特集号

研究論文

2091アルミニウム合金の破壊挙動に及ぼす 応力三軸度の影響*

小林 俊郎** ・ 新家 光雄** ・ 入佐 徹***
酒井 崇之**** ・ 萩原 卓三***** ・ 坂本 敏正*****

Effect of stress triaxiality on fracture behavior of 2091 aluminum alloys*

Toshiro KOBAYASHI**, Mitsuo NIINOMI**, Toru IRISA***

Takayuki SAKAI****, Takuzo HAGIWARA***** and Toshimasa SAKAMOTO*****

The toughness of Al-Li system alloy increases in general with lowering temperature. The mechanism of the toughness increase at low temperature has not been, however, clearly defined yet. In this study, the relationship between formation of laminated cracks and stress triaxiality are investigated on 2091 Al-Li system alloys. The number of laminated cracks increases with rising stress triaxiality. The dynamic fracture toughness value J_d increases at 77 K and exhibits greater value at a thickness, B , of 1 mm. The increasing ratio at 77 K in fracture toughness of specimens with laminated cracks is much greater than that of specimens without laminated cracks. The laminated cracks will lead to the stress relaxation at the main crack tip increase the fracture toughness.

Keywords: Al-Li system alloy, stress triaxiality, toughening mechanism, laminated cracks, fracture toughness

(Received May 30, 1995)

1. 結 言

Al-Li 系合金の靱性が低温領域で上昇することはよく知られているが¹⁾, その機構については統一されておらず, 次のような低温靱性向上機構が報告されている。すなわち, 低温で靱性が向上するのは, (1)層状割れが多く発生するので, 層状割れにより試験片が分割され, いくつかの平面応力状態の試験片を破壊することになるため(外生的要因)²⁾, (2)均一伸びが増大するため(内生的要因)³⁾, (3)低融点金属相 (Na, K 等) による液体脆化傾向が低下するため⁴⁾および(4)層状割れが多く発生し, 応力緩和を引起こすため⁵⁾等の説である。しかし, いまだに不明な点が多く残されており, その解明には本系合金の破壊プロセスを明らかにする必要がある。また, この合金特有の破壊形態である粒界での層状割れが破壊靱性に対し, どのような影響を与えているのかいまだに明らかにされていない。

そこで本研究では, 2091Al-Li 系合金について, この

合金の破壊挙動を明らかにすることを目的とし, 円周欠き付丸棒引張試験片および三点曲げ試験片により, 塑性拘束の程度を表すパラメータである応力三軸度を種々変化させ, 応力三軸度と層状割れとの関係について調査し, 破壊機構について検討した。また, 低温での靱性向上が前述のいずれの機構によって支配されているのかについても検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材は, 2091Al-Li 系合金 (Al-2.1Li-2.0Cu-1.5Mg-0.12Zr (mass%)) である。この合金に, 二段均質化処理 (723 K-86.4 ks, 813 K-21.6 ks), 熱間圧延 (673 K-85%), 溶体化処理 (793 K-3.6 ks), 3% の冷間圧延, 人工時効 (433 K-108 ks) の T8 処理を施した。ただし, 一部の試料については, 層状割れの発生を防ぐため, 熱間圧延率を30%とした。

* 軽金属学会第85回秋期大会 (平成5年11月), 第88回春期大会 (平成7年5月) にて一部発表。

** 豊橋技術科学大学生産システム工学系 (豊橋市)。Department of Production Systems Engineering, Toyohashi University of Technology (Toyohashi-shi, Aichi)。

*** 豊橋技術科学大学大学院 (豊橋市) [現在: JT トーン(株) (豊橋市)]。Graduate School of Toyohashi University of Technology (Toyohashi-shi, Aichi) [Present: JT-Tosee Co., Ltd., (Toyohashi-shi, Aichi)]。

**** 豊橋技術科学大学大学院 (豊橋市)。Graduate School of Toyohashi University of Technology (Toyohashi-shi, Aichi)。

***** (株)アリソウム (四日市市)。Alithium, Ltd., (Yokkaichi-shi, Mie)。

2.2 円周切欠き付丸棒引張試験

応力三軸度を種々変化させるため、切欠き先端半径を1, 3, 6 および12 mmと変化させた Fig. 1 に示す円周切欠き付丸棒引張試験片を上記圧延試料より引張軸が圧延方向と一致するL方向より採取した。この試験片につき、室温および77 Kにてインストロン型試験機を用いクロスヘッド速度 8.3×10^{-6} m/sにて引張試験を行った。

その場合、き裂発生時の有効塑性ひずみ $\bar{\epsilon}_p$ を次式⁶⁾により求めた。

$$\bar{\epsilon}_p = 2 \ln(d_0/d) \quad (1)$$

ここで、 d_0 は初期直径、 d はき裂が観察されたときの試験片直径である。

また、応力三軸度 $\sigma_m/\bar{\sigma}$ を次式⁶⁾により求めた。

$$\sigma_m/\bar{\sigma} = \{1/3 + \ln(a/2R+1)\} \quad (2)$$

ここで、 σ_m は平均応力、 $\bar{\sigma}$ は有効応力、 R はくびれの曲率半径、 a は切欠き部の最小断面半径である。

2.3 動的破壊靱性試験

板厚0.5, 1.0, 5.0および10.0 mmの3点曲げ試験片を上記圧延試料より長さ方向がL方向と一致するように機械加工し、次いで $a_0/W=0.6$ (a_0 : 初き裂長さ、 W : 試験片幅)になるように疲労予き裂を導入した。動的破壊靱性試験は、この試験片につき室温および77 Kにて衝撃速度2.71 m/sで行った。動的破壊靱性値 J_d は、CAI システム⁷⁾を用いて算出した。

2.4 き裂の発生・進展状況および破面観察

き裂の発生および進展状況については光学顕微鏡を、破面観察には走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いた。円周切欠き付丸棒試験片のき裂発生状況の観察では、最大荷重点より少し手前で荷重を除荷後、試験片をL-T方向に沿って中央部で切断し、断面を鏡面仕上げし、腐食後光学顕微鏡にて観察した。

破面上に観察される層状割れについては、破面に対し

Fig. 1 Geometry of notched tensile bar specimen.

て垂直、またはき裂進展方向に対して垂直な断面で試験片を切断し、層状割れの数および形態について観察した。また、ストップブロック法によって強制的にき裂の進展を停止させ、主き裂および層状割れの発生状況および伝播形態を観察した。

3. 実験結果および考察

3.1 円周切欠き付丸棒引張試験

3.1.1 き裂発生状況

切欠きからのき裂発生状況の代表的な観察例を Fig. 2 に示す。き裂発生箇所は、切欠き先端半径 $R=1$ mmの場合 (Fig. 2(a)) には、試験片の円周切欠き先端部であり、 $R=12$ mmの場合 (Fig. 2(b)) には、試験片内部 (中央部) であることがわかる。なお、 $R=3$ および6 mmの試験片では、 $R=12$ mmの試験片と同様の結果が得られた。いずれの場合にも、き裂は圧延粒界に沿って発生していた。

3.1.2 き裂発生時の応力三軸度と有効塑性ひずみ

Fig. 3 に室温および77 Kでのき裂発生時の有効塑性ひずみ $\bar{\epsilon}_p$ と応力三軸度 $\sigma_m/\bar{\sigma}$ との関係を示す。両温度とも応力三軸度が大きくなるに従い、き裂発生時の有効塑性ひずみは低下している。また、それぞれの応力三軸度に対し77 Kの方が室温よりも高い有効塑性ひずみとなっている。一般に、Al-Li系合金では約20 Kまで温度低下させることにより、均一伸びおよび断面減少率 (くびれ) が増大することが報告⁸⁾されており、このことが上述した現象の原因と考えられる。

3.1.3 層状割れ

試験後の室温および77 Kにおける円周切欠き付試験片をL-T方向に沿って中央部で切断し、断面を観察した結果を、それぞれ Fig. 4 および Fig. 5 に示す。すべての試験片破面で層状割れが認められる。層状割れは、

Fig. 2 Photographs showing crack initiation site in the off-loaded specimens with notch root radius of (a) 1 mm and 12 mm at room temperature. R1 and R12 indicate the notch root radii of 1 and 12 mm, respectively.

Fig. 3 Effective plastic strain at failure initiation as a function of stress triaxiality at room temperature, R.T. and 77 K.

Fig. 4 Macrographs of the cross sections of specimens at room temperature, R.T.. R1, R3, R6 and R12 indicate the notch root radii of 1, 3, 6 and 12 mm, respectively.

両温度ともに R が小さいほど多く発生しており、その傾向は室温においてより顕著である。室温の $R=12$ mm では、他の試験片と比較して層状割れの数が極めて少ない。逆に、77 K では層状割れが多く、より間隔の狭い破面となっている。また、大きな層状割れ（本研究では、1 mm 以上のものを意味する）の一つ一つは、互いに45度の傾きをもったせん断破壊で連結されている。そのせん断破面中には比較的小さな層状割れ（1 mm 以下から0.2 mm 程度のもの）がより多く発生しているのが確認される。このように45度のせん断破壊となる原因としては、すべり帯が粒内を傾斜して横切るよう

Fig. 5 Macrographs of cross sections of specimens at 77 K. R1, R3, R6 and R12 indicate the notch root radii of 1, 3, 6 and 12 mm, respectively.

Fig. 6 The number of laminated cracks as a function of stress triaxiality at room temperature, R.T. and 77 K.

に細かく発生していることから、臨界せん断応力に到達するすべり面で粗大なすべりが生じ、大きなせん断破面を形成するためと考えられるが、脆性的なすべり面分離の様相が強く、エネルギー吸収は小さいものと推定される。

3.1.4 層状割れと応力三軸度

Fig. 6 に室温および77 K における試験後の円周切欠き付丸棒引張試験片の破面を L-T 方向に切断し測定した単位長さ（単位試験片直径）当たりの層状割れの数 ($n_{>0.2}$) と応力三軸度との関係を示す。なお、ここでは破壊靱性向上に寄与していると考えられる、深さが 0.2 mm 以上の層状割れの数进行评估した。室温および77

Kとも、応力三軸度が大きくなるに従い、層状割れの数が増加している。また、いずれの応力三軸度でも77 Kの方が室温と比較して層状割れの数が増加している。これは、破面観察において、応力三軸度が大きくなるに従い、破面が細かいせん断破面となり、層状割れの間隔が狭くなったことと一致している。この傾向は、応力三軸度が大きいほど顕著になる。このことより、温度低下とともに粒内臨界せん断応力が高くなり、これが粒界強度を上回るようになるため、粒界破壊、いわゆる層状割れの占める割合が高くなるためと考えられる。

3.2 動的破壊靱性試験

3.2.1 動的破壊靱性と試験片厚さ

Fig. 7に室温および77 Kにおける動的破壊靱性値 J_d と試験片厚さ B との関係を示す。77 Kのほうがすべての試験片厚さにおいて、より高い J_d 値を示している。特に、77 Kでの $B=1$ mmでは顕著な上昇が認められる。このような傾向については従来より報告例は多く、その理由の一つとして、平面ひずみ状態（厚板）から平面応力状態（薄板）へと応力状態が変化したために、単純に靱性値が上昇することが考えられる。ただしこれは、Ritchieら²⁾が報告している層状割れによる分断に基づく平面応力説と必ずしも同一の機構を支持するものではないことを断っておく。一方、室温ではこのような上昇が認められていない。1~5 mm間の板厚のもののデータがない点もあるため明確には言えないが、低温側に比べて塑性変形の拘束による強度上昇が少ないため、ただちに塑性崩壊に結びつく結果によるのではないかと推測している。しかし詳細は今後の課題としたい。さらに、室温よりも低温の77 Kにおいてくびれの減少により応力三軸度（塑性変形の拘束）が上昇するため微細な層状割れが多く発生することで、主き裂先端の応力緩和が促進されることも一因と考えられる。つまり、マクロ

Fig. 7 Effect of specimen thickness on dynamic fracture toughness, J_d at room temperature, R.T. and 77 K.

な応力状態の変化と適度な層状割れの発生の組み合わせが、上記の靱性向上の原因ではないかと思われる。これより薄板 ($B=0.5$ mm) になると塑性崩壊（一種の座屈現象）により靱性は低下すると考えられる。

3.2.2 ストップブロック法による層状割れの観察

Fig. 8に室温で最大荷重点以降でハンマーを停止させたときの予き裂先端から種々の位置での層状割れの状況を示す。室温の場合、予き裂から最も離れた位置 (1.06 mm) では比較的大きな層状割れが3つ、規模の小さな層状割れがその間に1つずつ観察される。次に、予き裂より0.56 mm離れた位置においては、大きな層状割れの間に新しく層状割れが発生しており、小さなせん断破壊も生じている。その後、層状割れの間にそれぞれ小さな層状割れが生じ、層状割れの端部と端部を結ぶような形でせん断破壊が起こり、主き裂が進展していく状況が認められる。それに対して、Fig. 9に示す77 Kの場合では、室温と比較して層状割れが大きく、より多く観察される。また、予き裂先端前方 (0.50 mmの位置) では、互いの層状割れとの間に小さな層状割れが多く観察され、室温とは異なった形態である。予き裂先端では、約0.2 mm以上の小さな層状割れが数多く観察され、層状割れのはぼ中央部を貫通するような形で小さなせん断破壊が層状割れ間を連結し、主き裂が比較的平面的に進展している。層状割れの発生状況を調査した結果、層状割れを起こす材料では、主き裂は比較的強度の

Fig. 8 Morphologies of laminated cracks in front of the precrack tip of 2091 specimen at room temperature R.T.

Fig. 9 Morphologies of laminated cracks in front of the precrack tip of 2091 specimen at 77 K.

弱い粒界で発生し、その後進展して行くと思われる。このように主き裂が発生する以前に層状割れが発生していることから、層状割れが擬マイクロクラック的役割を果たし、靱性向上に寄与している⁵⁾ことが十分考えられる。

3.2.3 層状割れ

0.2 mm 以上の層状割れの数と板厚との関係について整理した結果を Fig. 10 に示す。層状割れは両温度での $B=5$ mm, 10 mm でそれぞれ生じており、その他の試料では生じていない。これは薄板における平面応力域は、塑性崩壊状況下では応力三軸度状態が発達しないため、層状割れを誘起するまでの強度レベルに到達しないものと思われる。しかし、77 K での $B=1.0$ mm では大きな層状割れが発生していないにもかかわらず、靱性値が大きくなっている。したがって前述したように、一つには試験片内の応力状態が平面ひずみ状態から平面応力状態へ変化することにより、靱性値が向上したと考えられる。しかし J_d 値が上昇した試験片では、規模の小さな層状割れ (0.2 mm 未満の深さのもの) は多数発生しており、これらのことから多くの擬マイクロクラック⁵⁾が、比較的強度の弱い大傾角粒界等でまず生じ、応力の緩和をもたらしていることが考えられる。

3.2.4 粒内ディンプル破壊および層状割れ破壊支配型試料の動的破壊靱性値の比較

Fig. 10 The number of laminated cracks as a function of specimen thickness at room temperature, R.T. and 77 K.

Fig. 11 Comparison of dynamic fracture toughness, J_d , at room temperature, R.T. and 77 K in the specimens (a) without and (b) with the formation of laminated cracks.

- Toughness increasing by 11.4%
- Toughness increasing by 32%

Fig. 11に室温および77 Kの両温度において、層状割れの発生しない、粒内ディンプル破壊を示す試料 (Fig. 11(a)) およびここまで結果を述べてきた両温度で層状割れ破壊を示し、かつ77 Kで層状割れの数が増大する試料 (Fig. 11(b)) の動的破壊靱性値の比較を示す。前者の試料は前述したように温間圧延率を30%に減らすことで得られている。なお、この場合の試験片の厚さは、いずれも5 mmであった。図中77 Kの棒グラフの斜線および白い部分が室温での値との差を示している。両試料とも77 Kでの動的破壊靱性値がより大きい、層状割れ破壊を示す試料の方の上昇量がより大きいことがわかる。層状割れが発生しない試料での77 Kにおける靱性の増加は、き裂先端の塑性変形能力が増大した

ためと推定される。いわゆる低温靱性の向上が内生的要因に支配されていると考えられる。一方、層状割れが多く生じる試料では、層状割れ間は脆性的なせん断により破壊する傾向にあるので、層状割れ間の破壊はディンブル破壊の場合に比べ極めて低エネルギーにて達成されることが考えられる。このため、層状割れが多く認められる試料の77 Kでの靱性の向上は、主に層状割れの発生によってもたらされていると推定される。すなわち、外生的要因によってもたらされる靱性上昇率の方がより大きいと言えることになる。また、層状割れを伴う試料でも内生的要因による靱性の向上があると考えられるとしても、最大で層状割れを発生しない試料の77 Kでの上昇率(11.4%)程度である。この上昇率を層状割れを伴う試料の77 Kでの靱性向上率(32%)から差引くと20.6%となり、この場合でも外生的要因による靱性向上率の方がより大きい。

さて、77 Kでは層状割れが増加し、靱性が上昇すると考えると、前述したようにその効果が現れるのは、 $B=1\text{ mm}$ のときであり、 $B=0.5\text{ mm}$ では靱性は低下する。Fig. 9より、層状割れは1 mmよりかなり小さいことがわかる。このことから、層状割れの出現によって応力状態が平面応力状態へ移行することによる靱性上昇説には、本実験結果を説明する上で無理がある。したがって前報で提案したように、むしろ層状割れによる、擬マイクロクラック・タフニング⁵⁾の機構により靱性の増加を説明する方がより妥当と思われる。

4. 結 言

Al-Li系合金の破壊挙動に及ぼす応力三軸度の影響について調査し、以下の結果が得られた。

(1) 層状割れの数は、応力三軸度の増加に伴い増加する。

(2) 動的破壊靱性値 J_d と試験片厚さの変化との関係を調査したところ、77 Kの場合の板厚 $B=1\text{ mm}$ で顕著な靱性値の増加が認められた。

(3) 室温および77 Kともに層状割れが発生した後に、45度の脆性的なせん断破壊を伴って主き裂が伝播していく。また、室温の場合には、大きな層状割れが発生し、その後層状割れの間が粗大なせん断によって連結される。一方、77 Kの場合には、大きな層状割れが発生した後に、さらに小さな層状割れが発生しそれらの間が細かなせん断で連結される。

(4) 層状割れを発生しない試料の低温での靱性向上率は、層状割れを伴う試料のそれよりもかなり小さい。

(5) 層状割れによる靱性の増加は擬マイクロクラック・タフニングによる所が大きいと考えられる。

最後に、本研究の一部は(財)軽金属奨学会の教育研究資金によって行っており、付記して謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) T. Kobayashi, M. Niinomi and K. Degawa: *Mat. Sci. and Tech.*, **5** (1989), 103.
- 2) K. T. Venkateswara Rao, W. Yu and R. O. Ritchie: *Met. Trans. A*, **20A** (1989), 485.
- 3) J. Glazer, S. L. Verzasconi, R. R. Sawtell and J. W. Morris, Jr.: *Met. Trans. A*, **18A** (1987), 1695.
- 4) D. Webster: *Metall. Trans. A*, **18A** (1987), 2181.
- 5) 小林俊郎, 新家光雄, 鹿屋 出: *軽金属*, **43** (1993), 95.
- 6) P. W. Bridgman: "Studies in Large Flow and Fracture", McGraw-Hill, (1952).
- 7) 小林俊郎, 山本 勇: *日本金属学会会報*, **32** (1993), 151.
- 8) J. Glazer, S. L. Verzasconi, E. N. C. Dalder, W. Yu, R. A. Eigh, R. O. Ritchie and J. W. Morris, Jr.: *Adv. Cryo. Eng.*, **32** (1986), 397.