研究論文

390合金ダイカスト铸件に現れる 初晶けい素の偏析*

山本 善章**・杉山 義雄**・中村 元志**
坪井 晋吾***・水野 邦明***

Segregation of primary silicon in 390 alloy die castings

Yoshiaki YAMAMOTO**, Yoshio SUGIYAMA**, Motoyuki NAKAMURA**
Shingo TSUBOI*** and Kuniaki MIZUNO***

390 alloy die castings having differences in transverse strength at different positions were studied by measuring molten metal flowing behaviors in a die cavities. A part in a die casting having low transverse strength is that in which solid-liquid mixture of high volume fraction of solid including scattered structures has been filled at slow injection velocity. Primary silicon easily segregates in this part. To reduce the interval from pouring in a sleeve to injection, to increase the metal-filling ratio in the sleeve, and to fill the die cavity homogeneously and quickly result in minimizing segregation of primary silicon and recovery of transverse strength. 390 alloy is die cast without difficulties such as fused penetration.

Keywords: 390 alloy, die casting, molten metal, casting defects, primary silicon, segregation

(Received December 9, 1986)

1. 緒 言

ADC12 合金よりけい素が17%と多い過共晶 Al-Si 合金を普通横型ダイカストマシンのショットスリーブに注湯し、低速-高速の2段射出条件で鋳造すると、金型内で高温溶湯が高速噴射され、鋳造条件によって焼付きが発生しやすく、しかも乱れて充填し、初晶けい素の偏析、湯じわ、鑄巣などの鋳造欠陥が多発し、強度のばらつきも大きいと言われている^{1)~5)}。そこで強度のばらつきの小さい過共晶 Al-Si 合金鋳造部品を作る鋳造方案および条件を溶湯の型内充填状態、初晶けい素の分布等から検討した。

2. 実験方法

実験に用いたダイカスト铸件は Fig. 1 に示すように鋳込総重量が約 1.5 kg でランナの両側に上、下 2 個ずつの 4 個取りの円弧状铸件である。その金型に溶湯の充填状態を測定するために、Fig. 1 の●印で示す位置に先

Fig. 1 Casting shape and measuring sensor positions for metal flow in die cavity.

* 軽金属学会第70回春期大会（昭和61年5月広島）にて発表。

** 豊田中央研究所（愛知）。Toyota Central Research & Development Labs., Inc. (Aichi).

*** トヨタ自動車㈱（愛知）。Toyota Motor Corporation (Aichi).

Table 1 Casting conditions for die casting

Pouring weight	1.48 kg
Casting weight	0.17 kg × 4 pcs
Pouring temperature	720°C
Die casting machine	500 metric ton
Shot velocity	Slow 0.1 m/s, Fast 1.4 m/s

Table 2 Chemical composition of casting material (wt%)

Alloy	Si	Cu	Mg	Fe
390	17.0	4.5	0.65	0.85

端がキャビティ内に突出することがないように同一面に垂直に湯流れセンサ⁶⁾を104点装着した。500トンのダイカストマシンを用いて **Table 1** に示す鑄造条件で **Table 2** に示す組成の390合金溶湯を射出し、金型内での溶湯の充填状態、ショットスリーブ内での溶湯の凝固状態および鑄物について組織、抗折強さを測定した。溶湯充填状態の測定は湯流れセンサに溶湯が到達するまでの時間を求め、等時間線図⁷⁾を描くことにより行った。抗折強さの測定は円弧状鑄物の中央を固定し、一端ごとに荷重を加え破断時の荷重を求めた。

3. 実験結果

3.1 抗折試験と組織

Table 1 に示す鑄造条件で得た5ショット分の鑄物について抗折試験を行った結果、**Fig. 2** に示すように同形状であるにもかかわらず位置により破断荷重が異なり、外側の破断荷重はランナ側である内側に比べて13~20%低い値を示した。破断部付近の鑄造欠陥の分布に注目し、X線透過およびマクロ組織を観察した結果、**Fig. 3** に示すように0.2~0.5 mmφの鑄造欠陥が丸印で示す両先端と中央部に集中して存在しているにもかかわらず破断部には存在しなかった。一方、破断部近傍の断面組織を観察すると **Fig. 4** に示すように、破断荷重の高いラン

Fig. 2 Fractured load of die castings. **Fig. 3** Photograph on the cross-section of die casting. **Fig. 4** Microstructure of the fractured part of transverse specimen.

ナ側である内側の組織は表面から500 μmまで初晶けい素の少ないほとんど共晶地の層があり、続いて初晶けい素と共晶地が主体の390合金組織につながっている。

それに対し破断荷重の低い外側の組織は表面から400 μmまで初晶けい素の多い層を示し、続いて200 μmが初晶けい素の少ない共晶地の層がありそして初晶けい素と共晶地の390合金組織につながっている。この表面から400 μmの範囲の初晶けい素の偏析層が抗折時のノッチ作用となり鑄物の外側の破断荷重を低くさせたと思われる。

3.2 溶湯充填状態

鑄物の位置により破断荷重がことなる金型内の溶湯充填状態を測定した結果、**Fig. 5** に示すようにゲートからの溶湯は噴出状の流れを示さず、低速射出溶湯が上部、下部の鑄物の中央と外側のみを充填した後、高速射出プランジャが作動し上部、下部の鑄物のランナ側である内側を高速の溶湯が充填する流れとなっている。

すなわち、抗折時の破断荷重の大きいランナ側である内側は等時間線として示されるように、高速射出時の溶湯のみの充填である。したがって低速射出プランジャによる充填部は初晶けい素の偏析を生じ、抗折試験での破断荷重が低下する。また、溶湯充填時の停滞が破断荷重

Fig. 5 Filling a mold for die casting with molten metal (Current used runner).

Fig. 6 Change of molten metal temperature in shot sleeves of die casting machine.

のばらつきの要因になると考えられる。

3.3 ショットスリーブ内の溶湯温度変化

鋳物の位置による初晶けい素の偏析要因を検討するため Fig. 6 に示すように 0.3 mmφ のクロメル・アルメル熱電対をショットスリーブの底面から 5 mm の位置に固定し、所定量の溶湯を注湯し射出せずに、そのまま凝固させる方法で溶湯温度を測定した。

自動給湯機により 710°C で保持炉から汲上げられたラドル内の溶湯温度は、10~20 秒間では 2~3°C 低下する程度である。したがって、汲上げてから 4~6 秒でショットスリーブ内に注湯を完了するので、事実上ラドル内の溶湯温度低下は問題にならない。しかしながら、ショットスリーブ内の溶湯は注湯後急激な温度低下を示し、射出プランジャ移動開始時で固液共存状態の 580°C、プランジャの移動停止時で共晶凝固開始の 567°C となる。したがって、普通横型ダイカストマシンのショットスリーブ内に 640°C の ADC12 合金溶湯を注湯したと同様⁹⁾、ショットスリーブ内に注湯された 390 合金溶湯は射出プ

ランジャが動き出すまでの間に初晶凝固開始温度以下の 580°C まで急激な温度低下を示し、固液共存状態で金型内に到達していると言える。

すなわち、ショットスリーブ内に注湯された 390 合金溶湯はショットスリーブ壁面と接触する面で部分的に凝固層ができ、これが射出プランジャの移動によりはく離、破断され溶湯中に混合、さらにショットスリーブ内で晶出した初晶けい素も混在しつつ、ランナを通りキャビティ内に充填していると考えられる。

3.4 初晶けい素の偏析について

射出プランジャの移動開始時のショットスリーブ内の溶湯は、初晶けい素が晶出している固液共存状態であり金型内充填中の溶湯は、さらに固相率の高い状態であるとみなされる。Fig. 7 に示す装置を用い、溶湯を耐火紙で作ったるつぼに注湯し、完全液相温度および特定の固相率に相当する温度まで溶湯を冷却、保持し、0.1~0.7 m/s の流速で射出し板状試片を鋳造した。固相率は Fig. 8 に示す温度-固相率曲線より求めた。

Fig. 9 に示すように固相率 0.1 の溶湯を流速 0.7 m/s

Fig. 7 Schematic drawing of a laboratory casting machine.

Fig. 8 Relation between temperature and solid fraction for Al-Si alloys.

Fig. 9 Microstructures of 390 alloy specimens which were cast by means of a laboratory casting machine (Solid fraction $F_s=0.1$).

Fig. 10 Relation between metal velocity and solid fraction for distribution of primary silicon crystal of 390 alloys.

で铸造した試片の組織は板状部、底面部とも初晶けい素の偏析がなかったが、流速を 0.1 m/s と小さくした試片の組織は底面部に多量の初晶けい素が偏析した組織を示した。

初晶けい素の偏析に及ぼす固相率と流速の関係は Fig. 10 に示すように、初晶けい素の晶出完了固相率に相当する 0.03 でも流速が 0.1 m/s と小さいときの試片は固相率 0.1 の溶湯と同様で、底面部に多量の初晶けい素が偏析した組織を示した。固相率が 0.3 と大きくなると流速が 0.7 m/s と大きくなっても底面部に初晶けい素が偏析する組織となる。したがって円弧状鋳物で低い破断荷重を示した外側部の破断部付近は低速射出溶湯による充填部であり、Fig. 9 の試片の底面部に相当し初晶けい素の偏析しやすい位置とみなすことができる。

Fig. 11 に示すように 720°C の 390 合金溶湯を型温 450°C の金型に厚さ 30 mm の板状鋳物に注湯し、30 sec

Fig. 11 Microstructures of 390 alloy solidified under gravity and pressure 10 kg/cm² (mold temperature 450°C).

後の固相率 0.03 相当時に、注湯口を 10 kg/cm² で加圧した結果、点線で示す鋳物底面の組織は無加圧とことなり、表面から内部へ約 2 mm 程初晶けい素のほとんどない共晶地の組織を示した。これは加圧により注湯した溶湯が金型に接し易くなり急冷組織になったためと思われる。この現象は円弧状鋳物の高い荷重を示した内側の破断部近傍の表面組織と類似しており、ランナ側である内側は急冷により表面部に初晶けい素が無くなったとみなすことができる。

3.5 異常層について

3.3 に示したショットスリーブ内の溶湯温度結果から ADC12 合金鋳物に認められた破断チル層^{(6),(8),(9)}が 390 合金溶湯による円弧状鋳物にも存在することが予想される。

ゲーティングシステムを含めた円弧状鋳物をたて方向に切断しマクロ腐食した結果、Fig. 12 に示すようにビスケット、ランナ、ゲートおよび破断部近傍に長さ 1~5 mm で一辺が直線状である島状の異常層が多数存在した。異常層は円弧状鋳物よりもランナ部に多く認められ、ビスケット部に特に大きい形状で多数存在し、鋳物の方向に流れ、ゲート近くの鋳物にやや細くなって集

Fig. 12 Microstructure involved abnormal structure.

Fig. 13 Sketch of scattered structure layers in the gating system.

積している。

異常層の組織は Fig. 13 に示すように角板状の初晶けい素と針状のけい素の Al-Si 共晶地よりなる 390 合金組織に接して直線状に初晶けい素が連続して晶出し、しかも内側には多くの初晶けい素と共に粒状の共晶けい素が多く存在している。分布状態および形状から島状の異常層は破断チル層とみなされる^{6), 8), 9)}。破断チル層が存在する部分の破面近傍の組織は、直線状にはく離したように破断しその界面強度は 9 kg/mm^2 以下と著しく低かった。したがって、円弧状鋳物においても、この破断チル層が存在することから抗折時に破断荷重が低下しばつきの一因になることが考えられる。

3.6 均一充填方案による溶湯充填と抗折強さ

4 つのゲートから溶湯を均等に流出させ円弧状鋳物内を停滞なく早く充填させるように、アクリル材でランナ形状を作製し、水をダイカストと同じ流速で流入することにより、Fig. 14 に示すようにランナ幅 32 mm、ゲ-

Fig. 14 Shapes of the gating system.

Fig. 15 Filling a mold for die casting with molten metal (uniform flow runner).

Fig. 16 Fractured load of die castings.

ト厚さ 5 mm、鋳物へのゲート取付け角度を 40° とした均一充填方案を作製した。さらに、スリーブ内充填率を従来の 37% を 45% と高くし、ショットスリーブ内注湯後の射出ブランジャ移動開始までの時間を従来の 4~6 sec を 2 sec と短くした。Fig. 15 に示すように均一方案の充填時間は、従来方案に比べて外側、内側とも早く充

Fig. 17 Microstructure of the fractured part of transverse specimen.

填し，しかも内側と外側の溶湯到達時間差が5 ms 以下と小さく充填させることができた。得られた5ショット分の鋳物について抗折試験を行った結果，**Fig. 16**に示すように破断荷重は回復し，しかもばらつき少なく，破断部近傍の組織は**Fig. 17**に示すようになり初晶けい素の偏析が見られなかった。

4. 結 言

位置により抗折強さに差を示した390合金によるダイ

カスト鋳物を溶湯充填状態から検討した結果，以下の結果を得た。

(1) 低い抗折強さを示した部分は低速射出時の初晶溶湯が充填しており，破断チル層の存在と共に固相率の大きい溶湯となっており，初晶けい素の偏析が発生し易い位置であることが判った。

(2) スリーブ内注湯後射出までの時間を短かくし，かつスリーブ内充填率を多くし，鋳物内を均等に早く充填させた結果，初晶けい素の偏析がなくなり抗折強さは回復した。

(3) 390合金によるダイカスト鋳物は特に焼きつき等のトラブルも発生せず製造できることが判った。

参 考 文 献

- 1) W. E. Smith, J. F. Wallance : *Modern Castings*, **44** (1963), 1, 325.
- 2) W. F. Stuhrike, J. F. Wallance: *Modern Castings*, **45** (1964), 7, 374.
- 3) 鈴木，吉本：軽金属，**21** (1971), 36.
- 4) 鈴木：自動車技術，**35** (1981), 954.
- 5) A. J. Vandenberg, R. P. Jones: SDCE paper NOG·T81-012.
- 6) 岩堀，戸沢，山本，中村：軽金属，**34** (1984), 389.
- 7) 岩田，戸沢，山本，中村：軽金属，**36** (1986), 10.
- 8) H. Iwahori, M. Nakamura, K. Tozawa and Y. Yamamoto: SDCE paper NOG·T·85-072.
- 9) 岩堀，戸沢，浅野，山本，中村：軽金属，**34** (1984), 525.