特集号

研究論文

DC 鋳造における Al-Li 合金の鋳造割れ*

大原 欽也**・若崎 修**

豊嶋 雅康**・大園 智哉**

Hot-tearing of Al-Li alloys in DC casting*

Kinya OHARA**, Osamu WAKASAKI**

Masayasu TOYOSHIMA** and Tomoya OHZONO**

The prevention of hot-tearing in the commercial Al-Li alloys ingots (150 mm × 350 mm) produced by DC casting was studied. Crack started at the caved part of ingot surface which was contaminated by oxide. The molten metal surface was ventilated by Ar gas to inhibit the generation and contamination of oxide. The stress by solidification shrinkage was reduced by decreasing casting speed, because the faster casting speed caused larger shrinkage. But the pouring temperature and coolant flow rate had no influence. No crack was detected in 2024 alloy. Shrinkage of Al-Li alloys was larger than 2024 alloy, and that was the one of the reasons why Al-Li alloy easily cracked. The faster casting speed causes the deeper sump.

Keywords: Al-Li alloy, hot-tearing, DC casting, oxidation, casting condition

(Received June 14, 1993)

1. 緒 言

次世代の輸送システム用の新しい構造材料として注目される Al-Li 合金は、従来の 2024, 7075 などの高力アルミニウム合金に代わる低密度、高強度、高剛性材料として各国で研究・開発が進められている。しかし Al-Li 合金溶湯はきわめて酸化しやすく、溶解鋳造は不活性ガス雰囲気中で行わなくてはならないため、従来の設備による鋳塊製造はほぼ不可能であり、Ar ガス雰囲気中での溶解鋳造技術の確立を検討している。

200 kg 規模の小型 DC 鋳塊（直径 228 mm ビレットおよび 150 × 350 mm スラブ）の DC 鋳造試験を実施した結果、このような小さな鋳塊サイズでもスラブでは鋳造割れが発生しやすいことが判明している^{1),2)}。また両端拘束鋳型試験により、Al-Li 合金は一般の高力合金である 2024 や 7075 より割れやすいことも判明した³⁾。言うまでもなく、割れが発生した DC 鋳塊はその後の加工工

程に供することはできない。したがって Al-Li 合金の溶解鋳造技術確立のためには、雰囲気制御による酸化防止のみならず鋳造割れの防止が必須である。

本研究では 150 × 350 mm スラブ鋳塊の DC 鋳造において、鋳造割れの防止を検討した結果を報告する。まず鋳造割れが生じた DC 鋳塊を調べ、割れの発生機構を推定した。その結果、割れは鋳塊表面の酸化物が巻き込んで凹んだ部分が発生起点となった鋳造割れであることが判明した。したがって鋳塊表面をより平滑にすることが、割れ防止に有効であると考えられた。そこで、DC 鋳造の割れ防止については、第 1 に割れ発生の起点となる鋳塊表面の平滑性を向上すべく、その原因である酸化物の発生および混入を抑制すること、第 2 に凝固収縮による内部応力を減少するために、鋳造条件を改善することの 2 点を検討した。前者に関しては鋳型内の雰囲気制御方法および溶湯分配方法を変更し、後者に関しては鋳造速度を変更した。その結果、150 × 350 mm スラブ鋳

*軽金属学会第 83 回秋期大会（平成 4 年 11 月）で一部発表。

**^(株)アリシウム（四日市市）。Alithium Ltd. (Yokkaichi-shi, Mie).

Table 1 Chemical composition of Al-Li alloys (mass%)

Alloy	Li	Cu	Mg	Zr	Ti
2090	2.30	2.70	0.00	0.12	0.02
2091	2.00	2.10	1.50	0.12	0.02
8090	2.40	1.30	0.90	0.12	0.02

Fig. 1 Photograph of crack part of DC-ingot (alloy 8090).

塊における鋳造割れを防止することが可能となった。

2. 割れ発生機構

Table 1 に DC 鋳造に供した Al-Li 実用合金の化学組成の目標値を示す。雰囲気制御型の溶解炉であるため、リチウムの添加歩留まりは100%である。また微細化剤は Al-5 mass% Ti-1 mass% B ロッドタイプを鋳造直前に Ti 量で0.02 mass%添加する。

Fig. 1 に割れが発生した DC 鋳塊の割れ起点部の破面を示す。割れは鋳塊表面の酸化物が巻き込んだ窪みの部分が発生起点となっていた。Al-Li 合金溶湯は非常に活性なため、DC 鋳型内の溶湯表面で厚い酸化物が生成し鋳塊表面に巻き込まれる。したがって酸化物の生成および混入を抑制し鋳塊表面をより平滑にすれば、割れの発生起点がなくなるため、割れ防止に有効であると考えら

Fig. 2 Scanning electron micrograph of DC-ingot (alloy 8090).

れた。

Fig. 2 に割れ起点部の SEM 組織を示す。(1)は割れの破面、(2)は破面観察のために強制的に破断させた正常な部分の破面、(3)は酸化物の部分である。一般に DC 鋳塊の割れは凝固中の割れすなわち鋳造割れと、凝固後の割れすなわち冷間割れの二つがあるが、割れ破面にデンドライトが観察されたことから、鋳造割れであると判断された。冷間割れの場合は凝固後の鋳塊の内部応力の緩和や速やかな除去により割れが防止されるが、鋳造割れは鋳造条件の制御による凝固時の内部応力緩和が必要である。

以上の破面調査結果および割れ感受性試験結果³⁾より、DC 鋳造の割れ防止対策の方針を以下のように定めた。すなわち、第1に割れ発生の起点となる鋳塊表面の平滑性を向上すべく、その原因である酸化物の発生および混入を抑制すること、第2に凝固収縮による内部応力

Fig. 3 Mold cover.

を減少するために casting 条件を改善することである。

3. 酸化物の発生および混入抑制

Al-Li 合金溶湯は非常に活性なため、一般のアルミニウム合金のような大気雰囲気下での DC 鋳造では、鋳型内の溶湯表面で酸化が生じるため、鋳造がほぼ不可能である。このため DC 鋳型上にカバーを設け Ar ガス雰囲気としている。Fig. 3 に鋳型カバーを示すが、上面は耐熱ガラス製で内部が監視可能となっている。当初は(1)に示すように鋳型カバー内に Ar ガスを導入するだけであった。DC 鋳造は鋳型内面に潤滑油を事前に塗布し、更に場合によっては鋳造中は連続的に供給する。Al-Li 合金は活性なため潤滑油と反応し多量の煙が発生するが、鋳型カバーにより外気と遮断されているため、内部がまったく監視できなくなった。このため(2)に示すように鋳型カバー内の容量を増やすと同時に Ar ガスの排気口を設けた。効果的に煙を排出するためには Ar ガス流量を $0.67 \text{ dm}^3/\text{s}$ 以上とする必要があったが、Ar ガス流量を増加すると鋳型カバーの内圧も上昇し、Ar ガスが排気口だけでなく鋳型と鋳塊の隙間からも流出した。そして流出する Ar ガスのために、冷却水の散布が不均一になり、逆に割れが発生しやすくなった。Ar ガス流量を増加しても内圧を上昇させないために、排気口からの強制排気を検討した。しかし、強制排気は制御が困難である。排気流量が Ar ガス流入量を上回ると鋳型カバー内部が負圧になり、大気が混入するだけでなく、鋳型と鋳塊との隙間から冷却水が侵入して危険でさえある。そこで鋳型カバー内の Ar ガスを鋳型の下方すなわち鋳造ビット内に排気するようにした。本研究に使用した設備では、鋳造中は鋳造ビット内が排気可能になって

Fig. 4 Floating distributor.

いるため、鋳造ビット内と同時に鋳型カバー内が排気される。鋳型カバー内には Ar ガスが流入し、かつ排気管の通気抵抗があるため、鋳型カバー内の圧力は外部より若干の正圧に保たれる。この結果、Ar ガス流量を増加しても、安定した冷却が可能となった。

しかし、鋳型内溶湯を Ar ガス雰囲気中に保持しても、Al-Li 合金は活性なため酸化物が生成した。Al-Li 合金の場合、溶湯表面に停滞した酸化物がしだいに厚くなっていき、あるところで鋳塊表面に巻き込まれる。酸化物が巻き込んだ部分は、表面が凹凸で、割れの起点になってしまう。更に多量の酸化物はフロートを拘束するため、鋳造が不可能になってしまう。しかし、溶湯表面は鋳型カバーがあり酸化物を除去することができないため、フロート形状の変更による鋳塊表面への混入防止を検討した。Fig. 4 にフロート形状を示す。通常フロートに対して大型にし鋳型内の溶湯の大部分を覆うようにした。これにより溶湯が外気と接する面積が減少したため酸化物の生成量も減少した。また鋳造開始時は多量の酸化物が生成されるが、フロートにこれをトラップするための空間を設けた。フロート形状の変更により鋳塊表面の平滑性が改善された。

Fig. 5 に、以上述べた変更前後の8090合金のスラブ鋳塊を示す。変更前は鋳塊表面の凹凸が大きく、割れが発生した。変更後のものは平滑性が向上し、同一の鋳造条件でも割れは発生しなかった。

Fig. 5 Photograph of alloy 8090 DC-ingots.

4. 内部応力の減少

両端拘束鋳型試験による割れ性試験の結果、Al-Li合金は一般の高力合金である2024や7075より割れやすく、かつ微細化剤の効果も小さいことが判明している³⁾。したがって、より大型の鋳塊製造に当たっては、鋳塊表面の平滑性を改善しただけでは割れを防止できないと考えられる。

そこでスラブ鋳塊の割れ性に及ぼす鋳造条件の影響を調査した。8090合金を用いて基本的な鋳造条件である鋳造速度、溶湯温度および冷却水量を変更した。また比較のため割れやすい高力合金である2024合金でも鋳造した。

Table 2に実験結果を示すが、鋳塊表面の平滑性が改良された後の実験だったこともあり、割れが発生したのは鋳造速度の大きいもののみであった。このことから鋳造速度の低減が他の条件より重要と考えられた。また2024合金では割れが発生しなかった。

Fig. 6に、これらの鋳塊の幅方向における厚さ分布を測定した結果を示す。DC鋳塊は幅方向の中心部ほど凝固収縮量が大きくなるので鋳塊厚さは中心部ほど薄くなるが、厚さの減少量が多いほど鋳塊の内部応力が大きく割れやすい条件と考えられる。なお試験に使用した鋳型の厚さは152 mmで一定であり、収縮を考慮した膨らみを持たせてはいない。溶湯温度と冷却水量とは変更しても有意差が少ないのに対し、鋳造速度は大きいほど収縮量も大きくなった。このことから割れ発生に鋳造速度

Table 2 Influence of casting conditions on hot-cracking in DC casting

Alloy	Casting speed (mm/s)	Melt temperature (K)	Coolant flow rate (dm ³ /s)	Result
8090	1.0	1023	2.0	No crack
"	2.0	1023	2.0	Crack
"	1.5	973	2.0	No crack
"	1.5	1073	2.0	No crack
"	1.5	1023	1.3	No crack
"	1.5	1023	3.3	No crack
2024	1.5	1023	2.0	No crack

の影響が大きく、鋳造速度が大きいほど割れやすいのは、鋳塊の収縮量が大きくなるためと考えられる。また2024合金に比べ、Al-Li合金はどの条件でも収縮量が大きく、このことがAl-Li合金が割れやすい原因の一つだと考えられる。

次に鋳造速度の影響をより詳細に調査した。Al-Li合金は鋳型カバーによりArシールされていて測定が困難なため、>99.9 mass%純度の純アルミニウムを使用し、鋳造速度は1.0、1.5および2.0 mm/sとした。Fig. 7に鋳造速度を変更した際のサンプル形状を示す。Al-40 mass% Cu母合金溶湯をトレーサとしてサンプル内に流し込み、鋳造終了後に断面をエッチングして観察した。鋳造速度が大きい方がサンプルも深くなっており、サンプルが深いほ

Fig. 6 Distribution of ingot thickness in various casting conditions.

Fig. 7 Sump profile (>99.9 mass% Al).

ど収縮も大きいと考えられる。Fig. 8に、鋳塊に熱電対を鋳ぐるませて測定した冷却曲線から作成した100 Kごとの等温曲線を示す。鋳造速度の大きい方が同一水平面での厚さ方向の温度差は大きくなり、それだけ応力も大きくなると考えられる。Fig. 9に冷却曲線から測定した凝固直後の冷却速度、サンプルの傾斜と鋳造速度から求めた凝固速度および冷却速度と凝固速度から求めた温度こう配をそれぞれ示す。いずれのパラメータも鋳造速度が大きいほど大きくなっており、鋳造速度が大きいほど凝固も急速に進行することを示している。しかし、鋳造速度1.5 mm/sの値は1.0と2.0 mm/sの間ではなく、2.0 mm/sに近い。したがって鋳造速度をこれ以上増加しても、これらのパラメータはあまり増加していかないことが考えられる。これは鋳造速度を大きくしていくと、伝熱が鋳塊の熱伝導に律速されるようになるためかもしれない。したがって、鋳造速度の増加により凝固速度があまり変化しない場合があるとすれば、その分サンプルは深くなってしまいうことになる。サンプルが深いほど内部応力

は大きくなると思われるので、凝固速度等があまり変わらなくても、鋳造速度の低下は割れ防止に有効と考えられる。

なお150×350 mm スラブ鋳塊の場合 Table 2に示したように、鋳造速度が1.5 mm/s以下であれば割れは発生しなかったが、これらの実験以後は1.25 mm/sにて鋳造を実施しており、割れはほとんど発生していない。

5. 結 言

Al-Li 実用合金における150×350 mm スラブ鋳塊 DC 鋳造において、鋳造割れの発生機構を調べ、更に割れ防止を検討した。その結果を以下に示す。

(1) 割れ発生機構

鋳造割れが生じたDC 鋳塊を調べた結果、割れは鋳塊表面の酸化物が巻き込んだ部分が発生起点となった鋳造割れであることが判明した。そこでDC 鋳造の割れ防止には、第1に割れ発生の起点となる鋳塊表面の平滑性を向上すべく、その原因である酸化物の発生および混

Fig. 8 Influence of casting speed on isothermal curve (>99.9 mass% Al).

Fig. 9 Influence of casting speed on solidification parameter (>99.9 mass% Al).

入を抑制すること、第2に凝固収縮による内部応力を減少するために、鑄造条件を改善することの2点が必要と考えられた。

(2) 酸化物の発生および混入抑制

DC 鑄型上のカバーを設け内部を Ar ガス雰囲気とし、さらに排気口を設け強制排気を行った。鑄型と鑄塊との隙間から Ar ガスが流出せず、かつ雰囲気保持に必要な流量を確保するために、鑄型カバー内の圧力を外部より若干の正圧に保持されるようにした。またフロートを溶湯の大部分を覆うようにしたことにより、酸化物の生成量が減少し、さらにフロートに酸化物をトラップするための空間を設けた。

(3) 内部応力の減少

割れ防止には鑄造速度の低減が有効であり、溶湯温度および冷却水量は影響が認められなかった。これは鑄造

速度が大きいほど鑄塊の収縮量が大きくなるためと考えられた。また2024合金も鑄造したが割れは発生しなかった。Al-Li 合金は2024合金より収縮量が大きく、このことが Al-Li 合金が割れやすい原因の一つだと考えられる。なお鑄造速度が大きいほどサンプルが深くなり、冷却速度、凝固速度および温度こう配等の鑄造パラメータの値は大きくなった。

参 考 文 献

- 1) 若崎 修, 大原欽也, 岡 一嘉, 大園智哉: 軽金属学会第81回秋期大会講演概要集, (1991), 45.
- 2) 大原欽也, 大園智哉: 軽金属学会第82回春期大会講演概要集, (1992), 287.
- 3) 大原欽也, 若崎 修, 大園智哉: 軽金属, 43 (1993), 594.