研究報告

シャルピー衝撃試験法によるアルミニウム合金板の
超低温下における破壊特性について

小林 俊郎*・高井 耕一*

Fracture characteristics of some aluminum alloy sheets in
Charpy impact test at super-low temperatures

UDC 669.715-12:62-973:620.178.7

KOBAYASHI Toshiro* and TAKAI Koichi*

Aluminum alloys have recently been used as cryogenic structural materials. The purpose of the present paper is to study tensile properties and behavior at impact test of T-4 treated Al-Zn-Mg, annealed Al-Mg and T-6 treated Al-Mg-Si alloys between room temperature and -196°C .

Although no distinct reduction of ductility was observed in tensile test at low temperatures, instrumented Charpy impact test of Al-Zn-Mg and Al-Mg alloys showed a reduction of notch toughness at -196°C : Toughness was good in the following order; Al-Mg alloy > Al-Zn-Mg alloy > Al-Mg-Si alloy.

Low temperature embrittlement of Al-Zn-Mg alloy was due to a decrease of crack-propagation energy. Crack-initiation and crack-propagation energies were reduced in Al-Mg alloy. Low temperature fracture surfaces of these alloys showed laminated fracture facets. These facets were probably introduced by low temperature brittle fracture of precipitates at extremely elongated grain boundaries.

It was found that the unstable rapid fracture occurred in press boundary notch specimens of Al-Zn-Mg and Al-Mg-Si alloys. The fracture toughness value for these alloys was estimated to be about $1\text{ kg}\cdot\text{mm}/\text{mm}^2$.

(Received May 26, 1972)

1. はじめに

アルミニウム合金は、面心立方晶構造を有する金属材料であるため、鉄鋼におけるような低温脆性がなく、低温用構造物に適するものとして、すでに液体窒素温度程度までの貯槽容器などかなりの使用実績を有している^{1,2)}。一方、近年超電導現象の応用が大いに注目されており、たとえばリニア・モーター磁気浮上方式による超高速鉄道も鋭意研究されてきている³⁾。このような場合には、液体窒素温度 (-196°C) 下、液体ヘリウム温度 (-269°C) 下での金属材料の機械的性質を十分把握しておくことが必要とされ、低温脆性がなく、しかも軽量化の観点から強度/比重比の高いアルミニウム合金を極低温容器に利用することが期待される。

従来、低温構造用合金としては、5000系の Al-Mg 系合金 O 材が主に使われているが、溶接性・靱性に秀れても強度が低い欠点がある。一方、最近注目されている

Al-Zn-Mg 系合金は、強度があるが、靱性に劣る（とくに低温下で溶接部が）^{4,5)} 欠点があるといわれている。さらに、Al-Mg-Si 系合金も構造部材として実用例は多い。

これら各アルミニウム合金の靱性の評価は、アルコア社の研究者達によって用いられているカーン・引裂き試験によって評価されることが多い⁶⁾。一方、シャルピー衝撃試験法は、温度を変えて試験しやすく、しかも動的歪速度下での破断であるために、鉄鋼材料を中心とする構造材料の切欠靱性を端的に評価するのに用いられているが、アルミニウム合金の場合は衝撃値が本質的に小さく、温度によって変化せず、しかも鉄鋼材料のように構造材料への応用がそれほど多くないなどの理由で、余り重要視されていなかったとも考えられる。

しかし、上述のように構造用、低温用としての用途が拡大してきており、また強度/比重比が増大する傾向に伴ない、動的荷重下における不安定高速破壊の問題も考慮しなければならないと思われる⁷⁾。

* 富士電機製造株式会社中央研究所 (横須賀市)

Central Research Laboratory, Fuji Electric Company, Ltd. (Yokosuka)

筆者らは、すでに鉄鋼材料の場合のシャルピー衝撃試験において、破断時の荷重—時間、または荷重—変位曲線を観測する方法を確立報告したが^{8,9)}、ここでは上述の各アルミニウム合金に適用し、液体窒素温度までの破断様式を詳しく解析し、また不安定高速破壊にともなう破壊靱性の評価の問題⁷⁾についてもじやつかんの考察を行なったので報告する。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材としては、市販の各アルミニウム合金板（いずれも 10 mm 厚）、

A : JIS 7N01 相当 T 4 材（公称組成 : Al-4.1%Zn-2.1%Mg）、B : 5083—O 材（Al-4.5%Mg-0.6%Mn）C : 6061—T 6 材（Al-1%Mg-0.6%Si）を用いた。これら各合金の化学分析値を **Table 1** に示す。

2.2 引張試験

引張試験片としては、**Fig. 1** に示すような平滑引張試験片と切欠引張試験片を、長手方向が圧延方向になるように各供試材板厚中央部より採取した。試験温度は室温 (RT)、 -78°C 、 -196°C の 3 温度とし、 -78°C はドライアイスとアルコール、 -196°C は液体窒素を使用し、30 トン万能引張試験機に装着した恒温槽中に試験片を取り付け、10 min 間以上その温度に保持したのちに試験した。引張試験時の荷重—伸び線図は、試験片チャック部にロード・セルを取り付け、また伸びについてはチャック部の変位を手製の伸び計によって検出、それぞれ X Y レコーダーに導くことによって記録させた。

Fig. 1 Shape and size of tensile specimens.

2.3 シャルピー衝撃試験

2.3.1 シャルピー試験片

シャルピー試験片としては JIS 4 号試験片 (10×10×55) を用いたが、標準 V ノッチの他に、鉄鋼材料などの場合、とくに亀裂伝播特性を知るのに有効といわれるプレス (P) ・ノッチ試験片、側面にも各 1 mm 深さのナイフ・エッジを圧入したプレス・バウンダリー (PB) ・ノッチ試験片も採取した¹⁰⁾。P ノッチ試験片は、ノッチ直下を加工硬化によって脆化させ、鋭い亀裂が伝播するときの特性を知るための試験片であり、PB ノッチ試験片は、さらに側面も脆化させシャー・リップの発生を防いだ試験片で、完全に平面歪状態で破断するようにし、試験片特有のエネルギー値でなく（たとえば試験片寸法効果により破壊挙動が変つてくこともある¹⁰⁾、純粹に単位破面に吸収されるエネルギー値を知ろうという意図を持つている。

プレス式ノッチは、頂角 45° のナイフ・エッジを圧縮荷重 4～5 トンにて圧入して製作した。主ノッチ刻入面は、構造物の亀裂伝播方向から考えて、圧延面に直交面であり、試験片長手方向は圧延方向になるように採取している。ナイフ・エッジ圧入後時効をさけるため、30 min 以内に試験した。試験片ノッチ部形状は **Fig. 2** に示す。

2.3.2 シャルピー試験における荷重—変位曲線の記録

シャルピー衝撃試験時の荷重—時間または荷重—変位曲線を記録することは最近かなり普及したが、鉄鋼材料の場合には特に有効な情報を与えることが確認されている。ここでは本法を、アルミニウム合金の靱性の問題に

Fig. 2 Notch shapes of various Charpy specimens.

Table 1 Chemical compositions of materials (in wt %)

Material	Zn	Mg	Mn	Cr	Zr	Si	Fe	Ti	Cu
A	4.13	1.95	0.23	tr	0.11	0.055	0.093	0.02	—
B	—	4.19	0.55	0.23	—	0.053	0.069	tr	—
C	—	0.88	0.02	0.24	—	0.58	0.26	0.02	0.30

応用するため、容量 10 kg-m のシャルピー試験機（東京試験機製作所製）の振子刃部に半導体歪ゲージを貼付し、ホイーストン・ブリッジに構成することから衝撃時の発生電圧をオシロ・スコープ上に検出、校正させた荷重と対応させた。一方、変位については、振子回転軸に被膜ポテンシオメーター（緑測器製）を装着、回転角検出器として作動させ、変位を検出したが、この測定原理についてはすでに報告した⁹⁾とおりである。出力電圧と荷重、回転角と実測変位量の間には良好な直線性が成立するのが確認された。

このような計装化シャルピー試験法の概観については、**Photo 1** に示す。シャルピー試験時の温度は、引張試験時の場合と同様である。

2.4 破面観察

各試料の代表的破面（標準 V ノッチ試験片）について、その断面（樹脂に埋込み後、ノッチ部断面深さ 8 mm のほぼ中央部 4 mm の部分を、ノッチ切入面に平行面上で切断）を光学顕微鏡および走査型電顕によって

Photo 1 Instrumented Charpy machine for recording a load-deflection curve.

観察（ケラー氏液により食刻）した。またもう一方の破面については、走査型電子顕微鏡（日本電子製 JSM-U3 型）によって破面直接を観察した。

3. 実験結果

3.1 引張試験結果

Fig. 3 に本実験で行なった引張試験の結果を示す。引張強さ (σ_B)、耐力 ($\sigma_{0.2}$) 共に低温になるに従い上昇するのが見られ、伸び (EL) は温度によって大きく変わらないのが特徴である。強さは A (Al-Zn-Mg) > B (Al-Mg) > C (Al-Mg-Si) の順であるが、伸びは B が一番秀れている。切欠引張強さ (σ'_B) は、やはり温度降下とともに上昇する傾向が見られるが、その上昇率は小さい。このことは、低温での切欠感受性を知るのに有効といわれる切欠強度比 (σ'_B/σ_B) が¹¹⁾、低温側でやや小さくなることを示しているが (A : 室温における切欠比 0.68 → -196°C における切欠比 0.57 B : 0.60 → 0.57 C : 0.73 → 0.60), それほど顕著なものでなく、とくに低温脆化傾向があるといえるほどのものではない。

3.2 シャルピー衝撃試験結果

Fig. 4 には、本実験で行なったシャルピー衝撃試験の結果を、たんに試験機の指針エネルギーから整理した値で示してある。本結果によれば、標準 V ノッチの場合、A は温度降下とともに衝撃値を減じ、B では -196°C になると衝撃値が急減しているのが認められる。C では温度によってほとんど変っていない。このような傾向は亀裂伝播型といわれる P ノッチ、P B ノッチ試験片の場合にも認められる。

従来、アルミニウム合金素材の低温脆化については、ほとんど注目されておらず、また一般に衝撃値の温度による変化は無視でき、むしろ低温で上昇する傾向にあるというのが常識になつているが、本結果による限り、必

Fig. 3 Tensile test results of various aluminum alloy sheets at low temperatures.

ずしもそうであるとはいえない。とくにBの場合の脆化は顕著であるが、 -196°C 下における絶対値はA, C材に比べ秀れている。しかし、今後液体ヘリウム温度などの極低温下での使用を考えるような場合には、今までの考え方を訂正して考えた方が良いと思われる。

Fig. 5 は、本実験において記録した荷重-変位曲線下の面積をプランメーターで計測し、単位破面あたりの吸収エネルギー値に換算した値と、**Fig. 4** に示したように指針によつた衝撃値の相関を、標準Vノッチ試験片の場合について示したものである。これによると面積から求めた衝撃値は、指針によつたものの75%程度位しかないとわかるが、両者の間には直線関係が成立するのが認められる。筆者らが別に鉄鋼の場合に行なつた実験⁹⁾ (ただし 30 kg-m 容量試験機) では、ほぼ1対1の対応がえられたが、アルミニウム合金の場合には試験片自身の破断に要するエネルギーの他に、試験機や試験片の飛散などに消費されるエネルギーの割合が大きくなり、このような結果になつたのではないかと考える。

Fig. 6 は標準Vノッチ、**Fig. 7** はPノッチ、**Fig. 8** はPBノッチ試験片の場合の各試料の代表的荷重-変位曲線を室温と -196°C の場合について示している。標準Vノッチの場合の破断様式は、一般に最初にピークが見ら

れ、その後やや荷重が減じ^{*1)}、ついでノッチ直下で加工硬化が生じ最大荷重到達後、亀裂は不安定となつて伝播する。この場合、 -196°C でA, B試料が室温の場合に比べて吸収エネルギーを減じ脆化する傾向が、曲線形状が

Fig. 5 Correlation of Charpy impact values determined by the indicator of a Charpy machine and recorded load-deflection curve.

Fig. 4 Charpy impact test results of various aluminum alloy sheets at low temperatures (values by indicator of Charpymachine)

○: A, Al-Zn-Mg △: B, Al-Mg □: C, Al-Mg-Si.

*1) この荷重が鉄鋼に見られる下降伏点に対応するものとする⁸⁾。Al-Mg合金では降伏現象があるといわれるが¹²⁾、この荷重付近がアルミニウム合金の降伏点または耐力付近の荷重に相当するものと、一般に考えてよいと思う。

らも推定される。

これがPノッチ試験片になると、最初の加工硬化過程がほとんどなくなり、いわゆる亀裂伝播型の破断様式を示すようになる。ただし、BではO材であるために、Pノッチ試験片でもまだ加工硬化過程が含まれ、亀裂伝播型とならないのがわかる。

さらにPBノッチ試験片になると、破断様式はいちじるしく脆化様相を呈し、Bを除くとほとんど塑性変形が起らないで、直ちに最大荷重に到達して亀裂が伝播す

る形式となり、不安定破壊が生じて亀裂伝播速度も高速化するのが認められる。またB試料も、 -196°C の場合には直ちに亀裂がノッチ直下より伝播する様式となるのが見られる。

Fig. 9 には、このような荷重—変位曲線を記録した場合の解析例を示してあるが、標準Vノッチ試験片の場合には、最大破壊荷重 P_f に到達するまでに吸収される亀裂発生エネルギー E_i と、その後の亀裂伝播過程で吸収されるエネルギー E_p に分離して解析できる⁸⁾。この E_p

Fig. 6 Typical load-deflection curves obtained in V-notch Charpy impact test.
A: Al-Zn-Mg B: Al-Mg C: Al-Mg-Si

の値は、引裂き試験で求められる UPE (unit propagation energy) と対応を持つと考えるが、シャルピー試験の場合に求められる E_p は動荷重下でのものであり、静的荷重下では予測できないような E_p の挙動を求められるこ

とになる^{*2)}。

Fig. 10 には、このようにして解析した亀裂発生エネルギー E_i 、亀裂伝播エネルギー E_p を示してあるが、A 試料の低温での脆化は、主として E_p の低下によるものであ

Fig. 7 Typical load-deflection curves obtained in P-notch Charpy impact test.

A: Al-Zn-Mg B: Al-Mg C: Al-Mg-Si

^{*2)} なお、本実験では、 E_i 、 E_p をシャルピー原断面積 0.8 cm^2 で除した値で表示してあるが、厳密にはそれぞれ亀裂発生部、亀裂伝播部の正味断面積で除した値で表示すべきものと考えられる。それゆえ、ここでの値は公称値であることに注意されたい。

るが、 $E_p > E_i$ である。Al-Zn-Mg 合金の亀裂伝播エネルギーが低温下で低下することは、引裂き試験の場合においても認められており²⁾、シャルピー試験の場合でも同様であることがわかった。一方、B 試料の場合には E_i 、 E_p 両者が低温下で減少することが認められ、この場合 $E_i \simeq E_p$ である。C ではほとんど E_i 、 E_p 共に温度によって変っていないのがわかる。

また Fig. 10 中に、P B ノッチ試験片で吸収された単位破面当りの吸収エネルギー値（荷重—変位曲線下面積より計測）を併せ示したが、この値は一種の平面歪破壊靱性値と考えられ²⁾、A、C では V ノッチ試験片の E_p より小さく現われており（この E_p は平面応力状態における伝播エネルギーである）、予想されるとおりであるが、B のみは、P B ノッチでも亀裂発生過程が含まれるため、

Fig. 8 Typical load-deflection curves obtained in PB notch Charpy impact tests.

A: Al-Zn-Mg B: Al-Mg C: Al-Mg-Si

E_p より大きくなっている。

Fig. 11 は最大破壊荷重 P_f 、全変位量 D の温度による変化を、標準VノッチとPBノッチ試験片の場合について示したものである。温度降下にともなつて破壊荷重

Fig. 9 Analysis of load-deflection curves.

E : total absorbed energy E_i : crack initiation energy E_p : Crack propagation energy P_f : fracture load

は、引張試験の場合と同様に上昇するのが見られる。ただし、Bでは標準Vノッチ試験片の場合に、 -196°C で減少する傾向が見られた。これは、いわゆる降伏点以下で生じる低応力破壊が生じる結果によるのではなく、全体的に延性が低下し、それと同時に破壊荷重も減ることによるものであり (**Fig. 6** 参照)、Al-Mg合金に特有の現象であるかも知れず、今後さらに検討が必要と考える^{*3)}。

Al-Mg合金の延性劣化は、標準Vノッチ試験片の変位量を見ると明瞭であり、これはPBノッチでも同様である。Al-Zn-Mg合金の場合には、PBノッチで明瞭であるが、Vノッチでは徐々に低下するのが見られる。Al-Mg-Si合金では、全変位量 D の温度による変化はまったく見られていない。しかし、破壊荷重 P_f は明瞭に上昇するのが見られる。その破壊様式は、**Fig. 8** に示したように、PBノッチのような脆化型試験片では、ちょうど鋼の脆性破壊に対応する不安定高速破壊形式を示すのが見られ、同様の傾向はA (Al-Zn-Mg) でも認められた。ただし、A試料の場合、不安定破壊したときの亀裂伝播速度は、C (Al-Mg-Si) に比べかなり遅いであろうことが、その破断時の荷重-変位曲線 (**Fig. 8** 参照) から推定される。

いま、これら本実験で試験した各試料の室温と -196°C での代表的破面外観を **Photo 2** に示す。これによるとC試料では、いずれの温度下でも同一の破面様相を呈

Fig. 10 Analysis of impact energy from the load-deflection curve.

○: total absorbed energy
●: crack initiation energy
●: crack propagation energy
×: PB-notch total absorbed energy

} V-notch

*3) 通常高応力破壊域では、延性が低下し、破壊荷重が増大することによって脆化傾向が増すと考えられる。

しているのがわかる。これに対し、Aでは -78°C 、 -196°C 、Bでは -196°C になると特異な層状の破面が認められた。この層状破面の出現は、シャルピー衝撃値が低温で低下する場合と対応しており、アルミニウム合金における低温脆化と密接に関連を有するものと推定されたが、これについては考察で述べることにする。

4. 考 察

構造用アルミニウム合金3種を取り上げ、室温 $\sim -196^{\circ}\text{C}$ におけるシャルピー衝撃試験を行なった結果、アルミニウム合金でも、鋼の低温脆化のように明瞭な現象とはいえなくても、一種の低温での脆化現象が認められること、およびある場合には不安定高速破壊が生じることも判明した。

Fig. 8 に示した Al-Mg-Si 合金の場合がそうであり(ただし、この場合には室温下でも同様である)、Al-Zn-Mg 合金の場合にも、Al-Mg-Si 合金ほど亀裂は高速伝播しないが、その曲線様式は不安定破壊のものである。Al-Mg 合金の場合には、 -196°C 下でもかなりの延性を持ち、P B ノッチの様に極端に試験片自由表面を脆化させ、平面歪状態で動的に破壊させても、いわゆる不安定高速破壊は起こらないようであり^{*4)}、この場合には実用

の構造物でも不安定高速破壊が起こりうる可能性はまずないと考えて間違いなく、実際に大型試験による実証例も報告されている¹⁾。ただし、Al-Mg 合金では、 -196°C の衝撃特性が室温の場合に比べ、相対的にかなり低下するのも真実であるから、たとえば液体ヘリウム温度(-269°C)での使用などを考えるときには、さらに衝撃特性が劣化し、高速破壊を生じないかどうかなど今後詳細な検討が望まれる。

一方、不安定高速破壊を生じる場合、この破壊に関する評価は、いわゆる破壊靱性 K_{Ic} または G_{Ic} 値によってなされ、これによつて温度・設計応力・限界欠陥寸法間に一定の関係がえられ、不安定高速破壊を実用上未然に防止しうることが今までに明らかにされてきている^{7,13)}。

たとえば、引裂き試験では最大荷重で不安定となり、その後に吸収されるエネルギーを亀裂伝播エネルギーと見なすが、この破壊は試料の全断面積が降状あるいは塑性変形した後で、破壊が発生し、ゆるやかに伝播するもので、構造物の不安定高速破壊をそのまま推定しうる情報をもたらすものではない。しかし、この試験でえられる UPE (単位破面当たりの亀裂伝播エネルギー値 Unit Propagation energy) と、破壊靱性試験(これは降状を生じない弾性限内の荷重で破壊を発生・伝播させることが必

Fig. 11 Fracture load and deflection determined in Charpy impact tests.

P_f : fracture load, ($\circ$; V-notch, $\bullet$; PB-notch),

D : deflection ($\triangle$; V-notch, $\blacktriangle$; PB-notch)

*4) ただし、室温に比べるとかなり脆化し、亀裂伝播様式を示すが、それでも亀裂はその後停止されると思われる。Fig. 8 参照。

要)⁷⁾ でえられる K_{IC} または G_{IC} 値との間に相関があるという結果⁹⁾ を基に、引裂き試験で代替させているのが実情であり、合金開発などの便法手段としては有効であろう。

しかし、本実験におけるような実用のアルミニウム合金でも、プレス・ノッチ式の試験片などで工夫すると、小型試験片であつても不安定高速破壊が実現できることが判明し、大型構造物などでは条件が整えば、実際にこのような事故も想定されることになる。また最近では、アルミニウム合金製低温モデル容器での破壊靱性計測例も報告されている¹⁴⁾。

いま、このような観点から、本実験で不安定高速破壊形式を示した Al-Zn-Mg 合金、Al-Mg-Si 合金の P B ノッチ試験片の場合の破壊靱性計測について考えてみよう。

Srawley ら¹⁵⁾ によれば、シャルピー試験片の場合の平面歪破壊靱性 K_{IC} は次式のように与えられる。

$$K_{IC}^2 = \frac{9}{4} \left(\frac{P_f}{B} \right)^2 \cdot \frac{S^2 \cdot a}{W^4} \cdot Y^2;$$

$$Y = 1.93 - 3.07 \left(\frac{a}{W} \right) + 14.53 \left(\frac{a}{W} \right)^2$$

$$-25.11 \left(\frac{a}{W} \right)^3 + 25.80 \left(\frac{a}{W} \right)^4 \quad (1)$$

$$\text{ただし } G_{IC} = \frac{(1-\nu^2) K_{IC}^2}{E} \quad (2)$$

B : 試験片幅 (8 mm) W : 試験片厚 (10 mm)

S : 支点間距離 (40 mm) a : 切欠 (亀裂) 深さ (2mm)

P_f : 不安定破壊荷重 (kg) E : ヤング率 (7,200 kg/mm²)

ν : ポアソン比 (0.33)

荷重-変位曲線記録から、破壊がほぼ降伏を起こさず、低応力破壊様式を示す場合について、不安定破壊時の荷重 P_f を求めれば、 K_{IC} または G_{IC} は求められる。

Table 2 には、このようにして求めた破壊靱性計測結果を示した。この結果によると、 G_{IC} は Al-Zn-Mg 合

Photo 2 Fracture appearance of Charpy specimens.

A: Al-Zn-Mg B: Al-Mg C: Al-Mg-Si V: V-notch P: P-notch P B: P B-notch

金、Al-Mg-Si 合金ではほぼ同様の値を示し、低温でやや上昇する傾向が見られる。これは衝撃値自身がとくに Al-Zn-Mg 合金の場合、低温で低下するのと逆の傾向になるが、これについては荷重測定精度や不安定破壊後の亀裂伝播速度の影響が、(1)式から求める破壊靱性値には反映しえないことと関係があると思われる。すなわち鉄鋼のように脆性亀裂に完全に移行するのと異なり、亀裂伝播に伴う亀裂先端塑性域の大小に負うと思われる伝播速度の遅速の差が現われるが（たとえばCでは完全に高速伝播するが、Aの場合にはCよりも伝播速度はかなり遅く（Fig. 8 参照）、塑性変形がかなり含まれると考えられるため、Aの破壊靱性値の妥当性については疑問も含まれる）、このような点については今後検討が必要である。

Table 2 中には、荷重－変位曲線記録から求めた単位破面あたりのエネルギー値を示してあるが、これは一種の G_{IC} 値に相当するものと考えられる²⁾ (PB ノッチ試験片で吸収されるエネルギー値は、ほとんど亀裂伝播エネルギー値に等しいと考えられる。すなわち $E \simeq E_p$ である)。しかし、この値は(1)式より求めた G_{IC} 値よりかなり大きく現われており、比例関係もとくに認められないようであるが、大体の目安とはなろう。また標準V ノッチ試験片の場合に解析された亀裂伝播エネルギー E_p の平均値も

参考のために示してあるが（引裂き試験における UPE と E_p は相関があると思われる）、シャー・リップの影響が入るため、PB ノッチ試験片の場合に吸収されたエネルギー値よりさらに大きく現われるようであり、これは一種の平面応力破壊靱性 G_c 値を推定する目安を与えるものであると考えられる。

いずれにしても、今後アルミニウム合金が構造材料に大いに利用されるにつれ、不安定高速破壊の問題も注目されてくるものと考えられる。

つぎに、本実験で行なつたシャルピー試験後の破面、

Photo 3 Fracture profile of a laminated fracture surface by an optical microscope.
A: V-notched Al-Zn-Mg specimen, tested at -78°C .

Table 2 Evaluated fracture toughness values in PB-notch Charpy impact test.

Specimen (test temp.)	Fracture load P_f (kg)	Absorbed energy by load-deflection curve (kg mm/mm ²)	Average E_p in the case of V notch specimen (kg mm/mm ²)	K_{IC} (kg mm/mm ²)	G_{IC} (kg mm/mm ²)
A (RT)	537	10.9	13.6	86.5	0.93
"	537	10.1		86.5	0.93
"	567	9.8		91.4	1.03
A (-78°C)	539	7.6	13.5	86.9	0.94
"	545	6.5		87.9	0.96
"	534	6.2		86.1	0.92
A (-196°C)	574	6.2	8.3	92.5	1.06
"	598	6.8		96.4	1.15
"	600	6.2		96.6	1.16
C (RT)	525	5.7	10.4	84.6	0.89
"	541	5.5		87.2	0.94
"	521	5.1		84.0	0.87
C (-78°C)	540	5.1	10.2	87.0	0.94
"	544	5.1		87.7	0.95
"	530	5.4		85.4	0.90
C (-196°C)	631	5.1	9.3	101.7	1.28
"	616	5.1		99.3	1.22
"	627	5.1		101.1	1.27

A: Al-Zn-Mg T4 C: Al-Mg-Si T6

とくに低温下における衝撃値の低下原因になっていると思われる層状破面を中心に、じやつかんの観察結果を述べることにする。

Photo 3 は層状破面の光顕による断面組織であるが、亀裂が析出物帯域近傍に沿って進行することによって形成されるのが見られる。これに対し、衝撃値が温度によって変化しない Al-Mg-Si 合金では、 -196°C 下でも、

Photo 4 に示すように粒内破壊である。もちろん層状破面が出現する Al-Zn-Mg, Al-Mg 合金でも主破壊面は粒内破壊的ではあるが、脆性要素の強い層状亀裂によって分断されているから、ちょうど小型試験片の層状集合体の破壊を考えるようなもので（もちろん、この場合の層状組織は圧延による結晶状繊維組織の発達が原因である）、このような場合には破壊はより低い吸収エネルギーで生じるものと考えられる^{*5)}。

Photo 4 Fracture profile of a transgranular fracture surface by an optical microscope.

A: V-notched Al-Mg-Si specimen, tested at -196°C .

Photo 5 Fracture profile of an Al-Zn-Mg alloy at room temperature by a scanning electron microscope. Note the extremely elongated grains and the existence of precipitates at the grain-boundary.

また、このような層状破面の出現から考えて、亀裂伝播方向が本実験におけるのと違って、ノッチを板面上に刻入した場合には、衝撃値の上昇が考えられるが、本実験でも 1 個のみこのようにノッチを刻入して試験しており (**Photo 2**, B 試料 P B ノッチ試験片, -196°C の場合の破面がこれに相当)、この場合の荷重-変位曲線を **Fig. 12** に示す。このときの吸収エネルギーは $3.86 \text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ (指針による) であり、とくに顕著な低温での靱性低下は示さず、亀裂伝播も 2 段階にわたって生じている。しかし構造物における高速亀裂伝播過程との対応を考えると、このような試験片作製を行なうのは避けるべきものと思う。

Photo 5 は Al-Zn-Mg 合金の室温での破面断面組織であるが、この温度ではまだ層状亀裂は見られないが、圧延により伸長した結晶粒界に析出物が見られており、層状亀裂はこのような界面に沿って起こるものと考えられる。

Photo 6 は Al-Zn-Mg 合金の室温下での破面であるが、大小様々のディンプルが見られており、介在物、析

Fig. 12 Change of a load-deflection curve by difference of notch position. PB-notched Al-Mg specimen, tested at -196°C

*5) 別にアルミニウム合金の場合に、試験片幅を変えて実験した結果によると、試験片幅が小さくなると単位破面当たりの吸収エネルギーが減じるのが見られた¹⁶⁾。

出物などが核になっているためと思われる。これに対し、**Photo 7** は -196°C での破面であるが、ディンプルが非常に細かく、しかも平坦化した形状として現われており、むしろ粒界破面状である。右側は層状亀裂であつて、はく離破壊の様相を呈している。

Photo 8 は Al-Mg 合金の室温破面であるが、大きなディンプルが多く見られ、そのディンプル底には析出物自身の破壊によると思われる個所が見られる。また、このディンプルは Al-Zn-Mg 合金の場合に比べてかなり深く絞られているようであり、本合金の靱性の秀れることと結びつく。

Photo 9 は Al-Mg 合金の -196°C での破面であるが、層状亀裂（中央部）の形成がかなり脆性はく離破壊的であることを示す写真である。

Photo 10 は、Al-Mg-Si 合金のディンプルパターン

Photo 6 Microfractograph of pimples of a V-notched specimen of an Al-Zn-Mg alloy at room temperature.

Photo 7 Flattened dimple pattern and laminated crack of a V-notched specimen of an Al-Zn-Mg alloy at -196°C .

であるが、ディンプルサイズは割合大きい、余り絞られておらず、はく離破壊の要素の強いディンプルであり、しかも底に析出物自身の破壊によると思われる個所が多数見られるのが特徴であり、本合金の靱性が小さい1つの原因と思われる。このような個所は、温度によって変らず認められる。アルミニウム合金の靱性は、不純物である Fe, Si 系化合物の存在によつて大きく影響されることは良く知られているが^{13,17)}、とくに本供試 Al-Mg-Si 合金で不純物 Fe が多く (**Table 1** 参照)、これが本合金の低い靱性に関係を持つていると考えられる^{*6)}。

以上のように、本実験で見られたアルミニウム合金の低温での脆化の原因は、結晶粒界での脆性的はく離破壊が1つの要因として推定されたが、低温でなぜ粒界が脆化するかについては、おそらく粒界析出物自身の結晶構

Photo 8 Microfractograph of dimples of a V-notched specimen of an Al-Mg alloy at room temperature. Note the fracture of precipitate at the bottom of dimple.

Photo 9 Microfractograph of a laminated crack of a V-notched specimen of an Al-Mg alloy at -196°C .

*6) しかし、低温脆化とは特に関係ないようである。

Photo 10 Microfractograph of dimples of a V-notched specimen of an Al-Mg-Si alloy at room temperature.

造が関係しているのではないと思われる。

周知のように、Al-Zn-Mg 合金では $MgZn_2$ 、Al-Mg 合金では微量添加元素である Mn, Cr 系の化合物の存在が考えられるが¹⁸⁾、前者では稠密六方晶構造、後者では体心立方晶構造を示すものが多く、低温脆性を示す。一方、本実験でとくに層状破面の出現が見られなかった Al-Mg-Si 合金の主析出相 Mg_2Si は低温脆性を示さない面心立方晶構造であることなどを考えると、粒界に存在するこれら析出相が、低温脆性を示すことによって、アルミニウム合金でも低温で幾分脆化傾向が現われるのではないかと推定しているが、フラクトグラフィーの結果によると、とくに本論拠を証明する粒界析出物のへき開パターンを発見するには至っておらず、今後の検討に待ちたいと考えている。

5. 結 論

構造用アルミニウム合金板 3 種を取上げ、液体窒素温度までの機械的性質、とくに衝撃破壊挙動を詳細に検討した結果、つぎのような結論をえた。

(1) 引張強さ、耐力は温度降下とともに上昇するが、伸びはほとんど温度によって変化しない。

(2) Al-Zn-Mg 合金は温度降下にともないシャルピー衝撃値をしだいに減じ、Al-Mg 合金では -196°C で急減する。Al-Mg-Si 合金は温度によって変化を示さないが、靱性の絶対値は Al-Mg 合金が一番秀れ、Al-Mg-Si 合金が一番劣る。

(3) この低温脆化の原因については、層状破面の出現が関係しているものと考えられ、圧延によって極端に伸長した結晶粒界に存在する析出物の低温脆化によって生成

されるのではないかと推定されたが、今後さらに検討が必要である。

(4) このような低温脆化傾向は、P ノッチ、PB ノッチ試験片でも同様に現われるが、とくに平面歪状態で破断する PB ノッチ試験片によれば、このような小型試験片でも、ほとんど塑性降伏過程を含まない亀裂伝播過程である不安定高速破壊が再現できることがわかった。このような不安定高速破壊は、Al-Zn-Mg、Al-Mg-Si 合金で生じ (-196°C ではもちろん、室温下でも生じうる可能性がわかった)、Al-Mg 合金では、まず生じないであろうことが判明した。

(6) Al-Zn-Mg、Al-Mg-Si 合金の、この不安定高速破壊に関する材料常数值である平面歪破壊靱性値 G_{Ic} 値は、約 $1 \text{ kg} \cdot \text{mm}/\text{mm}^2$ 前後であろうと算定された。

最後に電子顕微鏡観察に尽力下された当所、石田末重氏、実験に協力された沢田寿夫氏、大井婦知恵嬢に感謝申し上げます。また本研究の発表を許可された富士電機製造株式会社に対し感謝するしだいです。

参 考 文 献

- 1) 秋田：軽金属溶接，No. 3 (1963・3)，112
- 2) J. G. Kaufman and E. T. Wanderer: Machine Design, (1965・11)，199
- 3) 京谷：金属材料，**11** (1971)，25
- 4) A. T. D'Annessa: Welding J., **47** (1968)，462-S
- 5) 田中：住友軽金属技報，**7** (1966)，23
- 6) J. G. Kaufman and H. Y. Hunsicker: Fracture Toughness Testing and its Applications, ASTM STP 381 (1965)，290
- 7) 小林，高井，間庭：金属学会会報，**8** (1969)，28
- 8) 小林，高井，間庭：金属学会誌，**30** (1966)，700
- 9) 三好，高井，小林：鉄と鋼，**54** (1968)，497
- 10) 小林，高井，間庭：金属学会誌，**32** (1968)，213
- 11) W. A. Anderson, J. G. Kaufman and J. E. Kane: Adv. Cryogenic Eng., **9** (1964)，104
- 12) 作井，森：金属学会誌，**26** (1962)，545
- 13) D. E. Piper and W. E. Quist: Application of Fracture Toughness Parameters to Structural Metals (Gordon and Beach Science Publishers, 1964)，227
- 14) 安藤：軽金属溶接，No. 87 (1970・3)，93
- 15) W. F. Brown, Jr and J. E. Srawley: Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials, ASTM STP 410 (1966)
- 16) 小林：投稿予定
- 17) 福井：金属学会誌，**35** (1971)，1035
- 18) 三木，平沢，養輪：軽金属学会第41回秋期大会講演概要，(1971)，25