アルミニウム（合金）鑄塊に関する研究（第1報）

割れと組成との関係について*

小林 藤次郎** 大辻 久男***

Study on the aluminium (alloy) sheet ingot (1st Report)

(UDC 621. 746. 7 : 669. 715)

Relation between the hot cracking and chemical composition

KOBAYASHI Toziro**, ÔTUZI Hisao***

The surface cracking of ingot is happened by the influence from the chemical compositions.

This report is on the study of hot cracking of alloys ingots cast by ring casting method. Al-Fe-Si cast alloys and Al-Mg-Si alloys are used for this experiment where Ti or Cu is added to these alloys and composition—cracking graphs are prepared for each system of the alloys. With these graphs, the effects of Ti are examined by comparison. When 0.04~0.15% Ti is added, the effect is well recognized at 0.04% Ti. Effect of Cu to Al-Mg-Si system is examined with various quantities of Cu. It was found out from the examination, the cracking increased when 0.3% Cu is added, but if 2% Cu is added it is rather decreased.

(Received. Dec. 2, 1960)

1. ま え が き

アルミニウム鑄塊の表面に発生する割れは、製品の歩留りに大きく影響することは周知のとおりである。この割れの発生機構については、種々の研究結果より鑄造条件と成分が影響をおよぼしていることが明らかで^{1), 2), 3)}, また実際の面からも鑄造条件の検討が行われている^{4), 5)}。鑄造割れは融液の自由な収縮が妨げられるために生ずる収縮割れであり、鑄造条件も凝固、収縮が均一になるような条件がよいとされている⁵⁾。しかしこのような条件は、実際の大型鑄塊については限度があり、ある程度の不均一は避けられない。ゆえになるべく割れの少ない成分範囲を求めて工業規格内で成分を調節することが割れの発生防止に有効であると考えられる。

このための研究方法として Jennings の用いたリング鑄造法⁶⁾、中子により凝固時の自由収縮が妨げられ、割れの発生する機構が鑄塊割れの発生する機構と同様であり鑄造条件を正確に定められること、および割れを数値的に現わすことができる点、また他の方法より比較的簡単に試料が作れ現場で造塊作業の直前にこの方法を用いて割れの程度を判定できるので、このリング鑄造法により組成と割れの関係を研究した。

対象とした合金系はアルミニウム中の主要な不純物より考えて Al-Fe-Si 系および Al-Mg-Si 系とし、さらにこれらに Ti あるいは Cu を添加してその影響を検討した。

2. 試料および実験方法

実験を行なった合金の範囲は、Al-Fe-Si 系は Si 0~8% および Fe 0~1%, Al-Mg-Si 系は Mg 0~4% および Si 0~2% で、これより種々組合せた合金を選び秤量配合した。さらに同成分の合金に Ti を 0.04% および 0.15% 添加して比較した。また Al-Mg-Si 系合金の実用性を考慮して、Cu を 0.3%, 2% および 4.5% 添加してその影響を検討した。

地金は 99.9% Al を用い、アルミナでライニングした黒鉛るつぼを電気炉で溶解した。Fe, Si および Cu はともに中間合金により、Mg はそのまま添加した。また Ti を添加する場合は添加時期によつて効果が異なり、添加後ただちに鑄造することが推奨されているので⁷⁾、他の成分を添加し、flux 処理後 Al-5% Ti 中間合金により鑄造直前に添加した。使用した地金の化学分析結果を Table 1 に示す。

* 本稿の一部は第12回、第13回および第18回本会研究発表会に発表

** 日本アルミニウム工業株式会社 技術部長 工博 Nippon aluminium MFG Co., Ltd. chief of Technical Dept. Dr. Eng.

*** 同 上 技術課 Ditto., Technical Sec.

Table 1 Chemical analysis of base metal

Al %	Cu %	Si %	Fe %
99.931	0.006	0.039	0.024

Fig. 1 Iron mould for ring castings method

(Unit: mm)

溶解の最高温度は 800°C 、鑄造温度はその合金の Liquidus より 100°C 上の温度とし **Fig. 1** に示す鑄鉄製鑄型に鑄造してリング状の試験片を作成した。なお Liquidus の温度は Al-Si 系など状態図より決定できるもの以外は、あらかじめ熱分析を行なつて決定した。鑄造前の鑄型温度は $150^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$ とし 1 回の溶解で 5 個の試験片を作成した。鑄造後型より抜き取つた試験片は、中子のために自由収縮が妨げられて表面の各所に割れが発生しているので、この長さをノギスで測定し、その集計した平均値をもつて一成分の割れの値とした。測定後の試験片より化学分析試料および組織観察用試料を採取し、それぞれの試験を行なつた。

3. Al-Fe-Si 系および Ti 添加の影響

アルミニウム中の不純物である Fe と Si は、いうまでもなくもつとも重要な元素であり、現在は工業用純アルミニウムも Fe と Si 量を調節して鑄塊を作成している。この系の組成と割れの関係についてはすでに Singer and Jennings⁶⁾ による研究があるが、この系の重要性を考慮して、さらに詳しく検討するために実験を行なつた。また割れと組織とは密接な関係があると考えられるので、この系に Ti を添加してその影響を比較検討した。

3.1 実験結果および考察

配合目標として Fe % を一定とし、Si % を変化した合金を溶製したが、化学分析の結果はここに割れ受するが、大体 Fe % 一定とみなし得る程度バラツキと考えられるので、各 Fe % のもとにおける Si 量と割れの変化図を作成した。これを **Fig. 2~6** に示す。

これらの図において、まづ Ti を添加しない場合、0 % Fe では最初 Si 量の増加と共に割れは急激に増大し、約 0.4 % Si で最大 185 mm に達す。その後 Si 量の増加と共に割れは減少し、約 3.6 % Si で 0 となる。Fe が 0.1 % 程度存在すると、同じく Si 量の増加と共に割れは増大

Fig. 2 Cracking of at the surface Al-Fe-Si alloys, (content of Fe approximately, 0 %) **Fig. 3** Cracking at the surface of Al-Fe-Si alloys (content of Fe, 0.1 %) **Fig. 4** Cracking at the surface of Al-Fe-Si alloys (content of Fe, 0.2 %)

するが、最大点は 0.6 % Si 附近に移行し、割れはさらに多く 216 mm となる。Fe の増加と共に割れの最大点は Si の多い方へ移行するが、その最大値は漸次減少する。しかし最大点を過ぎたところでは、Fe 量によつてあまり減少せず Fe 量の多い場合ほど曲線の傾向はゆるやかとなる。しかし 1 % Fe では割れの最大点はふたたび Si の

Fig. 5 Cracking at the surface of Al-Fe-Si alloys
(content of Fe, 0.5%)

Fig. 6 Cracking at the surface of Al-Fe-Si alloys
(content of Fe, 1.0%)

少い側に移行しているが、その後の減少は非常に少ない。

これらに Ti を添加すると割れは全体として非常に減少する。しかし Ti 0.04% と 0.15% の差はあまり認められず、特に Ti 0.15% がより割れは少ないとはいえない。また Ti 無添加と添加の場合をそれぞれの Fe % の下で比較すると全体の傾向はあまり変化していない。

すなわち上述の割れの最大点の位置や Fe の増加による最大点の移行の傾向あるいは最大点を過ぎた後の割れの減少の度合いなどは傾向として同じであつて、ただ割れの大きいものは急激に減少している。結局 Ti はそのまま割れを減少させる効果があるのみで、本質的な割れと成分の関係にはほとんど関与していない。

これら試料の断面の肉眼組織を示すと **Photo. 1~3**と

(a) Si=0.039% (99.9Al) (b) Si=0.40%

(c) Si=0.91%

(d) Si=1.96%

(e) Si=3.69%

Photo. 1 Macrostructures of Al-Si alloys ($\times 3$)

(a) Si=0.039%
(99.9Al)
Ti=0.035%

(b) Si=0.23%
Ti=0.045%

(c) Si=0.58%
Ti=0.050%

Photo. 2 Macrostructures of Al-Si-Ti alloys ($\times 3$)

(a) Fe=0.47%
Si=0.05%

(b) Fe=0.51%
Si=0.98%

(c) Fe=0.50%
Si=1.89%

(d) Fe=0.44%
Si=0.031%
Ti=0.036%

(e) Fe=0.48%
Si=0.84%
Ti=0.038%

(f) Fe=0.54%
Si=1.89%
Ti=0.037%

Photo. 3 Macrostructures of Al-Fe-Si and Al-Fe-Si-Ti alloys ($\times 3$)

なる。組織の上面はすべて凝固面で **Photo. 1** は Al-Si 系の場合で、Fe 0% の 99.9% Al では周囲より中央部に向つて大きい柱状晶が発達している。

0.40% Si, すなわち割れの最大となる試料の組織は、これらの柱状晶の幅が狭く細長い。0.91% Si になると中央部に粒状晶が認められ、Si%が増加するにつれてこれが多くなり、3.69% Si ではほとんど微細な粒状晶のみとなる。すなわち組織の点よりいえば細長い柱状晶が発達すると割れが多くなり、粒状晶が多いとそれにつれて割れは減少する。

Photo. 2 に Al-Si 系の Ti 0.035~0.050%を添加した場合の組織の一例を示した。99.9% Al に Ti 0.035%添加しても柱状組織にはほとんど変化なく、これに Si が添加されると、組織は一樣に微細な粒状晶となり、Al-Si-Ti 系はすべてこのような粒状晶のみとなつている。Ti 0.15%の場合も同様なので写真を割愛するが、Ti 添加のため均一な粒状晶となり、同じく割れと組織の関連性が考えられる。

Al-Fe-Si 系も同様で Si %の増加により粒状晶が発生し、Si %の増加に伴ない漸次増加するが、その一例として **Photo. 3** に Fe 0.5%の場合の組織を示す。またこれらに Ti を添加した場合はいずれも均一な粒状晶となる状況を示してある。

Photo. 4 は割れた部分の断面組織で、これより割れは肉眼組織の結晶粒界に沿つて生じていることが明らかで、同様に割れと組織との関連性が考えられる。

これらの割れの原因として Jennings⁶⁾ は状態図より初晶と融液の量的関係を考へて説明している。すなわち

Cracking

Photo. 4 Macrostructure of cracked part ($\times 3$)

凝固過程で初晶が融液より晶出する際に初晶を囲む液量が十分である場合は、冷却が進行して初晶間に割れが生じてもただちに融液が流れ込んでその割れを埋めるが (Healing), 液量が不十分であれば初晶が接着し、収縮によって離れて割れを発生するとしている。さらにこの考えに基づいて **Hot-shortness range** を定義し、鑄造割れは固相線以上のこの範囲で発生するとした。これに対し小林氏³⁾は固相線直下においても割れは発生するとし初晶の凝固、収縮の際に発生する応力を考えて“凝固前応力区間”を定義して鑄造割れの機構を説明した。

上述の結果では組織が粒状晶となつた場合、特に Ti が添加されて割れが減少したのであるが、これは結晶の核生成が多くなつた場合である。このときは過冷度が少なく結局凝固の温度範囲が狭くなり、比較的一様に凝固することが考えられる。この場合割れが減少する原因として Jennings の説より考えると、このような場合は融液の量が同じでも、初晶が細かく一様に生成して凝固するため液により Healing されやすくなり割れが減少するものと考えられる。Ti が添加されると割れが減少するのはこのためで、割れ一成分の曲線の傾向があまり変わらないのは微量の Ti によって凝固範囲は狭くなるが、状態図の形はほとんど変化せず従つて **Hot-shortness range** があまり移動しないためであろう。

また小林氏の説より考えると結晶が小さいため結晶個々の収縮量は小さくなること、および凝固が比較的均一に進むと結晶粒界に働く応力が分散しあまり集中しないので割れが減少すると考えられる。なお Ti 添加の場合はこの外に粒界が Ti によつて enrich されて強くなり収縮に対する抵抗が増加することも考えられる。

このようにいずれの説に基づいても説明できるが、Jennings の説では固相線以上のみを考えているためやや無理があり、小林氏の説に妥当性が認められる。いずれにしても本実験の目的は割れ機構の究明ではなく割れ一成分の関係を求めることにあるのでこれ以上採り上げな

いことにする。

Fig. 2~6 より Al-Fe-Si 系およびこれに Ti 0.04% 添 **Fig. 7** Cracking in Al-Fe-Si system (Unit: mm) **Fig. 8** Cracking in Al-Fe-Si system containing 0.04% Ti (Unit: mm)

加の場合の割れの等高線図を作成すると **Fig. 7~8** となる。

Fig. 7 の Ti 無添加の場合に Si 0.6% Fe 0.1% 附近が割れの最大を示している。これより Fe, Si の増加と共に割れは減少するが, Fe の増加による割れの減少度は Si によるより著しい。さらに Fe/Si 比が $\frac{1}{2}$ より小さい領域は割れが大きく, これより Fe/Si 比が大きい領域は割れが小さいことが認められる。すなわち Fe を増加すれば割れが減少するといえる。また個々の成分についての比較はもちろん可能であるが, 大体の目安としてもこの割れの大きい領域を避けるには Fe/Si 比をできるだけ大きくすることが望ましいといえる。

Fig. 8 は **Fig. 7** に Ti 0.04% 添加の場合であるが, これも傾向は同様であり Fe/Si 比が小さいと割れが比較的大きい。この図より Fe 0.2% 以上で Fe/Si 比が大体 3 以上であれば割れが認められない領域が存在している。なお Ti 0.15% の場合も同様に等高線図を作成したが, 前述のようにほとんど 0.04% の場合と変わらないので省略した。

4. Al-Mg-Si 系および Ti 添加の影響

この系の合金は現在耐食アルミニウム合金として大いに実用されているが, なお問題点が多く残されている。これは前項の Al-Fe-Si 系に発生する鑄造割れ以外に近年この系の合金を構造物に使用して溶接加工を行なうことが多く, このため溶接割れが重要な問題となつているので, この系について研究を行なつた。実験方法は Al-Fe-Si 系合金と同様である。

4.1 実験結果および考察

試料の化学分析の結果を略すが, Si % は 0, 0.2, 0.4, 0.7, 1.0, 1.5 および 2.0% の 7 段階とし, 各 Si % のもとで Mg % を変化させた。その他後に示す 3 元系の割れの等高線図を作成するため, これらの中間の成分の試料をも作成した。各試料についての割れの平均値の成分による変化を **Fig. 9~15** に示す。これらの図において, まづ Ti 無添加の場合を比較すると, Si 0% の場合は Mg 添加により割れが急激に増大して最大に達した後漸次減少する。Si が添加されるとこの割れの最大値はさらに

Fig. 9 Cracking at the surface of Al-Mg-Si alloys (content of Si, approximately, 0%)

Fig. 10 Cracking at the surface of Al-Mg-Si alloys (content of Si, 0.2%)

Fig. 11 Cracking at the surface of Al-Mg-Si alloys, (content of Si, 0.4%)

Fig. 12 Cracking at the surface of Al-Mg-Si alloys (content of Si, 0.7%)

Fig. 13 Cracking at the surface of Al-Mg-Si alloys
(content of Si, 1.0%)

Fig. 14 Cracking at the surface of Al-Mg-Si alloys
(content of Si, 1.5%)

Fig. 15 Cracking at the surface of Al-Mg-Si alloys
(content of Si, 2.0%)

増加し、Si 0.7%で最も大きな値を示す。その後 Si 量が増加すると割れの最大値は減少し、曲線の形はゆるやかとなる。これらの傾向は前項の Al-Fe-Si 系の場合と同様である。Ti が添加されると一様に割れは減少するが、これも Al-Fe-Si 系と同じく全体として割れは少なくなり割れの最大値は大きく減少する。これより割れにおよぼす Ti の影響は Al-Fe-Si 系と同じであると考えられる。これは前述の割れ機構の説より、割れの値そのものは状態図の形、または強さが違うためであるが、成分が異なつても割れの本質的な機構は同一なので同一傾向となるものと考えられる。

Photo. 5 に Al-Mg 系の肉眼組織を示した。これと **Fig. 9** を対照することにより前と同様に細長い柱状品の組織では割れが多く (0.96% Mg), Mg の増加と共に粒状品が増加して割れは減少していることがわかる。

Photo. 6 はこれらに Ti 0.035~0.041%添加した場合であるが、これも Al-Fe-Si 系と同様に均一な粒状品となつている。なお Ti 0.15%の場合も同様なので省略

(a) Mg=0.54%

(b) Mg=0.96%

(c) Mg=1.88%

(d) Mg=3.75%

(e) Mg=5.59%

Photo. 5 Macrostructures of Al-Mg alloys ($\times 3$)

(a) Mg=0.37%
Ti=0.038% (b) Mg=0.99%
Ti=0.037%

(c) Mg=2.08%
Ti=0.035% (d) Mg=4.04%
Ti=0.041%

Photo. 6 Macrostructures of Al-Mg-Ti alloys ($\times 3$)

したが、これらのことから前述のように成分が異なるも割れの本質的な機構は変わらないと考えられる。

Fig. 16 および **Fig. 17** に Al-Fe-Si 系と同じく割れの等高線図を示した。Ti 無添加の **Fig. 16** において割れの最大は Si 0.6%, Mg 0.4% 付近で、これより両成分が移動するに従って、割れは減少し等高線の間隔は広がる。しかし Al-Fe-Si 系のように成分比の影響はあまりないようである。また等高線は Mg の多い方へ延びていることから、一般に Al-Mg-Si 系においては Mg よりも Si の方が割れに対して敏感であるといえる。

この図によつて個々の成分の割れやすさの比較ができることはもちろんであるが、その他 Al-Mg-Si 系合金の鑄塊を作成する際に割れを少なくするために許された成分規格の範囲内でどのような目標の成分を選ぶかという

Fig. 16 Cracking in Al-Mg-Si system (Unit: mm)

Fig. 17 Cracking of Al-Mg-Si system containing 0.04% Ti (Uhnitt: mm)

Fig. 18 Cracking in Al-Mg-Si-Cu system (Unit: mm)

ような問題に対しても鑄造条件や偏析の研究結果と相まつて利用できるものと考ええる。

Fig. 17 は Ti 0.04%添加の場合であるが、割れの最大点は無添加の場合と同じく Si 0.6%, Mg 0.4%付近にあり、これより成分が離れるに従つて減少している。また Al-Fe-Si 系の場合と同様に割れの値も少なく、全体として等高線の変化は 0.20% Si 付近で一度曲線が凹んでいる以外は無添加の場合と類似し Al-Mg-Si 系においても Ti 添加の効果が認められる。

5. Al-Mg-Si-Cu 系

前節までに Al-Fe-Si 系および Al-Mg-Si 系の割れの等高線図を作成したが、この他にアルミニウム合金の重要な元素としては Cu がある。Cu は周知のように耐食アルミニウム合金にも強度を高めるため⁸⁾少量添加する場合があります、また高力アルミニウム合金には必須の元素である。ゆえに実用的見地から Al-Mg-Si 系に Cu を添加してその割れにおよぼす影響を研究した。試料の配合は現在の実用合金の標準成分より考えて Mg 0~1.8%, Si 0.4~1.6%とし、これに Cu を 0.3%, 2%, 4.5%添加し前と同様に等高線図を作成した。

5.1 実験結果および考察

試料の化学分析の結果を略すが、Cu はそれぞれ 0.3%, 2%および 4.5%の一定と考えられるので各 Cu %について各々の割れの等高線図を作成したものが**Fig. 18**である。これより 0.3% Cu の場合が最も割れが多く **Fig. 16** の Al-Mg-Si 系と同範囲の成分に比して割れが増加している。また割れの最大点は Cu 0.3%, Si 0.5%, Mg 0.4%付近にあることが推察される。Cu が 2%, 4.5%と増加するに従い、割れも減少しているが、また等高線の形も横にふくれた形となる。すなわち Mg 約 0.6%以下でも等高線は Si の少ない方向へ曲り、Mg 0.7~0.8%付近では逆に横へ出ている。このことから前に Al-Mg-Si 系では Mg よりも Si がより割れに敏感であると述べたが、Cu が 2%以上含有すると必ずしもそうとは限らない場合があることを示している。これは状態図の形、または応力に変化するためと考えられ、鑄造割れの場合はもちろん、その他溶接の際にも注意すべきことと思われる。

6. 結 言

以上各種の合金系についてリング鑄造法により成分—割れ線図を作成したが、これより鑄造割れ、あるいは溶

接割れなどの収縮割れに、これらの成分の微小変化が影響をおよぼすことが明らかとなつた。結果を総括すると次のようになる。

(1) Al-Fe-Si 系においては、Si 0.6%, Fe 0.1%付近で割れが最大となり、これより Fe, Si が変化するにつれ割れは減少する。さらに Fe/Si 比が $\frac{1}{2}$ より小さい領域は割れが大きく Fe/Si 比が大きい領域は割れが小さい。

(2) Al-Mg-Si 系においては Si 0.6%, Mg 0.4%付近に割れの最大の領域が存在し、同様に成分の変化により割れは減少する。この場合は成分比の影響はあまりないと認められる。

(3) これらの系に Ti を添加すると、0.04%でも効果が認められ、肉眼組織は微細となり割れも著しく減少する。また割れ線図の形はあまり変化せず割れの値そのもののみが減少している。Ti 0.15%を添加した場合も 0.04%の場合とほとんど同様であつた。

(4) Al-Mg-Si 系に Cu を添加すると 0.3%で無添加の場合より割れは増大するが、最大点はあまり変わらない。Cu が更に増加すると割れは減少している。

(5) これらの各成分の肉眼組織を観察し従来の割れの機構に関する説に検討を加え考察した。

以上の結果より 実際の場合にあつて成分—割れ線図をもととして、これらの成分量を規格内だけでも調節することにより鑄塊の割れを減少させることができると考えられる。なお Ti を添加することにより割れが減少するが造塊にあつては割れのみでなく、組織の均一性など問題であつて、これらへの影響も研究する必要があると考えられる。これについては第 2 報以下で詳述したい。

終りに御指導を賜つた京都大学名誉教授西村秀雄先生および化学分析に協力された当社技術課副長稲月淳氏に厚く御礼申し上げる。

参 考 文 献

- 1) J. Verf: Metal Ind. **48** (1936) 431
- 2) D.C.G. Lees J. Inst. Metals **72** (1946) 343
- 3) 小林: 軽金属 No. **36** (1959) 21
- 4) 池野: 日本金属学会誌 **17** (1953) 462
- 5) " : 軽金属 No. **13** (1954) 3
- 6) A. Singer, P. Jennings : J. Inst. Metals **73**(1946) 197—273
- 7) A. Cibula : J. Inst. Metals **76** (1949—50) 321
- 8) 小林, 浜田: 軽金属 No. **3** (1952) 104