Al-Mg-Si 系合金の損傷・破壊挙動の評価

戸田 裕之*・小林 俊郎**

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 53, No. 11 (2003), pp. 469-475

Assessments of damage and fracture behaviours of Al-Mg-Si alloys

Hiroyuki TODA* and Toshiro KOBAYASHI**

Keywords: Al-Mg-Si, precipitate free zone (PFZ), hydrogen embrittlement, particle fracture, liquation crack

1. はじめに

Al-Mg-Si 系合金の破壊を考えると、特にこの合金系特有の特異な破壊挙動は思い当たらない。逆に、筆者らはその力学的な扱いやすさゆえ、むしろ破壊の研究におけるモデル材料として用いたことさえある。ところが近年になって、同合金の破壊挙動を報告する論文が増えている。その多くが、「粒界近傍の材料物性部会」、ないしは「アルミニウム合金の強度研究部会」といった軽金属学会の研究活動に関連する報告である。これらが、輸送機器、土木建築構造、航空機などでの同合金の利用拡大という最近の流れを意識したものであることは見逃せない。

時効析出型合金に共通する基本的な変形・破壊機構の説明は、これまでに編まれている解説等^{1),2)}に譲ることとし、本報では、Al-Mg-Si 系合金の破壊挙動についてしばしば報告されている4つの特徴、すなわち、無析出物帯 (PFZ)、水素脆化、金属間化合物粒子の損傷、溶接時の液化割れについて取上げて整理し、それらに力学的な解釈を加える。

2. PFZ などによる粒界破壊

アルミニウム中の粒界 PFZ の破壊については、実験的報告やモデル解析がいくつかの総説に丁寧にまとめられており、ここで再び取り上げる必要は感じられない³⁾⁻⁶⁾。ただし、主として実験手法が未整備であった過去に戦わされた、PFZ を有益、有害、無害などとする諸説の影響で、未だに「強度が弱く破壊の起点となる、応力（または歪み）の緩和領域となり粒界破壊を抑制するという相反する捉え方があり、議論が分かれている」というような説明を聞く。その中には、転位やその堆積、すべり帯など、材料の変形挙動に関するミクロな視点と、連続体を想定した応力・歪み、あるいはその緩和・集中などのようなマクロな視点を混同したものも多いと感じられる。そこで、この機会にこの関連の論文を精査し、力学的に首肯できる破壊過程のシナリオをまとめる。

まず、筆者らが過去に 6061 合金基複合材料を解析した例

を見る^{7),8)}。これは、PFZ が独立している等、粒界 PFZ よりはるかに単純な構造を持っており、理解が容易なためである。用いたモデルでは、平均直径 0.44 μm 、長さ 2.2 μm の短繊維の周囲に厚み 44 ないし 88 nm の PFZ があり、短繊維表面には粗大な析出物が付いている。文献 7) の Fig. 2 のように、PFZ は弾性限が低く、かつ合金元素の固溶量が多いために、時効硬化した粒内より加工硬化が大きいと考えるのが良い。負荷がかかると、最初に塑性変形を開始するのは PFZ である。PFZ の存在により、PFZ / 短繊維界面や短繊維内の応力は概ね低下し、PFZ の塑性歪みや引張静水圧応力は顕著に増加する。そのため、PFZ の拡大とともに、破壊形態は界面剥離ないし繊維の破断から、繊維近傍でのボイドの発生・成長（キャビテーション）へと移行する。PFZ と粒内の整合性を保つため、粒内アルミニウムの変形も不均一となる。別な言い方をすれば、PFZ が変形するためには、その外側のアルミニウムも局所的に大きく塑性変形する必要がある。この場合、PFZ 内の塑性歪み (ϵ_p) は粒内より常に大きく、逆に有効応力は低い。また、PFZ の厚みの効果は非線形であり、厚みが半分になったからといって、 ϵ_p はそう大きく減るものではない。

次に、粒界 PFZ の場合を述べる。材料全体に対する PFZ の体積率は、上記の場合 5.5 ないし 11.0% であるが、粒界 PFZ では、0.22~1.2% とかなり小さい（結晶粒径を球相当直径と仮定し、6061-T6 材の PFZ 幅の実測値^{9),10)}より同心球として算出）。変形の局在化は、専ら粒内アルミニウムと PFZ の変形挙動の違いにより生じる。また、結晶粒界はウィスカーの様に平滑・単純形状ではなく、三次元的に連結している。以下に、粒界 PFZ の変形過程を要約する。

(1) 最初に、PFZ の優先的な塑性変形が生じる。その程度は、粒内アルミニウムと PFZ の強度の差： $(\sigma_M - \sigma_{PFZ})$ に依存する¹¹⁾。したがって、PFZ への変形の局在化は、最高時効状態で最も顕著になる場合が多い²⁾。ただし、重要なのは弾性限ではなく、両者の流動応力の差である。

(2) PFZ の優先的な塑性変形は、変形の初期段階より、

* 豊橋技術科学大学生産システム工学系 (〒441-8580 豊橋市天伯町雲雀ヶ丘 1-1)。Department of Production Systems Engineering, Toyohashi University of Technology (1-1, Hibarigaoka, Tempaku, Toyohashi, Aichi 441-8580). E-mail: toda@tutpse.tut.ac.jp

** 豊橋技術科学大学 (豊橋市)。Toyohashi University of Technology. (Toyohashi, Aichi).

受理日：平成 15 年 6 月 3 日

図1 単純化した2次元PFZモデル(a)とその変形挙動(b, c)。結晶粒Bの変位が隣接粒などによって拘束されれば、(b)の様に結晶粒Bを中心とする結晶粒A, Cの回転が生じ、三重点T付近のPFZには大きな引張荷重がかかる。(c)の様にA, Cの塑性変形が異方性を持って生じれば、T点でのミスマッチはさらに大きくなる

PFZをはさむ両側の粒内アルミニウムの弾性変形により強く拘束される¹²⁾。また、結晶粒の複雑な形状や隣接するいくつかの結晶粒による相互の変位の拘束効果も、粒界PFZだけへの塑性歪みの局在化と、それによって生じる単純な粒界滑りによる破壊を許さない。この段階で、粒界析出物が破断ないし界面剥離してボイド形成の核を提供しないことは、ほぼ完全な粒界PFZ内の破壊の場合にも、ある程度の破断伸びが発現する^{10),13),14)}ことから自明である。したがって、各相の変位の整合性を保つため、粒内アルミニウムも早期に塑性変形を開始することがわかる。

(3) 後述の理由により、粒界三重点でのせん断歪みの拘束により、粒界が主として開口(引張)モードで破壊する。

(2) に関して補足すると、PFZ内で破壊が生じる場合の破断伸びは、高純度地金を用いて作製したAl-Mg-Si系モデル合金では0.4¹⁰⁾ないし2%¹³⁾、実用合金(6061合金)では6~7%¹⁴⁾と報告されている。例として、図1の様に最も単純なモデルを考える。文献10)で報告されているAl-1%Mg₂Si-0.34%Si合金の低温時効材における結晶粒径： $d=350\mu\text{m}$ 、PFZ幅： $t=0.6\mu\text{m}$ という値を用い、一軸引張荷重によって粒内が弾性変形しつつも0.4%の破断歪みを生じるためのPFZの面内せん断変位とせん断歪みを求めると、単純な幾何学的関係から、それぞれ約 $2.4\mu\text{m}$ および4前後という大きな値となる。これは、6061合金について報告されているボイド発生歪み： $\epsilon_n=0.2$ ¹⁵⁾よりはるかに大きく、非現実的である。GrafとHornbogen¹⁶⁾は、Al-Zn-Mg系合金で粒界PFZのせん断変位を実測し、試験片の全歪みの10倍のせん断歪みを測定している。このせん断歪みも、上記の視点から

図2 6061合金を押出後空冷(約1k/s)で作製した材料のき裂進展の様子。試験片表面でSEMを用いて観察⁹⁾

図3 6061-T651の延性破面。(a)モードI(引張)負荷、(b)モードII(面内せん断)負荷²⁾

見ると、はるかに小さな値である。これらのことは、PFZで塑性変形が生じた後、かなり早い段階で粒内が塑性変形を開始することを示している。

ところで、このように結晶粒径の1000分の1オーダーのPFZが、「応力の緩和領域となり粒界破壊を抑制する」という効果は極めて限られることは、容易に理解できる。

図2には、6061合金を押出し後空冷(約1K/s, $t=0.31\mu\text{m}$, $d=342\mu\text{m}$)して作製した場合のき裂のSEM像⁹⁾を示す。粒内で明瞭なせん断帯が2方向に伸びると同時に、粒界PFZの面外方向のせん断変形が生じていることが、SEMのエッジ効果(白く浮き出て見える粒界)で確認できる。

ところで、工業用のAl-Mg-Si系合金の中でも特に強度/靱性・延性のバランスを重視する場合、一般にCrやMnなどの結晶粒微細化元素を含有しており、結晶粒はきれいな多面体構造をとらず、粒界は不規則で頻繁な湾曲を伴う。また、PFZ幅も不均一となる。この場合、PFZ幅がある程度小さいときにはそのせん断変形自体が困難になり⁴⁾、力学的性質に及ぼす影響も限られたものとなる⁹⁾。

(3) に関し、川畑らは、PFZ内のすべりによる粒界三重点のフォールド形成モデル⁴⁾を提出している。このモデルでは、粒内の塑性変形を考慮しておらず、かつ粒界中央付近の粒界析出物から始まる粒界せん断破壊を想定している。同様に、これまでに提出されたほとんどのPFZ破壊モデルが、PFZに限定されたせん断変形とそれに引続いて起こるPFZのせん断破壊を想定している^{17),18)}。

図3は、6061合金T651材が引張および純せん断負荷で破壊した場合の典型的な破面である²⁾。これら両極端の条件の中間、すなわち混合モードの場合には、せん断成分に応じたディンプルの伸長が生じる。これを元に過去に報告された粒界PFZの破断面を見ると、図4²²⁾に典型的に示されるよう

図4 Al-0.75%Mg-0.75%Si-0.35%Cu 合金の粒界破面²²⁾

に、そのほとんどが等軸ディンプル、ないしは若干伸長した等軸に近いディンプルによって覆われていることに気付く^{6),9),13),19)~22)}。このような破面形態は、PFZの純粋なせん断破壊を想定する上記の各種モデルでは、説明できない。

以下、これを図1を用いて考察する。同図(b)に示すように、隣接粒による拘束など何らかの理由で結晶粒Bの変位が拘束(ピン留め)されたと仮定する。隣の結晶粒AおよびCは結晶粒Bの周りを回転し、粒界三重点T付近のPFZには大きな引張方向の塑性歪みが生じる。図2にも一部見られるように、隣接粒がそれぞれある程度の異方性を持って塑性変形する場合、点T付近の3つの結晶粒端部の変位のずれは大きくなり、さらに大きな塑性歪みが生じる。このようにして、この領域から局所的に引張モードないし引張+せん断の混合モードの歪み支配型粒界破壊が始まる。もちろん、破壊が始まるのは、PFZの塑性流動を拘束するためにその周囲に大きな塑性歪みを持つ粗大な粒界析出物近傍である。いったん発生したポイドは、そこでの大きな静水圧引張応力を駆動力に成長する。点T付近の損傷による歪みの緩和は、PFZの開口をもたらす。これを微視的な視点で表現すれば、結晶粒AとCのすべり(帯)がそれぞれ粒界PFZに達し、その角度差に応じたミスマッチを生じて粒界PFZ内部の転位の運動を促進する。PFZ内の転位の移動は弾性変形しかしらない粗大な析出物で局所的にブロックされ、ここで破壊が生じるということになる。

実際、図5に示すように、池野らが観察したAl-1.0%Mg₂Si-0.46%Cu合金の粒界き裂では²³⁾、モードII(面内せん断)およびモードIII(面外せん断)変形では生じないはずのモードI開口変位が10μm以上にも達していることがわかる。このようなき裂の開口は、たとえば文献9)の図5にあるような⁹⁾破面に垂直な粒界二次き裂の開口としても、しばしば確認できる。

また、松田らは、35~55°傾いた粒界き裂の頻度が高いという観察結果を得ている²⁴⁾。これは、せん断応力の影響が無視できないことを示しており、破壊は、少なくとも最初の損傷発生時には、引張+せん断の混合モードで生じると考えられる。

ところで、よく聞く説明として、「PFZと粒界上の粗大な粒子は、どちらが粒界破壊をもたらす主原因かわからない。」というものがある。そこで、PFZが存在せず基地のマイクロ組

図5 Al-1.0%Mg₂Si-0.46%Cu合金の引張試験片表面で観察された粒界き裂のSEM像(粒界三重点付近)²⁴⁾

織は均一で、粒界析出物だけが存在すると仮定してみる。たしかに、粗大な析出物の損傷はき裂を粒界方向へ誘引する効果を持つ²⁵⁾。しかし、これによって実際に粒界破壊が生じるのは、筆者らの数値解析によれば、たとえば後ほど図11で示すように、粒子の粒界被覆率が極めて高い場合に限られる。つまり、Al-Mg-Si系合金では、PFZの効果が主で、粒界析出物が従と考えるのが妥当であろう。

3. 溶存水素の影響

Al-Mg-Si合金を極低速で試験、ないしは荷重を保持した場合、粒界破壊が生じるという報告がある²⁶⁾。Singhらは、これを析出強化された粒内とPFZの間で塑性流動の活性化エネルギーが異なることで説明している²⁶⁾。しかし、PFZが固溶強化合金²⁷⁾のようにFCC金属としては比較的大きな歪み速度依存性を有すると仮定しても、彼らが得ている 10^{-2} ~ 10^{-4} という狭い歪み速度範囲での大きな歪み局在化度合いの変化を説明することはできない。

最近、倉本ら²²⁾および堀川ら²⁸⁾は、それぞれ重水素を水素のトレーサーに用いた実験、および水素マイクロプリント法による実験をAl-Mg-Si系合金で行い、粒界への水素の侵入により粒界破壊がもたらされると結論している。図6²²⁾は、水素脆化により、特にCu添加合金の場合に顕著な歪み速度効果(粒界破壊による延性の低下)が生じることを示している。この効果は、大気中より純水中、NaCl溶液中と試験環境が厳しくなると、より顕著になる。

一般に、アルミニウムの水素脆化と言うと高力合金の応力腐食割れによる粒界破壊機構という印象があるかもしれない。しかしながら、Al-Mg-Si系の高Si組成やCu添加合金では粒界腐食や応力腐食割れが報告されている²⁹⁾。

また、粒内の変形・破壊にも、水素の顕著な影響があることが知られている。Bondらは、純アルミニウムのTEM観察をin-situ雰囲気セルを用いて行い、水素の存在によって破壊形態は変化しないものの、転位の易動度が増し、より低応力で局在化した粒内破壊が生じると報告している³⁰⁾。この場合、微視的には脆化とは呼べないが、変形の顕著な局在化により、やはりマクロな延性は低下する。同様に、田中らは試験片作製手法がAl-Mg-Si系合金の疲労強度に及ぼす影響を調べ、放電加工による水素の侵入で、疲労強度が6割以下に低下すると結論している³¹⁾。彼らの場合も、疲労き裂は粒内

図6 室温大気中(湿度40~80%)における引張試験後の破面に占める粒界破面の割合²²⁾

で発生, 伝播している, 変形能の変化や歪み局在化などが影響していると思われる。より新しい研究によれば, 硫酸水溶液を用いた電気分解で20時間水素チャージした場合より, 放電加工の場合の方がはるかに水素含有量が多くなる³²⁾。このような場合, 7000系合金で明らかにされているように, 時効状態の影響(亜時効状態の粗い平面滑りでは感受性が高く, 過時効になるにつれて鈍感になる³³⁾)も注意すべき点と思われる。

極低速変形, き裂材の破壊, および放電加工のいずれの場合も, 酸化皮膜が破れて新生面が出るような条件で, 水ないし水蒸気によるアルミニウムの酸化が生じ, 放出された原子状水素が内部に侵入する⁶⁾ことで, 時間依存型の脆化・劣化が生じると考えれば理解できる。図7は, これを模式的に示したものである。水素は, 転位, 結晶粒界, 粒子, 不純物原子などに偏在する他, 三軸引張応力を受ける領域にも集積する。よく知られるように, 応力三軸度が高くなる代表的な例は, 平面歪み条件を満たす(i.e. 厚板内部や低荷重時など)モードIき裂先端近傍, ノッチ底付近, 硬質粒子等によりアルミニウムの塑性流動が拘束された領域⁸⁾, 刃状転位などである。水素の粒内拡散については, アルミニウムでは比較的遅い拡散機構である格子間拡散の他, 転位に添う移動も確認されている³⁴⁾。これは, き裂やノッチ先端近傍には水素が迅速に供給され, 集積することを意味している。局在化した水素が及ぼす影響としては, 体積や弾性率の局所的な変化が知られている³⁵⁾。しかし, 材料の基本的な塑性変形抵抗の変化を説明できるメカニズムは, 筆者らの知る限りでは明らかではない。

4. AlFeSiなどの金属間化合物粒子の影響

Al-Mg-Si系合金中に存在する直径 $1\mu\text{m}$ 以上の粗大金属間化合物粒子は, AlFe(Si)ないしAl(Fe, Mn)SiなどのFe系金属間化合物と Mg_2Si の2種類である。AlFeSiには, α (球状:立方晶), α' (六方晶), β (板状:単斜晶)等の相がある。この内, 特に β -AlFeSiの生成は, 熱間加工性や表面

図7 水素の吸収と移動の模式図。(a) 極低速引張変形中, (b) き裂伝播中

の仕上がりに影響するとされる³⁶⁾。どの相が生成するかは凝固時の冷却速度に依存し³⁷⁾, β -AlFeSiの生成は, MnやCrの添加でも抑制することができる³⁸⁾。凝固時に生成した β -AlFeSiは, 長時間の溶体化処理により α ないし α' に変態することが知られている。

図8は, Al-Fe-Si純三元系合金展伸材を凝固時に様々な冷却速度で作製し, その引張試験時のAlFeSi粒子の損傷を調べたものである³⁷⁾。炉冷材では, 平均のFe:Si比が3.0:1.0(粒子数の合計で約20%: α), 3.0:2.1(同約20%: α'), 3.0:5.0(同約15%), 3.0:1.1(同約10%: α), 3.0:3.1(同約10%: β), 3.0:1.7(同約5%)などの多種多様なAlFeSi粒子(粗大な板状)および $\text{AlFe}_{2.8}$ 粒子(同約4%)が確認された。これらの中でも, Fe:Si比が α , α' , β と異なる中間のものに損傷が多い一方で, Fe:Si比が3:1や3:3に近くまったく損傷を受けない粒子も存在した。また, 金型鑄造の場合, ほとんどのものが $\text{Al}_{12.7}\text{Fe}_{3.0}\text{Si}_{1.8}$ の平均組成を持つ α' 相と見られる粒子で, 引張負荷中の損傷は認められなかった。これらの粒子の外形は球状であるが, 内部はChinese Script状(線分が複雑に入組んだ形状)である。つまり, 破壊に関しては, 複雑形状による局所的な応力上昇という面でも, 炉冷材の板状粒子よりさらに不利と言える。にもかかわらず金型鑄造材でまったく粒子の損傷が観察されず, 炉冷材でそれが顕著なのは, 両者の破壊強度が本質的に大きく異なることを意味する。

炉冷材では, 粒子内に脆性き裂の停留と多重破断が同時に観察されるものがあり, 一つの粒子内で強度が局所的に大きく変化していると判断された。これは, Al-Fe-Si三元系の凝固が, 固体の反応物を要するために速度論的に完了困難な包

図8 Al-0.36%Fe-0.24%Si合金のSEM内引張試験により求めた応力-歪関係と、対応するAlFeSi粒子の損傷挙動³⁷⁾

晶反応を含むため³⁸⁾、粒子が複層構造となっているためと考えられる。実際に、 Mg_2Si 粒子の破断強度はほとんど一定であるのに対し、AlFeSi粒子の強度には大きなばらつきがあることが、実験的にも報告されている³⁹⁾。このように、AlFeSi粒子の強度は、サイズやアスペクト比より、生成相の違いや生成プロセスの影響はるかに大きいことが特徴的である。

最近、リサイクルによる不純物元素濃度の上昇を意識して、Fe量などを変化させる実験がいくつか行われている^{40)~42)}。程度の差こそあるが、1%程度までFe量が増加してAlFeSi粒子の体積率が上昇しても、合金の強度や延性が極端に低下することはないというのがこれらに共通の知見である。

さて、粗大な粒子が材料の力学的性質や加工性に影響を及ぼすかどうかを実験的に見る場合、注意すべき点がある。それは、破面や試験片断面の情報と試験データとをどう結び付けるかという、材料強度学における永遠の課題でもある。下記に、そのいくつかを列挙する。

(1) 材料の作製条件の変更は、粗大な第二相粒子の形状、サイズや体積率以外にも、複数のマイクロ組織因子（基地など）を同時かつ複雑に変化させる。

(2) き裂は、少しでも多くのエネルギーを解放する経路を選択する。したがって、仮に粗大粒子の損傷がマイナーな因

図9 計算機実験により求めた粗大な第二相粒子体積率とき裂進展開始靱性との関係²⁵⁾

子であっても、粗大粒子があれば、き裂は粗大粒子を通る経路を選択する。

(3) 破面は破壊の最終局面を反映するものであり、降伏応力、均一伸び、各種吸収エネルギー、破壊靱性値などは、破面形成前の塑性変形・損傷の質、程度と広がりをも、より強く反映する。

したがって、定性的な評価にのみ頼ることは、誤解、短絡的理解、過大・過小評価を招きやすく、何らかの解析的手法を援用することが有効である。

筆者らは、破壊靱性値（き裂進展開始靱性）に及ぼす粗大な第二相粒子体積率の影響を調べるべく、第二相粒子の塑性加工による粉碎と高温溶体化処理中の成長を利用してモデル材料を作製した⁴³⁾。この場合の合金種は、Al-Mg-Si系ではなく2091合金である。意図した粒子体積率の変化だけではなく、粒子のサイズ、アスペクト比、空間的分散状態、母相アルミニウムの力学的性質なども同時に変化した。これを破壊力学に基づく計算機実験により解析した結果^{25),43)}、粒子体積率の効果よりも粒子の偏在の効果の方が大きく、また最終的な破壊靱性値は、各種因子が持つ正負の効果が競合、相乗する結果として説明できることが明らかとなった。また、図9に示すように、粒子体積率が増加すると粗大で脆弱な粒子が損傷を受けることで破壊靱性が徐々に低下し、特にそのばらつきが顕著になる²⁵⁾。この様な二次元モデルで予測される破壊靱性値のばらつきの増加は、実際の三次元物体中のき裂前縁の一部における局所的なき裂進展開始を意味する。筆者らが測定した6061合金の粗大な第二相粒子の体積率（直径 $1\mu\text{m}$ 以上）は合計で0.4%であり⁴⁴⁾、この程度の第二相粒子が存在しても破壊挙動への影響は極端には現れないという上記の報告を裏付けている。ちなみに、その内、13%は Mg_2Si 、残りは $\alpha\text{-AlFeSi}$ であるが、それらの平均直径はそれぞれ $1.7\mu\text{m}$ 、 $2.1\mu\text{m}$ であり、粒子体積率が0.4%とかなり低い（2091合金で1.2~2.2%⁴³⁾）だけではなく、サイズ自体も高力合金のものよりはるかに小さい。

5. 溶接時の液化割れ、ないしはそれに類似の挙動

Al-Mg-Si系合金を溶接する場合の問題点として、HAZ

図10 ビード付近のHAZ中で結晶粒界（図中点線）に添ってできる脆性な金属間化合物（IMC）フィルムないし液化割れの生成機構

（熱影響部）における液化割れ（Liquation crack）と呼ばれる溶接欠陥がある。これは、図10に示すように、溶接金属に垂直ないしある程度の角度を持って生成するき裂である^{45)~47)}。この発生機構は、溶融池等からの伝熱でHAZの結晶粒界近傍が共晶融解してき裂として開口した後、そこに溶融池から溶湯が含浸し、含浸が未完了の場合に開口部先端が微小き裂として残留すると説明されている⁴⁵⁾。一般に、Al-Si系溶加材を用いる場合には液化割れは生じにくい、Al-Mg系溶加材を用いた場合には溶接金属の固相線温度が高く、液化割れの発生が多く観察される⁴⁶⁾。液化割れの発生は、溶加材の種類、母材の結晶粒組織や合金元素濃度、溶接条件、板厚などに左右されることが知られている^{48),49)}。また、特に、溶接入熱や負荷歪みが大きい場合に発生しやすいとされる⁵⁰⁾。Cu含有量の増加は液化割れの発生を促進する方向に働くが、Mn, Cr, V等、結晶粒微細化効果を有する元素の添加は、これを抑制する方向に働く⁵⁰⁾。Cu添加の影響は、Al-Cu-Mg-Siの四元共晶反応によりHAZ内の粒界部の溶融がより低温側で生じると考えると、合理的に説明できる⁵¹⁾。

図11は、5000系溶加材を用いて6082合金をMIG溶接したときに、溶融線から240 μm 離れた粒界で観察された、Mgリッチのフィルム状金属間化合物である⁴⁷⁾。液化割れが観察されない場合でも、溶融池からの溶接金属の流入によって脆性な金属間化合物が生成し、粒界の強度が顕著に低下する。このような材料の破壊靱性試験を行うと、図12に示すように、き裂進展開始前に、き裂のはるか前方に至る広い領域で粒界割れによる微小き裂の発生が認められる⁴⁷⁾。これらの微小き裂は、主き裂先端のき裂進展駆動力を増幅するので、破壊靱性は顕著に低下する。フィルム状金属間化合物はき裂ではないものの、その生成に伴う粒界強度の顕著な低下を考えれば、溶接欠陥と称して良いと思われる。

液化割れは、Al-Mg-Si系合金溶接部の致命的な欠陥として試験・検査の対象となっているが、逆に靱性などに及ぼす影響は小さいとの報告もある⁴⁶⁾。これは、液化割れ、ないし粒界のフィルム状金属間化合物の発生には方向性があるためと思われる⁴⁷⁾。たとえば、文献47)では、き裂の進展方向によって破壊靱性への影響が異なることが示されている。また、文献46)で破壊靱性への影響が小さいと結論されているのは、液化割れ方向とき裂進展方向が直交するような破壊靱性試験を行っているためである。

図11 6082合金のMIG溶接材で、溶融金属から240 μm 離れた位置に認められた粒界上のAlMg金属間化合物フィルム（矢印は粒界、白線データはEDXによるMgの線分析結果、直線は分析線位置）⁴⁷⁾

図12 5356合金ワイヤを用いて6082合金をMIG溶接して作製した試験片の破壊靱性試験中の表面の様相（(a), (b)）と試験時の荷重変位曲線の概略（(c)）。(a) SEM像、(b) 微視き裂分布を示す模式図（き裂長さを拡大して示していることに注意）。(c) に矢印で示した荷重レベルまで負荷しながら、SEMで撮影⁴⁷⁾

6. おわりに

Al-Mg-Si系合金の破壊挙動として報告されているものの内、整理しておくとも良いと感じられた4つの事項についてま

とめた。無論、製造の方法や条件、使用される環境や負荷等の使用条件によっては、これらの内いくつかの影響が重畳することもある。これらとはまったく無関係に破壊する場合もあり得る。やっかいなことに、粒界破壊のように一目でその事象にたどり着けるものもあれば、水素の影響や微視的な損傷のように、破壊や力学的性質との因果関係を実験的にも解析的にも調べにくいものもある。その様な場合、本報の中でもその一部を紹介したように、変形・破壊挙動とその機構の材料工学的解明には最新の洗練された分析・計測・観察手法が有効に活用できるし、特性の予測やマイクロ組織設計には数値解析等も援用できる。この合金系は、学問的に研究し尽くされていても良い様に思われる汎用の中強度アルミニウム合金ではあるが、列挙した参考文献の発表年代をみてもわかるように、実は未だに盛んに研究されている。これは上記の様な理由にもよる。鋼の延性脆性遷移挙動がそうであるように、不断的努力と技術の進歩は、特異な挙動も平凡で恐れるに足らないものにしてくれる。まして、この合金系は劇的な組織変化や相変態、特定の条件下での顕著な脆化などもなければ、各種材料特性の温度・歪み速度依存性も小さい。今後、この材料と上手に付き合っていけるだけの下地は、もう充分にできている。

本報の内容が、特にアルミニウムの新しいユーザーが材料を適切に使用してゆく上で、何らかのお役に立てば幸いである。

本研究の一部は、(財)軽金属奨学会助成金および(社)日本アルミニウム協会アルミニウム研究助成事業によった。また、富山県立大学田中潔先生には、水素脆化について有益な情報をいただいた。これらを記して感謝いたします。

参 考 文 献

- 1) 小林俊郎：軽金属, **32** (1982), 539.
- 2) アルミニウム合金の強度, 小林俊郎編著, 内田老鶴圃, (2001).
- 3) 馬場義雄, 吉田英雄：軽金属, **31** (1981), 195.
- 4) 川畑 武：軽金属, **33** (1983), 38.
- 5) 馬場義雄, 吉田英雄：日本金属学会報, **22** (1983), 115.
- 6) 倉本 繁, 菅野幹宏：熱処理, **42** (2002), 176.
- 7) 戸田裕之, 井上直也, 新村良子, 小林俊郎：日本金属学会誌, **59** (1995), 925.
- 8) 戸田裕之, 小林俊郎, 井上直也：日本金属学会誌, **61** (1997), 120.
- 9) 森田繁樹, 戸田裕之, 高橋明宏, 星山 中, 小林俊郎, 永島洋：軽金属, **51** (2001), 307.
- 10) 上谷保裕, 松田健二, 片野 暢, 蓮覚寺聖一, 品川不二雄, 池野 進：軽金属, **47** (1997), 475.
- 11) G. M. Ludtka and D. E. Laughlin: Metall. Trans, Vol. 13A (1982), 411.
- 12) T. Kawabata and O. Izumi: Acta Metall., **24** (1976), 817.
- 13) 宇野照生, 馬場義雄：日本金属学会誌, **45** (1981), 405.
- 14) 松岡秀明, 坂口雅司：軽金属, **50** (2000) 222.
- 15) A. G. Donaldson, A. K. Pilkey and D. J. Lloyd: Light Metals 2002 Métaux légers, Ed. by T. Lewis, Montreal, Canada, METSOC, (2002), 197.
- 16) M. Graf and E. Holnbogen: Acta Metall., **25** (1977), 883.
- 17) E. Holnbogen: Z. Metallkde, **66** (1975), 511.
- 18) J. D. Embury and E. Nes: Z. Metallkde, **65** (1974), 45.
- 19) L. Zhen, S. B. Kang: Metall. Trans. A, **28A** (1997), 1489.
- 20) M. De Haas and J. Th. De Hosson: J. Mater. Sci., **37** (2002), 5065.
- 21) A. K. Vasudevan and R. D. Doherty: Acta Metall., **35** (1987), 1193.
- 22) 倉本 繁, 謝明君, 菅野幹宏：軽金属, **52** (2002), 250.
- 23) 池野 進, 松田健二, 中島克之, 蓮覚寺聖一, 上谷保裕：軽金属, **48** (1998), 207.
- 24) 松田健二, 名徳康晴, 木戸耕介, 上谷保裕, 池野 進：軽金属, **53** (2003), 2.
- 25) 戸田裕之, 小林俊郎, 高橋明宏, 星山 中：日本金属学会誌, **65** (2001), 29.
- 26) P. Singh and J. T. Evans, Mater. Sci. and Engng., **A157** (1992), 1.
- 27) 増田智一, 小林俊郎, 戸田裕之, 王磊：材料, (2003), 印刷中。
- 28) 堀川敬太郎, 吉田憲一, 大森章弘, 坂巻清司：軽金属, **53** (2003), 147.
- 29) 大崎修平, 木下勝之, 長沼大介：軽金属, **53** (2003), 157.
- 30) G. M. Bond, I. M. Robertson, H. K. Birnbaum: Acta Metall., **36** (1988), 2193.
- 31) 田中 潔, 河原弘明, 福田 卓：軽金属学会第 103 回秋期大会講演概要 (2002), 63.
- 32) 田中 潔：私信 (発表予定), (2003).
- 33) D. Nguyen, A. W. Thompson, and I. M. Bernstein: Acta Metall., **35** (1987), 2417.
- 34) G. Itoh, K. Koyama, M. Kanno: Scripta Metar., **35** (1996), 695.
- 35) A. Taha, P. Sofronis: Engng. Fract. Mech., **68** (2001), 803.
- 36) E. C. Beatty, Proc. 2nd. Int. Al. Extrusion Tech. Seminar, Vol. 1, Al. Assoc., Washington, DC, (1977), 225.
- 37) H. Toda and T. Kobayashi: Material Science Forum, **396-402** (2002), 1097.
- 38) P. R. Sperry, Proc. 3rd. Int. Al. Extrusion Tech. Seminar, **1** (1983), 21.
- 39) 戸田裕之, 小林俊郎, 星山 中, 高橋明宏：軽金属, **51** (2001), 113.
- 40) 椿野晴繁, 山本厚之, 大西忠一, 菅野幹宏：軽金属学会第 94 回春期大会講演概要, (1998), 87.
- 41) 吉原伸二, 平野正和：軽金属学会第 93 回秋期大会講演概要, (1997), 179.
- 42) 山下友一, 渡辺 亨, 松田健二, 穴田 博, 池野 進：軽金属, **48** (1998), 190.
- 43) 戸田裕之, 高橋明宏, 小林俊郎：軽金属, **51** (2001), 361.
- 44) H. Toda, T. Kobayashi and A. Takahashi: J. Mater. Proc. Tech., Special issue (Proc. THERMEC 2000), (2001), CD-ROM.
- 45) H. W. Kerr and M. Katoh: Welding Research Supplement, September, (1987), 251.
- 46) M. B. D. Ellis, M. F. Gittos and I. Hadley: TWI Journal, **6** (1997), 213.
- 47) 戸田裕之, 水谷 道, 高橋明宏, 小林俊郎, M. V. Alexandru：軽金属, **51** (2001), 163.
- 48) 福井利安, 杉山禎彦：溶接学会誌, **40** (1971), 868.
- 49) 軽金属溶接構造協会・施工法委員会：Al-Mg-Si 合金押出材の溶接性試験, (社)軽金属溶接構造協会, (1991).
- 50) M. Katoh and H. W. Kerr: Welding Research Supplement, December, (1987), 360s.
- 51) M. Miyazaki, K. Noshio, M. Katoh S. Mukae and H. W. Kerr: Welding Research Supplement, Sep., (1990), 362s.