

誘導加熱による急速局所加熱を利用した非鉄軽金属の高機能化 (第3報)

鈴木 大介・八代 浩二・星野 昌子・杉田 良雄*1・齊藤 基樹*2・久保田勝彦*3・中山 栄浩*4

Functionalization of Non-ferrous Light Metals by Induction Heat treatment (3rd report)

Daisuke SUZUKI, Koji YATSUSHIRO, Shoko HOSHINO, Yoshio SUGITA, Motoki SAITO, Katsuhiko KUBOTA and Yoshihiro NAKAYAMA

要 約

アルミニウムダイカスト合金に対し、熱処理に伴うプリスタ（ふくれ）やポア（空孔）などの欠陥を抑制しつつ機械的特性を向上させる目的で、誘導加熱を用いた急速溶体化熱処理を行った。溶体化処理および溶体化-時効処理後の試験片について断面組織観察、ビッカース硬さなどにより、従来の一般的な手法である電気炉での溶体化処理と比較を行った。その結果、誘導加熱による短時間溶体化処理では電気炉による処理に比べ大幅にポアの発生を抑制することが確認されるとともに、ビッカース硬さも上昇することが確認された。

1. 緒 言

近年、自動車を代表とした各産業において、非鉄軽金属部材が多く用いられているが、このような部材は成型加工後、熱処理を行うことが多い。このほとんどは間接加熱による熱処理炉を利用しているが、この方法では処理品が熱にさらされる時間が長いこと金属結晶の成長などが生じ、素材強度や変形に影響を及ぼすことがある。

また、ダイカスト法により製造された部材はその内部に、金型内への溶湯充填の際に、空気の巻き込みによる鑄巣や気泡といった鑄造欠陥を内在しているが、これが熱処理の際にプリスタ（ふくれ）やポア（空孔）として、製品外観や機械的性質の低下につながる¹⁾ことがある。これらの解決には、急速加熱を用いた短時間熱処理が有効な手段であり、プリスタやポアの発生を抑えつつ、高強度・低変形といった高機能化を実現できるものと考えられる。

そこで本研究は、急速短時間で加熱が可能な誘導加熱を適用した熱処理を行うことで、この課題の解決を試みた。本年度はこれまで得られた結果をもとに、一般的なダイカスト法により作製されたアルミニウムダイカスト合金試験片に対し、誘導加熱による溶体化処理と従来方法である電気炉による溶体化処理を行い、同条件での

時効処理を実施した。溶体化-時効処理後の試験片に対し、断面組織観察、ポア面積率、共晶Si粒の変化およびビッカース硬さの変化について評価を行った結果について報告する。

2. 実験方法

2-1 実験装置

本実験に用いた誘導加熱装置を図1に示す。装置は図中に示すように温度/試験片保持部制御盤、電源部、試験片保持/冷却機構から構成されている。図2に試験片保持/冷却機構部の詳細を示す。この試験片保持/冷却機構は熱処理品に応じ、別途板形状試験片保持機構と交換可能な構造となっている。

試験片保持/冷却機構部には、熱処理中の試験片温度を測定するための放射温度計（レック㈱, IGA）を備えている。この放射温度計で測温した結果を、制御部へフィードバックすることで、設定した温度になるよう加熱コントロールを行っている。

2-2 供試材

本実験で用いたアルミニウムダイカスト合金の成分を表1に示す。この合金を一般的なダイカスト法によって約60×100 mm、厚み2.0 mmの板形状に成型したものを供試材とした。供試材はダイカスト法で作成された板材であるため、試験片を切り出した位置や、板の違いで内在する鑄造欠陥のばらつきがあるものと考えられる。そのため熱処理前後の諸特性に供試材起因の偏りが生じない

*1 ワイエス電子工業株式会社

*2 浅川熱処理株式会社

*3 有限会社丸真熱処理工業

*4 国立大学法人山梨大学

表1 使用したアルミニウムダイキャスト合金の化学成分 (mass%)

Cu	Si	Mg	Zn	Fe	Mn	Ni	Sn
1.81	7.37	0.2	0.69	0.72	0.17	0.05	0.03

(ICP 発光分光分析による定量分析結果)

表2 溶体化-時効処理条件

試験片	熱処理方法	溶体化処理条件 (※1)		時効処理条件	昇温速度
		処理温度 (°C)	保持時間 (min)		
IH 1	誘導加熱	A	X	200°C-4Hr	≒50°C/sec
IH 2		A	Y		
IH 3		B	X		
EF	電気炉	A	60		≒0.3°C/sec

(※1) 処理温度および保持時間の関係 (A<B,X<Y<60min)

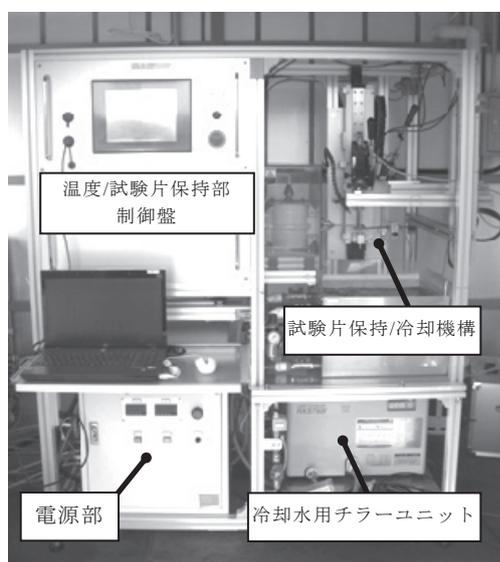


図1 実験装置全体図



図2 試験片保持/冷却機構部

よう配慮を行ったうえで、板材1枚につき6個をワイヤ放電加工機(三菱電機株, SX-10)を用いて直径20mmの円盤状に切り抜いたものを試験片とした。

2-3 実験方法

作成した試験片に対し、誘導加熱による急速加熱を伴う溶体化熱処理を、表2に示す処理条件で行った。各処理条件での熱処理数はN=6である。誘導加熱による溶体化処理は内径25.5mmの加熱コイルを用いて行った。溶体化処理時の急冷は昇温後所定の時間保持を行い、水中(約15°C)に落下させる方法とした。誘導加熱による溶体化処理温度の計測ならびに温度制御は、校正された放射温度計を用いて行った。溶体化処理後の時効処理は、各試験片ともに電気炉によるものとし、時効処理条件は共通とし、処理温度200°C, 4時間保持とした。溶体化-時効処理後の試験片は、断面マクロ・ミクロ組織観察、ビッカース硬さにより評価を行った。ビッカース硬さの測定荷重は0.1N (100g)である。断面マクロおよびミクロ観察は試験片を径方向に切断後エポキシ樹脂で包埋し、エメリ紙およびバフ研磨を行ったものについて金属顕微鏡(株ニコン, MA200)を用いて行った。なお、エッチングはポア成長の観察に影響を及ぼすため、今回は行っていない。

3. 実験結果

3-1 断面組織観察

図3に誘導加熱および電気炉による溶体化処理後、時効処理を行った試験片の断面マクロ組織観察結果を示す。IH1試験片では未処理材の状態からほとんど変化がみられなかったが、IH1試験片よりも溶体化処理時間が長いIH2試験片ではポアが成長していることが確認された。

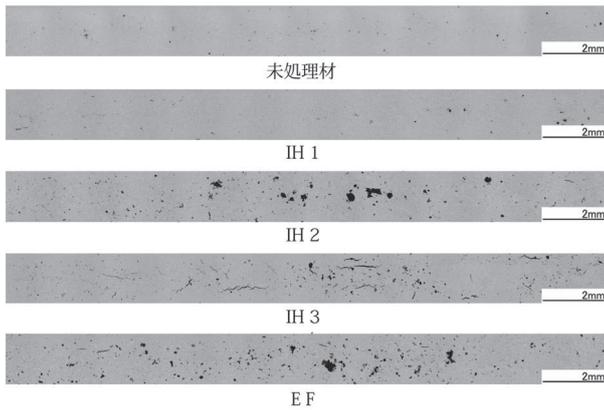


図3 各溶体化処理条件における断面マクロ組織観察結果

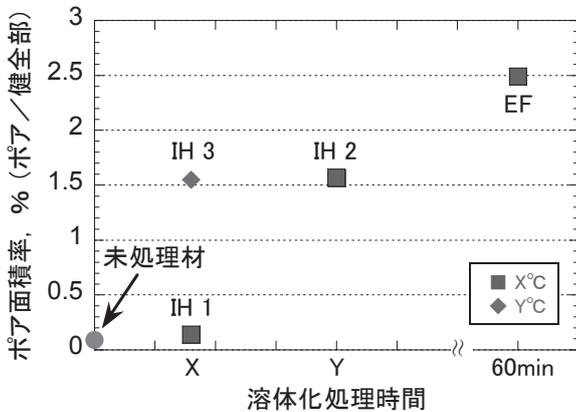


図4 断面マクロ組織から算出したポア面積率

IH1およびIH2試験片と溶体化処理温度が同一で、溶体化処理時間が最も長いEF試験片では、IH2試験片と同様にポアの成長が見られたが、ポアの発生（成長）量についてこの比較では明確な差は見受けられなかった。IH3試験片はIH1試験片と溶体化保持時間が同じではあるが、処理温度が高いためポアの成長が見られるが、この成長したポアはIH2試験片のような丸形状のポアでなく、亀裂状のポアが主に観察された。

次に、図4に断面マクロ組織から算出したポア面積率を示す。ポア面積率の算出は（ポア部面積／健全組織部面積）により算出した。未処理材のポア面積率は0.09であり、これは铸造時から存在していたと思われるごく微量の鑄巣によるものと思われる。IH1試験片のポア面積率は0.14であり、未処理材に比べ面積率は大きく計測されたものの、短時間の溶体化処理であることや、断面マクロ組織観察結果から鑑みて、試験片に内在していた鑄巣のばらつき量の範囲であり、溶体化処理に伴うポアの成長ではないと考えられる。IH2試験片のポア面積率は溶体化時間の増大に伴い大きく増加し1.57となった。

EF試験片のポア面積率は2.49と最も大きい値となり、前述の断面マクロ組織では明確な差が見受けられなかったが、面積率では明確な差となって計測された。IH3試験片のポア面積率は1.55であり、ほぼIH2の面積率と同等であった。

3-2 共晶Si粒の変化

図5に誘導加熱および電気炉による溶体化-時効処理による共晶Si粒の円相当径の変化を示す。円相当径の算出には金属顕微鏡付属の画像解析ソフトウェアNIS-Elementsを用いた。円相当径とは計測対象と同等の面積を持つ円直径のことである。

未処理材の円相当径は1.18であり、A°Cによる溶体化後時効処理を行ったIH1試験片では1.04と若干低下したが、IH2試験片で1.30、EF試験片で1.55と溶体化時間の増加と共に円相当径も増大していった。B°Cによる溶体化処理後時効処理を行ったIH3試験片の円相当径は1.10であり、IH1試験片とほぼ同等の値であった。

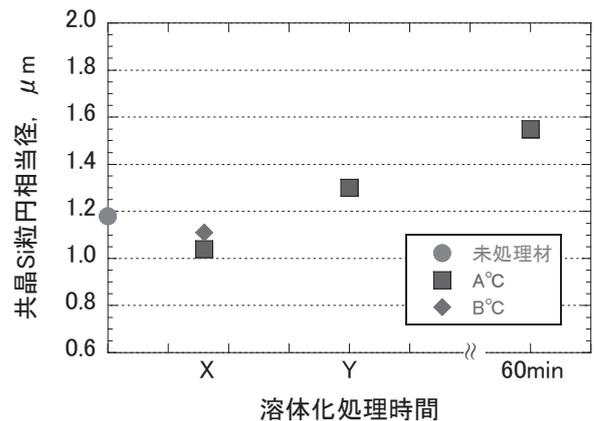


図5 各溶体化処理条件における共晶Si粒の円相当度

3-3 ビッカース硬さ

図6に誘導加熱および電気炉による溶体化処理後および溶体化-時効処理を行った試験片のビッカース硬さの変化を示す。未処理材のビッカース硬さは約80HVであり、溶体化処理を行った後の試験片のビッカース硬さは溶体化処理の固溶強化により一様に上昇していた。A°Cにおける溶体化処理後のビッカース硬さの推移は、IH1試験片で約117HVと最高硬さを示した後、溶体化処理時間の増加とともに低下していく傾向が見られ、IH2試験片で約113HV、EF試験片で約104HVであった。一方、B°Cにおける溶体化処理後のIH3試験片のビッカース硬さは約116HVと、IH1試験片と同等の値であった。A°Cで溶体化処理後時効処理を行った試験片のビッカース硬さはIH1試験片で約130HV、IH2試験片で約120HV、EF試験片で約114HVと溶

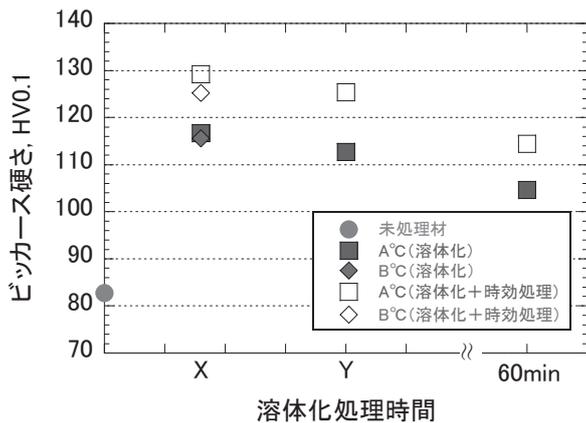


図6 溶体化処理後および時効処理後のビッカース硬さ
溶体化処理後の硬さから約10HV上昇していた。

同様にB°Cで溶体化処理後時効処理を行ったIH3試験片のビッカース硬さは約125HVと、こちらも同様に溶体化処理後から約10HV上昇していた。これは時効処理による析出強化によるものである。

4. 考 察

はじめにポアの発生・成長について考察を行う。ポアの発生・成長は、鋳造時の溶湯中に含まれていた水素ガスが鋳造時の冷却時に合金内に固溶され、後の溶体化処理などの加熱で粒界²⁾や共晶Si相と α (Al) 相の界面を経路として拡散し³⁾、粒界や化合物相といった析出核に集合し、^{4), 5)} 膨張することで生じる⁶⁾。固溶した水素ガスの拡散は加熱時間が一定の場合加熱温度が高温なほど、加熱温度が一定の場合加熱時間が長時間なほど生じやすい³⁾。また、粒界や化合物相、および共晶Si相と α 相との界面は水素のトラップサイトとなり、水素の拡散速度を低下させることが報告されている^{5, 7)}。

断面マクロおよびマイクロ観察で観察されたポアの成長は、溶体化時間が長時間側、また溶体化処理温度が高温なほど生じていたが、水素の拡散に要する時間が長く、拡散エネルギーも高いため拡散距離が大となるためであると考察される。また処理温度が高く、短時間の溶体化処理でポアが亀裂状に発生したのは、処理温度が高いため水素の拡散エネルギーは高いが、短時間での溶体化処理では球状のポアを形成するほど水素が拡散できず、拡散中の界面で現出したため亀裂状のポアとして発生したと考察される。

次に、共晶Si粒の変化について考察を行う。A°Cで溶体化処理を行った共晶Si粒の円相当度はIH1試験片で若干低下し、その後溶体化処理時間の増加とともに増大していく傾向が得られた。また、B°CによるIH3試験片の円相当度はIH1試験片とほぼ同等であった。これは共晶Si粒

を形成するSi原子が溶体化処理により拡散、球状化するとともに、粒数は熱処理時間の増大とともに減少していくことによるものと考えられる。

IH1およびIH3試験片で円相当度が若干低下したのは溶体化処理時間が短いため孤立した小さいSi粒は消滅せず、やや大きい針状のSi粒が球状化を生じ始めたためであると考えられ、IH2およびEF試験片で円相当度が増加していくのは溶体化処理時間の増大と共に孤立した小さいSi粒が拡散によりやや大きなSi粒に吸収されるとともに、球状化も促進されるためであると考えられる。

次に、A°Cで溶体化処理を行ったIH1試験片で最高硬さを示した後、溶体化保持時間の増大と共に低下していく傾向が見られ、B°Cで溶体化処理を行った試験片はIH1と同等のビッカース硬さを示したことから考察を行う。通常、処理温度が同じ溶体化処理であれば固溶限はあるが処理時間が長いほど固溶量が増加し、ビッカース硬さは増大するが、本実験で得られた結果はこれと逆の傾向を示している。溶体化処理後の時効処理ではアルミニウムマトリクスに固溶された元素が析出することでビッカース硬さが溶体化処理後よりも上昇するが、析出量は溶体化処理時の固溶量および時効処理温度・時間で決まる。本実験では時効処理条件が共通のため、時効処理後のビッカース硬さは固溶量に影響される。時効処理後のビッカース硬さの上昇は約10HVとほぼ同じであったことから、固溶量はA°Cで溶体化処理を行っただけの条件の試験片においても同等であったと考えられる。よって、溶体化処理後のビッカース硬さが溶体化処理時間の増大とともに低下していく傾向を示したのは、溶体化処理前後におけるなんらかの変化がビッカース硬さに影響を及ぼしたものであると考えられる。溶体化前後で変化するものとして挙げられるのはポアの発生・成長によるもの、共晶Si粒の成長によるもの、合金元素の固溶量によるものであるが、前述のとおり固溶量は一定であると思われるため、ポアおよび共晶Si粒の変化によるものであると考えられる。

ビッカース硬さは測定荷重をダイヤモンド圧子によるくぼみの表面積で除した値を硬さとし⁸⁾、くぼみ深さの10倍までが硬さ形成に関与する⁹⁾。本実験でのくぼみ深さは約6 μ mであるため、硬さ形成に関与する深さは約60 μ mまでが硬さ形成に関与すると考えられるが、溶体化処理によるポアの発生・成長は主に試験片中心部で見られ、表層部では見られなかったことから、ポアの成長がビッカース硬さの測定結果に影響を及ぼすとは考えにくい。一方、共晶Si粒は非常に硬く、前述のとおり溶体化処理時間とともに円相当径および粒数が増加している。圧子によるくぼみ内でこの変化が生じたために、ビッカース硬

さの測定結果に影響を及ぼしたものと考えられ、溶体化処理後のビッカース硬さはほぼ処理条件によらず一定であったのではないかと推測される。

これらのことから、誘導加熱を用いた短時間での溶体化処理は、ポアの発生および共晶Si粒の粗大化を抑えつつビッカース硬さも十分に得られ、短時間での溶体化処理は伸びを減少させるが引張強度を向上させるという小林ら¹⁰⁾の報告も鑑みると、機械的性質の向上には非常に有効な手段であると考えられる。

5. 結 言

一般的なアルミニウムダイカスト合金に対し、誘導加熱を用いた急速加熱による溶体化熱処理を行い、既存の熱処理方法である電気炉と断面マクロ・ミクロ組織、ビッカース硬さにより比較を行った結果、以下の結論を得た。

- (1) A°Cによる溶体化処理では誘導加熱を用いた急速加熱を用いた溶体化処理時間が短い条件ほどポアの発生・成長を抑制することができることが確認された。また、B°Cによる溶体化処理では短時間での溶体化処理でもポアの発生・成長の抑制にはつながらず、亀裂状のポアが発生することが確認された。
- (2) 共晶Si粒の円相当度は溶体化処理温度によらず、処理時間が短い条件で若干低下し、処理時間の増大とともに増加していくことが確認された。
- (3) A°Cによる溶体化処理でのビッカース硬さは、IH1試験片で最高硬さを示した後、処理時間の増大とともに低下していく傾向が示された。また、B°Cによる溶体化処理でのビッカース硬さはIH1試験片と同等の値を示した。
- (4) 溶体化処理後時効処理を施した試験片のビッカース硬さはいずれの試験片においても約10HVの上昇であったことから、溶体化処理後のビッカース硬さが溶体化処理時間の増大と共に低下したのは、共晶Si粒の変化によるものであると考えられる。
- (5) 誘導加熱を用いた急速昇温による溶体化処理は、機械的性質の向上に非常に有効な手段であると考えられる。

参考文献

- 1) 多田 弘一：軽金属，Vol. 48，No.10，p. 517-524 (1998)
- 2) 伊藤 吾郎，泉 孝裕，遠山 拓史：軽金属，Vol. 58，No.1，p. 15-21 (2008)
- 3) 市村 稔，篠嶋 妥，今林 守：軽金属，Vol. 42，No.6，p. 333-338 (1991)

- 4) 大西 忠一：軽金属，Vol. 39，No.3，p. 235-251 (1989)
- 5) 吉田 誠，瀧 圭司，福永 秀春：軽金属，Vol. 50，No.7，p. 325-329 (2000)
- 6) 磯部 俊夫，北岡 山治：軽金属，vol. 32，No.2，p. 107-114 (1982)
- 7) 梅田 秀俊，伊藤 吾郎，加藤 良則：軽金属，Vol. 56，No.8，p. 423-428 (2006)
- 8) 矢島悦次郎，市川 理衛，古沢 浩一：若い技術者のための機械・金属材料，丸善(株)，p. 86
- 9) 山本 普：(株)山本科学工具研究社・文献集「硬さ基準編について」，(株)山本科学工具研究社，p. 270-278 (1998)
- 10) 小林紘二郎，新宮 秀夫，尾崎 良平：軽金属，Vol. 20，No.5，p. 247-255 (1970)