6082アルミニウム合金溶接材の各部の破壊靱性*

戸田 裕之**・水谷 道***・高橋 明宏***
小林 俊郎**・Mosneaga Victor ALEXANDRU***

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 51, No. 3 (2001), pp. 163-168

Fracture toughness of various zones in weldments of 6082 aluminum alloy*

Hiroyuki TODA**, Tohru MIZUTANI***, Akihiro TAKAHASHI***
Toshiro KOBAYASHI** and Mosneaga Victor ALEXANDRU***

The effects of Mn addition on toughness of welded Al-Mg-Si alloys have been investigated. In-situ SEM observations of fracture toughness tests have also been used to characterize crack initiation and propagation behavior through the weldment. Recrystallization of HAZ is completely suppressed by adding Mn, while a sample without Mn exhibits recrystallized coarse grain structure. Recrystallization in HAZ can lead to drastic decrease of its fracture toughness comparing with the samples containing Mn. Many microcracks are distributed at grain boundaries within several mm ahead of a crack-tip where crack-tip stresses are relatively weak. Fracture-mechanical analysis reveals that the toughness degradation is attributed to such premature damage evolution before the onset of crack extension. However, the microcracking is not attributed to so-called liquation cracks, but degradation of the grain boundaries due to the formation of film-like Al-Mg intermetallic compounds. The microcracks ahead of the crack-tip aligned at an angle of approximately 60° from an initial notch direction. Tension obliquely applied to the HAZ next to welding pool appears to give rise to such inclination of the microcracks. It is suggested that the toughness degradation can be suppressed by utilizing such anisotropy even if the GB films are formed during welding.

(Received July 24, 2000)

Keywords: Al-Mg-Si, weldment, fracture toughness, liquation crack, in-situ observation

1. 緒 言

Al-Mg-Si 系展伸用合金は、強度的には中程度であるが、押出性、表面処理性、耐食性、プレス焼入性などに優れ、主に形材として輸送機器や建築の分野で使用されている。最近では、形材同士、または形材とアルミニウム合金鋳物を溶接により接合して構造体を形成するという使用法も実用されており、この合金系の重要性は、今後ますます増加するものと予測される。

ところが、この合金を溶接する場合の問題点として、HAZ (熱影響部) における液化割れ (Liquation crack) ないし微小割れ (以下、液化割れと呼ぶ) と呼ばれる溶接欠陥の発生が知られている^{1)~3)}。これは、溶融池等からの熱影響により HAZ の結晶粒界近傍が共晶融解することでき裂として開口し、そこに溶融池から溶湯が含浸し、き裂先端近傍のみが未含浸のまま微小き裂として残留する場合に発生する²⁾。一般に、含浸が完全で微小き裂が生じなければ、溶接欠陥とは見なされない。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、逆に破壊靱性に及ぼす影響は小さいとの報告もあり³⁾、その評価は

必ずしも定まっていない。したがって、欠陥の発生形態と機械的性質の関係を力学的に正しく解明・理解することが必要と考えられる。

これまでに、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明らかにされている^{1),4)}。本研究では、平成10~11年度にかけて行われた(株)日本アルミニウム協会の溶接構造用アルミニウム合金開発委員会の調査⁵⁾の中で、特に溶接金属の湯流れ性の悪さに起因して液化割れの発生とその影響が認められた Al-Mg 系溶加材を用いた溶接材を調査した。再結晶抑制元素として母材に添加した Mn の添加量の異なる三種類の母材を用い、HAZ の液化割れが破壊靱性に影響を及ぼす機構や条件に焦点を絞って検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材と溶接条件

溶接母材の化学組成を、Table 1 に示す。Mg₂Si の化学量論組成よりも過剰に Si を添加して Al-1.4 mass% Mg₂Si-0.6 mass% Si とし、これに Mn 量をそれぞれ 0.01%, 0.40% および 0.72% (以下 0.0%Mn 材, 0.4%Mn 材, 0.7%Mn 材と略

* 軽金属学会第97回秋期大会 (平成11年11月) にて一部発表。

** 豊橋技術科学大学生産システム工学系 (〒441-8580 愛知県豊橋市天伯町雲雀ヶ丘 1-1)。Department of Production Systems Engineering, Toyohashi University of Technology (1-1, Hibiyaoka, Tempaku-cho, Toyohashi-shi, Aichi 441-8580)。

*** 豊橋技術科学大学大学院 (豊橋市)。Graduate school, Toyohashi University of Technology (Toyohashi-shi, Aichi)。

Table 1 Chemical compositions of the base metals and a wire used

(mass%)

Material	Mg	Si	Mn	Fe	Ti	Cu	Zn	Cr	Al
0.0%Mn	0.88	1.10	0.01	0.13	0.02	0.01	0.03	0.01	bal.
0.4%Mn	0.91	1.11	0.40	0.13	0.02	0.01	0.02	0.01	bal.
0.7%Mn	0.90	1.06	0.72	0.13	0.02	0.01	0.01	0.01	bal.
Wire (A5356WY)	4.5~5.5	≤0.25	0.05~0.20	≤0.40	0.06~0.20	≤0.10	≤0.10	0.05~0.20	bal.

記)となるよう変化させた。供試した母材は、均質化処理 (813 K-14.4 ks), 熱間押出 (743 K-10 m/min), 人工時効処理 (453 K-21.6 ks) を順に施して T6 調質とした厚さ 6 mm の板材である。以上の調製は、日本軽金属㈱によって行われた。溶加材は、神戸製鋼所製の直径 1.6 mm の Al-Mg 系合金 A5356WY ワイヤである。溶接手法は MIG であり、銅裏当てを用い、押出方向と溶接方向が直交するように 1 パスで接合した。接合部には、あらかじめ開先角 60° で深さ 5 mm の開先加工を施した。溶接条件は、アーク電流 230 A, アーク電圧 23 V, 溶接速度 400 mm/min であり、古河電気工業㈱により行われた。これらの条件により溶融池が板の底部までぎりぎりに達する状態となった。

なお、0.0%Mn 母材は Charpy 衝撃試験で粒界破面を呈し、き裂発生および伝播のエネルギーも低かったことから、本質的に延性およびき裂伝播抵抗に欠けるものと推察される。ただし、溶接材の HAZ では溶融線ごく近傍を除いて粒内延性破壊を示しており、溶接材の破壊靱性評価には影響がないものと判断する。

2.2 ミクロ組織観察

溶接ビードの縦断面を鏡面研磨した後、バーカー氏液⁶⁾を用いてエッチングし、光学顕微鏡 (Nikon (株)製 TEM-200型) を用いて偏光観察した。また、0.0%Mn 材については、板面に平行な断面の観察も行った。このほか、SEM (日本電子 (株)製 JSM-5600型) を用いた観察および EDX 線分析も行った。また、破面観察なども同じ機器を用いて行った。

2.3 計装化シャルピー衝撃試験

試験片は、その長手方向が溶接ビードと直交するように、すなわち押出方向に採取した。試験片サイズは、幅 W : 10 mm, 厚さ B : 5 mm, 長さ L : 55 mm, スパン間隔 40 mm とした。また、試験片には、き裂が溶接金属内を貫通するような方向に、深さ 2 mm, 先端半径 0.25 mm, 頂角 45° の V ノッチを導入した。特にことわりのない限り、き裂の進展方向が溶接方向と逆になるようにノッチを加工した。本研究では、母材, HAZ, 溶接金属の各位置の局所的な靱性値を調べるため、ノッチ位置を変えた 5 種類の試験片を用意した。ノッチ位置の決定は、Fig. 1 に示す断面のマイクロビッカース硬度分布によった。Fig. 1 には、断面の模式図と 5 種類の試験片のノッチ位置も合せて示している。No. 1 では、ノッチを溶接金属の中央に、また No. 2~5 では、溶融線よりそれぞれ 0.5, 4, 13, 20 mm だけノッチをシフトさせた。き裂の進展経路は、No. 2 ではほとんどが溶接金属で一部 HAZ, No. 3 ではほとんどが HAZ である。計装化シャルピー衝撃試験は、容量 98 J の試験機を用い、負荷速度 4.5 m/s, 室温・大気中で行った。得られた荷重-変位曲線から、最高荷重

Fig. 1 Variations of Vickers hardness as a function of distance from a fusion line, together with schematic illustration of positions of a notch-tip in the fracture toughness test.

点までのエネルギーをき裂発生エネルギー: E_i , それ以降をき裂伝播エネルギー: E_p , $E_i + E_p$ を全吸収エネルギー: E_t として評価した。

2.4 破壊靱性試験の SEM 内その場観察

HAZ の破壊挙動を調べるため、SEM 内で破壊靱性試験を行った。試験片は、 W : 10 mm, B : 2 mm, L : 40 mm, スパン間隔 30 mm の三点曲げ試験片である。これに、先端半径 0.15 mm, 深さ 2 mm の U ノッチを、溶融線から 400 μ m だけ HAZ 側に挿入した。採取方法およびき裂進展方向は、シャルピー衝撃試験片と同様である。観察面となる試験片表面は、直径約 0.1 μ m の酸化マグネシウムを用いて鏡面に仕上げ、エッチングせずに試験に供した。まず、SEM 内その場観察を行う前に破断までの荷重-変位曲線を記録し、その曲線を参考にしながら各荷重段階で試験を中断し、荷重を保持したままノッチ先端近傍を観察した。なお、負荷速度は 0.01 mm/min とした。

2.5 二次元弾塑性有限要素法解析

破壊靱性試験の SEM 内その場観察結果を考察するため、溶接金属と HAZ の境界付近にき裂がある場合のき裂先端応力場を、弾塑性有限要素法により解析した。Fig. 2 に、SEM 内破壊靱性試験で使用した試験片の二次元モデルを示

Fig. 2 Two dimensional mesh model for the FEM analysis in which a fusion line is shifted by 400 μm from a notch-tip.

Fig. 3 Schematic illustration of positions of sampling tensile specimens to measure input data for the FEM analysis.

す。モデルは、二次元八節点四角形要素を用いて2,332分割し、平面応力状態で解析した。

ところで、力学解析を行うためには、溶接金属およびHAZの応力-歪み関係を知る必要がある。そこで、小型の引張試験片を両位置から採取し、これを実測した。試験片は標点間の幅、厚み、長さがそれぞれ4, 2.5, 15 mmの板状試験片であり、引張荷重方向が溶接方向と平行となるように採取した。Fig. 3に示すように、HAZの試験片は溶融線から約0.2 mm離れた位置より採取した。Fig. 4は、引張試験で得られた応力-ひずみ曲線である。ヤング率は、溶接金属およびHAZでそれぞれ76.0, 61.5 GPaであった。また、両者のポアソン比は0.33とした。解析は機械的性質の不均一さを無視し、二つの均質材料の接合部付近にき裂が存在する問題として単純化した。解析の趣旨は、応力・歪みの絶対値ではなく変形挙動の傾向的な把握なので、この単純化は実用上問題を生じないと判断する。なお、計算は汎用コードプログラムANSYS (Revision 5.5)を用いて実行した。このほか、塑性変形の取扱いなどの詳細は、既報に述べられている⁷⁾。

3. 実験結果

3.1 ミクロ組織観察結果

Fig. 5は、溶接方向に垂直な断面のミクロ組織である。0.0%Mn材のHAZは平均粒径約41 μm の再結晶粒であっ

Fig. 4 Tensile stress-strain curves for the weld metal and the HAZ which were used for the FEM analysis. Base metal contained 0.4%Mn.

Fig. 5 Optical microstructures of cross sectional area near fusion lines.

Fig. 6 SEM image and Corresponding EDX spectrum of Mg in HAZ at about 240 μm from a fusion line in 0.0%Mn.

た。一方、0.4%Mnおよび0.7%Mn材では押出後の繊維状組織を維持しており、再結晶などの痕跡は認められなかった。0.0%Mn材のHAZでは、頻度は極めて低いものの、たとえばFig. 5(a)に矢印で示すように、溶融線から350~450 μm 程度離れた位置に液化割れが観察された。また、HAZの粒界に沿ってフィルム状の晶出物が観察された。

Fig. 6は、0.0%Mn材で溶融線から約240 μm 離れたHAZの結晶粒界上のフィルム状晶出物を、EDX線分析した結果である。晶出物の位置でMgの鋭いピークが検出されたのに対し、Si, Fe, Cu, Ti, Zn, Crなどは確認できなかった。また、この位置では液化割れは観察されなかった。一方、溶融線から420 μm 離れたHAZで液化割れが生じている粒界を分析したところ、やはりMgのピークのみが検出された。

Fig. 7 Variation of absorbed energies as a function of distance from a fusion line. Effects of the Mn content were shown for comparison.

いずれの場合も、粒界にはAl-Mg系の金属間化合物の生成およびMgの濃化が生じていると考えられる。

3.2 計装化シャルピー衝撃試験結果

Fig. 7は、各位置での全吸収エネルギー： E_t 、き裂伝播エネルギー： E_p の変化である。0.0%Mn材の靱性は、Mn添加材に比べてHAZおよび母材部で低くなった。ただし、0.4%と0.7%の差はほとんど認められない。0.0%Mn材と他の二種で最も靱性の差が大きいのはノッチ位置No. 3であり、0.4%Mnおよび0.7%Mn材に対して E_t で約39%、 E_p で約34%にまで低下している。ただし、0.0%Mn材でも靱性自体は鍛造組織である溶接金属部が最も低くなっている。

一方、各部の靱性を比較すると、No. 1の溶接金属部、No. 2の溶融線近傍では靱性が低く、No. 3, 4の位置では熱影響で過時効となり軟化した影響で靱性が向上している。また、No. 5ではほぼ未溶接材のレベル⁵⁾に戻っている。シャルピー衝撃試験後の破面は、0.0%Mn材のNo. 1, 4では全面ディンプル型の粒内破壊、No. 5は未溶接材と同じ破面であった。No. 2, 3では、特徴的なことに粒界破面が支配的であった。一方、0.4%Mnおよび0.7%Mn材では、すべてのノッチ位置で粒内のディンプル形成型の破壊様相を呈し、粒界破壊は認められなかった。

3.3 き裂伝播過程のその場観察

Fig. 8(a)は、0.0%Mn材で溶融線から400 μ mだけ離れたHAZ内にノッチを導入し、 $P/P_{max}=0.97$ (P : 荷重, P_{max} : 最高荷重)まで負荷したときの主き裂先端前方の損傷状況を示したものである。Fig. 8(a)の観察範囲では、試験開始前にノッチ先端から1mm程度前方の位置に液化割れが一本観察されただけであった。Fig. 8の段階では、ノッチから発生したき裂が500 μ m程度進展しているが、その前方約3mmまでの領域で、最大1mm程度の微小き裂が多数観察された。これらは、ほとんどすべてが粒界割れによるものであった。Fig. 8(b)では、Fig. 8(a)の微小き裂長さ、傾き角、主き裂先端との位置関係を測定し、模式的に示した。主き裂前方の微小き裂は、特定の方向に配向する傾向が認められる。平均では、水平方向でノッチが指す方向(図で左方向)から60.3°傾いていた。そして、これらの微小き裂は負荷の増大とともに伸長・開口し、各微小き裂間、および主き裂との間を粒界破壊ないし粒内の延性破壊によってつなぎながら進展した。これらの挙動は、溶融池から300~500 μ mの間にノッ

(a) SEM micrograph of specimen surface

Fig. 8 SEM micrograph of specimen surface during in-situ fracture toughness test and corresponding schematic illustration of microcrack distribution.

チを挿入して試験した他の2回の試験でも確認されている。

一方、溶融線の直上にノッチを導入した場合、き裂先端前方でごく小さなき裂が発生するものの、主き裂はそのき裂と合体することなく、もっぱら溶融線上を進展した。主き裂先端前方で発生する損傷は、その数、サイズとも、溶融線近傍のHAZ側にノッチを入れた場合と比較してはるかに軽微であった。

4. 考 察

4.1 破壊靱性に及ぼすマイクロ組織の影響

Fig. 5に示したように、Mn添加材ではHAZの再結晶が抑制された。Mnをたとえ0.1 mass%程度の微量でも添加すると、第二相粒子によって粒界がピン止めされてその移動が抑制される⁶⁾。供試した溶接材のHAZでも、この機構が有効に作用したと考えられる。ただし、これらの材料でも、溶接条件などによっては表面近傍が再結晶することがある⁵⁾。多くの部材が、表面の研削などすることなしに溶接のままの肌で 사용되는こと、部材の破壊は表面のき裂から始まることを考え合えると、Mn添加材でも、0.0%Mn材と同様にHAZの靱性が低下することはあり得ると予測される。

一方、0.0%Mn材のHAZでは、全面に再結晶粒が観察された。Miyazakiらは、一定のひずみおよび入熱を加えてバレストレイン割れ試験を行い、結晶粒径の増加とともに液化割れが伸長することを報告している⁹⁾。前述のように、本研究の範囲では液化割れが多数観察されることはなかった。しかしながら、溶接条件、部材形状によっては再結晶後の粒成長がより顕著に生じ、多数の液化割れが発生してHAZの靱性が溶接金属部以下に低下する可能性もあると考えられる。

ところでFig. 8では、負荷開始前には液化割れがほとんど観察されなかったにもかかわらず、負荷後はき裂先端のは

Fig. 9 Vector maps of the maximum principal stress around a crack-tip at an applied stress of 585N. A notch was inserted in the HAZ and 400 μm apart from the fusion line.

Fig. 10 Optical microstructure of longitudinal cross-sectional area in 0.0%Mn.

るか前方の応力が低い領域に至るまで、粒界割れが多数観察された。これは、溶融線から500 μm 程度までの範囲のHAZの粒界強度が大きく低下していることを示唆している。元来、液化割れの発生を左右するのは、溶接時に粒界が開くかどうかではなく、開口した粒界への溶融金属の流入・充填が完全かどうかによると考えられる。これは、湯流れ性のよいAl-Si系溶添加材を用いた場合には、ほとんど液化割れが発生しないこと⁵⁾とも一致している。Fig. 6の分析結果から、0.0%Mn材の溶接時には溶融線近傍のHAZで粒界が開き、Mgリッチな溶湯が流入したことは間違いなさそうである。供試材の溶接条件では、充填不良による液化割れはほとんど発生しなかったものの、粒界近傍でMgが濃化してAl-Mg系の金属間化合物がフィルム状に生成し、これが低応力で脆性的に破壊することにより、粒界強度が低下したと考えられる。

4.2 粒界強度の低下がHAZの靱性に及ぼす影響

主き裂先端近傍に微小なき裂が存在すると、いわゆる応力遮蔽/反遮蔽効果が生じる¹⁰⁾。この場合、主き裂の進展駆動力が微小なき裂の分布に影響を受けたり、主き裂先端で局所的に面内せん断成分が発生してき裂が偏向することが知られている。この効果を、既報(8)式¹¹⁾で破壊力学的に見積ると、Fig. 8に示す微小なき裂の分布形態は、主き裂先端のモードIき裂進展駆動力を約26%上昇させることが明らかになった。この結果は、Fig. 7に示した0.0%Mn材のHAZ(ノッチ位

Fig. 11 Fracture surfaces after the in-situ fracture toughness tests. (a) Loading direction is opposite to welding direction, and (b) in parallel with the welding direction.

置No. 3)の低い破壊靱性をよく説明する。また、微小なき裂による応力遮蔽/反遮蔽効果は、主き裂までの距離の $2n$ 乗(n は自然数)に反比例するので¹⁰⁾、主き裂の進展過程では、微小なき裂による反遮蔽効果が非常に大きくなり、き裂進展がより顕著に促進される瞬間もあると考えられる。

4.3 き裂前方の微小なき裂が斜めに配向する原因の解析

Fig. 8では、主き裂先端の前方で発生する微小なき裂が特定の方向に配向していた。この原因を考察することで、微小なき裂の発生機構を議論する。可能性のある機構は、以下の二つである。

- (1) 溶接金属とHAZの変形挙動が異なるため、異材界面上のき裂問題となり、モードIIの面内せん断成分が発生するという力学的機構。
- (2) 溶接時に特定の方向に粒界が開くことで、特定の方位の粒界強度が特に低下するという材料側の要因。

まず、(1)の効果について解析する。Fig. 9は、有限要素法によって解析した微小なき裂発生位置での最大主応力の方向である。比例限の低い溶接金属部の優先的な変形により、応力場は左回りに若干回転する傾向にある。このため、主応力の方向はノッチ延長線上でも負荷応力方向から平均で 10.7° 傾いている。ただし、Fig. 8で見られた微小なき裂の平均傾き角とは 50° 程度異なっており、(1)が微小なき裂の傾斜配向の原因ではないことがわかる。

次に、(2)を検討するため、Fig. 10に板面に平行な断面のミクロ組織を示した。Fig. 6に認められたような粒界に沿うAl-Mg系晶出物を、長さ60 μm 以上のものに限って角度を調べ、単純に算術平均した。その結果、粒界晶出物は、溶接方向から平均で 78.7° 程度傾いている。これらの金属間化合物は、Fig. 8の試験後の破面であるFig. 11に示すように、粒界破面上に所々みられる。これは、溶接時に粒界が開く方向が溶接方向と垂直ではなく、傾斜をもつ傾向を示している。一般にビードを単純に曲げる方向に負荷をかけるバレストレイン割れ試験などでは、粒界のフィルム状晶出物や液化割れなどが溶接方向と垂直な方向から傾いているとの指摘はない。ただし、本研究の場合は、溶接部とその付近の凝固・収縮が粒界開口の唯一の駆動力であり、この駆動力が溶接方向から傾いて発生するとの推論も成立つ。Fig. 12にその機構の模式図を示す。トーチが移動すると、凝固・熱収縮する領域はビード中央を中心として軸対象に圧縮変形し、溶接金属の後方部に接するHAZには斜めに引張応力がかかる。この傾向は、文章には具体的に記述されていないものの、参考文献3)のFig. 10b)でも認められる。ただし、溶接条件などによってこの傾向は影響を受けると考えられるので注意が

Fig. 12 Schematic explanation of the formation of inclined arrangement of plate-like intermetallic compound particles at grain boundaries.

必要である。

このように溶接中に HAZ の粒界が傾斜して開口するのであれば、Fig. 9 で調べた応力場の回転の影響との相乗効果により粒界割れとき裂進展方向に、特定の方位関係が生じることとは想像できる。これは、粒界割れをもたらし応力が、き裂伝播方向の正逆で異なることを意味しており、実用上注意が必要である。

5. 結 言

Al-Mg-Si 系展伸用合金溶接材の溶接金属および HAZ の靱性に及ぼす結晶粒組織の影響を調べた。その結果、以下のことが明らかとなった。

(1) 全体に、溶接金属部の靱性が最も低い。Mn 無添加材では、HAZ から母材部にかけて、特に HAZ 部で Mn 添加材より靱性が低くなっている。

(2) Mn 無添加材では HAZ が再結晶し、頻度はごく低い

ものの、溶融線から 350~450 μm 程度の範囲で液化割れが認められた。一方、Mn 添加材では再結晶が抑制された。

(3) Mn 無添加材では、き裂先端のはるか前方まで微小き裂が多数発生した。これは、いわゆる液化割れの影響ではなく、溶接時に粒界に生成する脆性な Al-Mg 系のフィルム状化合物が粒界強度を著しく低下させることによる。ただし、この場合でもき裂が HAZ から 500 μm 程度の範囲を通過しなければ、この影響は現れない。

(4) 微小き裂は、ビードに対して約 60° 傾いて発生した。これは、溶接時に HAZ の粒界が斜めに開口することによると推察される。これを積極的に利用し、たとえ HAZ の粒界強度が溶接によって低下していても、溶接方向とき裂進展方向を揃えることで微小き裂の発生による靱性の低下を抑制することができる。

本研究は、(株)日本アルミニウム協会・溶接構造用アルミニウム材料開発委員会の調査研究の一環として行ったものであることを付記します。ご協力・ご理解を賜った各位に感謝します。

参 考 文 献

- 1) 福井利安, 杉山禎彦: 溶接学会誌, 40 (1971), 868.
- 2) H. W. Kerr and M. Katoh: Welding Research Supplement, September, (1987), 251.
- 3) M. B. D. Ellis, M. F. Gittos and I. Hadley: TWI Journal, 6 (1997), 213.
- 4) 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, (株)軽金属溶接構造協会, (1991).
- 5) 小林俊郎, 戸田裕之: 溶接構造用アルミニウム合金開発委員会報告書, (株)日本アルミニウム協会, (2001), 発行予定.
- 6) J. C. Blade, J. W. Claire, et al.: J. Inst. Met., 88 (1959-60), 356.
- 7) 戸田裕之, 小林俊郎, 井上直也: 日本金属学会誌, 61 (1997), 120.
- 8) P. Furrer and H. Warlimont: Aluminum, 54 (1978), 135.
- 9) M. Miyazaki, K. Nishio, M. Katoh, M. Mukae and W. Kerr: Welding Research Supplement, Sep., (1990), 362.
- 10) S. X. Gong and H. Horii: J. Mech. Solids, 37 (1989), 27.
- 11) 戸田裕之, 小林俊郎, 和田義治: 日本金属学会誌, 59 (1995), 94.