アルミニウム合金ダイカストの破壊靱性および 疲労き裂進展特性に及ぼす熱処理の影響*

金 沢 憲 一^{*1}, 柴 山 宏 司^{*2}

Effect of Heat Treatment on Fracture Toughness and Fatigue Crack Growth Characteristics of Aluminum Alloy Die Castings

Kenichi KANAZAWA and Koji SHIBAYAMA

Effects of aging temperature and the casting method, squeeze casting and Pore-Free (PF) method on fracture mechanic characteristics were investigated for aluminum alloy die castings ADC12. The results are as follows. (1) For both methods, the mechanical properties improve and fracture toughness increases due to heat treatment. The tensile strength and the 0.2% proof stress are greatest at the smallest aging temperature of 473K, while the strain to failure and fracture toughness are the lowest. (2) For as-cast die castings, the mechanical properties in the case of squeeze casting are worse than these in the case of using the PF method. On the other hand, fracture toughness of squeeze casting is the same as that of the PF method. (3) For both methods, fatigue crack growth resistance in the low- ΔK region decreases due to the transition from eutectic Si to spheres. (4) In the Paris regime and high- ΔK region, fatigue crack growth resistance increases due to heat treatment and is almost the same for both casting methods.

Key Words: Stress Intensity Factor, J -Integral, Fracture Toughness, Stress Intensity Factor Range, Fatigue Crack Growth Resistance, Aluminum Alloy Die Castings

1. 緒 言

ダイカスト, 特にアルミニウム合金ダイカストは生産性, 寸法の正確さ, 鋳肌の平滑さなど多くの特徴を有し, さまざまな工業製品および装飾部品として産業の発展に大きく貢献してきた⁽¹⁾. ただし, 多くのダイカスト製品は, プリスタ等の問題から熱処理が行われずに鋳放しの状態で使用され, 強度面から, その適用範囲には制限があった. しかし, 近年の新しいダイカスト法の開発により, ガスの巻き込みを低減することが可能となり, ダイカスト製品にも熱処理が行われるようになった. そして現在では, 熱処理を行ったダイカスト製品は強度を必要とする部品として多数が使用されている. 一方, このような状況にもかかわらず, ダイカストに関する破壊靱性および疲労き裂進展特性に関する研究⁽²⁾は少なく, 特に熱処理を行ったダイカストに関する報告は極めて少ない.

そこで, スクイズキャスティングおよびPF (Pore-Free)法により鋳造後, 熱処理を行ったアルミニウム合金ダイカスト ADC 12 の板材を使用して, 引

張試験, 破壊靱性試験, 疲労き裂進展試験を実施し, 引張特性, 破壊靱性, 疲労き裂進展特性に及ぼす時効処理温度, 鋳造法の影響について検討したので報告する.

2. 供試材および試験方法

2.1 供試材 供試材はスクイズキャスティングおよびPF法により鋳造されたアルミニウム合金ダイカスト ADC 12 の板材である. 図1にスクイズキャスティングおよびPF法の鋳造プロセスを示す. スクイズキャスティングは高圧鋳造法とも呼ばれ, 溶湯を低速で金型内に圧入し, 凝固が完了するまで加圧を保持する鋳造法である. 低速で溶湯を圧入するため溶湯先端よりガスを順次押出し, ガスの巻き込みを防止することができる⁽³⁾. PF法は, 金型内およびスリーブ内の溶湯が接する箇所を酸素ガスで置換しておき, 高速高圧の鋳造条件で射出・成型する鋳造法である. 金型内に圧入された溶湯は, 酸素ガスと瞬間的に反応して酸化アルミの極微粒子となり, 金型内の気体を消滅させて鋳巣の少ない製品を製造することができる⁽⁴⁾. 表1にスクイズキャスティングおよびPF法の鋳造条件を示す. スクイズキャスティングはプランジャ速度が遅く, 金型温度が高いことが特徴となっ

* 原稿受付 1996年3月18日.

^{*1} 正員, 千葉工業大学 (〒275 習志野市津田沼2-17-1).

^{*2} 千葉工業大学大学院.

ており、PF 法は高速高圧の鑄造条件となっている。表 2 に供試材の化学組成を示す。両鑄造法とも Al-Si-Cu 系合金の ADC 12 である。また、スクイズキャストと PF 法で鑄造した時期が異なることから、各成分は若干異なっている。供試材の大きさは、両鑄造法とも $114^W \times 5^T \times 175^L$ である。また、鑄造後には表 3 に示すように 763 K で 3 時間の溶体化処理

の後、水焼入れを行い、413~543 K の各温度で 2 時間の時効処理を行っている。

図 2 に供試材の組織写真を示す。両鑄造法ともデンドライト状に晶出した Al の α 相と α +Si 二元共晶から組織が形成されている。両鑄造法とも鑄放しの状態では共晶 Si (α +Si 二元共晶の中の Si) が針状に晶出しているが、熱処理により球状化しているのが認められる。これは、溶体化処理時に高温で保持されることにより、針状に晶出していた共晶 Si がその表面積を大きくしようと分断し、球形に近づくためである⁽⁵⁾。また、熱処理によるブリスタ (供試材表面のふくれ) の発生も認められ、PF 法で顕著であった。ガス含有量を測定した結果、スクイズキャストで 1.1~1.9 cc/100 g、PF 法で 3.9~22.5 cc/100 g となり、PF 法のほうが極端に多かった。これが PF 法で多くのブリスタを発生した原因と考えられる。また、スクイズキャストのほうが全体的に α 相が大きい。これは、スクイズキャストの金型温度が高く、溶湯の冷却速度が遅いため α 相が粗大化したものと考えられる。

2.2 試験片の形状・寸法および採取方法

引張試験には、図 3 に示す平行部 60 mm、幅 10 mm、厚さ 5 mm の平板状試験片を用い、鑄造時の湯流れに対して平行 (L-方位) に採取した。

J_{Ic} 試験には、ASTM E 813⁽⁶⁾ に準拠した 1-CT 試

(a) Squeeze casting

(b) PF method

Fig. 1 Die casting process

Table 1 Die casting conditions

	Squeeze casting		PF method	
Die casting machine	UB330t		UB330t	
Casting pressure	66.7 MPa		74.5 MPa	
Pouring temperature	943 K		953 K	
Plunger speed	0.2 m/s		1.6 m/s	
Die temperature	Fixed	483 K	Fixed	403 K
	Movable	523 K	Movable	433 K

Table 2 Chemical compositions

	(Wt%)								
	Cu	Si	Mg	Mn	Fe	Zn	Ni	Sn	Al
Squeeze casting	2.50	10.21	0.22	0.19	0.69	0.76	0.06	0.02	bal.
PF method	2.14	11.13	0.18	0.17	0.75	0.64	0.06	0.02	bal.

Table 3 Heat treatment conditions

	Solution treatment		Aging treatment	
Squeeze casting	763K×3hr		413K×2hr	Air cooled
PF method	Water cooled		433K×2hr	Air cooled
			473K×2hr	Air cooled
			513K×2hr	Air cooled
			543K×2hr	Air cooled

験片を用いている。また、試験片は図4に示すように切欠方向が湯流れ方向に対して平行なT-L方位と垂直なL-T方位の2方位から採取している。

疲労き裂進展試験には、ASTM E 647⁽⁷⁾に準拠した1-CT試験片を用いている。採取方法は J_{IC} 試験片と同様にT-L, L-Tの2方位である。

2・3 試験方法 引張試験は、荷重制御方式により負荷速度30 N/sにて行った。 J_{IC} 試験は、ASTM E 813⁽⁶⁾⁽⁸⁾に準拠し、除荷コンプライアンス法により

(a) Squeeze casting (as cast)

(b) Squeeze casting (aging temp. 413 K)

(c) PF method (as cast)

(d) PF method (aging temp. 413 K)

Fig. 2 Microstructure of ADC 12

行った。疲労き裂進展試験は、ASTM E 647⁽⁷⁾⁽⁸⁾に準拠して行った。すべての試験は室温大気中にて、MTS社製クローズド・ループ方式の油圧式材料試験機を用いて行った。

3. 結果および考察

3・1 引張特性 引張特性と時効処理温度の関係

Fig. 3 Shape of tensile specimen

Fig. 4 Position of J_{IC} specimen

Fig. 5 Relationship between mechanical properties and aging temperature

を図5に示す。鋳放しの状態では、PF法のほうが引張強さ σ_B 、0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ 、破断ひずみ ϵ_f のいずれもが高い値を示している。これは、組織写真で示したように、PF法の α 相がスクイズキャスティングのそれよりも全体的に小さいため、結晶粒の微細化が引張特性を向上させたものと考えられる。両鋳造法とも熱処理により引張特性が向上する。これは、熱処理により共晶Siが球状化することで、マトリックスと共晶Siの境界面での応力集中が緩和されることに加え、ADC12はCuおよびMgを含有しているため、時効硬化が現れたものと考えられる。また、両鋳造法とも時効処理温度473 Kにおいて、 σ_B および $\sigma_{0.2}$ が最大値を示し、 ϵ_f が最小値を示している。

熱処理により鋳放しの状態とは逆に、スクイズキャスティングのほうが引張強さおよび0.2%耐力が高

い値を示し、破断ひずみが低い値を示している。これは、スクイズキャスティングのほうがCuおよびMgの含有量が多いため、時効硬化がより顕著に現れたものと考えられる。また、両鋳造法とも熱処理により、ばらつきが大きくなっている。これは、図6に示すように、熱処理材の破面にはポロシティが多く観察されることから、熱処理により新たに発生するポロシティが破壊の起点になっている可能性がある。

3・2 破壊靱性 破壊靱性 $K_{Ic}(J)$ と時効処理温度の関係を図7に示す。鋳放しの状態では、両鋳造法とも $K_{Ic}(J)$ がほぼ同じ値である。Al-Si合金鋳物では、き裂がマトリックスよりも脆性的性質を有する共晶Siを優先的に進展する傾向がある⁽⁶⁾。この傾向は、Al-Si-Cu系合金であるADC12においても同様であると考えられる。したがって、両鋳造法とも鋳放しの状態では、共晶Siが針状に晶出しているから、 $K_{Ic}(J)$ がほぼ同じ値を示したものと考えられる。しかし、熱処理によりスクイズキャスティングのほうが全体的に $K_{Ic}(J)$ が高い値を示している。これは、PF法のほうがガス含有量が多く、熱処理によりポロシティやブリ

Fig. 6 Fracture surface at center of thickness in tensile specimen (Squeeze casting, aging temp. 433 K)

Fig. 7 Relationship between fracture toughness and aging temperature

(a) As cast

(b) Aging temp. 473 K

Fig. 8 Microstructure around initial crack (Squeeze casting)

スタが多く発生したことが原因であると考えられる。

両鑄造法とも熱処理により $K_{Ic}(J)$ が上昇するが、時効処理温度 473 K においては、熱処理材の中では最小値であり鑄放し材の値とほぼ同じである。これは、図 8 に示すように熱処理により共晶 Si が球状化することで、き裂が Al の α 相および共晶相で構成されるマトリックス中を進展する比率が高くなり、マトリックス自体の強度が $K_{Ic}(J)$ に影響を及ぼしたものと考えられる。すなわち、すでに示したように時効処理温度 473 K において σ_B および $\sigma_{0.2}$ が最大値であったことが、 $K_{Ic}(J)$ を最小値にしたと考えられる。また、PF 法は時効処理温度 513 K 以上になってもスクイーズ

キャストイングほど $K_{Ic}(J)$ が高い値を示していない。これは、時効処理温度 513 K 以上で PF 法の σ_B および $\sigma_{0.2}$ がスクイーズキャストイングほど低下していないためと考えられる。両鑄造法とも試験片採取方位が $K_{Ic}(J)$ に及ぼす影響は認められない。

図 9, 10 に $K_{Ic}(J)$ と $\sigma_{0.2}$ の関係を示す。両鑄造法とも不完全時効および完全時効に相当する時効処理温度 413~473 K の各平均値にはリニアな関係(図中の直線)が認められる。しかし、過時効に相当する時効処理温度 513 K および 543 K の各平均値は直線より下方に位置しており、靱性劣化の傾向が認められる。このことから、アルミニウム合金ダイカストに熱処理を行う場合、破壊靱性の面からは過時効よりも不完全時効のほうが有利であることがわかる。また、両鑄造法とも鑄放し材は最も下方に位置しており、 $K_{Ic}(J)$ と $\sigma_{0.2}$ について最も低い特性を示していることがわかる。

3.3 疲労き裂進展特性 き裂進展速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を図 11~16 に示す。図中に同じマークがあるのは 2 回試験を行った結果である。すべての da/dN - ΔK 関係において、低 ΔK 領域である II a 領域、パリズ則が成立する領域である II b 領域、高 ΔK 領域である II c 領域の三つの領域から構成されている⁽⁹⁾。低 ΔK 領域では、両鑄造法とも鑄放し材よりも熱処理材のほうが疲労き裂進展抵抗が小さくなる傾向が認められる。図 17 に示すように、鑄放

Fig. 9 Relationship between fracture toughness and 0.2% proof stress (Squeeze casting)

Fig. 10 Relationship between fracture toughness and 0.2% proof stress (PF method)

Fig. 11 da/dN - ΔK curve (as cast)

し材ではき裂が針状に晶出した共晶 Si を優先的に進展するためき裂が偏向し、破面が粗くなる。その結果、き裂閉口が生じ疲労き裂進展抵抗が高くなると考えられる。また、 ΔK の全領域でばらつきが大きくなっているのは、共晶 Si の分散状態がき裂進展に影響を及ぼしているからであると考えられる。

パリス則が成立する領域および高 ΔK 領域では、両鑄造法とも鑄放し材よりも熱処理材のほうが疲労き裂

進展抵抗が高い値を示している。この原因は、熱処理による共晶 Si の球状化はき裂がマトリックス中を進展する比率を高くすることから、熱処理材ではマトリックス中での塑性鈍化と再鋭化によりき裂が進展しているからであると考えられる。また、両鑄造法とも時効処理温度および試験片採取方位が疲労き裂進展特性に及ぼす影響は認められない。

スクイズキャストिंगのみについて図 11~16

Fig. 12 da/dN - ΔK curve (aging temp. 413 K)

Fig. 14 da/dN - ΔK curve (aging temp. 473 K)

Fig. 13 da/dN - ΔK curve (aging temp. 433 K)

Fig. 15 da/dN - ΔK curve (aging temp. 513 K)

のすべてのデータをまとめて図 18 に示す。

3・4 き裂開閉口 本試験での低 ΔK 領域では、き裂開閉が生じている可能性が高いため、下限応力拡大係数範囲 ΔK_{th} が最大値を示した鋳放し材および最小値を示した時効処理温度 513 K の試験片を用いて、背面ひずみ法によりき裂開閉口の測定を行った。図 19 にき裂進展速度 da/dN と有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} の関係を示す。いずれの鋳造法においても ΔK_{eff} で整理すると、すべてのデータがほぼ一つの曲線になり、低 ΔK 領域における疲労き裂進展抵抗の相違は、き裂開閉が原因であることがわかる。また、スクイズキャストと PF 法の曲線がほぼ一致していることから、本研究における二つの鋳造法の違いは疲労き裂進展抵抗に影響を及ぼさないことがわか

る。

3・5 フラクトグラフィ的検討 図 20 に J_{IC} 試験後、スクイズキャストについて行った SEM 観察の一例を示す。鋳放しの状態では擬へき開破壊の占める割合が高く、脆性的な破面様相を呈している。しかし、熱処理を行うことにより、ディンプル状破壊と擬へき開破壊の混合形の破面となり、破壊靱性が高い値を示した時効処理温度 413 K においてディンプル

Fig. 16 da/dN - ΔK curve (aging temp. 543 K)

Fig. 17 Microstructure around ΔK_{th}
(PF method, as cast, $\Delta K = 2.75 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$)

Fig. 18 da/dN - ΔK curve (Squeeze casting)

Fig. 19 da/dN - ΔK_{eff} curve

ル状破壊の占める割合が高くなっている。このことから、破壊様式が擬へき開破壊からディンプル状破壊に変化することで破壊靱性が上昇することがわかる。

図 21 に疲労き裂進展試験後、スクイズキャストについて行った SEM 観察の一例を示す。 ΔK_{th} 近傍ではへき開破壊が支配的である。 10^{-7} m/cycle 付近においてもへき開破壊が支配的であるが、熱処理材の一部にはストライエーションが観察されており、き裂はマトリックス中での塑性鈍化と再鋭化により進展していると考えられる。なお、PF 法についてもほぼ同様なフラクトグラフィが観察された。

4. 結 言

本研究で得られた結果をまとめると以下のとおりである。

(1) スクイズキャストおよび PF 法により鑄造されたアルミニウム合金ダイカスト ADC 12 に熱処理を行うことにより、引張特性は向上する。時効処理温度 473 K において引張強さおよび 0.2% 耐力が最大となり、破断ひずみは最小となる。

(2) 鑄放しの状態では、PF 法のほうが良好な引張特性を示す。しかし、熱処理によりスクイズキャストは、全体的に高い引張強さおよび 0.2% 耐力を示し、低い破断ひずみを示す。

Fig. 20 SEM photographs of CT specimen for J_{IC} test (Squeeze casting)

Fig. 21 SEM photographs of CT specimen for fatigue crack growth test (Squeeze casting)

(3) 熱処理により破壊靱性は上昇する。時効処理温度 413 K で最大値を, 473 K で最小値を示す。また, 鋳放しの状態では両鋳造法とも, 破壊靱性はほぼ同じ値であるが, 熱処理により PF 法のほうが低い値を示す。

(4) 熱処理により低 ΔK 領域で, 疲労き裂進展抵抗が低下するが, パリス則が成立する領域および高 ΔK 領域では上昇する。また, 全 ΔK 領域において, 時効処理温度および鋳造法の違いが疲労き裂進展特性に及ぼす影響は認められない。

文 献

- (1) 日本ダイカスト協会編, DIE CASTING, (1994).
- (2) 金沢憲一・久保田一・中村和久・平野一美, 機論, **62**-594, A (1996), 379-386.
- (3) 海老澤賜寿雄, 素形材, **7** (1995), 27-35.
- (4) ダイカスト用アルミニウム合金委員会編, ダイカスト, **99** (1994), 45-61.
- (5) 小林俊郎・新家光雄・池田浩一, 軽金属, **37** (1987), 824-830.
- (6) ASTM standard, E 813-81, (1981), ASTM.
- (7) ASTM standard, E 647-81, (1981), ASTM.
- (8) 國尾武・中沢一・林郁彦・岡村引之, 破壊力学実験法, (1984), 96-103, 157-169, 朝倉書店.
- (9) 小林英男, 機論, **49**-443, A (1983), 771-778.