研究報告

5083アルミニウム合金の引張り破断特性*

鷹合 徹也**・大藤 晃義**・高橋 昇**

Tensile fracture characteristics of 5083 Al alloy sheets*

UDC 669.715'721'74:539.412:539.42

TAKAAI Tetsuya**, DAITO Teruyoshi** and TAKAHASHI Noboru**

Tensile tests of rolled sheets of a 5083 Al alloy were conducted between -196°C and 200°C and microfractographic observations were made on an electron microscopy.

(1) A yield phenomenon occurred except at 200°C . Further, serrated flows were prominent at room temperature and 100°C .

(2) Elongation to fracture was minimum at 100°C . At -196°C , uniform elongation contributed to the total elongation, while at 200°C local elongation mainly contributed to it.

(3) From a high notch yield ratio and a small notch tensile ratio at -196°C , it was inferred that the 5083 alloy was sensitive to the stress concentration and tended to retard the crack propagation or the void growth after yielding.

(4) Although dimple patterns were observed on the fracture surfaces of specimens tested at every temperature, laminated cracks were also present at -196°C . The depth of the dimples was 5 to 20μ and became smaller at -196°C .

(5) There were cleaved inclusions at the bottom of the dimples. Multiple cleavage fracture of inclusions was observed at -196°C .

(6) EPMA analyses showed that the inclusions at the dimple bottoms were mainly Al-Fe-Mn compounds while most inclusions at the dimple edges were Mg-Si compounds.

(Received February 23, 1974)

1. 緒 計

高力アルミニウム合金、特に Al-Mg 系の合金は機械的性質、加工性の面で優れているばかりでなく、液体窒素温度、あるいはそれ以下の極低温度下におけるじん性、特に溶接部分のじん性の点でも優れているため、極低温用容器の構造材その他タンカーなどの構造材料として注目を集め、常温以下、特に液体窒素温度までの温度条件下における機械的特性または破壊特性などについて多くの報告がみられる^{1)~5)}。しかも、Al-Mg 系合金構造材、特に 5083 圧延材は極低温条件下での破断において層状き裂の発生がみられるなど、万全を要求される上記の材料として不安定な破断挙動を示すこともまた事実である^{1)~5)}。

本研究は 5083 アルミニウム合金圧延材の引張り変形の

破断挙動について、引張り試験、および走査電子顕微鏡によるマイクロフラクトグラフによる結果を主体として検討を加えたもので、特に層状き裂などの不安定な破壊要素についても考察し、その原因、機構などの解明に足掛りを得ようというものである。

2. 実験試料および実験の方法

2.1 実験試料

実験試料は市販の 5083 アルミニウム合金圧延材で、板厚 1.0 mm のものおよび 1.5 mm のものと 2 種類を選んだ。各板厚試料の分析組成は **Table 1*** に示すとおりで、板厚 1.0 mm の試料は Mg, Mn, Cu, Ti, Si などの合金成分がわずかに多い傾向がみられる。なお試験片は板材から、その圧延方向と平行の方向に切出し、**Fig. 1**

* 軽金属学会第44回大会 (48-11) にて一部発表した。

** 山梨大学工学部 (甲府市) Faculty of Engineering, Yamanashi University (Kofu)

Table 1 Chemical composition of the test specimens (wt%).

Element		Cu	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	others
wt%	1030, 1031	<0.10	0.15	0.20	0.75	4.75	<0.11	0.13	0.11	<0.15
	1530, 1531	0.03	0.08	0.20	0.50	4.30	—	0.16	0.03	—

に示す形状、寸法に成形加工した。成形後、ひずみ取り焼なましの意味で、還元性ふん囲気または真空中で 450℃, 30分の焼なまし処理を行ない、冷却は炉冷により行なった。試験片は Fig. 1 にみるように切欠試験片と平滑試験片の2種類とし、厚さは前記板厚のものをそのまま使用したので、合計4種類の試験片を実験に供した。

2.2 実験の方法

引張り試験はインストロン型の試験機を使用し、引張り試験速度は50, 200, および 500各 mm/min の3種類とした。これは前記の平滑試験片、切欠き試験につきその平行部の長さを考慮し、当該平行部分のみで塑性伸びを生ずるものとしてひずみ速度を算出した場合、平滑試験片については $2.8, 11.0$ および $28.0 \times 10^{-2} \cdot s^{-1}$ (ただし S は秒を示す, 以下同様) となる値であり、切欠き試験片についてはそれぞれ $1.9, 7.4, 19.0 \times 10^{-2} \cdot s^{-1}$ となる。試験温度は -196°C , -100°C , -50°C , 室温 ($24 \sim 30^\circ\text{C}$, 以下同様), 100 および 200°C とし, -196°C は液体窒素により, -100°C , -50°C はエチルアルコールを液体窒素で冷却することにより, また 100°C , 200°C は食用油の加熱によって得た。

引張り破断面についてはそのまま超音波洗浄を行ない、走査電子顕微鏡で観察を行なった。また EPMA によつて検討するため破断面をそのまま面分析あるいは線分析し、あるいは、パフ研摩および電解研摩して、エッチ組織にしたものについて面分析および線分析を行なった。

Fig. 1 Shape and size of the tensile specimens.

3. 実験の結果と考察

3.1 引張り試験について

3.1.1 応力-ひずみ曲線

本実験で得られた5083アルミニウム合金圧延板焼なまし材の応力-ひずみ曲線にはいくつかの特徴がみられた。

Fig. 2 は平滑試験片に関する応力-ひずみ曲線の代表的な例を示したものである。すなわち、これらの応力-ひずみ曲線によると上述の本研究の実験条件のもとでは、 200°C の場合を除き、いずれも明瞭な降伏点が観察されたこと、室温および 100°C における引張り試験の場合、顕著な serrated flow curve が観察されること、このような serration は、室温における場合、応力-ひずみ曲線の上で約 5% ** の塑性伸び後に発生し、以後 1~2% の塑性伸びごとに間歇的にみられること、 100°C における場合にも同じく約 5% の塑性伸び後に発生したが、以後は連続的に serration がみられ、その振幅も室温におけるものより大きいこと、serration の発生は 200°C および -50°C 以下の温度では全くみられず、滑らかな応力-ひずみ曲線を示したことなどである。serration の発生は、本系合金の主要固溶元素である Mg に起因するひずみ時効現象であり^{7)~8)}、また降伏現象も鉄における C, O と同様なふるまいを Mg 原子が果たすためであると考えられている^{9), 10)} が、 -50°C 以下の低温では Mg 原子の拡散速度が遅く、実質的にひずみ時効が起こらないこと、

Fig. 2 Stress-strain diagrams of the aluminum alloy obtained by the smooth tensile specimens (strain rate: $2.8 \times 10^{-2} \cdot s^{-1}$)

* 板厚 1.0 mm の平滑試験片を1030, 切欠き試験片を1031とし、板厚 1.5 mm の試験片については同じくそれぞれ1530, 1531とした。

** 本実験の場合、ひずみ速度の大きいほど小さな塑性伸び後にみられ、逆にひずみ速度の小さいほど大きな塑性伸び後にみられたが、これは Al-Mg 合金についての Cassio⁹⁾ の観察結果とは対照的であった。

また 200℃では逆に Mg 原子の拡散がすみやかに起こり、転位の固着が起こらないために前記のような差異がみられるものであろう。すなわち、serration の発生には試験温度、ひずみ速度、塑性ひずみ量の3つの因子が密接に関係しており、これら3つの因子のある限られた範囲内でのみ生ずる現象と思われるが、著者らの実験条件のもとでは室温および 100℃においてのみ顕著な serration が生ずるということであり、100℃では Mg 原子の拡散が比較的早く、したがって塑性ひずみの発生、すなわち格子内の欠陥にともなう Mg 原子の早い拡散による転位の固着とその解放、再固着などが早い周期で進み、連続的な serration になるものと思われる。一方室温では塑性ひずみが大きく、したがって格子内の欠陥が大きくなり、Mg の拡散が進まず、したがってまた転位の固着も起こりにくく、間欠的な serration の発生がみられるものと思われる。

3.1.2 ひずみ速度の影響

各引張り試験片につき前記3種類のひずみ速度を適用して実験を進めたが、塑性伸び (ϵ , ϵ') を除き降伏強度 (σ_y , σ_y'), 最大引張り強度 (σ_u , σ_u') などに対するひずみ速度の影響について有意差を認めることができなかった。また、塑性伸び (ϵ , ϵ') に対する影響も明確なものではなく、平滑試験片の -100℃, -196℃での実験におい

て、ひずみ速度の増大とともに ϵ が 10~30% 程度増加する傾向がある。金属の引張り性質に対するひずみ速度の影響については従来から多くの報告があり、たとえば本実験の試料と材質は異なるが、2S アルミニウム板について大森ら¹¹⁾が実験しており、ほぼ -100~300℃の試験温度範囲で、ひずみ速度を $1.3 \times 10^{-3} \cdot s^{-1}$ から $1.6 \times 10^2 \cdot s^{-1}$ の広い範囲で変化させた場合、ひずみ速度の増加とともに塑性伸びが増大し、特に 100℃において増加の程度がいちぢるしいことを報告している。一方一般的な場合として、Nadai¹²⁾らは面心立方金属の場合、10倍程度までのひずみ速度の変化はその影響を無視しうる程度であり、200℃以下の温度では特にその影響が小さいとしている。著者らの実験はひずみ速度の変動範囲が10倍までであつたためと思われるが、前記のようにその影響は無視し得る程度であつたので、ひずみ速度の異なる各測定値をすべて一つの測定点として取扱ひ、その平均値によつてグラフを描いた。しかし図には各ひずみ速度による測定点を参考までに異なる符号によつて示した。

3.1.3 平滑試験片について

Fig. 3 は平滑試験片に係る引張り試験の結果を試験温度との関係で示したものである。この結果によると、試験片の厚さとはほとんど関係なく、-196℃において σ_u , ϵ の急激な増大がみられ、優れた展延性が認められる。また σ_y は試験温度に関しほぼ直線的な変化を示し、-196℃では 200℃における値の 30~40% 増の値を示す。 σ_u の -196℃における値は室温における値の約 60% 増であり、一方 ϵ は 100℃で最小値を示し、-196℃ではその約 2 倍となる。逆に 200℃では 100℃における値の 40~50% 増を示した。 σ_u は ϵ の値の変化とは対照的に 200℃において急激な低下を示し、室温付近における値の 30~40% 減となる。以上の結果について従来報告されている 5083 アルミニウム合金についての同様な実験結果と比較すると、たとえば小林ら²⁾は -196℃における ϵ の値は室温における値と比較して 20~25% 程度低いことを報告している。しかし σ_u , σ_y の変化には著者らの結果と本質的に差異が認められない。また福島ら¹³⁾もアルミニウム合金について極低温における引張り性質について調べているが、2017 合金は室温以下、試験温度の低下とともに ϵ が減少する傾向のあることを報告している。引張り性質、特に ϵ の値は試験片の形状、寸法、方向性などに依存することが考えられるが、同一規格のアルミニウム合金板であつても対照的な変化を示すことは興味深く、今後実験条件、試料の形状、寸法、方向性、組織などの関連において検討すべき点であらう。

試験片 1030 と 1530 との比較では、両者の間に本質的に大きな相違がみられないことはすでに説明したが、 σ_u の値についてみると、1030 の場合、-50~100℃の範囲で

Fig. 3 Tensile test results of the smooth specimen versus test temperature.

試験温度による変化がほとんどなく、類似の値を示すのに対し、1530は同一試験温度範囲においてより高い感受性を示すこと、 σ_y の値は高温域と低温域とにおいてその高低が逆転すること、 ϵ は全般に1530の方が高いことなどが観察されるが、その原因について明らかにすることは容易でないと思われる。しかし両試験片の平均結晶粒径を求めると、1030で 33μ 、1530で 24μ 、1030が1530より約40%程度大きい平均結晶粒径を有している。作井らによれば、^{14), 15)} Al-Mg 系合金の引張り性質は結晶粒径に左右され、また Petch の式に従うとされているので、5083合金板についてもこのような観点から考察することも必要と思われる。作井らの報告で¹⁵⁾ 5083アルミニウム合金の Mg 含有量にもつとも近い、Al-4.75%Mg 合金の σ_u および ϵ 値と、結晶粒度との関係を示すグラフを参考にしてみると、実験条件の一つであるひずみ速度が本実験の場合に比較して約 10^{-2} 倍であるという相違はあるが、結晶粒度で約40%の違いがある、本実験の試験片の結晶粒度に対応する実験結果にあてはめて比較した場合（結晶粒度を $\text{mm}^{-1/2}$ で示すと、1030で約5.5、1530で約6.5）、結晶粒径の小さいものが約10%高い ϵ 値を示す。これは結果的には上記、本実験の結果とよい対応を示すものであり、合金成分よりはむしろ結晶粒度の差異に基づく影響がより大きいものと考え、この点については今後さらに検討したい。

Fig. 4 は平滑試験片についての前記のような、試験温

Fig. 4 A ratio ϵ_2/ϵ_1 versus test temperature curves for the smooth specimen.

度に対する ϵ の変化について検討するために得たグラフで、縦軸には応力-ひずみ線図で得られた、最大荷重点に至るまでの塑性伸び ϵ_1 と、最大荷重点から破断点に至るまでの塑性伸び ϵ_2 との比、 ϵ_2/ϵ_1 を示した。Fig. 4 の結果によれば、 ϵ_2/ϵ_1 比は -196°C で低く、 $-100 \sim 100^\circ\text{C}$ の範囲でやや増大し、 200°C において異常に高い値を示すことがわかる。 ϵ_2/ϵ_1 比が低いことは均一伸びが大きいこと、また逆に高いことは局部伸びが大きいことにほぼ対応するものと思われるので、 200°C における伸びは局部的に発生したクラックあるいはボイドの成長、伝ばが容易であり、局部的に絞られることによるもの、一方 -196°C における塑性伸びは局部的なクラックあるいはボイドの成長、伝ばに対する抑止力がむしろ大きく、試料全体として各部で平均的に伸びることによるものであるという点で、その特質がそれぞれ異なっているように考えられる。

3.1.4 切欠き試験片について

Fig. 5 は切欠き試験片に関する同様な結果をまとめて示したものである。 σ_y' , σ_u' の試験温度に対する変化は平滑試験片の場合と大体同様であるが、 ϵ' は平滑試験片に比較して $1/10$ 程度の値であり、また 100°C における最小点がみられない。しかし液体窒素温度において ϵ' が増大することは平滑試験片の場合と同様であり、室温付近における値の2倍程度である。しかし 200°C における ϵ' の増大はみられず常温における値よりさらに低下する。平滑試験片の場合、さきの Fig. 4 で明らかであるように、 200°C においては局部伸びの大きいことが結果的には全伸びを大きくすることを意味しているが、切欠き試験片の場合、切欠き部に応力集中がみられ、さらに介在物相などの部分における応力集中が強調されることと、試験温度が高いため介在物、または母相の塑性流動応力、破壊応力が低下することとあいまって、介在物の近傍などにおけるボイドの発生が実質的に低い塑性伸びのもとで起こり、早期に破断が起こり、結果的には塑性伸びを低くするものであろう。

以上の点についてさらに検討を加えるために、4種類の試験片について破断部における断面収縮率を求めてみた。Fig. 6 はその結果で、断面収縮率 ϕ と試験温度との関係でみると平滑試験片と切欠き試験片とでは明らかに対照的な傾向が観察され、前者では ϵ の値と同様、約 100°C 付近に ϕ の最小値がみられる。 -196°C , 200°C で ϕ の値は高いが、 ϵ の値とは逆に 200°C における値は -196°C における値より高い。これはさきに Fig. 4 について行なつた説明とほぼ対応するものと思われる。一方切欠き試験片の ϕ 値は室温付近において高くなることが観察された。

3.2 破断面のエレクトロニクミクロフラクトグラフィ

Fig. 5 Tensile test results of the notched specimen versus test temperature.

引張り変形破断した破断面について走査電子顕微鏡によるマイクロフラクトグラフ的な検討を加えた。

Photo 1 は常温における試験片1030のフラクトグラフで、ひずみ速度 $2.8 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ で破断したものである。破面には多数のディンプルが観察され、延性破断の様相が示されるが、これらのディンプルの底部にはへき開した介在物が認められる場合が多い。ディンプル自体その大きさは平均して $5 \sim 20 \mu$ 程度であるが、形状は円形状、レンズ状、だ円状など多様であり、その内壁面には多数のひずみ模様が認められる。またディンプルの平均的な深さは直径とほぼ同程度で $10 \sim 20 \mu$ である。なお破断部は平滑試験片の場合、全体としてほぼ 45° の傾斜を示し、したがって上記のディンプルは破断面に対して斜めに開口した状態となっている。

Photo 2 は -196°C における破断面のマイクロフラクトグラフで、切欠き試験片1031に係るもので、破断面の観察は切欠きの根部から約 0.5 mm 離れた位置について行なった。板状試験片の表面とほぼ平行状に断層状の深いき裂が観察されることが特徴である。しかし **Photo 1** の場合と同様にディンプルもまた多数観察される。これらの層状き裂やディンプル、特にディンプルの底部には、室温におけるものと同様に介在物の存在が認められる場合が多い。観察される介在物はいずれもへき開状に破断

Fig. 6 Reduction of area at the tensile fractured portion of the tensile specimen versus test temperature.

したものと思われるが、室温における破断では1個のへき開物からなるものが多いのに対し、 -196°C での破断では4～5個の碎片から構成されているものが多い。また層状き裂はかなり深く、 20μ 以上に及ぶものが多いと思われるが、試験片の表面と平行にき裂が入っているものはむしろ少なく、わずかに傾斜している場合が多い。

Photo 3 は同じく -196°C における破断面のマイクロフラクトグラフで、平滑試験片1530に関するものである。前記の層状き裂は -196°C における引張り試験に特有のものであるが、平滑試験片においては層状き裂はむしろ少なく観察された。すなわち層状き裂の発生には、試料の降伏と塑性変形にともなうすべり変形の多いことが一つの大きな要素になるものと思われる。また -196°C においてはひずみ速度の大きいものほど塑性伸びが大きくなる傾向がみられることから、ひずみ速度の大きい場合に層状き裂が発生しやすいものと予想されたが、実際の破断面フラクトグラフにおいても、以上の傾向のあることが確認された。**Photo 3** は平滑試験片に係るもので、いわゆる層状き裂の発生はないが、ディンプルの深さは一般に室温におけるものより浅く、介在物が脱落したと思われるディンプルの底部は比較的滑らかであった。以上のことは、 -196°C における引張り変形破断が介在物

自体の破断,あるいは介在物とマトリックスとの間の剝離にともなうボイドの発生およびその成長を主体とするものではあるが,これらボイドあるいはき裂の成長が局部的に大きくなり,またこれらき裂などの相互の連結によつて破断が起こるというのではなく,微細き裂,ボイドなどの成長,伝ぱに対する抑止力はむしろ大きく,したがつて局部的にとどまることが多いことによるものであろう。 -196°C において全伸びの値が高く,また σ_y , σ_u の値も高いことは,定性的には以上の説明と対応するものであろう。

Photo 4 は以上のフラクトグラフとは対照的な,平滑試験片の 83°C における破断面マイクロフラクトグラフである。広く開口したディンプルが多数認められ,これらディンプルの形成が破断に大きく寄与する,典型的な rupture 型の延性破壊の様相を示す¹⁶⁾。ディンプルの底部には介在物の認められないものが多いが,変形破断中

にディンプルとして大きく開口し,介在物とマトリックスとの間の剝離が十分に行なわれるために介在物が脱落した結果について観察しているためと考えている。なおディンプル部分も,ディンプル以外の部分も比較的滑らかであり,ディンプル部以外は粒界破壊的な様相を示す。

Photo 5 は同じく 200°C における平滑試験片の破断面マイクロフラクトグラフで Photo 4 の 83°C におけるものよりさらに数多く,微細にかつ深いディンプルの存在が認められる。ディンプルの底部には前記の 83°C におけるのとは対照的に介在物が残留しているものが多い。これは破断試料が平滑試験片でまた局部的な絞りが大きいため前記のようにディンプルが微細かつ深く形成され,介在物の,試験片の破断にともなう脱落が比較的起こり難いことによるものと思われる。

以上のように走査電子顕微鏡による破断面のミクロフ

Photo 1 Electron microfractograph of the fractured surface of the smooth tensile specimen, fractured at room temperature with a strain rate of $2.8 \times 10^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$.

Photo 3 Electron microfractograph of the fractured surface of the smooth tensile specimen fractured at -196°C with a strain rate of $2.8 \times 10^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$.

Photo 2 Electron microfractograph of the fracture surface of the notched tensile specimen, fractured at -196°C with a strain rate of $1.9 \times 10^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$.

Photo 4 Electron microfractograph of the fractured surface of the smooth tensile specimen fractured at 83°C with a strain rate of $2.8 \times 10^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$.

ラクトグラフによれば、ディンプルの形成には介在物がなんらかの形で関与しているものと思われ、これらの介在物自体または介在物とマトリックスとの界面に起因するボイドの形成と成長による変形の非一様性、あるいは介在物とマトリックスとの間の剝離現象の生成に導くせん断的要素などが本系合金の延性破壊の様相を複雑にしているものと考えられる。

3.3 その他の引張り破壊特性

3.3.1 切欠耐力比 (Notch yield ratio)

切欠耐力比は切欠引張り強さ (σ_u') と、平滑引張り試験で得られる耐力 (降伏強度 σ_y) との比であるが、引裂試験、破壊じん性試験から得られる結果とよい相関性を示すものとされている¹⁷⁾。すなわち、切欠き耐力比が1.0以上であることは、切欠き引張り強さが降伏強度以上であり、材料が降伏後かなりの塑性変形をともなうて破壊するものと考えてよい。Fig. 7 は前記の実験結果に基づいて切欠き耐力比を試験温度との関係で示したものである。すなわち -196°C における切欠き耐力比は1.0 mm, 1.5 mm の試験片のいずれも高い値を示し、特に前者は $-100^{\circ}\sim 100^{\circ}\text{C}$ の範囲で後者より全般に高い値を有する。このことは 5083 合金板材の切欠き耐力比は -196°C において室温におけるものより高く、優れた切欠きじん性を有するものと理解される。また同じ高力アルミニウム合金である7000シリーズの板材が、 -196°C において室温より低い値¹⁸⁾を示すのと対照的である。

3.3.2 切欠き強度比 (Notch tensile ratio)

切欠き強度比は切欠に対する感受性を示す一つの基準となるべきもので、切欠き強度比が1.0以下であることは、当該材料が切欠きぜい性に対し高い感受性を有することを示すものである。Fig. 8 は以上の実験結果に基づき、切欠き強度比を試験温度との関係で示したものである。この結果によれば5083合金板材は板厚 1.0 mm, 1.5

mm に関係なく、 -196°C において1.0以下となる傾向を示し、液体窒素温度において切欠きぜい性が生じやすい傾向があると考えられる。これはさきに Fig. 7 と関連して説明した切欠き耐力比に関する結果と対照的である。これは、当該5083合金板材が -196°C において切欠きの存在に対し高い感受性を示すが、実際の破断に際しては降伏開始後十分な塑性変形を示し、かつ十分に高いじん性を有することを示すものであろう。すなわち、 -196°C においては大きな応力集中には耐えないが、降伏後の塑性伸びの発生とともに変形応力を十分に緩和し、クラックの成長、伝ばに対する高い抑制効果を持つことを定性的に示すものであろう。一方また以上に挙げるような対照的な挙動を示すことは、本系合金が極低温での使用においてその変形破断挙動に不安定を示す一つの要因ともなるものである。

3.4 EPMA による組織の解析

さらに上記試料について EPMA による破断面および研摩組織の面分析および線分析を行なった。Fig. 9 は研摩組織についての線分析の一例を示したもので、Al-Fe-Mn 系三元金属間化合物の存在を示唆する結果である。このことは面分析の結果でも示されており、特に破断面についての面分析の結果を総合的に考察すると、Al-Fe-Mn 三元系金属間化合物はディンプルの底部にみられる介在物の破片に相当するものが多い。Al-Fe-Mn 三元系金属間化合物以外に、Mg と Si の二元系金属間化合物の存在も示唆されたが、二元系金属間化合物はディンプルの底部よりもむしろ開口部近傍の比較的滑らかな部分に存在することが知られた。なおこれらの金属間化合物は、状態図その他従来から報告されている知見に基づ

Photo 5 Electron microfractograph of the fractured surface of the smooth tensile specimen fractured at 200°C with a strain rate of $2.8 \times 10^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$.

Fig. 7 Notch yield ratio versus test temperature.

Fig. 8 Notch tensile ratio versus test temperature.

いて判断すると、 Al_6FeMn および Mg_2Si であると考えられるが、その他 $\text{Al}(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Cr}, \text{Si})$ の存在を示唆する結果¹⁹⁾も得ており、今後さらに検討を加えるべき課題である。またこれら介在物の大きさは EPMA の結果によれば、三元系金属間化合物は $15 \sim 20 \mu$ 程度の平均直径を有する比較的大きいものが多く、 Mg-Si 二元系金属間化合物は $5 \sim 10 \mu$ 程度の比較的小さいものが多くみられた。以上の結果によれば Al-Fe-Mn 三元系金属間化合物はディンプルの成因と直接、間接に関与する介在物と思われ、結晶粒内に多く存在すること、 Mg-Si 二元系金属間化合物は結晶粒界部分に多く存在するものと考えられる。

4. 結 言

以上の実験の結果つぎの結論が得られた。

(1) 平滑試験片の場合、塑性伸びは約 100°C に最小点があり、 -196°C ではその約 2 倍、 200°C ではその $40 \sim 50\%$ 増の値を示したが、 -196°C における伸びは均一伸びを主体とするものであり、 200°C における伸びは局部伸びが主体となるものであった。また最大引張り強度は -196°C で急激な増大を示し、室温における値の約 60% 増であったが、 200°C では逆に急激な低下を示した。

(2) 切欠き試験片の場合、伸びの値に最小点はみられず、また 200°C における塑性伸びの増大はないが、 -196°C では室温付近における伸びの約 2 倍以上の値を示した。最大引張り強度が -196°C において顕著な増大を示すことは、平滑試験片の場合と同様であるが、降伏強度も平滑試験片におけると同様、試験温度の変化とともに直線的に変化することを示した。

(3) 切欠き耐力比、切欠き強度比について検討したところ、前者は -196°C において室温以上の温度におけるよりも高い値を示し、一方後者は 1.0 またはそれ以下の値を示し、切欠きぜい性の生じやすい傾向のあることが示唆された。すなわち、本系合金圧延材は -196°C において応力集中に対する感受性は高いが、降伏後の塑性伸びの進展とともに変形応力を十分に緩和し、クラックの成長、伝ばに対する抑制効果の高いことを示すものと考えられた。

(4) 破断面のマイクロフラクトグラフによると、 -196°C において層状き裂のみられること、層状き裂は切欠き試験片に起こりやすいこと、また各試験温度においてディンプルの形成が顕著であることなどが知られたが、これらディンプルおよび層状き裂の底部には介在物の破片が認められる場合が多かった。なお -196°C におけるディンプルは比較的浅く、また介在物は細かく破碎しているものが多くみられたが、 200°C におけるディンプルは逆に比較的深いものが多くみられた。

(5) 破断面などについて EPMA で検討したところ、 Al-Fe-Mn 、 Mg-Si の三元および二元系の金属間化合物の存在を示唆する結果が得られたが、前者はディンプル部底部に、また後者はディンプル部以外の部分に多くみられる傾向があり、またその平均的な大きさは前者で $15 \sim 20 \mu$ 、後者で $5 \sim 10 \mu$ の程度であった。

参 考 文 献

- 1) 小林, 高井: 軽金属, **22** (1972), 541.
- 2) 小林, 石田: 軽金属, **22** (1972), 555.
- 3) 池田, 青木, 白倉: 軽金属, **23** (1973), 393.
- 4) 筑田, 宮木, 佐々木: 軽金属学会第 44 回講演概要.
- 5) A. T. D'Annese; Welding Journal, **47** (1968), 462-S.
- 6) J. Cassio: Thesis, Pub. Sci. Tech. Minist. Air (1960).
- 7) R. R. Sperry: Acta Met., **11** (1963), 153.
- 8) V.A. Phillips et al: J. Inst. Metals, **81** (1952 ~ 53), 625.
- 9) A. H. Cottrell: Phil. Mag., **44** (1953), 829.
- 10) A. Berg hezan, P. Lacombe: Rev. Met., **49** (1952), 442.
- 11) 大森, 沖本, 吉永: 日本金属学会誌, **36** (1972), 803.
- 12) A. Nadai, M. J. Majoine: J. Appl. Mech., **8** (1981), A79 ~ 91.
- 13) 福島, 後藤: 材料科学, **9** (1972), 323 ~.
- 14) 作井, 森, 角間: 日本金属学会誌, **28** (1964), 325.
- 15) 作井, 森: 日本金属学会誌, **28** (1964), 545 ~ 551.
- 16) H. W. Hayden, S. Floren; Acta Metallurgica, **17** (1969), 213.
- 17) 田中: 軽金属, **23** (1973), 507.
- 18) J. G. Kaufman: Adv. in Cryogenic Eng. **16**, (1965) 27.
- 19) 鷹合他: 未発表.

Fig. 9 Example of EPMA analyses