

# 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2報）

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

## Functionalization of Non-ferrous Light Metals by Induction Heat treatment (2nd report)

Daisuke SUZUKI, Shoko HOSHINO, Yoshihiro NAKAYAMA\*1,  
Yoshio SUGITA\*2, Motoki SAITO\*3 and Katsuhiko KUBOTA\*4

### 要 約

ダイカスト用アルミニウム合金に対し、熱処理に伴うブリスト（ふくれ）などの casting defect に対し、抑制を行う目的で誘導加熱による急速溶体化熱処理を行った。熱処理後の試験片に対し、みかけ密度、断面観察、ビッカース硬さなどの評価により行ったところ、既存方法の電気炉による溶体化処理と同程度の熱処理効果が得られ、かつ casting defect の抑制につながると思われる結論を得た。さらに、直径6.0mmのチタン合金（Ti-6Al-4V）に対し、誘導加熱による表面硬化を目的に熱処理を行い、熱処理後のビッカース硬さ分布およびマクロ組織観察を行った。断面におけるビッカース硬さを測定したところ、表面から0.2mmの測定箇所において約390HVであり、約1.5mmの硬化層を得ることができた。

### 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。このような部材は成型加工後、熱処理を行うことが多いが、そのほとんどは間接加熱による熱処理炉を利用している。熱処理炉による処理では処理品が熱にさらされる時間が長く、それによる金属結晶の成長など、素材強度などへの影響がある。これらの解決には、急速加熱による熱処理が有効な手段である。これにより高強度・低変形といった高機能化が実現できるものと考えられる。

そこで本研究では、アルミニウム合金やチタン合金などの非鉄軽金属材の熱処理に、誘導加熱の特徴である急速短時間加熱による熱処理を行い、熱処理条件などが材料特性に与える影響を調査し、上記高機能化の実現を図ることを目的とする。

本年度は、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の適用を行った。一般的なダイカスト法により作製された製品はその内部に、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 casting defect を内在している。これが熱処理の際に“ブリスト（ふくれ）”とし

て、製品外観の低下や機械的性質の低下につながる可能性がある<sup>1)</sup>。この発生の抑制には、急速加熱による熱処理を行うことが非常に有用であると考えられる。本報告では、従来手法である電気炉による溶体化処理と、誘導加熱による溶体化処理を行い、断面マクロ・ミクロ組織観察、みかけ密度変化、ビッカース硬さおよび導電率の変化について比較を行い、評価した結果について報告する。

また、昨年度までに得られた結果をもとに、直径6.0mmのチタン合金（Ti-6Al-4V）に対し、誘導加熱を用いた表面熱処理を行った結果についてもあわせて報告する。

### 2. 実験方法

#### 2-1 実験装置

本実験の熱処理に用いた装置を図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/冷却機構は熱処理の対象物に応じ、一例であるが図3に示すような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（レック株, IGA）を備えている。この放射温度計で測温した結果をもとに、制御部にて加熱のコントロールを行っている。

\*1 国立大学法人山梨大学

\*2 ワイエス電子工業株式会社

\*3 浅川熱処理株式会社

\*4 有限会社丸真熱処理工業

表1 使用したアルミニウムダイカ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)

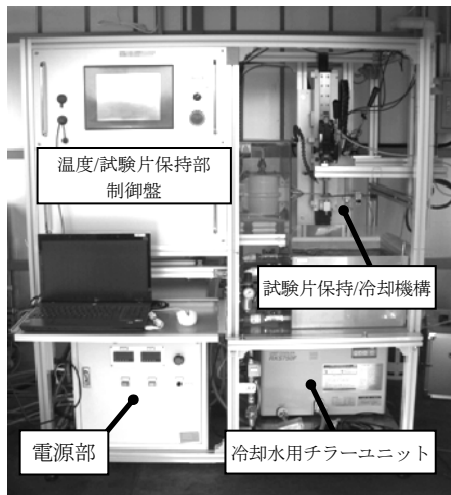


図1 実験装置全体図



図2 試験片保持/冷却機構部

## 2-2 アルミニウムダイカスト合金

本実験で用いたアルミニウムダイカスト合金は、一般的なダイカスト法によって作成された大きさ約 60×100 mm、厚み 2.0 mmの板状のものである。この合金の成分を表1に示す。この板材より1枚につき6個を、ワイヤ放電加工機（三菱電機㈱，SX-10型）を用いて直径20 mmの円盤状に切り抜いたものを試験片として準備した。なお、試験片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の偏りが生じないよう配慮を行っている。

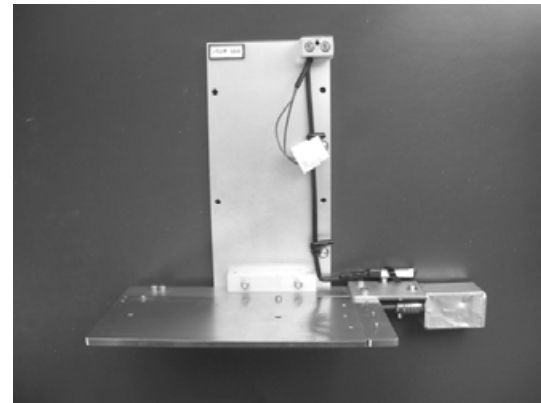


図3 板形状試験片保持機構

このように作成した試験片に対し、従来の一般的な電気炉による溶体化熱処理と誘導加熱による溶体化熱処理を、同じ溶体化温度において各条件 N=6 で行った。

誘導加熱において、加熱に用いたコイルは内径 25.5 mmである。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℃）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。溶体化熱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、共通の時効処理条件とした。溶体化熱処理 - 時効処理後の試験片は、ビッカース硬さ試験、断面マクロ・ミクロ観察、シグマメスタ（渦電流法）による導電率測定、アルキメデス法によるみかけ密度の変化について測定を行い、評価を行った。

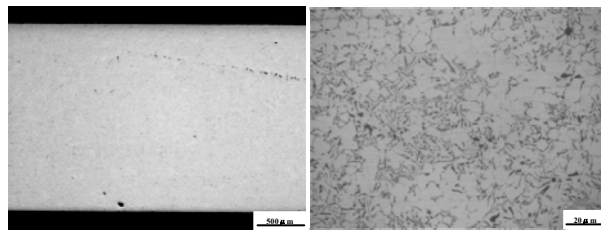
## 2-3 チタニウム合金 (Ti-6Al-4V)

試験片として、昨年に引き続き熱処理可能である  $\alpha + \beta$  型チタン合金の中でも最も一般的である Ti-6Al-4V 合金を用いた。試験片形状は丸棒とし、直径  $d=6.0$  mm、長さ  $L=150$  mmとした。この試験片に対し、電源電圧および移動速度を適宜調整し、表面熱処理を行った。熱処理を行った試験片に対し、ビッカース硬さ分布ならびに断面マクロ観察試験による評価を行った。

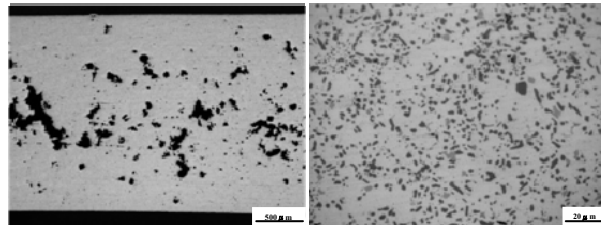
## 3. 結果および考察

### 3-1 アルミニウムダイカスト合金

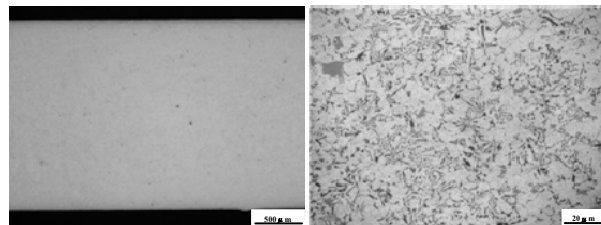
図4に電気炉および誘導加熱による溶体化 - 時効処理



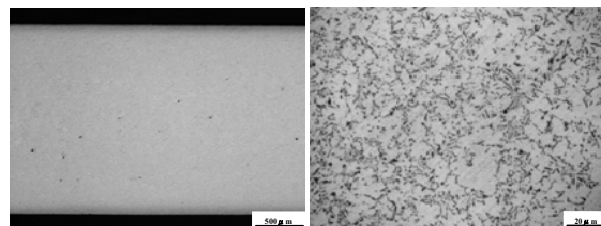
熱処理前(As received)



条件《1》（電気炉による処理）



条件《2》（誘導加熱による処理）



条件《3》（誘導加熱による処理）

図4 断面マクロ組織観察結果および断面ミクロ組織観察結果（左：断面マクロ組織，右：断面ミクロ組織）

後の断面マクロ組織観察および断面ミクロ組織観察結果を示す。今回溶体化熱処理を行った際の昇温速度は電気炉によるものが約 0.3°C/sec，誘導加熱によるものが約 60°C/sec である。また，保持時間に関しては，電気炉によるものは 60min，誘導加熱によるものは電気炉によるものに比べ大幅に短い保持時間とした。以降，電気炉による処理条件を条件《1》，誘導加熱による処理条件を保持時間が短い方から条件《2》，条件《3》とした。

電気炉による条件《1》の断面マクロ組織観察結果では，内部に溶体化処理時に成長したと思われる多数のブローホール<sup>2)</sup>と思われる欠陥の発生が観察された。一方で，誘導加熱による条件《2》および条件《3》の断面マクロ観察結果では，条件《1》のような大きな欠陥の成

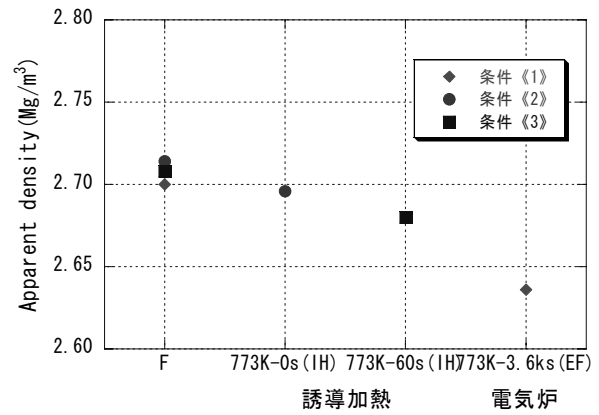


図5 熱処理前後のみかけ密度の変化

長は確認されなかった。

断面ミクロ組織の観察結果では，電気炉による条件《1》では溶体化熱処理による共晶 Si（図中黒く観察される部分）の球状化が観察され，また粗大化も観察された。誘導加熱による条件《2》および条件《3》では，保持時間が電気炉に比べ十分短いため，条件《1》のような球状化の進行，および粗大化が見られなかった。しかし，誘導加熱による保持時間が長い条件《3》と条件《2》を比較したところ，条件《3》については若干の球状化の進行が観察された。

次に，図5にアルキメデス法によるみかけ密度の変化を示す。みかけ密度の算出は（1）式に示すとおりである。

$$\rho = \frac{D \times m}{m - m_w} \quad \dots (1)$$

（ $\rho$ : みかけ密度[g/m<sup>3</sup>],  $D$ : 水の密度[g/m<sup>3</sup>],  $m$ : 試験片の  
大気中重量[g],  $m_w$ : 試験片の水中重量[g]）

この方法によりみかけ密度の変化を測定することで，上述した欠陥の成長を数値的に捉えることができる。

熱処理前のみかけ密度はどの試験片においてもほぼ 2.70Mg/m<sup>3</sup> 近傍の値を示したが，誘導加熱による溶体化処理を行った試験片は，条件《2》では 2.70Mg/m<sup>3</sup> とほぼ変化しないが，保持時間が長い条件《3》では，2.68Mg/m<sup>3</sup> と若干の変化が認められた。一方で電気炉による条件《1》では 2.64Mg/m<sup>3</sup> と，誘導加熱を行った試験片に対し大きく低下した。

これらのことから，誘導加熱による条件《3》による溶体化処理は，電気炉による溶体化処理に比べ，欠陥の成長ならびに共晶 Si の粗大化の抑制に有効であることが判明した。しかし，共晶 Si の球状化の度が低いことから，溶体化処理が十分に行われていない可能性も考えられる。よって，以下では電気炉による条件《1》と，

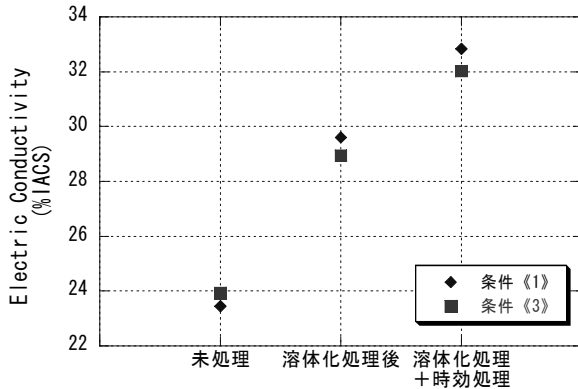


図6 導電率測定結果

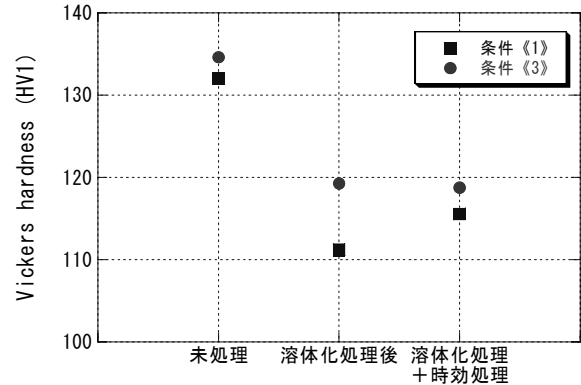


図7 ビッカース硬さ測定結果

誘導加熱による条件《3》について、ビッカース硬さならびに導電率の測定結果を用い検証を行った結果について記述する。

図6にシグマテスタ（渦電流法）による導電率測定結果を示す。導電率の変化は合金中の溶質濃度の変化、ここでは溶体化処理や時効処理に伴う合金元素の固溶量の増加、析出物の生成として捉えることができる<sup>3)</sup>。

熱処理前の導電率は約 24.0%IACS であったが、溶体化処理後の導電率は電気炉による条件《1》で 29.6%IACS、誘導加熱による条件《3》で 28.9%IACS と、どちらの処理方法においても上昇した。時効処理後の導電率は、溶体化処理後の値からさらに上昇し、電気炉による条件《1》で 32.8%IACS、誘導加熱による条件《3》で 32.0%IACS を示した。

次に、図7に試験片表面におけるビッカース硬さの測定結果を示す。ビッカース硬さの測定荷重は 100gf である。

熱処理前の試験片の表面硬さは約 130HV であったが、溶体化処理後の硬さはどちらの処理方法においても低下し、電気炉による条件《1》で約 110HV、誘導加熱による条件《3》では 120HV であった。時効処理後のビッカース硬さは、電気炉による条件《1》で溶体化処理後のビッカース硬さよりも若干上昇し約 120HV、誘導加熱による条件《3》ではほぼ変化なしの約 120HV であった。

導電率ならびにビッカース硬さの結果から判断すると、誘導加熱による溶体化処理は、電気炉に近い溶体化処理が行えたと考えられる。

一方で、ここで得られた結果は、通常の溶体化処理—時効処理において得られる結果と異なることが観察された。

通常の溶体化処理—時効処理では溶体化処理による合金元素の固溶により、溶体化処理前より導電率が低下し、ビッカース硬さは固溶強化により上昇する。また、時効処理後は溶体化処理により固溶した合金元素が析出する

ことにより導電率は上昇、ビッカース硬さは析出強化によりさらに上昇する。しかし、ここで得られた結果では、溶体化処理後に導電率は上昇し、ビッカース硬さは減少している。また、時効処理後では導電率はさらに上昇し、ビッカース硬さはほとんど変化していない。

これは、今回試験片に使用したダイカスト材の板厚が  $t=2.0\text{mm}$  と薄肉で鑄造後の冷却が著しく速く、あたかも溶体化処理が行われたかのような、かなりの固溶量が熱処理前の試験片に生じていたことに起因したものであると考えられる。このことは、溶体化処理後の導電率ならびに時効処理の導電率の上昇が上昇したこと、さらに、溶体化処理後のビッカース硬さの低下および時効処理後のビッカース硬さの変化が見られなかったことから推察される。溶体化処理後の導電率の上昇、ビッカース硬さの低下は初めから固溶していた合金元素の一部が析出したことにより引き起こされたものであると考えられる。また、時効処理後に導電率が上昇したのは残部の析出によるものであると考えられ、ビッカース硬さが変化しなかったのは過時効によるもので、時効処理後の析出強化を相殺したため引き起こされたものと思われる。

以上のことから、今後の研究では適度な過時効処理を施すことで、固溶している合金元素を析出させた上で溶体化処理を行い、誘導加熱による処理が機械的特性に与える影響を明確にしたうえで、電気炉による処理に対し優位性があることを明らかにしていく。

### 3-2 Ti-6Al-4V チタン合金

図8にチタン合金の断面マクロ組織観察を示す。表面温度を計測しながら加熱を行い、適宜加熱状態を制御することによって、軸方向に対して安定した熱処理が可能となった。

次に、図9に図8中に示した中央の試験片における左端面より 2.0mm の位置での試験片表面から内部にかけてのビッカース硬さ分布を示す。この条件下では、表面

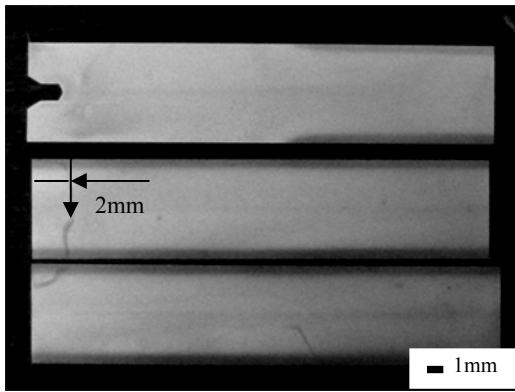


図8 断面マクロ組織観察結果およびビッカース硬さ測定位置

導加熱による表面熱処理を行ったところ、軸方向に対して安定した熱処理が行えた。また、表面より0.2mmの箇所において約390HVが得られ、約1.5mmの硬化層を得ることができた。

#### 参考文献

- 1) 多田 弘一：軽金属，Vol.48，No.10，p.517-524 (1998)
- 2) 半谷 禎彦，北原総一郎，天田 重庚：軽金属，Vol.56，No.2，p.112-116 (2006)
- 3) 小松 伸也：軽金属，Vol.60，No.10，p.511-529 (2010)

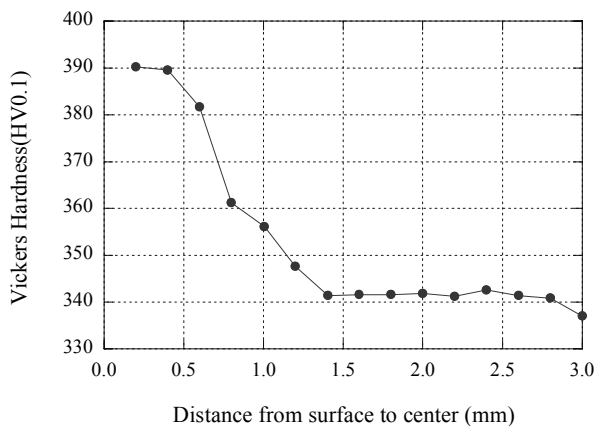


図9 試験片表面から内部へのビッカース硬さ分布

より0.2mmの箇所において、約390HVが得られ、試験片中心に向うにつれてビッカース硬さは減少し、表面から約1.5mmで母材硬さと同等である約340HVを示した。

## 4. 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の適用を行い、既存の熱処理方法である電気炉との材料特性について、断面マクロ・マイクロ組織、みかけ密度、導電率、ビッカース硬さにより比較を行った。また、直径6.0mmのチタン合金(Ti-6Al-4V)に対し、誘導加熱を用いた表面熱処理を行った結果、以下の結論を得た。

- (1) 断面マクロ・マイクロ観察より得られた結果として、誘導加熱による溶体化処理は、電気炉による溶体化処理に比べ、欠陥の成長ならびに共晶Siの粗大化の抑制に有効であることが判明した。
- (2) 導電率、ビッカース硬さより得られた結果として、誘導加熱による溶体化処理は、電気炉に近い溶体化処理が行えたものと思われる。
- (3) 直径6.0mmのチタン合金(Ti-6Al-4V)に対し、誘