

微細再結晶粒および亜結晶粒組織を有する 2 種類の Al-Zn-Mg-Cu 系合金の引張特性と耐 SCC 特性†

松 岡 秀 明* 広 瀬 幸 雄**
岸 陽 一*** 東 健 司****

On Tensile Properties and SCC Resistance of Two Al-Zn-Mg-Cu System Alloys Having Fully Recrystallized Fine-Grained and Un-Recrystallized Sub-Grained Structures

by

Hideaki MATSUOKA*, Yukio HIROSE**, Yoichi KISHI***
and Kenji HIGASHI****

Two types of Al-Zn-Mg-Cu system alloys with different microstructures, *i. e.*, a fully recrystallized fine-grain and an un-recrystallized sub-grain, were prepared to investigate their tensile properties and stress corrosion cracking, SCC, resistance. The former is the superplastic material (SP), and the latter is a typical one of the commercial materials (CM). The effects of grain shapes and orientation on SCC resistance were discussed on the basis of the SCC test and fractography. The main results obtained in the present work are as follows:

(1) When the orientations, L and T, of specimens were in agreement to rolling direction, the values of mechanical Young's modulus, tensile strength and 0.2 % proof stress of both SP and CM materials were nearly equal. However, the elongation of CM material was higher than SP one.

(2) The nucleation time and life of SCC on L-and T-directions of CM material were longer than those of SP one. SCC resistance in the CM material was superior to that in the SP material.

(3) Anisotropy of specimen orientation for SCC life was not observed in the SP material. In the CM material, on the other hand, SCC life on L-direction was longer than that of T-direction. The anisotropy on SCC life observed in the CM material seemed to be related to an easy separation of interfaces between the matrix and the inclusions having Fe and Si elements existing continuously along the grain boundaries by hot rolling.

Key words : Stress corrosion cracking, Hydrogen embrittlement, Grain boundary, Crack nucleation, SCC life, Grain size, Tensile property

1 緒 言

Al-Zn-Mg-Cu 系合金は高強度化を目的に開発された材料であることは周知のとおりである¹⁾。しかしながら、本系合金では強度の向上に伴い応力腐食割れ (stress corrosion cracking: SCC) 感受性が高くなることが知られており、その破壊メカニズムに関する多くの研究が行われている^{2),3)}。Al-Zn-Mg-Cu 系合金における SCC 破壊の経路は粒界となるために、結晶粒形態あるいは粒界構造が非常に重要であることが明らかとなっている^{4),5)}。

現在本系実用合金における SCC 対応策としては、そのほとんどが T73 処理といった過時効処理や遷移元素の微量添加を行い、積極的に結晶粒あるいは結晶粒界を

制御する手法が採られている⁶⁾。また、工業生産されている本系市販材の一般的なミクロ組織は、高融点遷移元素 Cr の添加に起因した亜結晶粒組織を内在する圧延方向に伸長したパンケーキ状の粗大粒組織となっている⁷⁾。他方、本系合金に超塑性特性を付加する目的で新規の加工熱処理法が開発され、最近では 10~20 μm 程度の微細等軸再結晶粒組織を有する Al-Zn-Mg-Cu 系合金が製造されるようになった^{8),9)}。

超塑性成形用に組織制御された Al-Zn-Mg-Cu 系合金の超塑性特性に関しては、多くの報告例があるが、その引張特性や SCC 特性などを検討した例は非常に少ない。実際に使用される超塑性成形品の機械的性質は金属

† 原稿受理 平成 7 年 9 月 29 日 Received Sep. 29, 1995

* 学生会員 金沢大学大学院 〒920-11 金沢市角間町, Graduate Student, Kanazawa Univ., Kakuma-machi, Kanazawa, 920-11

** 正会員 金沢大学理学部計算科学科 〒920-11 金沢市角間町, Dept. of Mat. Sci. and Eng., Kanazawa Univ., Kakuma-machi, Kanazawa, 920-11

*** 正会員 日本工業大学材料試験研究センター 〒345 埼玉県南埼玉郡宮代町, Mat. Res. & Testing Center, Nippon Inst. of Tech., Miyashiro-machi, Saitama 345

**** 正会員 大阪府立大学工学部機械システム工学科 〒593 堺市学園町, Dept. of Mech. Systems Eng., Osaka Pref. Univ., Gakuen-cho, Sakai, 593

組織学的に幾つかの問題点を有する。その代表的なものは、超塑性変形中の結晶粒界近傍で形成される空洞問題と高温変形特有の組織粗大化現象である¹¹⁾。特に、超塑性変形時に発生する空洞は成形後の使用条件下において応力集中源となるため、その破壊の多くはこれら超塑性変形中に形成された空洞を起点として生じる。また、超塑性変形中に生じた組織の粗大化は、成形後の強度および延性の劣化を招く¹²⁾。今後、超塑性材料を成形技術のひとつとして実用化していくためには、材料の超塑性変形前後の種々の特性を調査し、比較検討することが大切である。しかしながら、これら超塑性材料の超塑性変形前の材料特性を評価した研究報告は非常に少ない。

そこで、本研究では超塑性 Al-Zn-Mg-Cu 系合金の超塑性変形前、すなわち、本系合金本来の室温における材料特性評価を目的とした。特に、超塑性を有する本系合金ではその結晶粒形態が実用材のそれと大きく異なることから、耐 SCC 特性および引張強度特性にどのような違いが生じるか非常に興味を持たれる。ここでは、結晶粒形態の異なる 2 種類の Al-Zn-Mg-Cu(AA7475) 合金、すなわち、超塑性 7475 合金 (以下 SP 材) と市販の実用 7475 合金 (以下 CM 材) を用いて、引張試験および SCC 試験を実施し、その引張強度特性および耐 SCC 特性を調査検討した。さらに、金属組織学的観点より結晶粒形態を勘案しながら、SCC き裂の伝ば経路の観察および破面のフラクトグラフィを実施した。最後に、これらの結果より、結晶粒形態の異なる 2 種類の Al-Zn-Mg-Cu(AA7475) 合金の耐 SCC 特性の差について考察した。

2 実験方法

2.1 供試材

供試材は、2 種類の AA7475 アルミニウム合金 (板厚 1.6 mm) である。ひとつは、スカイ・アルミニウム (株) において工業的に超塑性組織を得るための加工熱処理が施された超塑性 7475 合金で、もうひとつは通常の市販 7475 合金である。本研究に供する直前に工業的スケールにて通常の T6 処理を両材料に施した。

2.2 極点図測定

実験に供した SP 材および CM 材は、製造工程や加

工熱処理法などが異なるため、両材料中の結晶粒形態は異なる。そこで、両材料の組織観察および極点図を測定した。極点図は Al 111 回折面に対し、特性 X 線 Cu-K α を用いた Schulz 反射法により測定を行った。なお、本実験に用いた両材料の線吸収係数は 131.71 cm^{-1} とした。

2.3 引張試験

引張試験は、板厚 1.6 mm、板幅 12.5 mm、標点間距離 50 mm の JIS 13B 号試験片を用いて行った。試験片採取方向は、圧延方向に試験片長手方向が一致するもの (以下 L 方向と記す) と、それと直交するもの (以下 T 方向と記す) の二種類とした。なお、引張強度 $8.33 \times 10^{-6} \text{ m/sec}$ で室温、大気中で行った。

2.4 SCC 試験

SCC 試験は、Fig. 1 に示すような切欠き型試験片を用いて行った。SCC 試験片は、引張試験と同様に、L および T 方向の二方向より採取した。試験片平行部には、長さ 3 mm、開き角 30° 、先端曲率半径 0.15 mm の V 型切欠きを導入し実験に用いた。SCC 試験は単軸レバー式荷重制御装置を用いて、 $295 \pm 2 \text{ K}$ に温度調整した 3.5 % NaCl 水溶液中で行った。なお、SCC 試験は試験片リガメント部に一定荷重が負荷するように調整して行った。各試験片における耐 SCC 特性の評価には、SCC き裂発生寿命と試験片の破断寿命を採用した。SCC き裂発生寿命は、交流電位差法¹³⁾より検出される電位差出力 ΔV の変動を目安とし、読取顕微鏡で貫通き裂が確認できた時間と定義した。

3 実験結果

3.1 微視的組織観察結果

光学顕微鏡を用いて行った SP 材および CM 材のミクロ組織観察結果の代表例を Fig. 2 に示す。SP 材の結晶粒は、その寸法が $13(L) \times 11(T) \times 9(S) \mu\text{m}$ でほぼ等軸な微細結晶粒組織であった。一方、CM 材は $90(L) \times 70(T) \times 23(S) \mu\text{m}$ で、圧延方向に伸長した粗大なパンケーキ状であった。さらに、両材料の内部組織を透過型電子顕微鏡を用いて観察した。その結果、SP 材の結晶粒内部にはほとんど転位や亜結晶粒組織は観察されず、ほぼ完全に再結晶した微細組織であることが分かった。一方、CM 材は、粗大なパンケーキ状組織の内部に多くの亜結晶粒が残存する非再結晶組織であることが明らかとなった。さらに、Fig. 3 に示した極点図より両材料の配向方位を同定すると $(100)[001]$ 、 $(110)[001]$ および $(110)[112]$ からなる複合方位である。両材料はほぼ同一な配向方位を有するものの、その度合いには違いが確認され、SP 材の方が CM 材より弱い。CM 材においては特に $(011)[111]$ に成長した集合組織が認められており、圧延方向に沿った扁平な粗大粒組織の観察結果および透過型電子顕微鏡による内部微細構造の観察結果とよく一致している。

3.2 引張試験結果

Table I に引張試験より得られた両材料の各試験片採取方向における引張強度特性を示す。試験片採取方向が同じ場合、ヤング率、引張強さおよび 0.2 % 耐力に関

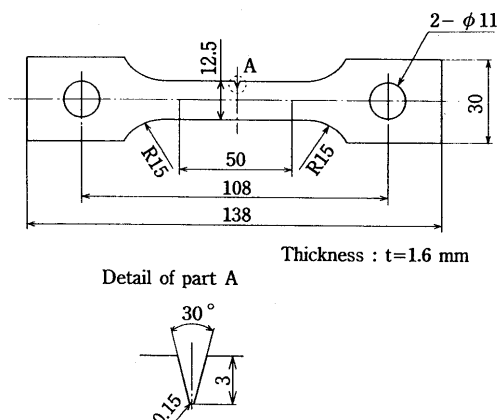
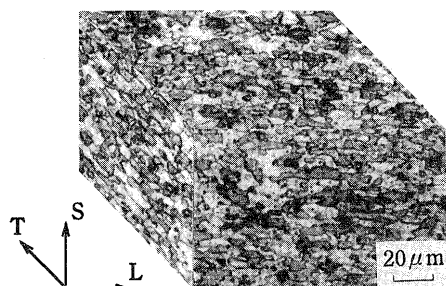
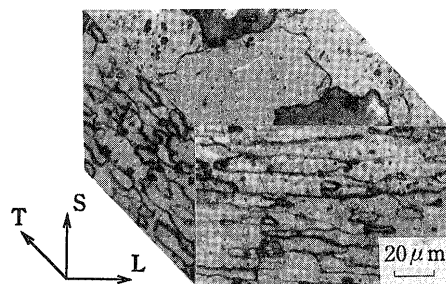


Fig. 1. Shape and dimension of SCC test specimen (unit: mm).

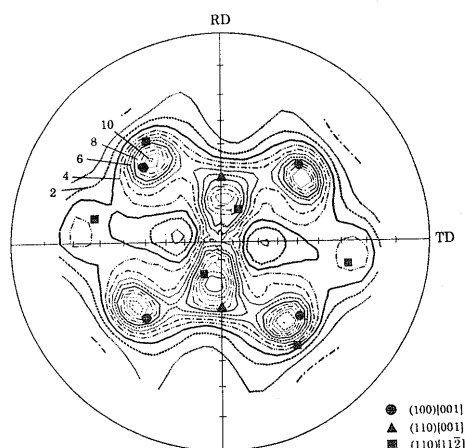


(a) SP material.

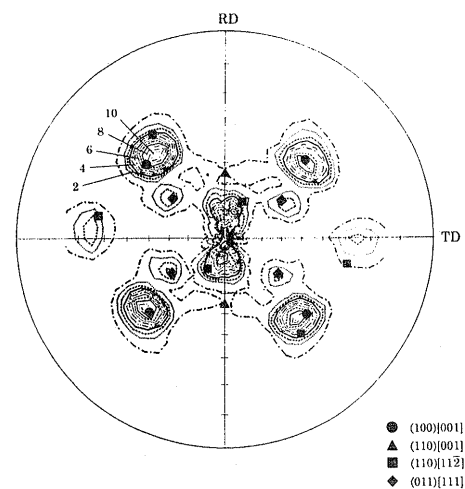


(b) CM material.

Fig. 2. Typical microstructures of test materials.



(a) SP material.



(b) CM material.

Fig. 3. Pole figure diagrams obtained from test materials.

Table I. Mechanical properties of test materials.

Code		Young's modulus	Tensile strength	0.2 % proof stress	Elongation
		E_u GPa	σ_b MPa	$\sigma_{0.2}$ MPa	ϵ_1 %
SP	L	69	558	362	15.4
	T	71	545	325	18.0
CM	L	70	556	359	20.8
	T	69	534	336	23.8

よりも CM 材の方が 20 % 程度高くなった。一方、試験片採取方向が異なる場合には引張強度特性にその影響が認められ、T 方向よりも L 方向から採取した方が 10 % 程度高くなった。以上より、破断伸びで材料間に違いが認められたが、実用的見地から SP 材および CM 材とも、充分な引張強度特性を有していることがわかる。

3・3 SCC 試験結果

SCC 試験中のき裂発生挙動の観察は、交流電位差法および読取顕微鏡を用いて行った。Fig. 4 に L 方向より採取した両材料の電位差出力 ΔV の時間変化を示す (負荷応力 $\sigma_a=290$ MPa)。SP 材のき裂発生挙動を電位差出力より観察すると、Fig. 4 中で示した(a)点において $\Delta V=0.3 \mu V$ 程度、さらには(b)点では $\Delta V=1.5 \mu V$ 程度の電位差出力の上昇が認められた。しかし、交流電位差法と併用して行った読取顕微鏡による SCC き裂の観察では、(a)、(b)の両点において貫通き裂は確認できなかった。SP 材の板厚表面方向に貫通き裂が読取顕微鏡にて確認された時間は、交流電位差法で $\Delta V=10 \mu V$ ((c)点) の上昇を示す変曲点近傍であった。一方、CM 材では、Fig. 4 中の(d)点において $\Delta V=0.1 \mu V$ 程度の変動が認められた。しかし、SP 材と同様に、CM 材の(d)点および(e)点でも読取顕微鏡で貫通き裂は確認できなかった。CM 材においても板厚方向への貫通き裂が認められた時間は、 $\Delta V=10 \mu V$ に相当する場所 ((f)点) となり、SP 材の結果と良く一致していた。すなわち、両材料とも貫通き裂が認められた時間は交流電位差法で $\Delta V=10 \mu V$ に相当する所であった。つぎに、負荷応力 $\sigma_a=290, 320$ MPa とした場合の各試験片の SCC き裂発生寿命 t_n を Fig. 5 に示した。なお、Fig. 5 中の t_n は試験片 3 枚の平均値とした。その結果、両材料で SCC き裂が確認された時間を比較すると、CM 材よりも SP 材の方が明らかに短くなった。すなわち、SCC き裂発生寿命に関しては、SP 材の方が SCC 感受性の高い材料であることは明らかである。

種々の負荷応力における両材料の破断寿命 t_f の変化を Fig. 6 に示す。なお、Fig. 6 中の t_f は試験片 3 枚の平均値とした。SP 材に関しては試験片採取方向の影響は認められず、L および T 方向の耐 SCC 特性は同等であった。一方、CM 材では試験片採取方向の影響が認められ、T 方向よりも L 方向の方が耐 SCC 特性に優れていることがわかった。しかしながら、両材料の SCC 破断寿命を比較すると CM 材よりも SP 材の方が明らかに SCC 破断寿命は短くなっている。すなわち、

しては材料間で違いはあまり認められなかった。しかしながら、破断伸びは試験片採取方向に関係なく SP 材

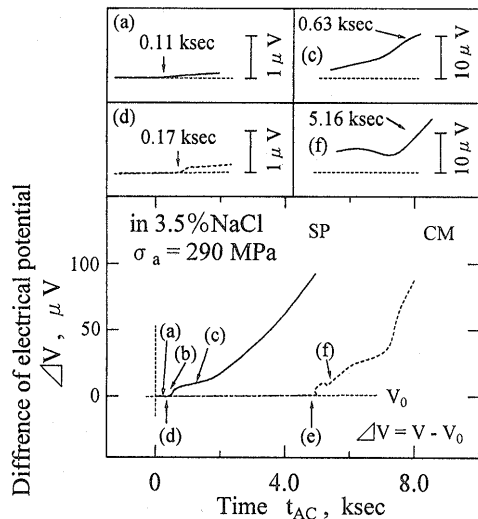


Fig. 4. Detection of crack nucleation at $\sigma_a = 290$ MPa with AC electrical potential method.

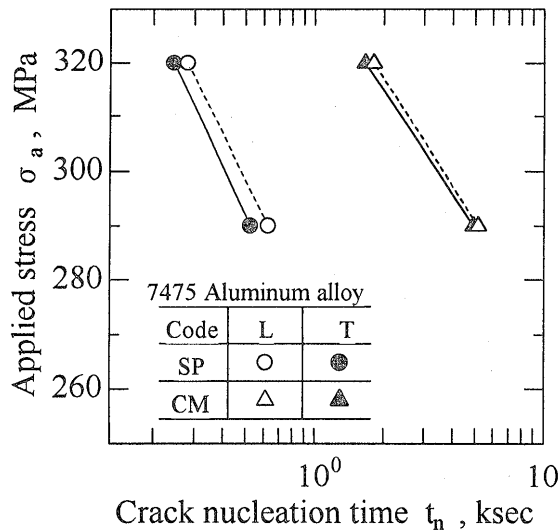


Fig. 5. Time of SCC cracks nucleation at $\sigma_a = 290$ and 320 MPa of SP and CM materials.

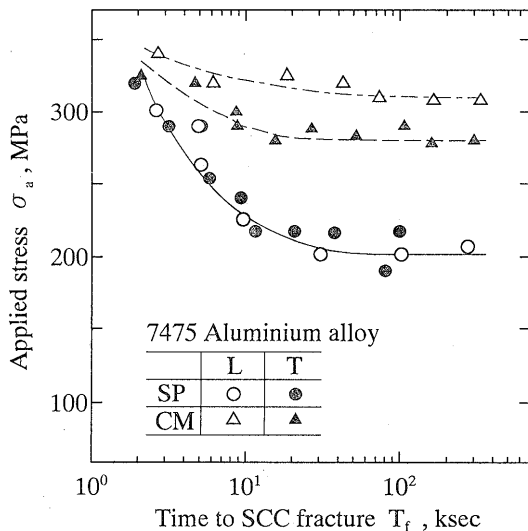


Fig. 6. SCC lives of SP and CM materials.

SP, CM 両材とも同程度の引張強度を有するにも拘わらず, き裂発生時間および破壊寿命の両試験結果とも SP 材の SCC 感受性が CM 材のそれより高いことを明確に示している.

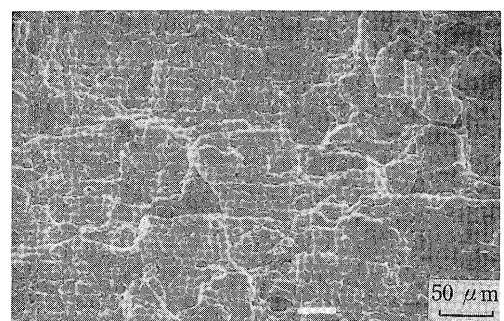
4 考 察

4・1 引張破面のフラクトグラフィ

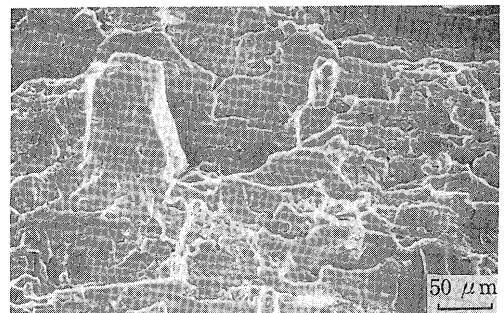
SP 材および CM 材の破壊様式を明らかにする目的で引張破断後の破面観察を実施した. Fig. 7 に走査型電子顕微鏡を用いて行った L 方向より採取した試験片の引張破面観察結果を示す. Fig. 7 (a) および (b) に示すように, SP 材および CM 材の引張破面は一部でディンプルが観察されているが, 巨視的にはほぼ全域が擬へき開状破壊と粒界破壊が混在するぜい性破面となっている. ところで, 破面上のディンプルのほとんどは粒界破壊面に存在しており, 粒内ディンプルはごく一部でしか確認できなかった. 高倍率で観察した結果においても, SP 材および CM 材の粒界破壊面のディンプルは, 基本的には類似しており, その大きさが $1 \mu\text{m}$ 程度の微細なものとは $10 \mu\text{m}$ 程度の比較的粗大なものが認められた.

4・2 SCC 破面とき裂進展形態の観察

Al-Zn-Mg-Cu 系合金の耐 SCC 特性に関しては, これまでも多くの調査がなされており, その破壊は水素ぜい性を主たる要因とした粒界割れとなることが一般的に認められている. 本実験に用いた 2 種類の Al-Zn-Mg-Cu 系合金はその結晶粒形態が異なっているけれども, 基本的には水素ぜい性を主因とするメカニズムによって破壊が進行することが予測される. そこで, 両合金の SCC 破面のフラクトグラフィを検討することでその破壊様式を明らかにし, さらにき裂観察と組織学的観点から両合金の SCC 破壊メカニズムを考察した.



(a) SP material.

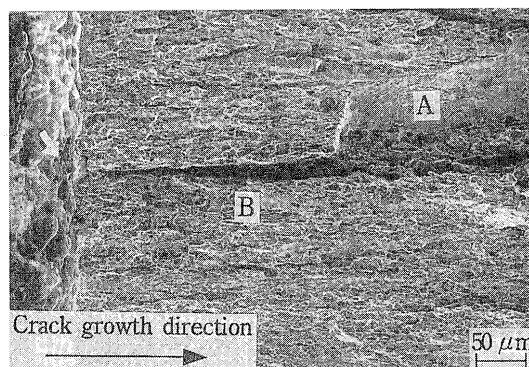


(b) CM material.

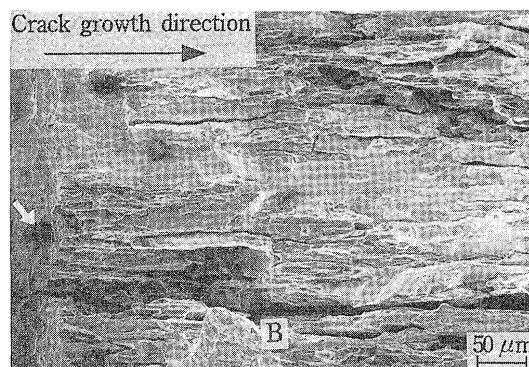
Fig. 7. Fracture surface of SP and CM materials on tension test.

まず、両材料の L 方向より採取した試験片を負荷応力 $\sigma_a=290$ MPa で SCC 試験した試料の SCC 破面を観察した。その SCC 破面の典型的な例を Fig. 8 に各々示す。SP 材および CM 材の切欠き底部には複数のエッチピット (矢印) が形成されており、これらを起点として SCC き裂が発生していることがわかる。また、両材料における SCC 破面では、一部陽極溶解により腐食した箇所が認められる (A 点)。両材料とも、その破壊様式は微視的にはディンプルなどの塑性痕跡が観察されているものの、巨視的にはほぼ全面が粒界破壊であった。しかし、SP 材 (Fig. 8(a)) の破面は顕著な凹凸が見られずほぼ平坦であったのに対し、CM 材 (Fig. 8(b)) の破面には、SP 材と比べかなり大きな凹凸が観察された。さらに、両材料とも破面と直交する方向に層状破壊 (B 点) や粒内破壊も認められた。Fig. 8(c) で示すように長時間腐食環境中に置かれた切欠き近傍では、腐食生成物の堆積 (C 点) も観察された。Fig. 8(d) は急速破壊近傍での破面観察例であるが、ここでも層状割れが認められ、層状割れの一部が急速破壊部に混入している様子が観察される。また、層状割れの開口量は SP 材よりも CM 材の方が大きく、また層状割れの深さも深いようである。さらに、二次き裂の発生が両材料ともに認められた。Fig. 8 で示した両材料の SCC 破面は微視的にはディンプルなどの塑性痕跡が存在するが、巨視的にはその全面が粒界破壊である。したがって、両材料ともその SCC 破壊の主要因は水素ぜい化であると考えられる。

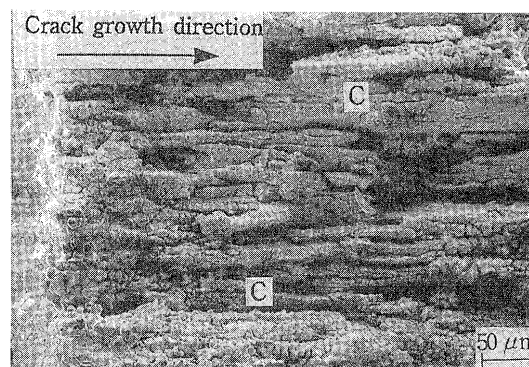
つぎに、試験片板厚中央部近傍における SCC き裂の進展挙動について観察を行った。両材料の L 方向より採取した試験片を負荷応力 $\sigma_a=290$ MPa で SCC 試験した試料の SCC き裂進展写真を Fig. 9 に示す。Fig. 9 (a) に示すように、SP 材の SCC き裂は二次き裂 (矢印) を伴いながら荷重軸と直交する方向にほぼ直線的に進展している。このような平滑なき裂進展様式の形成は、SP 材の微細等軸粒組織に起因すると考えられる。一方、CM 材では、Fig. 9 (b) で示すように、SCC き裂は大きな蛇行を伴いながら進展している。また、SP 材と同様に、二次き裂 (矢印) も残存していた。前述した破面観察から明らかなように、両材料の SCC 破壊様式は粒界破壊であるので SCC き裂は結晶粒界を進展経路として成長する。SP 材は比較的平坦な破面であったが、CM 材では大きな凹凸が認められている。CM 材における粗大粒の内部構造はより微細な亜結晶粒組織から構成されているが、この亜結晶粒の粒界に沿った SCC き裂は観察されなかった。これらの破面形態を勘案すれば、CM 材で認められた蛇行はそのパンケーキ状の粗大な結晶粒形態に起因し、その粗大粒の粒界を SCC き裂が進展経路として成長するために生じたものと考えられる。ところで、Fig. 9 には両材料の破面より観察した SCC 破壊領域を示したが、このようなき裂進展様式の差異に起因して、この領域でのき裂進展速度は材料間で異なっていると考えられる。すなわち、SCC き裂が荷重軸と直交する方向に直線的に進展する SP 材よりも大きな蛇行



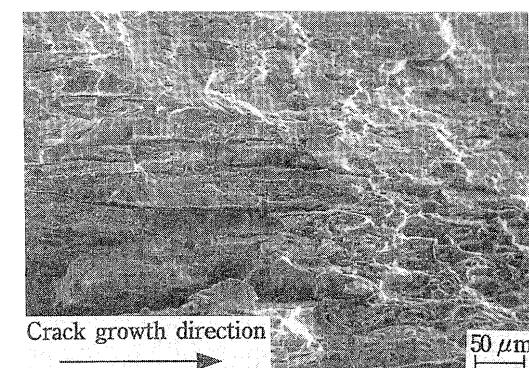
(a) SP material.



(b) CM material.



(c) Corrosion product at CM material.



(d) Final fracture surface at CM material.

Fig. 8. Scanning electron micrographs of SCC fracture at $\sigma_a=290$ MPa surfaces.

を伴いながら進展する CM 材の方がき裂進展経路は長くなる。つまり、SCC 破壊領域でのき裂進展速度は SP 材よりも CM 材の方が遅くなると考えられる。

ところで、CM 材の耐 SCC 特性には顕著な異方性が

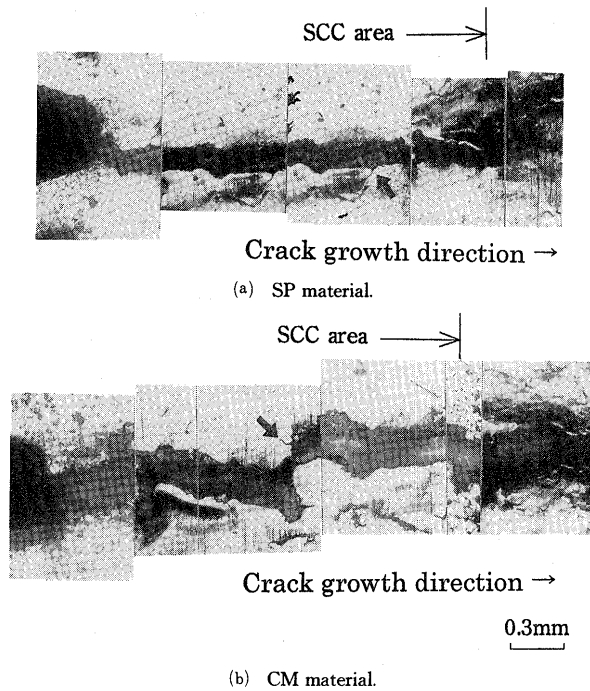


Fig. 9. Optical micrographs of stress corrosion crack path at $\sigma_a=290$ MPa for test materials.

認められ、T方向よりもL方向の方がSCC感受性の低いことが明らかとなった。つぎに、CM材の耐SCC特性で認められた異方性について組織学的観点より考察を行った。両材料の結晶粒界には、不純物元素のFe、Siを主成分とする $1\mu\text{m}$ 以上の粗大晶出物が存在しているが、その分布や存在形態は結晶粒形態の影響を受ける。両合金とも、Fe、Si含有量は同一であるので、その含有体積率はほぼ同程度であるが、その寸法は加工熱処理の違いに起因してSP材の方がCM材より小さくなっている。Fig. 10に両材料の晶出物の分散状態を模式的に示すが、SP材とCM材では結晶粒形態の違いに起因して異なる。まず、Fig. 10(a)に示すようにSP材は等軸微細粒組織であるので、晶出物は圧延方向に関係なくほぼ均一分散している。一方、Fig. 10(b)に示すように、CM材の晶出物の多くは圧延方向に伸長したパンケーキ状粗大粒組織に起因して、その結晶粒伸長方向に沿った粒界に連続して存在する。すなわち、晶出物はSP材では試験片採取方向に関係なくほぼ均一に分散するが、CM材ではL方向では荷重軸方向と一致する方向に、またT方向では荷重軸と直交する方向に連続的に分散している。

両材料のSCC破壊様式は水素ぜい化による粒界割れであるので、以下では水素ぜい化機構¹⁵⁾を基に、CM材で認められた異方性について検討を行う。SCCき裂の発生は粒界でのメカノケミカルな選択溶解により生じる。また、この反応によって同時に発生した水素の粒界への優先拡散とき裂先端の塑性域内における転位の運動によって水素集積による水素濃縮域が形成され、水素ぜい化領域が形成される。この領域が粒界に存在する晶出物

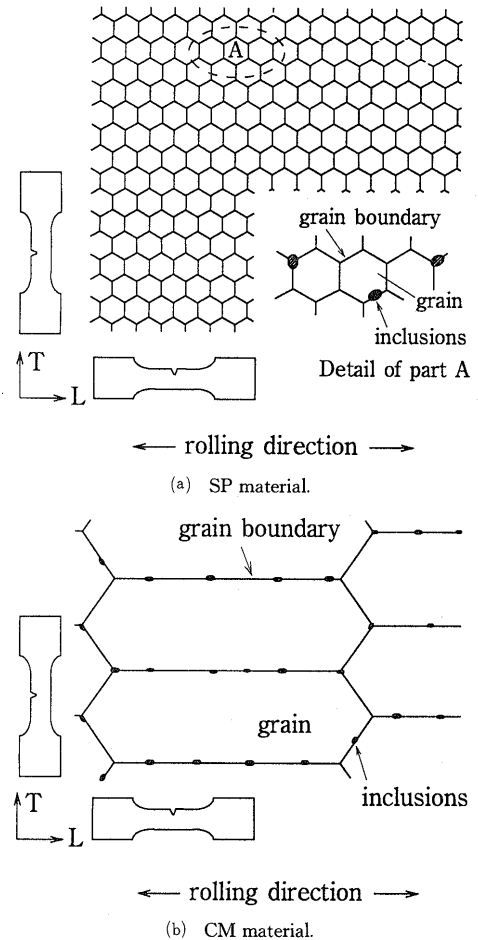


Fig. 10. Schematic illustration of dispersion of inclusions on grain boundaries in SP and CM materials.

を包むようになると、晶出物まわりの局所的な応力集中に起因してより大きな水素濃縮領域が界面近傍に局在して形成される。このような転位の運動による水素濃縮メカニズムにより、晶出物界面近傍が特にぜい化する。また同時に、晶出物界面近傍で局部応力は転位の集積に起因して試験片全体の平均的な負荷応力よりかなり大きくなる。この晶出物界面近傍での局部応力の値が水素ぜい化した界面領域の強度より大きくなったとき、はく離き裂が界面において発生する。はく離き裂の拡大とともにこの部分での応力集中はさらに助長されるので、SCCき裂は粒界に沿って速やかに成長する。こうした水素ぜい化による晶出物界面からのマイクロボイドの発生とその合体によってへき開状破壊が促進され、主き裂が急速に連結する。これらのプロセスを繰返しながら、最終破断に至る。

水素ぜい化機構と試験片採取方向を勘案すれば、CM材のT方向では伸長した粗大結晶粒の粒界に沿って連続的に存在する晶出物の配列方向とき裂進展方向が一致するため、水素ぜい化に起因する界面はく離はより容易に連結する。したがって、はく離き裂はSCCき裂との連結も容易になり、その結果、巨視的なSCCき裂の進展速度も速くなる。一方、L方向ではき裂進展方向の

結晶粒界に晶出物が連続的に分散していないため、晶出物界面ではく離き裂が生じて巨視的なSCCき裂進展挙動に大きく関与しない。このように、CM材で認められたSCC特性の異方性は晶出物の分散状態が大きく関与していると結論できる。すなわち、SCCき裂進展方向と一致する方向に晶出物が連続的に分散しているT方向の方がき裂の連結は容易となるために、L方向よりもT方向で耐SCC特性が低くなったと考える。また、こうした晶出物の分散状態は、製造プロセスの違いに起因した結晶粒形態に依存して決定されるものであるため、SCC特性はこうした結晶粒形態に強く影響されるものと結論できる。

本論文で行った実験結果より、等軸微細な再結晶粒組織を有する超塑性材と亜結晶粒組織を内在する粗大な非再結晶粒組織を有する一般市販材とを同程度の引張特性を示す状態で耐SCC特性を比較検討した結果、後者の方が前者より優れていることが明らかとなった。そして、その理由のひとつがSCC特性の結晶粒形態依存性であることを明確に示した。また、両材料のSCC破壊形態が粒界割れであることから粒界構造や粒界に存在する晶出物の分散状態が極めて重要な因子である事を指摘した。しかしながら、現時点では粒界構造に関する詳細な評価を実施していないので、今後詳細に検討する予定である。

5 結 言

本研究では工業的に加工熱処理を施すことで等軸微細組織に組織制御された超塑性材(SP材)とパンケーキ状粗大粒を有する一般市販材(CM材)の引張特性ならびに耐SCC特性について調査を行った。得られた結果を以下に示す。

(1) 試験片採取方向が同じ場合、機械的ヤング率、引張強さおよび0.2%耐力に関しては材料間の違いは認められなかった。しかしながら、試験片採取方向が異なる場合には引張強度特性は、T方向よりもL方向から採取したものの方が10%程度高くなった。また、破断伸びはSP材よりもCM材の方が20%程度高くなった。

(2) SCCき裂発生時間および破断寿命に関しては、SP材よりもCM材の方が耐SCC特性に優れていた。

すなわち、亜結晶粒が内在する非再結晶組織のCM材よりも再結晶組織であるSP材の方がSCC感受性の高い材料であることが明らかとなった。

(3) SP材のSCC破断寿命は試験片採取方向に関係なくほぼ同等であった。一方、CM材では試験片採取方向の影響が認められ、T方向よりもL方向の方がSCC破断寿命が長くなった。CM材のSCC破断寿命で認められた異方性には、その粒界に存在する晶出物の存在形態が大きく関与していると考えられた。

参 考 文 献

- 1) 伊藤吾朗, 江藤武比呂, 宮木美光, 菅野幹宏, 軽金属, **38**, 818 (1988).
- 2) 大西忠一, 東 健司, 桜井重宏, 中谷義三, 軽金属, **33**, 334 (1983).
- 3) 村上陽太郎, 軽金属, **31**, 748 (1981).
- 4) M. K. B. Day, A. J. Cornish and T. P. Dent, *Met. Sci. J.*, **3**, 175 (1969).
- 5) 岸 陽一, 広瀬幸雄, 佃 市三, 永井滋一, 東 健司, 材料, **43**, 1111 (1994).
- 6) 例えば, M. O. Speidel, *Metals. Trans.*, **6A**, 631 (1975).
- 7) 大堀紘一, 竹内 庸, “アルミニウム材料の基礎と工業技術”, p.100 (1985) 軽金属協会.
- 8) 小林 勝, 弘津禎彦, 大谷吉春, 高橋 健, 館村 誠, 軽金属, **39**, 776 (1989).
- 9) 岩崎 源, 入江佳洋, 速水哲博, 東 健司, 伊藤太一郎, 軽金属, **39**, 798 (1989).
- 10) 例えば, 小島 陽, 古川智行, 小林 勝, 中村正久, 軽金属, **36**, 421 (1986).
- 11) 岩崎 源, 入江佳洋, 速水哲博, 東 健司, 伊藤太一郎, 軽金属, **39**, 791 (1989).
- 12) 例えば, 大西忠一, 東 健司, 中谷義三, *金属学会誌*, **48**, 977 (1984).
- 13) 津田政明, 広瀬幸雄, 矢島善次郎, 田中啓介, 材料, **39**, 614 (1990).
- 14) 大西忠一, *金属学会会報*, **26**, 389 (1987).
- 15) 東 健司, 大西忠一, 中谷義三, 岡林邦夫, 軽金属, **30**, 560 (1980).