Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg合金鋳物の破壊靱性*

田上 道弘**・芹田 陽***・時田 俊彦****

Fracture toughness of Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg alloy castings*

UDC:669.715'782'3'721-14:539.56

Michihiro TAGAMI**, Yo SERITA*** and Toshihiko TOKITA****

Effects of aging treatment and rolling reduction on the fracture toughness of Na-modified Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg alloy castings were studied by a double torsion tensile test procedure. The fracture toughness is appreciably affected by the aging treatment. The casting aged at 147°C for 10 hr has the highest fracture toughness over the range of test temperatures. Rolling reduction 30% results in the fracture toughness improved by 10 to 20%. Increase of rolling reduction up to 56% improves the fracture toughness not so significantly. A linear relationship is found between K_{Ic} and $n\sqrt{\sigma_y}$ derived from the tensile test when aged under different conditions.

(Received April 18, 1980)

1. 緒 言

Al-Si-Cu合金は鋳造性がよく、耐熱性、耐摩性がすぐれているため、鋳造用合金として広く用いられている。この合金の機械的性質の中で衝撃値などで判定される靱性はかなり小さいが、伸びは鍛造加工により相当改善されることが知られている¹⁾。最近、靱性の評価方法として破壊靱性が用いられ、鋳造用アルミニウム合金についても調べられているが^{2)~5)}、この合金について調べた研究は少なく、また、加工により伸びを改善した場合、伸びの改善と同じように破壊靱性も改善されるかどうか明らかでない。本実験は鋳造用 Al-Si-Cu 系合金として Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg 合金を用い、この合金の破壊靱性におよぼす時効条件および圧下率の影響について検討した。

2. 実験方法

試料は99.7% Al, Al-19.3% Si-0.17% Fe 合金, Al-32.6% Cu 合金 および 99.9%Mg から **Table 1** に示した合金 1 kg を 4 # 黒鉛のつぼと管状電気炉を用いて大気中溶解した。溶解試料はナトリウム塩 (NaF+NaCl) 2 %添加により、共晶 Si の改良処理を行ない、 C_2Cl_6 で脱

ガス後、鋳造温度720°Cから75×26×260 mmの室温金型に鋳造した。圧延試料は金型試料をフライス加工後、約470°Cで圧下率30%、56%まで、一部の試料は90%まで熱間圧延した。圧延した試料の引張強さ、伸びにおよぼす時効条件の影響を調べるために **Fig. 1** に示した板状引張試験片を90%圧延した試料から打抜き、500°Cで4時間溶体化処理して室温冷却水に焼入後、147±3°C、167±3°C、177±3°C、217±3°C の各温度で1~10時間人工時効した。金型試料および圧下率を変えた圧延試料は前報⁶⁾と同じ切欠溝付板状試験片にフライス加工し、上記と同じ条件で焼入後、147±3°C、177±3°C、一部の試料は162±3°Cの各温度で10時間人工時効した。時効した試料の破壊靱性は前報⁶⁾と同じ M. C. Murphy らの二重ねじり曲げ試験法で測定した。この試験法による破壊靱性値は従来から知られている破壊靱性試験法で求めた破壊靱性値とほとんど同じであることが亜鉛ダイカスト合金や白鑄鉄において知られている^{7), 8)}。引張試験は90%圧延した板状引張試験片および破壊靱性測定後の試験片から切削した前報と同じ丸棒試験片を用いて行なった。0.2%耐力および n 値は記録計からえた丸棒試験片の応力-歪曲線から求めた。引張および破壊靱性試験は歪速度0.5 mm-min にして室温で行なった。試料の顕微鏡鏡

* 軽金属学会第57回秋期大会 (54-11) にて発表した。

** 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。

**** 秋田大学鉱山学部冶金学科 (秋田市)。現在、秋田県庁 (秋田市)。Department of Metallurgy, Mining College, Akita University (Akita), Presently at Akita Prefectural Headquarters (Akita)。

Table 1 Chemical composition of specimens used.
(wt%)

No	Si	Cu	Mg
163	10.17	3.0	0.30
164	9.85	3.1	0.32
180	10.07	3.0	0.31
185	9.92	2.9	0.30
186	10.08	2.9	0.30
187	9.69	2.9	0.30
188	10.00	3.0	0.27
189	10.08	2.9	0.30
190	9.95	2.9	0.30
205	10.10	3.0	0.31

Fig. 1 Shape and size of tensile test specimen.

織，破面観察は光学顕微鏡，走査型電子顕微鏡を用いて破壊靱性試料について行なった。

3. 実験結果および考察

3.1 Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg 合金の引張強さ，伸びにおよぼす時効条件の影響

Na で改良処理して90%圧延した Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg合金の引張強さ，伸びにおよぼす時効条件の影響を **Fig. 2** に示す。**Fig. 2** は時効温度 147～217℃で1～10時間時効した試料の引張強さ，伸びの変化を示した結果である。**Fig. 2** から，177℃で時効した場合，引張強さが1～10時間の各時間で最も大きい，伸びは時効時間で変わり，10時間では最も小さくなる。147℃で時効した場合，1～10時間の各時間で伸びは最も大きい，引張強さは167，177℃で時効した試料の引張強さより小さい。また217℃で時効した場合，引張強さは他の温度で時効した試料の引張強さより小さく，伸びは時効時間が短くても小さく，長い時効時間では，167℃で時効した試料の伸びに近似する。**Fig. 2** から，圧延加工した Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg 合金の引張強さ，伸びは時効条件を変えることにより変化することがわかる。この合金の時効硬化に関係する析出物は Mg_2Si ， $CuAl_2$ ，S 化合物が

Fig. 2 Effect of aging on tensile strength and elongation for Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg alloy.

考えられるが⁹⁾，Mg 量が少ないことからすれば $CuAl_2$ ， Mg_2Si の析出物が引張強さや伸びの変化に大きく影響していることが推察される。

Fig. 2 から，引張強さが最も大きい時効条件 177℃×10 hr と引張強さと伸びが大きい時効条件 147℃×10 hr の二種類の時効条件を選んで Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg 合金の破壊靱性におよぼす圧下率の影響について調べた。一部の試料の破壊靱性は上記時効温度の中間である 162℃×10 hr の時効条件でも行なった。

3.2 Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg 合金の破壊靱性におよぼす時効条件および圧下率の影響

147℃および 177℃で 10 時間時効した Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg 合金の破壊靱性におよぼす圧下率，時効条件の影響を **Fig. 3**，**Fig. 4** に示す。**Fig. 3** は 147℃で 10 時間時効した試料の結果であり，引張強さは圧下率 56%まで増加しても，圧下率の増加によつてほとんど変っていない。一方，破壊靱性は圧下率 30%では約 20%大きくなり，伸びは約 2 倍に増加している。しかし，圧下率をさらに 56%に増加しても，破壊靱性，伸びはほとんど変わらない。

Fig. 4 は 177℃で 10 時間時効した場合であり，引張強さは **Fig. 3** と同じように圧下率を 56%まで増加してもほとんど変わらないが，圧下率 30%では，破壊靱性は約 10%，伸びは約 2 倍に増加する。しかし，圧下率を 56%にさらに増加しても，破壊靱性，伸びはあまり変わらない。**Fig. 3**，**Fig. 4** から，圧延加工は Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg 合金の引張強さをほとんど変えないが，伸びを約 2 倍まで増加させる。一方，圧延加工による破壊靱性の増加は 10～20%であり，この圧延加工による破壊靱性値の増加は，時効温度を変えることによる破壊靱性値の変化より

Fig. 3 Effect of rolling reduction on fracture toughness, tensile strength and elongation for Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg alloys aged for 10 hrs at 147°C.

Fig. 4 Effect of rolling reduction on fracture toughness, tensile strength and elongation for Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg alloys aged for 10 hrs at 177°C.

Photo 1 Microstructures showing effect of rolling reduction in Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg alloys aged for 10 hrs at 147°C a) As cast, b) 30%, c) 56%

小さいことから、破壊靱性に対しては圧延加工より時効条件変化による影響が大きいことがわかる。Photo 1に Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg 合金の顕微鏡組織におよぼす圧下率の影響を示す。Photo 1a, 1b, 1cはそれぞれ casting 試料、圧下率30%および圧下率56%に圧延した試料の顕微鏡組織の一例である。Photo 1から、圧下率の増加により共晶 Si の形状および大きさはほとんど変わらないが、α相は圧下率の増加により圧延方向に沿って細長く伸び、繊維組織に類似した組織を示す。加工により casting 組織が繊維組織に変えられた場合、繊維組織を示す合金の機械的性質のうちで、伸び、衝撃値が相当改善されることが知られていることから¹⁰⁾、Fig. 3, Fig. 4において Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg 合金の伸び、破壊靱性が圧延加工により改善されるのは、casting 組織が繊維組織に類似した組織に変えられることに関係していると考えられる。

3.3 破面観察結果

Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg 合金の破面におよぼす圧

下率の影響を Photo 2 に示す。Photo 2a, 2b, 2c はそれぞれ177°Cで10時間時効した casting 試料、圧下率を30, 56%にした試料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、圧下率の増加により、ディンプルの大きさや形状における大きな相違は観察されなかった。またディンプルの底に割れた粒子や一つのディンプルの中にさらに小さいディンプルが局部的に観察されることは、この合金のき裂進展が第2相としての Si 粒子あるいは析出物による空洞の生成、合体で生じていることを推察させる¹¹⁾。

3.4 Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg 合金の破壊靱性と n 値および $n\sqrt{\sigma_y}$ の関係

casting および圧延した Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg 合金の破壊靱性と n 値および $n\sqrt{\sigma_y}$ の関係をそれぞれ Fig. 5, Fig. 6 に示す。Fig. 5 は破壊靱性と n 値の関係を示した結果であり、破壊靱性が増加すると n 値も増加し、破壊靱性値の変化と共に n 値も変わる傾向を示している。破壊靱性に n 値が関係していることは Al-Cu 合

Photo 2 Scanning electron micrographs showing effect of rolling reduction on fracture surface in Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg alloys aged for 10 hrs at 177°C. a) As cast, b) 30%, c) 56%.

Fig. 5 Variation of fracture toughness with strain hardening exponent n for Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg alloys.

金¹²⁾やチタン合金¹³⁾においても知られているが, Fig. 5 から, 時効条件を変えた Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg 合金の破壊靱性は n 値の変化に対応しているのがわかる。Fig. 6 は上記と同じ試料の破壊靱性と $n\sqrt{\sigma_y}$ の関係を示す結果であり, 時効条件を変えた試料の破壊靱性は $n\sqrt{\sigma_y}$ とほぼ直線的に変化しているので, 最小自乗法を用いて比例定数を求めると次式で表わされた。

$$K_{Ic} = 131n\sqrt{\sigma_y} \quad (1)$$

Fig. 6 での直線は(1)式の比例定数であり, この(1)式は G. T. Hahn らが K_{Ic} と $n\sqrt{\sigma_y}$ の関係について表わした次式と類似している¹³⁾。

$$K_{Ic} = Bn\sqrt{\sigma_y} \quad B = \sqrt{2/3} E \epsilon^* \quad (2)$$

(2)式において n , σ_y , E および ϵ^* はそれぞれ歪硬化指数, 耐力, ヤング率, 真歪である。(2)式は時効条件を変えた Al-Cu 合金の破壊靱性変化に適することが知られている¹²⁾。(2)式において, ヤング率を $7,200 \text{ kg/mm}^2$ とし¹⁴⁾, 本実験の結果を代入して比例常数 B を求めた場合, (2)式の比例常数 B は(1)式の比例常数と相当異なっていたけれども, 破壊靱性と $n\sqrt{\sigma_y}$ の関係は(2)式に近似している。

Fig. 6 Variation of fracture toughness with parameter $n\sqrt{\sigma_y}$ for Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg alloys

時効条件を変えた Al-10%Si-3%Cu-0.3%Mg 合金の破壊靱性が(2)式に近似して表わされることは, 第二相として Si 量を多く含む鋳造合金にも(2)式が適用できることを示すと共に引張試験結果から, 試料の破壊靱性を推定できることを示している。

4. 結 言

Na で改良処理した Al-10%Si-3%Cu-0.3Mg 合金の破壊靱性におよぼす圧下率および時効条件の影響を二重ねじり曲げ試験法を用いて調べた結果がえられた。

1) 鋳造試料を147, 162, 177°Cの各温度で10時間時効した場合, 試料の破壊靱性は時効温度変化により相当影響され, 147°Cで時効した試料は最も高い破壊靱性を示した。

2) 鋳造試料を圧延して147および177°Cで10時間時効した場合, 30%の圧下率は破壊靱性を約10~20%改善するが, さらに圧下率を56%に増加しても, 破壊靱性は圧下率の増加によりほとんど変らなかつた。

3) 時効条件を変えた試料の破壊靱性と引張試験から求めた $n\sqrt{\sigma_y}$ の間に直線的関係があることが認められた。

最後に試料の作製や破壊靱性試験に際していろいろ御協力いただいた秋田大学鉱山学部金属材料学科金属材料研究室、塑性加工研究室および同学部冶金工場関係各位に厚くお礼申し上げます。また試料の分析に御指導いただいた同学部冶金学科助教授佐々木金一氏に感謝致します。

参 考 文 献

- 1) 浜田, 田端, 三田村, 硯, 玉村: 軽金属学会第50回春期大会講演概要, (1976), 101, 143.
- 2) M. C. Murphy, R. G. Kumble, J. T. Berry and J. O. Outwater: *Trans, A.F.S.*, **81** (1973), 158.
- 3) D. S. Saunders, B. A. Parker and J. R. Griffiths: *J. Aust. Inst. Metals*, **20** (1975), 33.
- 4) 西, 小林: 鋳物, **46** (1974), 905.
- 5) 加藤, 小林: 軽金属, **30** (1980), 140, 147.
- 6) 田上, 芹田: 投稿中.
- 7) 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.
- 8) M. J. Murray, M. T. Murray and I. R. Sare: *J. Aust. Inst. Metals*, **22** (1977), 126.
- 9) 高橋, 神尾, 小島: 鋳物, **43** (1971), 1011.
- 10) 鈴木: 塑性加工 (裳華房, 1961), 41.
- 11) G. T. Hahn and A. R. Rosenfield: *Met. Trans.*, **6A** (1975), 653.
- 12) G. G. Garrett and J. F. Knott: *Met. Trans.*, **9A** (1978), 1187.
- 13) G. T. Hahn and A. R. Rosenfield: ASTM, STP 432 (1968), 5.
- 14) 河本: 材料力学 (共立出版 KK, 1967), 4.