技術資料

Technical Data

大型のダイカスト金型に適した高靭性鋼DHA™-GIGA

河野正道*

High Toughness Steel for Gigantic Dies of Die-Casting DHA™-GIGA

Masamichi KAWANO

Synopsis

The trend in die-casting for battery electric vehicles includes integral casting to produce large body parts. However, the use of gigantic dies for casting large parts poses a higher risk of gross cracking due to low toughness at the core. The reduced toughness is attributed to the presence of primary carbides, boundary carbides and coarse bainite. The presence of primary carbides is due to the slow solidification rate of large ingots, while carbide precipitation at austenitic-grain boundaries occurs during slow cooling after the ingot is converted into a large hot-forged block. Additionally, the low quenching rate of large dies results in the formation of coarse bainite at higher temperatures. To address these challenges, a new grade steel, DHA^{TM} -GIGA, with higher toughness for large dies has been developed. This paper explains the development concepts of DHA-GIGA and primarily focuses on comparing the correlation between toughness and quenching rates with that of conventional steels. The influence of notch shape, impact test temperature, and prior austenitic grain size on toughness is also discussed.

1. はじめに

近年,型締め力 6000 t 以上の超大型ダイカストマシン によって,BEV 用の大型部品が製造されるケースも増え ている¹⁾.リアやフロントのアンダーボディは,従来は 数 10 以上の鋼部品を溶接で一体化していた.これをアル ミ合金の1部品として,1工程で鋳造する革新的な工法 が超大型ダイカストである.部品数や付帯設備が大幅に 削減され,工程は劇的に効率化する.

超大型ダイカストに用いられる非常に大きな金型は, 複数のインサートブロックを組み上げる分割式が一般的 である.この方式では,金型寸法精度の厳格な管理と, 組み上げ技術の高さが求められる.また,パーティング ラインが鋳造品に転写されやすい.

今後,上記の問題を回避するため,インサートブロッ クの分割数削減や一体化のニーズが発生すると予想され る.分割数を減らせば,個々の金型は大きくなる. 一般に,既存鋼の大きな金型は中心部側の靱性が低い. 原因は,鋼塊の晶出炭化物や鍛造材の粒界炭化物が残存 すること,焼入れ組織が粗大なベイナイトになること, である.このため亀裂が発生・進展しやすく,大割れ²⁾ が懸念される.

上記の認識から,超大型ダイカストに適した DHA[™]-GIGA を開発した.金型の中心部側でも,晶出炭化物や 粒界炭化物が少なく微細なベイナイト組織を呈し,高靭 性である.また,多量の切削に対応できる良好な被削性 も有する.今後,既存鋼の最大活用と併せ,インサート ブロック大型化のニーズが発生した場合への即応体制を 整えてゆく.

本稿では、DHA-GIGAの開発で考慮した事柄や、靭性 と焼入れ速度の相関について主に述べる.また、衝撃試 験片のノッチ形状や試験温度さらには結晶粒径が靭性に およぼす影響も簡単に紹介する.

2025年 3月 26日 受付 *大同特殊鋼㈱技術開発研究所(Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

2. 開発方針

DHA-GIGA は「高靭性かつ削れる」ことを目指す. 位置づけは、非常に大きな金型用の汎用鋼である.

2. 1 鋼材特性の相反

成分調整による特性 A の改善で特性 B が劣化,という相反の事例は多い.相反例の代表は,被削性と耐ヒートチェック性である.これら2特性にはシリコン(以下,Siという)の影響が大きく,Si < 0.3 mass%(以下,%という)の低 Si 鋼は「ヒートチェックは発生しにくい³⁾が削りにくい⁴⁾」傾向を示す.高 Si (0.9% < Si)の SKD61 は被削性が高い反面,耐ヒートチェック性に劣る.

2. 2 相反への対応

耐ヒートチェック性よりも被削性をやや優先し,中 Si (0.4~0.9%Si) とする.超大型ダイカストの汎用鋼 として,加工量の多さに対応できる被削性が必要と考え た.例えば,重量2t以上の金型を歩留まり70%で熱 間鍛造材から加工した場合,850kg以上の切くずが発生 する.

また,中 Si では金型の温度が低くなり過ぎないと考 えられ⁵⁾,薄肉で流動距離の大きい超大型ダイカストの 湯流れを阻害しにくい効果が期待される.

3 最大の特徴は高靭性

被削性を確保したうえで,高靭性に特化する.大割れ を高靭性によって回避し²⁾,計画された金型寿命への到 達を目指す.こうして,溶接補修が困難な大割れの突発 による早期寿命を防ぐ.

高靭性化に必要な高い焼入性の実現では,相反する球 状化焼きなまし(以下, SA という)性も確保する.

2. 4 ヒートチェックの認識

ヒートチェックの抑制には,高硬度化・表面処理⁶・ 離型剤微量塗布⁷⁾などの対策を講じる. 亀裂が顕在化 した場合には溶接補修⁸⁾を繰り返す.

補修回数の増加につれて, 意匠面は溶接材に置き換 わってゆく. すなわち, 耐ヒートチェック性への金型材の 関与は小さくなる. この過程では, 補修の土台となる金 型材の大割れ回避が最重要であり, ヒートチェックには 溶接材料や施工方法の影響が大きいと考えた.

3. 大きな金型の低靭性

高靭性に特化した成分系の検討に先立ち, 靭性の阻 害要因を明確化した. 第1要因はバナジウム(以下, V という)系の大きな炭化物,第2要因は粗大なベイナイ トである.これらの概要を金型製造工程「①鋼塊の鋳造 -②ソーキング-③熱間鍛造-SA-金型の荒加工-④ 焼入焼戻し-⑤精加工」に関連付けて述べる.

3. 1 V系の大きな炭化物

低靭性の第1要因「V系の大きな炭化物」には2種類あり、1つめが10~100 μ mの晶出炭化物²⁾、2つめは1~5 μ mの粒界炭化物である⁸⁾.

3. 1. 1 晶出炭化物

大鋼塊の凝固(①) では, 10 ~ 100 μm の炭化物が 偏析部で密集状態となりやすい. これらの大きな晶出炭 化物は V 系であり, ソーキング(②) など以降の工程で 固溶しにくく, 精加工(⑤) 後の金型に残存する.

3. 1. 2 粒界炭化物

熱間鍛造(③)後の冷却では、長さ1~5 μmの炭化 物がオーステナイト(以下,γという)結晶粒界に析出して 点列状に分布し,γ結晶粒のサイズに相当する粗大なネッ トワークを形成する. この粒界炭化物は晶出炭化物と同 様に V 系であり、SA や焼入・焼戻し(④) など以降の 工程で固溶せず、精加工(⑤)後の金型に残存する.

3. 2 粗大なベイナイト

低靭性の第2要因はマトリックスである. 金型の焼入 れ(④)では,高い温度で変態した粗大なベイナイト組 織になる. 焼入れ時のγ結晶粒が大きい場合のベイナイ トブロックは厚く長い. 高い温度で変態したベイナイトの 粗さは,粗大粒の場合に際立つ.

3. 3 中心部の組織状態

上記の傾向は金型の中心部側で顕著である.表面側 と比較し, 鋼塊の凝固速度・鍛造材の冷却速度・金型 の焼入れ速度がいずれも小さく, 焼入れ時のγ結晶粒も 大きいためである.金型の中心部側では, 晶出炭化物と 粒界炭化物が「V系の大きな炭化物」として存在し,マ トリックスは「粗大なベイナイト」である.このため, 亀 裂の発生や伝播が抑制されにくく, 低靭性である.

4. 成分系の検討

耐ヒートチェック性よりも被削性をやや優先するため (2. 2章), Si量は0.4~0.9%の中レベルである. 靭 性(焼入性), SA性, 高温強度, 軟化抵抗の観点から, Si 以外の成分を検討した.

4. 1 靭性

本稿における靭性は、衝撃試験の吸収エネルギーや衝 撃値を意味する.4章ではUノッチ試験片の衝撃値を扱 う.成分・組織・硬さの様々な組み合わせに対し、衝撃 値と破壊靭性は正の相関を示す⁹.

4. 1. 1 V系の大きな炭化物

熱間鍛造後の冷却速度が小さい場合, SKD61 は衝撃 値が低い.この理由は、長さ1~5 μmの大きな V 系炭 化物がγ結晶粒界に多く析出するためであると再現実験 で判明した(Fig. 1). SKD61の Si 量を 1.0 % から 0.05 % へと極低化すると、粒界析出の軽減によって衝撃値は改 善する.極低 Si 化は、晶出炭化物¹⁰⁾だけでなく粒界炭 化物の軽減にも有効である.ただし、中 Si の方針であ る本検討では、極低 Si 化を採用できない.



(c) Grain boundary carbides observed in SKD61.

Fig. 1. The influence of Si and V on impact value of SKD61 system alloys.

SKD61 の V 量 を 0.85 % から 0.55 % へと減量 する と、衝撃値は著しく改善する (Fig. 1). 低 V 化によっ て、V 系炭化物の粒界析出も大幅に抑制されるためであ る. 0.55 %V鋼の衝撃値は Si 量の影響を受けにくく、低 V 化は中 Si の本検討と整合性が良い.以上より、V を SKD61 より大幅に減量する方針とした.

V減量によって, 焼入れ加熱時に均一分散する微細な V系炭化物も減少する. 直径 0.2 μm 程度のこの炭化物 は, γ結晶粒界のピン止めによる粗粒化防止の効果を有 し, 高靭性化に不可欠である. 大きな V系炭化物を減 らししつつ, 微細な V系炭化物は確保する必要がある. 大鋼塊の晶出炭化物も考慮したうえで, ソーキングや焼 入れの条件適正化と併せ, V量を決定した.

4. 1. 2 粗大なベイナイト

焼入れ速度の小さい(以下,緩冷という)大きな金型 は、中心部側が高温で粗大なベイナイトに変態する.緩 冷であっても、低温で変態した微細な組織によって高靭 性を得るには、高い焼入性が必要である.

5%クロム(以下, Crという)のSKD61系において, 3℃/min緩冷材の高靭性化に対するモリブデン(以下, Moという)の寄与は小さい(Fig. 2). この結果はCCT 線図から裏付けられる(Fig. 3). Mo量の0.5%から3% への増加で変態点が低下するとは限らず,3℃/minに おけるベイナイト変態温度(以下, Bs 点という)の差



Fig. 2. The influence of Mo and Mn on impact value. U-notch specimens were used.



Fig. 3. Transformation behavior relating to Fig. 2. 1.2Mo grade indicates SKD61.

は 20 ℃程度である.マルテンサイト単相化の臨界冷却 速度は約 12 ℃ /min であり, Mo 量の影響は小さい.

一方, 高靭性化に対するマンガン(以下, Mn という) の効果は顕著である(Fig. 2). この結果もCCT 線図から 裏付けられる(Fig. 4). SKD61のMn 量を0.4%から1.1% へ増すと, Bs 点は約70℃低下する.また, 12℃/min 程 度であったマルテンサイト単相化の臨界冷却速度が3 ℃/min 程度に小さくなった.1.1Mn-SKD61の高靭性は (Fig. 2), 緩冷でも低温で変態した微細な組織が得られ た結果と考えられる.また, 高靭性化にはCrの増量も 有効である(Fig. 5).



Fig. 4. Transformation behavior relating to Fig. 2. 0.4Mn grade indicates SKD61.



Fig .5. Impact value of Mn-treated alloys to Cr.

以上より, Mn と Cr を SKD61 より増量する方針と した. なお, Fig. 2 と Fig. 5 の焼入れ速度 3 ℃ /min は, 500 ℃から 200 ℃の低温域における値である. 靭性への 影響が高温域よりも大きいため¹¹⁾, 低温域を重視した. 以下, 本稿においては同様である.

4. 2 SA性

焼入性の高い鋼種は SA 性に劣り,機械加工が容易な 硬さに軟化させることが難しい. Mn と Cr の増量によ る高い焼入性の実現では, Mn と Cr の比率適正化によっ て SA 性も確保する (Fig. 6).

 $Mn/Cr \leq 0.20$ では(Fig. 6 中の破線より左側), Ac3 点を超えた温度域からの徐冷法によって適正に軟化し た. 例えば, Mn が 1.1 % の場合, 5.5 % \leq Cr とすれば SA 性を確保できる. すなわち, 焼入性の改善に有効な Mn の増量に際しては, 相反する SA 性を兼備させるた め, Mn との比率を考慮して Cr も増量する.

4. 3 高温硬さと軟化抵抗

焼入性と SA 性の改善を目的とした Cr 増量は, 高温 硬さの向上にも有効である (Fig. 7). すなわち, Cr を 増すことで高温強度の向上も期待される.

一方, Cr 増量は軟化抵抗の低下を招く(Fig. 8). 高 温強度と軟化抵抗の相反を Cr 量のみで適正化すること は容易でない.

高 Cr 化で低下する軟化抵抗の補完には, Mo 増量が 有効である(Fig. 9). パーライト析出を抑制する, とい う意味での焼入性改善にも Mo は効果的である(Fig. 3). また, 高 Mo 化によって高温強度が上昇する.以上より, Mo を SKD61 より増量する方針とした.



Fig. 6. Influence of Mn and Cr on hardness of spheroidizing annealed condition. Alloys were heated beyond Ac3 temperature then slowly cooled.



Fig. 7. High temperature hardness to Cr. The initial value 423 HV corresponds to 43 HRC. Higher Cr content improves hardness at 580 °C.



Fig. 8. Influence of Cr on hardness after holding 24 hours at 580 °C. Higher Cr content deteriorates hardness stability.



Fig. 9. Influence of Mo on hardness after holding 31 hours at 580 °C. Higher Mo content improves hardness stability.

5. DHA-GIGAの特性

低靭性の第2要因「粗大なベイナイト」に注目し, 50kgの鋼塊を用いて焼入性を検証した.この小鋼塊で は,低靭性の第1要因「V系の大きな炭化物」が僅少で あり,その影響は排除される.したがって,第2要因に 関する焼入性のみを検証できる.

SKD61 はダイカスト金型用鋼の代表である(Table 1). NADCA GRADE C 登録鋼種の DH31-EX[™] は Mn-Cr-Mo の量が多く,非常に優れた焼入性を示す.DHA-GIGA の特徴は、焼入性改善元素の総量と比率の適正化および 低 V である.

Table 1. Chemical composition (mass%).

A 50 kg ingot for each steel is cast by vacuum induction melting.

	С	Si	Mn	Cr	Мо	V	remarks
JIS SKD61	0.38	0.9	0.4	5.2	1.2	0.9	AISI H13
DH31- EX	0.34	0.3	0.8	5.7	2.5	0.6	NADCA GRADE C
DHA- GIGA	0.3~ 0.4	0.4~ 0.9	optimization			reduced	

5. 1 Bs点

3 ℃ /min の緩冷における Bs 点をマルテンサイト変態 温度(以下, Ms 点という)と比較すると, SKD61 は約 70 ℃も高温である(Table 2). 焼入性の高い DH31-EX でも, Ms 点に対して約 20 ℃高い. DHA-GIGA の Bs 点 は Ms 点と同等であり, 3 ℃ /min は臨界冷却速度に相当 すると考えられる.

Bs 点の観点から, DHA-GIGA の焼入性は DH31-EX よりも高いことが確認された. マルテンサイト単相が 得られる最小の冷却速度から, DHA-GIGA の焼入性は SKD61 の4 倍と見なせる.

Steel	Ms (48∼12 °C/min)	Bs (3 °C/min)	Minimum cooling rate to attain fully martensitic structure
SKD61	297∼305 °C	371 ℃	12 °C/min
DH31-EX	298∼303 °C	322 °C	4 °C/min
DHA-GIGA	311∼316 °C	316 ℃	3 °C/min

Table 2. Trans formation temperature.

5. 2 SA性

加速的な悪条件(結晶粒を粗大化させ,冷却を速めた)においても、DHA-GIGAは良好なSA性を示した (Fig. 10). DH31-EX が224 ~ 30 HV と硬く不均一な組織であることに対し、DHA-GIGAは187 HV の軟質かつ 均質なSA 組織を呈する. Mn と Cr の増量による焼入性 の向上に際し、Mn/Cr \leq 0.20 とした効果(Fig. 6)である. DHA-GIGAはDH31-EXを超える焼入性(Table 2) に加え、DH31-EX より良好なSA 性も有する.

Fig. 10 の徐冷法における SA の反応は, γ結晶粒界から進行する. DH31-EX には 650 ℃到達時に未変態のγ が存在する. その後,未変態γはベイナイト化する. こ のため DH31-EX は,粒界付近が SA 組織である一方, 旧γ結晶粒内はベイナイトになった.

5.3 靭性

5. 3. 1 焼入れ速度の影響

焼入れ速度 30 ℃ /min の急冷では, 靭性の鋼種間差が
44 HRC 以下において特に小さい (Fig. 11(a)). 47 ~ 49
HRC では, SKD61 がやや低位な傾向を示す. 1.35 ℃ /min
の緩冷では, 靭性が鋼種によって顕著に異なる (Fig. 11(b)). 靭性の順列は Bs 点の低さ (Table 2) と一致した. 8 J に対応する硬さは, SKD61, DH31-EX, DHA-GIGA について, それぞれ 43 ~ 44 HRC, 46 ~ 47 HRC,
48 ~ 49HRC である. 焼入性の高い鋼種ほど靭性を確保
できる硬さも高い.

靭性と焼入れ速度の相関は、鋼種によって大きく異 なる(Fig. 12). V系の大きな炭化物が残存しないため、 SKD61 も 30 ℃/min の急冷では 22 J と高位である. 一 方、1.35 ℃/min の緩冷では約 10 J へと半減する. DH31-EX の挙動は SKD61 に類似であるが、 \leq 1.35 ℃/min で も 12 J を確保する. DHA-GIGA は急冷側で既存鋼より 低位な反面、 \leq 6 ℃/min では約 15 J の高位安定である. \leq 1.35 ℃/min では DH31-EX より高靭性を示す.

焼入れ速度で組織が異なる様子も, 鋼種によって大 きく異なる (Fig. 13). Table 2 から, いずれの鋼種も



Fig.10. Condition of spheroidizing annealing and given microstructure and hardness.

30 ℃ /min ではマルテンサイト, 1.35 ℃ /min ではベイ ナイトと判断される. SKD61 のベイナイトは, 針状の ブロックが非常に厚く粗大である. 焼入性の高い DH31-EX はベイナイトブロックが薄く, SKD61 より Bs 点が 低いこと (Table 2) に対応した. DH31-EX よりも更に 焼入性の高い DHA-GIGA は, 急冷と緩冷の組織があま り変わらない. Fig. 12 と併せ, DHA-GIGA の緩冷材が 高靭性な理由は, 低温で変態した微細なベイナイトが得 られるためと判断される.

衝撃試験片の破面も焼入れ速度によって変化する (Fig. 14). いずれの鋼種もマルテンサイトの 30 ℃/min では破面が起伏に富み,高靭性の場合に形成される延 性破壊域(図中,矢印)も認められる. 1.35 ℃/min で は破面が平坦化し,微細なベイナイトの DHA-GIGA (Fig. 13) にのみ延性破壊域が確認される.

1.35 ℃ /min 材の破壊形態には, 靭性による鋼種間差 が認められる (Fig. 15). 8 J の SKD61 は, ノッチ底近 傍 (A 部) と亀裂が破面を貫通する最終段階 (C 部) に おいて, へき開破壊の傾向が 16 J の DHA-GIGA より強 い. A 点の鋼種間差から, 亀裂の発生および進展の初期 に生じる塑性変形量の差が, 靭性に大きく影響したと考 えられる.

5. 3. 2 ノッチ形状と温度の影響

衝撃試験の吸収エネルギーは V ノッチと U ノッチで 正比例する.DHA-GIGA を含む今回の検討でも,過去 の知見に近い相関が得られた¹²⁾(Fig. 16).過去の検討 では,6t以上の大鋼塊材から切出した小ブロックを実 型に装着して焼入れた.本検討では,50 kg の小鋼塊材 から作製した角棒を 1.35 ℃ /min で焼入れた.鋼塊サイ ズや焼入れ方法の影響は Fig. 16 において小さい.

ノッチ形状の影響は,室温と 500 ℃で異なる (Fig. 17).



Fig.11. Influence of hardness on toughness. The quenching rate (a) and (b) are given in the bainitic transformation range of 500 °C to 200 °C.



Fig.12. Toughness at 42 HRC tempered condition derived from Fig. 11 and the other guenching rate.

室温では近似直線の傾きが0.48 となった. すなわち, V ノッチの吸収エネルギーはUノッチの約半分である. 500 ℃の吸収エネルギーはノッチ形状の影響をあまり受 けず,近似直線の傾きは1に近い0.92 となった.

ダイカスト金型の靭性として扱われる特性値は,海 外では V ノッチ試験片での吸収エネルギー J,日本国内 では U ノッチ試験片での衝撃値 J/cm² である.衝撃値が 20 J/cm² 以上であれば,大割れの危険性が大幅に低減す る²⁾.U ノッチ試験片の 20 J/cm² (吸収エネルギー 16 J) は,V ノッチ試験片の 8 J に相当する (Fig. 16).

5. 3. 3 SA組織の影響

旧γ結晶粒の小さい微細な組織は高靭性である.この ため、γ結晶粒を粗大化させないよう、焼入れの加熱温 度と保持時間に注意が払われる.

一方, SA 材の組織も旧γ結晶粒径を介して靭性に影

響する (Fig. 18). フェライト結晶粒径の異なる DHA-GIGA の SA 組織を意図的に作り分け,同一条件の加熱 後,1.35 \mathbb{C} /min で焼入れ 45 HRC に焼戻した. SA 材 が細粒の場合,旧γ結晶粒も小さく靭性は 12 Jと高い. SA 材が粗大粒だと,旧γ結晶粒も大きく靭性は 8 J に 低下した.高い焼入性を生かすには,焼入れの加熱だけ でなく SA 組織にも留意する必要がある.



Fig.13. Microstructure of fractured specimens by quenching rate shown in Fig. 11.



Fig.14. Fracture surface of specimens visually observed. The arrows indicate shear lip.



Fig.15. Difference of fractography by toughness. Locations A, B and C are shown in Fig. 14.



Fig.16. Comparison of notch shape on absorbed energy at room temperature.

5. 3. 4 大鋼塊での実績

DHA-GIGA は 10 t の大鋼塊でも高靭性を達成した¹³. 鍛造材から切出した素材は,厚さ 600 mm で 2.4 t の直方体 である. 12.5 Bar 真空焼入れにおける素材中心部の焼入れ 速度は 1.7 ℃/min であった. 42 HRC に焼戻し後,素材 中心部から高さ方向に切出した U ノッチ試験片で 33 ~ 38 J/cm² の高い衝撃値が得られた.一方,厚さ 250 mm で 0.5 t の SKD61 模擬型の中心部は,油焼入れの 2.2 ℃/min で 16 ~ 20 J/cm² と低位であった.

DHA-GIGA が大鋼塊でも高靭性を達成した要因は下記 2 点である. (1) 晶出炭化物や粒界炭化物といった「V 系の大きな炭化物」が僅少であった. (2) 焼入れ加熱時 の粗粒化防止と高い焼入性の相乗効果によって「粗大な ベイナイト」が回避された. また, 非金属介在物が顕著 ではなかったことも, 高靭性に寄与したと考えられる.







Fig.18. Influence of grain size on 45 HRC tempered microstructure and toughness of DHA-GIGA. Before quenching indicates spheroidizing annealed condition, and the quenching rate of 1.35 °C/min was given. V-notch specimens were used.

6. おわりに

超大型ダイカストの金型用鋼 DHA-GIGA を開発した. 最大の特徴は高靭性であり,溶接補修が困難な大割れ の回避を目指す.高靭性の要因は,V系の大きな炭化物 (晶出炭化物や粒界炭化物)が少なく,微細なベイナイ トが得られることである.

DHA-GIGA の位置づけは, 靭性と被削性に優れる汎 用鋼である. 耐ヒートチェック性に優れた高性能鋼では ない. ヒートチェックには, 靭性の高さを生かした高硬 度化や, 溶接補修材などで対応する. 一方で,既存鋼の利点も少なくない.流通・型加工・ 熱処理・表面処理・溶接補修などが確立されている. 今 後,既存鋼の最大活用と併せ,DHA-GIGAによって超 大型ダイカストの多様化や高度化を支援してゆく.

謝辞

大鋼塊材の評価に協力いただいた無錫頂鋒日嘉金属制 品有限公司様に深謝の意を表する.

DHA, DH31-EX は大同特殊鋼株式会社の登録商標または商標です。

(文 献)

- 1) 林文勇: 型技術, 38(2023), 7, 64.
- 2) 井上幸一郎,大藤孝,市岡雄二,荒木利彦:電気製 鋼,76(2005),4,287.
- 3) 河野正道: アルトピア, 50(2020), 6, 25.
- 4) 藤井利光, 松田幸紀: 電気製鋼, 74(2003), 2, 83.
- 5) 河野正道, 達谷正勝: 電気製鋼, 91(2020), 2, 91.
- 6) 北川利博, 平岡泰, 小林裕次: 型技術, 25(2010),7, 118.
- 古川雄一,佐藤理通,吉倉冬彦,植林秀悟:2004日 本ダイカスト会議論文集(2004),63.
- 8) 梅森直樹, 堀尾浩次, 増田哲也: 電気製鋼, 85 (2014), 1, 63.
- 9) 河野正道:型技術, 38(2023), 13, 70.
- 10) 須藤興一: 電気製鋼, 60(1989), 4, 367.
- 11) 渡辺憲一,北川利博,河野正道,大藤孝:型技術, 26(2011),7,112.
- 12) K. Namiki, N. Yokoi, A. Sekiya, T. Yanagisawa: NADCA DIE CASTING CONGRESS & TABLE TOP (2013).
- 13)河野正道:第158回型技術セミナーテキスト(2025),44.



河野正道