、100~500 kHz の周波数フィルターをかけた後で、1~1.5 V（変換子換算出力25~40 μV）のしきい値をかけ、ノイズの影響を抑えた。実験は1組成につき5回以上行った。

3. 実験結果および考察

3.1 合金組成と鑄造割れ

試験終了後の Al-Cu 系合金試験片の外観写真を Fig. 3 に、Al-Si 系合金試験片の外観写真を Fig. 4 に示す。Al-2~10%Cu 合金および Al-1~3 %Si 合金で著しい鑄造割れが認められ、溶質量が増すにつれて割れの程度は小さくなる。割れ破面の SEM 像は表面の滑らかなデンドライトを示し、割れが固液共存域で生じたことを示していた。

3.2 凝固の進行に伴う AE 信号の変化

I ビーム試験鑄型内で、引張歪をうけながら凝固する Al-4.5%Cu 合金試験片の最終凝固部での温度変化と、検出された AE リングダウン計数率、AE 波形の変化を

Fig. 3 Photographs of binary Al-Cu alloy test bars solidified in I-beam test mold.

Fig. 4 Photographs of binary Al-Si alloy test bars solidified in I-beam test mold.

Fig. 5 Typical wave form of AE signals of Al-4.5%Cu alloy test bar solidifying in I-beam test mold.

Fig. 6 Typical wave form of AE signals of Al-15%Cu alloy test bar solidifying in I-beam test mold.

Fig. 5 に示す。AE リングダウン計数率は、最終凝固部の凝固初期段階には検出されず、高固相率段階になつてから検出され始め、凝固終了時に急激にその数を増す。そして凝固終了後には、非常に少なくなる。波形写真(A)～(F)に示すように、AE リングダウン計数率が計測された状態の信号(B)～(F)は、ノイズレベル(A)とは明らかに異なる。(C)および(D)では突発型のAE波が、(E)ではかなり振幅の大きなAE波が、そして(F)では振幅の大きな連続波が認められる。

Al-15%Cu 合金試験片の最終凝固部の温度変化とリングダウン計数率および波形の変化を Fig. 6 に示す。Fig. 5 と同様に、凝固初期にはAE 信号は検出されず、

高固相率段階において初めて検出される。凝固終了時にリングダウン計数率が急激に大きくなり、凝固終了後には非常に小さくなるのは Fig. 5 と同様であるが、波形は Fig. 5 とは異なり、突発型のAE波は認められず、また連続型のAE波の振幅も Al-4.5%Cu 合金に比べ小さい。

Fig. 5 および Fig. 6 に示されるように、凝固の進行に伴うAE リングダウン計数率の変化は、必ずしも連続的ではなく、数個のピーク状を呈していることに着目し、Fig. 7 のようにして、ある時間帯におけるAE リングダウン計数率の変化から、計測されたAE 信号を解析した。すなわち、半値幅を規定できるAE リングダウン計

Fig. 7 Analytical method of AE signals.

数率の集団を一つのピークとみなし、そのピーク高さ H 、ピーク高さに対応する最終凝固部の温度 T 、そして半値幅に対応する最終凝固部の温度変化量 ΔT を求めた。

Fig. 8 に、Al-4.5%Cu 合金および Al-1 %Si 合金における解析結果を示す。図の欄外右上の記号は発生頻度を示す。符号 $P_1, P_2, \dots$ はそれぞれ第 1 番目、第 2 番目、……に認められたピークを意味している。なお各ピークの高さ H については、測定毎の変動が大きく、第 1 番目のピークの高さとの相対値で示した。Al-4.5%Cu 合金では約 40 個の、Al-1 %Si 合金では約 10 個の試験片を鋳造した。 P_1 および最後のピークは、ほぼ一定の温度で、しかもするどいピークとして検出され、その判別が容易である。しかし、それらの中間の温度で認められるピークでは、その検出された時の温度および半値幅に対応する温度範囲 ΔT が広範囲にわたっている。一方、ピ

Fig. 8 Characteristics of AE signals of alloy test bars solidifying in I-beam test mold.

ーク高さは合金組成によつて異なつた挙動を示し、共通した特徴は確認できない。

各ピークが検出される平均温度を状態図上にプロットし、凝固過程での合金の諸性質を調べた従来の報告

Fig. 9 Comparison with some properties during solidification of binary Al-Cu and Al-Si alloys, p-q line shows the fraction solid at which interdendritic fluid flow stops⁶⁾. Plot $\square$ shows the temperature at which shrinkage stress originates⁷⁾. Plot $\circ$ shows the temperature at which alloy has brittle behavior²⁾.

例^{6),7)}と比較した結果を Fig. 9 に示す。図中●は今回の実験結果を、p-q 線はデンドライト間隙での残留液相の流動停止固相率⁶⁾を、□印のプロットは凝固過程での収縮応力発生温度⁷⁾を、○印のプロットは著者らが求めた強度発生時期²⁾に対応する温度を示している。また Cs 線は、高橋ら⁶⁾が計算によつて求めた非平衡凝固時の固相線温度である。●は最初のピーク、■は最後のピーク、そして▲はその他のピークに対応する温度である。最後のピークはどの合金の場合も共晶温度であるが、今回の実験条件下では、非平衡凝固時の共晶の晶出が Al-2 および 4.5%Cu 合金の冷却曲線上に確認されており、どの合金においても凝固終了時に AE 信号が検出される。このことは Tensi らの低融点金属および合金での報告⁸⁾および著者らの前報²⁾と一致する。一方、今回の実験で認められる第 1 番目のピーク時の温度は、Al-Cu 系合金では p-q 線および強度発生時期と、また Al-Si 系合金では収縮開始温度とほぼ一致している。このことは、凝固過程でデンドライトスケルトンが形成されていない状態では AE 信号が検出されないことを示している。

前報²⁾で示したように、凝固中に引張歪をうけていない状態で作成された、鑄造欠陥のほとんどない鑄塊の凝固過程では、AE 信号は凝固終了時にのみ著しく、Fig. 6 に示されるような第 1 のピークは認められない。従つて、Fig. 9 における、凝固終了時以外にみられるピークは、引張歪によつて凝固末期に生じた鑄造割れの形成に関係した AE 信号であると考えられる。

3.3 鑄造割れと AE 信号

凝固末期において、凝固収縮あるいは熱収縮によつて粒界の 3 重点にひけ巣欠陥あるいはマイクロクラックが形成され、それが粒界を伝播して数〜数十結晶粒オーダーの鑄造割れに至るとするならば、合金の鑄造割れ性はひけ巣欠陥あるいはマイクロクラックの形成のしやすさおよびその伝播速度に依存する。それらの要因は、合金組成および鑄造条件とによつて定まる次の因子によつて決定される；界面エネルギー、晶出相の種類（固溶体、共晶、包晶等）、晶出相の形状や大きさ（デンドライトアームスペーシング、結晶粒径）、凝固収縮量、熱収縮係数。

従つて、鑄造割れの形成に伴う AE 信号が検出されるならば、その挙動は合金組成および鑄造条件によつて異なる。著者らは、すでに、同じ条件の鑄型で凝固する Al-Cu 2 元合金試験片において、割れにくい合金ほどマイクロクラックの数および大きさが小さくなることを認めている²⁾。このことは、同じ鑄造条件下で凝固する Al-2〜20%Cu 合金において、割れにくい合金ほど、すなわち溶質量が増すほど、凝固過程で検出される AE 信

号が少なくなり、またその大きさも小さくなることを示唆している。さらに、マイクロクラックの形成時とその伝播時には AE 信号の波形も異なることが予測できる。

実際に、Fig. 3〜6 および Fig. 9 に示されるように、著しい割れを生じた試験片の凝固過程では、(1)凝固末期でみられるピークの数が多く、(2)AE 信号の振幅も大きく、そして(3)突発型の AE 波がみられる。また、前報⁴⁾で述べたように、割れの程度を冷却条件を変えて制御した場合、割れが著しいほど振幅の大きな AE 信号が凝固過程の早い時期から検出され始める。これらは、前述したような鑄造割れの形成機構から予測される結果と一致している。突発型の AE 波は、形成されたマイクロクラックが急激に数結晶粒長さの割れに至つた際の AE であると考えられる。

一方、鑄造割れ以外に AE の発生源となりうる現象には次のことが考えられる。

(a)晶出相自身の変形あるいは破壊、(b)晶出相と残留液相との摩擦、(c)ガス気泡の発生、(d)変態および収縮（固液変態、共晶変態、包晶変態）、(e)エアギャップ、(f)鑄型と鑄塊との摩擦、(g)電氣的、機械的ノイズ。

これらのうち、(c)については、試験前の溶湯中ガス量を 0.2 cc/100 gAl 以下に制御しているため、今回の実験ではガス気泡の形成に伴う AE 信号は検出されていないと考えられる。(d)については、凝固終了時の固液変態に伴う AE 信号が、Fig. 5, 6 および Fig. 9 に示すように、明確に認められる。しかし、共晶凝固の開始と同時に認められる AE 信号はなく、共晶変態に伴う AE は検出されないと考えられる。(b)、(e)〜(g)についても、凝固初期では AE 信号が検出されないことから、それらの影響は無視できる。(a)については、マイクロクラックの形成前に晶出相の変形等が生じていると思われるが、今回の実験結果からそれを論議することは難しい。

4. 要約および結論

I ビーム型鑄造割れ試験鑄型によつて、Al-2〜20%Cu 合金および Al-1〜7%Si 合金試験片を作製するとともに、その最終凝固部に挿入した導波棒を介して凝固過程での AE 信号を計測し、凝固の進行、鑄造割れと AE 信号との関係を調べた。凝固末期において明確に検出される連続型および突発型の AE 信号は、凝固終了に伴う AE 信号と鑄造欠陥の形成に伴う AE 信号とに分類できる。凝固過程で生じる鑄造割れは粒界の 3 重点で形成されたひけ巣欠陥あるいはマイクロクラックが伝播して生じたものであり、マイクロクラックの形成時には連続型の、その伝播時には突発型の AE 信号が検出されることを、今回の結果は示している。鑄造割れの著しいほど、AE 信号の数と振幅は大きくなり、より早い時期に AE

信号が検出されることに着目すれば、AE法によつて鑄造割れのオンラインモニタリングが可能であると思われる。

本研究は、文部省科学研究費補助金および軽金属奨学金の助成によつて遂行されたものであり、深く感謝いたします。

参 考 文 献

- 1) 尾上他5名：アコースティックエミッションの基礎と応用，コロナ社（1976）.
- 2) 雄谷，本間，大滝，小林：軽金属，**36**（1986），402.
- 3) D. G. R. Sharma, O. Prabhaker, H. Md. Roshan and E. G. Ramachandran: *ALUMINIUM*, **59**（1983），12, E519.
- 4) 大滝，南口，宇都，本間，雄谷：軽金属，**37**（1987）3.
- 5) 雄谷，大滝，小林：鑄物，**58**（1986），485.
- 6) 高橋，工藤，市川：日本金属学会誌，**44**（1980），1089.
- 7) 高瀬，万谷：鑄物，**32**（1960），3, 191.
- 8) H. M. Tensi, D. Berndt and B. Kallup: *Metall.*, **38**（1984），820.