特集

輸送機器における強度・安全性能および環境性能の追求と溶接技術

素材開発(1) 軽金属材料*

—軽金属における成分と組織の制御—

福田 敏彦**

Material Development (1)*

—Designing on Element and Structure of Light Metal—

by FUKUDA Toshihiko**

キーワード

アルミニウム合金, 凝固割れ, 融解割れ, 溶接金属, 熱影響部 (HAZ 部), 合金成分, 結晶粒径, ポロシティ

1. はじめに

アルミニウム合金の開発において重要な点は、継手周辺の不完全部の抑制である。アルミ継手の不完全部の代表例として、割れとポロシティがある。これらに傾注して、合金成分、および、組織制御の観点からの対策事例を以下に紹介する。

2. アルミニウム合金の一般的性質

アルミニウム合金の分類を Fig. 1 に示す。

アルミニウム合金は展伸材と鋳物材とに大別される。強度強化機構の観点からは熱処理型合金と非熱処理型合金とに大別される。更に、展伸材は7つのシリーズに分類できる。

3. 溶接時に生成する不完全部とその対策

一般に溶接継手部に発生する不完全部には、ポロシティ・非金属介在物(酸化物)・割れなどがある。静的強度に注目した場合、何れの不完全部も有効断面積の減少による継手強度の低下につながるため、無視することは出来ない。ポロシティは材種よりも、むしろ不十分な前処理や不適当な溶接施工方法などが原因で発生する。以上から、合金成分による制御は二次的な手法と言える。

3.1 割れ感受性

母材の溶接性を大きく左右するのは、溶湯の収縮割れに対する材料自体の割れ感受性で、敏感な材種ほどこの割れの発生が多い。溶接における溶湯の凝固収縮割れは、本質

的には鋳物の凝固われと同様、合金の組成が大きく影響を与える一要因である。

粒界や亜粒界は共晶組成の偏析のためマトリックスより融点が低く、なんらかの熱入力が与えられるとこの部分で優先的に局部溶融を生じる。この局部溶融した部分が再度凝固したものが共晶融解である。単に共晶融解のみを生じた場合にはキャビティは存在せず単なる偏析が見られるに過ぎない。しかしながら、この共晶融解セル部分に、溶接部の熱膨張とその後の収縮に伴う熱応力、あるいは外部からの拘束力が負荷されるとキャビティを生じ、微小割れになると考えられる。

Fig. 2⁹⁾に示す如く、初層の反対側から第2層目のビードをおいたとすると第二層目のビードから初層ビードおよび母材へ熱の流れ(初層および母材では入熱)が生じ、この熱ですでに凝固している部分でも共晶組成の偏析しているところでは低融点であるため局部的に溶融する。同時にこの入熱により溶接部は熱膨張を生ずるが、第2層目ビードの凝固とともに再び収縮し、この収縮により初層側および母材側には、熱応力あるいは角変形が原因のねじれ応力が発生する。この段階で局部溶融が再凝固しフィルム状の液相の状態になった時、これらの熱応力下でキャビティ

Fig. 1 アルミニウム合金の種類

*原稿受付 平成23年12月26日

**正 員 住友軽金属工業(株) Member, Sumitomo Light Metal Ind. Ltd.

Fig. 2¹⁾ アルミニウム合金を2パスした時の共晶融解とマイクロフィッシャーが形成する時の模式図

Fig. 3 ミクロフィッシャーが生じるまでの過程

Fig. 4¹⁻⁴⁾ 二元系状態図上での割れ感受性の影響因子

を生じることになる。

この過程を図式的に示すと Fig. 3 のごとくである。

割れの機構に関して一般的に受け入れられているのが、J. C. Borland による generalized theory である。この概略を Fig. 4¹⁻⁴⁾ に示す。

すなわち Stage I (固相) から溶融・再凝固過程を経て Stage II (液相リッチの固液共存) において局部溶融と試料全体の熱膨張および熱変形が生じ、これが Stage III (固相リッチの固液共存) を経て Stage IV (固相) に至る過程で凝固がほぼ完了し一部粒界で共晶組成や低融点化合物などの液相がフィルム状に存在する。不足した金属の充填が不可能となる臨界点が生じ、収縮孔が形成される。

したがって、溶接金属や HAZ 部の融解割れは Stage I, Stage II および Stage III においては共晶融解と同様であり、Stage II, Stage III および Stage IV においては一般の凝固割れと同じ機構である。ただ、形状的には共晶融解では Cavity を含まず、また凝固割れは Cavity が連続性を帯びて、大きく開口する点が融解割れと異なる。

これらのフィルム状の液相は主として急冷凝固により非平衡的に形成される共晶組成であるが、主として Al_3Mg_2

(Al-Mg 系), Mg_2Si (Al-Mg-Si 系), Al_2Cu および S 化合物 (Al-Cu 系), Zn_2Mg および T 相 (Al-Zn-Mg 系) および Al_3Fe (全般) などであると思われる。

従って、状態図における液相線温度と固相線温度間の凝固範囲が問題となるので、当然、母材や溶加材またはこの両者によって生成される別の化学組成をもつ溶接金属の影響が大きく支配し、溶接方法やその条件に左右される因子は二次的となる。

3.2 凝固割れに対しての主要成分の影響

凝固割れに対する試験結果は、Fig. 5 ~ 8⁵⁻⁸⁾ となり、それらを総合すると Fig. 9⁹⁾ のように示される。

一般に工業用純アルミニウムは割れ傾向が少なく、Cu, Mg, Si, Zn, Mg_2Si などの元素あるいは金属間化合物が入ると割れ傾向が増す。すなわち割れの傾向は、アルミと共晶をつくる成分量の増加とともに激しくなり、ある成分量のところでピークを示して、それ以上成分が増加すると減少する。また、ピークの範囲は、合金系によってそれぞれ違うことを示している。

3.3 凝固割れに及ぼす微量添加元素の影響

純アルミニウム (以下 Al と記す), Al-2.5%Mg, Al-1%Mg-

Fig. 5^{a)} Al(-Si-Fe) 系の溶接割れの傾向
—拘束ガス溶接 2 mm 板, 100 mm 長, 溶接長 75 mm—

Fig. 8^{b)} Al-Zn-Mg 系合金のリング鑄造の試験結果

Fig. 6^{b)} Al-Cu-Si 系合金のリング鑄造の試験結果

Fig. 7^{b)} Al-Mg-Si 系合金の溶接割れの傾向

Fig. 9^{b)} アルミニウム二元合金の溶接割れの傾向

0.6%Si, Al-4.5%Cu-1.5%Mg および Al-5%Zn-2%Mg 系合金の凝固割れにおよぼす Ti および Zr 添加の影響をフィッシュボーン試験で調べた結果を Fig. 10 (Test A: ナメ付溶接)^{a)} および Fig. 11 (Test B: 共金溶接)^{a)} に示す。これらから以下の傾向がわかる。

(1) Al

Al は割れ感受性が小さく Test A でも割れは著しく少ない。Ti, Zr を添加してもこれらの割れ傾向はほとんど変わっていない。Test B では割れは更に減少しているだけで特に目立った変化は無い。

(2) Al-2.5%Mg 系合金

この合金の割れ感受性はかなり鋭いが, 0.2%Zr の添加で約 50% 程度に割れは減少している。一方, Ti の添加では割れの減少は少なく 0.5% ほど添加した場合に少々減少する程度である。

(3) Al-1%Mg-0.6%Si 系合金

この合金は非常に割れ感受性の鋭い合金であるが, Zr および Ti の添加で割れは少し減少する。Test A では割れの減少率は少ないが Test B では, Zr の添加で 75%, Ti の添加で 45% ほど減少している。

(4) Al-4.5%Cu-1.5%Mg 系合金

Fig. 10⁴⁾ 凝固割れに及ぼす Zr, Ti 添加の影響 (フィッシュボーン試験, 溶加材無し)

Fig. 11⁴⁾ 凝固割れに及ぼす Zr, Ti 添加の影響 (フィッシュボーン試験, 共金溶加材使用)

Table 1¹⁰⁾ 供試材の化学成分 (残 Al, mass%)

合金	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr
A	0.36	0.097	0.005	0.00	0.73	0.038	0.003	0.019	0.036
B	0.58	0.080	0.003	0.00	0.75	0.039	0.003	0.019	0.035
C	0.88	0.11	0.006	0.00	0.73	0.037	0.003	0.019	0.034
D	0.37	0.097	0.004	0.00	0.38	0.037	0.004	0.017	0.035
E	0.59	0.063	0.003	0.00	0.40	0.039	0.004	0.017	0.037
F	0.57	0.060	0.003	0.00	1.00	0.039	0.002	0.018	0.038
G, H	0.74	0.22	0.11	0.21	0.64	0.11	0.12	0.02	-
6N01規格	0.40~0.9	~0.35	~0.35	~0.50	0.40~0.8	~0.30	~0.25	~0.10	~0.05

Table 2¹⁰⁾ 浸透探傷試験結果 (5356)

供試材	HAZ表側縦割れ長さmm	HAZ裏側縦割れ長さmm
A	0	0
B	0	30.4
C	16.2	43.6
D	0	3.0
E	13.3	27.4
F	0	2.6

Al-Mg-Si 系と同様非常に割れ感受性の鋭い合金ではあるが, Zr の添加で割れは少し減少する傾向を示す. しかしながら 0.2% 程度の添加では割れの減少は少ないようである. 一方 Ti の添加ではほとんど割れは減少せず, Test B の時にわずが 25% ほど減少しているに過ぎない.

(5) Al-5%Zn-2%Mg 系合金

比較的 Zr および Ti 添加の効果は明瞭で, 特に Zr の添加による割れ減少が著しく, Zr の添加量が 0.2% 以上では, Al とほぼ同等の割れ感受性となっている.

以上から, Al, Al-Mn 系はともに割れ傾向が著しく小さい. Al-Mg 系合金では Al-4.5%Mg 系が比較的割れ感受性が鈍く, とくに Zr を含むものはわれが著しく防止されている. Al-Mg-Si 系合金では全体的に割れ感受性が鋭いが Zr を 0.2% 以上添加した場合のみやや割れが減少している. Ti の添加ではこの効果が少ない. Al-Cu-Mg 系合金では Al-4.45Cu-0.4%Mg 系が, Zr の添加で割れの減少を示しているのに対し Al-4.5Cu-1.5%Mg 系では Zr, Ti はほとんど割れ防止の効果は示していない. Al-Zn-Mg 系合金では 0.2% 以上の Zr の添加が割れ防止に著しく効果的で, ついで, Ti の添加である. しかし Ti 添加の効果も Zr 添加に較べるとかなり劣っている.

3.4 HAZ 融解割れ感受性に及ぼす成分と組織の影響

本試験では, HAZ 融解割れ感受性に及ぼす Mg と Si 成分量の影響と結晶組織の影響を検討することを目的としたため, Mg 量と Si 量のみを変化させ, 結晶粒度をほぼ一定とする 6 種類 (A~F) の供試材料並びに成分を一定にして結晶組織を変化させた 2 種類 (G, H) の供試材を作製した. これらの化学成分を table 1¹⁰⁾ に示す.

これらの母材を用いてパッチ溶接割れ試験を行ない HAZ 割れの程度を比較した

3.4.1 母材成分の影響

浸透探傷試験による割れ測定結果を table 2¹⁰⁾ に示す. また, Fig. 12¹⁰⁾ には母材成分と HAZ 割れ率 (割れ率 = 総割れ長さ / 溶接長 × 100 (%), 割れ率を円グラフで表示) の関係を示す.

HAZ 割れは Mg 量と Si 量に着目して整理すると, 以下

Fig. 12¹⁰⁾ 浸透探傷試験結果 (5356 WY) Fig. 13¹⁰⁾ X線透過試験結果 (4043 WY)Table 3 展伸材のガス分析結果¹¹⁾

合金系	合金名	全ガス量cc/100g
1000	A1070 (スラブ)	0.16~0.20
2000	A2017 (棒)	0.18~0.30
3000	A3003 (カン)	0.18~0.25
4000	A4043 (板)	0.25~0.35
5000	A5052, A5083 (板)	0.20~0.30
6000	A6361 (ピレット)	0.16~0.38
7000	A7N01 (形材)	0.15~0.40

600°Cで分析した結果

の傾向が認められた。

同一 Mg 量では Si が多い方が、同一 Si 量では Mg が少ない方が、多くなる傾向にあった。また、 Mg_2Si 線上に近い成分の割れ感受性は低く、過剰 Si になるほど HAZ 割れ感受性は高くなる傾向を示した。

3.4.2 結晶組織の影響

溶加材4043を用いた試験材について割れ感受性を判定した結果を Fig. 13¹⁰⁾に示すが、HAZ 割れは H 材 (表面再結晶材) にのみ発生していることがわかる。以上から HAZ 割れに及ぼす結晶組織の影響を傾向づけると、再結晶材の方が、若干割れ感受性は高くなる結果が得られた。

3.5 合金成分とポロシティ発生量との関係

ポロシティ発生に影響を及ぼす各種要因については、多くの研究が行われており、その結果が報告されている。し

Fig. 14¹¹⁾ A2024 材溶接部の気孔発生に及ぼす Mn 及び Mg 添加の影響 (板厚 6.4 mm, ヘリウムガスによる溶接) Fig. 15¹¹⁾ ティグ溶接金属中の水素量とアーク雰囲気中の水素量の関係

かし、合金元素の影響については系統的にまとめたものはほとんど発表されていない。一般的ではあるが、純アルミニウムと合金を比較してみるとポロシティは純アルミニウムの方が発生しやすいようである。この理由は合金になるとポロシティ発生的主要原因となる水素の固溶度が大きくなるからと考えられている。

一例を Table 3¹¹⁾に示す。一般に、Cu, Si, Mn, Zn などの添加元素は、熔融アルミニウム合金中への水素溶解度を減少させ、Cr, Fe, Ti など、特に Mg は溶解度を増加させると言われている。

各合金における添加元素の影響について以下に示す。

(1) Al-Cu 系合金

Fig. 14¹¹⁾は Al-Cu 系合金2014材、板厚 6.4 mm を溶接し、Mn と Mg の添加量によってポロシティの発生状況がどのようになるかを調査した結果である。これによると Mn および Mg とも添加量を多くすると、溶接部のポロシティは減少する方向にある。

(2) Al-Mg 系合金

Fig. 15¹¹⁾はシールドガス中の水素濃度を種々変化させて

Fig. 16¹¹⁾ ティグ溶接金属中の水素量とアーク雰囲気中の水素量の関係

Fig. 17¹¹⁾ A3003 及び AA2219 についての結果

Al-1%Mg, Al-4.5%Mg (5083) および Al-6.5%Mg を TIG 溶接し、得られた金属中の水素量を比重測定により評価した結果である。この結果、Mg が増加するにつれて水素量（ポロシティ量）は減少している。

(3) Al-Zn 系合金

Fig. 16¹¹⁾ は同様に Al-1%Zn, Al-4%Zn および Al-6.5%Zn を溶接した結果である。これによると 1%Zn を含む合金は 1100 よりわずかにポロシティを発生しやすいが、6.5%Zn になると発生しにくくなることがわかる。

(4) Al-Mn 系合金, Al-Cu 系合金

Fig. 17¹¹⁾ は Al-Mn 系合金 3003 (Al-1.2%Mn) および Al-Cu 系合金 2219 (Al-6.3%Cu) を溶接した結果であるが、3003 は 1100 とほとんど同じ傾向を示し、2219 はこれに比べてポロシティ発生が少ない。

(5) 不純物の影響

アルミニウム合金に含まれる不純物は、主に、Fe, Si (Al-

Fig. 18 溶接割れの分類

Table 4 不完全部の種類とその対策の効果

不完全部	対策				
	成分調整		結晶粒微細化		
	主成分	不純物	溶接金属	母材	
ビード割れ	熱間	効果大	効果大	不明確	効果小
	融解	効果大	効果大	不明確	効果小
HAZ 割れ		効果大	効果大	不明確	効果大
ポロシティ		効果大	効果小	不明確	効果小

不純物：(効果大) Zr>Ti

Si 系合金以外) であるが、これらの不純物がポロシティ発生におよぼす影響について検討した報告は、ほとんど発表されていない。しかし、今までの溶接の経験から、不純物として含まれるこれらの元素はわずかであるのでポロシティ発生にはほとんど影響ないと考えてよい。

4. ま と め

- 割れの発生場所と形態を大別すると Fig. 18 のようになる。
 - 割れ発生場所は溶接金属中の割れと HAZ 部の割れに分かれる。
 - 割れの形態は、凝固割れと融解割れに分かれる。
- 現時点でアルミ合金継手の不完全部抑制策は Table 4 のようにまとめられる。

参考文献

- 住友軽金属技報, 11 (1970), 139.
- J. C. Borland, British Weld. J., 7 (1960), 508.
- R. L. Well, Trans. ASME, 3 (1967), 40.
- 住友軽金属技報, 9 (1968), 258.
- A. R. E. Singer, P. H. Jennings, J. Inst. Met., 73 (1946), 273.
- P. H. Jennings, A. R. E. Singer, W. I. Pumphrey, J. Inst. Met., 73 (1947), 227.
- K. P. Mudrack, Schweissen und Schneiden, 12 (1960), 45.
- 住友軽金属技報, 10 (1969), 42.
- 内田, 軽金属溶接, 13 (1964), 12.
- 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, 平成 3 年 12 月 5 日発行。
- 軽金属溶接構造協会・気孔防止研究委員会: アルミニウム及びアルミニウム合金溶接部の気孔発生のメカニズム, 昭和 57 年 5 月 15 日発行。