Al-7%Si-0.5%Mg 合金鑄物の破壊靱性

田上 道弘*・芹田 陽**

Fracture toughness of Al-7%Si-0.5%Mg alloy castings

UDC: 669.715'782'721-14 : 539.412

Michihiro TAGAMI* and Yo SERITA**

(Received February 21, 1980)

Effects of aging treatment and modification on the fracture toughness of Al-7%Si-0.5%Mg alloy castings were studied by the double torsion bend test. The fracture toughness is appreciably affected by the aging treatment. The casting aged for 4 hr at 137°C has the highest fracture toughness. Na modification results in fracture toughness improved by 15 to 42% for various aging treatments. When different aging treatments are made, the fracture toughness varies according to the variation of parameter $n\sqrt{\sigma_y}$ derived from the tensile test.

1. 緒 言

Al-Si-Mg 系鑄造合金は鑄造性もよく、機械的性質もすぐれているため、代表的鑄造用合金として知られている。この合金の機械的性質のうち、靱性の目安とされる伸びは、Si 量、熱処理、改良処理および不純物元素量などによつて変わることが報告されている^{1)~9)}。最近、この合金の伸びと共に破壊靱性も調べられている^{10), 11)}。しかし、この合金の破壊靱性におよぼす時効条件、改良処理の影響は十分明らかでない。本実験は Al-7%Si-0.5%Mg 合金の破壊靱性 (K_{Ic}) におよぼす改良処理および時効条件の影響を調べると共に破壊靱性と耐力、歪硬化指数 (n 値) の関係について検討した。

2. 実験方法

試料は 99.7%Al, Al-20.2%Si-0.25%Fe 合金, Al-19.3%Si-0.17Fe 合金および 99.9%Mg から Table 1 に示した組成の合金 1 kg を 4 # 黒鉛るつぽを用いて溶解した。溶解は管状電気炉を使用して大気中で行なつた。この溶湯に 2%ナトリウム塩 (NaF, NaCl) を添加して共晶 Si の改良処理を行ない、 C_2Cl_2 で脱ガス後、鑄造温度 720°C から 75×26×260mm の室温金型に鑄造した。この金型試料から、Fig. 1(a) に示した切欠付板状試験片をフライス加工した。この板状試料は 535°C で 9 時間の溶体化処理をして、室温の冷却水に焼入後、137±3°C ×

4 hr, 147±3°C × 10 hr, 167±3°C × 10 hr の各温度で人工時効した。試料の破壊靱性は島津製作所製オートグラフを用いて、M. C. Murphy らの二重ねじり曲げ試験法で測定した¹¹⁾。この二重ねじり曲げ試験方法は、破壊靱性試験法として広く知られているコンパクト試験片を用いる方法に比べて、試験片作製が容易であり、両者の方法で測定した破壊靱性値はあまり相違しないことが知られている^{11), 12)}。破壊靱性は次式を用いて求めた¹¹⁾。

$$K_{Ic} = PW_m \{3/WT^3 T_c (1-\nu)\}^{1/2} \quad (1)$$

(1)式で P, W_m, W, T, T_c, ν はそれぞれ臨界荷重、モーメントアーム間隔、試料幅、試料厚さ、試料の切欠部断面厚さおよびポアソン比であり、ポアソン比は 0.34 を用いた。引張試験は破壊靱性測定後の試験片から、Fig. 1(b) の形状に切削した丸棒試験片を用いて行なつた。破壊靱性、引張試験はそれぞれ 2 ケの試料で行なつた。耐力 ($\sigma_{0.2\%}$) および n 値は記録計からえた応力-歪曲線から求めた。顕微鏡組織、破面観察は破壊靱性試料について光学顕微鏡、走査型電子顕微鏡を用いて行なつた。

3. 実験結果

3.1 Al-7%Si-0.5%Mg 合金の破壊靱性に対する時効条件、改良処理の影響

Al-7%Si-0.5%Mg 合金の破壊靱性におよぼす時効条件および改良処理の影響を Table 2 に示す。Table 2 から、137°C × 4 hr, 147°C × 10 hr, 167°C × 10 hr の 3 種類

* 秋田大学鉱山学部金属材料学科(秋田市)。Department of Metallurgy, Mining College, Akita University (Akita)

** 秋田大学鉱山学部金属材料学科(秋田市)。現在秋田大学名誉教授, Department of Metallurgy, Mining College, Akita University (Akita), Presently, Emeritus Professor of Akita University (Akita)。

Table 1 Chemical composition

(wt%)

No.	Si	Mg	Fe
202	7.22	0.55	0.19
203	7.08	0.53	0.19
204	6.92	0.59	0.19
231	6.61	0.50	0.19
232	7.06	0.53	0.18
233	7.08	0.51	0.18

Table 2 Fracture toughness, tensile strength and elongation of modified and unmodified Al-7%Si-0.5%Mg alloy castings aged in different conditions.

Aging treatment	Fracture toughness (kg/mm ^{3/2})	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)
137°C × 4 hr ^a	173.5	27.9	15.6
137°C × 4 hr ^b	150.9	27.3	15.8
147°C × 10 hr ^a	167.1	31.9	10.5
147°C × 10 hr ^b	136.8	30.6	8.6
167°C × 10 hr ^a	124.6	34.3	9.4
167°C × 10 hr ^b	87.6	33.3	5.4

a) modified

b) unmodified

Fig. 1 Size and shape of specimens

(a) Fracture toughness test specimen

(b) Tensile test specimen

の時効条件では、改良処理の有無にかかわらず、137°Cで4時間時効した試料の破壊靱性は最も大きく、167°Cで10時間時効した試料の破壊靱性は最も低い。破壊靱性は時効条件を変えることにより相当大きく変わり、また低温時効した試料の破壊靱性は高いことがわかる。時効条件変化により破壊靱性が変わることは、D. S. Saunders

Photo 1 Microstructures of unmodified and modified Al-7%Si-0.5%Mg alloy castings aged for 4 hr at 137°C.

a) unmodified and b) modified

Fig. 2 Variation of fracture toughness with yield strength for Al-7%Si-0.5%Mg alloy. **Fig. 3** Variation of fracture toughness with strain hardening exponent, n for Al-7%Si-0.5%Mg alloy.

らの結果と類似していた¹⁰⁾。ナトリウムで改良処理した試料の破壊靱性は、3種類の時効条件では、改良処理しない試料の破壊靱性より15~40%大きくなり、改良処理は破壊靱性を増大することがわかる。また引張強さ、伸びも時効条件変化により大きく影響され、引張強さが大きい時効条件の試料では、伸びが小さくなり、伸びが大きい時効条件の試料では、引張強さは低い。一方、改良処理は引張強さにあまり影響していないが、伸びを幾分大きくしている。**Photo 1**にナトリウムで改良処理したAl-7%Si-0.5%Mg合金の顕微鏡組織の一例を示す。

Photo 2 Fractographs of modified Al-7%Si-0.5%Mg alloy castings showing influence of aging treatment.

a) aged for 4 hr at 137°C, b) aged for 10 hr at 147°C, c) aged for 10 hr at 167°C

Photo 1(a), 1(b) はそれぞれ非改良, 改良処理した試料の顕微鏡組織であり, 改良処理した試料の共晶けい素の大きさは, 非改良試料の共晶けい素より小さくなっている。改良処理した試料では, 局部的な組織の相違はほとんど観察されなかつた。

3.2 Al-7%Si-0.5%Mg 合金の破壊靱性と耐力, n 値の関係

改良処理の有無, 時効条件を変えた Al-7%Si-0.5%Mg 合金の破壊靱性と耐力, n 値の関係をそれぞれ Fig. 2, Fig. 3 に示す。Fig. 2 および Fig. 3 から, Al-7%Si-0.5%Mg 合金の破壊靱性は耐力の減少と共に増加し, n 値の上昇と共に増加する傾向を示している。これらの傾向は時効条件を変えた場合に顕著であるが, 改良処理の有無では明らかでない。破壊靱性に耐力, n 値が関係することは Al-Cu 合金, チタンおよび炭素鋼においても知られている^{13), 14)}, Fig. 2, Fig. 3 から, 時効条件を変えた Al-7%Si-0.5%Mg合金の破壊靱性は耐力, n 値の変化に関係していることがわかる。

3.3 破面観察結果

Al-7%Si-0.5%Mg 合金の破面におよぼす時効条件の影響を Photo 2 に示す。Photo 2(a)~2(c) は改良処理した試料をそれぞれ137°C×4 hr, 147°C×10 hr, 167°C×10 hr で時効した破面の二次電子線像である。Photo 2 から, 破面は延性破壊に特徴的なディンプル破面を示しており, ディンプルの大きさは時効条件を変えることによりわずかに変わるようであるが, 大きな相違は観察されなかつた。一方, 非改良試料の破面も時効条件変化により大きな相違は観察されなかつたが, ディンプルの大きさは改良処理した試料より幾分大きかつた。

4. 考 察

アルミニウム合金において, 第二相を多く持つ合金のき裂進展は空洞の生成, 合体で起こることが知られており^{10), 15)}, Photo 2 に示した破面においてディンプルの底に割れたけい素粒子が観察されることから, Al-7%Si-

Fig. 4 Variation of fracture toughness with parameter $n\sqrt{\sigma_y}$ for Al-7%Si-0.5%Mg alloys:

0.5%Mg合金のき裂進展は上記と同じ機構で進展していることが推察される。このようなき裂進展機構で起こる破壊の場合, 破壊靱性は G. T. Hahn らにより次式で表わされている¹⁵⁾。

$$K_{Ic} \cong [2\sigma_y E (\pi/6)^{1/3} D]^{1/2} V_f^{-1/6} \quad (2)$$

(2)式で σ_y , E , D , V_f はそれぞれ耐力, ヤング率, 第二相の平均直径および第二相の容積比である。(2)式はアルミニウム合金において, 第二相の容積比変化と破壊靱性の関係を表わす場合に適することが知られている。Table 2 の結果をヤング率 E は時効条件変化にかかわらず一定と仮定して(2)式に代入した場合, Si 相の容積比 V_f および Si 粒子の直径 D は時効条件を変えてもほぼ一定で変わらない。破壊靱性が時効条件を変えた場合, (2)式に依じて変わるとすれば, $K_{Ic}/\sqrt{\sigma_y E}$ 値は一定値になる。しかし, $K_{Ic}/\sqrt{\sigma_y E}$ 値は時効条件を変えることにより変わることから, 時効条件を変えた Al-7%Si-0.5%Mg合金の破壊靱性は(2)式に依じて変わらないことがわかる。他方, 改良処理による Si 粒子形状変化と破壊靱性の関係を(2)式に代入した場合, 上記と同じようにヤング率を一定にして, 同じ時効条件で比較すると, 耐力 σ_y および容積比 V_f は改良処理によりほとんど変わらなく, 改良処理により変わる項は(2)式において, Si粒子直径 D と破壊靱性 K_{Ic} である。改良処理と破壊靱性の関係が(2)式に従う場合, Si粒子直径 D は改良処理により小さくなるので, この試料の破壊靱性は非改良試料の値より小さくなる。しかし, 改良処理した試料の破壊靱性は Table 2 から, 非改良試料の破壊靱性より逆に大きくなっており, 改良処理と破壊靱性の関係は(2)式に依じて変わっていない。一方, アルミニウム合金やチタン合金の破壊靱性は G. T. Hahn らにより次式で表わされている¹³⁾。

$$K_{Ic} = B n \sqrt{\sigma_y} \quad (3)$$

$$B = \sqrt{2/3 E \varepsilon^*}$$

n , σ_y , E , ϵ^* はそれぞれ歪硬化指数, 耐力, ヤング率および真ひずみである。本実験でえた Table 2 と Fig. 2, Fig. 3 から, $n\sqrt{\sigma_y}$ と破壊靱性の関係を Fig. 4 に示す。Fig. 4 から, 時効条件を変えた Al-7%Si-0.5%Mg 合金の破壊靱性は $n\sqrt{\sigma_y}$ の減少と共に減少し, $n\sqrt{\sigma_y}$ の変化に応じて変わっている。破壊靱性と $n\sqrt{\sigma_y}$ の関係は非改良試料では(3)式に近似しているが, 改良処理した試料では原点を通らず, (3)式から相当ずれており, 破壊靱性と $n\sqrt{\sigma_y}$ の関係は改良処理により異なる傾向を示している。 $n\sqrt{\sigma_y}$ と破壊靱性の関係が改良処理により異なる傾向を示すのは, 改良処理によつて $n\sqrt{\sigma_y}$ 値はあまり変わらないが, 破壊靱性は改良処理により大きく影響されることによつてである。第二相を含有するアルミニウム合金において, 第二相の大きさが小さくなった場合, 第二相の微小空洞生成に用する応力は第二相の直径 D の $1/2$ 乗に比例することが知られている¹⁶⁾。改良処理により, Si 粒子の大きさが小さくなった試料では, Si 粒子の割れに用する応力は大きくなり, この Si 粒子の割れに用する応力の変化が破壊靱性を変える大きな因子になっていることが推察されるが, Si 粒子の割れに用する応力の変化が破壊靱性にどのように関係しているか明らかでない。しかし, Si 粒子の形状を一定にして時効条件のみを変えた場合, Al-7%Si-0.5%Mg 合金の破壊靱性が $n\sqrt{\sigma_y}$ の変化に応じて変わることは, Al-7%Si-0.5%Mg 合金にも G. T. Hahn らが表わした(3)式の適用可能なことを示している。また本実験のように試験片に疲労き裂を入れないで求めた破壊靱性値を従来から知られているコンパクト試験片を用いて求めた破壊靱性値に比較した場合, 亜鉛合金ダイカストや白鉄の試料では, 両者の方法による破壊靱性値はほとんど一致している^{17), 18)}。一方, 本実験で用いた試料と同じアルミニウム合金鋳物では, 両試験方法による破壊靱性値の相違は 6 ~ 11% であることが知られている¹¹⁾, 低温時効して伸びの大きい試料では, 両試験方法による破壊靱性値がどの位異なるか明らかでないため, 今後他の試験方法による破壊靱性を求め, 両者の関係を明らかにしていく必要があると思われる。アルミニウム合金において, 合金鋳物の破壊靱性を明らかにすることは, 鋳造材料の靱性評価に有用なばかりでなく, 鋳物に内在する鋳造欠陥の許容寸法や鋳物の破壊に対する定量的評価をするために重要であると考えられる。

5. 結 言

Al-7%Si-0.5%Mg 合金の破壊靱性におよぼす時効条件, 改良処理の影響を二重ねじり曲げ試験法を用いて調べ, 次の結果がえられた。

1) 破壊靱性は時効条件変化により大きく変化し, ナトリウムで改良処理した試料を 137°C で 4 時間時効した

場合, 最も高い破壊靱性 173 kg/mm^{3/2} を示した。

2) ナトリウムによる改良処理により, 非改良試料の破壊靱性は各時効条件で 15 ~ 42% 向上した。

3) 時効条件を変えた試料の破壊靱性は, 引張試験から求めた $n\sqrt{\sigma_y}$ の変化に応じて変化した。

最後に試料作製に際して御協力いただいた秋田大学鉱山学部冶金工場各位および曲げ試験装置を使用させていただいた同学部金属材料学科金属材料研究室各位にお礼申し上げます。また試料の分析について細部にわたりいろいろ御指導いただいた同学部冶金学科助教授佐々木金一氏ならびに同学部地下資源研究施設助教授岩崎文嗣博士に心から感謝致します。

参 考 文 献

- 1) 高橋, 渡辺, 佐藤: 軽金属学会第 48 回秋期大会講演概要 (1975), 121.
- 2) 高橋, 渡辺, 佐藤, 大高: 軽金属学会第 51 回秋期大会講演概要 (1976), 1.
- 3) 別宮, 上田: 軽金属, **27** (1977), 189.
- 4) 高橋, 渡辺, 佐藤: 軽金属学会第 54 回春期大会講演概要 (1978), 77.
- 5) 佃, 小池, 原田: 軽金属, **28** (1978), 8.
- 6) 佃, 原田, 鈴木, 小池: 軽金属, **28** (1978), 109.
- 7) 佃, 小池, 浅野: 軽金属, **28** (1978), 531.
- 8) 高橋, 渡辺, 佐藤: 軽金属学会第 56 回春期大会講演概要 (1979), 107.
- 9) 佃, 鈴木, 原田, 小池: 軽金属, **29** (1979), 131.
- 10) D. S. Saunders, B. A. Parker and J. R. Griffiths: *J. Aust. Inst. Metals*, **20** (1975), 33.
- 11) M. C. Murphy, R. G. Kumble, J. T. Berry and J. O. Outwater: *Trans. A. F. S.*, **81** (1973), 158.
- 12) J. O. Outwater, M. C. Murphy, R. G. Kumble and J. T. Berry: *ASTM*, STP **559** (1974), 127.
- 13) G. T. Hahn and A. R. Rosenfield: *ASTM*, STP **432** (1968), 5.
- 14) G. G. Garret and J. F. Knott: *Met. Trans.*, **9A** (1978), 1187.
- 15) G. H. Hahn and A. R. Rosenfield: *Met. Trans.*, **6A** (1975), 653.
- 16) R. H. Van Stone and J. A. Psioda: *Met. Trans.*, **6A** (1975), 668.
- 17) M. T. Murray and P. M. Robinson: "The Fracture Toughness Testing of Light Weight Zinc Diecastings" *Soc. of Diecast. Eng.*, 9th Internat. Congress, Milwaukee, (1977), Paper G-T77-081.
- 18) M. J. Murray, M. T. Murray and I. R. Sare: *J. Aust. Inst. Metals*, **22** (1977), 126.