

# 高熱伝導ダイカスト金型向け 金属 Additive Manufacturing 用粉末の開発

Development of Metal Additive Manufacturing Powder for High Thermal Conductivity Die Casting Molds

萩谷 透\*<sup>1</sup> 辻井 佑夏\*<sup>2</sup> 澤田 俊之\*<sup>3</sup>

HAGIYA Toru, TSUJII Yuka and SAWADA Toshiyuki

**Synopsis** The fabrication of die casting molds by AM is a promising technology that contributes to carbon neutrality because it leads to reduce power consumption in the production of each component. Conventional maraging steel is commonly used in the fabrication of the molds by AM, but it has a lower thermal conductivity than SKD61, which affects the cooling capacity of the molds. We have developed hot work tool steels (S-MEC™34D and S-MEC™40D) and Co-free maraging steel (S-MEC™24M) that achieve high thermal conductivity and high 3D moldability. We present the alloy design of the S-MEC™ series.

**Keywords:** hot work tool steel; Co-free maraging steel; additive manufacturing; carbon equivalent; thermal conductivity

## 1. 緒言

近年、複雑形状を有するダイカスト金型へのAM(Additive Manufacturing)の適用が進んでいる<sup>1)</sup>。AMにより作製したダイカスト金型では、三次元形状の水冷管を配置し金型の冷却能を向上させ、製品製造サイクルを短縮させることが可能である。また、ニアネットシェイプ化に伴う切削工程の省略により、金型作製工期の短縮だけでなく、部品1個当たりを製造する際の消費電力の削減が可能である点から、AMによるダイカスト金型の作製はカーボンニュートラルに貢献する技術である。

従来、ダイカスト金型には、代表的な熱間工具鋼であるSKD61の溶製材が一般的に使用されてきた。しかし、急冷凝固プロセスであるAMにおいては、造形時に焼入れが起こるため、焼入硬さが約54HRCと過度に高いSKD61は、冷却時に発生する熱応力に耐え切れず造形割れが発生しやすいという問題がある。そのため、ダイカスト金型にAMを適用する場合、極低炭素鋼であり造形まま硬さが低く、造形割れを発生しにくいマルエージング鋼が用いられてきた。一方、マルエージング鋼はSKD61と比較して、NiやCoなどの固溶元素を多く含むため、金型の冷却能に影響する熱伝導率が低く、熱伝導率と造形性がトレードオフとなる。

上記のトレードオフを超える材料を開発するためには、

AMの急冷凝固プロセスに適した合金設計を行うことが重要である。熱間工具鋼やマルエージング鋼をAMで造形した場合、急冷凝固により偏析のないマルテンサイト組織が得られ、焼入れや溶体化といった従来必要であった熱処理を省略することができる。そのため、溶製材に比べて焼入れ性向上元素の低減が可能であり、また、溶体化時の脆性相回避などを考慮する必要がないため、成分設計の自由度を高めることが可能となる。当社では上記の観点に基づき、高熱伝導率と高い造形性を両立する熱間工具鋼としてS-MEC™40DおよびS-MEC™34Dを開発した。また、熱伝導率を向上させたマルエージング鋼としてS-MEC™24Mを開発した。本報では、それらの成分設計について報告する。

## 2. 高熱伝導ダイカスト金型向け金属AM用熱間工具鋼「S-MEC™40D、S-MEC™34D」

### 2.1 本章の目的

AM用熱間工具鋼として、溶製材SKD61からの改良が進められている。本章では、SKD61よりも熱伝導率を向上させ、かつ造形性も両立した開発材S-MEC™40D、S-MEC™34D（組成はTable1の通り特許出願組成）の成分設計について報告する。

\*1 粉末事業部 粉末技術部 技術2グループ 博士（理学）

\*2 粉末事業部 粉末技術部 技術2グループ

\*3 研究・開発センター 新商品開発室長 博士（工学）

Table1 Compositions of SKD61, S-MEC™40D and S-MEC™34D.

Alloy	C[%]	Si[%]	Mn[%]	Cr[%]	Mo[%]	V[%]	Fe[%]
SKD61	0.4	1.0	0.4	5.0	1.2	0.9	Bal.
S-MEC™40D	(Patent pending)						
S-MEC™34D	(Patent pending)						

## 2.2 両合金共通の成分設計

### 2.2.1 造形割れとC当量

AM用熱間工具鋼において、造形中の応力による割れが課題となっている。割れの対策を検討するために、SKD61造形体の割れ破面を走査型電子顕微鏡で観察し、破壊形態を調査した。SKD61の破面をFig. 1(a)、比較材としてNi基合金IN713C造形体の破面をFig. 1(b)に示す。IN713Cではテンドライトおよび開口した割れが確認された。上記形態の割れは、Ni基合金において報告例<sup>(2),(3)</sup>があり、高温で発生した凝固割れによるものであると解釈されている。一方で、SKD61にはテンドライトは確認されず、比較的平滑な破面であり、造形体が冷却されてから発生する低温割れであると想定される。そのため、熱間工具鋼での造形割れの指標として、溶接における低温割れ感受

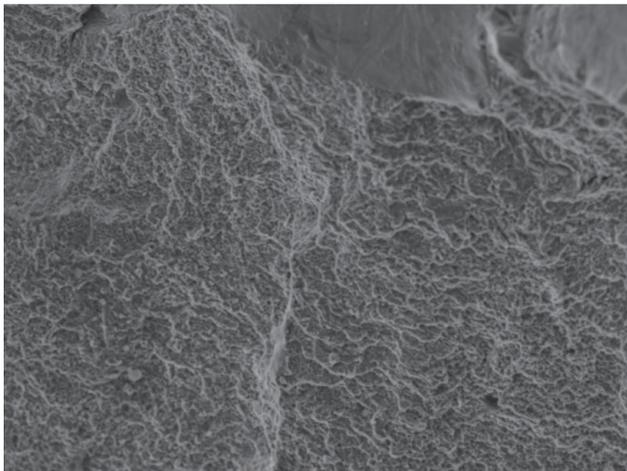
性のパラメータが適用可能であると考えられる。溶接での低温割れは、溶接時の急熱急冷により熱影響部が硬化し、その硬さがある限界を超えると発生しやすい<sup>(4)</sup>。この熱影響部最高硬さの指標としてC当量があり、JISで定められた式(以降Ceqと表記)は以下で与えられる<sup>(5)</sup>。

$$Ceq = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14 \dots (1)$$

Ceq<0.7%ではCeqが高くなるほど硬さが増加し、0.7%を超えるとCeqに対する硬さの増加が飽和することが知られている<sup>(5)</sup>。

ここで、当社で検討したAM用熱間工具鋼の造形まま硬さとC当量の関係をFig. 2(a)に示すと、上記と類似の傾向が成り立つ。さらに、回帰式によりC当量をAMに適用させたパラメータを開発し、造形まま硬さとの関係をFig. 2(b)に示す。この結果からより高い精度で造形まま硬さを予測できることが分かった。なおFig. 2(b)より、添加元素を低減してAM用C当量の値を低くすることで、SKD61よりも造形まま硬さを下げることができ、造形割れの改善につながる知見を得た。本検討では造形まま硬さ

(a)SKD61



(b)IN713C

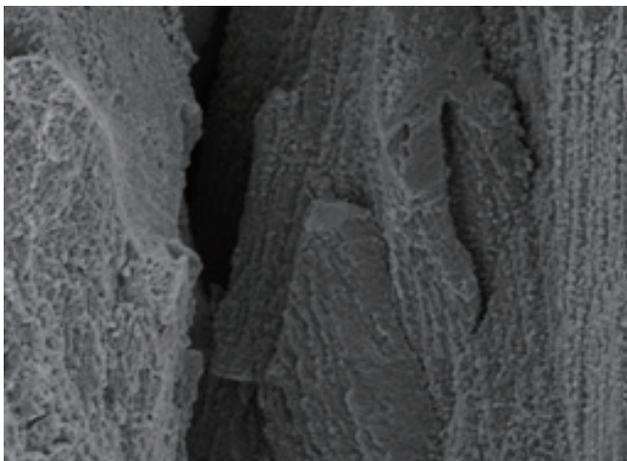
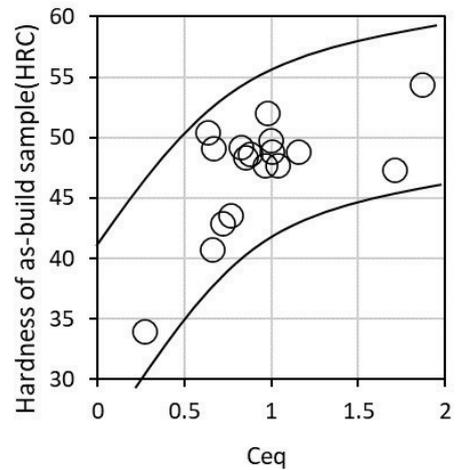


Fig. 1 Fractures of (a)SKD61 and (b)IN713C by AM.

(a)



(b)

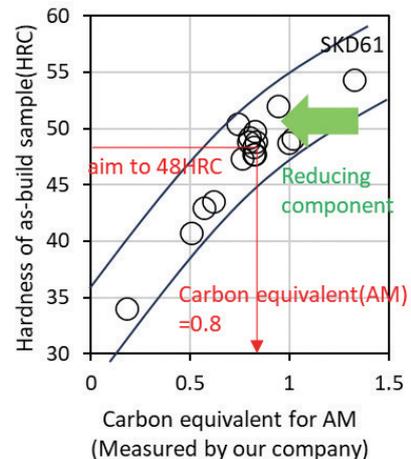


Fig. 2 (a) Hardness of as-build sample vs. Ceq. (b) Hardness of as-build sample vs. carbon equivalent for AM.

48HRCを目標とし、AM用C当量を最適化した。これは、結果としてSKD61より添加元素を低減することとなり、同時に熱伝導率増加も期待できる。

### 2.2.2 AMでの焼入れ性

上記のAM用C当量を最適化し、添加元素を低減すると、焼入れ性が低下する懸念がある。溶製材で大型金型を焼入れする際には、高い焼入れ性が求められる。しかし、AMの場合、造形時にレーザーが照射される領域ごとに急冷凝固されるため、大型金型であっても、AM終了時点で局部的に焼入れが完了したバルク体になっている可能性に着目した。

上記の検証実験として、焼入れ性の低い合金を試験的に設計し、硬さの測定を行った。合金の物性値のシミュレーションソフトJ-MatProによって計算した、テスト組成およびSKD61のジョミニー計算硬さをFig. 3に示す。テスト組成は、冷却端からの距離が遠いと計算硬さが低下し、SKD61よりも焼入れ性が低い。このテスト組成の粉末を、ガスアトマイズ法により作製した。粉末を10 $\mu$ m以上53 $\mu$ m以下で分級し、EOS社製EOS M290で $\phi$ 180\*120Lの造形体を作製した。その後、600 $^{\circ}$ C、4時間、空冷の焼き戻しを2回行い、トップ/ミドル/ボトム部および中央/中周(4/Dの位置)/外周部でロックウェル硬さの測定を行った。その結果、Table2に示す通り、9か所とも均一な硬さが得られた。これらの結果から、焼入れ性の低い組成でも、AMの大型造形では焼入れが完了していることが確認された。

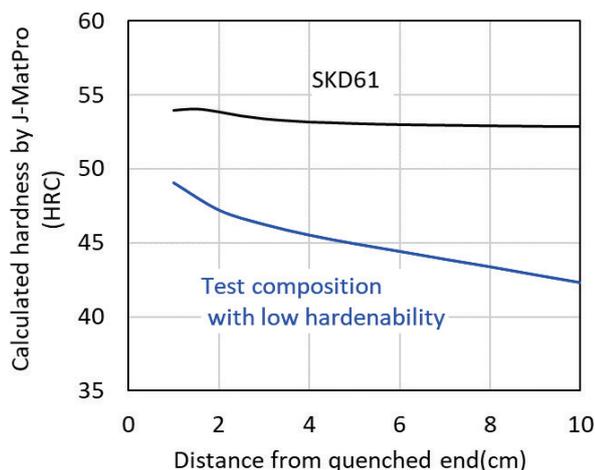


Fig. 3 Calculated hardenability by J-MatPro.

Table2 Hardness at each part in test AM mold ( $\phi$ 180\*120L).

Hardness(HPC)	Inner part	D/4	Outer part
Top	49.2	49.6	49.2
Middle	49.3	49.1	49.4
Bottom	49.4	49.3	49.1

### 2.3 S-MEC™40Dの成分設計

以上の検討を踏まえて、SKD61から改良した熱間工具鋼として、S-MEC™40Dを開発した。S-MEC™40Dの成分設計のポイントは、SKD61から添加元素を低減し、造形性と高熱伝導率を両立することである。2.2.1項で述べた通り、AM用のC当量で硬さの設計を検討することが可能であり、造形ままの硬さを過度に上昇させる元素を低減することで造形性が改善することを見出した。また、2.2.2項から、AMでは大型造形でも微小領域ごとに焼入れが行われるため、焼入れ性を過度に上げる元素を低減することが出来る。これらの指針により、SKD61から低合金化を行い、高熱伝導率に特化した材料がS-MEC™40Dである。造形まま硬さをFig. 4、室温での熱伝導率をFig. 5に示す。S-MEC™40Dは造形まま硬さが48HRCと低いいため造形割れを低減でき、熱伝導率が約40W/(m $\cdot$ K)とSKD61の約1.7倍まで向上した。

### 2.4 S-MEC™34Dの成分設計

S-MEC™34Dは、高熱伝導率に特化したS-MEC™40Dをベースに、さらに熱ひずみを低減した材料である。成分設計のポイントは、Ms点の制御である。Ms点をベースプレートの予熱温度程度まで下げると、造形中は軟質なオーステナイトが存在する。これにより、造形によるひずみが吸収される。また、造形が終了し、ベースプレートの温度を室温まで下げる際にマルテンサイト変態が進行する。この変態により膨張するため、造形中に発生する収縮応力が緩和される。これによってS-MEC™40D以上に造形割れを低減し、熱伝導率との両立を達成したのがS-MEC™34Dである。S-MEC™34Dのひずみ量を評価するために、Fig. 6(a)の測定を行った<sup>6)</sup>。15\*150\*17tで造形を行い、ワイヤーカット後の造形体の反り量を測定した結果をFig. 6(b)に示す。反り量は、3Dスキャナ型三次元測定機 (KEYENCE社製、VL-500) を用いて、造形体の中央部と端部の差を測定することで評価した。AMによるひずみが大きい場合、造形中の収縮応力により、ワイヤーカットで切断後は下に凸の反りが発生

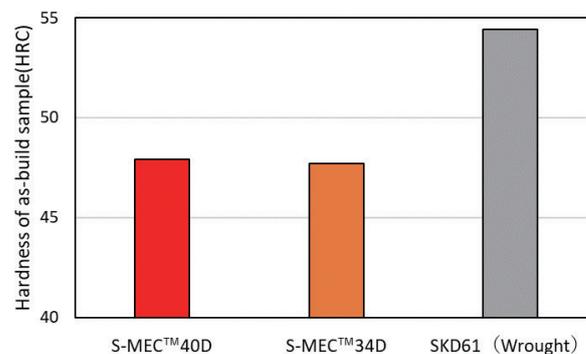


Fig. 4 Hardness of S-MEC™40D and S-MEC™34D in the as-build state.

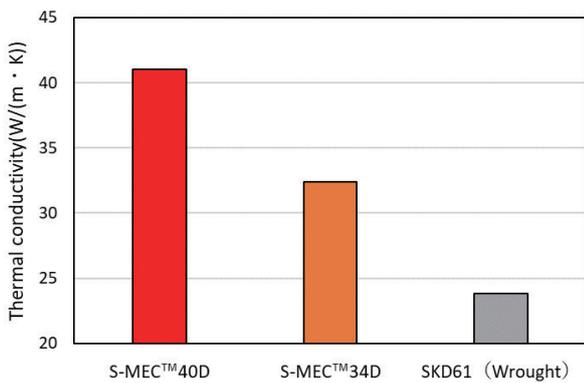


Fig. 5 Thermal conductivity of S-MEC™40D and S-MEC™34D.

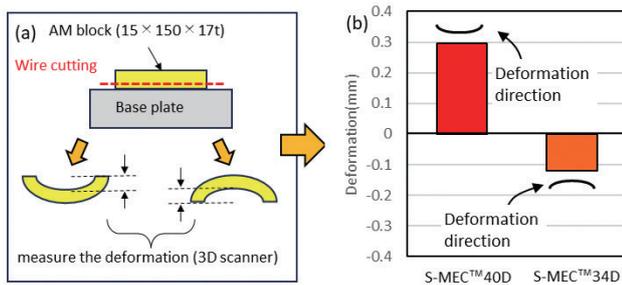


Fig. 6 Deformation test ((a)method, (b)results).

する。S-MEC™40Dは下に凸、S-MEC™34Dは上に凸の反りを示したことから、S-MEC™34Dはひずみ量がS-MEC™40Dよりも小さく、造形性が高いことが確認された。また、S-MEC™34Dの造形まま硬さをFig. 4に、室温での熱伝導率をFig. 5に示す。造形まま硬さは約48HRCとSKD61よりも低く、熱伝導率は32W/(m·K)に達した。

## 2.5 小括

高熱伝導ダイカスト金型向け金属AM用熱間工具鋼として、S-MEC™40D、S-MEC™34Dを開発した。AMでの特性を考慮してSKD61から成分の最適化を検討した。開発材S-MEC™40Dは高熱伝導率に特化した合金、S-MEC™34Dは造形性と高熱伝導率を両立した合金である。

## 3. 高熱伝導ダイカスト金型向け金属AM用Coフリーマルエージング鋼「S-MEC™24M」

### 3.1 本章の目的

本章の目的は、高熱伝導率と高い造形性を両立するダイカスト金型向けのCoフリーマルエージング鋼を開発することである。そこで、下記のような目標特性を設定した。

- 1) 造形まま硬さ35HRC以下、
- 2) 時効硬さ43~48HRC、
- 3) 従来のマルエージング鋼と同等のシャルピー衝撃値、

4) SKD61と同等の熱伝導率(23~24W/m·K)、

5) 特化物対策のためCoは無添加

造形まま硬さは造形性と関係しており、従来のマルエージング鋼よりも低い造形まま硬さに調整することで、高い造形性を実現することができる。時効硬さについては、ダイカスト金型で一般的に使用される43~48HRCの硬さを目標とした。

### 3.2 実験方法

固溶元素量および析出元素量を変えた種々のCoフリーマルエージング鋼粉末をガスアトマイズ法により作製し、10μm以上53μm以下の粒度で分級した。

まず、造形物の硬さ評価を行う前段階として、粉末に対しAr雰囲気下にて540℃で5hrの時効処理を行い、時効前後での粉末のビッカース硬さを測定した。粉末の時効硬さから、必要な時効硬さを実現するために必要な固溶元素量を検討し、実際に造形を行う成分を決定した。ガスアトマイズ粉末は、AM同様に急冷凝固した状態にあるため、ガスアトマイズ粉末の時効硬さを測定することで、簡易かつ迅速にAM材の時効硬化特性を予測することができる。

粉末の予備実験から決定した成分の粉末を使用し、EOS社製EOS M280を用いて種々の材料特性試験片を作成した。造形条件として装置標準パラメータMS1を使用し、ベースプレートの温度は40℃に設定した。造形後の試験片をワイヤーカットによりS45Cのベースプレートから切り離し、480~630℃の温度で5hrの時効処理を行い空冷し、熱処理前後の硬さを測定することで、時効硬化挙動を調査した。また、時効温度により硬さを変化させた試験片(JIS Z2242 2mmVノッチ)を用いてシャルピー衝撃試験を行うことで、靱性を評価した。熱伝導率は、540℃で5hr時効した試験片を使用し、レーザーフラッシュ法によって評価した。

### 3.3 S-MEC™24Mの合金設計

汎用のマルエージング鋼(18NiGradeC相当、以降は汎用Mと記す)では、Laves相析出による脆化を避けるため、FCC単相域で溶体化が行われる。そのため、Laves相析出域の温度を下げるためにNiを代表とした固溶元素が多量に添加されており、そのことが熱伝導率を低下させる原因になっている。しかし、AM材のマルエージング鋼は造形ままの状態、マクロな偏析のないマルテンサイト組織となっているため、溶体化なしで直接時効することが可能である。よって、AM材のマルエージング鋼では、汎用Mよりも固溶元素量を減少させて熱伝導率を向上できる可能性がある。そこで、Thermo-Calcにより計算したマルエージング鋼の計算状態図に基づき、汎用Mよりも、合金元素量を減らした2組成(Fig. 7におけるBF組成およびF組成)で固溶元素量に関する検討を行った。

汎用Mは、480℃の時効により最高硬さ55HRC程度を実現できる高硬度材料であるが、ダイカスト金型で使用する場合は要求硬さが低いため、600℃程度で過時効することが一般的である。ダイカスト金型での使用を想定した場合には、最高硬さを汎用Mよりも低くして、析出形態を高靱性となるように適正化できることが考えられる。上記の観点で、析出元素量についても検討を行った。

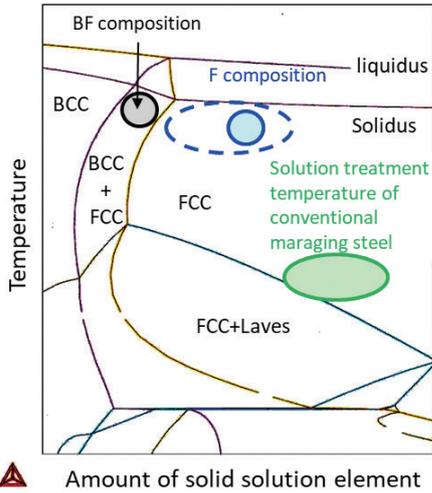


Fig. 7 Calculated equilibrium diagram for maraging steel.

### 3.4 固溶元素量の検討

固溶元素量の検討を行うために、BF組成およびF組成の時効前後での粉末硬さを評価した(Fig. 8)。時効前においてBF組成およびF組成は約300HVの低硬度を示したが、時効後ではF組成はのみが約500HVの高硬度を示した。マルエージング鋼は高転位密度のマルテンサイトを時効することで高硬度を実現する材料であるため、固相線直下においてBCC相を含むBF組成では、十分な量のマルテンサイトが得られず、マルエージング鋼本来の析出強化が実現できなかったと考えられる。

固溶元素量が熱伝導率に与える影響を予測するために、J-MatProを使用し平衡状態における熱伝導率を計算した。Fig. 9に計算結果と当社量産のCoフリーマルエージング鋼<sup>7)</sup>(以降はCoフリーMと記す)のAM材の実測値を示す。CoフリーMから固溶元素量を減らすことにより、熱伝導率の計算値が大幅に増加させられることが分かる。計算によると、CoフリーMに比べてF組成は熱伝導率が9W/(m・K)程度向上しており、CoフリーMのAM材の実測値が16W/(m・K)であることから、F組成ではSKD61レベルの熱伝導率23W/(m・K)を実現できる可能性がある。以上のように、F組成は高硬度および高熱伝導率が期待され、最適な固溶元素量であると判断できる。

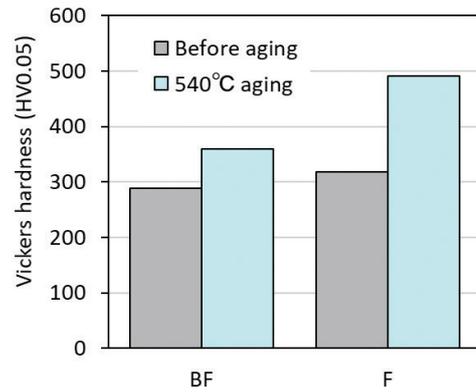


Fig. 8 Hardness of Co-free maraging steels powder before and after aging. BF and F denote the BF composition and F composition respectively.

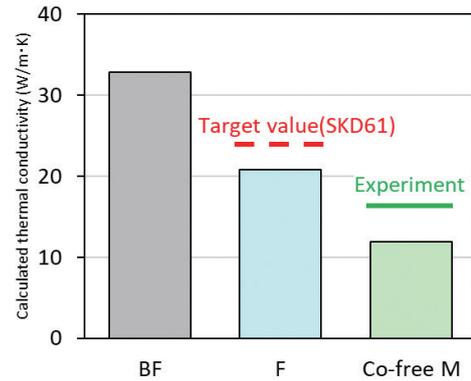


Fig. 9 Thermal conductivity of Co-free maraging steels. Co-free M denotes the Co-free maraging steel<sup>7)</sup>. The thermal conductivity of SKD61, the target value of the present study, is expressed by the dashed line. The solid line is the experimental value of the Co-free M<sup>7)</sup> fabricated by AM.

### 3.5 析出元素量の検討

固溶元素量を最適化したF組成に対し、さらに析出元素量の最適化を検討した。Fig. 10にF組成の時効硬さを示す。F組成は570℃で時効することによりダイカスト金型の使用硬さ(46HRC)に調整可能であるが、Fig. 11に示すようにCoフリーMと比べると靱性が半分程度まで減少している。F組成は最高硬さとなる温度域より高温で時効しているため、析出物が粗大化し従来のCoフリーマルエージング鋼よりも低靱性になっていると考えられる。そこで、F組成から析出元素量を低減し、最高硬さを52HRCから48HRCまで下げた成分を検討した(Fig. 10のF\_LP組成)。F\_LP組成は、より低温で時効することで46HRCに調整することが可能であり、従来のCoフリーマルエージング鋼と同等程度まで靱性を改善させることに成功した。低温時効による微細な析出物が、靱性改善に寄与していると考えられる。F\_LP組成は、優れた熱伝導率と、ダイカスト金型に必要とされる硬さおよび靱性を示すことから、本組成の析出元素量が最適であると判断した。以上の固溶元素量および析出元素量の検討結果から、開発材S-MEC™24Mの成分を決定した。

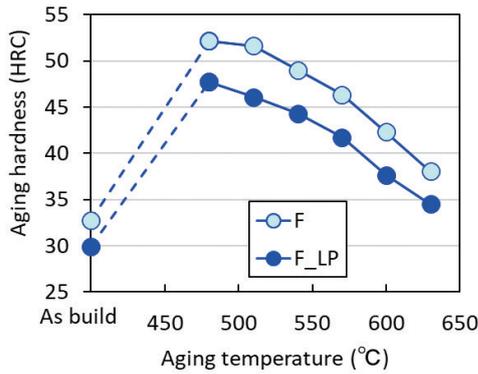


Fig. 10 Aging hardness of Co-free maraging steels at different aging temperatures. F and F\_LP denote the F composition and F composition with low precipitation elements, respectively. All specimens were aged for 5 hours and then air cooled.

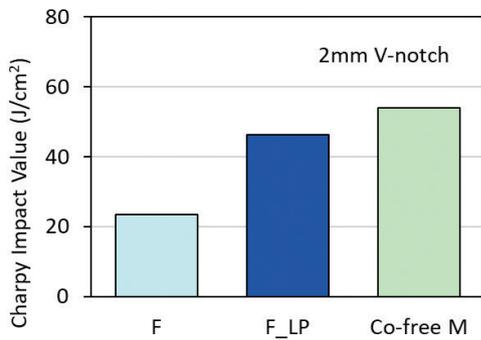


Fig. 11 Charpy impact value of Co-free maraging steels.

### 3.6 開発材S-MEC™24Mの特性

S-MEC™24Mの造形性について調べるために、造形まま硬さを測定した。Fig. 12にS-MEC™24Mの硬さと、他の代表的なAM材の比較結果を示す。S-MEC™24Mの造形まま硬さは、SKD61より大幅に低くだけでなく、従来のマルエージング鋼やIN718よりも低いため、特に優れた造形性を示すことが分かる。Fig. 13にS-MEC™24Mの時効硬さを示す。時効温度を適切に選択することで、ダイカスト金型で一般的に使用される43~48HRCの硬さに調整することが可能である。

Fig. 14にS-MEC™24Mの硬さと靱性の関係を示す。S-MEC™24Mは固溶元素量を減らしているにもかかわらず、従来のマルエージング鋼と同等レベルの硬さ-靱性バランスを実現している。

Fig. 15にS-MEC™24Mの熱伝導率を示す。S-MEC™24Mの熱伝導率は、従来のマルエージング鋼に比べて向上していることが分かる。S-MEC™24Mの熱伝導率は、溶製材のダイカスト金型として最も使用されるSKD61と同等レベルの値であり、マルエージング鋼の中では業界最高レベルの値である。

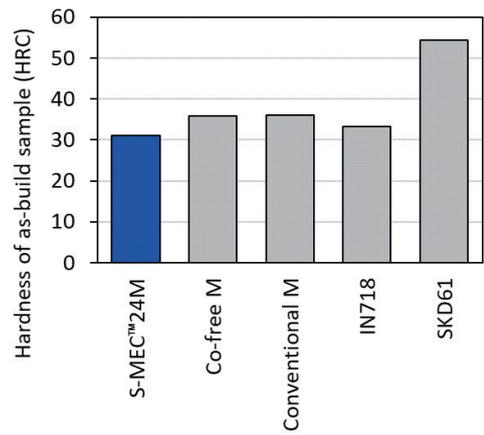


Fig. 12 Hardness of S-MEC™24M and other AM materials in the as-build state. Conventional M denotes the conventional maraging steel.

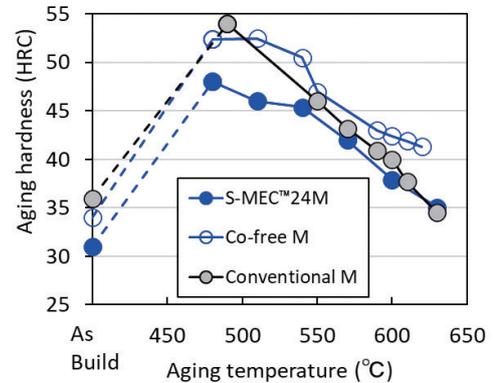


Fig. 13 Aging hardness of S-MEC™24M and other maraging steels at different aging temperatures. All specimens were aged for 5 hours and then air cooled.

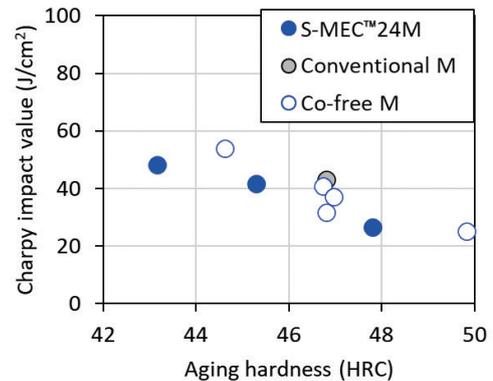


Fig. 14 Charpy impact value of S-MEC™24M and other maraging steels at different aging hardness.

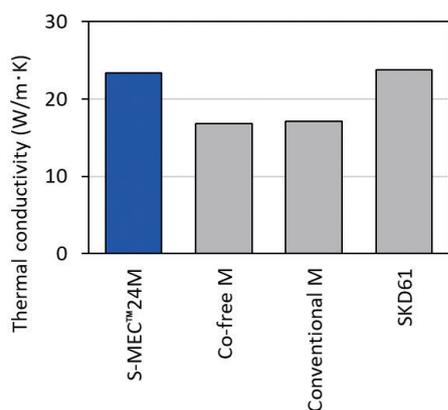


Fig. 15 Thermal conductivity of S-MEC™24M and other AM materials.

### 3.7 小括

AMの急冷凝固プロセスを利用することで、溶体化なしで時効できるという点に着目し、合金元素量を低減し熱伝導率を向上させたCoフリーマルエージング鋼 S-MEC™24Mを開発した。析出元素についても最適化することで、S-MEC™24Mはダイカスト金型として使用可能な硬さおよび靱性を実現している。

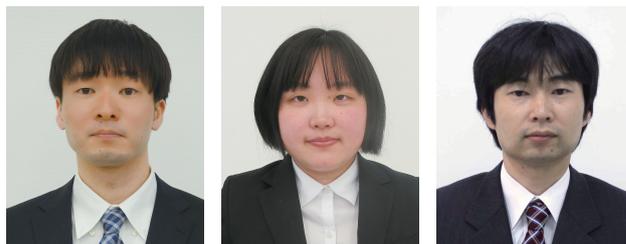
## 4. 結言

本報ではAMの急冷凝固プロセスに適した合金設計を行うことにより、従来の熱伝導率と造形性のトレードオフを超える熱間工具鋼およびマルエージング鋼を開発した。ダイカスト金型へのAMの適用は、カーボンニュートラルに貢献する新たな技術であり、求められる造形性や熱伝導率に応じてS-MEC™シリーズの材料を使い分けることにより、ダイカスト金型へのAMの適用が広がることが期待される。

### 参考文献

- 1) 京極秀樹：型技術, 38 (2023) 3, 24-27.
- 2) 山下正太郎、植垣亜廉、竹内将人、谷垣昇吾、才田一幸：溶接協会論文集, 42 (2024) 1, 1-11.
- 3) K. Moussaoui, W. Rubio, M; Mousseigne, et al: Mater. Sci. Eng. A, 735 (2018), 182-190.
- 4) 鈴木春義：鉄と鋼, 70 (1984) 16, 2179-2187.
- 5) 溶接協会：溶接便覧改訂3版, p888.
- 6) 第9回メタルジャパン専門セミナー(2022.12).
- 7) 久世哲嗣：山陽特殊製鋼技報, 25 (2018) 1, 66-68.

### ■ 著者



萩谷 透

辻井 佑夏

澤田 俊之