

5083 アルミニウム合金の
機械的特性

平成二年

豊橋技術科学大学
工学博士

大藤 晃 義

①

5083アルミニウム合金の
機械的特性

大 藤 晃 義

5083アルミニウム合金は加工性や溶接性の面で優れているばかりでなく、低温度下における靱性の点でも優れているため、LNGのタンカー等の構造材として使用されている。また最近では、原子力発電所の容器としても有望視されている。

本研究は上記構造材として万全を要求される5083アルミニウム合金の、種々の条件下での、機械的特性について調査・研究したものである。

得られた結果の要点は次のとおりである。

(1) 5083アルミニウム合金の引張りおよび圧縮特性について調べた。

本合金は、低温で優れた引張り特性を有することが分かった。しかし低温における切欠き強度比は低く、低温において高い値である切欠き耐力比とは対照的な傾向を示すことが明らかとなった。

低温において良い圧縮特性を示し、良好な成形性を有することを解明した。圧縮試験片の横断面の長軸と短軸との変形量の比は、試験片の採取方向の違いに起因する塑性異方性を示す指標となり得ることを発見した。

(2) 5083アルミニウム合金圧延板の延性破断のオリジンについて走査電子顕微鏡で観察を行うと共に、XMAを用いて元素分析を試みた。

破断面にはAl₆FeMnとMg₂Siの2種類の晶出物が主に存在することが認められた。Al₆FeMnは大きいデンプルの形成に直接的に関与し、亀裂へと成長するものが多く見られた。

層状二次亀裂は切欠き試験片の低温での破面において観察され、低温で応力集中の高い場合に発生し易いことが明らかとなった。

亀裂のオリジンとしては母相と介在物界面でのボイド、介在物自体の破断、結晶粒界での亀裂の3種類が存在することを確認した。

(3) アルミニウム合金の中に色々の形状およびヤング係数を有する介在物を想定して、有限要素法を用いてシミュレーションを行い、介在物周辺の応力分布について検討した。

種々のヤング係数を有する介在物の応力集中の分布が把握でき、ボイドの形成、拡大に関する知見が得られた。また、同じ形状の方形状および楕円形状介在物であっても引張り方向に対する相対的な位置関係によって応力集中の度合いは大きく異なることが解明できた。

(4) 5083アルミニウム合金の衝撃曲げ試験を行い、試験片の採取方向の影響について検討した。

衝撃曲げに対しては低温において吸収エネルギーが低下することが明らかとなった。吸収エネルギーは圧延方向に平行に試験片を採取し、ノッチを圧延面に設けた試料で最高値を示し、圧延方向に対し直角に採取し、ノッチを側面に設けた試料で最低のエネルギー値を示し、最高のエネルギー値を示す試料が試験温度に対して最低の感受性を示すことを解明した。

(5) 5083アルミニウム合金のシャルピー衝撃破断特性に対する冷間圧延の効果について検討した。

冷間圧延加工を加えると吸収エネルギーが全般的に低下する。しかしながら、亀裂伝播方向が圧延方向である試料に関しては低温において吸収エネルギーの大きい増大があることを明らかにした。この低温での吸収エネルギーの増大は層状二次亀裂の形成に基づく亀裂開放面の増大によるものであることを解明した。

(6) 5083アルミニウム合金に種々の熱処理を施し、計装化シャルピー衝撃試験および引張り試験を行い、吸収エネルギーに及ぼす熱処理の影響について検討した。

衝撃吸収エネルギーは時効時間が50h前後から低下しはじめることを指摘した。そしてその原因は荷重と変位の両方が減少することによるもので、亀裂発生および亀裂伝播の両エネルギーが低下するという破断挙動を示すことを解明した。

引張り試験においても破断エネルギーは時効時間が、100h前後から低下しはじめることを発見した。そしてその原因は、荷重は低下しないものの、析出 β 相に起因する伸びの低下であることを確認した。

Abstract ; Mechanical Characteristics of 5083 Aluminum Alloy

5083 aluminum alloy is the main material used in the construction of LNG tanker because of not only its excellent working and welding properties but also its excellent toughness at low temperature.

Recently, this alloy has been also expected as a vessel of the atomic power plant.

Mechanical characteristics of 5083 aluminum alloy, which are needed to a safe structural material, were studied under various conditions.

Obtained conclusions were as follows ;

(1) Tensile and compressive characteristics of this alloy at low temperature were excellent. The notch yield ratio was high but the notch tensile ratio was low.

Ratio of length of the minor axis to the major axis on the elliptical cross section of the middle of specimens during compressive testing depended to a great degree on the cutting direction of the specimens and on the test temperature. This ratio was the measure showing the amount of isotropy in specimens.

(2) According to the electron beam scanning image analysis, the two intermetallic compounds consisting primarily of Al,Fe and Mn, and of Mg and Si were considered to be Al_6FeMn and Mg_2Si respectively. Al_6FeMn was considered to be directly and most closely related to the formation of large size dimples and tended to positively initiate cracks.

Laminated cracks were more frequent in notched specimens than smooth ones at low temperature.

Three types of crack initiation were observed by SEM. They were (a) voids resulting from the decohesion at the interface between the intermetallic compound and matrix phase, (b) fractures in the intermetallic compounds, and (c) separation at the grain boundaries.

(3) Stress distribution at the periphery of a circular, a rectangular and an elliptic shaped inclusions with various values of Young's modulus, were simulated by using the finite element method under the assumption that those inclusions were in the aluminum alloy matrix loaded with various stresses.

The distributions of stress concentration at a inclusion with various

values of Young's modulus were obtained. This suggested a behavior on decohesion between the matrix and the inclusion and an enlargement of the void.

In the case of two pieces of rectangular or elliptic inclusion having the same shape and size, the stress concentration and distribution were substantially affected by the relative positions of the two respective inclusions in relation to the tensile direction.

(4) Instrumented Charpy impact testing on 5083 aluminum alloy plates in different specimen positions and directions were made at temperatures between -196°C and 200°C .

Absorbed energies of impact testing decreased at low temperatures.

The specimen cut in the direction parallel to the rolling direction with a V-notch on the rolled surface showed the highest absorbed energy. The specimen cut in the direction transverse to the rolling direction with a V-notch on the surface at right angles to the rolled surface showed the least absorbed energy. The minimum temperature dependency was found in the specimen showing the maximum absorbed energy.

(5) The effect of cold rolling on the Charpy impact properties of 5083 aluminum alloy was established by utilizing instrumented Charpy impact test.

In general, by cold rolling, the absorbed energy decreased remarkably in comparison with the specimen which was not cold rolled.

When the crack propagation direction was vertical to the rolled surface, an extraordinary increase of absorbed energy appeared at low temperature. It was assumed that this extraordinary increase of absorbed energy is due to the occurrence of laminated fractures accelerated by cold rolling.

(6) Effect of heat treatment on the Charpy impact and tensile properties of 5083 aluminum alloy was investigated at -196°C .

Both the initiation and propagation energies absorbed during the Charpy impact test decreased after aging time of 50h. The decrease in the absorbed energy was due to the decreases in both the maximum load and the displacement.

The rupture energy absorbed during the tensile test decreased after aging time of 100h. The fact that the fracture elongation decreased without a decrease in the ultimate tensile load suggested this embrittlement was associated with the β -phase precipitation.

目 次

| | |
|---------------------------------------|----|
| 第1章 序 論 | 1 |
| 第2章 5083アルミニウム合金の引張りおよび圧縮特性 | 4 |
| 2.1 緒 言 | 4 |
| 2.2 実験方法 | 5 |
| 2.2.1 引張り試験の供試材と試験片 | 5 |
| 2.2.2 圧縮試験の供試材と試験片 | 5 |
| 2.2.3 引張り試験の方法 | 7 |
| 2.2.4 圧縮試験の方法 | 7 |
| 2.3 実験結果および考察 | 7 |
| 2.3.1 引張り試験での応力-歪曲線 | 7 |
| 2.3.2 引張り試験における歪速度の影響 | 8 |
| 2.3.3 平滑試験片の機械的特性 | 9 |
| 2.3.4 切欠き試験片の機械的特性 | 11 |
| 2.3.5 その他の引張り破断特性 | 13 |
| (a) 切欠き耐力比 | 13 |
| (b) 切欠き強度比 | 14 |
| 2.3.6 圧縮試験の応力-歪曲線 | 15 |
| 2.3.7 圧縮特性 | 18 |
| (a) 加工硬化指数 (n 値) | 18 |
| (b) 圧縮横断面の長軸と短軸との変形量の比 (α 値) | 19 |
| (c) α 値と r' 値 (塑性異方性指数) との関係 | 23 |
| 2.4 総 括 | 26 |

| | |
|--|----|
| 第3章 5083アルミニウム合金のフラクトグラフィ的検討 | 28 |
| 3.1 緒言 | 28 |
| 3.2 実験方法 | 29 |
| 3.2.1 供試材と試験片 | 29 |
| 3.2.2 引張り試験の方法 | 29 |
| 3.3 実験結果および考察 | 29 |
| 3.3.1 引張り破断した破断面の観察 | 29 |
| 3.3.2 引張り変形した試料表面の観察 | 32 |
| (a) 母相と介在物界面でのボイド | 32 |
| (b) 母相中における介在物自体の破断 | 36 |
| (c) 結晶粒界での亀裂の発生 | 38 |
| 3.4 総括 | 40 |
| 第4章 引張り試験における介在物周辺の応力分布のシミュレーション | 42 |
| 4.1 緒言 | 42 |
| 4.2 シミュレーションの方法 | 42 |
| 4.2.1 円形介在物および正方形介在物の場合 | 42 |
| 4.2.2 楕円形状介在物の場合 | 44 |
| 4.2.3 複数個配備された介在物の場合 | 44 |
| 4.3 シミュレーションの結果 | 46 |
| 4.3.1 円形介在物および正方形介在物の結果 | 46 |
| 4.3.2 楕円形状介在物の結果 | 50 |
| 4.3.3 解析モデル内に2個の介在物が存在する場合の結果 | 53 |
| 4.3.4 解析モデル内に3個の介在物が存在する場合 | 54 |
| 4.4 総括 | 56 |

| | |
|--|----|
| 第5章 5083アルミニウム合金のシャルピー衝撃破断特性 | 58 |
| 5.1 緒言 | 58 |
| 5.2 実験方法 | 59 |
| 5.2.1 供試材と試験片 | 59 |
| 5.2.2 衝撃試験の方法 | 60 |
| 5.3 実験結果および考察 | 61 |
| 5.3.1 圧延組織 | 61 |
| 5.3.2 吸収エネルギー (E_a 値) の試験温度依存性 | 62 |
| 5.3.3 最大荷重の試験温度依存性 | 64 |
| 5.3.4 計装化によるエネルギー (E_i 、 E_p 、 E_t 値) | 65 |
| 5.3.5 亀裂伝播の不安定性 | 67 |
| 5.3.6 破断面のフラクトグラフィ | 68 |
| (a) マクロフラクトグラフィ | 68 |
| (b) ミクロフラクトグラフィ | 70 |
| 5.4 総括 | 72 |
| 第6章 5083アルミニウム合金のシャルピー衝撃破断特性に及ぼす 冷間加工の影響 | 74 |
| 6.1 緒言 | 74 |
| 6.2 実験方法 | 74 |
| 6.2.1 供試材と試験片 | 74 |
| 6.2.2 試験の方法 | 75 |
| 6.3 実験結果および考察 | 75 |
| 6.3.1 吸収エネルギー E_a 値と試験温度との関係 | 75 |
| 6.3.2 E_a 値と LE 値との関係 | 79 |
| 6.3.3 荷重-変位曲線 | 80 |
| 6.3.4 最大荷重 L_m 値 | 83 |

| | |
|------------------------------------|-----|
| 6.3.5 層状二次亀裂 | 84 |
| 6.4 総括 | 87 |
| 第7章 5083アルミニウム合金の吸収エネルギーに及ぼす熱処理の影響 | 88 |
| 7.1 緒言 | 88 |
| 7.2 実験方法 | 88 |
| 7.2.1 計装化シャルピー衝撃試験の方法 | 88 |
| 7.2.2 引張り試験の方法 | 89 |
| 7.3 実験結果および考察 | 90 |
| 7.3.1 シャルピー衝撃試験の吸収エネルギーと等時再加熱温度 | 90 |
| 7.3.2 時効時間とシャルピー衝撃試験における吸収エネルギー | 92 |
| 7.3.3 引張り試験における破断エネルギー | 94 |
| 7.4 総括 | 96 |
| 第8章 結論 | 98 |
| 参考文献 | 104 |
| 謝辞 | 109 |

第 1 章 序 論

5083アルミニウム合金は加工性や溶接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下における靱性が優れているため、低温用構造材料として注目を集めている。

また最近では、原子力発電所の容器としても有望視されている。

低温用構造材料としては面心立方格子のオーステナイト系鉄鋼である18-8ステンレス鋼の SUS 304、体心立方格子のフェライト系鉄鋼である9%ニッケル鋼およびアルミニウム合金の3種類がある。

一般的にはステンレス鋼は経済性において他の2種に比べて不利とされ、大容量の低温用構造材としてはほとんど使用されていない。9%ニッケル鋼およびアルミニウム合金は技術的、経済的の両面において優劣はつけがたく、地上式の円筒型タンクの過半数は9%ニッケル鋼を用いて建造され、長年にわたる十分な使用実績を有している¹⁾。

一方、石油の代替エネルギー源として益々重要性を増しているLNG（液化天然ガス）の運搬用タンカー材料には低温特性の安定性、耐食性、溶接性の面で優れているアルミニウム合金、特に5083アルミニウム合金がほとんど採用されている^{2)、3)}。また、アルミニウム合金は鉄鋼材料のような低温脆化現象が認められない上に、単位重量に対する強度が高いなどの特徴があり、低温用構造材料として大きな期待が寄せられている。

表1-1に5083アルミニウム合金のJIS規格による化学成分を示す。Mgが最大の固溶元素で、Mn、Crは結晶粒を微細化するための添加元素で、再結晶を抑制し、耐応力腐食割れ性の向上、延性や靱性の改善に寄与している⁴⁾。Tiは結晶粒を微細化するための添加元素で、晶出物の大きさおよび量をおさえている⁵⁾。

5083アルミニウム合金はAl-Mg系の合金であるが、大きな固溶体硬化は転位の粘性抵抗が大きいために起こっていると推論されており⁶⁾、溶接継手強度の低下がなく、

表 1-1 5083 アルミニウム合金の化学成分 (wt%)

| S i | F e | C u | M n | M g | Z n | C r | T i | A l |
|------|------|------|----------|---------|------|-----------|------|------|
| 0.40 | 0.40 | 0.01 | 0.40-1.0 | 4.0-4.9 | 0.25 | 0.05-0.25 | 0.15 | bal. |

耐食性が良好な非熱処理型のアルミニウム合金である⁷⁾。

低温構造材として優れている5083アルミニウム合金でも万全を要求される材料としては、低温条件下での破断において層状二次亀裂の発生が見られるなど、不安定的な破断挙動を示すこともあり、全てを満足させているわけではない。今までに、低温構造材として、常温以下、特に液体窒素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見られ、特に、日本造船研究協会の報告⁸⁾は詳細である。

そこで現在、5083アルミニウム合金以上の強度アップを狙った低温用構造材料の開発がなされようとしているが、溶接性、低温特性、金属組織的な安定性を満たした強度向上材はいまだ実現に至っていない²⁾。

本研究はアルミニウム合金で低温用構造材料として現在最も優れている5083アルミニウム合金について機械的特性を調査・研究すると共に、製造上の改善点、使用上の留意点などについて提案することを目的としている。また、低温条件下での破断における層状二次亀裂の発生原因およびその対策などについても論じ、本合金の使用に際しての有用なデータを得、今後の本合金の研究の一助にしたい。

本研究は以下のような内容となっている。

第2章においては5083アルミニウム合金の引張りおよび圧縮試験について論じ、引張りおよび圧縮特性、特に低温における破断の様相などについて述べる。

第3章では第2章を受けて、引張り試験における5083アルミニウム合金のフラクトグラフィ的検討を行い、試験片および破面の観察より、介在物の役割などについて述べる。

第4章では介在物周辺における応力分布のシミュレーションを行い、介在物回りの応力分布から破断のオリジンについての知見を得ようとした。

第5章では5083アルミニウム合金のシャルピー衝撃特性について論じ、特に低温での靱性低下の原因などについて述べる。

第6章では5083アルミニウム合金試験片に冷間圧延加工を施し、層状二次亀裂の成因およびその対策などについて触れる。

第7章では種々の熱処理を施した試験片を用い、シャルピー衝撃試験および引張り試験を行い、靱性値および吸収エネルギーを低下させる析出 β 相について論じ、その改善についても述べる。

第2章 5083アルミニウム合金の 引張りおよび圧縮特性

2.1 緒言

5083アルミニウム合金は第1章で述べたように加工性や溶接性の面で優れているばかりでなく、低温においても靱性が優れているため、低温用容器の構造材として注目を集めている。しかしながら、低温条件下の破断において層状二次亀裂の発生が見られ、不安定な破断挙動を示すことがある。この層状二次亀裂の発生は一般的には材料を脆化させ、破断強度としてはマイナスに作用するものと思われる。

本合金は低温での過酷な条件のもとで万全を要求される構造材として使用されるため、層状二次亀裂の発生原因の解明およびその防止策に関する研究が待たれている。そのため、本系合金についての機械的特性、破壊特性などについての多くの報告がみられる^{9)~13)}。その結果によると、層状二次亀裂の発生は試料の採取方向に大きく依存しているようである。

試料採取方向の影響（異方性）についての論文としては、アルミニウムについて加藤ら¹⁴⁾の報告があり、Al-Mg系合金については松田ら¹⁵⁾の報告があり、5083アルミニウム合金については佐藤ら¹⁶⁾、嵯峨ら¹⁷⁾、大藤ら¹⁸⁾の報告がある。しかしながら、まだ、層状二次亀裂の発生機構などの原因解明およびその防止策は確立していないようであり、種々の温度条件下で、いろいろの試験を行い、さらに検討を積み重ねることが望まれている。

そこで本章では従来の報告を踏まえ、5083アルミニウム合金の種々の採取方向の試料を用い、-196℃から200℃の温度範囲で引張り試験および圧縮試験を行い、引張り変形の破断挙動¹⁹⁾および圧縮変形挙動^{20)、21)}について検討した結果について述べると共に、層状二次亀裂などの不安定な破壊要素についても考察し、その原因および機構などの解明の足掛かりを得ようとした。

2.2 実験方法

2.2.1 引張り試験の供試材と試験片

引張り試験の供試材は板厚 1.0mm および 1.5mm の 5083 アルミニウム合金圧延材である。各試料の分析組成を表 2-1 に示す。板厚 1.0mm の平滑試験片を 1030、切欠き試験片を 1031 とし、板厚 1.5mm の平滑試験片を 1530、切欠き試験片を 1531 と呼び、区別した。

表 2-1 引張り試験の供試材の分析組成

| 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 | — |

試験片は圧延方向と平行に切出し、形状、寸法は図 2-1 に示すような平滑試験片と切欠き試験片とに成形加工した。成形後、歪取り焼なましの意味で、450℃、30 分の焼なまし処理を行い、冷却は炉冷により行った。

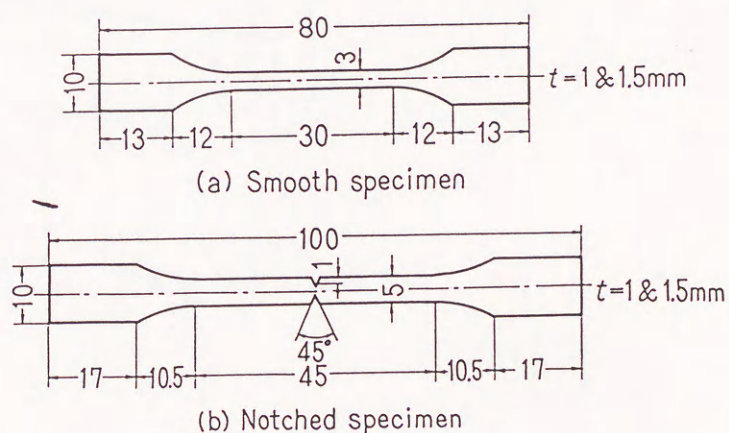


図 2-1 引張り試験片の形状および寸法

2.2.2 圧縮試験の供試材と試験片

圧縮試験の供試材の分析組成を表 2-2 に示す。

表 2-2 圧縮試験の供試材の分析組成 (wt%)

| Cu | Fe | Si | Mn | Mg | Zn | Cr | Ti |
|------|------|------|------|------|------|------|------|
| 0.01 | 0.22 | 0.14 | 0.70 | 4.53 | 0.01 | 0.11 | 0.01 |

供試材は板厚 6.7 mm の 5083 アルミニウム合金圧延材であり、図 2-2 に示すように圧延方向 (L)、圧延に直角方向 (LT) および板厚方向 (ST) の 3 方向の圧縮試験片を採取した。(以下それぞれを L 材、LT 材、ST 材と記載する)。

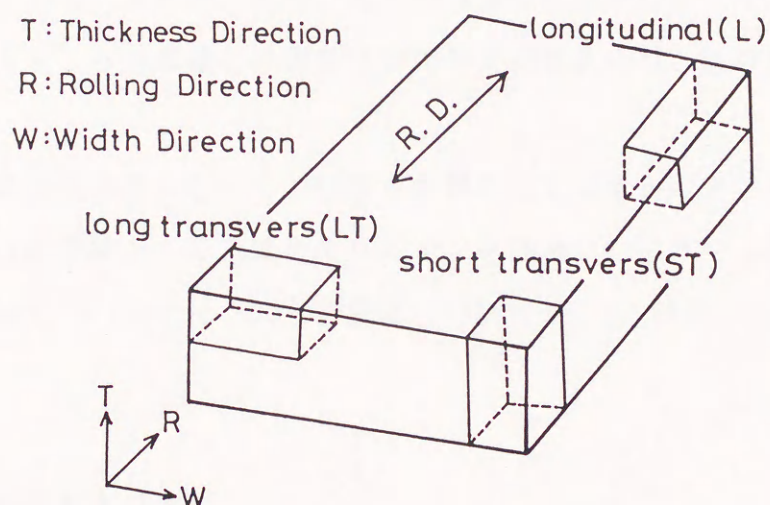


図 2-2 圧縮試験片の採取方向

圧縮試験には端面の摩擦抵抗による寸法効果を抑制する意味で長さの長い試験片を用いた方が良いが、曲りや座屈を起こし易いので、図 2-3 に示すように直径 $d=20\text{mm}$ 、長さ $l=40\text{mm}$ ($l/d=2$) の形状とした。

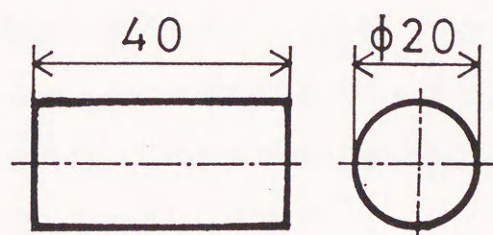


図 2-3 圧縮試験片の形状および寸法

2.2.3 引張り試験の方法

引張り試験はインストロン型の試験機を使用し、引張り速度は50, 200, 500(mm/min)の3種類とした。歪速度にすると平滑試験片の場合、それぞれ 2.8, 11.0, 28.0 ($\times 10^{-2}/s$)である。試験温度は -196, -100, -50, 室温(18~30℃), 100, 200(℃)とし、-196℃は液体窒素により、-100℃および -50℃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℃, 200℃は油の加熱によって得た。

2.2.4 圧縮試験の方法

圧縮試験には 30 ton 万能試験機を使用し、荷重は荷重検出器、長さ方向の変位は変位計より求め、X-Y レコーダへ出力させ、応力-歪曲線を求めた。また試験途中での試験片の直径(後述する a, b の各値)の測定は所定の荷重を負荷後、除荷し、マイクロメータで行った。

試験途中での摩擦抵抗を少なくし、試験片が樽形に変形するのをできるだけ防ぐために試験片両端面には潤滑材として二硫化モリブデンを添加したグリースを塗布した。

試験温度は-196℃、-100℃、 -50℃、室温、 100℃および 200℃である。

2.3 実験結果および考察

2.3.1 引張り試験での応力-歪曲線

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-歪曲線にはいくつかの特徴がみられた。図2-4は平滑試験片に関する応力-歪曲線の代表的な例を示したものである。これらの応力-歪曲線によると上述の本実験の条件のもとでは、200℃の場合を除き、いずれも明瞭な降伏点が観察された。この降伏現象は鋼におけるCと同様の振る舞いをMg原子がはたすためであると考えられている^{22), 23)}。

室温および 100℃における引張り試験の場合、顕著な serrated flow curveが観察された。しかし 200℃および -50℃以下の温度ではこのような serrationはまったく見られず、滑らかな応力-歪曲線を示した。

serration の発生は本系合金の主要固溶元素である Mg に起因する歪時効現象である (24)、(25) と説明されている。

200°C と -50°C 以下の温度で serration が発生しなかった理由は、-50°C 以下の低温では Mg 原子の拡散速度が遅く、実質的に歪時効が起こらないため、また、200°C では逆に Mg 原子の拡散が速やかに起こり、転位の固着が起こらない

ためと思われる。すなわち、serration の発生には試験温度、歪速度、塑性歪量の3つの因子が密接に関係しており、これらの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。

本実験条件のもとでは 100°C および室温において顕著な serration が生じた。100°C での serration は連続的なのに対し、室温における serration は間欠的な serration の様相を呈し、両 serration 間には差異が見られた。その理由としては 100°C では Mg 原子の拡散が比較的早く、したがって塑性歪の発生、すなわち格子内の欠陥に伴う 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。一方室温では塑性歪が大きく、すなわち格子内の欠陥が大きくなると Mg 原子の拡散が進まず、したがってまた転位の固着も起こりにくく、その結果、間欠的な serration の発生が見られるものと思われる。

2.3.2 引張り試験における歪速度の影響

各引張り試験片につき前記3種類の歪速度を適用して実験を進めたが、破断伸び (ϵ 、 ϵ') を除き、降伏点 (σ_s 、 σ_s')、引張り強さ (σ_B 、 σ_B') 等に対する歪速度の影響について有意差を認めることはできなかった。また、破断伸びに対する影響も明確なものではなく、平滑試験片の -100°C、-196°C での実験において、歪速度の増大と共に 10

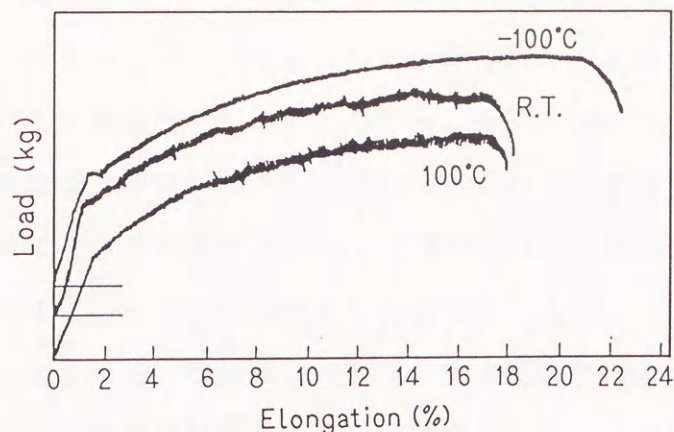


図 2-4 引張り試験による平滑試験片の応力-歪曲線

～30%程度増加する傾向がある。歪速度の影響については従来から多くの報告があり、例えば本実験の試料と材質は異なるが、2 S アルミニウム板について大森ら²⁶⁾ が実験しており、ほぼ-100～300℃の試験温度範囲で、歪速度を 1.3×10^{-3} /sから 1.6×10^2 /sの広い範囲で変化させた場合、歪速度の増加と共に破断伸びが増大し、特に100℃において増加の程度が著しいことを報告している。一方、一般的な場合としては、Nadai²⁷⁾ らは面心立方金属の場合、10倍程度までの歪速度の変化はその影響を無視し得る程度であり、200℃以下の温度では特にその影響が小さいとしている。本実験は歪速度の変化範囲が10倍までであったためと思われるが、前記のようにその影響は無視出来る程度であった。

2.3.3 平滑試験片の機械的特性

図2-5は平滑試験片に係わ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、 σ_s は試験温度に関して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_B 、 ϵ については-196℃において急激な増大がみられ、優れた延性が認められる。 σ_B の-196℃における値は室温における値の約60%増であり、200℃では逆に30～40%減となっている。一方 ϵ は σ_B とは対称的に100℃で最小値を示し、-196℃ではその約2倍となるが、200℃では100℃における値の40～50%増を示した。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、例えば小林ら¹⁰⁾ 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_B 、 σ_s の変化には本実験と本質的な差異は認められない。また、福島ら²⁸⁾ もアルミニウム合金について低温における引張り特性について調べているが、2017合金は試験温度の低下と共に ϵ が減少する傾向のあることを報告しており、対照的な変化を示すことは興味深い。引張り特性、特に ϵ の値は試験片の形状、寸法、方向性等に依存することが考えられる。

試験片1030と1530との比較では、両者の間に本質的な大きな相違は見られない。 σ_B の値について見ると、1030の場合、-50～100℃の範囲で試験温度による変化はほとんど無く、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_s 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の方が高いこと等が観察されるが、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は $33\mu\text{m}$ 、1530は $24\mu\text{m}$ であり、

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^{29), 30)}によれば、Al-Mg系合金の引張り性質は結晶粒径に左右され、またペッチの式に従うとされているので、5083アルミニウム合金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³⁰⁾で、5083アルミニウム合金のMg含有量に最も近い、Al-4.75%Mg合金の σ_B 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1つである

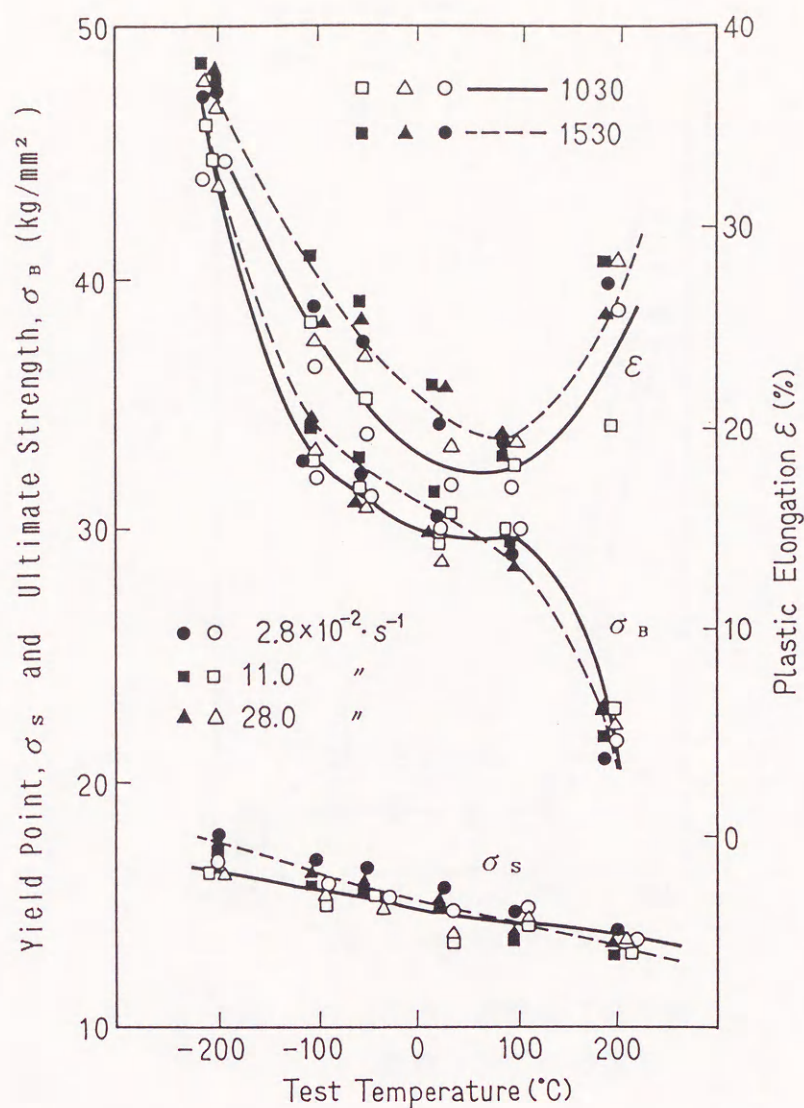


図2-5 引張り試験による平滑試験片の機械的特性

歪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、結晶粒度の小さい1530が約10%高い ϵ 値を示す。この値は上記の本実験の結果と良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られる。

図2-6は平滑試験片について、試験温度に対する伸び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-歪曲線で得られた降伏点から引張り強さまでの伸び ϵ_1 と、引張り強さから破断に至るまでの伸び ϵ_2 との比、 ϵ_2 / ϵ_1 を示した。

図2-6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している。 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亀裂あるいはボイドの成長が容易であり、局部的に絞られることによるものであろう。一方、 -196°C における破断伸びは局部的な亀裂あるいはボイドの成長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、その特質がそれぞれ異なっていると考えられる。

2. 3. 4 切欠き試験片の機械的特性

図2-7は切欠き試験片の機械的特性を示したものである。

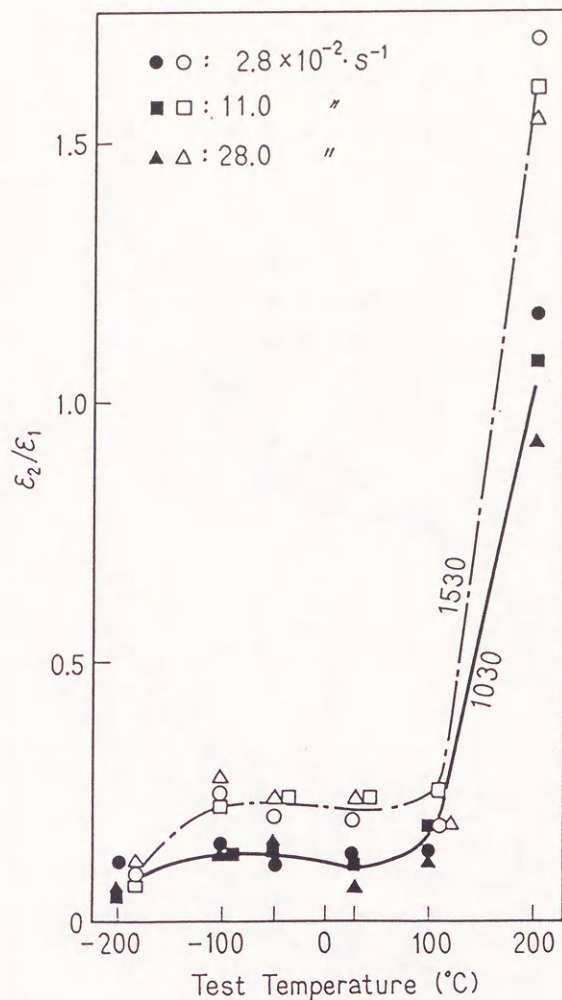


図2-6 引張り試験による平滑試験片の伸びの変化

σ_s' 、 σ_B' 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℃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℃における ϵ' の増大は見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、200℃においては局部伸びの大きいことが結果的には破断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見られ、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、結果的には破断伸びを低くするのであろう。

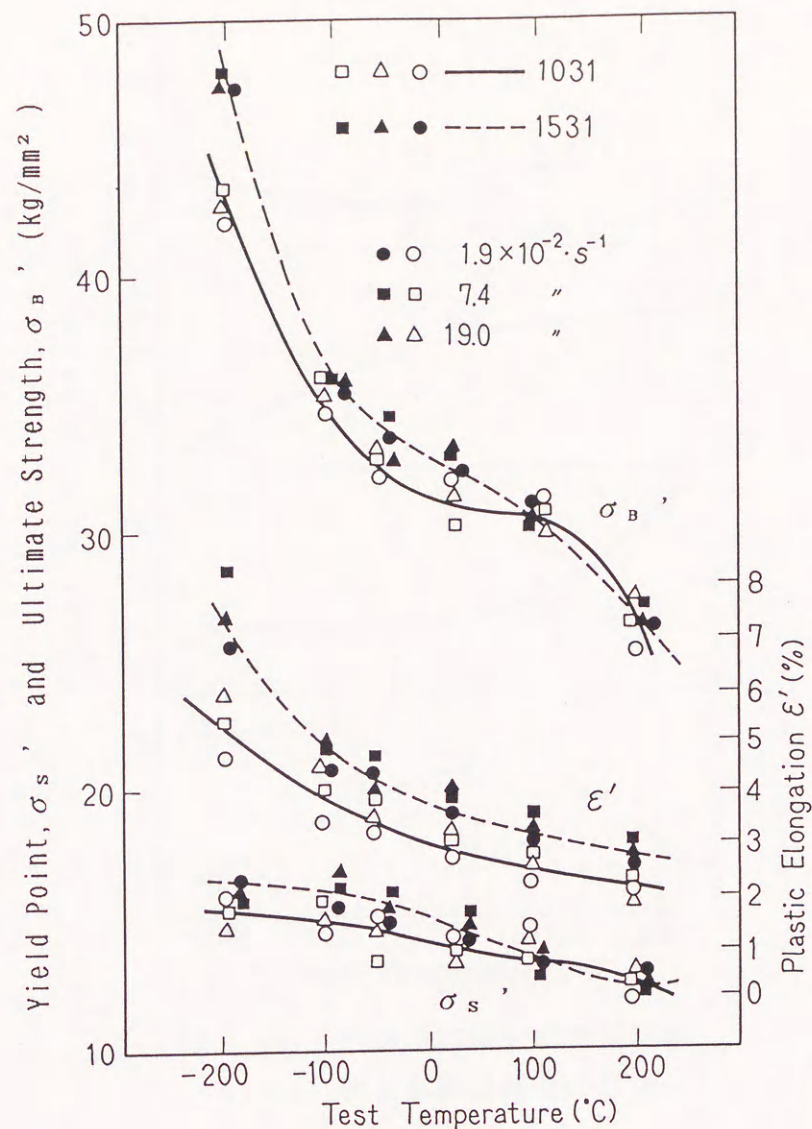


図2-7 引張り試験による切欠き試験片の機械的特性

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。

図2-8はその結果で断面収縮率 ψ と試験温度との関係で見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℃付近に ψ の最小値が見られる。-196℃、200℃での値を比較すると、 ε の値とは逆に200℃における値は-196℃における値より高い。これは先に図2-6について行っ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 ψ 値は室温付近において高くなることが観察された。

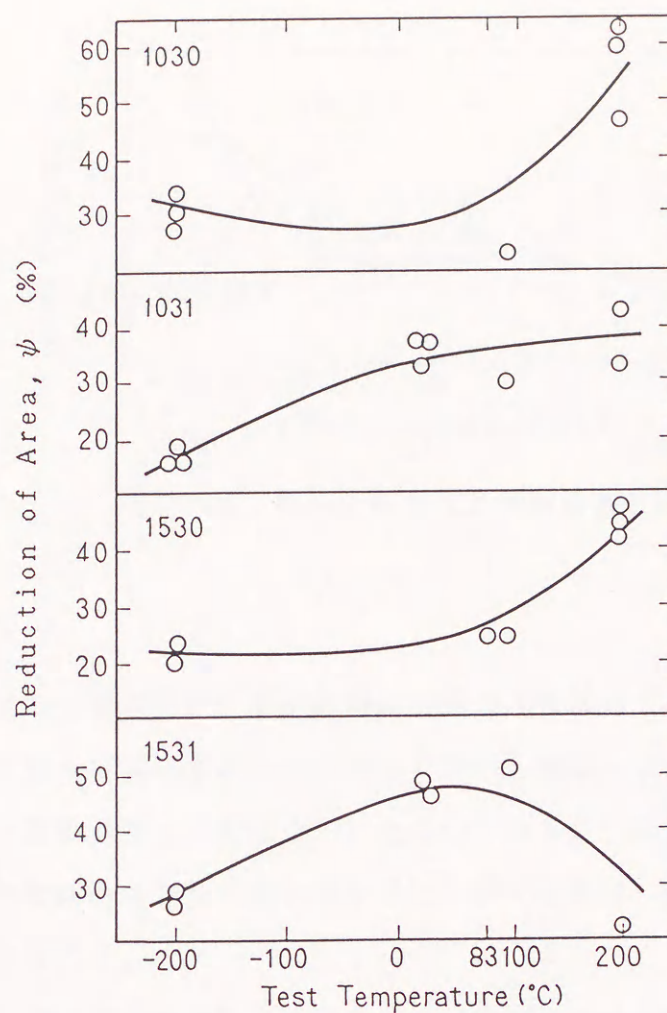


図2-8 引張り試験での断面収縮率と試験温度との関係

2.3.5 その他の引張り破断特性

(a) 切欠き耐力比

切欠き試験片の場合度々、応力集中率（形状係数）が論じられる。しかしこれは試験片の幾何学的形状によって定まるもので、材料の種類や荷重の大きさに無関係である。そこで材料の塑性的性質を考慮し、実際の破断特性を表す係数として、破断係数、切欠き耐力

比、切欠き強度比などが考えられている。

切欠き耐力比とは切欠き試験片での引張り強さ (σ_B') と、平滑試験片で得られた耐力 (降伏点) (σ_s) との比 (σ_B' / σ_s) であるが、引裂試験、破壊靱性試験から得られる結果と良い相関性を示すものとされている³¹⁾。すなわち、切欠き耐力比が 1.0 以

上であることは、切欠き試験片での引張り強さが平滑試験片の耐力 (降伏点) 以上であり、材料が降伏後かなりの塑性変形を伴って破壊するものと考えて良い。図 2-9 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。-196℃における切欠き耐力比は 1.0mm、1.5mm の両試験片ともに高い値を示し、特に前者は -100 ~ 100℃ の範囲で後者より全般に高い値を有する。

以上のことより 5083 アルミニウム合金の切欠き耐力比は -196℃ において室温におけるものより高く、低温において降伏後も十分な塑性変形量を伴って破断し、優れた切欠き靱性を有することが理解される。

このことは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℃ において室温より低い切欠き耐力比³²⁾を示すのと対照的である。

(b) 切欠き強度比

切欠き強度比は切欠き試験片で得られる引張り強さ (σ_B') と、平滑試験片での引張り強さ (σ_B) との比 (σ_B' / σ_B) であり、切欠きに対する感受性を示す一つの基準となるべきものである。切欠き強度比が 1.0 以下であることは、当該材料が切欠き脆性に対し感受性を有することを示すものである。図 2-10 は前記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 アルミ

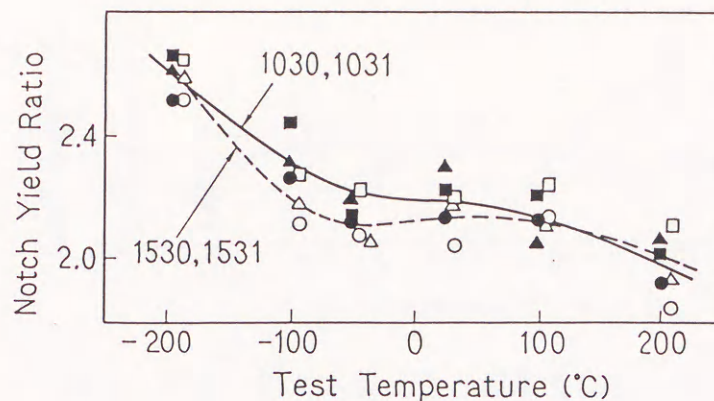


図 2-9 切欠き耐力比と試験温度との関係

ム合金板材は板厚 1.0mm、
1.5mm に関係なく、-100℃
以上では 1.0以上の値であ
り、切欠きの影響が強度の
低下として表れないことを
意味している。

ところが、-196℃におい
ては 1.0前後の値を示す。
このことは先に図 2-9 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 アルミニウム合金は -196℃にお
いて、実際の破断に対しては降伏開始後十分に塑性変形するものの、切欠きに対し感受性
が有り、液体窒素温度において切欠き脆性が生じやすい傾向に有ることを示しているもの
と思われる。すなわち、-196℃において、降伏後の伸びにより応力を緩和し、亀裂の成長
に対する高い抑制効果を持つものの、切欠き試験片での実験のような大きな応力集中が働
く場合、僅かに脆化することを意味する。

この脆化の原因としては、次章でのフラクトグラフィの結果を参考にすると、層状二次
亀裂の発生があげられる。すなわち、上述の切欠き耐力比と切欠き強度比が対照的な挙動
を示すのは、本系合金の低温での層状二次亀裂の発生に起因すると考えられる。

しかし一方、平滑試験片の引張り強さが -196℃で急増していることと考え合わせると、
切欠き強度比が -196℃において 1.0前後の値を示すとしても、本系合金は高い靱性を有す
ると言って良いであろう。

以上 5083 アルミニウム合金の引張りに対する機械的特性について述べたが、低温で
の切欠き試験片において僅かな脆化傾向を示すものの、全体的には優れた引張り特性を有
し、低温構造材として適していることが明らかとなった。

2.3.6 圧縮試験の応力-歪曲線

圧縮試験で得られた応力-歪曲線の例として 100℃の場合を図 2-11 に示す。100℃
の場合、約 16%の歪までは L 材、LT 材、ST 材の順に応力が高く、それ以上の歪では L

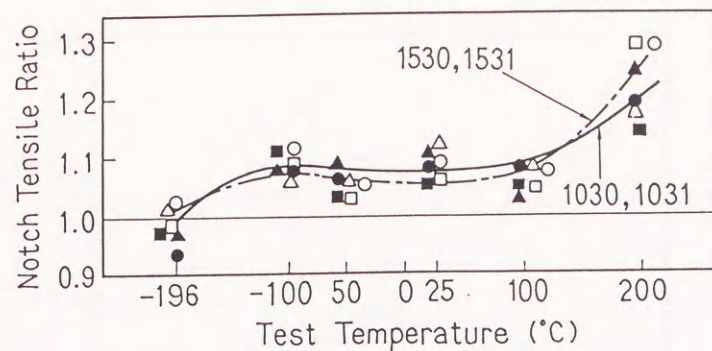


図 2-10 切欠き強度比と試験温度との関係

T材が高くなり、S T材は低くなる傾向がみられた。このことは他の温度の場合も同様で、高温ではさらに顕著になるようである。

筑田ら¹²⁾は5083アルミニウム合金の引張り試験を行い、圧延材の試験片の採取部位によって強度が異なり、引張り強さおよび耐力はいずれの試験片とも表面部と中間部では差がほとんど無いが、中心部ではL材がLT材やS T材より高く、その傾向は低温になると

より顕著となるとしている。また佐藤ら¹⁶⁾は耐力値にかなりの差があるが、引張り強さにおいてはL材とLT材とではほとんど差がないとし、嵯峨ら¹⁷⁾は室温での引張り強さはL材に対しLT材は約4.4%、S T材は約12.5%の減少を示したとしている。本実験は圧縮試験であり、引張り試験とは直接比較できないが、高応力域でS T材が最も低い値を示すのは引張り試験の場合と同様であった。

図2-11に示した例では45%歪で応力の緩和がみられるが、この現象は試験片に亀裂が入ったため、亀裂は室温の時が最も顕著で-100℃、100℃の場合も発生した。

各試験温度における耐力と歪10%および歪35%での応力を図2-12に示す。図から明らかなように、耐力に対する温度の影響はほとんど見られず、引張り試験の場合¹⁹⁾とは異なっている。一方、歪10%の応力は-100℃でわずかに上昇し、-196℃で急に増大している。採取方向による相違は顕著ではないが、わずかにL材の応力が低く、S T材の応力が高い。この原因としてはS T材が圧延によって最も強加工を受けており、負荷方向に沿う

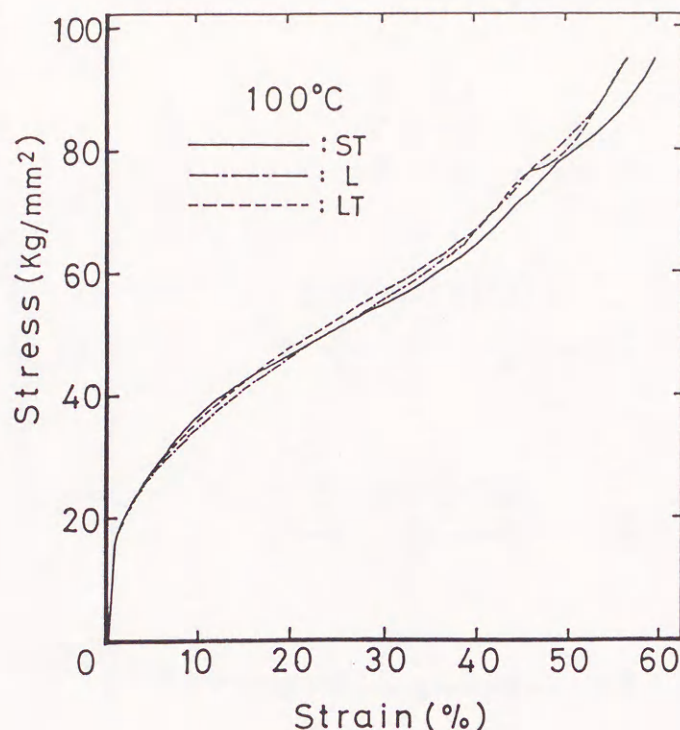


図2-11 圧縮試験の応力-歪曲線

結晶粒径も小さく、その影響で圧縮される際、最も加工硬化しやすいためと考えられる。歪35%では-196℃での応力が急激に増大し、歪効果の著しいことを示している。これは温度依存性の高い交差すべりが-196℃で最も強く抑制されることが象徴的に示されているものであろう。-100℃～200℃の範囲ではほぼ一定の値を示すものの、室温付近で僅かな増大を示すのは歪時効の影響によるものと考えられる。採取方向による相違を見てみると、ST材の応力が低くなっており、高温側で

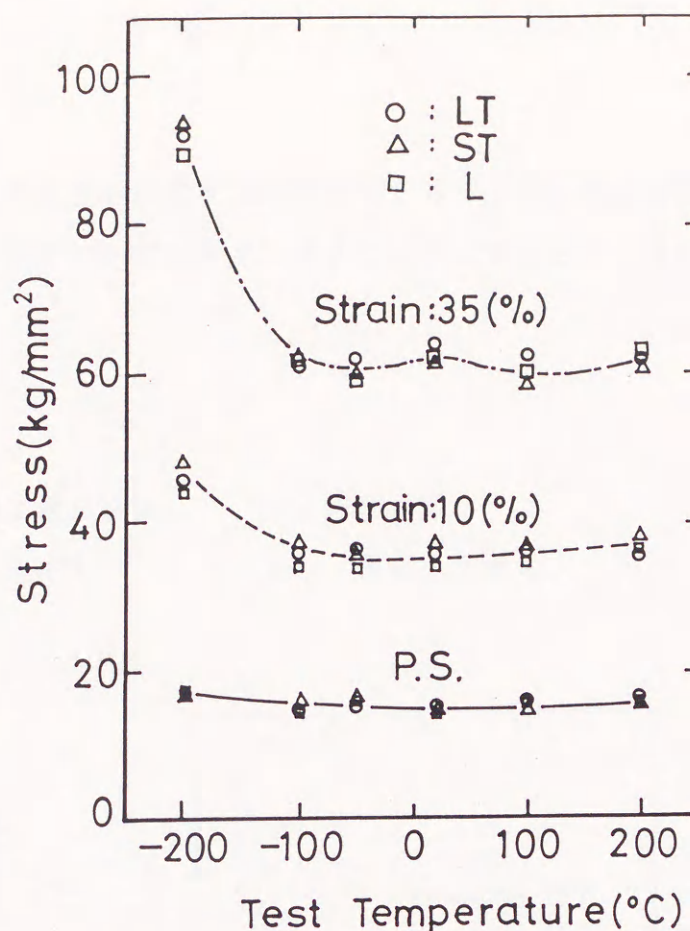


図2-12 圧縮試験における耐力と歪10%および歪35%での応力

より顕著である。この理由としては歪が大きくなると転位密度が高くなり、転位の上昇運動等もST材は早めに起こり、応力が低下するものと思われる。また高温側でより顕著である原因としては高温でのすべりは粒界でのすべりが主であり³³⁾、ST材は圧縮方向に対し、最も多くの粒界が存在することが挙げられる。

200℃での引張り強さは急激に降下する¹⁹⁾のに対し、本圧縮試験の場合、図2-12に示すように他の温度での応力と比較してそれ程低下しない。このことは200℃における変形は結晶粒界におけるすべりが大きく関与するため引張り強さが降下するのに対し、本実験のような丸棒試験片での圧縮試験では、結晶粒界でのすべりの拘束が引張り試験と比較して、圧縮面での拘束および試験片形状等のために大きいという圧縮試験の特徴が表れ

ているためであろう。

2.3.7 圧縮特性

(a) 加工硬化指数 (n 値)

引出し加工および絞り加工等の加工性を代表する材料特性として、加工硬化指数 n 値がある。多くの延性金属の大きな塑性変形を対象とする場合には次式で表される近似式がよく用いられる³⁴⁾。

$$\sigma_t = F \cdot \epsilon_t^n$$

ここで n : 加工硬化指数、 F : 塑性係数、
 σ_t : 真応力、 ϵ_t : 真歪 である。

上式によれば n 値は最高荷重点における真歪であるが、本実験においては引張り試験のように簡単には最高荷重点を求めることができないので、次式³⁵⁾を用いた2点法により圧縮試験による n 値を求めてみた。

$$n = (\log \sigma_{t1} - \log \sigma_{t2}) \div (\log \epsilon_{t1} - \log \epsilon_{t2})$$

圧縮試験のように試料が均一に変形しづらい試験では正確な真応力および真歪は求められないと思われる。しかし、n 値と温度および試料採取方向の影響を見るため、本実験で得られた公称応力 (σ_n)

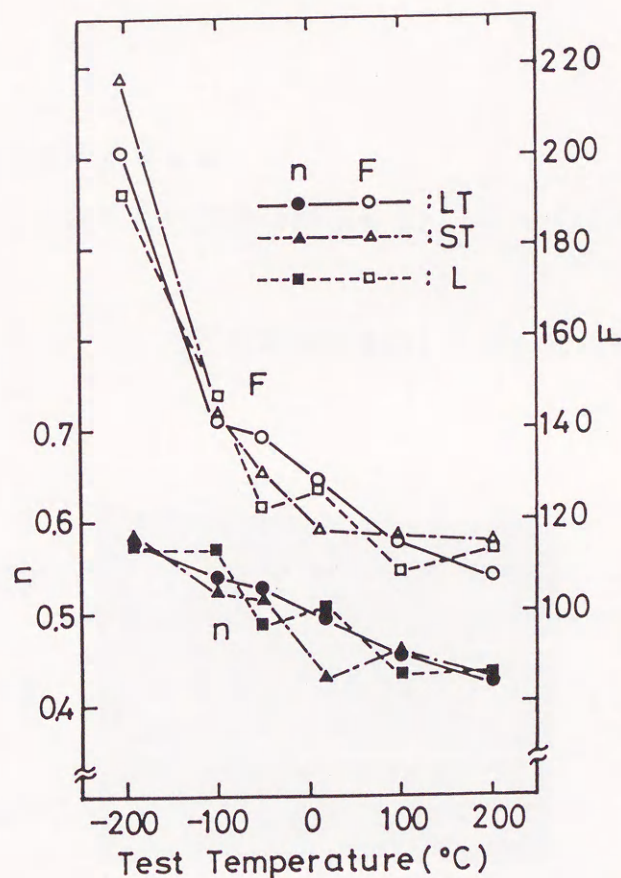


図2-13 圧縮試験の n 値および F 値

および公称歪 (ϵ_n) を用いて次式より真応力および真歪を求めてみた。

$$\sigma_t = \sigma_n (1 + \epsilon_n)$$

$$\epsilon_t = \ln(1 + \epsilon_n)$$

このようにして求めた真応力を真歪に対してプロットし、真歪5%および15%の2点での真応力、真歪より n 値および F 値を求めた。その結果を図2-13に示す。

n 値は 0.4~0.6 の範囲にあり、小原ら³⁶⁾ による A1-Mg 合金を用いて引張り試験で求めた約 0.4の値とは直接比較は出来ないが、やや高い値となっている。L材、LT材、ST材の3種類の試料間での相違はばらつきがあり明確ではないが、低温になるにしたがって、 n 値が上昇していることが認められる。このことは5083アルミニウム合金は低温において良好な成形性を有し、破断に至るまでの余裕が大きくなって、成形限界が向上する³⁷⁾ ことを意味する。

(b) 圧縮横断面の長軸と短軸との変形量の比 (α 値)

試験片に圧縮荷重を加えていくと、すべての試験片の圧縮面が写真2-1に示すような楕円形状に変形した。

写真2-1は-196℃、室温および200℃で30 tonの圧縮荷重を負荷した後の圧縮面の写真であるが、L材は図2-2で示すT方向、LT材もT方向、ST材はR方向に伸長した。この現象は圧縮方向に対して各方向への変形抵抗の違いを表すものと思われる。

そこで試験片中央断面部の楕円形の長軸の長さを a 、短軸の長さを b とし、 a および b の値を、歪を累加し

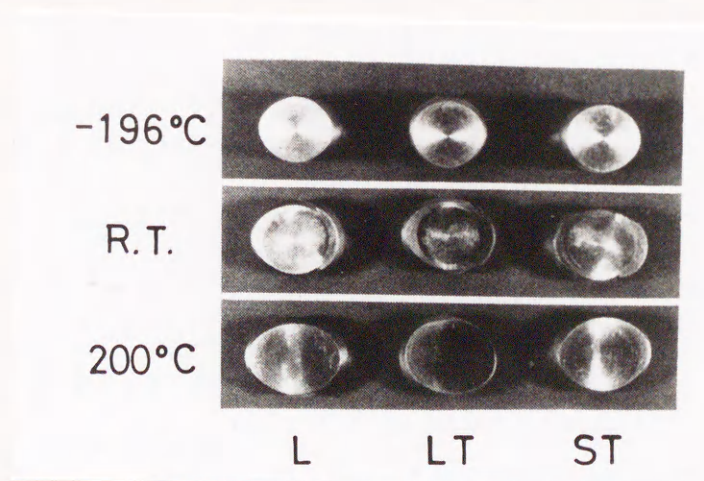


写真2-1 圧縮荷重を負荷した後の圧縮面

て求めてみた。一例として 100℃ の場合の測定結果を図 2-14 に示す。

図から分かるように LT 材の a 値は小さく、b 値は最も大きく、3 試験片の中で最も圧延組織の影響を受けない試料である。それに対し L 材は b 値は小さく、a 値は最も大きい値となり、3 試験片中、最も圧延による異方性が表れている。圧縮試験における応力-歪曲線ではこのような明瞭な 3 試験片間の差異は存在せず、興味ある値と考え、a 値に対する b 値の比 (b/a) を α 値として測定した。

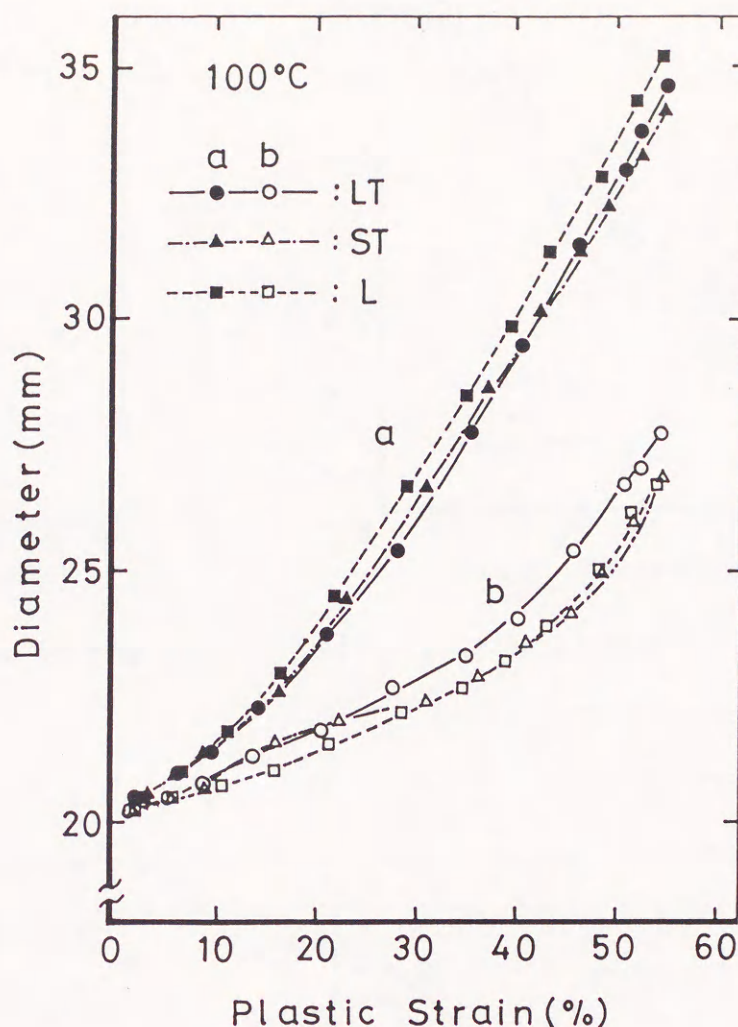


図 2-14 圧縮面の長軸の長さ (a) と短軸の長さ (b)

-196℃、室温、200℃の各々の場合の塑性歪に対する α 値の変化を図 2-15、図 2-16、図 2-17 に示す。図 2-15 の -196℃ の場合は全荷重 30 ton の負荷でも歪量が小さく、破壊しないでさらに加工硬化し得る余裕があり、他の温度の場合と比較すると直線的に降下しているのが特徴的である。 α 値は L 材が最も低く、次いで LT 材、ST 材の順に高くなっている。この α 値の順序は -196℃ における応力-歪曲線での応力と同様である。図 2-16 に示した室温の場合は L 材の α 値は低く、低歪域では ST 材が最も高く、歪が増すにしたがって ST 材が LT 材より低下する。この傾向は 200℃ の図 2-17 でも

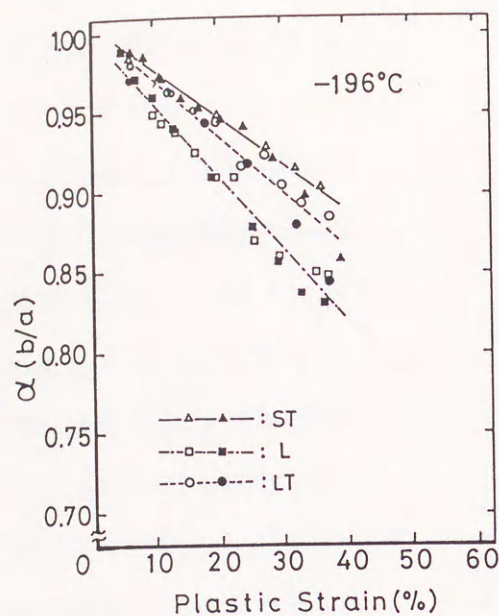


図 2-15 -196°Cでの α (b/a) 値

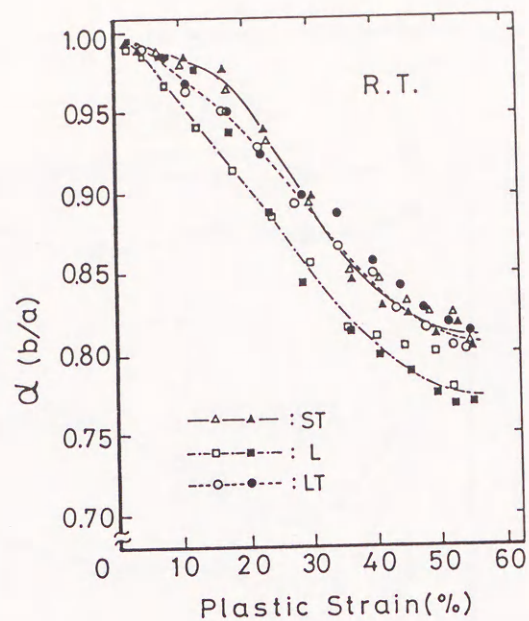


図 2-16 室温での α (b/a) 値

同様である。特に 100°Cでの S T 材は歪が増すと、他の温度の場合と比べ急激に降下する。塑性歪10%および35%での α 値を温度との関係で示すと図 2-18 となる。

図から明らかなように低歪域（塑性歪10%）では温度による影響はほとんど受けず、3種類の試験片を比較すると、先に述べたように、L材の α 値が低く、S T 材と L T 材では S T 材が僅かに高い。それに対し、歪が増加すると（塑性歪35%）3試験片ともに同様な温度感受性を示し、-196°C～ 100°Cまでは温度の上昇と

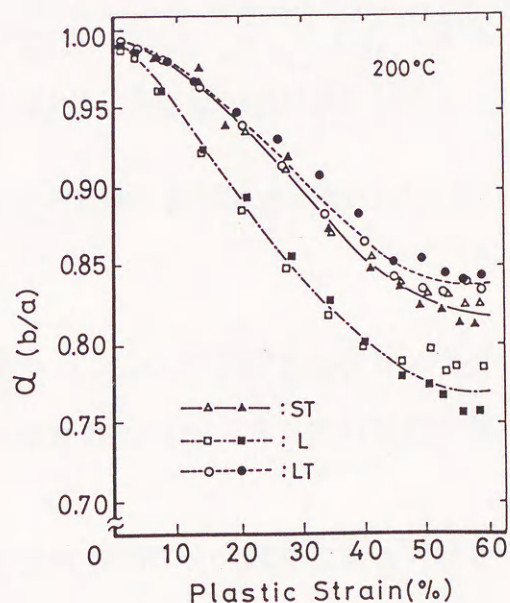


図 2-17 200°Cでの α (b/a) 値

共に α 値は低下し、温度が高くなると異方性が顕著になることが理解できる。しかし、200℃では α 値は急増している。200℃での圧縮試験片の側面観察によると、30 tonでの歪は最も大きいにも拘らず、-100℃、室温および100℃で見られた亀裂の形成はない。また先に述べたように200℃での応力は他の温度の場合と比べ低下していない。200℃での3種類の試料の α 値の変化は他の温度の場合と同様にLT材が最も高く、L材が最も低い。このことは200℃での3種類の試料間において、異方性の温度に対する感受性に特に変化がみられないことを示している。以上のことから、200℃の圧縮変形挙

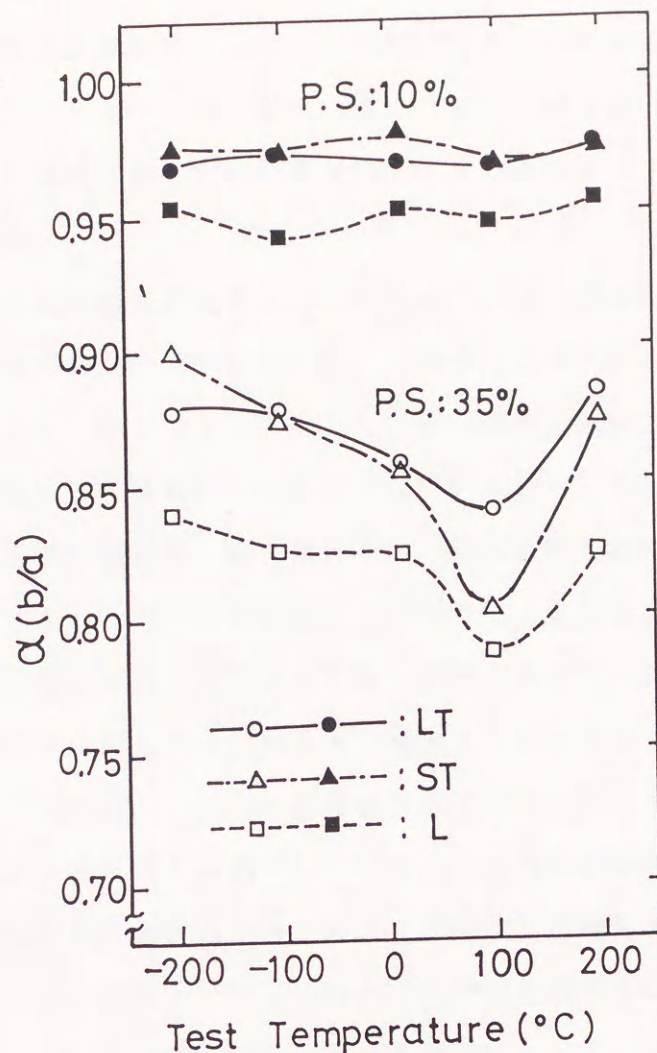


図2-18 歪10%と35%での α 値

動は-196℃～100℃までの挙動とは明らかに異なり、200℃では高温クリープ的な変形挙動が顕著に表れ、その結果3種類の試料共に α 値が高くなり、異方性の特色が弱められたものと考えられる。

一方、三木ら³⁸⁾は5083アルミニウム合金は200℃～250℃でMgの粒界への析出が起こると述べており、大崎ら³⁹⁾も150℃～180℃のときすべての粒界にほぼ連続して β 相が生ずるとし、また岡本ら⁴⁰⁾も200℃時効において光顕では30分から粒界に β 相が認められたと述べている。これらの知見を考え合わせると、本実験では特に確認していないが、200℃での圧縮試験において β 相の析出とまで行かなくとも、試験途中でのMgの

粒界への偏析は考えられ、これらの現象も異方性を弱める方向へ働くと思われる。

塑性歪35%での3種類の試料の温度の影響を見てみると、-196℃の場合を除き歪みが増大(35%)するとST材の α 値はLT材と比べて低くなり、特に100℃での α 値は急激に降下しており、L材の α 値はすべての温度で最も低く、歪が増大するとますます圧延組織に起因する異方性の影響が顕著となる。

次ぎに応力-歪曲線と α 値-塑性歪曲線の対応関係について考えてみる。破断による亀裂の発生は応力-歪曲線の歪45%前後の応力の緩和に表れることはすでに述べたが、 α 値-歪曲線でも明確に表れた。図2-16、図2-17に示した α 値-塑性歪曲線の塑性歪45%前後での曲線の勾配の変化が試験片の破断亀裂の発生を示しているものと考えられる。すなわち α 値は塑性歪30%前後での急激な降下後、徐々に低下し、45%前後を境に今度は α 値は一定値に近づくか、逆に上昇する。この変化が試験片のすべりによる破断亀裂発生に対応しているものと思われる。その他、応力-歪曲線と α 値-塑性歪曲線との対応関係を調べてみると、応力-歪曲線のなだらかに上昇している歪の範囲(～25%前後まで)は α 値-塑性歪曲線でもなだらかに降下しており、応力-歪曲線の急に増大している歪の範囲(25～40%前後)でも α 値-塑性歪曲線が急激に低下しているという対応が認められる。

以上述べた α 値は圧縮応力に対して試験片の採取方向の違いに起因する試験片の変形抵抗の方向性(異方性)を表していると思われるが、加工の際の材料特性を表すものとして n 値と共に塑性異方性 r 値があげられる。そこで次項では引張り試験における r 値に類似した圧縮試験の際の r' 値を求め、 α 値との関係を検討する。

(c) α 値と r' 値(塑性異方性指数)との関係

一般に降伏点あるいは引張り強さなどの値に差のない場合でも成形加工性、特に平底カップの深絞り性について差異が認められること等から r 値が提唱されている。

r 値は次式で表される。

$$r = \log(W_0/W) / \log(W_1/W_0 \cdot l_0)$$

ここで、 W_0 、 W ：引張り変形前、後の試験片の幅(mm)

l_0 、 l ：引張り変形前、後の試験片の長さ(mm)

α 値は試料採取方向での相対的な異方性を示すものであるが、 r 値は試験片の引張り変形前の幅を基準にした絶対的な値であり、試験片の基準寸法からの加工性を示すものと思われる。

本試験の場合、試験片が丸棒であり、圧縮試験という r 値を求める引張り試験とは異なる試験法であるが、あえて本試験の圧縮試験でも異方性を表せられると思われる次式によって r' 値として値を求めてみた。

$$r' = \log(d' / d) / \log(l / l')$$

ここで d : 圧縮試験前の試験片の直径 (20 mm)

d' : 圧縮試験後の試験片の直径 (mm)

l : 圧縮試験前の試験片の長さ (40 mm)

l' : 圧縮試験後の試験片の長さ (mm)

アルミニウムは銅や鋼に比べて均一な歪分布を示し⁴¹⁾、5083アルミニウム合金はバルバ形歪分布を示す^{42)、43)}。200℃では多少バルバ形歪分布が変形するものの各温度 (-196℃ ~ 100℃) で均一な歪分布を示し、特に-196℃ではそれが顕著である。また破断伸びの中で最大荷重点に至るまでの占める割合は非常に高い¹⁹⁾。そこで本研究では、 r 値を求める場合、均一伸びの70%程度を取れば良い³⁵⁾とされているの

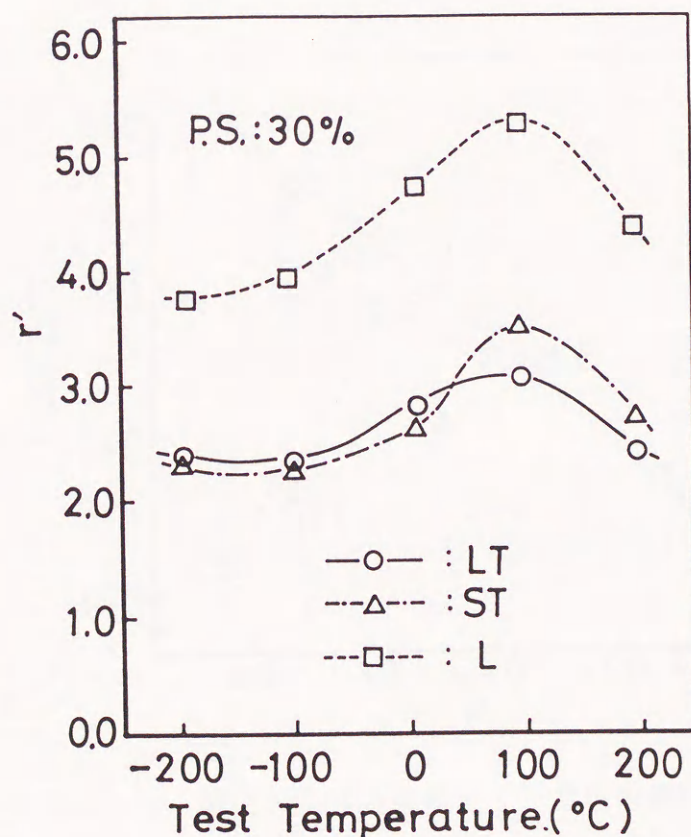


図 2-19 塑性異方性指数 (r' 値)

で上記のことも考慮して圧縮歪30%の際の値を求めることとし、上記の d' の値として、 α 値を求めた際の圧縮歪み30%の時の a の値を内挿法により求め、その値を d' に代入することとした。すると圧縮歪30%時の上式の l' の値は28mmとなり、本研究での r' 値を求める式は次式のように変形できる。

$$\begin{aligned} r' &= \log(a/20) / \log\{20 \times 40 / (a \times 28)\} \\ &= \log(a/20) / \log(200/7a) \end{aligned}$$

上式により求めた r' 値を試験温度に対して示したものが図2-19である。

アルミニウムなど非鉄金属材料では深絞り性に対する主たる材料影響因子である r 値はほとんど変化しないとされている⁴¹⁾が、図2-19からも分かるように試料採取方向によって r' 値は変化し、LT材とST材は同程度であるがL材の r' 値はLT材、ST材の r' 値の約1.7倍である。

次ぎに試験温度の r' 値へ与える影響をみてみると、3種類の試料とも低温になるにしたがって r' 値は低下し、異方性は少なくなることが分かる。このことは図3-18で示した α 値と同様の傾向である。そこで r' 値と α 値との関係を検討するため縦軸に α 値、横軸に r' 値を取ってプロットしてみた。その結果が図2-20である。

図2-20から分かるように塑性異方性を表すと思われる r' 値と α 値は次式

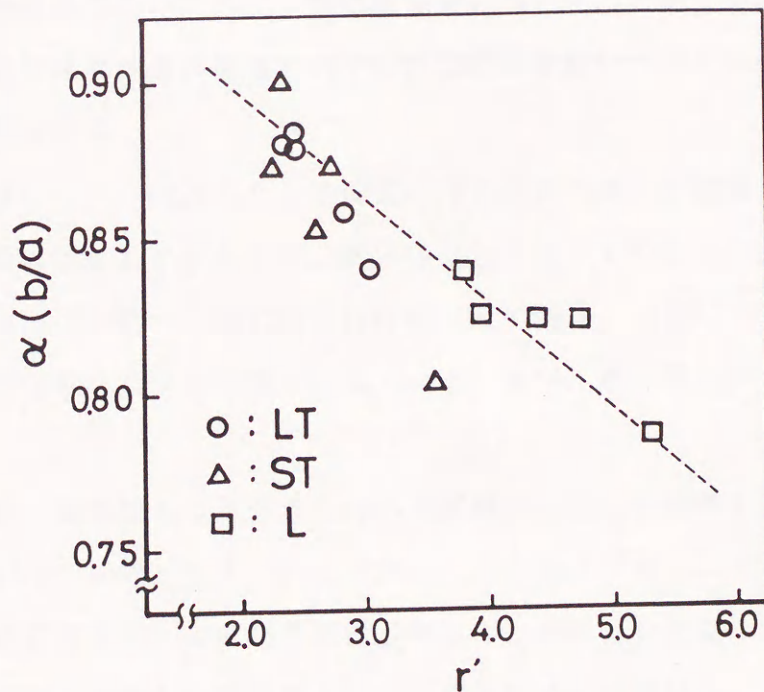


図2-20 α 値と r' 値との関係

$$\alpha = -0.0342 r' + 0.964$$

のような直線的な比例関係にあり、 α 値は塑性異方性を示す指標となり得ることが分かった。

2. 4 総 括

本章では5083アルミニウム合金圧延材の引張り試験および圧縮試験における破断挙動、およびその特性について述べた。その主なる結論は以下の通りである。

- (1) 5083アルミニウム合金圧延材の引張り試験での応力-歪曲線の温度による影響、歪速度の影響について述べると共に、平滑試験片および切欠き試験片での機械的特性について検討し、低温で優れた引張り特性を有することを述べた。
- (2) 切欠き耐力比、切欠き強度比について調べ、両者は低温において対照的な傾向を示すことを述べた。このことは本合金の低温での不安定な破断挙動についての解明の足掛かりになるものと思われる。
- (3) 圧縮試験の応力-歪曲線について検討した。3種類の採取方向の異なる試験片間の温度に対する影響の差異はほとんど見られず、耐力はほとんど一定であった。塑性歪が増加したときの応力は 200℃～ 100℃まではほぼ一定であり、-196℃で急増し、引張り試験の場合と異なり高温側での低下は見られず、良い圧縮特性を示すことを述べた。
- (4) 加工硬化指数 n 値を求め、値にばらつきがあるため3試料間の相違は明確ではないが、低温になるにしたがって n 値が上昇することから、5083アルミニウム合金は低温において良好な成形性を有し成形限界が向上することが明らかとなった。つづいて、圧縮横断面の長軸と短軸との変形量の比 (α 値) について検討し、応力-歪曲線では表れなかった3試験片の相違を明瞭にすることができた。 α 値と共に、塑性異方性指数 (r' 値) についても検討し、試料採取方向によって値が異なることを示した。

(5) α 値と r' 値との相互の関係について検討した結果、両者間には直線的な比例関係が成り立ち、 α 値は圧縮応力に対して試験片の採取方向の違いに起因する試験片の変形抵抗の方向性（塑性異方性）を示す指標となり得ることが分かった。

第3章 5083アルミニウム合金の フラクトグラフィ的検討

3.1 緒言

第2章では5083アルミニウム合金圧延材の引張りおよび圧縮試験での変形破断の挙動を検討したが、本合金は室温においては勿論、低温下においても引張りおよび圧縮試験に対し延性破壊を示し、破断に至るまでにかなりの塑性変形が導入されていることが明らかとなった。

本合金のような延性的な金属の母相中に介在物（晶出物、析出物、金属間化合物、第2相粒子等をまとめて、介在物ということにする）が存在する場合、主としてこれらの介在物と母相との境界、結晶粒界、セル境界等の界面近傍において転位が堆積することによって増大した微視的な局部応力と、巨視的な応力との相互作用によって微小亀裂、微小剥離（以下ボイドと記載する）が生成し、成長、合体することによって破断へと進展することが知られている^{44)~46)}。またこれらのボイドや破断などが生ずることによって塑性変形に伴う歪エネルギーの緩和が起こるものと考えられる。

上述のように破断に際し、介在物の存在が応力集中や内部応力の不均一を生ずる原因となり、直接、間接に破断の原因、機構に関与していることは明確であるにしても、本合金の介在物の特質および破断との具体的な係わり合いについては不明な点も多く、解明が待たれている。これらボイドの生成過程から最終的に材料の破断に至る過程について考えることは重要であると思われる。

そこで、本章では5083アルミニウム合金の引張り試験における破断試料または破断途中の試料を走査電子顕微鏡（以下SEMと記載）あるいはX線マイクロアナライザ（以下XMAと記載）で観察することにより、介在物の特質、介在物とボイドとの関わり合い、さらにボイドの生成とその後の引張り変形中での破断との関係および層状二次亀裂などについてフラクトグラフィ的検討を行った結果^{19)、33)、47)}について述べる。

3.2 実験方法

3.2.1 供試材と試験片

供試材および試験片形状は第2章と同様で、板厚1.0mm および1.5mm の5083アルミニウム合金板より平滑試験片と切欠き試験片をいずれも圧延方向と平行に切り出した。

3.2.2 引張り試験の方法

引張り試験の方法も第2章と同様で、試験温度は主として -196°C 、 -100°C 、 0°C 、室温($24\sim 30^{\circ}\text{C}$)で行ない、一部については 100°C 、 200°C でも行なった。試験片はあらかじめ鏡面状に仕上げておき、所定の塑性歪みを与えるか、または破断をし、引張り変形後の試料表面および破面についてSEMによる観察を行なった。SEMで観察した一部の試料については同一視野をXMAでAl, Cu, Si, Fe, Mn, Mg, Zn, Cr, Ti等について分析した。

3.3 実験結果および考察

3.3.1 引張り破断した破断面の観察

破断試料の目視によるマクロ的な観察を行うと、破断面の試料表面に対する傾斜角は、

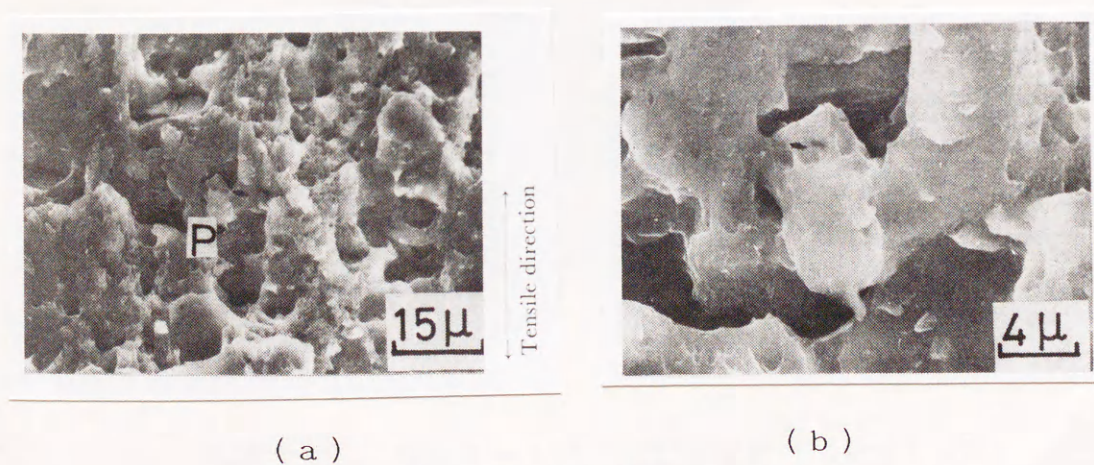
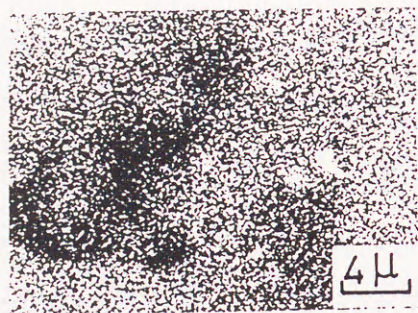


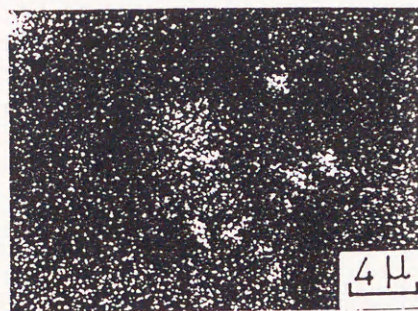
写真3-1 板厚 1.0mmの試験片の破断面

約50度の傾きを有し、延性破断と判断できる様相を呈している。

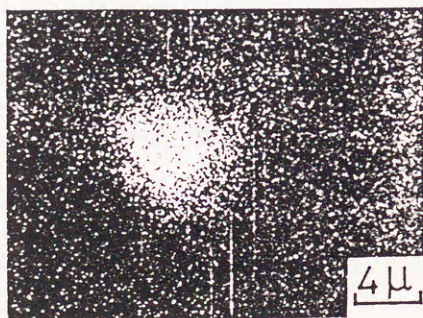
板厚 1.0mmの試験片のSEMのミクロ的観察によると、写真3-1 (a), (b)に示すように破断面には引張り方向とほぼ平行に成長した大小様々の多数のディンプルが認められ、延性破断の破面である。(なお、写真3-1 (b) は(a) のP部を拡大したものである)。大きいディンプル底部には劈開した介在物の存在する場合が多数認められた。



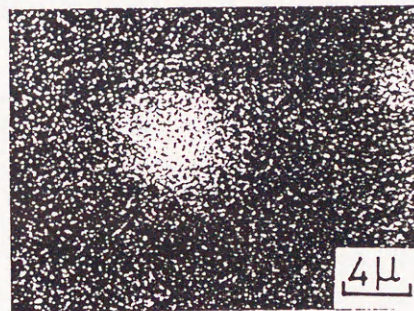
(a) MgK α



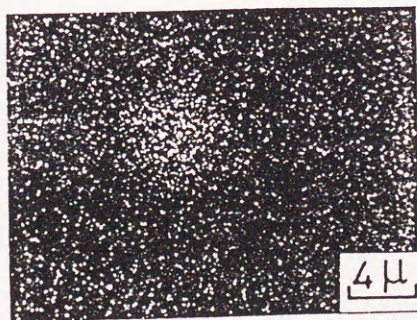
(b) SiK α



(c) FeK α



(d) MnK α



(e) CrK α

写真3-2 写真3-1 (b) における特性X線像

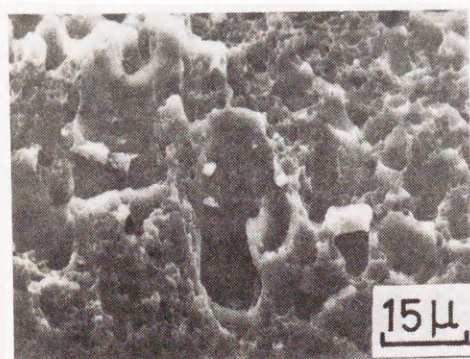
写真3-1からも明らかなように、ディンプルの内壁部分には開口部とほぼ同心円上に歪模様が観察され、ディンプル形成の際の局所的な収縮、変形が介在物などとの相互作用によってステップ状に行われたことを示すものと考えられるが、ディンプルは引張り応力の方向に成長しており、その底部に残留する介在物の劈開破断面は引張り方向に対して直角な方向に面しているものが多い。

写真3-2 (a)~(e) は写真3-1 (b) におけるXMA ($K\alpha$) によるMg, Si, Fe, Mn, Crの特性X線像である。これによれば、写真3-1 (b) における小さい介在物はMgとSiが良く対応しており、中央の大きい介在物はFeとMnが主体のものであることが分かる。

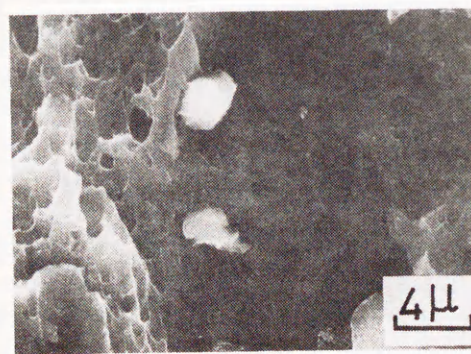
工業用純アルミニウムあるいは高力アルミニウム合金中に存在する金属間化合物についての研究^{48)~51)}によると、5083アルミニウム合金中に含まれる化合物粒子としては次のようなものが考えられる。

- (1) 凝固時に晶出し、その後圧延工程で破碎されたまま板材中に分散して残存し、本系合金の主要な介在物を構成している Al_6FeMn 系、 Mg_2Si 系化合物粒子
- (2) インゴットの均質化熱処理、熱間圧延工程中に析出した遷移元素からなる不活性化化合物 Al_6Mn 、 Al_2Cr_7 等
- (3) 時効処理等の熱処理によって析出する微細な Al_3Mg_2 (β 相)

以上のことと写真3-2の結果とを考え合わせると、比較的小さいMg-Si系の金属間化合物は Mg_2Si であり、中央部に存在する比較的大きい金属間化合物は Al_6FeMn であると思われる。



(a)



(b)

写真3-3 板厚 1.5mmの試験片の破断面

写真3-3(a), (b) は板厚が1.5mm の試験片に関する引張り破断面のSEM像を示したもので、写真3-3(b) は(a)を拡大したものである。厚さが1.0mmの試験片の破断面と同様のディンプル破面である。この破面は最初に生成したディンプルが大きく成長、拡大しながら、新しく生成したディンプルと相互に連結するか、大きいディンプル間が破断する際に両ディンプル間に急激に小ディンプルが形成されることにより出来たものと思われる。

写真3-4は切欠き試験片における-196℃での破面写真である。ディンプルが多数存在する中に、試験片の表面とほぼ平行に層状二次亀裂が観察される。これらの層状二次亀裂は-196℃での切欠き試験片で数多く観察され、低温でしかも応力集中の高い場合に発生し易いことをうかがわせた。



写真3-4 切欠き試験片の
-196℃における
破断面

3.3.2 引張り変形した試料表面の観察

あらかじめバフ研磨、電解研磨によって試料表面を鏡面状に仕上げておき、所定の塑性伸びを与えるか、または破断を行った試験片について、試料表面にみられる介在物と引張り変形破断との関係について検討するために、試料表面をSEMで観察し、ボイド形成について考察した。またXMAによる特性X線像についても検討した。

(a) 母相と介在物界面でのボイド

介在物と母相界面に剥離が生ずることによるボイドは、基本的には材料における変形、降伏の発生と共に起こるものではなく、負荷応力が降伏点以下であっても、介在物近傍における応力集中のため界面剥離に必要な応力を越せば、母相と介在物との界面にボイドが生ずることになり、成長、合体の過程をとり破断の大きな原因となり得る。

写真3-5はA、B、C、D、Eなどの介在物を含む平滑試験片表面のSEM写真で、約18%の歪を室温で与えたときの組織を示したものである。なお引張り方向は写真の左右

方向である（以下同様）。写真3-5では介在物A、B、Dなどの母相界面にボイドの生成が認められ、特に介在物B、Dは母相から遊離した状況が見られる。

SEMによって観察し、またXMAによる面分析などの方法で検討したところによると、一般に方形状のAl。FeMnは母相との間の整合性が高く、これに対し、円形あるいは楕円形の Mg_2Si は整合性が低い傾向がみられる。

ボイドから亀裂へ進展する状況を定性的に比較検討すると、Al。FeMnに起因するボイドは亀裂へと成長するものが多く見られたのに対し、 Mg_2Si と母相との界面でのボイドは亀裂へ進展するものは確率的に低いようである。

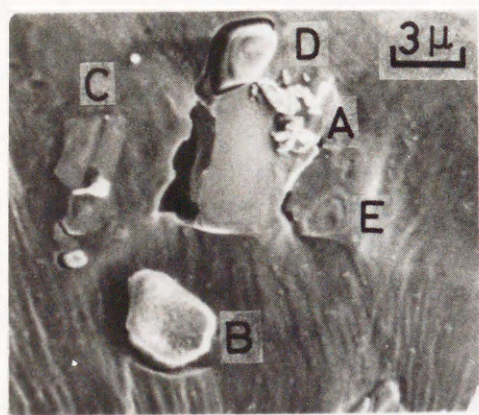


写真3-5 介在物を含む平滑試験片表面（室温）

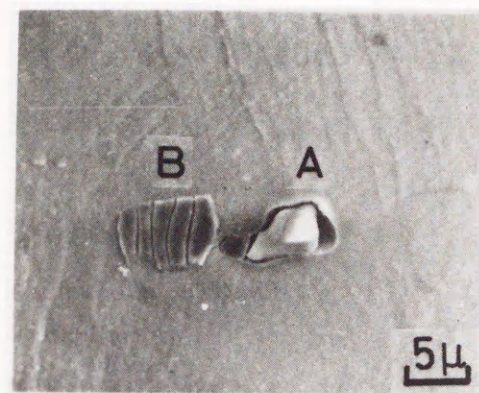


写真3-6 切欠き試験片表面（室温）

写真3-6は切欠き試験片の室温における引張り試験の結果を示すもので、平均的破断伸びの94%に相当する3%の塑性歪を与えた後の切欠き周辺表面のSEM写真である。介在物Aは母相との間にボイドが生成している。一方介在物Bは母相との整合性が高く、明瞭なボイドは見られず引張り方向と直角に平行状の4本の亀裂の発生が認められる。粒子Bには切欠き効果と母相とのヤング係数の差に基づく高い応力集中が起こり、荷重の増加と共に瞬発的な亀裂の発生へと導かれたものと考えられる。応力集中の未解放の状態は介在物の形状あるいは物性値によっても大きく左右され、特にヤング係数の差の大小が大きな影響を与えるものと思われる。

写真3-7は室温で破断した切欠き試験片の破断部のSEM写真である。破断伸び自体は約4%で低い、大きな亀裂がみられる。各介在物の近傍で母相との界面にA、Bの亀

裂が成長して合体し、大きな亀裂となったもので、亀裂の内部には方形状の介在物の存在が認められる。

5083アルミニウム合金圧延材の引張り破断の原因、機構自体は極めて複雑、多様であると思われるが、破断は結晶粒内破断を主体とするものであることは明確であり、塑性変形に際して生ずる介在物自体の破断、介在物と母相との剥離などが原因でボイドが発生し、破断部における試験片の局所的な収縮に伴ってこれらのボイドが成長して相互に合体することにより結晶粒内破断が起こるものと考えられる。

図3-1は写真3-7に基づいて亀裂の発生過程を模式的に示したものであるが、約 $20\mu\text{m}$ の距離をおいて存在するA、Bの2個の介在物の界面部分で、剥離によるボイドの形成がまず起こり、次第に成長して両者が合体した状態の結果を観察しているものと考えている。ボイドの形成、成長、合体した部分はVノッチを設けた部分であり、最終的にネッキングを生成し、破断が見られた局所に相当

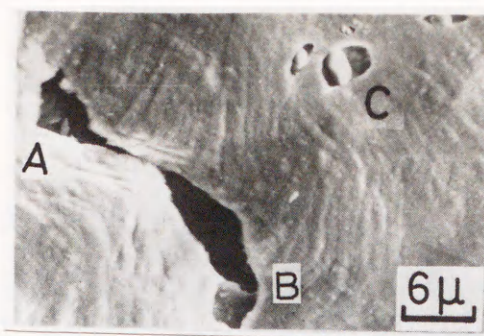


写真3-7 切欠き試験片の破断部（室温）

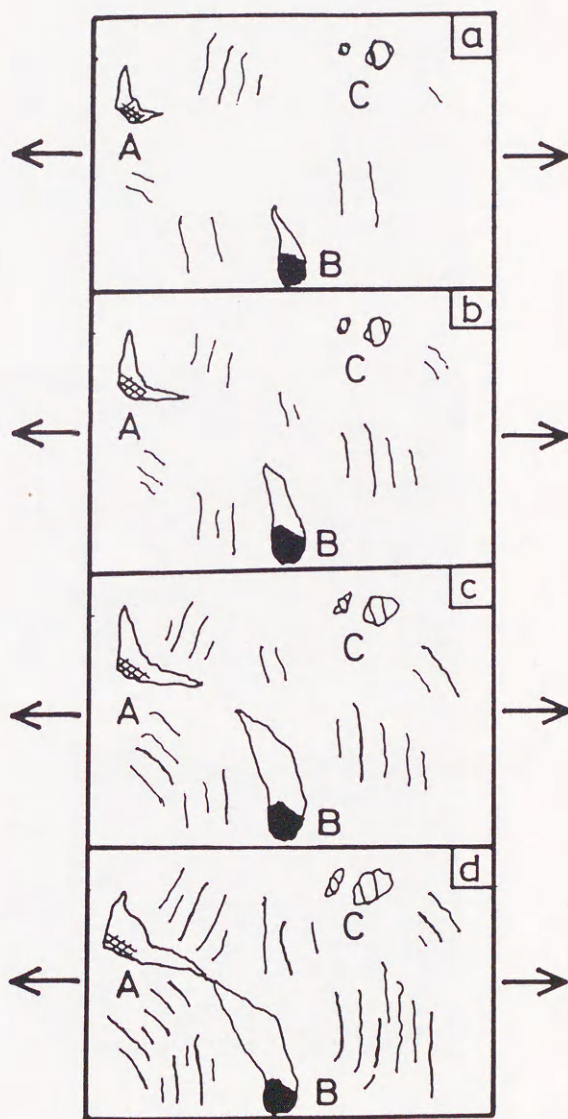


図3-1 写真3-7に基づいた亀裂の発生過程の模式図

する部分である。また写真の介在物Cはその母相との界面においてボイドが観察されるが、この種の介在物は一般的には粒子自体が母相から遊離した状態となり易いものの、破断の大きな原因となる例は少ないように思われる。

写真3-8 (a)~(f) にSEM像およびXMAによる面分析の一例を示す。(a) は室温で破断した切欠き材のSEM写真で、(b), (c), (d), (e), (f) は Al, Fe, Mn, Mg, Si の各元素の特性X線像である。XMAの面分析からすると、写真3-8 (a)の介在物A、BはAl。

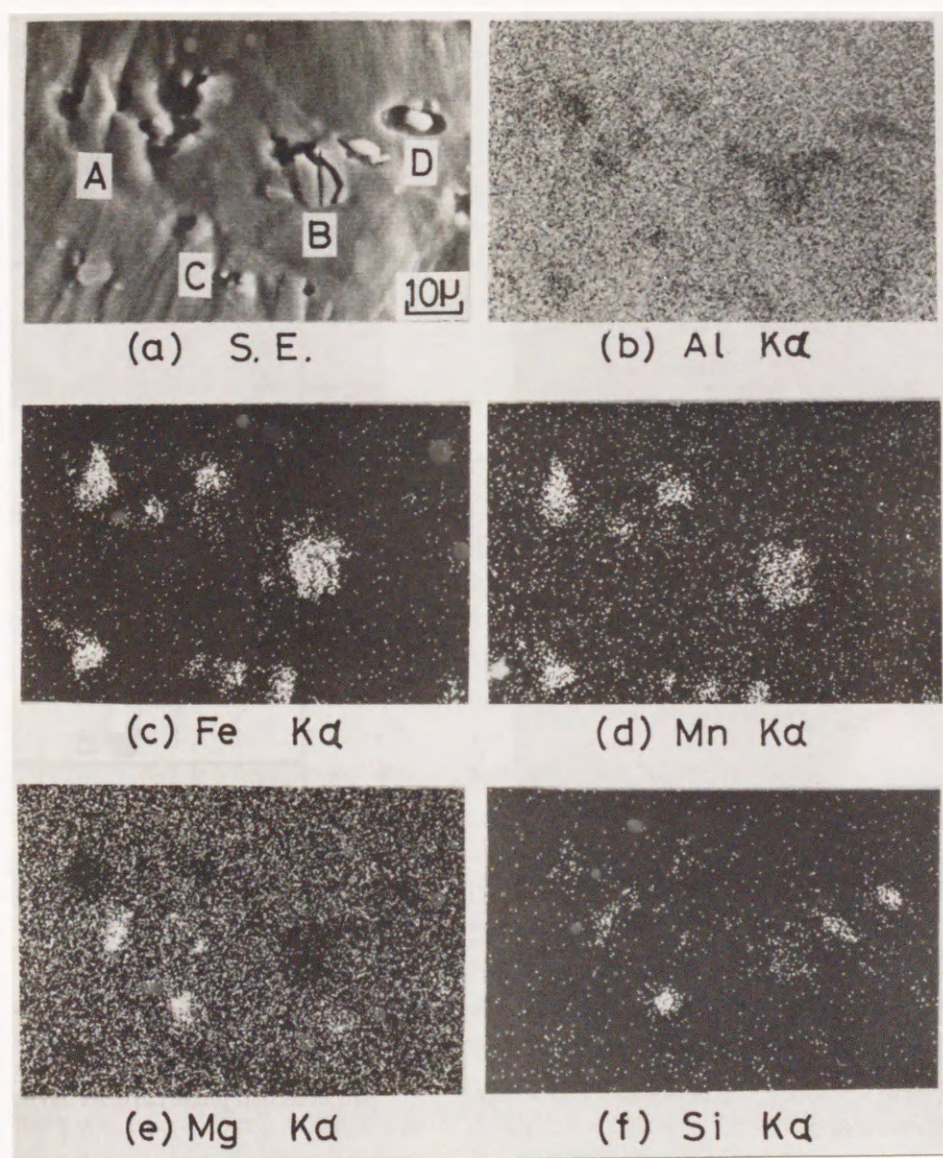


写真3-8 破断した切欠き試験片（室温）および
Al, Fe, Mn, Mg, Siの各元素の特性X線像

FeMn系介在物であり、介在物Cは Mg_2Si 系であると推察される。また白色楕円形状粒子Dはこの面分析の結果からはSiの $K\alpha$ のみが検出され、Siがfreeに存在するものと思われる。

歪が増大するにしたがってどのような割合で介在物近傍のボイド、亀裂が発生するかを示したものが図3-2で、平滑試験片の場合である。縦軸は介在物近傍に発生しているボイド、亀裂の数を介在物の総数で割った値(%)を示し、横軸には塑性歪を取っている。図3-2より-196℃の方が0℃の場合よりボイド、亀裂の発生率はやや高く、両温度とも塑性歪量が10%を越えると急激に発生率が增大する傾向のあることを示している。

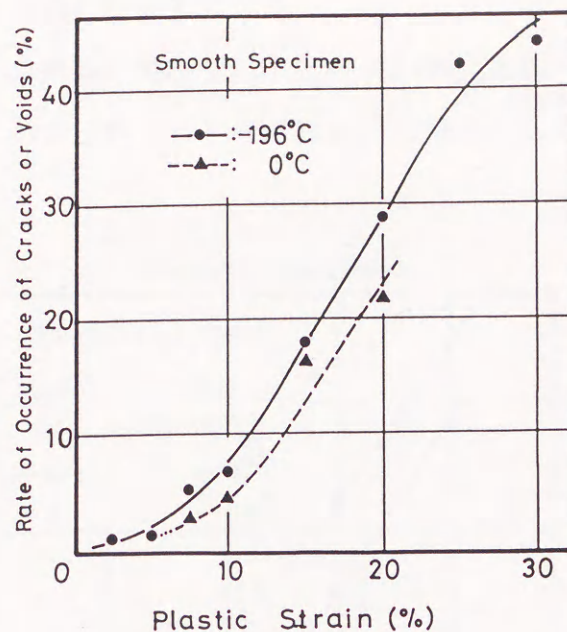


図3-2 介在物近傍のボイド、亀裂の発生割合

(b) 母相中における介在物自体の破断

先に示した写真3-8の粒子Bは介在物自体の破断が顕著に観察される一例であるが、引張り方向と直角の方向に劈開的に破断が進むと共に母相界面との間の剥離も認められ、応力の局所的な集中が示唆される。写真3-8の場合は亀裂の成長の状況は見られないが、この種の亀裂の形成は破断の直接的な原因になっているものと思われる。

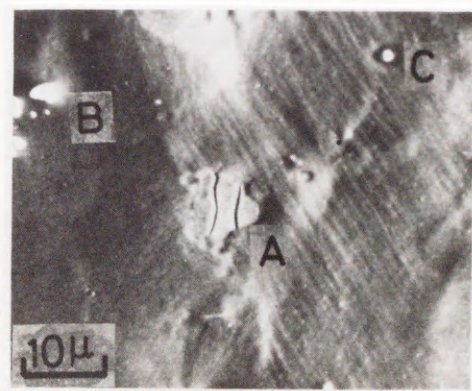


写真3-9 歪を与えた平滑試験片表面(-196℃)

写真3-9は-196℃で15%の歪を与えた試料表面の組織を示したもので、低温度での変形に特有な微細なすべり線が多数認められる。介在物Aには引張り方向と直角方向に介在物自体の破断が認められる。

次に、このような介在物自体が破断する割合について述べる。

図3-3は縦軸にAl₆FeMn系介在物自身の破断の割合(%)とMg₂Si系介在物のそれを取り、横軸には塑性歪量をとって示したもので、いずれも平滑試験片の場合である。上段は初期歪速度 $1.67 \times 10^{-4}/\text{sec}$

sec の場合、下段はその10

倍の歪速度の場合である。

いずれも歪が増加すると共に各介在物の破断の割合は増大しており、歪速度の遅い試験の方が破断する割合は高くなっている。

またMg₂Si系介在物がAl₆FeMn系介在物の2~3倍の破断割合を示す傾向のあることが分かった。

温度の影響については各介在物とも-196℃では破断割合は低く、-100℃で高くなっている。-100℃で粒子の破断割合が大きくなる理由は良く分からないが、亀裂の伝播方向に圧延加工を加えた衝撃試験片の中で、吸収エネルギーが-100℃で最低値を示す試料のあることを確かめている^{52), 53)}。

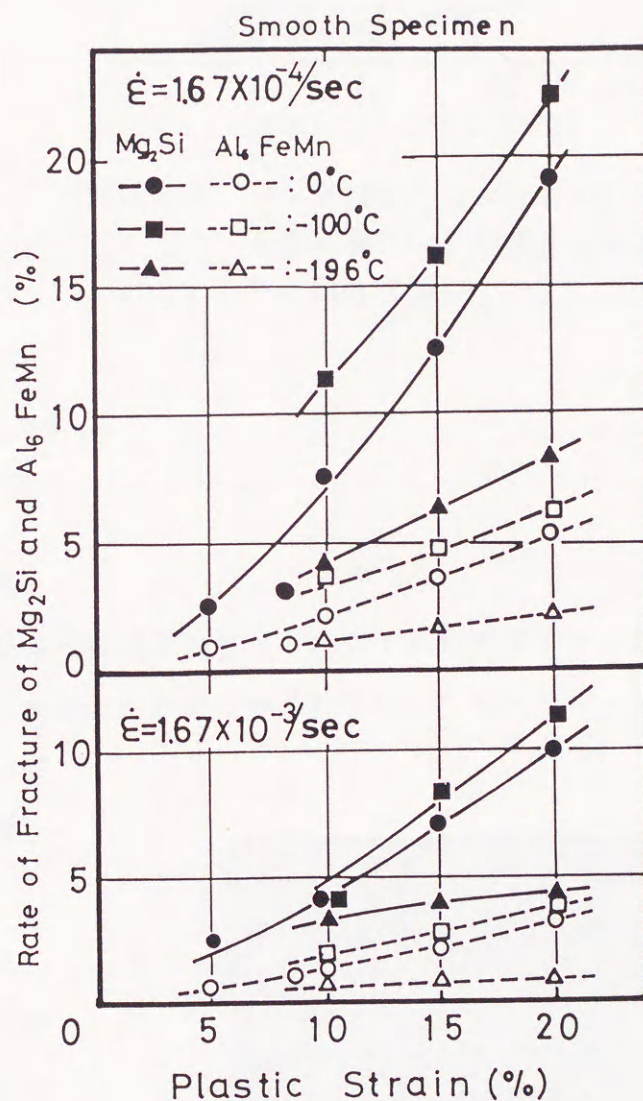


図3-3 平滑試験片におけるAl₆FeMn系介在物とMg₂Si系介在物の破断の割合(%)

図3-4は図3-3と同じく縦軸に介在物の破断割合、横軸に塑性歪量を取ったもので、切欠き試験片の場合である。破断に至るまでの歪が異なるので直接的な比較はできないが、図3-3の平滑試験片の場合とほぼ同様な傾向で、塑性歪の増加と共に介在物の破壊割合は増大する。また Mg_2Si 系介在物の破壊割合は Al_6FeMn 系介在物と比較して高い値を示す。温度の影響は平滑試験片に見られるほど顕著ではない。

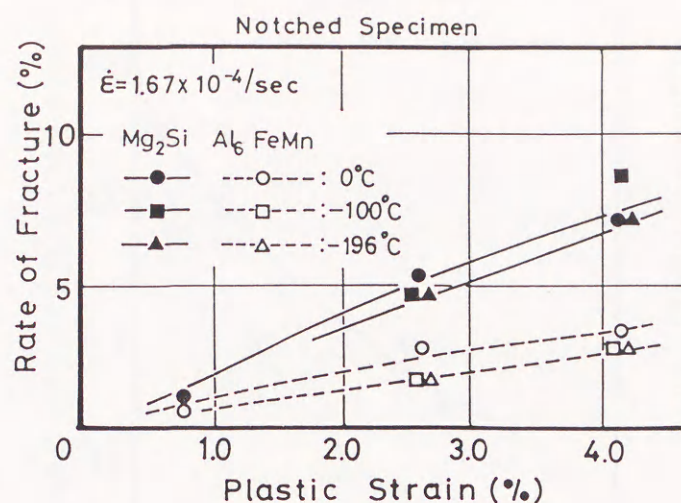


図3-4 切欠き試験片における Al_6FeMn 系介在物と Mg_2Si 系介在物の破断の割合(%)

(c) 結晶粒界での亀裂の発生

多結晶金属に外力が作用すると結晶粒界相互のすべりに対する抑制作用ともあいまって、結晶粒界に亀裂が発生し成長、合体することが良く知られている。写真3-10は室温において引張り破断した平滑試験片の破断部近傍における結晶粒の変形模様について示したものである。

各結晶粒内で多重すべりが起こり、結晶粒界付近で特に複雑なすべり変形が起こっている。共通のすべり方向を含むいくつものすべり面が介在物や結晶粒界の近傍で同時に作用しやすいものと思われ、波状のすべり線を形成し、かつボイドや亀裂の形成につながって



写真3-10 平滑試験片の破断部近傍における結晶粒の変形模様

いる場合が多い。このような場合について、結晶粒界のボイド、亀裂に着目し、それらの個数を破断部からの距離の関係で示したものが図3-5である。

図3-5は切欠き試験片の室温と-196℃の場合のボイド、亀裂の相対的な個数（任意スケール）を縦軸に、破断部からの距離を横軸にとって示している。両温度とも破断部近傍で多数のボイド、亀裂が発生し、破断部から離れるにしたがって急激に減少している。距離が長くなると共に破断部に対する相対的な歪量が減少することに対応するものと思われ、傾向的には歪量

の関係で示した曲線と類似している。また両温度を比較すると-196℃での結晶粒界におけるボイド、亀裂の形成が室温より起こりやすいことを示している。

写真3-11は-196℃で破断した平滑試験片表面の写真で、塑性伸びで約28%の場合である。結晶粒界に沿って高い密度のすべり線が見られる。矢印で示す結晶粒界部分で粒界自体の相対的なすべりによって形成したと思われる大きな亀裂が発生しており、結晶粒界におけるすべりが破断の直接的原因とみられる例を示している。

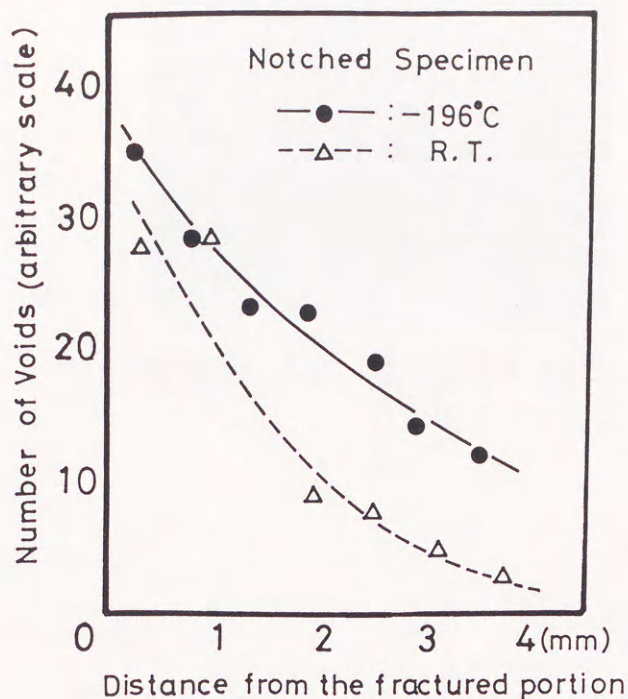


図3-5 結晶粒界でのボイド、亀裂の個数と破断部からの距離との関係

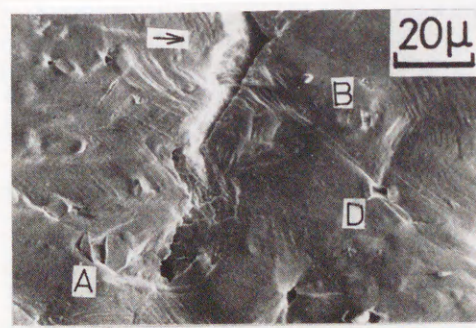


写真3-11 破断した平滑試験片表面（-196℃）

写真3-12は試験温度 200℃、塑性歪15%の平滑試験片表面の写真である。-196℃とは違い結晶粒界でのボイド、亀裂はあまり見られず、結晶粒間での段差が大きく、したがって激しい凹凸が形成されるのが特徴で、各結晶粒相互間でのすべり量に方位による顕著な差があることを示唆するものである。

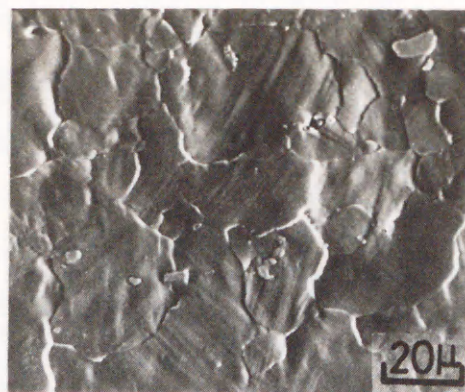


写真3-12 歪15%の平滑試験片表面 (200℃)

3.4 総括

本章では5083アルミニウム合金圧延材に室温で、所定の塑性歪を与えるかまたは破断した試料について、SEMで観察し、同一視野をXMAでAl, Cu, Si, Fe, Mn, Mg, Zn, Cr, Ti等について分析し、フラクトグラフィ的検討を行った。その主たる結論は以下の通りである。

- (1) 引張り破断試料の破面はディンプルパターンで、ミクロ的、マクロ的にも延性破壊の様相を呈しており、破断面には主としてFe、Mnを主体とする金属間化合物と、Mg、Siを主体とする金属間化合物の存在することが認められ、前者はAl₆FeMn、後者はMg₂Siであると推定した。
- (2) 層状二次亀裂は切欠き試験片の低温での破面において観察され、層状二次亀裂は低温で応力集中の高い場合に発生し易いことが明らかとなった。
- (3) 母相と介在物界面とのボイド、歪、試験温度等との関係について検討した結果、Mg₂Siは比較的小さく、これに起因するボイドは亀裂へ進展するものは少なかった。
一方、Al₆FeMnは比較的大きく、劈開破断したものがディンプルの底部などに多数見られ、本介在物に起因するボイドは亀裂へと成長するものが多く見られた。
- (4) 介在物自体の破断について検討した結果、平滑試験片の場合、介在物自体の破断は歪の増大と共に増加し、液体窒素温度ではその発生率は低かった。

(5) 結晶粒界での亀裂の発生について検討した。その結果、すべり変形によって結晶粒界にできたボイドの個数はネッキング部近傍で多く、そこから離れるにしたがって急激に減少すること、室温より液体窒素温度の方が多数のボイドが発生していることが明らかとなった。

第4章 引張り試験における介在物周辺の応力分布のシミュレーション

4.1 緒言

延性破断の研究は電子顕微鏡、特に凹凸の激しい延性破断面が直接観察できるSEMの発達と共に急速に発展し、延性破断にはボイドの成長、合体の過程が重要な役割を果たしていることが多くの研究者によって明らかにされた。

5083アルミニウム合金の引張り試験では、圧延材¹⁹⁾、鋳造材⁵⁴⁾を問わず破断のオリジンと介在物とが密接に関係しあっていることは第3章で述べた通りである。

しかしながら、ボイドと母相の金属組織的な検討、微視力学的な解明については十分明確にされているとはいえず、Eshelby⁵⁵⁾の提案、Ashby⁵⁶⁾の計算や、これらに基づくTanakaら⁵⁷⁾による介在物と母相との剥離に関するクライテリオン、三浦ら^{58)、59)}による介在物周辺における応力分布のシミュレーション、鷹合、大藤^{60)、61)}によるボイド形成についての基礎的検討、Nagumo⁶²⁾の微小孔の挙動についての実験的検討等がみられるが、実際の材料の延性破壊挙動の検討、あるいは材料設計を行う上で更に解明を要する点が多い。

そこで、本章では降伏点以下の引張り荷重における母相と介在物との挙動について検討するため単純化した介在物モデルを考え、円形介在物および正方形介在物の場合⁶³⁾、楕円形状介在物の場合⁶⁴⁾、円形介在物が複数個配備された場合⁶⁵⁾について検討する。

4.2 シミュレーションの方法

4.2.1 円形介在物および正方形介在物の場合

縦、横の長さが2Dで、その中央に図4-1(a), (b), (c)で示すような円形と正方形の

3種類の形状からなる介在物が存在する場合をとりあげ、介在物周辺における応力分布のシミュレーションを行った。

図4-1(a), (b), (c)は解析モデルおよび要素分割とをそれぞれ併記して示すもので、図4-1(a)はモデルの中央に円形介在物が存在する場合、図4-1(b)は方形状の介在物が存在する場合、図4-1(c)は図4-1(b)の介在物が45度方向を変えた場合の3種である。解析モデルはいずれも厚さが $D/15$ で一辺の長さが $2D$ の正方形二次元モデルである。実際の計算においては解析モデルの対称性を考えて

図4-1(a), (b), (c)に示す要素分割のように解析モデルの $1/4$ の部分について分割を行った。

引張り応力 σ_0 は図4-1(a), (b), (c)のそれぞれの要素分割の右端の各節点で等価な集中荷重を受ける問題に置き換えた。

計算対象としてはアルミニウム合金を想定して、母相のヤング係数 ($E1$) を 7000 kg/mm^2 、ポアソン比 ($\nu1$) を 0.34 と、介在物のヤング係数 ($E2$) は $0 \sim 30000 \text{ kg/mm}^2$ まで変化させた。

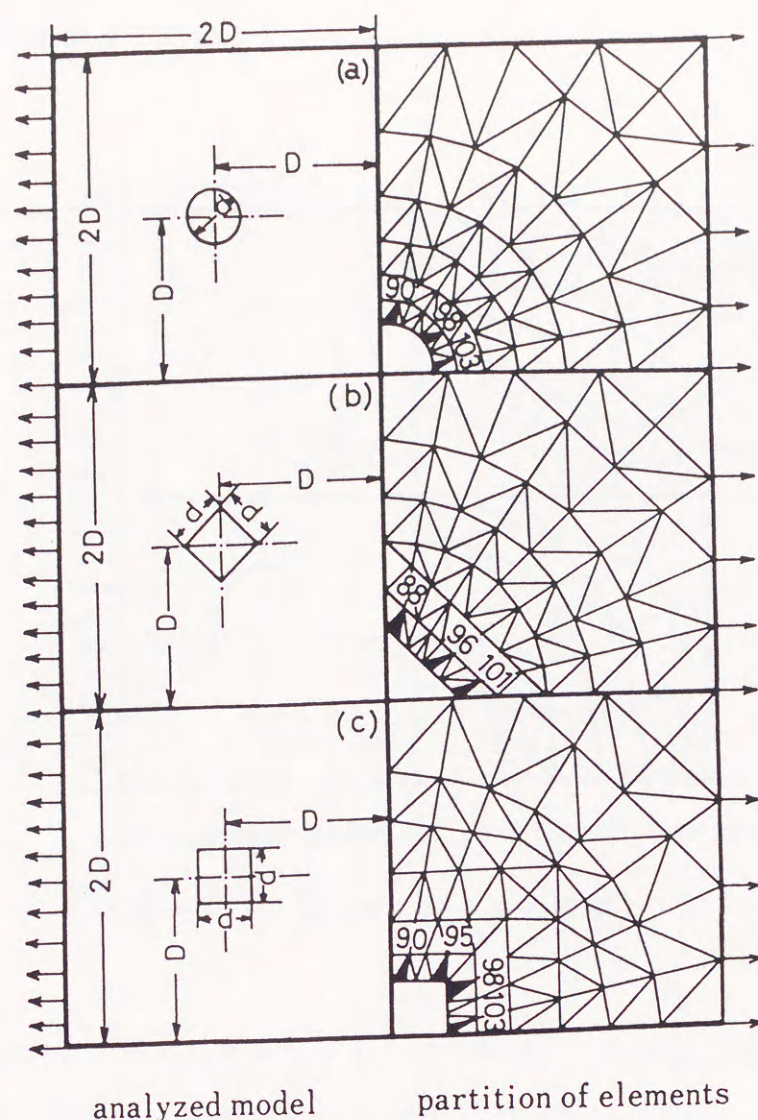


図4-1 解析モデルと分割要素

4. 2. 2 楕円形状介在物の場合

正方形平板の中央に楕円形状介在物が1個存在する場合を取り上げた。

解析モデルの厚さが $D/15$

で一辺の長さが $2D$ からなる

正方形二次元モデルである。

楕円形状介在物の横方向（

引張り軸方向）の長さを $2a$ 、

縦方向の長さを $2b$ とする。

図4-2に $a=D/2$ 、 $b=3D/10$

の場合と $a=3D/10$ 、 $b=D/2$

の場合の解析モデルを示す。

母相のヤング係数($E1$)を

7400 kg/mm^2 、ポアソン比

(ν)を 0.34 とした。

楕円形状介在物の場合、

形状の変化として以下に説

明する2種類の系について

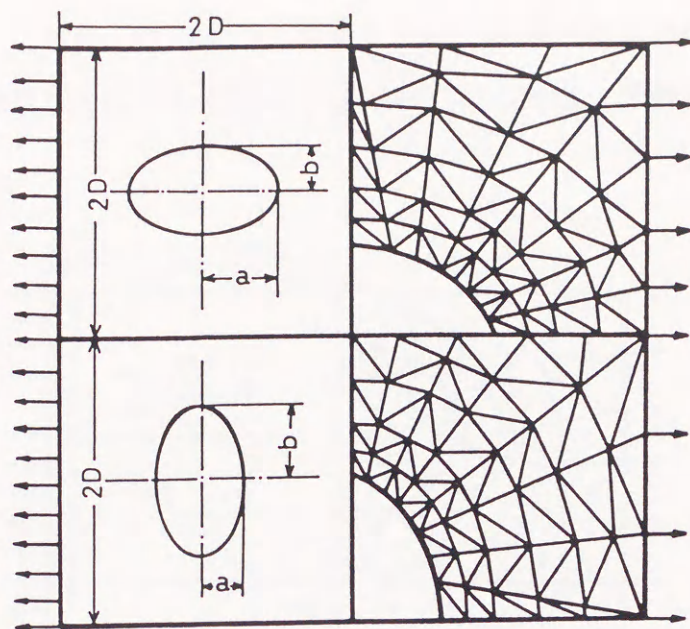
計算を行った。すなわち図4-2(a)で示した解析モデルの楕円形状介在物の縦方向の長さ b を一定にして、横方向（引張り軸方向）の長さ a を $b/a=3/6, 3/5, 3/4, 3/3, 3/2, 3/1$ と

変化させた場合と、介在物の横方向の長さ a を一定とし、縦方向の長さ b を $b/a=1/3, 2/3,$

$3/3, 4/3, 5/3, 6/3$ のように変化させた場合である。引張り応力は $\sigma_0 = 7, 9, 11, 13, 15, 17$

(kg/mm^2)と変化させ、介在物のヤング係数 $E2$ を $100, 700, 1000, 3000, 5000, 10000, 15000, 2$

$0000, 30000$ (kg/mm^2)と変化させて計算を行った。



(a) analyzed model (b) partition of elements

図4-2 楕円形状介在物の解析モデル

4. 2. 3 複数個配備された介在物の場合

モデル内に2個と3個の介在物が存在する場合の解析モデルを図4-3(a), (b), (c), (

d)に示す。図4-3(a)は介在物モデルが負荷方向に対して垂直方向に縦に2個並んでいる

場合、図4-3(b)は負荷方向に対して平行に横に2個並んでいる場合、図4-3(c)

は3個縦に並んでいる場合で介在物の中心間距離が $D/2$ の場合、図4-3(d)は3個縦に

並んでいて、その中心間距離を $2D/3$ とした場合についてそれぞれ区別して示している。

なお、解析モデルはいずれも厚さが $D/15$ で一辺の長さが $2D$ の正方形二次元モデルとした。母相のヤング係数($E1$)を 7000 kg/mm^2 と 7400 kg/mm^2 、ポアソン比 (ν)を 0.34 とした。

介在物モデル相互の影響をしてみるために次のように介在物の直径と介在物間の距離を変化させた。すなわち介在物2個の存在を想定した図4-3 (a), (b)の場合、2個とも同一直径とし、直径 d の変

化として $d/D=2/10, 3/10, 4/10, 5/10, 6/10$ 、また中心からの位置の変化として、 $l_y/D=2/10, 4/10, 6/10, 8/10$ とした。

介在物が3個の場合は3個とも同一直径の介在物とし、直径 d の変化として $d/D=7/30, 1/3$ 、また位置の変化として介在物間の距離を l とし、 $l=D/2$ (図4-3 (c))、 $l=2D/3$ (図4-3 (d))の各場合について計算した。

なお、上記の条件中、介在物のヤング係数が0 (すなわち円孔) の場合は、本研究の様なミクロ的に介在物を対象とする立場ではないが、応力集中の問題として詳細に取り上げている西田⁶⁶⁾ の場合と同様である。

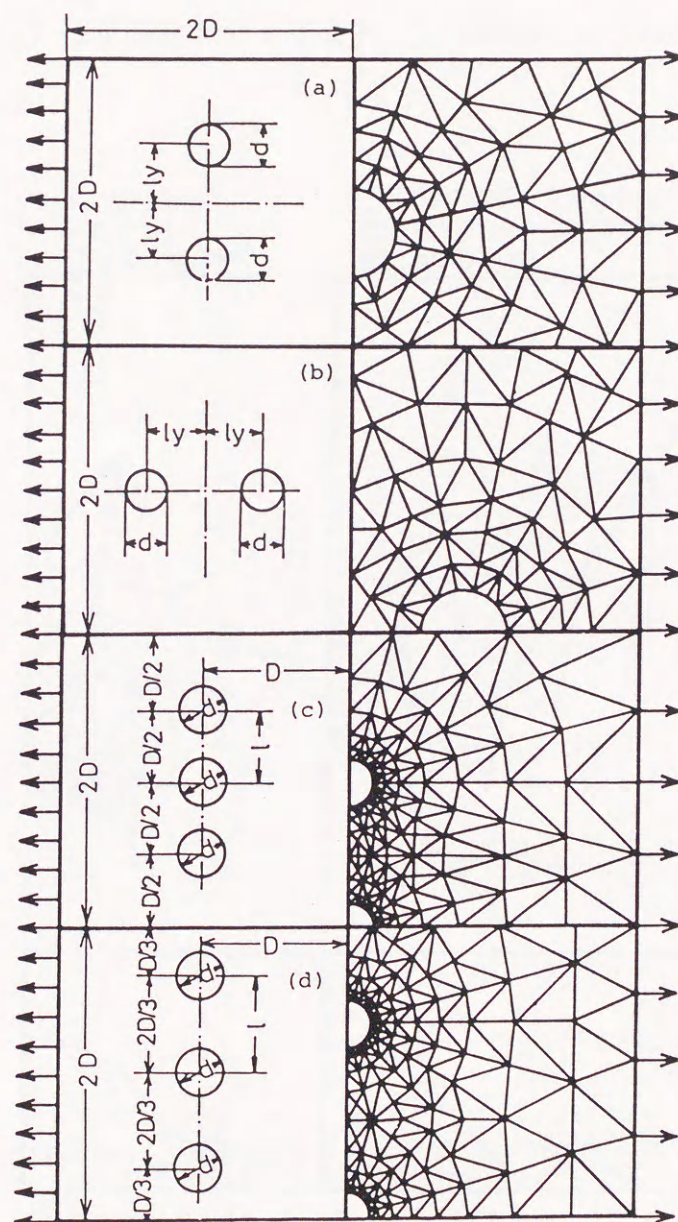


図4-3 解析モデルと分割要素

4.3 シミュレーションの結果

4.3.1 円形介在物および正方形介在物の結果

引張り荷重下における応力を各三角形要素上に記入したのが図4-4 (a), (b), (c), (d) であり、引張り応力 $\sigma_0 = 15 \text{ kg/mm}^2$ 、介在物の大きさ $d/2D = 1/6$ 、母相のヤング係数 $E1 = 7000 \text{ kg/mm}^2$ の場合を示した。図4-4 (a)、(b) は介在物のヤング係数 $E2 = 0$ 、すなわち円形孔、方形孔であり、(c)、(d) は介在物のヤング係数 $E2 = 15000 \text{ kg/mm}^2$ の場合の各三角形要素の応力値を示す。

応力集中の状態が三角形要素を単位として二次元的に示されているが、介在物のヤング係数が母相のそれより低い場合は介在物の上下に大きな応力集中が働き、介在物のヤング係数が母相のそれより高い場合は介在物の左右で応力が高くなっている。

この様にヤング係数を変えると、介在物に接している各三角形要素の応力がどのように変化するかを示したものが図4-5～図4-7である。

図4-5～図4-7は母相のヤング係数、介在物の大きさおよび引張り応力は図4-4と同値（一定）と

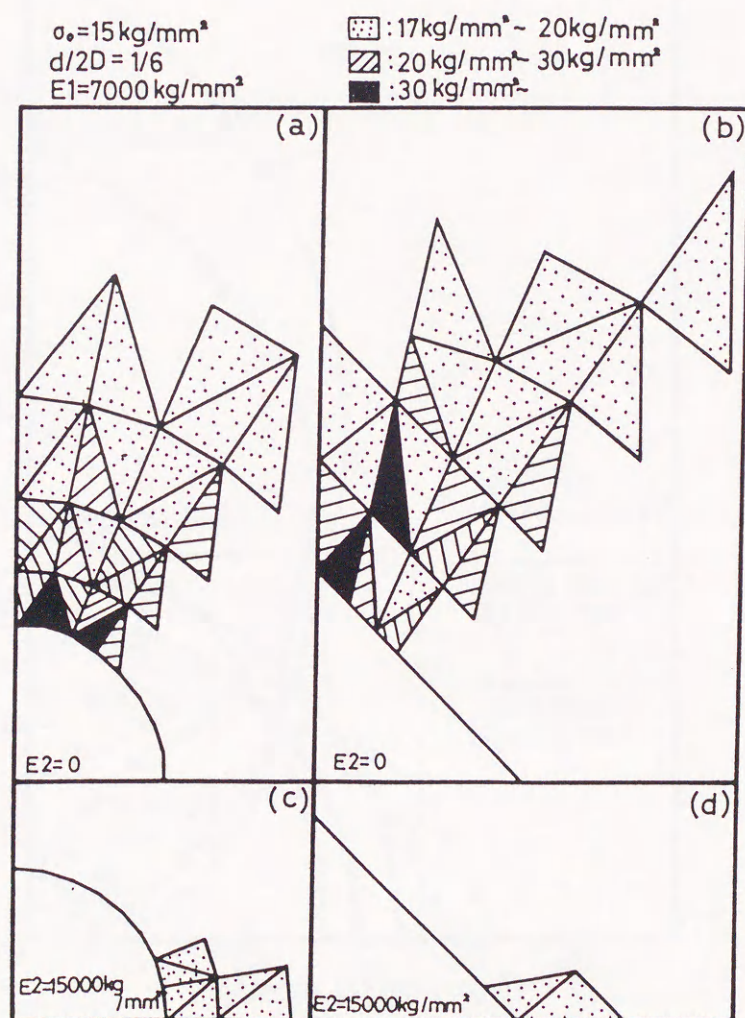


図4-4 三角形要素上での応力分布

し、一方介在物のヤング係数 E_2 を 100, 1000, 5000, 7000, 15000, 30000 (kg/mm^2) と変化させ、介在物の中心 (図の原点) と介在物に接している

各三角形要素の図心とを結んだ直線上にその三角形要素の応力を取ったものである。

図4-5の円形介在物のヤング係数 E_2 が 100, 1000 kg/mm^2 のごとく低い場合、図から一見して分かるように、

境界線の方が引張り方向と平行に近い三角形要素 90 の所に非常に大きい応力集中が起こり、降伏点 ($\sigma_s = 17 \text{ kg/mm}^2$) を大きく超えて、塑性域に入っていることを示している。(実際の引張り試験においては要素90が塑性域に入ると応力の緩和が起こり図のような急激な応力増加はないのであるが、計算はすべて弾性域として計算した)。それに対し、介在物と母相との境界が引張り方向とほぼ垂直な要素 103における応力の負荷はほとんどみられない。これはこのような母相よりも低いヤング係数の介在物が試料中に存在する場

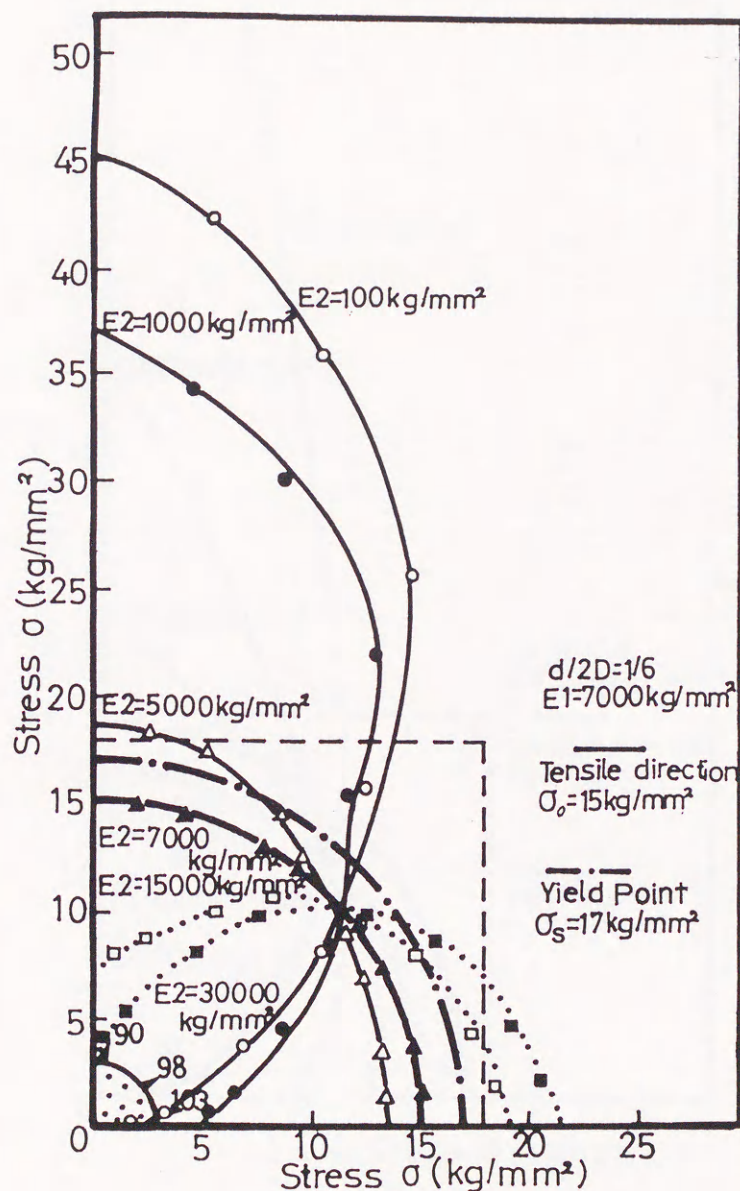


図4-5 円形介在物のヤング係数を
変化させた場合の計算結果

合、要素90の近くが先ず降伏し、引張り方向へと伸長されていくことを示唆するものである。ヤング係数が高くなるにしたがって、各三角形要素の応力は平均した値に近づくが、介在物のヤング係数 $E_2=7000 \text{ kg/mm}^2$ は母相のヤング係数 E_1 と等しいからすべて一定となる。

それ以上に介在物のヤング係数が高くなると今度は要素 103の方向に応力集中が移って行き、介在物のヤング係数が 15000 kg/mm^2 の場合、約 14 kg/mm^2 の引張り応力で要素 103は塑性域に入る。

もちろん介在物と母相との界面の結合力が負荷されている応力より低い場合は要素 103が塑性域に入る以前に、あるいは界面の結合力が降伏点以上で引張り強さ以下の場合は塑性変形の途中で、界面にボイドが生成し、界面の亀裂は要素98の方向へ進むと共にボイド自身は引張り方向へふくらむことが予想される。

第3章において、介在物の界面からの剥離

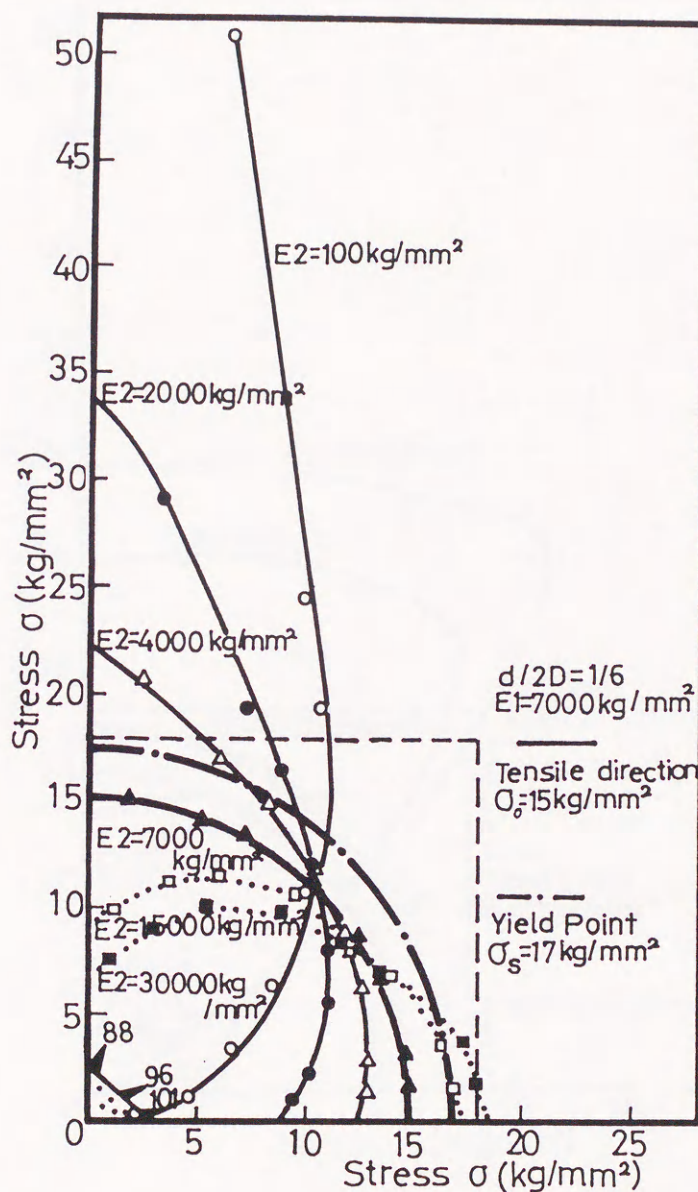


図4-6 方形状介在物のヤング係数を変化させた場合の計算結果

より成長したと推察できるボイドが多数観察されたことを述べたが、この観察結果と上述の計算結果とを考え合わせると、5083アルミニウム合金は、上記の計算条件（母相よりも介在物のヤング係数の方が高い）の場合に当てはまると思われる。

図4-6は図4-1(b)の方形介在物の場合の計算結果で、円形介在物の場合と同様にヤング係数が低いとき

は介在物の上下の要素

88に円形介在物の場合

以上の急激な応力集中

が起こる。応力集中の

度合は負荷した引張り

応力の約3.6倍にも達

する。これは要素88の

部分では図4-5の場

合と異なり丸みがなく、

直角状であるため応力

集中がより厳しくなっ

ているためである。

逆にヤング係数が高

い場合は要素101に降

伏点をやや上回る程度

の応力集中が働く。

この様な方形介在物

の場合、ヤング係数が

低いときは要素88に相

当する部分に亀裂が入

り易く、引張り方向と

垂直な方向へ亀裂が進

展する可能性が大きく、

逆に介在物のヤング係

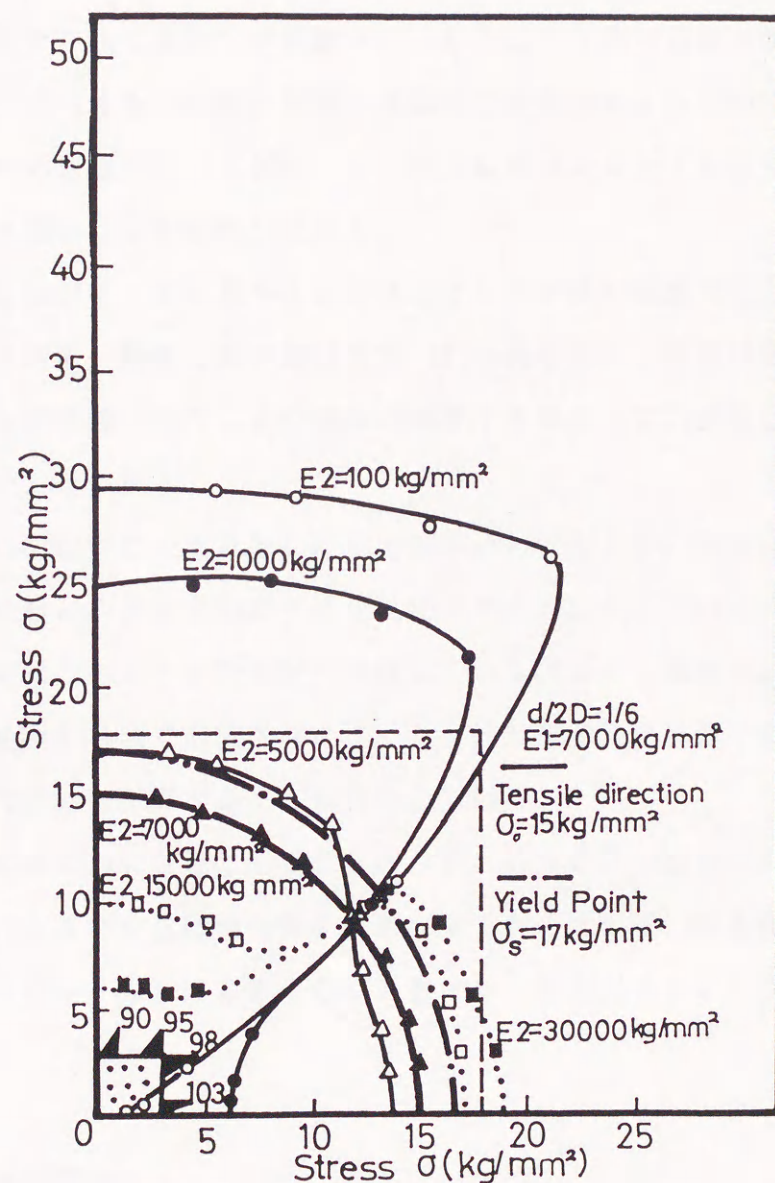


図4-7 方形状介在物のヤング係数を変化させた場合の計算結果

数が高い値を持つ場合、要素 101に相当する部分にボイドができるものと思われる。

5083アルミニウム合金の引張り試験途中での試験片の観察によると、方形状の介在物自身が破断し、それを起点に亀裂が引張り方向に対し直角方向に入っている例が数多く見受けられたが、これらは上述の計算例に当てはまるものと思われる。

図4-7は図4-1(c)の方形状介在物解析モデルの計算結果で、ヤング係数が低い場合、図4-6と比較すると応力集中の程度はやや鈍いが要素95と要素90に選択的な応力集中がある。このことは同じ方形介在物でもヤング係数が低い場合は介在物の負荷方向に対する相対的な位置関係によって応力集中の度合が顕著に異なることを示唆するものである。また要素90の応力より要素95の応力値が高いことは、もし微小亀裂が入るとすれば介在物の中央の部分よりも端部に入り易いことを意味している。

一方、ヤング係数が高い場合は図4-6と比べると降伏点よりやや高い程度の応力値を取る三角形要素が多いことが分かる。要素の応力値は要素 103が最も高く、母相が塑性域へ入る場合は先ずこの要素から塑性域へ入り、また界面が剥離する場合もこの要素と介在物の界面の剥離が優先するものと思われる。

第3章で述べた介在物Al-FeMnは方形の形状をしたものが多いのであるが、本介在物回りの観察によると、介在物と母相との界面でのボイドが引張り方向へ成長しているのはほとんど見受けられず、亀裂が引張り方向と直角方向へ進展している例が多く観察されたことと考えると、方形介在物の界面で形成されたボイドと円形介在物の界面で形成されたボイドとではその後の応力の分布が異なることを意味している。

図4-6と図4-7とは同じ形状の介在物であるにも拘らず、応力集中の度合が大きく異なることは、もし材料成形の工程で介在物の向きを制御出来るものならば、介在物の向きを図4-7の方向へコントロールすると応力集中の度合を大きく緩和出来ることを示唆している。

4.3.2 楕円形状介在物の結果

図4-2(a),(b)に示す楕円形状介在物モデルのヤング係数を変化させ、応力の集中の状況がどのように変化するかについて計算した結果が図4-8(a),(b)である。計算は母相のヤング係数 $E1=7400 \text{ kg/mm}^2$ 、介在物のヤング係数を $E2=100, 1000, 5000, 7400, 15000, 30000 \text{ (kg/mm}^2\text{)}$ と変化させた場合である。

介在物に接する三角形要素の応力を介在物の中心と各三角形要素の図心とを結んだ線上にプロットしている。

介在物のヤング係数が低い場合は、いずれも介在物の上方で応力が高くなり、特に図4-8(b)に示す状態の介在物の上方に急激な応力集中が起こっている。

介在物のヤング係数が高い場合は、共に介在物の右方に応力集中が起こり、特に図4-8(a)に示す状態にある介在物の方が高い値となっている。これは母相と介在物の境界と引張り方向との角度の違いによるものであるが、このことは同じ形状の楕円形状介在物でもその介在物の存在状態と荷重の負荷方向によって応力集中の状態に大きな差異の生ずる

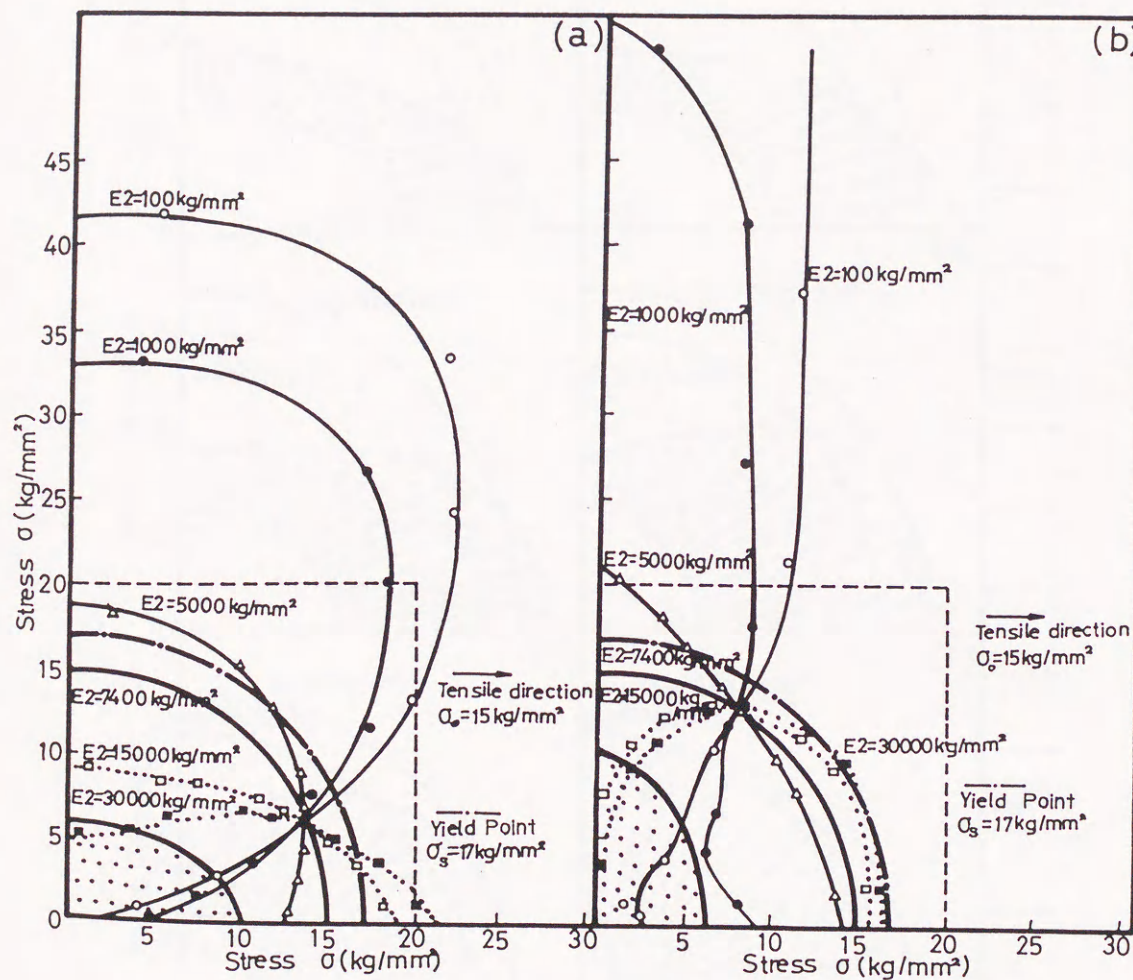


図4-8 介在物のヤング係数を変化させた場合の計算結果
(母相のヤング係数 $E_1 = 7400 \text{ kg/mm}^2$)

ことを示すものである。すなわち母相のヤング係数より高いヤング係数を有する楕円形状介在物の場合は引張り方向に対して、その長軸が垂直になる方向に存在しているほうが応力集中はむしろ小さいという計算結果である。

次に形状の相違による応力分布の違いをしてみる。図4-9(a), (b), (c), (d), (e), (f)は図4-2の解析モデルの縦方向の長さ b を一定 ($b=3, b/D=3/10$) として、引張り軸方向

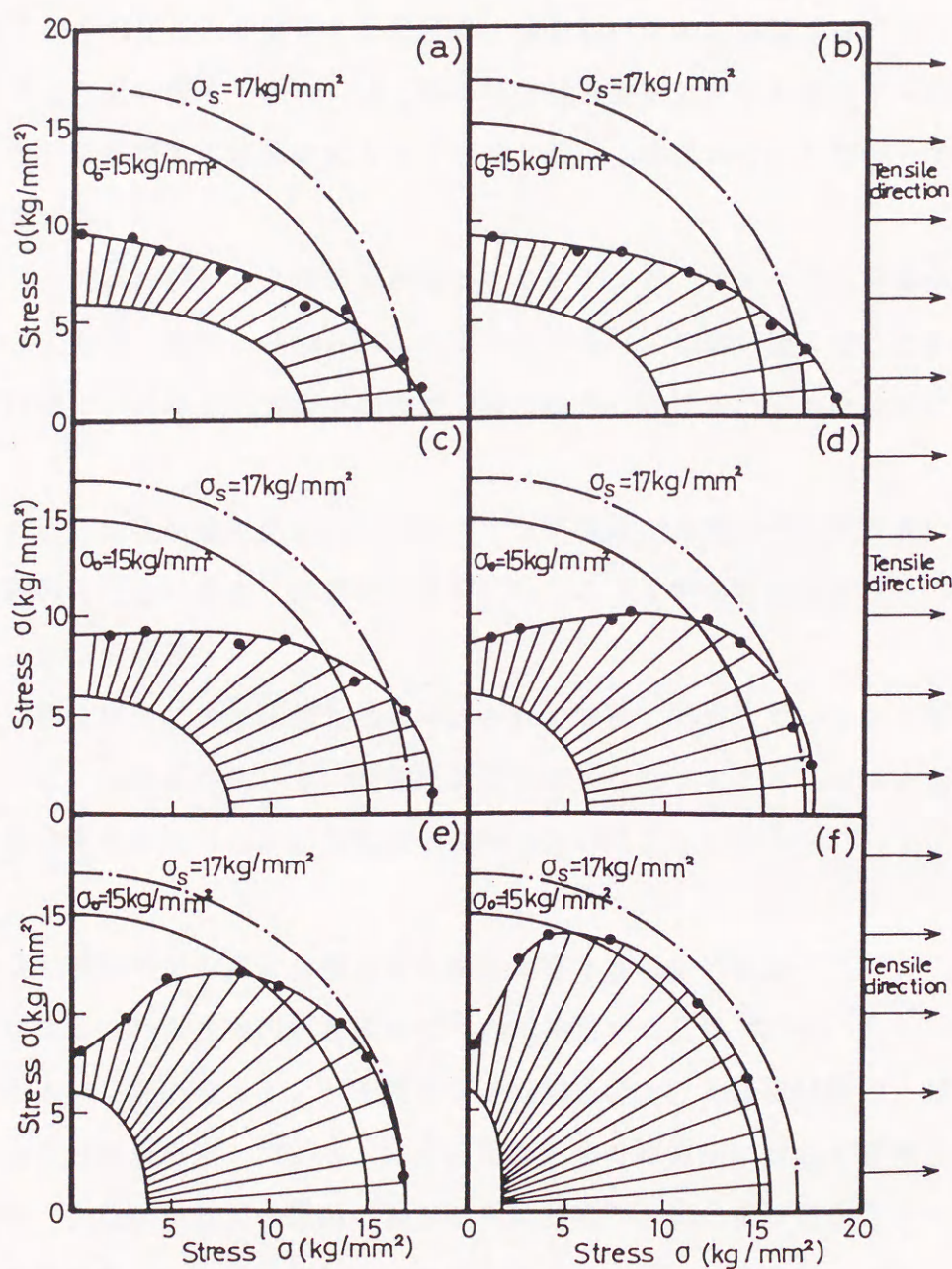


図4-9 楕円形状介在物の形状に対する応力の変化

の長さ a を 6, 5, 4, 3, 2, 1 と変化させ、負荷する引張り応力 $\sigma_0 = 15 \text{ kg/mm}^2$ 、母相のヤング係数 $E_1 = 7400 \text{ kg/mm}^2$ 、介在物のヤング係数 $E_2 = 15000 \text{ kg/mm}^2$ として計算した結果を示したものである。座標は応力を同心円として取ったもので、黒丸は介在物の中心と介在物に接している各三角形要素の図心とを結ぶ線上に、その三角形要素の応力をプロットしたものである。図内の実線の円が引張り応力と等しい 15 kg/mm^2 であり、一点鎖線が降伏点 $\sigma_s = 17 \text{ kg/mm}^2$ を示している。引張り応力 $\sigma_0 = 15 \text{ kg/mm}^2$ より大きい値の応力値を示す三角形要素が応力集中の見られる要素とした場合、介在物モデルの引張り軸方向の長さ a が縦方向の長さ b より長い図 4-9 (a), (b) 等の場合は介在物と母相の境界が引張り軸方向に対して垂直な三角形要素の部分に応力集中が起こり、上方にいくにしたがって急激な応力の緩和がみられる。

一方、図 4-9 (c), (d) のように a が短くなるにしたがって徐々に応力集中は上方の要素へも広がって行き、図 4-9 (e), (f) のようにさらに a の値が短くなると応力集中の見られる要素は増え、同時に応力集中の程度は低くなり、各要素の応力値は図に示すように平均化される。

図 4-9 の応力分布状態を見ると介在物のヤング係数が母相のそれより高い場合、応力集中は介在物の大きさにあまり影響を受けず、むしろ介在物の形状およびその存在方向に影響されることが分かる。

普通、介在物は圧延により圧延方向に伸ばされた状態で存在しているが、本計算結果からいえることは、母相より高いヤング係数を有する 5083 アルミニウム合金の介在物は出来るだけ球状化させたほうが応力集中を防げるということである。

4. 3. 3 解析モデル内に 2 個の介在物が存在する場合の結果

図 4-10 は 2 つの介在物の相互作用について検討するため $d/D = 3/10$ (一定) とし両介在物モデルの中心間距離 (l) を変化させた場合における計算結果で、縦軸に各要素における応力の計算値を示した。2 つの介在物が応力負荷方向に対して直角方向に並んだ (A) の場合、介在物相互間の距離の減少と共に要素 84 の応力値が僅かに減少するが、それ以外の三角形要素 89, 97 ではほとんど影響がみられない。この計算からはヤング係数 $E_2 = 15000 \text{ kg/mm}^2$ 程度の介在物粒子が応力負荷方向に対して直角方向に配置されている場合、大きな応力集中について特に考慮を払う必要のないことを示唆するものであろう。

2個の介在物モデルを応力
負荷方向に平行に並べた (B)
の場合、両介在物の中心間距
離が 0.40 より近づくと三角
形要素83に対し急激な応力集
中が起こる。

図4-11は図4-3 (a)
の要素分割の場合の介在物の
ヤング係数 E_2 の変化に伴う介
在物周辺の応力分布の計算値
を線図にまとめたものである。

図中の各値は介在物中心と介
在物に接している各三角形要
素の図心との直線上にその三

角形要素の持つ応力値をプロットしたものである。引張り応力 $\sigma_0 = 15 \text{ kg/mm}^2$ 一定で、介
在物のヤング係数を $E_2 = 100, 1000, 5000, 7400, 15000, 30000 (\text{kg/mm}^2)$ と変化させ、また介
在物の形状は $d/D = 3/10, 1, 1, 4/10$ とした。

ヤング係数が低いときは介在物と母相との境界が引張り方向と平行に近い部分、すなわ
ち介在物の上下にA、A'で示した部分の三角形要素に非常に大きい応力集中が起こって
いる。例えば $E_2 = 100 \text{ kg/mm}^2$ であれば実質的には空孔と見なせる状態と思われるが、これ
が応力負荷方向と直角に2個配列された状態では荷重を受け持つ断面積が実質的に減少す
ることによるものと思われる。介在物モデルのヤング係数を高い値に設定すると、介在物
と母相との境界が引張り方向に対して垂直な部分すなわちCで示した部分に、それ程大き
くない応力集中の起こっている三角形要素が多く見られる。

4.3.4 解析モデル内に3個の介在物が存在する場合

介在物が引張り方向に対し直角方向に3個並んだ場合の計算結果の1例を図4-12に
示す。母相のヤング係数は $E_1 = 7000 \text{ kg/mm}^2$ 、引張り応力 $\sigma_0 = 15 \text{ kg/mm}^2$ 、3個の介在物
の内、中心の介在物のヤング係数 $E_2 = 100 \text{ kg/mm}^2$ と低くこれを挟む状態にある上下の2個

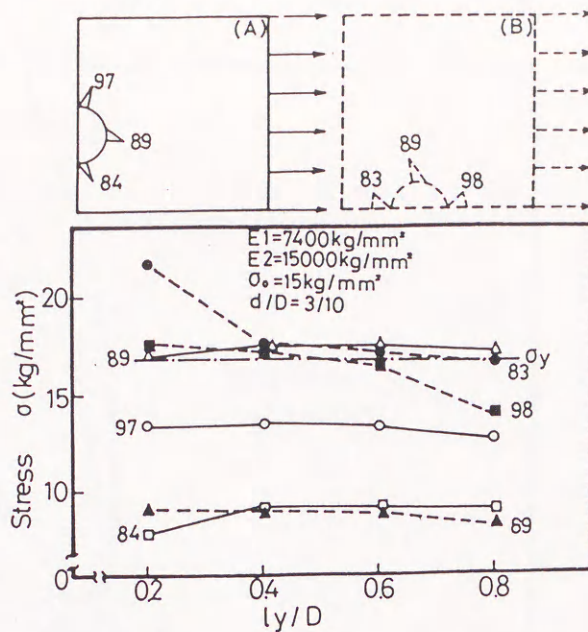


図4-10 2個の介在物の相互作用

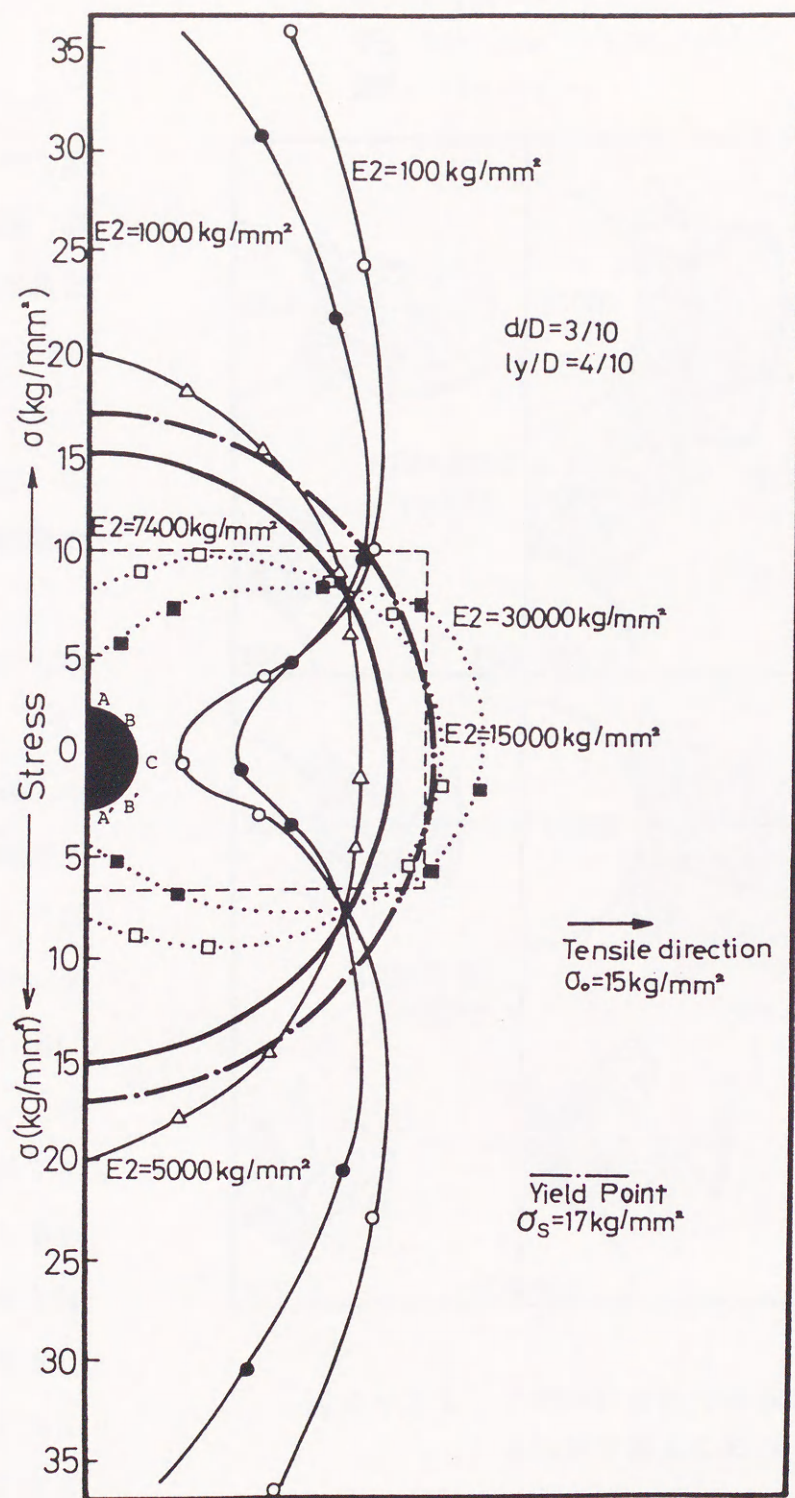


図 4 - 1 1 介在物が縦に 2 個並んだ場合の応力分布

の介在物のヤング係数が
 $E_2=30000\text{kg/mm}^2$ と高い
 場合の結果である。

図中で点々で示した三
 角形要素は 17kg/mm^2 以
 上、 20kg/mm^2 未満、斜
 線で示した三角形要素は
 20kg/mm^2 以上、 30kg/mm^2
 mm^2 未満、黒く塗った三
 角形要素は 30kg/mm^2 以
 上の応力値を示す要素で
 ある。

各組合せで介在物相
 互の影響がみられ、ヤン
 グ係数 $E_2=100\text{kg/mm}^2$ の
 中央の介在物の上側の三
 角形要素の応力は上方に
 存在する介在物のヤング
 係数が高いため低い値に
 押さえられている。この
 ようなヤング係数の介在
 物モデルの組合せの場合、
 ヤング係数の低い介在物
 の上方にボイドが発生し、
 斜めに亀裂が進展するこ
 とを示唆するものである。

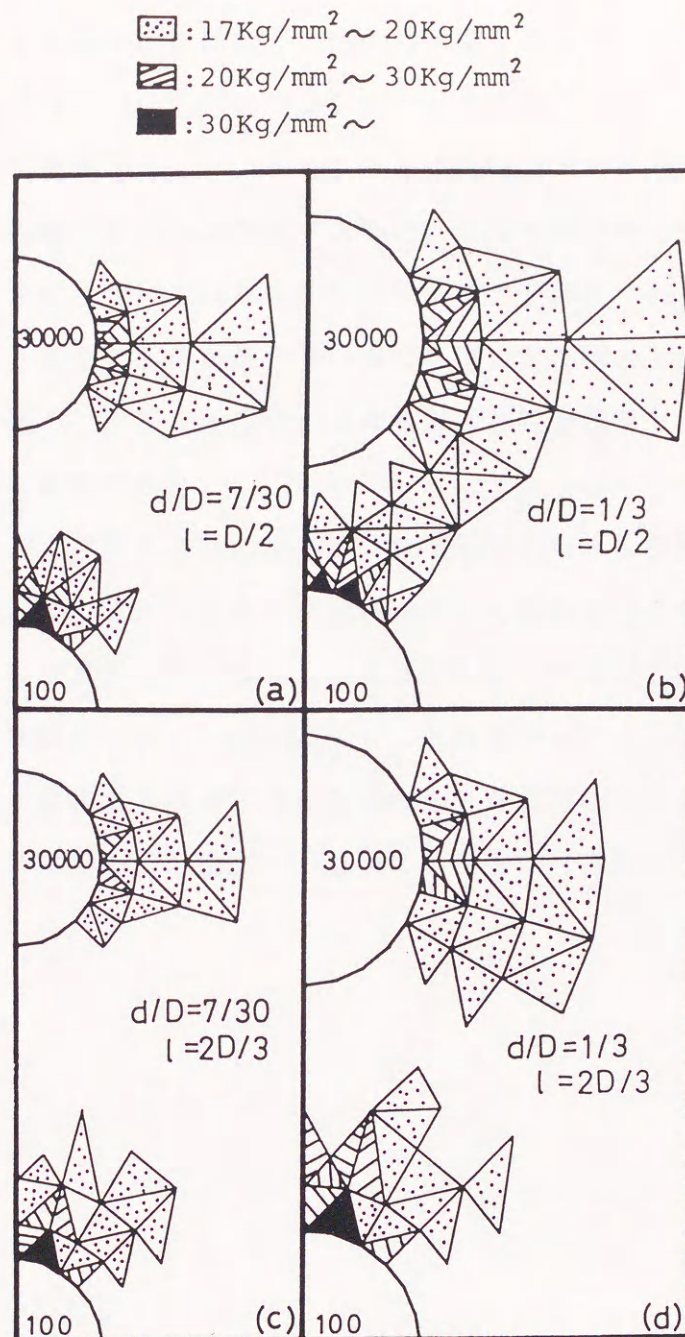


図 4 - 1 2 3 個の介在物の場合の
 三角形要素上の応力

4. 4 総 括

母相としてアルミニウム合金を想定して、母相中に色々の形状および種々のヤング係数を有する介在物周辺の応力分布を有限要素法を用いて、色々の引張り荷重下で求めると共に、介在物の大きさを変化させた場合についてもシミュレーションを行うことにより、介在物周辺での応力集中などについて検討を加えた。その主たる結果は以下の通りである。

- (1) 1個のヤング係数の低い円形の介在物が存在する場合、引張り軸方向と垂直方向の介在物両端部に応力集中が起こり、これらの部分からボイドが形成され、拡大、進展するものと考えられる。またヤング係数が高い場合には、介在物の引張り軸方向の両端部に、応力集中が起こり、これらの部分で母相と介在物が剥離しボイドが発生して成長していくものと推察された。
- (2) 同じ形状の方形状介在物および同じ形状の楕円形状介在物であっても引張り方向に対する相対的な位置関係によって応力集中の度合いは大きく異なることが明らかにできたことにより、5083アルミニウム合金の圧延工程により伸ばされた同形状の介在物は、出来るだけ球状化することが望ましいことが分かった。
- (3) 母相中に複数個の介在物が存在する場合、母相と介在物との相対的な応力関係が理解でき、ボイドの発生およびその後の亀裂への進展に関する知見を得ることが出来た。

第5章 5083アルミニウム合金の シャルピー衝撃破断特性

5.1 緒言

金属材料の靱性を知る試験法として G. Charpy⁶⁷⁾ によって開発されたシャルピー衝撃試験法がある。本試験は実際の事故との豊富な対比データが蓄積されていること、および試験片を支持台に乗せて直ちに衝撃試験を行うことにより広い温度範囲でたやすく試験ができる利点があるため、現在でも盛んに用いられている。

しかしながら衝撃後のハンマの振り上り角度から求める吸収エネルギーによる靱性値のみでは破断の過程の観察および解析ができない。そこで従来より試験中の荷重-時間曲線を記録しようとする試みが行われてきた^{68)~73)}。しかし、数 msec という非常に高速の現象ゆえに、従来の方法は変位を直接測定するわけではなく、ハンマが一定の光束を切っていく過程を光電管やフォトランジスタで捕らえ、それらの光量変化を電気信号として記録するものであった。その後、種々の荷重-変位曲線を求めることが試みられ^{74)、75)}、小林ら^{76)、77)} は衝撃時の荷重曲線をオシロスコープで観察し、変位をハンマ回転軸にポテンショメータを装着し出力させる方法を発表した^{9)、78)}。これらの試みは従来の方法を前進させ、試験結果を定量的に解析できるようにする⁷⁹⁾ と共に、延性材料⁸⁰⁾ ばかりでなく脆性材料を用いてのシャルピー衝撃試験の検討も行われるようになった。

また、最近、小林らによって簡便に材料の靱性を評価することが試みられ^{81)、82)} 注目を集めている。

5083アルミニウム合金の引張り、圧縮に対する機械的特性は、すでに第2章で述べたように、良好であり、秋田⁷⁾、京谷⁸³⁾ によると極低温下でも不安定な破壊を起こさず、満足し得る靱性を示すものであるという。しかし従来本合金を含め、アルミニウム合金全般についての衝撃曲げ破断による低温破壊に関する検討は小林ら^{9)、10)、84)}、布村ら⁸⁵⁾、東ら⁸⁶⁾ によって精力的に進められているものの、鉄鋼における程、十分なデータの蓄積

があるとは思えず、また構造材としての絶対的な安全性を保証する立場からは層状二次亀裂などの不明な点も有る。特にLNG用タンクなどの低温圧力容器の構造材として用いる場合は、極低温条件も含め、いろいろな条件のもとでその構造材の組織、機械的性質との関連で安全性の見地から破壊の様相について十分把握しておくことが望まれる。そこで本章では5083アルミニウム合金のシャルピー衝撃破断特性⁸⁷⁾について述べる。

5.2 実験方法

5.2.1 供試材と試験片

供試材は連続鋳造スラブから熱間圧延工程を経て得た厚さ約15mmの5083アルミニウム合金板で、その分析組成を表5-1に示す。

試験片の圧延方向に対する採取方向および寸法を図5-1に示す。

表5-1 供試材の分析組成

| Elements | Cu | Si | Fe | Mn | Mg | Zn | Cr | Ti |
|----------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| wt% | 0.01 | 0.14 | 0.21 | 0.66 | 4.67 | 0.01 | 0.01 | 0.01 |

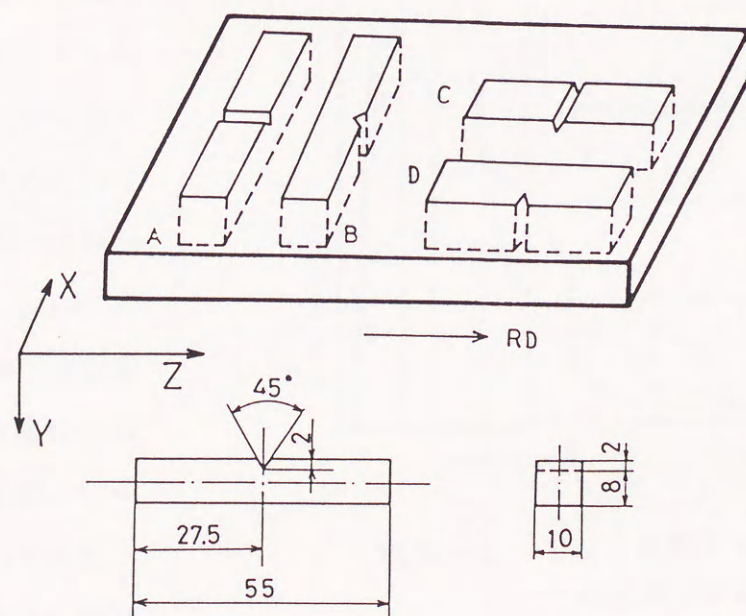


図5-1 試験片の採取方向および寸法

試験片は図5-1に示すようなJIS4号衝撃試験片を4種類採取し、次のように区別した。すなわち試験片の長手方向が圧延方向に対して直角な試験片を試料AおよびBとし、長手方向が圧延方向と平行な試験片を試料CおよびDとした。切欠きは試料AおよびCは板面に入れ、試料BおよびDは側面に入れた。

各試験片は切出し加工後 300℃、30min の歪取り焼なましを行いS材とした。また一部の試験片については、400℃、1000min の条件で焼なまし処理を行いF材として区別した。

5.2.2 衝撃試験の方法

計装化シャルピー衝撃試験機のハンマの振り上り角による吸収エネルギー E_a （以下 E_a 値と記載）の計測と共に荷重-時間または荷重-変位曲線を記録した。図5-2はS材、試料Dについての-196℃、0℃、200℃の各温度で得た荷重-変位曲線を示す。同図から最大荷重 L_m （以下 L_m 値と記載）、 L_m 値に達するまでの変位、荷重変化の割合、亀裂形成のためのエネルギー E_i （以下 E_i 値と記載）、亀裂伝播のためのエネルギー E_p （以下 E_p 値と記載）等について

も同時に計測した。また計装化衝撃試験機による吸収エネルギー E_t （以下 E_t 値と記載）としては E_i 値と E_p 値の和を取ることとした。（ $E_t = E_i + E_p$ ）

E_i 値、 E_p 値の定義であるが、Raring⁸⁸⁾は静的曲げ試験で、Hartbower⁸⁹⁾および大谷⁹⁰⁾は二重衝撃試験において、試験片は降伏後まず延性亀裂がノッチ直下中央部において表れ、これが横方向に成長してほぼ試験片の横巾に亘って貫

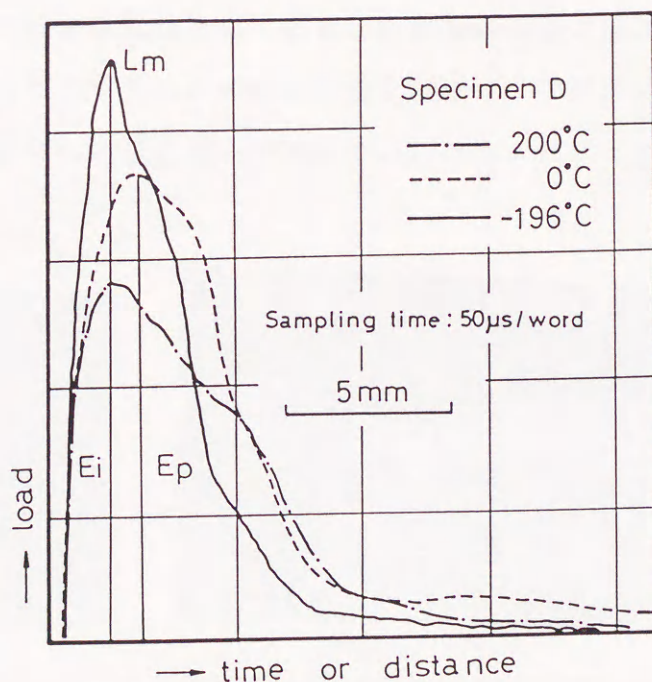


図5-2 S材、試料Dの各温度での荷重-変位曲線

通した時が最大荷重に対応し、その後は延性亀裂が試験片内部へ進行してゆく、と述べている。動的亀裂進展であるシャルピー衝撃試験においてはかならずしも以上の説はあてはまらない⁹⁾¹⁾ が、本試験片の亀裂進展開始点は明確でない⁸⁾¹⁾ こともあり、従来通り最大荷重点に達するまでのエネルギーを亀裂形成のためのエネルギー E_i 、最大荷重点以降のエネルギーを亀裂伝播のためのエネルギー E_p と定義した。

試験温度は $-196^{\circ}\text{C} \sim 200^{\circ}\text{C}$ の温度範囲の各温度に選び、S、F材の各試料A、B、C、Dについて上記各種の値を計測し、主として試験温度との関係で示すと共に、組織、破断面について光学顕微鏡、SEM、XMAによる組織解析をし、フラクトグラフィ的検討を行った。

5.3 実験結果および考察

5.3.1 圧延組織

写真5-1はS材、F材の圧延面のSEM組織写真である。圧延面の組織は等軸晶的であり、F材の結晶粒がS材よりも成長しているものの顕著な変化はなく、F材の結晶粒界がやや肥大化し、介在物粒子の粒界部分への凝集がやや進んでいるとみられる程度である。

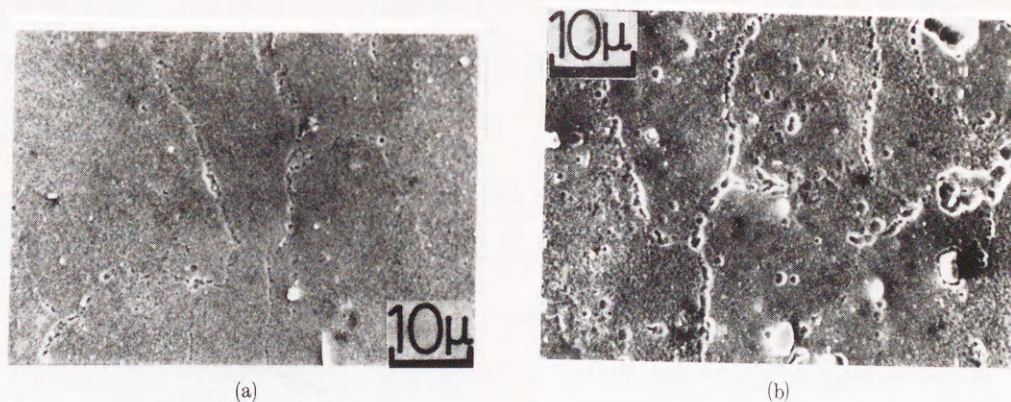


写真5-1 S材(a)、F材(b)の圧延面の組織写真

写真5-2はS材、F材の側面のSEM組織写真である。側面部でもS、F材で大きな変化は無く、圧延集合組織を示している。介在物粒子の多くは、スラブからの熱間圧延工

程で圧延面と層状に、かつ圧延方向に沿って配列された、 Al_6FeMn 、 Mg_2Si が主である。

本合金圧延板はアルミニウム合金の典型的な熱間圧延集合組織を示し^{17)、92)}、 400°C での熱処理のみでは再結晶、等軸化は難しく^{93)、94)}、結晶成長もしない⁹⁵⁾ものと思われる。また、機械的特性に及ぼす影響は結晶方位よりもむしろマクロ的な結晶粒の形態、介在物などの影響の方が大きい¹⁷⁾ものと考えられる。

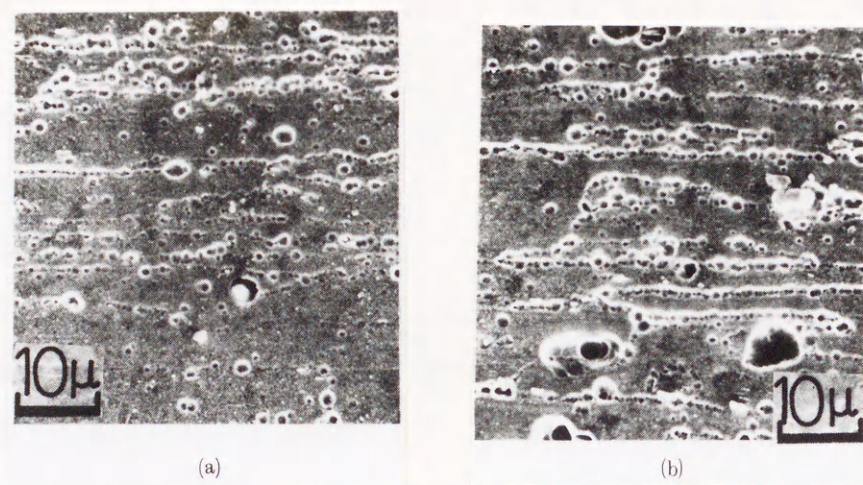


写真5-2 S材(a)、F材(b)の側面の組織写真

組織についてXMAによる線分析、面分析を試みたところ、完全焼なまし処理を施したF材では Mg_2Si がより顕在化し、 Al_6FeMn は凝集化するものの、大小いろいろなサイズのものが団塊状に存在していた。また、結晶粒界へ析出する β 相はS、F材共XMAによる検討では認められなかったが本来極めて微細な相であり、分析の方法についても検討の余地があるものと思われる。岡本ら⁴⁰⁾によれば、 β 相の析出は特に -196°C での靱性を低下せしめ、また靱性の温度依存性にも影響を及ぼし、脆性-延性遷移温度をより高めるとされているが、F材の各試料は -196°C においてもS材の各試料よりEa値がむしろ向上しており、また温度依存性の面でも特に大きな変化が認められないことから、 β 相の析出は顕著でないものと思われる。金相学的には 400°C の焼なまし条件で β 相がマトリックス中へ再固溶する可能性についてむしろ考えるべきであろう。

5.3.2 吸収エネルギー(Ea値)の試験温度依存性

図5-3は各試料のハンマの振り上り角によるEa値と試験温度との関係を示したも

ので、実線はS材、破線はF材の各試料について示す。

図に見られるとおり、E a 値はその採取位置によって大きく異なり、S、F材共試料Cが最高値を、試料Bが最低値を示し、試料CのE a 値は試料Bのそれと比較して平均50～100%高い値を示した。試料A、DはB、Cの中間的な値を持つが、いずれもF材はS材より高いE a 値を示し、特に試料A、Bで焼なまし処理の影響が顕著に見られた。

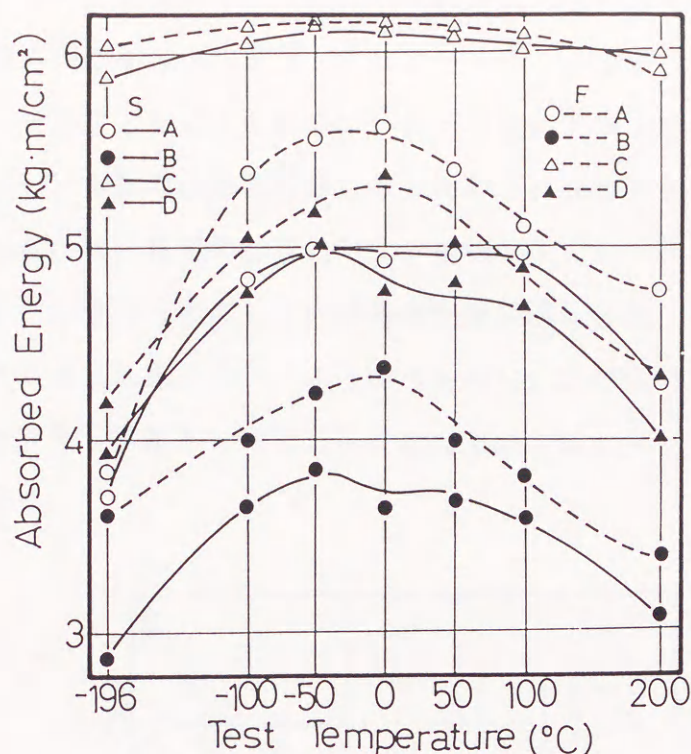


図5-3 吸収エネルギー (E a 値) と試験温度との関係

一方E a 値に対する試験温度の影響についてみると、E a 値の高い試料Cはほとんど温度依存性を示さず、組織的には介在物粒子の配列面を数多く横断しながら亀裂が伝播する試料で温度変化に対して最も鈍い感受性が示される。一方、層状組織の方向と平行か、層状組織の界面または層状組織の配列面間を亀裂が伝播する試料A、B、Dの場合にはE a 値の試験温度感受性が大きくなる傾向が見られ、-50℃、0℃付近で高いE a 値を示し、高温および低温で低い値を示した。このことは層状組織、介在物粒子が亀裂の伝播方向に対して存在する状態によって試験温度依存性が大きく左右されることを示しているものと思われる。試料A、B、Dは最高値と最低値とで約30% 以上の変化が見られ、鋼におけるほど脆性-延性遷移的なものではないものの、特にS、F材の試料AおよびS材の試料Dは-196℃で急激な低下を示し、低温容器構造材としての選択に十分な配慮が必要であることを示唆している。

試料の採取位置、方向がE a 値に与える効果は従来鋼について広く知られており、一般

の金属、合金でも加工繊維組織の方向と吸収エネルギーの間には密接な関係のあることが知られている。軟鋼の場合、圧延方向に平行状に配列しているパーライト組織、介在物粒子が延性破壊の起点、伝播方向の対応点となることに基づいてE a 値の方向依存性を説明することがなされている。すなわち、亀裂の伝播方向が圧延方向で、介在物粒子等の配列方向と一致する試料Bに相当するものは、亀裂の伝播に対する抵抗が少ない。一方試料Cに相当する、亀裂の伝播が圧延方向と直角（板厚）方向で亀裂が層状組織界面、介在物粒子の配列面を横断しながら進展する状況にある試料でエネルギーが高い。また試料Dに相当する亀裂の伝播方向が圧延方向と直角（板幅）方向であるものは上記各試料BとCとの中間的な値を示すことが知られている。

5. 3. 3 最大荷重の

試験温度依存性

各試験片の各試験温度における最大荷重 L_m 値を、試験温度との関係で示したのが図5-4で、上側にS、下側にF材の各値を示した。

L_m 値は -196°C から 200°C にかけて温度の上昇と共にほぼ直線的に低下するが、F材とS材とでは L_m 値の試験温度に対する感受性に微妙な差がみられる。すなわち、S材の各試料はその採取位置、標準Vノッチの設定位置とは無関係にほぼ等しい温度依存性を示すが、F材では圧延方向に直角に採取したA、Bのグループ

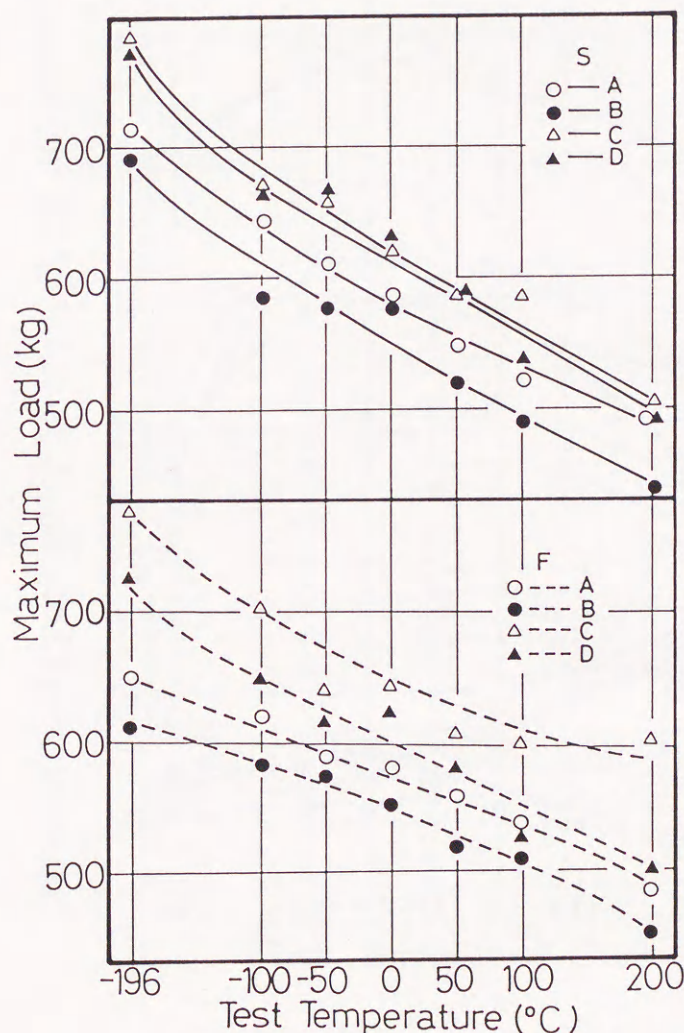


図5-4 最大荷重（ L_m 値）と試験温度との関係

のものと、平行に採取したC、Dのグループのものに分けられ、後者のグループのものは前者より試験温度に対してやや鈍感に反応する傾向を示す。参考までに同一の素材から採取した試料による静的な引張り試験の結果によると、降伏点、引張り強さは圧延方向に平行に採取したものが直角方向に採取したものに比較して2～3%高い値を示すと共に、F材の値がS材より5～6%低い値を示すことにも対応しており、 L_m 値の試験温度による変化は、引張り強さの変化と類似した傾向を見せている。

5.3.4 計装化によるエネルギー (E_i 、 E_p 、 E_t 値)

図5-5は E_i 、 E_p 値を試験温度との関係で図示したものである。

上側にS材とF材の E_p 値、下側は同じく E_i 値を示している。 E_i 値の試験温度による変化では明確な特徴が見られる。すなわち、 0°C 以下では各試料とも試験温度によってほとんど大きな変化を示さないが、 50°C 以上では圧延面に標準Vノッチを設けた試料A、Cで E_i 値が試験温度と共に上昇する傾向が、また圧延面に対する垂直面に標準Vノッチを設けた試料B、Dで逆に低下するという対照的な傾向が観察された。これは亀裂形成の方向が圧延面と平行か、圧延面に対して垂直であるかによって 50°C 以上におけ

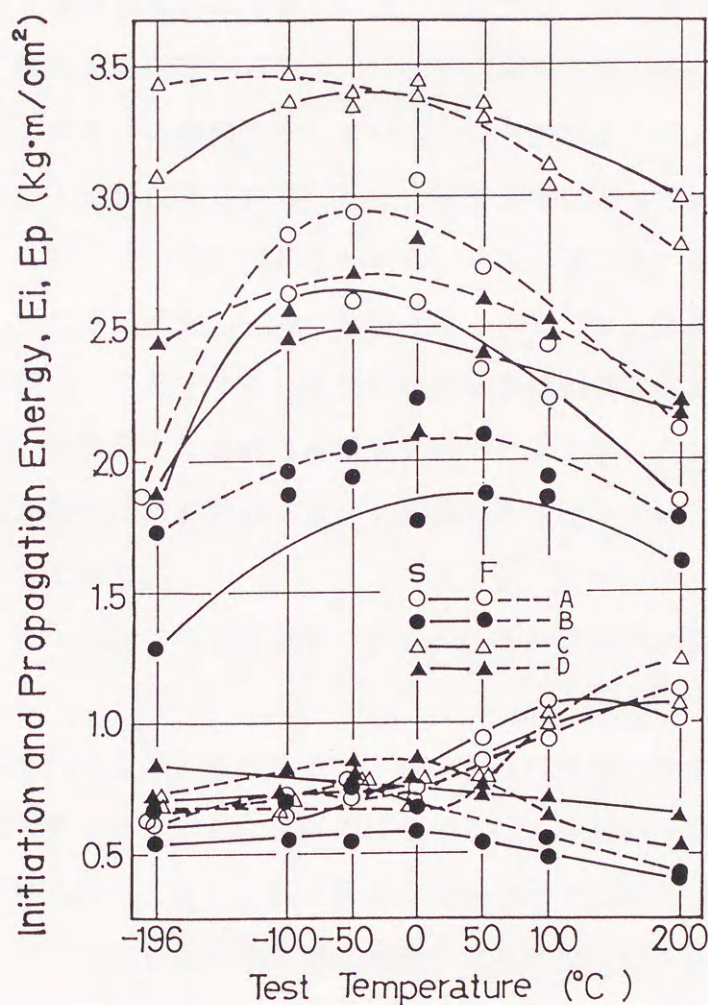


図5-5 E_i 、 E_p 値と試験温度との関係

る温度依存性が左右されることを示すものであり、亀裂形成のためのエネルギー E_i 値は、標準 V ノッチ直下の中央部における亀裂の発生と、続いてノッチ底に沿って亀裂がノッチ底全幅にわたって成長するために要するエネルギーを指すという考えに立てば、組織と温度依存性との関係が 50℃ 以上の試験温度における E_i 値についても象徴的に示されているものと考えられる。

亀裂伝播のエネルギー E_p 値は各試料とも試験温度に対する感受性がそれぞれ異なっており、全般的には指針による吸収エネルギー E_a 値の変化に対応する挙動を示しているが、試料 C は S、F 材共 200℃ において低下する傾向がみられ、また同じく試料 C の 50℃ 以上における値を除き、F 材の E_p 値が高くなっている。個々の試料について見ると、試料 C の E_p 値は E_a 値同様、試験温度によって大きな変化は示さないが、S 材では 0℃ をピークとしその高低温側でわずかな低下が、また F 材では -196℃ から 200℃ の試験温度の範囲において、試験温度の上昇と共にわずかに変化する傾向を示しているが変化量は小さく、 E_i 値の試験温度による変化とあいまって E_a 値に見られるごとく、試験温度によって大きな変化を示さない E_a 値の特徴となって表れているものと思われる。一方、試料 A、D の E_p 値は E_a 値と同様試験温度によって大きく変化し、特に試料 A は -50℃ でピーク値を示し、-196℃、200℃ でその約 60% の値にまで低下する。試料 B の E_p 値は -196℃ で最も低く、50℃ でピーク値を示すが 200℃ では試料 A における程顕著な低下を示さず、直角方向に採取した試料でも亀裂の伝播方向が層状組織を横断するか、組織間を抜けるかによって温度依存性に変化が生ずることを示している。

図 5-6 は本実験で求めた E_t 値と E_a 値との相互関係について S、F 材各試料の値をプロットして示したものである。

E_a 値と E_t 値は本来 1 対 1 に対応すべきものと思われるが、図 5-6 に見られるように E_t 値は E_a 値の 0.75~0.78 倍に相当する値を示し、多少のばらつきはあるものの S、F 材共両者の間には明確な直線関係が得られた。ただ S 材は両者の関係を示す直線上、C、A、D、B の各試料によりほぼグループを形成した分布を示す傾向が見られたのに対し、F 材の場合は C、A、D および B の各試料の順序にしたがって高いエネルギー値から順次直線上にほぼ均等に分布する結果となっている。このような対応については小林ら^{9)、84)}も報告しており、1 対 1 に対応しないことについては次章で述べる。

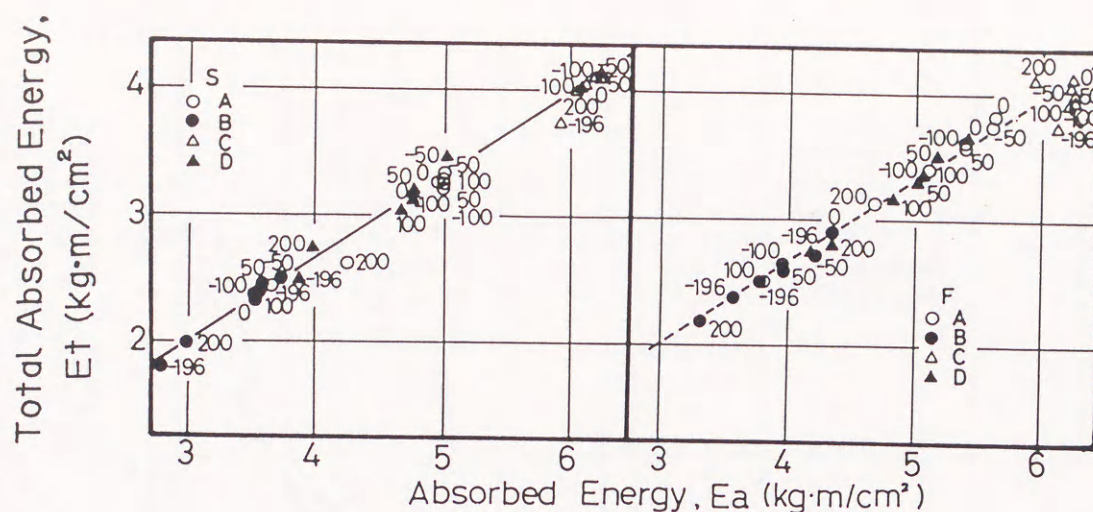


図5-6 Et値とEa値との相互関係

5.3.5 亀裂伝播の不安定性

従来アルミニウム合金は低温脆性が問題になることはなく、静的な引張り試験の結果では-196℃での伸びが室温における値より約50%以上も増大し、破断部の絞り率にも大きな低下が見られないことから、むしろ延性の改善があるものとされている。しかしながら本実験で得た荷重-時間曲線について、 L_m 値に到達後の荷重の時間的变化の割合について観察したところ、一部の試料を除き低温下で異常に急激な変化を示す試料のあることが示された。図5-7はその結果を図示したもので、荷重が666kgから333kgまで低下する時間を求め、縦軸に dL/dt 値として示し、横軸に試験温度をとったものである。

図によると試料CはS材とF材共に dL/dt 値は試験温度によって大きな変化を示さず、-196℃でも荷重変化の割合は小さいが、A、B、Dの各試料はF材の試料Dを除きいずれも試験温度の低下と共に荷重の時間的变化の割合が大きくなり、亀裂の伝播が不安定的に行われることを示している。すなわち E_a 、 E_p 値の相対的な変化では特に急激な変化がみられなくとも、亀裂の伝播速度の面では異常に大きな変化を示す傾向のあることが分かった。一方、 E_a 、 E_p 値の高い試料Cはこの点でも優れており、荷重降下の時間的变化の割合が小さく、試料A、B等に比較して亀裂の伝播が相対的に安定に進むことを示している。

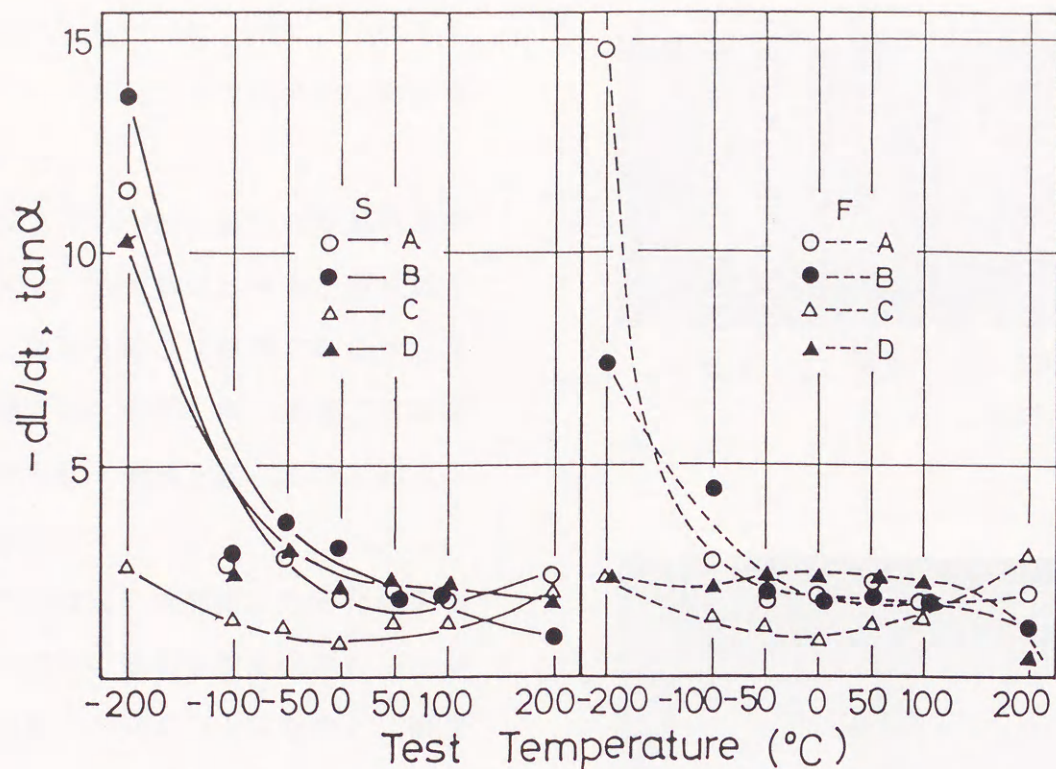


図 5-7 荷重降下の時間的变化の割合と試験温度との関係

5.3.6 破断面のフラクトグラフィ

(a) マクロフラクトグラフィ

写真 5-3 に試料 A の -196°C における破断面のマクロフラクトグラフィを示す。 -196°C での破断面はフラットであるが、V ノッチ底近傍および中央部に亀裂伝播方向とは垂直方向に層状二次亀裂の発生が比較的多く見られる。全般的に低温では比較的フラットで微細な破断面であるが、試験温度の上昇と共に凹凸が激しくなり、 0°C 以上ではシェアリップの形成

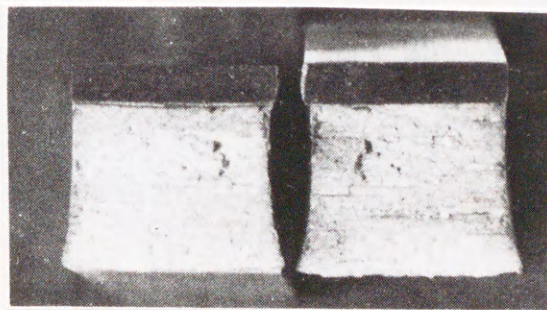


写真 5-3 試料 A の -196°C における破断面

が大きく、またプラスチックヒンジの形成も顕著になる。特に 100°C 、 200°C でプラスチックヒンジ部に脆性的な破面が観察された。

写真5-4に -100°C における試料Bの破面を示す。試料Bは E_a 値が最も低く、脆性的な破断を起こす試料であるが、亀裂の伝播方向と平行に深い層状二次亀裂が多く発生し、剥離を起こした状態となっている。

低温での破面には劈開性の小破面を含む多数の筋状の組織が観察された。しかし試験温度が -50°C 以上になると、破面の筋状組織は減少して、 100°C 、 200°C ではマクロ的には比較的フラットな破面を示している。

写真5-5に試料Cの -196°C における破断面を示す。試料Aと同様に、 -196°C での破断面はフラットであるが、Vノッチ底近傍および中央部に亀裂伝播方向とは垂直方向に層状二次亀裂の発生が多く見られる。全般的に低温では比較的フラットで微細な破断面であるが、試験温度の上昇と共に凹凸が激しくなり、 0°C 以上ではシェアリップの形成が大きく、またプラスチックヒンジの形成も顕著になる。

写真5-6に試料Dの -196°C における破断面を示す。層状二次亀裂が試料Bと同様に数多く認められ、試験温度の上昇と共に破断面が比較的フラット化する点でも試料Bと類似

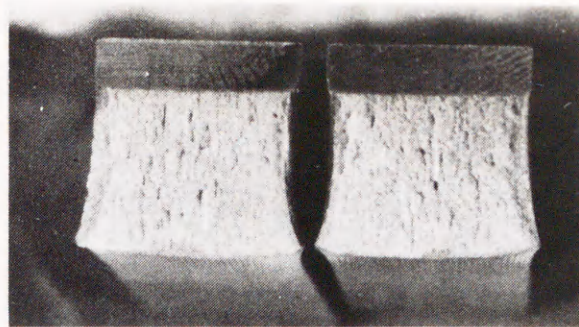


写真5-4 試料Bの -100°C における破断面

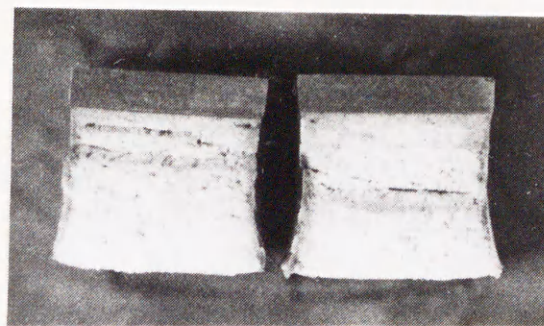


写真5-5 試料Cの -196°C における破断面

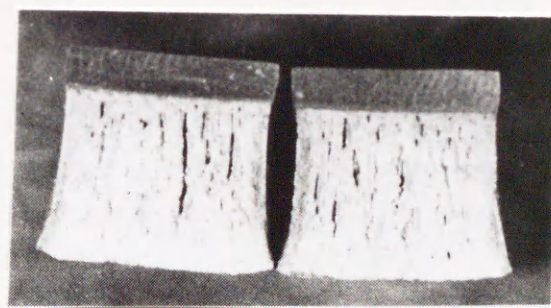


写真5-6 試料Dの -196°C における破断面

している。しかし、 0°C 以上では試料Bと対照的にプラスチックヒンジの占める割合とシェアリップ部の面積が大きくなり塑性変形量の大きいことを示唆した。このことは E_a 、 E_p 値が試験温度に関して類似した挙動を示すもののマクロフラクトグラフ的には試料B、Dで大きな違いの有ることを示しているものと思われる。

破断面の筋状組織および層状二次亀裂は圧延加工により層状になった結晶粒界（加工組織）の粒界部分を亀裂が伝播した結果、発生したものと思われる。

S、F両材の比較では両者の間に本質的な大きな差異を認めることはできないが、一般的にはF材で破面の凹凸がやや激しく、特に試料Aでこの傾向が顕著であった。これは亀裂の伝播面の違いによるものと思われるが、試験温度 100°C 、 200°C ではさらに激しくなる傾向が見られた。

（b） ミクロフラクトグラフィ

写真5-7はS材試料AのSEMによる代表的な写真である。いずれもVノッチ底部とその反対側の端部との間の中央部について観察した結果を示している。 -196°C では微細なディンプルと劈開性の破壊を示す粒子をその底部に有する粗大なディンプルとが混在する組織を示している。 0°C でも劈開的に破断した介在物粒子を中心部に有するディンプルが多く観察される。また高温ではディンプルが粗大化すると共にフラット化も見られた。

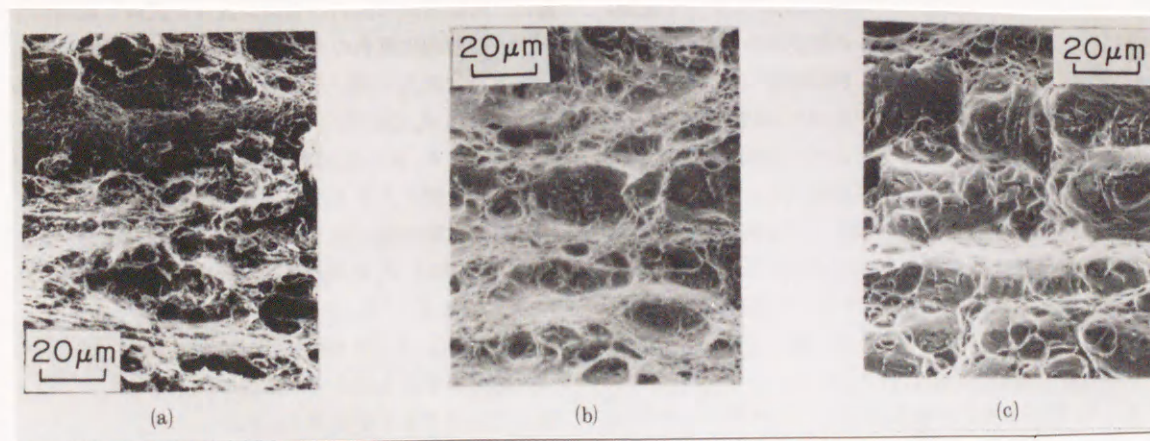


写真5-7 試料Aの破断面 (a)- 196°C , (b) 0°C , (c) 200°C

写真では示していないが、破断エネルギーが最も低い試料Bのミクロフラクトグラフは層状二次亀裂の向きが主亀裂進展方向と同一であるのが特徴で、特に -196°C での破断組織は

比較的微細でノッチ底部、中央部、末端部で大きな差が見られず、この面でも破断が脆性的に進行することが示唆された。

写真5-8はF材試料Cの写真である。-196℃においては多数の微細なディンプルの形成が見られる。0℃では破断組織の粗大化が見られるものの中央部では繊維状組織とディンプルとが共存し、またディンプル底部には劈開的に破断した介在物粒子の存在が認められる。200℃では粗大なディンプルの形成が見られ、層状組織に沿った破断形態も多く観察された。

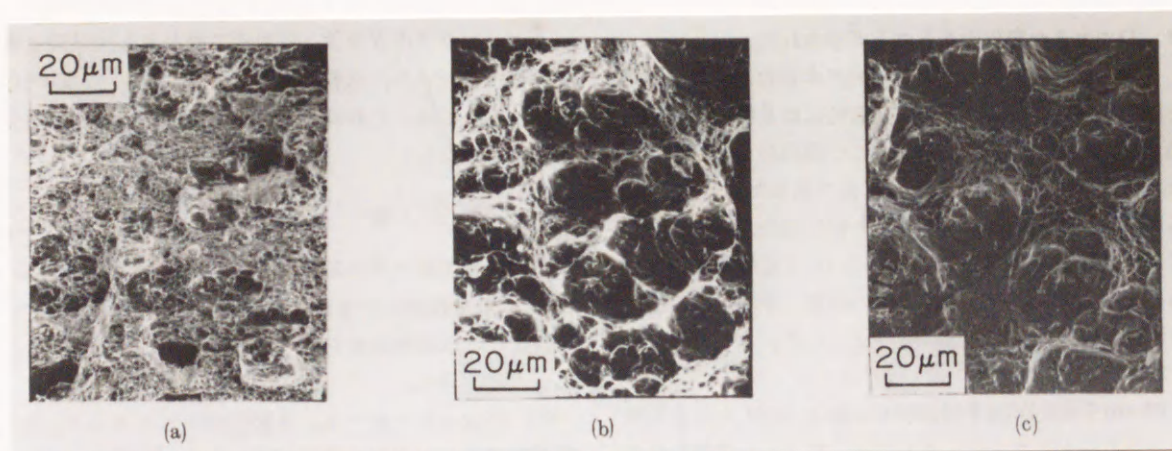


写真5-8 試料Cの破断面 (a)-196℃, (b) 0℃, (c) 200℃

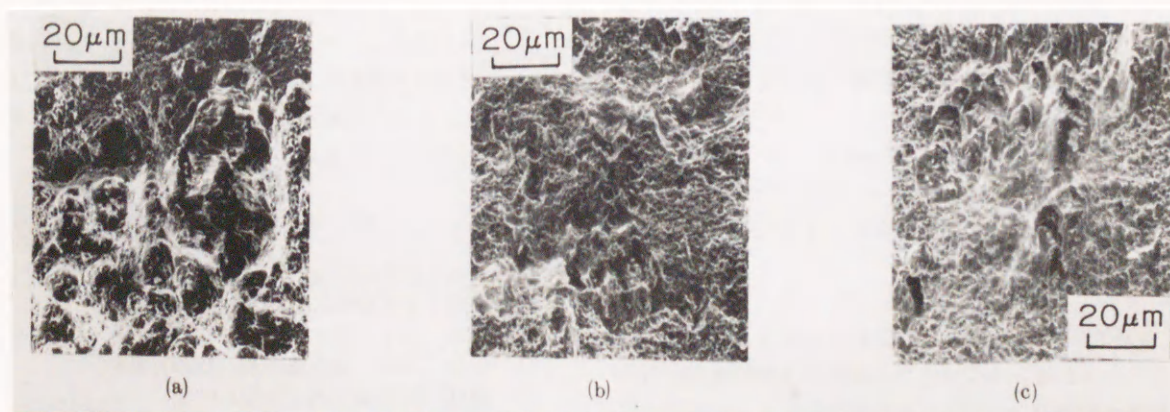


写真5-9 試料Dの破断面 (a)-196℃, (b) 0℃, (c) 200℃

試料Dはノッチ底部で層状二次亀裂と、大形ディンプル、微細ディンプルの混在する不整合的なフラクトグラフを示すが、写真5-9にその例を示すように特に-196℃における破断ではこのような特徴が顕著である。層状組織の界面を圧延方向と直角に亀裂が伝播する複雑さが原因と思われるが0℃、200℃における破断では以上の特徴がさらに顕著なものとなり、また中央部ではディンプルの粗大化も見られた。

マイクロフラクトグラフィに対する焼なましの効果は特に明確ではないが、全般的にF材でディンプルの微細化が多く見られる。

5.4 総括

本章では熱間圧延工程で得た5083アルミニウム合金板より4種類の試験片を採取し、300℃、30 minの歪取り焼なましを行った材料および400℃、1000 minの焼なましを行った材料について、-196℃～200℃の温度範囲で計装化シャルピー衝撃試験機による衝撃曲げ試験を行い、その結果について述べた。その主たる結論は以下の通りである。

- (1) 吸収エネルギーについて考察し、低温でも引張りに対しては十分な強度を有する5083アルミニウム合金は衝撃曲げに対しては低温において脆化傾向を示すこと、吸収エネルギー、亀裂伝播エネルギーは熱間圧延方向に対する試料の採取方向、位置によって大きく変化し、圧延方向に平行に試験片を採取し、ノッチを圧延面に設けた試料で最高値を示し、試験片を圧延方向に対し直角に採取し、ノッチを側面に設けた試料で最低のエネルギー値が得られ、前者の値は後者の値の約1.5倍であったこと等を明らかにした。
- (2) 吸収エネルギーの温度依存性は試料の採取位置、ノッチの設定位置に大きく左右され、最高の吸収エネルギー値を示す試料が試験温度に対して最低の感受性を示したこと等について述べた。
- (3) 計装化シャルピー衝撃試験機より求めたエネルギー E_t 値と試験機の振り上り角から求めたエネルギー E_a 値との関係について考察し、両者間には直線的な関係がみられ、 E_a 値は E_t 値の約0.75～0.78倍であった。
- (4) 荷重-時間曲線における最大荷重点に到達後の荷重の時間的变化の割合について

考察し、亀裂の伝播の不安定性等について述べた。

(5) 破断面のフラクトグラフィについて検討し、試料破断面の特徴、亀裂進展方向と層状二次亀裂との関係等について述べた。

第6章 5083アルミニウム合金の シャルピー衝撃破断特性に及 ぼす冷間加工の影響

6.1 緒言

前章では5083アルミニウム合金の衝撃破断特性について調べ、低温においてはいずれの試験片も破断に要するエネルギーが低下することを述べた。そこで本章ではさらにその原因である層状二次亀裂の発生機構を検討するため、衝撃試験片の亀裂の伝播方向に再圧延加工を与えた試験片を用いて実験を行った。再圧延加工が試験片本来の組織とも関連して吸収エネルギー、すなわち靱性値に対してどのような影響を与えるかについても実験的検討を加えた。本章ではその結果^{52)、53)、96)}について述べる。

6.2 実験方法

6.2.1 供試材と試験片

供試材、試験片の採取方向は第5章と同様である。試料の製作前に各試料の亀裂の伝播方向にあらかじめ20%と40%の圧下率に相当する冷間圧延加工を施し、その後フライス加工によってJIS4号シャルピー衝撃試験片を得た。

4種類の試料A、B、C、Dに再圧延加工を加えた各試料にはA'、B'、C'、D'のごとく符号を付し、さらに加えた圧下率20%と40%の大きさと対応させA'₂₀、B'₄₀のごとく区別した。また試料の一部については圧延加工後に400℃、1000 minの焼なまし処理を行い、A''、B''、C''、D''のごとく区別し、同じく圧下率に関してはA''₂₀、B''₄₀のごとく区別を明確にし、以下上記の符号にて説明する。

6. 2. 2 試験の方法

試験は計装化されたシャルピー衝撃試験機を用い、吸収エネルギー E_a 値と共に荷重-時間または荷重-変位曲線の記録を行った。荷重-変位曲線から亀裂形成エネルギー E_i 値、亀裂伝播エネルギー E_p 値および最大荷重 L_m 値を求め、破断試料から横膨出量 L_E (以下 L_E 値と記載) を求めた。さらに、破断面のSEMやXMAによる観察を加え、本合金の衝撃破断特性と冷間再圧延加工の影響について試験温度との関連において検討した。

6. 3 実験結果および考察

6. 3. 1 吸収エネルギー E_a 値と試験温度との関係

亀裂の伝播方向に圧下率で20%と40%の冷間再圧延加工を行った各試料の E_a 値と試験温度との関係を図6-1に示す。

試験温度に対する E_a 値の変化は試料A'、C'のグループと、試料B'、D'とのグループに明確に区別された。特に、40%の圧下率の加工を加えた試料の E_a 値は-100~100℃の温度範囲で20%加工を加えたものより低下しているが、試料A'、C'においては-196℃で逆に増大している。同一材料のO材について行った結果⁵²⁾と比較すると、-196℃における試料A'、C'の結果および200℃における試料B'、D'の結果を除けば、各試料の E_a 値は各試験温度においてO材に比して30~60%に及ぶ低下を示し、特に0℃付近における試験で加工の影響が大きく表れる傾向が見られた。一方、荷重-変位曲線の変化から観察すると、 E_p 値の E_a 値に占める割合は-196℃付近を除けば加工によって全ての温度範囲で低下し、結果的には E_p 値の低下が E_a 値の低下をもたらしているものである。O材に関して得られた結果では、-196℃から200℃の温度範囲で E_a 値は0℃付近で最高値を示し、-196℃と200℃の低、高温側において低下する傾向を示したが、これは本実験における冷間再圧延加工の影響による変化とは全く対照的なものであった。-196℃における試料A'、C'の E_a 値は、O材と比較してA' ₄₀ で約120%、C' ₄₀ で約50%の増大を示した。一方、200℃ではB' ₂₀ で約55%、D' ₂₀ で約35%のO材との比較による増大を示したが、-196℃における増大は後述するように層状二次亀裂と関係するものと思われ、また200℃における増大は荷重-変位曲線の観察から主として亀裂伝播エネルギー

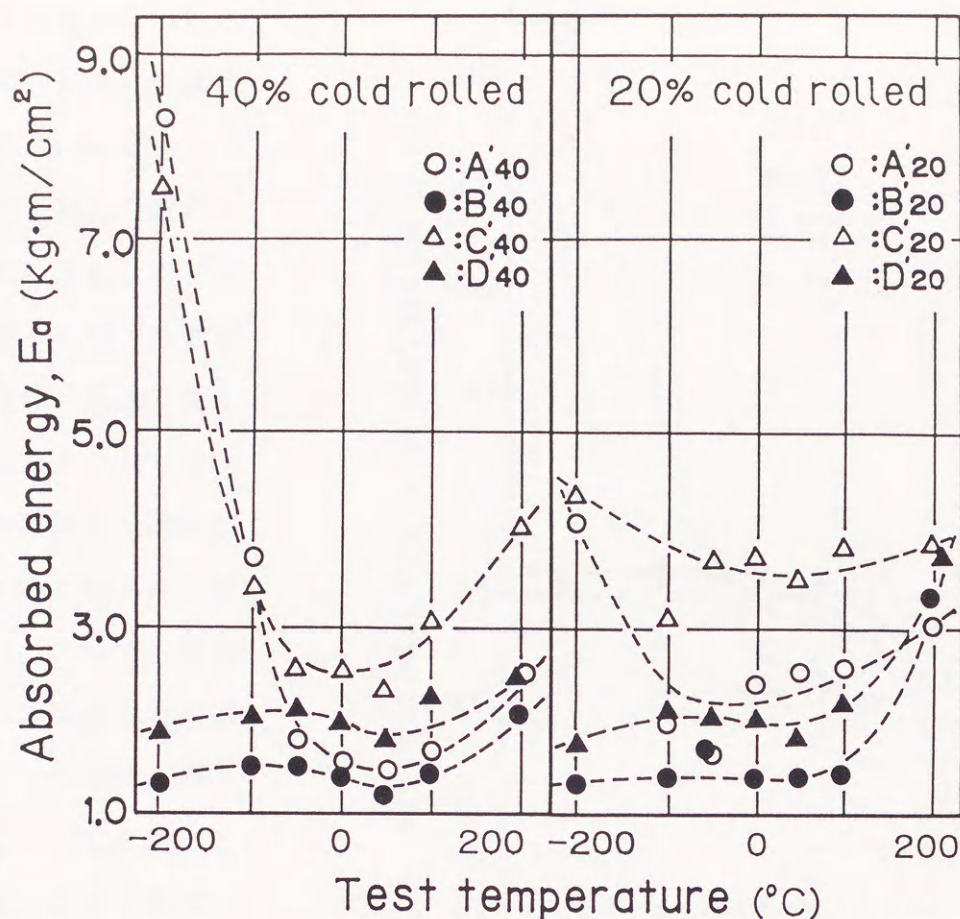


図6-1 冷間圧延を行った試料の E_a 値と試験温度との関係

の増大に基づくものであることが明白となった。

冷間圧延の効果についてみると、試料A'、C'と試料B'、D'との間で顕著な違いが見られた。図6-2に E_a 値に対する冷間加工の効果と、圧下率との関係について示す。

縦軸に示すのはO材に対する40%加工試料の E_a 値の変化率と、同じく20%加工試料の変化率との差で、マイナスの値を示すのは20%加工試料の E_a 値の変化が40%加工試料の E_a 値の変化（いずれもO材に対する比較）よりも大きいことを示す。この結果から示されるように、本来の圧延面をさらに冷間圧延加工する試料A'、C'と、本来の圧延面に対し直角な面を冷間圧延する試料B'、D'のグループとでは対照的な効果が観察され、亀裂の伝播方向への冷間圧延加工の影響が供試材本来の圧延組織との関係でそれぞれ明ら

かに異なっている。

試験温度の効果についてみると、50℃を境に低温側では圧延方向に直角方向に冷間圧延を加えた試料A'が平行方向に圧延した試料C'に比較して加工の影響を大きく受け、高温側では逆に圧延方向と同一方向に冷間圧延を加えた試料C'の影響が大きく表れた。試料B'、D'の場合、試験温度に対する関係では両試料とも類似した傾向を示すものの同じく50℃を境にその高温側では圧下率20%のものが40%のものと比してO材に対する冷間圧延による変化率が大きく表れ、この点でも試料A'、C'のグループと対照的な挙動

がみられ、冷間圧延加工を与える方向によってその影響の表れ方が試験温度に関連して微妙に変化することが分かった。

試料A'、C'のE_a値が-196℃において顕著な増大を示すのは層状二次亀裂（層状剥離破壊）の発生と密接に関係することは後で示す荷重-変位曲線の観察、衝撃破断面の観察から明らかである。図6-1より層状二次亀裂の生成に対する冷間圧延加工の効果は明白であり、しかも20%圧下率のものより40%のものの方がより高度の層状二次亀裂を生ずることが分かった。すなわち、本来の圧延加工による層状組織にさらに冷間圧延加工を付加することで歪領域の増大をもたらし、亀裂の生成を容易ならしめ、またその伝播に際し

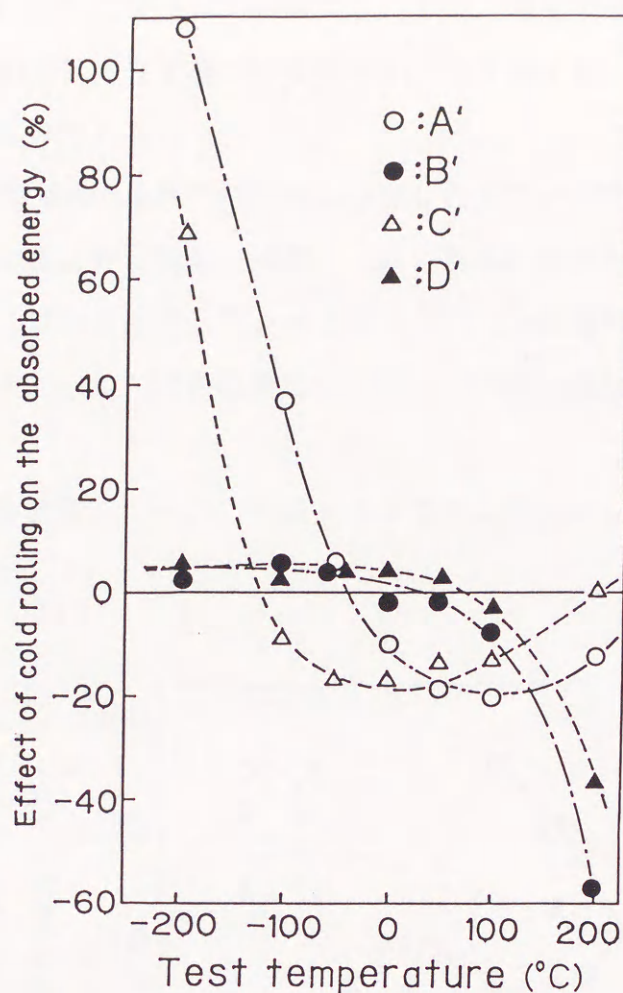


図6-2 E_a値に対する冷間圧延加工の効果

て層状二次亀裂生成面の増大をもたらすことは明らかである。このように亀裂の伝播方向と加工の関係によってE a値がO材に比して2倍以上に高まることは、適切な加工と熱処理との組み合わせによれば亀裂伝播の不安定性を解消すると共に、E a値を高い値に保持し得る可能性のあることを示唆するものである。

A' ~ D' の各試料を 400°C、1000 minの条件で焼なまし処理したA'' ~ D'' の各試料のE a値はA' ~ D' の各試料のE a値に対し顕著に回復し、特に室温を中心とする広い温度範囲で圧延加工試料の 1.5 ~ 2.5倍の値を示した。またB''、D'' の各試料の-196°C ~ 50°Cの範囲における回復が顕著でA''、C'' の各試料は-100°C ~ 100°Cの温度範囲でのみ回復を示した。

図6-3は試料A' ~ D' に対する試料A'' ~ D'' の焼なまし処理に伴うE a値の変化をまとめて図示したもので、

縦軸は40%の冷間圧延を与えた試料のE a値の変化率と20%の加工を与えた試料のE a値の変化率との差で、マイナスの値となるのは後者の変化率が大きいことを意味する。

全体的に温度に対する変化は冷間圧延の効果を示す図6-2の結果とは対照的で、試料B''、D'' とA''、C'' のグループのものとがそれぞれ共通した挙動を示し、また圧下率の高い試料で回復効果が顕著であった。なお試料A''、C'' はそれぞれ60°C、-50°C付近にピークを示し、試料A'' が高

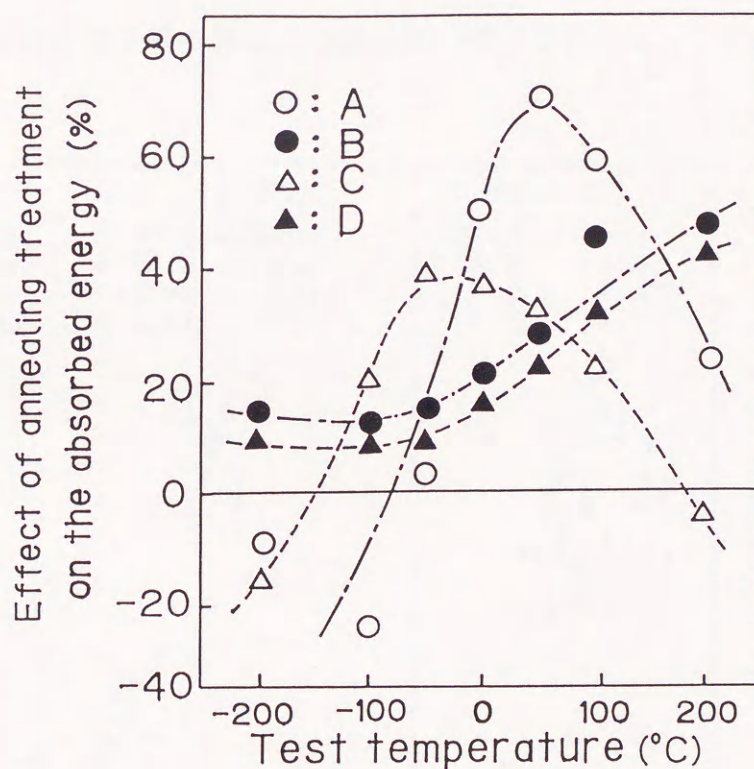


図6-3 冷間圧延加工材に対する焼なましの影響

温側において圧延加工の際の圧下率の影響がより大きいことを示したが、このことは供試材の圧延方向に対する冷間圧延方向の差が結果として表れているもので、○材に対する冷間圧延効果を含め、交差圧延が E_a 値に対して顕著な影響を持つことを示すものと思われる。

6.3.2 E_a 値とLE値との関係

亀裂先端部の塑性変形の程度を示すパラメータの一つに、亀裂先端部の塑性鈍化に起因する開口変位(COD値)があげられる。また衝撃試験片の打撃端部における横膨出量LE値はCOD値にほぼ対応するものと思われる。したがってCOD値とLE値は共に E_a 値に比例的に対応することが考えられる。しかし本実験におけるように、亀裂の伝播方向に冷間圧延加工を加えた場合、加工硬化に伴う降伏強さの増大が予想され、結果的にLE値に影響することが予想される。

図6-4は本実験においてLE値と E_a 値の関係が冷間圧延、焼なましによってどのよ

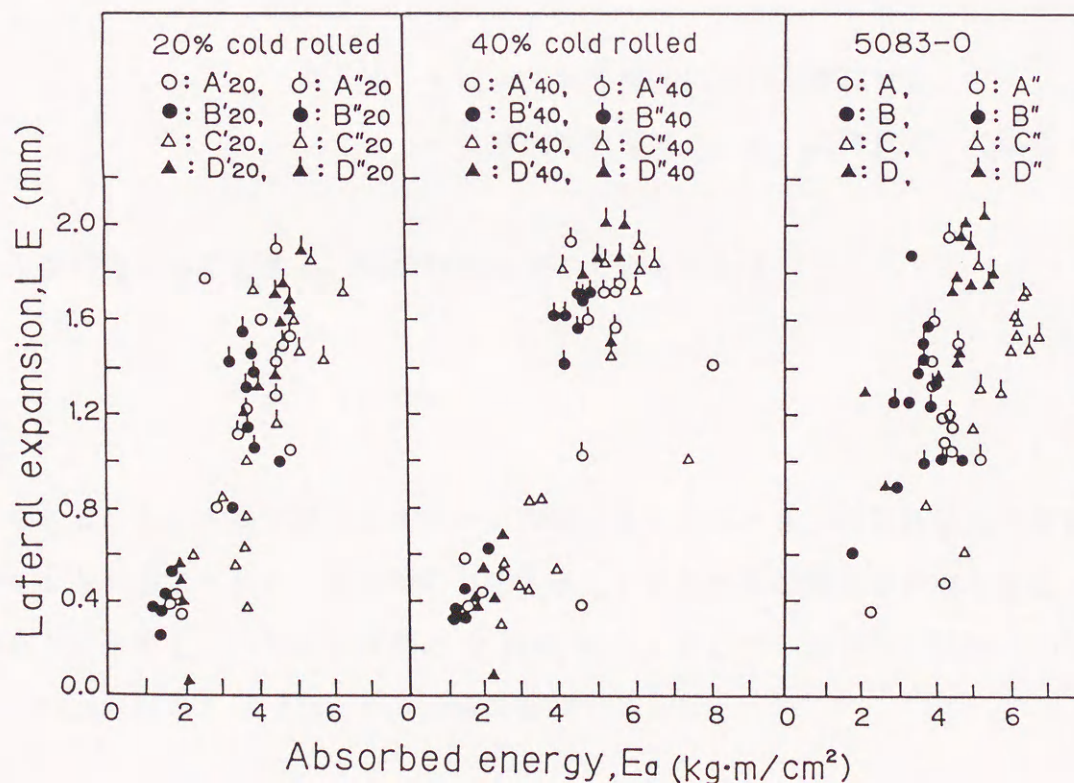


図6-4 LE値と E_a 値の関係

うに変化するかを示したもので、それぞれ20%、40%の圧下率を与えた試料A'～D'および試料A''～D''についてのO材に関する結果と比較して示したものである。

図6-4では左側から20%の冷間圧延を加えたA'、A''～D'、D''の各試料、同じく40%のA'、A''～D'、D''の各試料およびO材の各試料にかかわる結果を順に示しているが、多少のばらつきはあるもののE_a値の高いほどLE値が高くなる傾向が明白である。試料A'～D'および試料A''～D''との比較では前者のE_a値に対するLE値の伸びは比較的小さく、試料A''～D''の値が比較的狭い範囲に集中しているが、E_a値に対するLE値の伸びは大きく、したがって図のごとく試料A'～D'および試料A''～D''にかかわる結果を同時に図示するとE_a値に対するLE値の関係は不連続的である。

冷間圧延の圧下率の影響について見ると、20%の試料でkg・m当り0.26mmの横膨出量に対し、40%の試料の場合、平均0.22mmであり、冷間圧延加工度の高いもので僅かに低くなり、加工硬化が進むと共にLE値は低下すると考えられる。一般にCOD値(φ)とJ積分との関係は次式で与えられる。

$$\phi = J / (\kappa \cdot \sigma_s)$$

ここで、φは切欠き先端部における開口変位、

κは無次元の係数、σ_sは降伏点である。

特に平面応力状態に対するDugdaleのモデルを考えると、

$$\phi = J / \sigma_s$$

で与えられることから加工硬化によるσ_sの増大を考えると、冷間圧延加工試料のφの低下が考えられることから、本実験におけるφとLE値との相関性が示唆される。LE値をkg・m当りで示すと、20%加工試料の0.26mmに対し焼なまし試料は0.50mm、40%加工試料では0.22mmに対し0.37mmの平均値の伸びであった。

6.3.3 荷重-変位曲線

冷間圧延加工の影響は荷重-変位曲線にも見られるが、一部の試料で特徴的な変化が観

察された。図6-5は試料C'40について-196℃、-100℃、0℃、100℃の各試験温度における荷重-変位曲線をまとめて示したものである。

-196℃では変位に対する荷重の変化は鋸歯状であり、p、q、r、s等の各部では100～200kg程度に及ぶ、変位に対する荷重の急激な低下が観察される。急激な荷重の変化は層状二次亀裂の形成と関連しており、実際の試料についても荷重変化と対応する剥離破断の実態が観察できたが極めて急速に剥離の進行することが同時に記録する荷重-時間曲線から示された。図から知られるように、層状二次亀裂の形成は破壊の進展と共にいくつかの層で同時に起こるものではなく、連続的に発生し、次の層状二次亀裂が形成するまでの時間経過中における試料の変位が仕事を大きくし、全体としてEa値の増大をもたらすものであろうと思われる。-100℃では-196℃におけるような鋸歯状の荷重変動は見られず、またマクロ的観察でも層状二次亀裂の形成は認められなかったがミクロ的には層状二次亀裂的な深い亀裂の形成が多く観察された。また最大荷重L_m値に到達後の変位に対する荷重変化も不安定的で、加工硬化が低温における亀裂伝播を不安定化することは-196℃におけるのと同様であった。しかし0℃における荷重-変位曲線も不安定であり、また亀裂伝播速度も早く、剥離面の形成に伴う破断面の増大による仕事の増大が見られず、Ea値

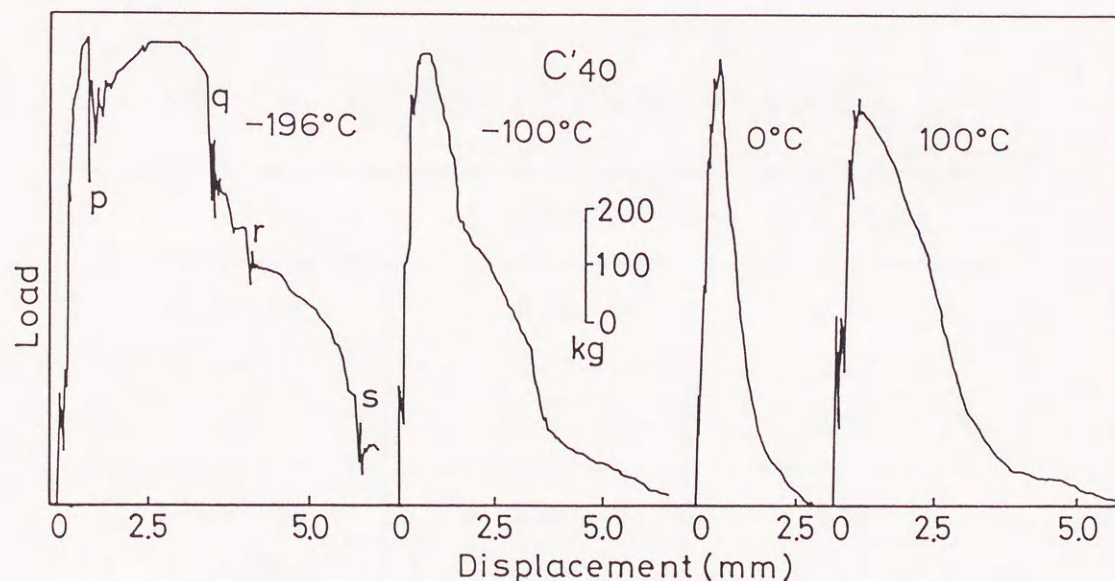


図6-5 40%圧延加工された試料Cの各試験温度における荷重-変位曲線

として低い値を示した。また 100℃における亀裂の伝播は安定的であった。

荷重-変位曲線から E_t 値を求め、 E_a 値に対する E_t 値の比 (E_t/E_a) について検討を加えたが、本実験におけるように冷間圧延加工の圧下率を変え、またこれを焼なまし処理した場合においてはいくつかの特徴的な挙動が観察された。20%、40%の圧下率を与えた各試料において、圧下率の大きい方が E_t/E_a は大きく、焼なまし処理した試料では圧下率の小さい試料で E_t/E_a が大きくなることが確認され、いずれにしても本実験では荷重-変位曲線上に表れないエネルギーが E_a 値に対して約10~30%存在するものと考えられる。

E_t 値と E_a 値との間に差が生ずる原因はいろいろ考えられるが、打撃端、ノッチ底部に生じたブリネル型塑性変形のためのエネルギーについて検討するため各試料の E_t/E_a および $LE/kg \cdot m$ を表6-1にまとめた。

焼なまし材では $LE/kg \cdot m$ が大きいもので E_t/E_a が大きく、小さいもので小さい傾向が見られるが、それ程明らかではない。冷間圧延材の場合も、焼なまし材と同様で、 $LE/kg \cdot m$ との関係は必ずしも明確ではない。すなわち5083アルミニウム合金の場合、 E_t/E_a に対する影響因子として打撃端部における塑性変形の程度を第一義的に考えることは必ずしも当を得たものではないようである。今後、衝撃試験機およびその関連測定

表6-1 各試料の E_t/E_a および $LE/kg \cdot m$

| | E_t/E_a | $LE/kg \cdot m$ |
|--------------------------|-----------|-----------------|
| $A'_{20} \sim D'_{20}$ | 0.76 | 0.26 |
| $A'_{40} \sim D'_{40}$ | 0.87 | 0.22 |
| $A \sim D$ | 0.89 | 0.32 |
| $A''_{20} \sim D''_{20}$ | 0.86 | 0.50 |
| $A''_{40} \sim D''_{40}$ | 0.70 | 0.37 |
| $A'' \sim D''$ | 0.86 | 0.60 |

装置についてはもとより、試料の機械的、物理的性質に関わる問題も含めてさらに検討すべき点がある^{97), 98)}と考えている。

6. 3. 4 最大荷重 L_m 値

L_m 値は、 E_a 値に対する影響とは異なり、加工により各試験温度において増大する傾向を示した。図6-6は試料A' ~ D' およびこれを焼なましした試料A'' ~ D'' の L_m 値と試験温度との関係をまとめたもので、 L_m 値が圧延加工によって増大し、 $-196^{\circ}\text{C} \sim 200^{\circ}\text{C}$ の温度範囲

ではほぼ直線的な関係が得られるが、特に 0°C 以下の低温域で L_m 値の増大が顕著であった。

圧下率で比較すると、20%の加工のものが40%加工のものに比較して試験温度との関係では大きな依存性を示したが、これは加工率の低い試料が $100^{\circ}\text{C} \sim 200^{\circ}\text{C}$ において比較的低い L_m 値を示すことによるものである。試料採取方向の

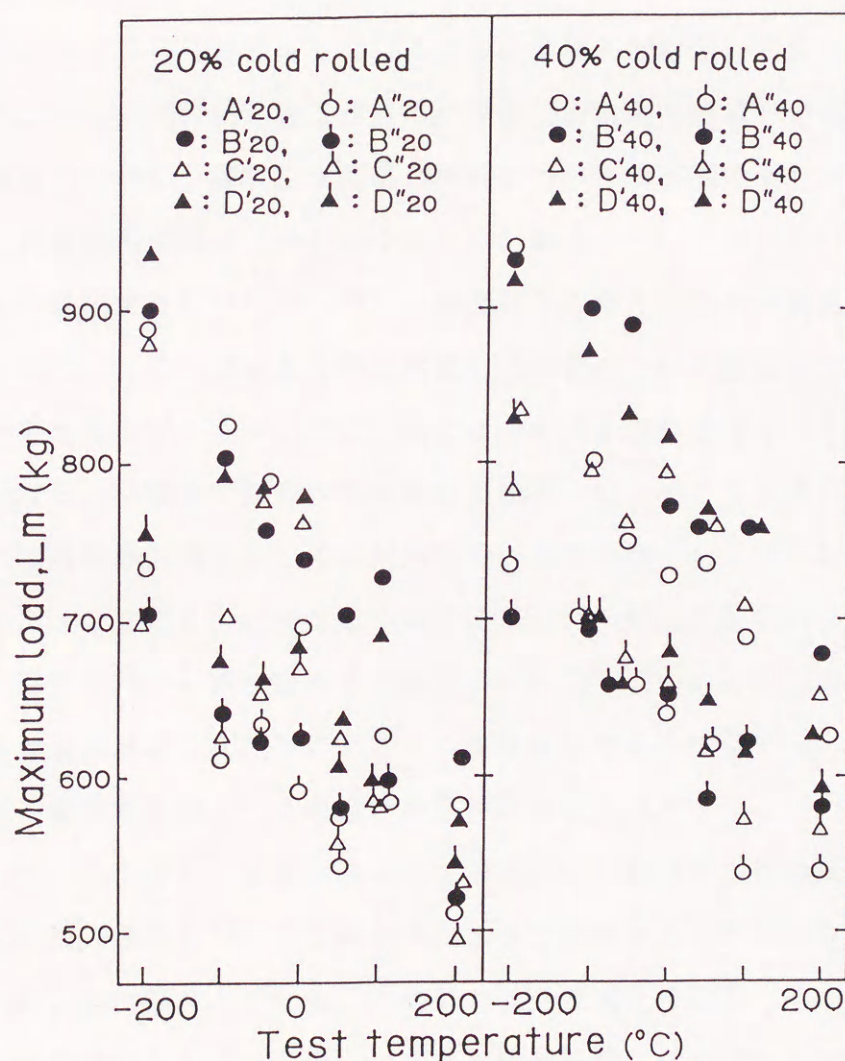


図6-6 圧延加工と焼なまし試料の L_m 値と試験温度との関係

違いによる L_m 値の差は O 材では比較的明確で、圧延加工を加えると不明確となり、ばらつきも大きくなる等の影響が見られるが、焼なまし処理で各試料間の差が再び明らかとなり、供試材の組織の影響が極めて大きいことは E_a 値等の観察で知られたことと同様であった。しかし、 L_m 値と E_a 値との相関性は見られず、 E_a 値を左右するのは定性的にはあくまでも荷重-変位曲線上に見られる亀裂伝播の推移であり、またこの推移は試料の加工履歴、内部組織によって大きく影響され、またその影響の程度は試験温度によって強く左右されることが確かめられた。

6.3.5 層状二次亀裂

シャルピー衝撃破壊によって 5083 アルミニウム合金に層状二次亀裂が形成されることはすでに前章で述べた。また冷間再圧延加工がさらに層状二次亀裂の形成を促進することは前述したとおりである。しかし、層状二次亀裂の成因については不明の要素が多く、定説はない。従来層状二次亀裂の成因については小林ら⁹⁾、岡本ら⁴⁰⁾、大西ら⁹⁹⁾、東ら⁸⁶⁾、¹⁰⁰⁾、その他多くの研究が有り¹¹⁾、³³⁾、⁹³⁾、結晶粒界の介在物粒子が低温下で脆化し、選択的に破断するため、あるいは結晶粒界に析出した β 相のためである等とする説、その他二、三の考え方が主なものであるが、特に β 相にその原因を求める考え方を支持するものが多いように思われる。本実験で得られた圧延加工組織、 L_m 値、 E_a 値、試験温度等の関連で考えると、結晶粒界に晶出もしくは析出している介在物（含 β 相）に原因を求めるのが合理的であるように思える。この点については東ら⁸⁶⁾ は結晶粒界の β 相がその原因であると説明し、浅野ら⁹³⁾ も同様な考えであり、400℃、60min の熱処理を与えた 5083 アルミニウム合金の層状二次亀裂の長さと、熱処理温度との関係を示し、 β 相または Mg の結晶粒界への偏析が原因で、その他の析出物は無関係であるとしている。

一方、低温での脆化について小林ら⁹⁾ は加工によって伸長された粒界析出物の低温脆化が剥離のきっかけであるとし、筑田ら¹²⁾ も圧延加工により方向性をもって配列した晶出化合物に原因を求めている。また福井ら⁵⁰⁾ も二次亀裂の発生領域を検討し、その領域は Fe, Si 等の偏析領域と一致するとしているが、いずれも結晶粒界に存在する介在物粒子等に成因を求めているといえよう。

本実験でも試料 A'、D' で -196℃ において特に顕著な層状二次亀裂を認めたが、図 6-7 は試料 C' ₄₀ の -196℃ において層状二次亀裂の発生した試料側面をスケッチしたもの

である。層状二次亀裂はこの例で見られるように亀裂の伝播方向と直角に亀裂面が何層かにわたって大きく開口しており、大きな面積からなる亀裂開放面が形成されるが、図示の例では面2の形成で破断が終了しており、亀裂は貫通するに至っていない。

写真6-1は図6-7の亀裂面2の部分のSEM像で、剥離面が圧延面と平行状の粒界面に沿っていることが示唆されるが、劈開的に破断した介在物粒子の破片なども観察された。

SEM像の観察によると、全般的に剥離面は偏平状で熱間圧延を含む加工履歴の影響が大きく、また部分的には剥離が粒内に進展し、その伝播が途中で停止した亀裂面も観察された。しかしながらSEM像で剥離面が偏平であるにもかかわらず、粒界における段差が比較的大きいことを示唆する部分が多く、結果的には層状二次亀裂の進展が粒界面のみに限定されて伝播する例の多いことが考えられる。

写真6-2は図6-7の亀裂面2に相対する面3のSEM像で、面2とは対照的に粒子等の破片の微粒子が多く観察され、これらの微粒子がなんらかの形で剥離面の

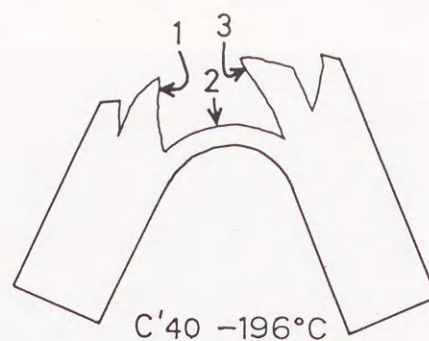


図6-7 層状二次亀裂の発生した試料Cの側面スケッチ

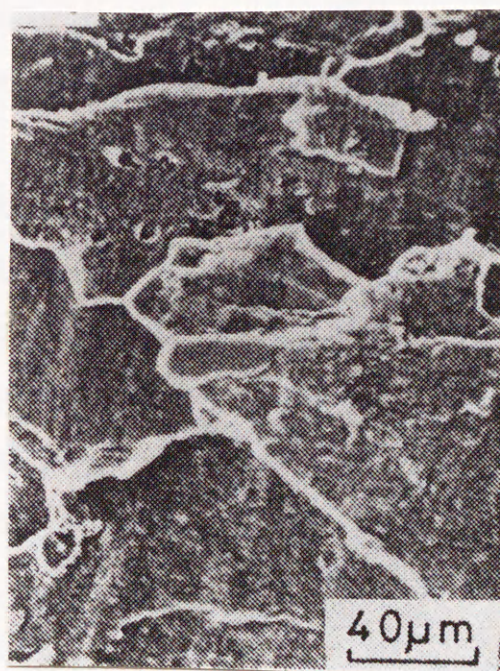


写真6-1 図6-7の亀裂面2のSEM像

形成と関与していると考えられる。

XMAによる面分析の結果ではこれらの破片状粒子は従来の研究結果^{19)、33)、47)}と同様、Fe、Mnを含むものが主で、その他Mg、Siを主とする粒子も認められた。前出の東ら⁸⁶⁾は β 相の他、圧延面と平行に分布するFe、Mn、Mg、Si等を含む介在物粒子が層状二次亀裂の起点になり得るともしているが、特に付加的な圧延加工を行うことにより粒

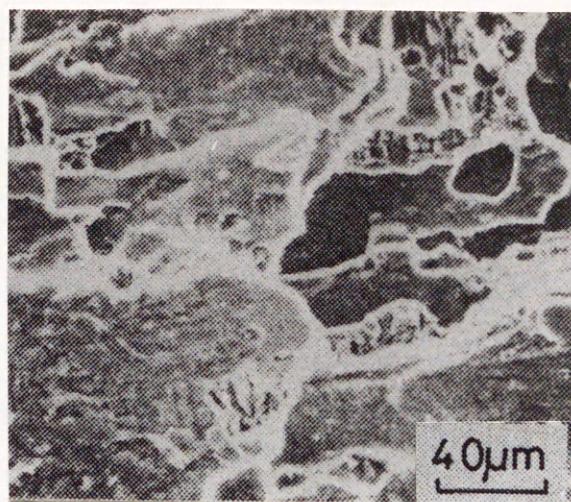


写真6-2 図6-7の亀裂面3のSEM像

子を含む粒界部分に大きな応力集中と、局部的塑性歪およびそれらに起因するマイクロボイドの導入も考えられ、これらの不連続的部分を相互に連結する形で亀裂が粒界面を伝播し、剥離を形成することが考えられる。また層状二次亀裂が特に -100°C 以下の低温下で発生しやすいことが上げられるが、粒界介在物粒子が低温下で脆化挙動を示す可能性⁹⁾、あるいは粒界自体の強さが低下する可能性、切欠き強度比の温度依存性の検討¹⁹⁾等からも考え得ることである。池田ら¹¹⁾、東ら⁸⁶⁾は本実験の試料B相当の試験片による実験で、切欠き先端部における応力集中と、これに起因する板厚方向への局部収縮の拘束力の影響を重視し、拘束力となる応力成分により層状二次亀裂は起こるとしているが、この考え方によると層状二次亀裂の方向は試料本来の亀裂の伝播方向と常に平行な方向にのみ限定されるので試料Bについての二次亀裂の形成の説明には好都合であるが、本実験の試料A、Cの -196°C における二次亀裂の形成のように、伝播方向と直角の方向に進展する場合には、板厚方向における局部収縮の拘束力にのみ原因を求めることには無理がある。また、本実験の場合、試料A'、C'で特に層状二次亀裂の形成が起こりやすいことは付加的な加工の効果も大きい、スラブからの圧延の際の加工組織が更に大きい要因であることを示していると言える。

6. 4 総 括

本章では5083アルミニウム合金のシャルピー衝撃破断特性に対する冷間圧延の効果について述べた。その主たる点は以下の通りである。

- (1) 供試材(○材)に圧下率で20%、40%相当の冷間圧延加工を加えることにより吸収エネルギーが全般的に30~60%の低下を示す反面、亀裂伝播方向が圧延方向である試料に関しては-196℃において最大120%にも及ぶ吸収エネルギーの増大があり、伝播方向が圧延面と平行である試料では200℃において約35~55%に及ぶ増大がみられたこと等について述べた。
- (2) 吸収エネルギーと横断出量の関係について検討し、高い吸収エネルギーを示す試料が大きい横断出量を示し、圧延加工材より焼なまし材のほうが高い横断出量であることを述べた。
- (3) 荷重-変位曲線について検討し、圧延加工材の低温での荷重-変位曲線における急激な荷重の降下は層状二次亀裂の形成に起因していることを述べた。
- (4) 荷重-変位曲線の最大荷重について検討し、最大荷重は必ずしも直接的に吸収エネルギーを左右するものではなく、吸収エネルギーを左右するのは亀裂伝播の推移であることを述べた。
- (5) 層状二次亀裂とエネルギーについて検討し、圧延加工材の低温での吸収エネルギーの増大は層状二次亀裂の形成に基づく亀裂開放面の増大によるものであること等について述べた。

第7章 5083アルミニウム合金の吸収エネルギーに及ぼす熱処理の影響

7.1 緒言

5083アルミニウム合金は、今まで述べてきたように、低温での強度が優れているため低温構造材として使用されている。また近年、本合金は核融合炉などの真空容器やビームダクト材としても注目されている^{101)、102)}。その際は高温での使用あるいは熱サイクルを受けることも考えられ、本来非熱処理合金にもかかわらず、熱処理条件に対する検討もしておく必要がある。

本合金は第2章でも述べたように、静的試験では低温においても強度が低下しない^{19)、103)}。しかし、前章で述べたように、動的試験では低温において靱性値が低下し^{86)、87)}、しかもシャルピー衝撃試験のような切欠きを有する試料に対しては不安定な破壊挙動を示すこともある^{9)、87)、93)、103)}。この原因が析出 β 相に起因しているとも思われる。

そこで、非熱処理型合金である5083アルミニウム合金に種々の熱処理を施し、計装化シャルピー衝撃試験および引張り試験を行い、靱性および破断に要するエネルギーに及ぼす熱処理の影響について検討を加えた。本章ではその結果^{19)、104)}について述べる。

7.2 実験方法

7.2.1 計装化シャルピー衝撃試験の方法

計装化シャルピー衝撃試験片は板厚15mmの5083アルミニウム合金圧延材からJIS 4号の標準Vノッチ付シャルピー衝撃試験片を切出した。試験片は第5章で示した4種類の採取方向の内、吸収エネルギーが最小である試料B（試験片の長手方向が圧延方向に対し直角（LT方向）で、Vノッチを板厚面に入れ、亀裂はL方向へ進展する）、および吸収エ

エネルギーが最大である試料C（試験片の長手方向が圧延方向（L方向）で、圧延面にノッチを入れ、亀裂はST方向へ進展する）の2種類を選んだ。

熱処理条件は溶体化処理（450℃、3h）後、

(1) 100から500℃の温度範囲で1hの等時再加熱を行った系列

(2) 吸収エネルギーに対する時効処理の影響を検討するため、200℃一定で、時間を0.5から100hの間に選んだ等温再加熱（時効）を行った系列

の2系列である。

計装化シャルピー衝撃試験はハンマの振り上り角による吸収エネルギー E_a 値を求めると共に荷重-変位曲線から亀裂形成のためのエネルギー E_i 値、亀裂伝播のためのエネルギー E_p 値、最大荷重 L_m 値および破断に至るまでの変位量（以下 δ 値と記載）等を求め、また E_i 値と E_p 値から総エネルギー E_t 値を算出した。試験温度は低温での破壊挙動を検討するため液体窒素温度（沸点-196℃）を主とし、その他の試験温度でも実験を進めた。

7.2.2 引張り試験の方法

引張り試験には板厚10mmと20mmの5083アルミニウム合金圧延材より図7-1に示すような丸棒引張り試験片を採取した。採取方向は長手方向が圧延方向と一致する試験片（試料L）と、直角方向の試験片（試料T）の2種類である。（以下板厚10mmから採取した試験片を10L、10T、20mmからのそれらを20L、20Tと区別する。）

熱処理条件は溶体化処理（450℃、3h）後、

(1) 100から400℃の温度範囲で3hの等時再加熱を行った系列

(2) 200℃一定温度で、時間を0.5

から500hの間の等温再加熱（時効）

を行った系列

の2系列である。

引張り試験はインストロン型の引張り試験機を使用し、液体窒素温度で行った。

得られた荷重-伸び曲線より降伏荷重（以下 P_s 値と記載）、最大荷

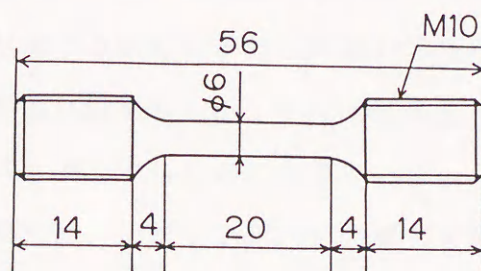


図7-1 引張り試験片の形状、寸法

表 7-1 供試材の分析組成 (wt%)

| | Cu | Si | Fe | Mn | Mg | Zn | Cr | Ti |
|----------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| 10L, 10T | 0.01 | 0.13 | 0.19 | 0.68 | 4.51 | 0.03 | 0.11 | 0.01 |
| 20L, 20T | 0.02 | 0.15 | 0.22 | 0.67 | 4.58 | tr | 0.12 | 0.02 |
| 15B, 15C | 0.03 | 0.14 | 0.22 | 0.69 | 4.53 | 0.02 | 0.14 | 0.01 |

重（以下 P_m 値と記載）、降伏後から破断に至るまでの伸び（以下 λ 値と記載）および降伏以後破断に至るまでに要したエネルギー（以下 E 値と記載）を求めた。

本実験で用いた供試材の分析組成を表 7-1 に示す。

7.3 実験結果および考察

7.3.1 シャルピー衝撃試験の吸収エネルギーと等時再加熱温度

シャルピー衝撃試験による E_i 、 E_p 、 E_t 、 E_a の各値と再加熱温度との関係を試料 B、試料 C について図 7-2 に示す。

各試料を溶体化処理後、図の横軸に示す各温度で 1 h の熱処理を施し、液体窒素中で実験を行った場合である。なお図 7-2 の試料 B、試料 C の各々の左端に AR、FC、ST で示したものはそれぞれ O 材として受け取ったままのもの（以下 AR 材と記載）、450 °C で 3 h 保持後 50 h かけて炉冷（冷却速度 0.15 °C/min）したもの（以下 FC 材と記載）、450 °C で 3 h 保持後、氷水中へ急冷したもの（以下 ST 材と記載）の各試料である。

試料 B と試料 C との比較ではすでに述べたように^{52)、87)} 亀裂伝播方向に対する圧延組織の影響がみられ、伝播方向と圧延組織とが直交する試料 C が約 60% 高いエネルギー値を示したが、各々の熱処理条件の下では ST 材が最も高い値を示した。これは溶体化処理したことによる金属間化合物、析出物等の均一再固溶と関連するものと考えている。一方、AR 材の E_a 値は ST 材のそれと比較して試料 B で約 28% 減、試料 C で約 20% の減少を示した。FC 材は試料 B では AR 材の値と比較して高く、ST 材とほぼ同一レベルの値を示した。一方、試料 C についてみると AR 材と ST 材とのほぼ中間の値を示した。これらの結果から AR 材の各種のエネルギー低下はその圧延工程から考えて加工による残留歪に基づくものと思われる。ま

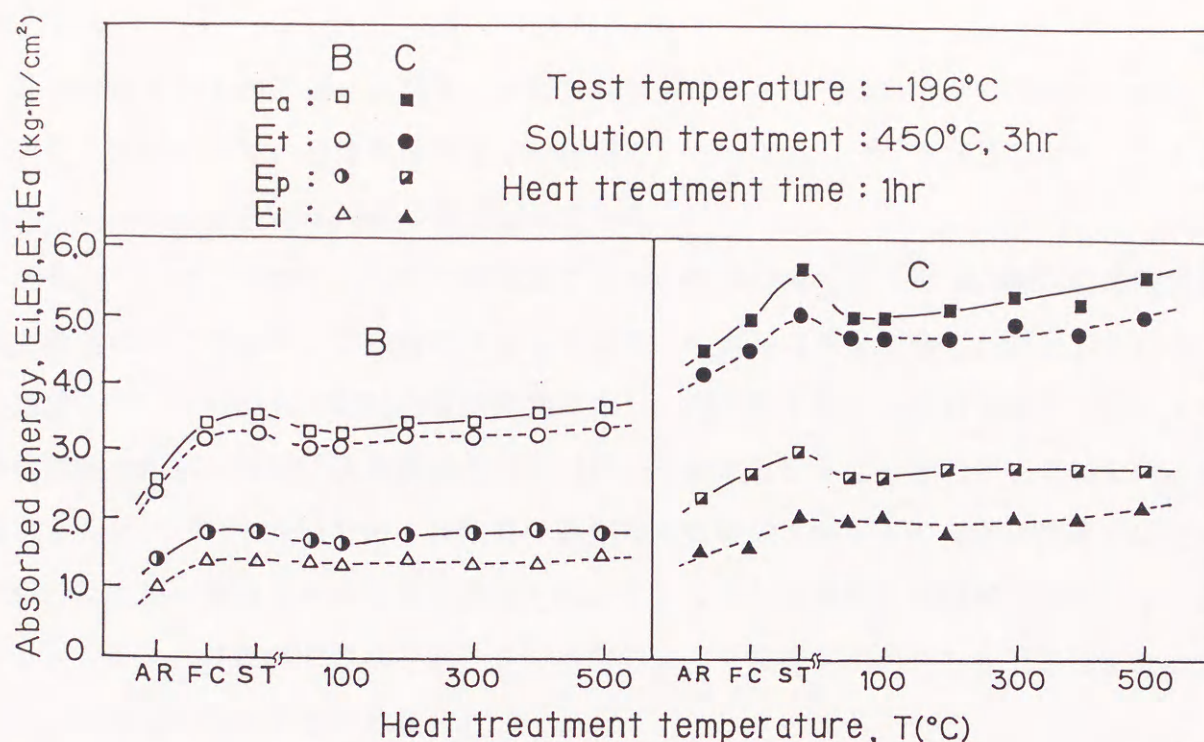


図7-2 各エネルギー値と再加熱温度との関係

た、FC材のエネルギーがAR材より高くなるのは焼なまし効果による残留応力の除去が影響するものであろう。

再加熱温度の影響についてみると試料B、試料Cの 50°C の熱処理を行った場合の各種エネルギーはST材の各値と比べて急に低下している。Panzeri ら¹⁰⁵⁾は Al-5%Mg等の合金で 20°C 以下の温度で熱処理し、電気抵抗の増加を認め、これをGPゾーンの析出によるものとしている。また長村ら¹⁰⁶⁾はPanzeri らの実験を追試し、これを確認すると共に、 40°C 以上では電気抵抗がむしろ減少することを認め、転位ループへのMg原子の偏析によって母相中のMg濃度が減少することに原因があると推論している。また浅野ら⁹³⁾は 200°C 以下の時効組織は β 相の析出と対応するものか否かの確認はできないものの低温時効条件の下ではMgの粒界偏析を考えるべきかもしれないと述べている。いずれにしても 50°C ぐらいの比較的低温の加熱、熱処理によっても主としてMgに起因する組織的な変化が起こり得ることを示しており、約 200°C で析出する β 相のような安定相の析出は起こらずとも、Mgの偏析や準安定相としてのGPゾーンの析出等が考えられる^{105)~107)}。本実験で得られた比較的低温($50\sim 100^{\circ}\text{C}$)での熱処理材における吸収エネルギーの低下は上記の理由によるものと

思われる。

再加熱温度の上昇に伴い試料B、試料C共に吸収エネルギーはわずかに増加する傾向が見られた。(500℃での熱処理は高温での使用のことも考慮し¹⁰¹⁾参考までに行ったものであり、ST材の各値とほぼ同様の値となっている。)

三木ら³⁸⁾は200から250℃の温度域で2hの均熱処理を行った0.3mm厚の薄板試料で、電気抵抗の変化を求め、比抵抗の減少から粒界への β 相の析出がみられたとしている。また浅野ら⁹³⁾は50から300℃の温度範囲で1hの熱処理を施した試料を用い、シャルピー衝撃試験を行い、層状二次亀裂の長さは150℃で最大となることを報告しているが、本実験によると、200℃前後での1h程度の熱処理では吸収エネルギーの低下は顕著ではなく、 β 相の析出等、吸収エネルギー値の変化と対応するような組織的变化は起こっていないものと考えられる。(次節で述べるが、 β 相の影響により吸収エネルギーを低下させるには約50h以上の時効時間が必要である。)

7.3.2 時効時間とシャルピー衝撃試験における吸収エネルギー

200℃の時効温度で時効時間を変化させた試料を用いて液体窒素温度で衝撃試験を行った時の吸収エネルギーの結果を図7-3に示す。

試料B、試料C共に多少のばらつきはみられるものの時効時間10hまではほとんど変化はない。しかし、10h以上になると吸収エネルギーは徐々に低下し始め、50hを過ぎると急激に減少し、100hの時効時間で両試料とも吸収エネルギーが当初の値から約30%低下した。この長時間時効によるエネルギーの低下の原因を調べるべく、100hの時効処理を施した両試料についてXMA、その他による組織的解析を試みたが、XMAの分解能が不十分のため結晶粒界でのMg量の増加等の変化について確認することはできなかった。しかし、200℃における100hの長時間の時効でエネルギーが低下することから考えて、結晶粒界への β 相の析出がこれと大きく関与しているものと考えている。

岡本ら⁴⁰⁾はAl-Mg合金および等軸粒の5083アルミニウム合金等について200℃、数十分の時効条件で β 相の粒界析出を認めているが、5083アルミニウム合金圧延材の場合は時効時間1000min(16.7h)まで粒界への β 相の析出は認められなかったと述べている。また、東ら⁸⁶⁾は200℃で100h時効した試験片を用い、シャルピー衝撃試験を行い、吸収エネルギーの低下を認めている。

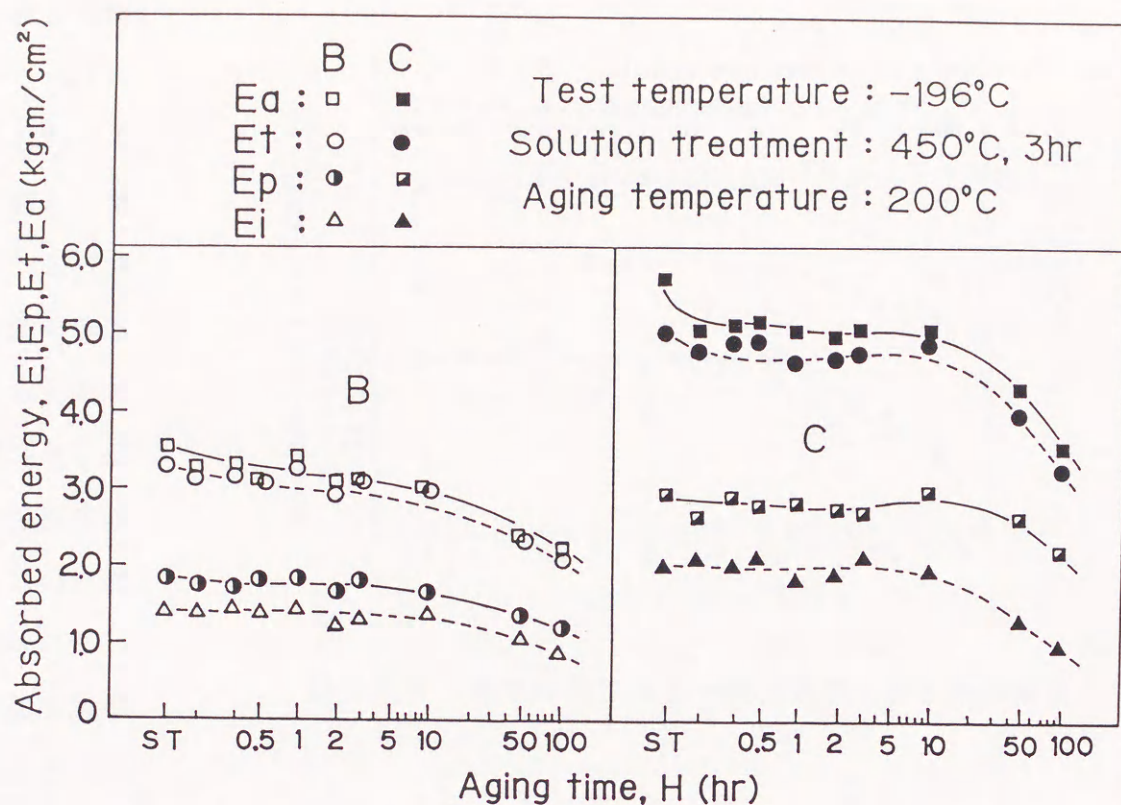


図 7-3 時効時間に対する吸収エネルギーの変化

図 7-4 は図 7-3 に示した吸収エネルギーの計測に関連する L_m 値および δ 値の時効時間に対する変化を示したものである。

L_m 値は試料 B、試料 C 間で E_t 値について観察された程の顕著な差は示さないが、試料 B の L_m 値より試料 C のそれが高い値を示すものの、両試料とも約 10 h まではほぼ一定である。10 h を越すと E_t 値の低下と同様に L_m 値も低下し、その低下割合は L_m 値の高い試料 C の方が大きく、100 h の時効では L_m 値が逆転している。この試料 C の 100 h 時効での L_m 値の約 16% もの急激な低下が E_t 値の減少と直接的に関与しているものと思われる。

一方、破断までの変位量 δ 値の変化であるが、試料 B、試料 C 共に時効時間が長くなるに従ってわずかながら増大し、試料 C の場合、約 10 h 以上になると急減している。試料 B の場合は試料 C に比べ短い時効時間で、わずかに減少しはじめ、低下の割合は小さい。これ

らの δ 値の低下も L_m 値と同様、 E_t 値の低下の原因と思われる。

L_m 値と δ 値のいずれの計測値も時効時間が長くなると共に9~16%および30~40%程度減少するという現象を見せたが、

これは熱処理型合金である7075

合金の場合、熱処理によって L_m 値が上昇し、逆に δ 値が低下するという顕著な脆化傾向を示した結果¹⁰⁸⁾とは対照的で両合金の特徴を象徴的に表すものと言えよう。

次に衝撃破断面のSEMでの観察結果について述べる。時効時間が長くなり、吸収エネルギーの減少が顕著な50h以上の時効材においては二次亀裂が観察された。特に、100h時効の場合はディンプルが主体であるが、試料Bの場合は亀裂の伝播方向に、試料Cの場合はそれと直角方向に大きな層状の二次亀裂が発生し、圧延組織と亀裂伝播方向との関係が顕著に表われている。これらのことから層状二次亀裂は100hという長時間時効により結晶粒界に析出した β 相に起因するものと考えられる。そして、このことが吸収エネルギーを低下させる要因であると思われる。

7.3.3 引張り試験における破断エネルギー

熱処理時間が3h一定で、熱処理温度を100から400℃まで変化させた場合、10L、10T、20L、20Tの4試験片に共通するような大きな変化はなかった。

溶体化処理後、 β 相の析出しやすいと思われる200℃で時効時間を変化させ、液体窒素中で引張り試験を行った10L、20Lの結果を図7-5に、10T、20Tの結果を図7-6に

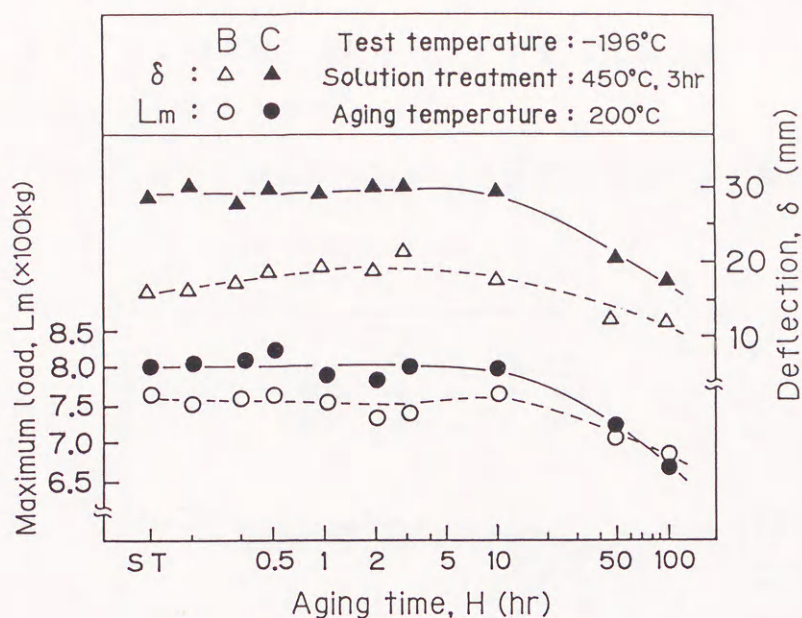


図7-4 時効時間に対する最大荷重と変位量の変化

示す。また参考までに10mmの圧延材の場合のビッカース硬さ（Hv）を図7-5内に示す。

図7-5のL材と図7-6のT材との比較では P_s 値、 P_m 値は大きな違いを見せないものの圧延組織の影響により伸びはL材の方が大きい。

板厚の違いによる影響としてはL材、T材共に P_s 値、 P_m 値は20mmの圧延材の方がわずかに高くなって

いるが、 λ 値は10

mm材の方が高く、

その結果、E値は

L材、T材共に10

mm厚の圧延材の方

が高くなっている。

この板厚の違いに

よって荷重と伸び

の値が逆転する理

由はいろいろ考え

られるが、圧延組

織との関連が深い

と思われる。

時効時間による

影響は4試験片と

もに P_s 値、 P_m

値およびビッカ-

ース硬さはほとんど

受けていない。し

かしながら、100h前後から λ 値の低下が表れ、それと関連して吸収エネルギーE値の低下が起こっている。東ら⁸⁶⁾は200℃で100h時効した試験片での引張り試験において伸びも低下しないと報告しているが、長時間（300～500h）での時効材においては伸びは低下する。この伸びの低下はシャルピー衝撃試験の場合と同様に析出 β 相に起因するものと

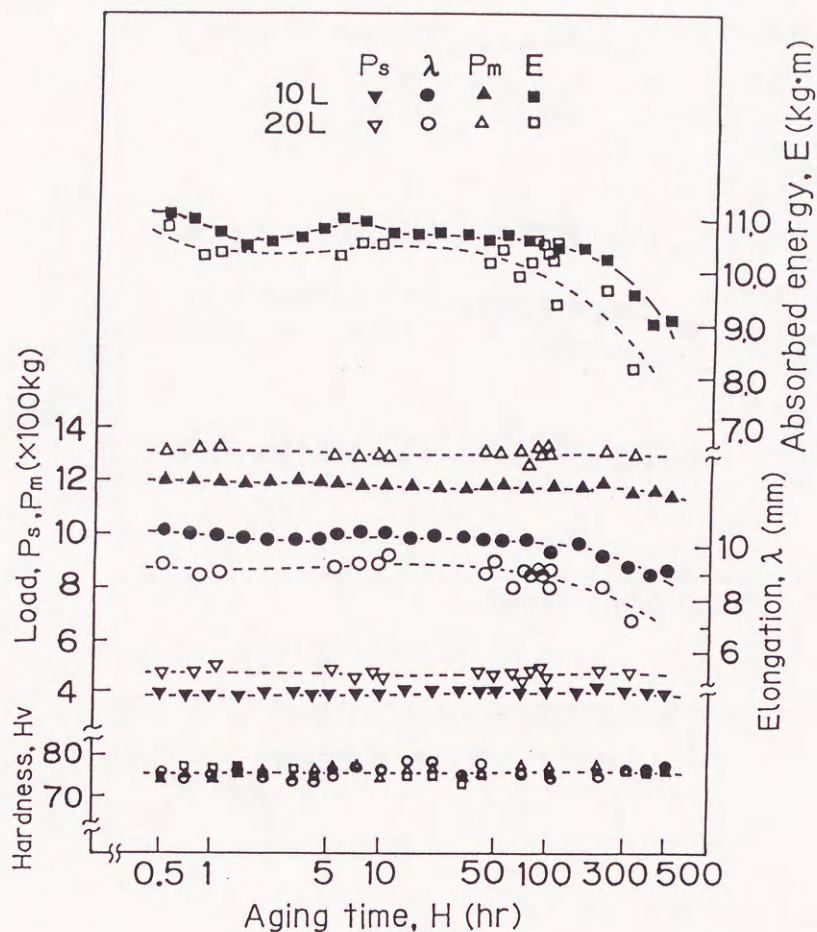


図7-5 引張り試験での時効時間に対する機械的性質の変化（L材）

思われる。長時間時効により引張り強さに変化が見られなくても伸びが低下し、結果的に引張り変形破断の吸収エネルギーが低下するのは、引張り試験の特徴であると考えられる。このように脆化に要する時効時間に、試験方法による相違が観察される原因としては、歪速度の差が最も考えやすいように思われる。この点は今後系統的に実験的検討を要する問題であろう。

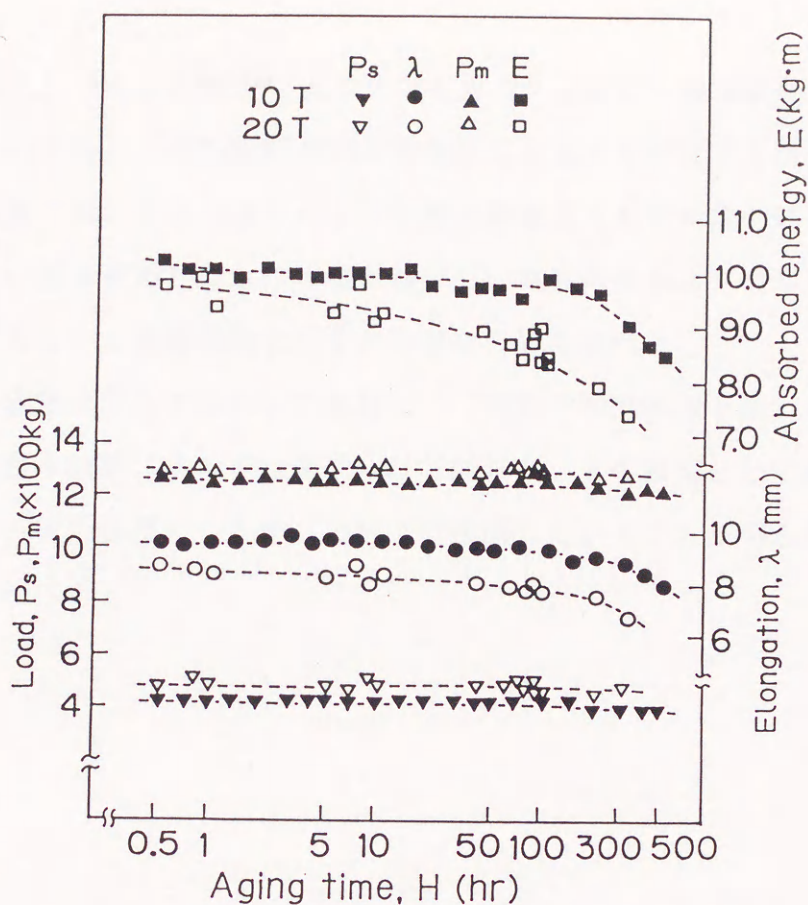


図7-6 引張り試験での時効時間に対する機械的性質の変化 (T材)

7.4 総括

本章では5083アルミニウム合金に種々の熱処理を施し、計装化シャルピー衝撃試験および引張り試験を行い、吸収エネルギーに及ぼす熱処理の影響について述べた。その主たる結論は以下の通りである。

(1) 熱処理時間一定 (1 h) で熱処理温度を変化させた場合のシャルピー衝撃試験で

の吸収エネルギーについて論じ、溶体化した試料が最も高い吸収エネルギーを示し、再加熱温度の上昇に伴い試料B、試料C共に吸収エネルギーはわずかに増大する傾向がみられたこと等について述べた。

(2) 時効温度一定 (200℃) で時効時間を変化させた場合のシャルピー衝撃試験における吸収エネルギーについて論じ、時効時間が50h前後からエネルギーが低下しはじめ、衝撃のような動的な荷重に対しては引張りのような静的荷重よりも短時間の時効時間で靱性が低下し、その際は荷重と変位の両値が減少し、亀裂発生および亀裂伝播の両エネルギーが低下するという破断挙動を示すこと等について述べた。

(3) 引張り試験における破断エネルギーについて検討し、200℃で時効処理を施した試料の場合、100h前後から破断エネルギーは低下しはじめるが、その原因としては荷重は低下しないものの、析出 β 相による伸びの低下に起因していることが明らかになったこと等について述べた。

第 8 章 結 論

5083 アルミニウム合金は機械的性質、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下における靱性の点でも優れているため、低温用容器の構造材や、石油の代替エネルギーとして益々重要性を増している LNG の運搬用タンカー、および陸上の貯蔵用の構造材として使用されている。また最近では、原子力発電所の容器としても有望視されている。

しかし、本合金圧延材は低温条件下での破断において層状二次亀裂の発生が見られるなど、不安定的な破断挙動を示すこともある。万全を要求される材料として種々の条件下での機械的特性を調査・研究し、合金製造上の改善を提案し、使用上の留意点を明らかにしておくことは重要であると思われる。本研究は、以上の観点より、5083 アルミニウム合金の機械的特性について研究したものである。

各章をまとめると下記のようになる。

第 1 章では低温用構造材である 5083 アルミニウム合金の概説を行い、本研究の目的、意義について述べた。

第 2 章では、5083 アルミニウム合金の引張りおよび圧縮特性を取り上げ、圧延材の引張り変形の際の破断挙動および圧縮の際の試験片採取方向に対する変形挙動などについて述べた。

特に、層状二次亀裂などの不安定な破壊要素についても考察し、その原因、機構などの解明の足掛かりを得た。得られた結果の主たる点は以下の通りである。

(1) 5083 アルミニウム合金圧延材の引張り試験での応力-歪曲線より、低温で優れた引張り特性を有することが分かった。しかし低温における切欠き耐力比と切欠き強度比は対照的な傾向を示すことが明らかとなり、本合金の低温での不安定な破断挙動についての解明の足掛かりを得ることができた。

(2) 圧縮試験での応力-歪曲線では、試験片間の温度に対する差異はほとんど無く、

引張り試験の場合とは異なり、高温側でも良い圧縮特性を示すと共に、加工硬化指数 n 値が低温になるにしたがって上昇し、低温において良好な成形性を有し成形限界が向上することを解明した。

(3) 圧縮横断面の長軸と短軸との変形量の比 (α 値) は、応力-歪曲線には表れない試験片間の相違を明瞭にすることのできる値であることを明らかにした。

(4) α 値と共に、塑性異方性指数についても検討し、両者間には直線的な比例関係が成り立ち、 α 値は試験片の採取方向の違いに起因する変形抵抗の方向性 (塑性異方性) を示す指標となり得ることを発見した。

本章では 5083 アルミニウム合金の引張りおよび圧縮特性について多くの知見を得ており、これらの結果は本合金を構造部材として使用する際の貴重なデータを提供するものと思われる。また、アルミニウム合金などの非鉄金属材料では r 値はほとんど変化しないとされているが、 α 値を調べることにより塑性異方性を簡便に知り得ることが明らかとなり、実用性の点でも価値があるものと考えられる。

第3章では、5083 アルミニウム合金圧延板の引張り試験を行い、延性破断のきっかけ、および塑性変形と破断との関係について走査電子顕微鏡を用いて観察を行った。また、所定の塑性歪を与えるかまたは破断した試料について、走査電子顕微鏡で観察し、同一視野を XMA で Al, Cu, Si, Fe, Mn, Mg, Zn, Cr, Ti 等について分析した。得られた結果の主たる点は以下の通りである。

(1) 引張り破断試料の破面はディンプルパターンで、ミクロ的、マクロ的にも延性破壊の様相を呈しており、破断面には Al_6FeMn と Mg_2Si の2種類の晶出物が主に存在することが認められた。また、 Al_6FeMn の形状は比較的大きく、劈開破断したものがディンプルの底部などに多数見られ、大きいディンプルの形成に直接的かつ密接に関与していることを見出した。

(2) 層状二次亀裂は切欠き試験片の低温での破面において観察され、層状二次亀裂は低温で応力集中の高い場合に発生し易いことが明らかとなった。

(3) 試料表面における観察において、ボイドあるいは微小亀裂のオリジンとして、母相と介在物界面でのボイド、介在物自体の破断、結晶粒界での亀裂の3種類が存在することを確認した。

(4) Al-FeMnに起因するボイドは亀裂へと成長するものが多く見られたのに対し、Mg₂Siに起因するボイドは亀裂へ進展するものは少ないこと、介在物自体の破断は歪の増大と共に増加すること、すべり変形によって結晶粒界にできるボイドはネッキング部近傍で多発し、そこから離れるにしたがって急激に減少し、室温より液体窒素温度の方が多数のボイドが発生していることが解明できた。

本章で得られた結果は層状二次亀裂、介在物自体および介在物と延性破断の解析およびボイドの生成とその後の破断過程の解析に役立つものと思われる。

また、介在物特に、Al-FeMnがボイドおよびその後の亀裂へのオリジンであることが明らかになり、出来るだけ本介在物の晶出を抑制する方が好ましいことが分かり、材料設計上での貴重なデータを提供するものであると期待される。

第4章では、アルミニウム合金を想定して、母相中に色々の形状およびヤング係数を有する介在物周辺の応力分布を有限要素法を用いて求めると共に、介在物の大きさを変化させた場合についてもシミュレーションを行うことにより、介在物周辺での応力集中などについて検討を加えた。得られた結論の主なものは次の通りである。

(1) 1個のヤング係数の低い円形の介在物が存在する場合、引張り軸方向と垂直方向の介在物両端部に応力集中が起こり、これらの部分からボイドが形成され、拡大、進展するものと考えられる。またヤング係数が高い場合には、介在物の引張り軸方向の両端部に、応力集中が起こり、これらの部分で母相と介在物が剥離しボイドが発生して成長していくものと推察された。

(2) 同じ形状の方形状介在物および同じ形状の楕円形状介在物であっても引張り方向に対する相対的な位置関係によって応力集中の度合いは大きく異なることが解明できたことにより、5083アルミニウム合金の圧延工程により伸ばされた同形状の介在物は、出来るだけ球状化する方が望ましいことが分かった。

(3) 母相中に複数個の介在物が存在する場合、母相と介在物との相対的な応力関係が理解でき、ボイドの発生およびその後の亀裂への進展に関する知見を得ることが出来た。

本章の研究により、母相中に介在物が存在するために応力集中が起こり、その結果としてボイドが発生するような場合の応力分布の知見が得られ、延性破壊の解析に役立つと共

に、材料設計上も有益なデータであると思われる。

第5章では、5083アルミニウム合金の歪取り焼なましおよび焼なましを行った試料について衝撃曲げ試験を行い、試験片の採取方向の影響について検討した。得られた主な結論は次の通りである。

- (1) 低温でも引張りに対しては十分な強度を有する本合金は、衝撃曲げに対しては低温において脆化傾向を示し、吸収エネルギーが低下することが明らかとなった。
- (2) 吸収エネルギー、亀裂伝播エネルギーは採取方向、位置によって大きく変化し、圧延方向に平行に試験片を採取し、ノッチを圧延面に設けた試料で最高値を示し、圧延方向に対し直角に採取し、ノッチを側面に設けた試料で最低のエネルギー値を示し、最高のエネルギー値を示す試料が試験温度に対して最低の感受性を示すことを解明した。
- (3) 荷重－時間曲線における最大荷重点に到達後の荷重の時間的变化の割合について考察し、亀裂の伝播が不安定的である試料の有ることを明らかにすると共に、破断面のフラクトグラフィより層状亀裂の成因について検討した。

これらの結果は構造材料として本合金を採用する場合、衝撃荷重のかかる可能性のある場所へ使用する際は、材料の採取方向に十分な配慮が必要であることを示唆しており、実用上も有用な知見を得ることが出来た。

第6章では、5083アルミニウム合金のシャルピー衝撃破断特性に対する冷間圧延の効果について検討した。得られた主な結果は以下の通りである。

- (1) 供試材に冷間圧延加工を加えると吸収エネルギーが全般的に低下する。しかしながら、亀裂伝播方向が圧延方向である試料に関しては低温において吸収エネルギーの大きい増大があることを明らかにした。
- (2) 吸収エネルギーと横膨出量の関係について検討し、高い吸収エネルギーを示す試料が大きい横膨出量を示し、圧延加工材より焼なまし材のほうが高い横膨出量であることを述べた。
- (3) 圧延加工材の低温での荷重－変位曲線における急激な荷重の降下は層状二次亀裂の形成に起因していること、および圧延加工材の低温での吸収エネルギーの増大は層

状二次亀裂の形成に基づく亀裂開放面の増大によるものであることを解明した。

これらの結論は本合金を加工して、急激な荷重のかかる場所での使用に際しての貴重なデータを提供している。すなわち、採取方向によって層状二次亀裂の発生に起因する吸収エネルギーの増大を利用し、適切な採取方向の部材を組み合わせれば不安定な亀裂伝播を解消し、高い靱性値を有する構造物が製作可能であることを見出している。

第7章では、5083アルミニウム合金に種々の熱処理を施し、計装化シャルピー衝撃試験および引張り試験を行い、吸収エネルギーに及ぼす熱処理の影響について検討した。得られた主な結果は以下の通りである。

(1) 衝撃吸収エネルギーは時効時間が50h前後から低下しはじめ、衝撃のような動的な荷重に対しては引張りのような静的荷重よりも短時間の時効時間で靱性が低下することを指摘した。そしてその原因は荷重と変位の両方が減少することによるもので、亀裂発生および亀裂伝播の両エネルギーが低下するという破断挙動を示すことを解明した。

(2) 引張り試験においても破断エネルギーは時効時間が、100h前後から低下しはじめることを発見した。そしてその原因は、荷重は低下しないものの、析出 β 相に起因する伸びの低下であることを確認した。

本章のこれらの結果は、本合金の製造の際の貴重なデータを提供している。すなわち、 β 相が析出するには相当の時間を要することが明らかとなったことより、圧延後の冷却時に200℃付近での冷却を早急に行えば、靱性低下の原因である β 相を析出させずに、優れた材料を製造できることを示している。それと共に、200℃付近の熱的变化を受ける構造物の設計、あるいは実際の使用に際し、十分考慮する必要のあることを指摘している。

以上、(a) 5083アルミニウム合金は引張り試験においては低温において優れた機械的特性を有していること、(b) 圧縮試験において本合金の塑性異方性を調べることができること、(c) Al_6FeMn がボイドおよびその後の亀裂へのオリジンであることより、出来るだけ本合金の晶出を抑制する方が好ましいこと、(d) 採取方向によって層状二次亀裂の発生に起因する吸収エネルギーが増大することを利用して、適切な採取方向の部材を組み合わせれば不安定な亀裂伝播を解消し、高い靱性値を有する構造物とすることが可

能なこと、(e) 圧延後の冷却時に200℃付近での冷却を早急に行えば、韌性低下の原因である β 相を析出させずに、優れた材料を製造できること等、幾つかの実用上有用な知見を得ることが出来た。

以上の如く、本研究は、5083アルミニウム合金における材料設計時および構造物の部材としての使用に対し工学的に有益な提案を行うことが出来た。今後の発展に寄与することを願っている。

参 考 文 献

- 1) 有持、大森、川口：住友金属、34 (1982), 214
- 2) 梶山、岡田、松尾：軽金属、32 (1982), 211
- 3) 宮木、日野、藤野、柳井：神戸製鋼技報、32 (1982), 36
- 4) 馬場、吉田：軽金属、31 (1981), 195
- 5) 福井、難波：軽金属、21 (1971), 482
- 6) 吉永：軽金属、29 (1979), 528
- 7) 秋田：軽金属溶接、(1963), No. 3, 112
- 8) 第8基準研究部会：LNG運搬船の安全基準に関する調査研究報告書
(その1-2)、(1975), 1
- 9) 小林、高井：軽金属、22 (1972), 541
- 10) 小林、石田：軽金属、22 (1972), 555
- 11) 池田、青木、白倉：軽金属、23 (1973), 393
- 12) 筑田、宮木、佐々木、平野：軽金属学会第44回大会講演概要集、(1973), 123
- 13) A. T. D'Annese : Welding Journal、47 (1968), 462-S
- 14) 加藤、佐藤、福井：軽金属、28 (1978), 493
- 15) 松田、藤江、田村：軽金属、27 (1977), 27
- 16) 佐藤、大越：軽金属、25 (1975), 223
- 17) 嵯峨、池田：軽金属、31 (1981), 410
- 18) 大藤、鷹合、和住、長野：木更津工業高等専門学校紀要、16 (1983), 67
- 19) 鷹合、大藤、高橋：軽金属、24 (1974), 229
- 20) 大藤、鷹合、和住、長野：軽金属、34 (1984), 331
- 21) 大藤、鷹合、和住、長野：木更津工業高等専門学校紀要、18 (1985), 1
- 22) A. H. Cottrell : Phil. Mag. 、44 (1953), 829
- 23) A. Berghezan and P. Lacombe : Rev. Met. 、49 (1952), 442

- 24) R. R. Sperry : Acta Met.、11 (1963),153
- 25) V. A. Phillips et al : J. Inst. Metals、81 (1952~53),625
- 26) 大森、沖本、吉永 : 日本金属学会誌、36 (1972),803
- 27) A. Nadai and M. J. Majoine : J. Appl. Mech.、8 (1981),A79
- 28) 福島、後藤 : 材料科学、9 (1972),323
- 29) 作井、森、角間 : 日本金属学会誌、28 (1964),325
- 30) 作井、森 : 日本金属学会誌、28 (1964),545
- 31) 田中 : 軽金属、23 (1973),507
- 32) J. G. Kaufman : Adv. in Cryogenic Eng.、16 (1965),27
- 33) 鷹合、大藤 : 軽金属、33 (1983),67
- 34) 益田、室田 : 工業塑性力学、養賢堂、(1976),13
- 35) 軽金属圧延工業会技術委員会成形加工分科会 : 軽金属、27 (1977),348
- 36) 小原、勝田 : 軽金属、28 (1978),277
- 37) 水上、金森、間宮 : 軽金属学会シンポジウム、アルミニウム材料のプレス成形性、
(1975),35
- 38) 三木、平沢、蓑輪 : 軽金属学会第41回秋期大会講演概要、(1971),25
- 39) 大崎、小島、高橋 : 軽金属、25 (1975),175
- 40) 岡本、浅野、藤原 : 軽金属、25 (1975),451
- 41) 西村 : 軽金属学会シンポジウム、アルミニウム材料のプレス成形性、(1975),41
- 42) 佐藤 : 軽金属、24 (1974),508
- 43) 鷹合、大藤 : 軽金属学会第48回春期大会講演概要、(1975),58
- 44) E. R. Parker, H. F. Dans and A. E. Flanigan : Proc. ASTM、46 (1946),159
- 45) C. Crussard, J. Plateau, R. Tamhankar, G. Henry and D. Lajeunesse :
Fracture (1959), W. S. Publ. Co.
- 46) J. N. Goodier : J. Appl. Mech.、1 (1933),39
- 47) 鷹合、大藤 : 軽金属、24 (1974),372
- 48) 軽金属学会第4回シンポジウム 「アルミニウム合金中の遷移金属元素」
昭和49年(1974)、2月

- 49) M. Hansen : Constitution of Binary Alloys, McGraw-Hill, New York
(1958), 81, 90, 106, 110
- 50) 福井、難波 : 軽金属、23 (1973), 8
- 51) 村上、那須、増山他 : 軽金属、23 (1973), 492
- 52) 鷹合、大藤 : 軽金属、34 (1984), 557
- 53) 鷹合、大藤 : 材料、34 (1985), 796
- 54) 鷹合、大藤 : 軽金属学会第46回春期大会講演概要、(1974), 41
- 55) J. D. Eshelby : Proc. Roy. Soc., London, A241 (1957), 376
- 56) M. F. Ashby : Phil. Mag., 14 (1966), 1157
- 57) K. Tanaka, T. Mori, T. Nakamura : Phil. Mag., 21 (1970), 267
- 58) 三浦、浅岡 : 金属学会誌、37 (1973), 1207
- 59) 三浦、浅岡 : 金属学会誌、39 (1975), 1025
- 60) 鷹合、大藤 : 軽金属学会第47回秋期大会講演概要、(1974), 79
- 61) 大藤、鷹合 : 日本機械学会山梨地方講演会講演論文集、(1974), 289
- 62) M. Nagumo : Acta. Met., 21 (1973), 1661
- 63) 大藤、鷹合 : 木更津工業高等専門学校紀要、15 (1982), 1
- 64) 大藤、鷹合 : 木更津工業高等専門学校紀要、15 (1982), 9
- 65) 大藤、鷹合 : 木更津工業高等専門学校紀要、15 (1982), 15
- 66) 西田 : 応力集中、(1971)、森北出版
- 67) G. Charpy : Bull. Soc. Ing. Civ. (1901), 213
- 68) 山田 : 日本機械学会誌、31 (1928), 420
- 69) 田中、梅川 : 日本金属学会誌、21 (1957), 221
- 70) 作井、中村、大森 : 鉄と鋼、46 (1960), 140
- 71) 田中、布村 : 日本金属学会誌、27 (1963), 439
- 72) G. D. Fearneough and C. J. Hoy : J. I. S. I.、202 (1964), 912
- 73) H. P. Tardif and H. Marquis : Metal Progress、2 (1964), 79
- 74) 村木、加賀、稲垣 : 富士製鉄中研報告 (1964)
- 75) J. C. Radon : J. I. S. I.、203 (1965), 1028

- 76) 小林、高井、間庭：日本金属学会誌、30 (1966), 700
- 77) 間庭、小林、高井：富士時報、39 (1966), 559
- 78) 三好、高井、小林：鉄と鋼、54 (1968), 497
- 79) 大藤、鷹合、長野：木更津工業高等専門学校紀要、21 (1988), 1
- 80) 大藤、鷹合、広川：木更津工業高等専門学校紀要、22 (1988), 1
- 81) 小林、白井、伊藤：金属、(1987), 37
- 82) 小林：機械設計、32 (1988), 91
- 83) 京谷：金属材料、11 (1971), 25
- 84) 小林：軽金属、22 (1972), 613
- 85) 布村、細川：日本金属学会誌、41 (1977), 1087
- 86) 東、大西、小松、中谷：軽金属、32 (1982), 8
- 87) 鷹合、大藤、石神：軽金属、32 (1982), 530
- 88) R. Raring : Proceedings ASTM、59 (1952), 1034
- 89) C. E. Hartbower : Welding J.、36 (1957), 494-S
- 90) 大谷：溶接学会誌、23 (1954), 250
- 91) 小林、山本、新家：鉄と鋼、71 (1985), 1934
- 92) 大西、東、中谷：軽金属、48 (1984), 977
- 93) 浅野、藤原：軽金属、26 (1976), 27
- 94) 佐久田、小林、李、重野：軽金属、39 (1989), 893
- 95) 鷹合、萩原、T.V.Thang : 軽金属、31 (1981), 219
- 96) T. Takaai, T. Daitoh : ALUMINIUM、61 (1985), 840
- 97) 小林、山本、新家：鉄と鋼、72 (1986), 2133
- 98) 藤森、鷹合、大藤：軽金属学会第74回大会講演概要 (1988), 163
- 99) 大西、東、井上、中谷：軽金属、30 (1980), 263
- 100) 東、大西、中谷、岡林：軽金属、30 (1980), 560
- 101) 諸住：核融合材料としてのアルミニウム合金、軽金属協会 (1984)
- 102) 鈴木、深倉、柏谷：日本機械学会論文集 (A編)、52 (1986), 2584
- 103) 大藤、鷹合、広川：木更津工業高等専門学校紀要、23 (1990), 145

- 104)大藤、鷹合：軽金属、39 (1989), 873
- 105)C. Panseri, T. Federighi and S. Ceresara:Trans. TMS-AIME, 227 (1963), 1122
- 106)長村、小倉、村上：軽金属、31 (1981), 484
- 107)T. Sato, Y. Kojima and T. Takahashi : Metall. Trans. A、12A (1982), 1373
- 108)大藤、鷹合：昭和59年度金属学会春期大会講演概要集、 (1983), 158

謝 辞

本論文の作成にあたり、終始変わらぬ御指導・御鞭撻を賜りました豊橋技術科学大学・生産システム工学系・小林俊郎教授に衷心より感謝申し上げます。

また本研究について長年御指導を賜り、終始温情をもって御激励下さいました山梨大学工学部・鷹合徹也教授に深甚の謝意を表します。

さらに、本論文の不備な点に対し、示唆に富んだ御指摘と御指導を賜りました豊橋技術科学大学・生産システム工学系・岡根功教授、エネルギー工学系・本間寛臣教授、生産システム工学系・森永正彦助教授、新家光雄助教授、に深く感謝申し上げます。

なお、木更津工業高等専門学校・宮川正平教授には、本研究を遂行するにあたり、いろいろと御教示や御便宜を計って頂きました。ここに厚く御礼申し上げます。

