

ダイカストリヤームへの適用に向けた Al-Si-Mg 系合金の熱処理特性の検討

Study of Heat-treatment Characteristics of Al-Si-Mg Alloy for Application in Rear Arms Made by High-pressure Die-casting Process

奥田 裕也 進藤 孝明 鈴木 貴晴 栗田 洋敬

要旨

汎用合金と簡便なプロセスの組合せで高強度なリヤームを実現することを目的とし、ADC3 系合金を用いたダイカストリヤームの T5 熱処理による高強度化を検討した。検討する上で、二段時効による負の効果の発現を防ぎ、強度が安定して向上する熱処理条件を設定することが必要不可欠である。本研究では、複雑な時効硬化特性を有する Al-Si-Mg 系合金を用いて、リヤームが生産可能な熱処理条件を明らかにするために、T5 熱処理後の硬さに及ぼす材料組成の影響、水冷条件の影響、時効条件の影響を調査した。

本研究により、Mg の含有量は時効硬化による硬さ上昇に影響があり、0.32 から 0.37wt% の場合、時効温度 473K では 7.2ks でピーク時効硬さ 88.7HRF を示した。483K では 3.6ks でピーク時効を迎え、最も高い 90.6HRF を示した。Cu の含有量と水冷時の水温は硬さに影響を及ぼさなかった。これらの特性は平衡状態における Mg_2Si 量の計算結果から正の効果の発現が示唆された。

本研究で得られた知見に基づき開発されたリヤームは、2015 年タイで発売した M-SLAZ に代表される ASEAN 向けスポーツモデルに採用された。

Abstract

Aiming to deliver a high-strength rear arm for motorcycles made through the combination of simple processing and a standard alloy, research into the optimization of T5 heat treatment was carried out to improve the strength of the rear arm made of JIS-ADC3 series alloy using a high-pressure die-casting process. For the research, it was essential to prevent the negative effects of two-step aging and to determine the heat treatment conditions which enable stable improvement in the strength of the rear arm. In this study, the effects of material composition, water-cooling conditions, and aging conditions on the hardness of T5 heat-treated Al-Si-Mg alloy, which shows complicated precipitation characteristics during the age-hardening process, were researched to clarify the heat treatment conditions enabling the manufacturing of rear arms.

Through the study, the following results were obtained. Mg has an important role in improving the age-hardening characteristics of Al-Si-Mg series alloy. In the case of 0.32 – 0.37 wt% Mg, a peak hardness of 88.7HRF was obtained at 473K × 7.2ks. By increasing the aging temperature, the peak hardness increased, with the ultimate hardness of 90.6HRF obtained at 483K × 3.6ks. On the other hand, the Cu content and cooling water temperature have no significant effect on age hardening characteristics. The results of calculations of Mg_2Si content in the age-hardened alloy suggested that positive age hardening effects had emerged for this characteristic.

Based on the results obtained in this study, the developed rear arm has been employed in sports models for ASEAN countries as represented by the M-SLAZ launched in Thailand in 2015.

1

はじめに

モーターサイクル車体用構造部材には強度、じん性の観点より Al-Si-Mg 系鋳物が広く用いられている^{[1][2]}。特に操縦安定性の観点から軽さが求められる骨格部品においては AC4CH アルミニウム合金に T6 熱処理を行って高強度化し、使用されてきた^[3]。

しかし近年、生産性向上と軽量化要求の高まりから、薄

肉軽量構造が可能で、生産性の高いダイカスト鋳造法のモーターサイクル車体構造部材への適用ニーズが高まり、CF (Controlled Filling) ダイカスト法^[4]が開発された。この技術は、A365 新塊合金を用いて材料特性の安定化を図りつつ、真空ダイカスト技術、高品質溶湯処理技術、金型温度調節技術を統合することにより、鋳物中に含まれるガス量を 3cc 以下に低減することで T6 熱処理を可能にしている。

CF ダイカスト法は大型スポーツモデルのリヤアーム、メインフレーム等で実用化されている。

一方、主として ASEAN 等で生産される中小型モデルの車体構造部品を考えたとき、T6 熱処理まで可能な従来の CF ダイカスト法では特殊な設備が必要になり管理が複雑になる。また製造エネルギーの大きな新塊を使用するため、生産量の多い海外製造拠点での適用には制限がある。

そこで汎用合金と簡便なプロセスの組合せで高強度なリヤアームを実現することができる方法として、ADC3 系合金を用いたダイカストリヤームの T5 熱処理による高強度化を検討することとした。

ADC3 系合金は Al-Si-Mg 系のダイカスト合金であり、キャストホイールには比較的古くから採用されている^[5]。一般的にはダイカスト鑄造後、ADC3 系合金に T5 熱処理を行うと機械的性質が向上することが認められている。Al-Si-Mg 系合金に熱処理を行う場合、自然時効のみではほとんど硬化しないため、多くの場合、自然時効と人工時効の組合せで時効処理が行われ、二段時効と呼ばれている。Al-Si-Mg 系合金の場合、複雑な二段時効挙動が知られており、処理条件によっては二段時効後の硬さが人工時効のみに対し低下する「負の効果」があることが知られている。その原理については種々の議論がされているものの明確な説が定まっていない^{[6] [7] [8] [9]}のが現状である。

T5 熱処理を施した ADC3 系合金製ダイカストリヤアームを検討する上で、負の効果の発現を防ぎ、強度向上が可能な熱処理条件を設定することは必要不可欠である。そこで本研究では、複雑な時効硬化特性を有する Al-Si-Mg 系合金を用いて、リヤアームが生産可能な熱処理条件を明らかにするために、T5 熱処理後の硬さに及ぼす材料組成の影響、水冷条件の影響、時効条件の影響を調査し、適正な熱処理条件の検討を行った。

なお、本研究で得られた結果に基づき開発されたリヤアームは、2015 年タイで発売した M-SLAZ (図 1) に代表される ASEAN 向けスポーツモデルに採用されている^[10]。



図1 M-SLAZ (2016年タイ仕様)

2 試験方法

2-1. 人工時効挙動に及ぼす材料組成と時効温度の影響

2-1-1. 合金組成

本試験に用いた供試材合金組成を表 1 に示す。Si の含有量を固定し、Mg および Cu の含有量を変化させた。Al-Si-Mg 系合金において、Mg は時効硬化特性に大きな影響を及ぼす代表組成であり、 Mg_2Si を形成して熱処理後の強度を上げるといわれている。Cu は再生塊の使用を前提とした場合、混入は避けられない。また、Al-Cu-Mg-Si 系化合物が析出し^[6] Mg_2Si 量が減ることが報告されており、許容量を設定する必要がある。そこで Si の含有量を固定し、Mg の含有量を 3 水準 (0.22、0.31 ~ 0.32、0.36 ~ 0.37 wt%)、および Cu の含有量を 2 水準 (0.12 ~ 0.14、0.23wt%) に変化させた A から F に示す 6 種類の溶湯を準備した。

2-1-2. 鑄造条件および供試材形状

材料組成の影響を調査するために、表 1 に示す 6 組成 (A ~ F) について 473K における時効硬化特性を調べた。

表1 供試材合金組成 (wt%)

	Si	Mg	Cu	Fe	Mn	Zn	Ni	Sn	Pb	Ti	Al
A	8.9	0.22	0.12								
B	8.9	0.22	0.23								
C	9.0	0.32	0.14								
D	9.0	0.31	0.23								
E	8.8	0.37	0.14	1.3 $\geq$	0.3 $\geq$	0.5 $\geq$	0.5 $\geq$	0.1 $\geq$	0.15 $\geq$	0.30 $\geq$	Bal.
F	9.0	0.36	0.23								
G	8.8	0.34	0.18								
H	8.9	0.38	0.14								

それぞれの溶湯を用いて二輪車用車体部品をダイカスト
鑄造した。主な鑄造条件を表 2 に示す。ダイカスト鑄造直後、
293 ～ 318K で水中に浸漬して冷却し、人工時効を行う前
に室温で 1800ks 自然時効させた。その間に、ダイカスト素
材の肉厚約 5mm の肉厚中心部より長さ 64mm 幅 8mm 厚
さ 3mm の板を切り出して供試材とした。その後、#1200
のエメリー紙で表面を研磨した。

表2 鑄造条件

溶湯温度	973±5K
型温	473～533K
鑄込重量	5000g
充填時間	90msec
鑄造圧力	60MPa

2-1-3. 人工時効および硬さ測定

切り出した供試材は各々 473K にて人工時効処理を行
い、硬さを測定した。硬さは、各々 1.8、3.6、7.2、14.4、
28.8、86.4ks の人工時効後にミットヨ製ロックウェル硬さ計
HR-522 を用い、F スケールにて測定した。鑄巣の影響を考
慮し、各々 3 点測定し最高硬さを求めた。時効時間には加
熱時間も含んでいる。

次に、最も高い硬さを示した組成 F を用いて時効温度を
変化させることにより時効硬化特性の変化を調査することと
し、温度は上述の 473K に 483、453K の 2 水準を追加し、
3 水準にて比較した。

2-2. 二段時効後の硬さに及ぼす自然時効の影響

2-2-1. 合金組成

二段時効後の硬さに及ぼす自然時効の影響を調査するに
あたり、表 1 に示す組成 C、D、E、F の中間組成である組
成 G の溶湯を準備した。

2-2-2. 鑄造条件および供試材形状

板厚を 3 種類（10、5、3 mm）に変化させた形状の鑄型を
準備し、表 3 に示す条件でダイカスト鑄造を実施し、供試材とし
た（図 2）。

表3 鑄造条件

溶湯温度	973±5K
型温	473～533K
鑄込重量	3250g
充填時間	30msec
鑄造圧力	45MPa

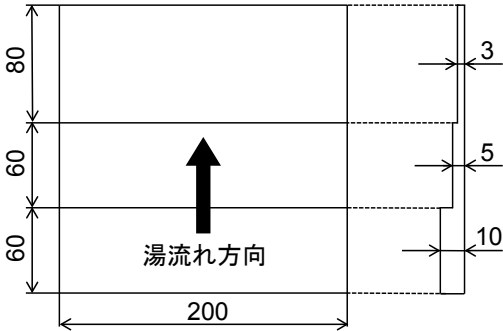


図2 供試材形状

2-2-3. 熱処理および硬さ、電気伝導率測定

ダイカスト鑄造後、取り出した供試材を直ちに水冷した。
自然時効温度は 303K の室温として、水槽から取出し直後
から自然時効を開始した。時効時間の最小水準は 1.8ks か
ら 3.6、7.2、10.8、21.6、86.4ks の 6 水準に変化させた。
次いで、463K、3.6ks にて人工時効を行った。

硬さはミットヨ製ロックウェル硬さ計 HR-522 を用い F ス
ケールにて測定した。電気伝導率は日本フェルスター製シグ
マテストを用い、渦電流により室温で測定した。いずれも板
厚 10、5、3mm の中央部の鑄肌面で行った。

2-3. 水冷直前の供試材温度と冷却水温の影響

2-3-1. 合金組成

水冷直前の供試材温度と冷却水温が熱処理後の硬さに及
ぼす影響を調査するにあたり、表 1 に示す組成 H の溶湯を
準備した。

2-3-2. 鑄造条件および供試材形状

開発目的であるリヤームと同等の重量、形状を有する
二輪車用車体部品を、表 4 の条件でダイカスト鑄造した。
高さ 300mm 幅 140mm 長さ 620mm の部品の基本板厚
2.5mm の部分から 120mm 角の板を切り出し、供試材とし
た。

表4 鑄造条件

溶湯温度	973±5K
型温	473～533K
鑄込重量	5000g
充填時間	80msec
鑄造圧力	54MPa

2-3-3. 熱処理および硬さ測定

本試験においては、水冷直前の供試材温度および冷却水

温の影響を簡便に調査するため、ダイカスト铸造後 303K 以下の室温まで放冷し、次いで強制循環式恒温器を使い 793K で、0.6ks 保持した。その後、狙いの供試材温度まで放冷し、20L の水中に浸漬して冷却した。その際に、供試材温度は 593、643、693、743、773K の 5 水準、水温は 278、326、371K の 3 水準とした。また、水冷の際に供試材にはシース熱電対を取り付け、温度の測定を行った。水冷後は、室温にて 86.4ks の自然時効を行い、次いで 473K、3.6ks の人工時効を行った。

硬さはミットヨ製ロックウェル硬さ計 HR-522 を用い F スケールにて測定した。測定箇所は供試材のゲートから約 10mm 離れた鋳肌面で、# 800 のエメリー紙で研磨を行った後、5 箇所測定を行い、平均値を算出した。

3 試験結果

3-1. 人工時効挙動に及ぼす材料組成と時効温度の影響

図 3 に結果を示す。横軸が人工時効時間、縦軸が人工時効後の室温でのロックウェル硬さである。いずれも 7.2ks 付近に最大値を有している。Cu の含有量がほぼ同等である組成 A、C、E を比較すると、組成 C、E はほぼ同等の硬さを示している。

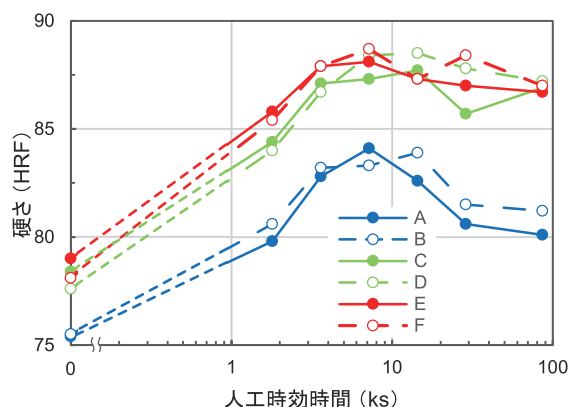


図3 人工時効挙動に及ぼす材料組成の影響

一方、組成 A は C、E に対し時効時間によらず、4 から 6 ポイント程度低い硬さを示している。組成 A、C、E に対し Cu の含有量の多い組成 B、E、F においても同様の傾向が認められる。これは Mg の含有量をある一定以上に管理すれば、必要な硬さが得られることを示している。また、Mg の含有量が同じ組成 A と B、C と D、E と F の比較においては、それぞれ Cu の含有量によらずほぼ同等の硬さを示している。本試験の成分範囲においては、使用上含有不可避となる Cu の含有量が強度に影響を及ぼさないことが示されており、再

生塊の使用が可能であるといえる。

続いて、最も高い硬さを示した組成 F の供試材を用いて、時効温度を 3 水準変化させた際の時効硬化特性を調査した。図 4 に組成 F の供試材における各人工時効温度での時効曲線を示す。483K においては 3.6ks 後に、473K においては 7.2ks 後にピーク硬さが発現した。453K においては 86.4ks 後が最も硬さが高く、右肩上がりのグラフとなっており、86.4ks までの間で硬さのピークは見られなかった。

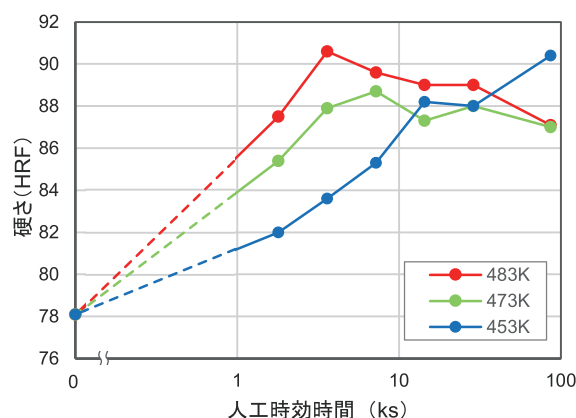


図4 人工時効挙動に及ぼす時効温度の影響

これらの結果から、ダイカスト铸造を行い、ダイカスト铸造直後 293 ~ 318K の水中に浸漬して冷却し、Mg の含有量を 0.36 ~ 0.37wt% に調整した溶湯を用い 483K で人工時効を行うことにより、3.6ks でピーク硬さ 90.6HRF を得られることが分かった。

3-2. 自然時効の影響

生産活動においては、铸造後のせき折り工程や熱処理前の搬送が必要になり、必ずしも铸造直後に人工時効を開始できるわけではない。また、自然時効時間を管理する場合、生産リードタイムに関わるため、熱処理条件を決定する上で、自然時効が人工時効後の硬さに及ぼす影響を把握することは重要である。そのため 3 種類の板厚 (10、5、3mm) を有する供試材を用い、自然時効が人工時効後の硬さに及ぼす影響を調べた。結果を図 5 に示す。横軸に自然時効時間、縦軸に 463K にて 3.6ks 人工時効を行った後のロックウェル硬さを示す。板厚ごとの硬さ変化に着目すると、板厚 3mm と 5mm は自然時効時間が長くなるとともに硬さが上昇しているのに対し、板厚 10mm は自然時効時間 1.8ks では他の板厚に比べて最も大きな硬さの値を示しているものの、その後 86.4ks までは硬さが変わらなかった。その結果、自然

時効時間 1.8ks では板厚 10mm が最も硬さが高く、10.8ks で 3 水準の板厚がいずれも同等の硬さになり、86.4ks では 3mm が最も硬さが高くなることが分かった。

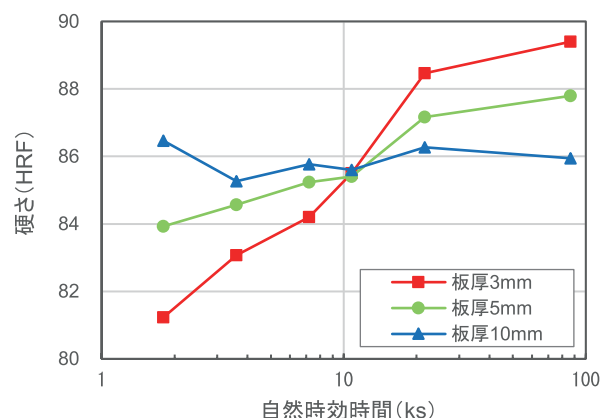


図5 人工時効後の硬さに及ぼす自然時効時間と板厚の影響

続いて、自然時効時間が析出状態に与える影響を図 6 に示す。電気伝導率は、析出と相関のある物理的性質として知られている^{[11][12]}。そこで、図 5 に示す時効硬化特性を検証するために、硬さ測定後の供試材を用いて電気伝導率測定を行った。固溶度が高いほど電気伝導率は低くなり、固溶度が低下すると高い値を示す。板厚が薄いほど水冷直後の電気伝導率が低くなっていることから、板厚の低下に伴い冷却速度が速くなり十分な溶体化ができていないものと推察される。硬さと同様に板厚 3mm と 5mm の場合、自然時効時間が長くなるとともに電気伝導率が上昇しているのに対し、板厚 10mm は自然時効時間 1.8ks から 86.4ks まで大きな変化は見られない。板厚 10mm は自然時効時間 1.8ks から 86.4ks まで人工時効後の析出状態に顕著な差がないと考えられる。

これらの結果から、本研究で検討した条件においては板厚が薄いほど、また自然時効時間は長いほど人工時効後の硬さが向上することが分かった。二段時効後の硬さにおける正負の効果については、合金中に存在する Mg_2Si 量が 1wt% 以上であると負の効果が発現するといわれている^[6]。そこで、CalPhad 法による汎用の金属合金物性値計算ソフトウェア JMatPro を用いて本成分の平衡状態における Mg_2Si 量を計算した。その結果、620K で析出量は最大値 0.48wt% となることが分かった。本成分では析出する Mg_2Si の量は 1wt% 未満であること、板厚 3mm と 5mm において自然時効時間の増加とともに硬さが上昇していることから、負の効果は発現していないと考えられる。

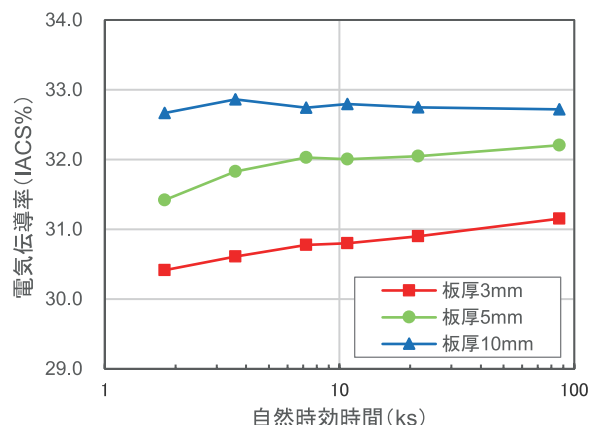


図6 電気伝導率に及ぼす自然時効時間と板厚の影響

3-3. 水冷直前の供試材温度と冷却水温の影響

ダイカスト工程中の T5 熱処理の水冷は、射出が完了し、型開き後に供試材を取出し、直後に冷却水中に浸漬する。この時、水冷直前の供試材温度は時効処理後の硬さに影響を及ぼすといわれている。そのため本試験は、水冷直前の供試材温度を変化させ、所定の熱処理を行った際の硬さを調査した。図 7 に結果を示す。横軸に水冷直前の供試材温度、縦軸に人工時効後のロックウェル硬さを示す。いずれも水冷直前の供試材温度の上昇に伴い硬さが増加していることが分かった。

冷却水温は 278、326、371K の 3 水準にて試験を行った。これらは最大 93K の温度差があるが、人工時効後の硬さへの影響は見られなかった。硬さの発現には、溶体化における過飽和固溶体の形成状態が影響を及ぼす。過飽和固溶体の形成には、溶体化温度と時間に加えて、組成と冷却速度も影響を及ぼす。冷却水温を変化させても人工時効後の硬さに変化が見られないことから、今回試験した冷却水温の範囲であれば、過飽和固溶体を形成するのに十分な冷却速度が確保されており、かつ同等の冷却速度であったと考えられる。そのため、水冷時には厳密な温度管理をすることなく、硬さの確保が可能であることが分かった。

過飽和固溶体の考察のため、前述のように JMatPro にて各温度の平衡状態における Mg_2Si 量を計算した。結果を図 7 に重ねて示す。 Mg_2Si は Al-Si-Mg 系合金の時効硬化において、人工時効の過程で組織中に微細に分散析出することで強度を増加させる。平衡状態においては 780K より低温側で Mg_2Si の析出が始まり、温度低下とともに析出量は増加する。前述の通り 620K で最大値となり、その後減少に転じる。水冷直前の供試材温度が低い場合に硬さが低い理由は、水冷開始までの放冷されている間に Mg_2Si が析出し、

人工時効によって析出する Mg_2Si が減少したためと考えられる。供試材温度が高い場合に硬さが高い理由としては、水冷開始までに析出する Mg_2Si が少なく、人工時効で析出すべき Mg_2Si が十分確保されていたためと考えられる。

以上の考察から、高い硬さを得るためには水冷直前の供試材温度は高いほうが良いことが分かった

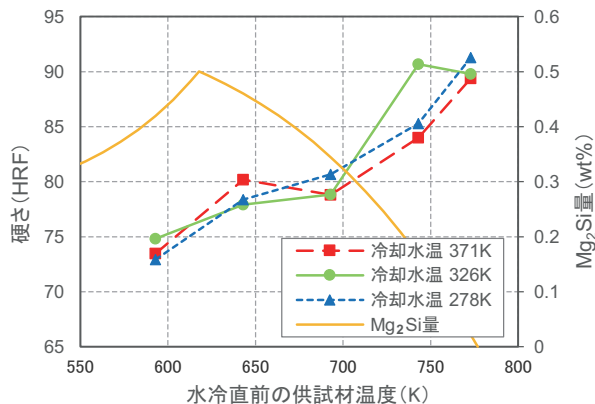


図7 硬さに及ぼす水冷直前の供試材温度と冷却水温の影響

4 おわりに

複雑な時効硬化特性を有する Al-Si-Mg 系合金を用いて、リヤームが生産可能な熱処理条件を明らかにするために、材料組成の影響、水冷条件の影響、時効条件の影響を調査し、以下の知見が得られた。

1. Mg の含有量は硬さ上昇に影響があり、0.22wt% では硬さが低く、0.32 ~ 0.37wt% では一定の硬さになった。
2. Cu の含有量は、今回の試験範囲においては、硬さ上昇に影響を及ぼさなかった。
3. Mg の含有量が 0.32 ~ 0.37wt% の場合、473K、7.2ks でピーク時効を迎えた。
4. 時効温度 483K の場合、時効の進行が早くなり、3.6ks でピーク時効を迎え、硬さは 90HRF 以上となり最も高い値を示した。
5. 二段時効の影響を調べた結果、自然時効時間の増加に伴い人工時効後の硬さは増加し、 Mg_2Si 量の計算結果から正の効果の発現が示唆された。
6. 水冷時の水温は、278K から 371K の範囲では硬さに影響を及ぼさなかった。

参考文献

- [1] 山縣裕: 鑄造工学, Vol76(2004), 967-971
- [2] 山田徹: 軽金属, Vol41(1991), 67-74
- [3] 橋内 透, 山縣 裕, 小池 俊勝: 軽金属, Vol56(2006), 233-239
- [4] 橋内 透, 山縣 裕, 小池 俊勝: YAMAHA MOTOR TECHNICAL REVIEW, Vol35(2003), 159-163
- [5] 鈴木宗男: 軽金属, Vol28(1978), 41-53
- [6] アルミニウムの組織と性質, 編集 40周年記念事業実行委員会・記念出版部会, 軽金属学会, (1991), 278-295
- [7] 松田健二, 池野進: 軽金属, Vol50(2000), 23-36
- [8] 菊池正夫: NSST つうしん, Vol92(2016), 2-3
- [9] 井上達也, 後藤真英, 山口篤司, 大竹哲生, 黒田明浩, 吉田誠: 軽金属, Vol61(2011), 507-512
- [10] Pisithsak Surawichai, Rittanon Chongchatklang, Ken Rungruang, 小原 透: 「アセアン新型 M-SLAZ の開発」 YAMAHA MOTOR TECHNICAL REVIEW, Vol52(2016)
- [11] 柴田喜三, 大塚一郎, 穴田徹一, 山辺成雄, 草開一夫: 軽金属, Vol26(1976), 327-335
- [12] 小松伸也: 軽金属, Vol60(2010), 511-529

著者



奥田 裕也
Yuya Okuda
エンジンユニット
コンポーネント統括部
材料技術部



進藤 孝明
Takaaki Shindo
エンジンユニット
コンポーネント統括部
材料技術部



鈴木 貴晴
Takaharu Suzuki
エンジンユニット
コンポーネント統括部
材料技術部



栗田 洋敬
Hirotaka Kurita
エンジンユニット
コンポーネント統括部
材料技術部