高ひずみ速度における AC4CH-T6 アルミニウム 合金鋳物の引張応力-ひずみ特性

横山 隆*

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 52, No. 6 (2002), pp. 262-268

Tensile stress-strain characteristics of an AC4CH-T6 aluminum casting alloy at high strain rates

Takashi YOKOYAMA*

High strain-rate tensile stress-strain characteristics of AC4CH-T6 aluminum casting alloys are evaluated using the split Hopkinson bar. Tensile stress-strain data up to fracture are determined at strain rates of 500–800/s and compared with those at quasi-static and medium strain rates obtained on a tensile testing machine. The effect of strain rate on the tensile strength, elongation at fracture and absorbed Instron is investigated. It is shown that the tensile strength increases slightly, whereas the elongation at fracture and the absorbed energy decrease considerably with increasing strain rate. Microscopic examination reveals almost no difference between the static and impact fracture surface morphology of tension specimens. The large variation of the tensile properties is primarily attributed to the presence of microshrinkage defects within the aluminum casting alloy.

(Received November 15, 2001)

Keywords: AC4CH aluminum casting alloy, tensile properties, Hopkinson bar, strain rate, fracture surface morphology

1. 緒 言

アルミニウム合金鋳物の一つである AC4CH 材 (Al-Si-Mg 系合金: JIS H 5202 相当) は軽量性, 鋳造性, 耐食性だけでなく機械的特性にも優れているので, 航空機エンジン部品および自動車用車輪 (ホイール) などに, 現在広く使用されている^{1),2)}。この AC4CH 材は鋳物に特有の欠陥により強度特性がばらつくため, 強度部材としての信頼性を評価する立場から, 疲労き裂伝播特性^{3)~6),10)~12)}, 疲労強度^{6)~8),9)}とその改善法^{9)~11)}について多数の研究が行われてきた。また AC4CH 材の機械的性質に及ぼす鋳型材質¹²⁾, 熱処理^{13)~15)}, 冷却速度¹⁶⁾, 鋳造条件¹⁷⁾の影響についても詳しく調べられてきた。一方, この AC4CH 材に関する衝撃強度特性データは少なく, 計装化シャルピー衝撃試験機により吸収エネルギー^{13),14),17),18)}や動的破壊じん性¹⁸⁾が測定されているに過ぎない。近年, 自動車の耐衝撃性を保障するための大型コンピュータによる衝突解析においては, この AC4CH 材の動的応力-ひずみ特性データが不可欠であるが, 計算に利用できるようなデータはほとんど報告されていない。一つの試みとして, 杉浦ほか^{19),20)}は電気油圧式高速衝撃試験機により, この AC4CH-T6 材の引張試験と 3 点曲げ試験を行っている。引張試験では負荷速度が 1~12 m/s での二段平行部付き丸棒試験片の動的引張荷重-変位関係が, 曲げ試験では V 切欠き曲げ試験片の動的横荷重-たわみ関係が測定されているが, 一般的な信頼性のある動的引張応力-ひずみ関係

は決定されていない。

そこで本研究の主な目的は, 高ひずみ速度下における AC4CH-T6 材の引張応力-ひずみ特性を精密に評価することである。スプリット・ホプキンソン棒法²¹⁾により, ほぼ一定の高ひずみ速度 ($\dot{\epsilon} \approx 500 \sim 800/\text{s}$) 下での引張応力-ひずみ関係を決定し, インストロン社製万能試験機による低・中ひずみ速度下でのそれぞれの引張応力-ひずみ関係と比較した。その結果に基づいて, ひずみ速度が引張応力-ひずみ特性に及ぼす影響を明らかにした。さらに, 微視的立場から AC4CH-T6 材の破壊機構に及ぼす変形中のひずみ速度の影響を考察するために, 走査型電子顕微鏡によって引張試験後の静的および衝撃破面の観察を試みた。

2. 供試材と試験片形状

供試材は日本軽金属㈱製の AC4CH-T6 材 (熱処理条件: 803 K で 6 時間保持の溶体化処理後水中焼入れし, 433 K で 6 時間保持の人工时效処理) である。その化学成分を **Table 1** に示す。提供された AC4CH-T6 材の舟形鋳造ブロック (鋳造温度: 993 K, 金型温度: 423~443 K) の概略の形状寸法を **Fig. 1** に示す。鋳造ブロック内の位置によりその機械的特性が多少変化する²²⁾ので, 強度データのばらつきを極力小さくするために, 引張試験片の採取位置を図に示す位置に固定した。この採取位置における AC4CH-T6 材 (鋳造欠陥を含む) の微細組織写真を **Fig. 2** に示す。この微細組織はデンドライト状組織を呈しており, 白い基地の部分が α -アル

* 岡山理科大学工学部機械工学科 (〒700-0005 岡山県岡山市理大町 1-1)。Department of Mechanical Engineering, Okayama University of Science (1-1 Ridai-cho, Okayama-shi, Okayama 700-0005)。

Table 1 Chemical composition of AC4CH-T6 Al casting alloy

Material	Chemical composition (mass%)					
	Si	Mg	Fe	Ti	Sb	Al
AC4CH-T6	6.76	0.36	0.07	0.13	0.10	bal.

Fig. 1 Shape and dimensions of AC4CH-T6 Al casting alloy block, and location at which tension specimens are machined out of the block. **Fig. 2** Microstructures of AC4CH-T6 Al casting alloy: (a) microstructure without cast defects; (b) microstructure with microshrinkage cavities.

ミニウム相であり、分散する灰色の粒子が共晶 Si である。二次技法²³⁾によりこの微細組織のデンドライト二次枝晶間隔 (DAS) を測定すると、約 30 μm であった。Fig. 2 (b) における細長くつながった形状の黒い部分が鑄造欠陥 (引け巣) であり、このような形状の欠陥が同一面内の各所に認められた。使用した衝撃引張試験片の形状寸法を Fig. 3 に示す。

Fig. 3 Geometry of impact tension specimen. **Fig. 4** Schematic diagram of tensile split Hopkinson bar apparatus and associated recording system.

衝撃引張試験片のゲージ長さ (標点距離) 部の直径 ($\phi 5.0$ mm) は、次節で述べる衝撃試験装置の入出力棒の直径 ($\phi 15.8$ mm) の制約から決定した。ゲージ長さは衝撃引張試験片の適切な細長比 (= ゲージ長さ/直径) の実験的研究²⁴⁾ を参考にして決定した。一方、標準型の静的引張試験片のゲージ長さ部の直径は衝撃引張試験片のそれと同径とし、他の寸法は ASTM (E8M-95a) 規格²⁵⁾ に準拠した。

3. 試験方法および手順

3.1 衝撃引張試験装置

使用した引張型ホプキンソン棒装置の概略を Fig. 4 に示す。本装置は主としてホプキンソン棒と呼ばれる入出力棒 (JIS SUJ2)、銃身 (JIS S45C)、打出円管 (JIS 35C) および測定系から構成されていて、前報²⁶⁾ とほぼ同じである。相違点は、銃身内の打出円管の長さを短くしたことと、それに伴う入出力棒上のひずみゲージの位置の変更だけである。試験手順を以下に簡単に説明する (詳細については前報²⁶⁾ を参照されたい)。まず衝撃引張試験片を端面にねじ穴をもつ入出力棒間に、円環 (スプリット・カラー) を介してねじ接合する (Fig. 4 の詳細図参照)。この円環は試験片のゲージ長さを正確に確保し、予引張負荷により試験片のつかみ部および入出力棒端面のねじ部の密着性を向上させるために使用する。つぎに高圧タンク (図省略) 内の圧縮空気を空気室を通じて作動弁で瞬時に解放することにより、銃身内の打出円管 (外径 22.6 mm, 内径 16.2 mm, 長さ 350 mm) を入力棒の外

周に沿って発射させる。この打出円管が入力棒の左端の負荷ブロック端面に衝突すると圧縮ひずみパルスが発生するが、その自由端で直ちに引張パルスに反転される。このとき入力棒内に発生する入射引張ひずみパルスに、分散性をもつ高周波成分が含まれないように、負荷ブロックの衝撃端面に接して緩衝材として円環状の薄い電磁鋼板（外径23 mm，内径17 mm，厚さ0.2 mm）を置く。この入射引張ひずみパルス（ ε_i ）は入力棒内を一定の縦弾性波速度 c_0 で左から右へと伝ばし、入力棒と試験片との界面でそれぞれの機械的インピーダンスの違いによりその一部は反射（ ε_r ）するが、残りは試験片へ透過し内部で反射・透過を繰返ししながら出力棒へ透過（ ε_t ）する。このとき入力棒上のひずみゲージ No. 1 により入射ひずみパルスと反射ひずみパルスを、出力棒上のひずみゲージ No. 2 により透過ひずみパルスを測定する。それぞれのひずみゲージからの出力電圧は、10ビット・ディジタル・ストレージ・オシロスコープ上に書き込み速度1 $\mu\text{s}/\text{word}$ で記録され、データ処理のため32ビット・パーソナルコンピュータへ転送される。

3.2 ホプキンソン棒法の測定原理

一次元初等弾性波伝ば理論²⁷⁾に基づくと、入出力棒の端面（入力棒の右端面を1，出力棒の左端面を2の下添字で表す。Fig. 4の詳細図参照）の軸変位 u と作用する衝撃引張荷重 P は、三つのひずみパルス（注：引張ひずみパルスを正と定義する）によって次のように表せる。

$$\begin{aligned} u_1(t) &= c_0 \int_0^{t_d} [-\varepsilon_i(t') + \varepsilon_r(t')] dt', \\ u_2(t) &= -c_0 \int_0^{t_d} \varepsilon_t(t') dt' \end{aligned} \quad (1)$$

$$P_1(t) = AE[\varepsilon_i(t) + \varepsilon_r(t)], \quad P_2(t) = AE\varepsilon_t(t) \quad (2)$$

ここで A 、 E は入出力棒のそれぞれ断面積、ヤング率である。 E は入力棒内の縦弾性波（ひずみパルス）の伝ば速度 c_0 （ $=\sqrt{E/\rho}$ ， $\rho=7.75 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$ ）から決定した動的なヤング率（ $E=209 \text{ GPa}$ ）である。 t はひずみパルスが作用し始めてからの時間、 t_d は入射（反射）ひずみパルスの持続時間を表す。試験片のゲージ長さ部の公称引張ひずみ、公称引張ひずみ速度は、式(1)と定義よりそれぞれ次のように表せる。

$$\begin{aligned} \varepsilon(t) &= \frac{u_2(t) - u_1(t)}{l_0} \\ &= \frac{c_0}{l_0} \int_0^{t_d} [\varepsilon_i(t') - \varepsilon_r(t') - \varepsilon_t(t')] dt' \end{aligned} \quad (3)$$

$$\dot{\varepsilon}(t) = \frac{d\varepsilon(t)}{dt} = \frac{c_0}{l_0} [\varepsilon_i(t) - \varepsilon_r(t) - \varepsilon_t(t)] \quad (4)$$

ここで、 l_0 は試験片のゲージ長さ部の初期長さ（ $=10 \text{ mm}$ ）であり、ひずみ、ひずみ速度はゲージ長さ部内で一様に分布することを仮定している。式(3)、(4)のひずみパルスの演算においては、Fig. 7に実例を示すように各ひずみパルスの波頭の時間軸を合せる必要がある。試験片のゲージ長さ部の平均公称引張応力は、式(2)から次のように書ける。

$$\sigma(t) = \frac{P_1(t) + P_2(t)}{2A_s} \quad (5)$$

ここで、 A_s は試験片ゲージ長さ部の初期断面積である。いま入出力棒の端面に作用する衝撃引張荷重が等しい（ $P_1(t) \cong P_2(t)$ ，すなわち試験片内で動的な引張力の釣合が成立する）と仮定すると、式(2)から

Table 2 Room-temperature mechanical properties of AC4CH-T6 Al casting alloy

Material	Yield strength $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation at fracture ε_f (%)	Hardness HV (0.3)
AC4CH-T6	247	290	4.6	117

$$\varepsilon_i(t) + \varepsilon_r(t) = \varepsilon_t(t) \quad (6)$$

なる関係が得られる。この関係式により、式(3)～(5)は簡化されて

$$\begin{aligned} \varepsilon(t) &= \frac{2c_0}{l_0} \int_0^{t_d} [\varepsilon_i(t') - \varepsilon_t(t')] dt' \\ &= -\frac{2c_0}{l_0} \int_0^{t_d} \varepsilon_r(t') dt' \end{aligned} \quad (7)$$

$$\dot{\varepsilon}(t) = \frac{2c_0}{l_0} [\varepsilon_i(t) - \varepsilon_t(t)] = -\frac{2c_0}{l_0} \varepsilon_r(t) \quad (8)$$

$$\sigma(t) = \frac{AE}{A_s} \varepsilon_t(t) \quad (9)$$

となる。式(7)～(9) から時間 t を消去すると、衝撃引張応力-ひずみ速度-ひずみ関係が得られる。

4. 試験結果と考察

4.1 静的引張試験

静的引張試験はインストロン社製万能試験機を使用して、1 mm/min（低ひずみ速度）と100 mm/min（中ひずみ速度）の2種類の一定クロスヘッド速度で、室温下にて行った。標準型の静的試験片についてゲージ長さ12.5 mmの伸び計を使用して、クロスヘッド速度1 mm/minの引張試験から決定した機械的特性値をTable 2に示す。この標準型の静的試験片および衝撃試験片から決定した平均的な静的（低ひずみ速度）引張応力-ひずみ曲線の比較を、Fig. 5に示す。一般に破断伸び ε_f （破断時のひずみ）は、試験片平行部の長さや肩部半径を含む形状寸法に依存する。この図を見ると、衝撃試験片の破断伸び（ $\varepsilon_f=7.5\%$ ）は静的試験片の破断伸び（ $\varepsilon_f=$

Fig. 5 Comparison of quasi-static stress-strain curves for AC4CH-T6 Al casting alloy obtained from static and impact tension specimens.

Fig. 6 Typical set of strain-gage records for tensile Hopkinson bar test on AC4CH-T6 Al casting alloy.

Fig. 7 Three time-shifted strain pulses from strain-gage records for tensile Hopkinson bar test on AC4CH-T6 Al casting alloy.

4.6%) より大きくなっているが、両者の流動応力レベルにはほとんど差がないことがわかる。したがって、破断伸びに及ぼす試験片の形状寸法の影響をなくすため、以下での静的引張試験はすべて同一形状寸法の衝撃試験片を使用して行った。

4.2 衝撃引張試験

AC4CH-T6 材の衝撃引張試験から得たひずみパルス波形の代表的なオシロスコープ記録例を Fig. 6 に示す。上部トレースがひずみゲージ No. 1 からの出力 (入射, 反射ひずみパルス), 下部トレースがひずみゲージ No. 2 からの出力 (透過ひずみパルスとそのパルスの出力棒右端からの反射ひずみパルス) を表す。上向き出力が引張ひずみ, 下向き出力が圧縮ひずみに対応している。この三つのひずみパルスの波頭の時間軸を合せて表示すると Fig. 7 のようになる。反射ひずみパルスは圧縮ひずみ (−) なので, 符号を反転させて表示している。この図から入射, 反射ひずみ (ϵ_i, ϵ_r) パルスの持続時間 t_d ($\approx 330 \mu s$) よりも, 透過ひずみパルス (ϵ_t) の持続時間 t_d ($\approx 155 \mu s$) が大幅に短くなっていることから,

Fig. 8 Tensile stress-strain and strain rate-strain relations for AC4CH-T6 Al casting alloy up to fracture (Note: both relations are not valid after fracture).

Fig. 9 Tensile stress-strain and strain rate-strain relations for AC4CH-T6 Al casting alloy including unloading process.

試験片は負荷中に破断していることがわかる。試験片がゲージ長さ部で破断すると, 入射ひずみパルスは試験片内を通過して出力棒側へ透過できなくなるので, 透過ひずみパルスの振幅は急激に減少する (逆に反射ひずみパルスの振幅は急激に増加する) 点, 破断時刻に対応する。反射ひずみパルスの振幅の急上昇は, 式 (8) を通じて試験片内のひずみ速度の急上昇と直接的に関係しているので, この時刻におけるひずみ値が破断伸び ϵ_f と決定できる。なお, Fig. 7 に示す三つのひずみパルスについて, 式 (6) の関係 $\epsilon_i(t) - [-\epsilon_r(t)] = \epsilon_t(t)$ が近似的に成立することが確認できる。したがって, ひずみ, ひずみ速度, 応力は簡略化した式 (7)~(9) を使用して評価した。この記録したひずみパルス波形から決定した衝撃引張応力-ひずみ速度-ひずみ関係を Fig. 8 に示す。この図から, ひずみ速度は変形初期と破断後を除いて, ほぼ一定 ($\dot{\epsilon} \approx 490/s$) であることがわかる。この試験片は前述のように, ひずみ速度が急激に上昇し始める×点に対応するひずみ値 ($\epsilon_f = 4.9\%$) で破断したと考えられる。試験後に破面を突合せてデジタル・マイクロメータにより変形量を精密に測定して破断伸びに換算すると $\epsilon_f = 5.8\%$ となり, ×点に対応する破断伸びよりも 0.9 パーセント大きくなった。この両者の破断伸びの差は, 試験後に破面を完全に突合わせるのが困難であることに起因している。試験片に作用する引張応力がゼ

Fig. 10 Tensile stress-strain curves for AC4CH-T6 Al casting alloy at three different strain rates.

Fig. 11 Effect of strain rate on tensile strength for AC4CH-T6 Al casting alloy.

ロ（このときのひずみは、 $\varepsilon=6.2\%$ ）となった後もひずみ速度が存在するのは、試験片の破断により透過ひずみパルスがゼロとなっても、反射ひずみパルスがなお持続するためである。実際には、試験片の破断以後のひずみ速度は定義できないので、単に入出力棒の両端面間における見掛けのひずみ速度を意味するに過ぎない。比較のため、打出円管の衝撃速度が遅い（ $V=4.0$ m/s）場合の衝撃引張応力-ひずみ速度-ひずみ関係を Fig. 9 に示す。この試験では、発生した入射引張ひずみパルスの振幅が小さいため試験片は破断せずに約 3.9%ひずみの変形後、除荷に伴い最終的には約 2.9%の塑性ひずみが残る。変形中のひずみ速度の変化に注目すると、変形の初期段階を除いて塑性変形中のひずみ速度はほぼ一定（ $\dot{\varepsilon} \approx 280$ /s）であるが、最大応力値を過ぎたあたりからひずみ速度は急激に低下してゼロになり、除荷過程では負になる（図では負側は省略）。静的（低・中ひずみ速度）および衝撃（高ひずみ速度）引張応力-ひずみ関係の比較を Fig. 10 に示す。衝撃引張応力-ひずみ関係におけるひずみ速度としては、変形の初期段階を除いた塑性変形中の一定ひずみ速度を採用した。この図では、ひずみ速度の上昇に伴う流動応力の

Fig. 12 Effect of strain rate on elongation at fracture for AC4CH-T6 Al casting alloy.

Fig. 13 Effect of strain rate on absorbed energy for AC4CH-T6 Al casting alloy.

増加は小さいが、破断伸びはかなり減少している。いま、流動応力のひずみ速度依存性（一定温度、一定ひずみ速度において、ひずみ速度の変化に対する流動応力の変化の割合）を定量的に評価するために、次のひずみ速度感度係数 $m^{28)}$ を導入する。

$$m = \left(\frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} \right)_{\varepsilon, T} = \frac{\Delta \ln \sigma}{\Delta \ln \dot{\varepsilon}} = \frac{\ln \sigma_2 - \ln \sigma_1}{\ln \dot{\varepsilon}_2 - \ln \dot{\varepsilon}_1} = \frac{\ln (\sigma_2 / \sigma_1)}{\ln (\dot{\varepsilon}_2 / \dot{\varepsilon}_1)} \quad (\dot{\varepsilon}_2 > \dot{\varepsilon}_1, \varepsilon, T = \text{const.}) \quad (10)$$

ここで、 T は室温とする。この値が大きいくほど、流動応力のひずみ速度依存性が高いことを意味する。Fig. 10 において、一例として $\varepsilon=3\%$ での低ひずみ速度（ $\dot{\varepsilon}_1=1.7 \times 10^{-3}$ /s）と高ひずみ速度（ $\dot{\varepsilon}_2=490$ /s）に対応するそれぞれの流動応力（ σ_1 , σ_2 ）について m 値を評価すると、 $m=0.003$ となった。この m 値は、たとえば小川²⁹⁾によりホプキンソン棒法を用いて室温で測定された同じ Al-Mg-Si 系展伸用合金 6061-T6 の衝撃引張応力-ひずみ関係に基づいて算出した真ひずみ 5% での $m=0.009$ と比較しても、かなり小さい。

次に AC4CH-T6 材の（極限）引張強さ、破断伸びおよび破断に至るまでの吸収エネルギーに及ぼすひずみ速度の影響

Table 3 Effect of strain rate on tensile strength, elongation at fracture and absorbed energy for AC4CH-T6 Al casting alloy

AC4CH-T6			
Mechanical property	Strain rate $\dot{\epsilon}$ (1/s)		
	Low = 1.7×10^{-3}	Medium = 1.7×10^{-1}	High ≈ 670
Tensile strength σ_B (MPa)	295.3 ± 5.9 (6)*	301.9 ± 3.8 (6)	299.5 ± 7.5 (6)
Elongation at fracture ϵ_f (%)	6.1 ± 1.3 (6)	5.6 ± 1.5 (6)	5.5 ± 1.2 (6)
Absorbed energy U_T (MJ/m ³)	15.7 ± 3.9 (6)	12.7 ± 2.7 (6)	14.4 ± 3.2 (6)

* Figures in parentheses indicate the number of specimens

Fig. 14 Appearance of tension specimens fractured at low and high rates of strain: (a) static-fractured specimen; (b) impact-fractured specimen.

を調べた。吸収エネルギーは決定した静的および衝撃引張応力-ひずみ曲線下の破断伸びまでの面積を、数値積分することにより算出した。ひずみ速度に対して引張強さ、破断伸び、吸収エネルギーをプロットした結果を、**Fig. 11**~**Fig. 13**に示す。特に破断伸び、吸収エネルギーの値は相当ばらついているが、これは鑄造ブロック内の微細組織写真 (**Fig. 2 (b)**) に見られるように、固有の鑄造欠陥 (主として引け巣) の存在によるものである。各ひずみ速度下での引張強さ、破断ひずみ、吸収エネルギーのそれぞれの平均値と標準偏差を **Table 3** にまとめて示す。この結果は、ひずみ速度の上昇 ($\dot{\epsilon} \approx 1.7 \times 10^{-3} \sim 670/\text{s}$) に対して、引張強さは平均して 1~2 %程度しか上昇しないが、逆に破断伸びは 10%程度減少、吸収エネルギーは 8~18%程度減少する傾向があることを示唆している。

4.3 走査型電子顕微鏡 (SEM) による引張試験片の破面観察

試験後の引張試験片の外観を **Fig. 14**に示す。Fig. 14(a)は

Fig. 15 SEM micrographs of static fracture surface of tension specimen: (a) low-magnification view; (b) higher-magnification view. **Fig. 16** SEM micrographs of impact fracture surface of tension specimen: (a) low-magnification view; (b) higher-magnification view.

Fig. 10に示す低ひずみ速度 ($\dot{\epsilon} = 1.7 \times 10^{-3}/\text{s}$) 下の引張試験で破断した試験片であり、**Fig. 14(b)**は同図の高ひずみ速度 ($\dot{\epsilon} = 490/\text{s}$) 下の引張試験で破断した試験片である。両者ともゲージ長さ部 (平行部) のほぼ中央で破断分離し、巨視的には静的破断試験片 (a) は横断面と約 30° 、衝撃破断試験片 (b) は約 25° をなす斜面でせん断破壊を生じている。この破壊機構に及ぼす変形中のひずみ速度の影響を微視的立場から考察するために、これらの破面を走査型電子顕微鏡により観察した。**Fig. 15**に静的破面の SEM 写真を示す。巨視的破面 (a) は斜め上方から撮影した写真であり、その中心より少し左側や右下部に見られる大きな空洞は、元々鑄造ブロック材内に存在した欠陥 (引け巣) である。微視的破面 (b) は破面のほぼ中心の平坦部に対応しており、その中央の一部はへき開破壊の様相を呈しているが、周辺部には延性的破面の特徴を示すディンプルが観察される。一方、**Fig. 16**に衝撃破面の SEM 写真を示す。巨視的破面 (a) には同様にその中心部や周辺部に大きな空洞 (引け巣) が見られる。微視的破面 (b) は破面のほぼ中心の平坦部に対応しており、その形態は静的破断試験片の微視的破面 (**Fig. 15(b)**) の形態と全体としては類似しており、ひずみ速度の差による破面への影響は明確には認められない。以上の観察結果は、測定された AC4CH-T6 材の引張特性が変形中のひずみ速度の変化に対

して比較的鈍感であることを、微視的観点から裏付けている。また静的破面と衝撃破面のいずれにおいても引け巣が常に見られるため、この鑄造欠陥部が応力集中源として作用し破壊発生起点となっているものと推測される。この内在する固有の大小の鑄造欠陥が、AC4CH-T6 材の引張特性、とくに破断伸び（結果として吸収エネルギー）のばらつきの主たる要因と考えられる。HIP 処理によってこの内部の鑄造欠陥を減少させた AC4CH-T6 材はその引張特性が向上する⁸⁾ことから、鑄造欠陥の存在が引張特性のばらつきの要因となっていることは確かである。

5. 結 言

高ひずみ速度下における AC4CH-T6 アルミニウム合金鋳物の引張応力-ひずみ関係をホプキンソン棒法により測定し、変形中のひずみ速度（最大 $\dot{\epsilon} \approx 800/\text{s}$ ）が引張特性へ及ぼす影響について詳細に検討した。その結果、次のような知見を得た。

(1) 調べたひずみ速度範囲内における AC4CH-T6 材の流動応力のひずみ速度感度係数は $m=0.003$ 程度であり、そのひずみ速度依存性は同じ Al-Mg-Si 系の展伸材と比較してもかなり小さい。

(2) AC4CH-T6 材の引張強さはひずみ速度の上昇とともに 1~2% 程度しか増大しないが、破断伸びおよび吸収エネルギーは、逆にひずみ速度の上昇とともにかなり減少する傾向にある。

(3) AC4CH-T6 材の引張特性値（とくに破断伸び、吸収エネルギー）は、ひずみ速度の高低にかかわらず、内在する固有の鑄造欠陥（引け巣）のために展伸材に比較してばらつきが大きい。

(4) AC4CH-T6 材の静的および衝撃引張試験後の破面観察によると、破断面が横断面とのなす角度はひずみ速度の上昇とともに小さくなる傾向があるが、破壊様式は巨視的にはせん断破壊であり、ひずみ速度の変化が微視的破壊機構に及ぼす影響は小さい。

本研究を実施するに際し、(株)軽金属学会「アルミニウム合金の動的変形と強度研究部会」からご支援を頂いた。供試材は、日本軽金属㈱から提供して頂いた。実験・データ処理においては、岡山理科大学大学院生 井上浩一君の協力を得た。ここに記して、深く感謝の意を表する。

参 考 文 献

- 1) 日本アルミニウム協会標準化総合委員会編：アルミニウムハ

- ンドブック（第 6 版）、(株)日本アルミニウム協会、(2001)、196.
- 2) 藤田雅人：軽金属，**44** (1994)，574.
- 3) 皮籠石紀雄，西谷弘信，都野 徹：日本機械学会論文集 A 編，**55** (1989)，1733.
- 4) 熊井真次，胡 健群，肥後矢吉，布村成具：軽金属，**45** (1995)，198.
- 5) 熊井真次，関川明功，胡 健群，肥後矢吉，布村成具：軽金属，**45** (1995)，204.
- 6) 大西脩嗣，鷹合徹也，中山栄浩，大森雅弘：鑄造工学，**68** (1996)，891.
- 7) 鈴木秀人，饗 偉民，永井邦和，松山健也，伊藤吉保，柴田良一：日本機械学会論文集 A 編，**61** (1995)，894.
- 8) 杉山好弘，水島秀和：鑄造工学，**68** (1996)，118.
- 9) 鈴木秀人，饗 偉民，伊藤吉保，柴田良一：日本機械学会論文集 A 編，**61** (1995)，1165.
- 10) 久保田祐信，越智保雄，石井 明，柴田良一：日本機械学会論文集 A 編，**61** (1995)，2342.
- 11) 越智保雄，畠山 敦，松村 隆，柴田良一：日本機械学会論文集 A 編，**66** (2000)，1703.
- 12) 佐川保明，加藤 寛，梅田高照，吉川敬治：鋳物，**61** (1989)，252.
- 13) 古閑正明，大西脩嗣，飯塚康夫，鷹合徹也，中山栄浩：軽金属，**43** (1993)，297.
- 14) 古閑正明，鷹合徹也，中山栄浩，大西脩嗣，飯塚康夫，松村吉修，三石芳久：軽金属，**43** (1993)，612.
- 15) 大西脩嗣，鷹合徹也，中山栄浩，大森雅弘：軽金属，**45** (1995)，447.
- 16) 古閑正明，鷹合徹也，中山栄浩，大西脩嗣，飯塚康夫，松村吉修，三石芳久：軽金属，**44** (1994)，216.
- 17) 大西脩嗣，鷹合徹也，中山栄浩，二ノ宮克成：軽金属，**46** (1996)，365.
- 18) 小林俊郎，新家光雄，山岡充昌，原田俊宏，M. F. Hafiz：軽金属，**43** (1993)，472.
- 19) 杉浦伸康，小林俊郎，山本 勇，西戸誠志，林 勝三：軽金属，**45** (1995)，633.
- 20) 杉浦伸康，小林俊郎，山本 勇，西戸誠志，林 勝三：軽金属，**45** (1995)，638.
- 21) H. Kolsky: Proc. Phys. Soc., **B62** (1947)，676.
- 22) 小林幹和，松井利治：日本機械学会論文集 A 編，**62** (1996)，341.
- 23) 資料：軽金属，**38** (1988)，54.
- 24) G. H. Staab and A. Gilat: Exp. Mech., **31** (1991)，232.
- 25) ASTM: 1995 Annual Book of ASTM Standards, Section 3, Metals test methods and analytical procedures, vol. 03. 01, (1995)，87.
- 26) 横山 隆：軽金属，**51** (2001)，544.
- 27) K. F. Graff: Wave Motion in Elastic Solids, Oxford University Press, (1975)，Chap. 2.
- 28) G. E. Dieter: Mechanical Metallurgy, SI Metric Edition, McGraw-Hill, (1988)，297.
- 29) 小川欽也：軽金属，**51** (2001)，175.