

(解説)

鑄鉄鑄物部品の硬度予測技術

堤 一之*¹・沖田圭介*¹(博士(工学))・高川優作*¹・椿 翔太*¹・西本圭佑*¹

Technology for Predicting Hardness of Cast Iron Parts

Kazuyuki TSUTSUMI・Dr. Keisuke OKITA・Yusaku TAKAGAWA・Shota TSUBAKI・Keisuke NISHIMOTO

要旨

鑄物を強度部材として用いる場合、鑄造中の凝固および冷却過程で生じる不均一性に起因する部位ごとの強度の違いに配慮して設計または加工条件を設定する必要がある。本稿では、鑄鉄鑄物のブリネル硬さに着目し、合金成分や共析組織から鑄鉄のブリネル硬さを予測するための推定式をいくつか紹介した。また、汎用（はんよう）ソフトウェアAbaqusを用いてフェライトとパーライトの組織分率分布を予測する手法を開発し、圧縮機本体ケーシング用鑄物素材に適用した。得られた組織分率と鑄造中の冷却速度から局部的ブリネル硬さを予測した例を紹介した。鑄物素材内部の組織、硬さの不均一性を予測する手段が開発されつつあるが、汎用的に用いる上で解決すべき課題は多く残されていることを解説した。

Abstract

When castings are used as strength members, it is necessary to design or set the machining conditions in consideration of the difference in strength for each part due to non-uniformity that occurs during the solidification and the cooling process. This paper focuses on the Brinell hardness of iron castings and introduces several estimation formulas for predicting the Brinell hardness of cast iron from alloy content and eutectoid structure. A general-purpose software, Abaqus, has been used to develop a method for predicting the structural fraction distribution of ferrite and pearlite, and the method has been applied to the casting for a compressor body. An example has been introduced to illustrate the prediction of local Brinell hardness from an obtained microstructural fraction and the cooling rate during casting. Although means are being developed for predicting the microstructure and non-uniformity in hardness of cast material, many problems still remain to be solved for general-purpose applications, as explained in this paper.

検索用キーワード

鑄鉄、硬度予測式、鑄造解析、相変態解析、共析組織、圧縮機

まえがき = 数千年の歴史を持つ鑄物は、奈良の大仏から高級炊飯器の鍋などの身近なものまで種々あるが、機械設計者にとっては扱い難い材料である。液体金属の凝固収縮、冷却過程で生じる不均一性は避けがたく、種々の鑄造欠陥だけでなく、部位ごとの冷却速度差による強度特性の違いに配慮せざるを得ないためである。

例えば、JIS G 5502で規定されている球状黒鉛鑄鉄FCD450-10（以下、FCD450という）を用いる場合、引張強さ450 MPaを前提とした設計をしてはならない。規格上保証すべき450 MPaの引張強さは、製品用の溶湯（液体金属）を、製品とは別の型に鑄込んで得た引張試験用の素材の値だからである。このことは、試験片を採取する素材より大きく冷却速度の遅い製品の場合、試験片より強度が低くなること、つまり材料の指示がFCD450であっても製品の引張強度は450 MPa未満となっている可能性があることを示唆している。

製品本体と冷却速度がほぼ一致する材料（本体付供試材）と、別型で鑄込んだ材料（JIS G 5502記載のY型B号供試材）から採取した試験片それぞれの引張強さを比較した例を図1に示す¹⁾。この調査から、製品の引張強さが規格値の6割程度しか無い場合もあることがわかる。このことは、同じ製品内であっても冷却速度の異なる

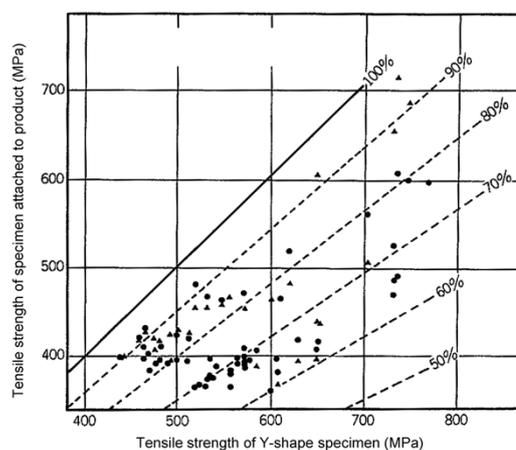


図1 Y形供試材と本体付供試材との引張強さの比較¹⁾

Fig.1 Comparison of tensile strength between Y-shape specimens and specimens attached to products¹⁾

る部位には強度差が生じる可能性があることも示しており、設計者には、この不均一性にも配慮した材料選定、安全設計が求められる。また保証強度について、製品で保証するのか別鑄込み材で保証するか、製品で保証する場合はどの部位で保証するのかなど、鑄物供給者と齟齬（そご）のないように事前に協議しておく必要がある。

いっぽう、鑄物を機械加工する者にとっても、鑄物の

*¹ 技術開発本部 機械研究所

不均一性には留意する必要がある。強度指標の一つである硬さが被削性に影響することは広く知られており、鋳鉄に関しても多くの研究がなされてきた²⁾。硬さが場所ごとに異なる場合、加工精度にばらつきが生じる原因ともなりかねないからである。

以上のことから、鋳物製品内の機械的特性の分布を予測する技術は極めて有用である。これまで、鋳鉄の硬度予測機能を持つ汎用ソフトウェアは開発されてきたが、精度の面で改善の余地が多く残されている。本稿では、ねずみ鋳鉄および球状黒鉛鋳鉄の硬度に関する過去の取り組みと、硬度予測の開発状況を紹介する。

1. 鋳鉄の硬さと組織の関係

1.1 鋳鉄の硬度予測式

鋳鉄の強度特性は、黒鉛の形態（片状／球状、大きさ、分布、密度）、内部の基地組織（結晶粒径、組織分率など）だけでなく、鋳肌の凹凸、表面組織など諸要因で決まる。例えば、球状黒鉛鋳鉄の疲労強度に対しては、鋳肌の凹凸などにも配慮する必要がある³⁾。

いっぽう硬さは、通常、基地組織の硬さで決まる。つまり、フェライト・パーライトが基地組織である場合、フェライトより硬いパーライトの体積分率が高いほどマクロな硬さは上昇する⁴⁾。Yangらは、基地組織と冷却速度の関係に着目し、種々のねずみ鋳鉄の化学成分との相関も考慮したブリネル硬さHBの予測式(1)を提案している⁵⁾。

$$HB = 106.7 + 111.1 Cr + 15.8 Cr^2 + 150.8 V - 9.6 V^2 - 93.7 Mo + 167.4 Mo^2 + 20.7 Cu - 10.6 Ni + 74.1 (dT/dt)_{900} - 15.3 (dT/dt)_{900}^2 \dots\dots\dots (1)$$

ここで、Cr, V, Mo, Cu, Niは各合金成分の重量濃度(wt%)、(dT/dt)₉₀₀は1,173 K (900°C)における冷却速度(K/s)である。

いっぽうCatalinaらは、黒鉛、フェライト、パーライトそれぞれの硬さの違いに着目して式(2)を提案している^{6), 7)}。マクロな硬さは、黒鉛、フェライト、パーライトそれぞれの単相としての硬さが重畳するものとした。また、フェライトの硬さは、最も影響する因子としてSiの重量濃度(Si)の関数とした。いっぽう、パーライトの硬さは組織形態の影響を強く受けると考え、パーライトを構成する層状フェライトとセメンタイトの層間距離で定義した。

$$HB = 100 f_{gr} + HB_{\alpha} f_{\alpha} + HB_p f_p$$

$$HB_{\alpha} = 54 + 37 Si$$

$$HB_p = 110 + 87 (L_p)^{-0.5} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、HB_αはフェライト単一組織のブリネル硬さ、HB_pはパーライト単一組織のブリネル硬さ、f_{gr}, f_α, f_pは黒鉛、フェライト、パーライトの体積分率、L_pはパーラ

イト層間距離(μm)である。式(2)は、球状黒鉛鋳鉄についても成立するとされ、その場合のフェライトの硬さについては、式(3)が示されている⁶⁾。

$$HB_{\alpha} = 223 + 50 (Mn + Cu + Cr + Mo) + 10Ni + 20 \{ (dT/dt)_{850} - 0.5 \} \dots\dots\dots (3)$$

ここで、(dT/dt)₈₅₀は1,123 K (850°C)における冷却速度である。

ほかにも、球状黒鉛鋳鉄の硬度予測が提案されており、Lundbäckらは、Siの重量濃度が1.7~4.9%のときに式(4)が成立するとしている⁸⁾。

$$HB = HB_{\alpha} f_{\alpha} + HB_p f_p$$

$$HB_{\alpha} = 54 + 37 (Si)$$

$$HB_p = 167 + 31 (Si) \dots\dots\dots (4)$$

以上に述べた過去の研究により、ブリネル硬さが化学成分や冷却速度で近似し得ることが示されてきた。しかし、鋳造時に混入する窒素、スクラップ原料に含まれるほう素によって材料硬さが変動することなど、式(1)~(4)のいずれの式でも考慮されていない硬さへの影響因子がある。すなわち、汎用性の高い近似式を得るためには、更なる研究が必要である。

実用的には、化学成分を限定し、冷却速度だけに着目して製品内の硬度分布を求めることも有用であり、当社は、1.2節で述べる実験結果を用いて、ねずみ鋳鉄の硬度予測式(5)を提案している。

$$HB = HB_{gr} f_{gr} + HB_{\alpha} f_{\alpha} + HB_p f_p$$

$$HB_{gr} = 100$$

$$HB_{\alpha} = 5.0 \times 10 + 2.3 \times 10^{-2} (dT/dt)_{850}$$

$$HB_p = 1.3 \times 10^2 + 2.3 \times 10^{-2} (dT/dt)_{850} \dots\dots\dots (5)$$

1.2 ねずみ鋳鉄の硬さと組織

本節では、ねずみ鋳鉄の硬さと組織について調査した例を記載する。表1に示す化学成分Aのねずみ鋳鉄(JIS-FC250)について、φ20~200 mmの丸棒を同時に鋳造することにより、冷却速度の異なる組織の試験片を作製し、組織と硬さの関係を求めた。鋳造にはフラン自硬性砂型を用い、各試験片の高さはいずれも200 mmとした。

丸棒試験片の中心に相当する位置にシースK熱電対の先端を合わせ、鋳造開始から素材を砂型から取り出すまで、連続的に温度を測定した。

図2に示すφ100 mm丸棒中心の温度履歴を例に、鋳造後の温度変化について説明する。砂型に注がれる直前に1,674 Kであった液体金属は、型内を移動しながら冷却されていき、共晶凝固を開始する。このとき凝固潜熱が発生して冷却は一時停滞(図2中⑤)、凝固完了すると再び冷却速度が大きくなる。その後、約1,000 K程度まで冷却が進むと共析変態が始まり、ここでも変態潜熱による冷却の一時的停滞(図2中⑥)の後、共析変態終了とともに冷却速度が大きくなる。以上の特徴から、凝

表1 供試材FC250の化学組成
Table 1 Chemical compositions of FC250 specimens

Material	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
A	3.22	1.97	0.63	0.048	0.052	0.091	0.009	0.025	0.004
B	3.18	2.08	0.59	0.034	0.046	0.020	0.010	0.030	<0.01
C	2.96	1.90	0.83	0.032	0.056	—	—	—	—

固や共析変態の開始、終了を判別することができる。各区間平均の冷却速度を表2にまとめた。

各試験片の中心部の組織を図3に示す。図3中にはナイトール腐食後に画像処理して求めた黒鉛、フェライト、パーライト組織の面積分率を併記した。試験片形状が大きいほどパーライト分率は低くなり、フェライト分率は高くなった。このことは、試験片形状が大きいほど冷却速度が遅くなることから説明できる。図4に示すように、組織と冷却速度の関係で整理すると一般に言われるように冷却速度が速いほどパーライトの組織分率は上昇し、フェライトの組織分率は低下する結果となる。

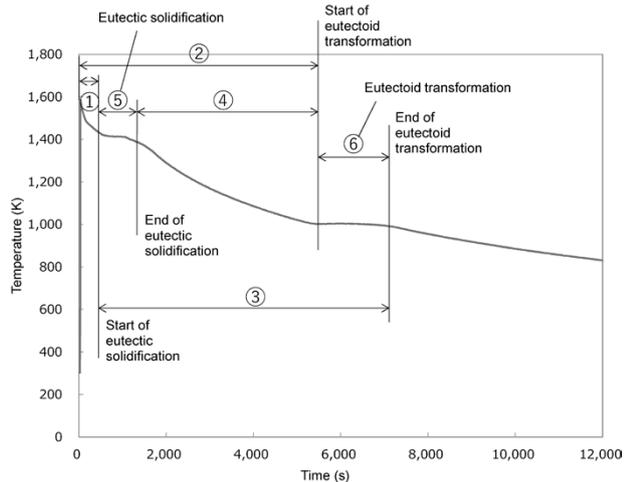


図2 $\phi 100$ mm 試験片中心の温度履歴
Fig.2 Cooling curve at center of $\phi 100$ mm specimen

なお、図4中の冷却速度は、共晶凝固終了後から共析変態開始直前までの平均値(表2中④)を用いた。

基地組織とブリネル硬さの関係を図5に示す。ブリネル硬さはJIS Z 2243に準拠して求めた。図5中には、前述の実験結果に加え、表1の化学成分B, Cに相当するJIS-FC250製の産業機械用鋳造部品の実測例を追記した。各材料の化学成分は異なるがパーライト分率が増加するとブリネル硬さが高くなる傾向は一致した。いっぽう、Mn量の多い素材Cは、ほかの材料よりも硬度が高い傾向を示した。

Aの化学成分と冷却速度の測定値をYangの式(1)に代入して求めたブリネル硬さと実測した値とを比較して図6に示す。なお、図6中には本実験結果から求めた近似式(5)を併記した。Yangの式から求めた予測と実測値は比較的良く一致しており、鋳物各部の鋳造中の温度履歴が得られれば硬度分布を近似的に求められることが確認できた。ただし、前述したMnの影響など、式(1)や式(5)に含まれない元素による硬度への影響が

表2 試験片中心の平均冷却速度
Table 2 Average cooling rates at center of specimens (K/s)

Diameter (mm)	Evaluation section No. in Fig.2			
	①	②	③	④
20	0.626	0.761	0.624	0.740
50	0.592	0.303	0.202	0.228
100	0.188	0.098	0.066	0.075
200	0.102	0.040	0.022	0.026

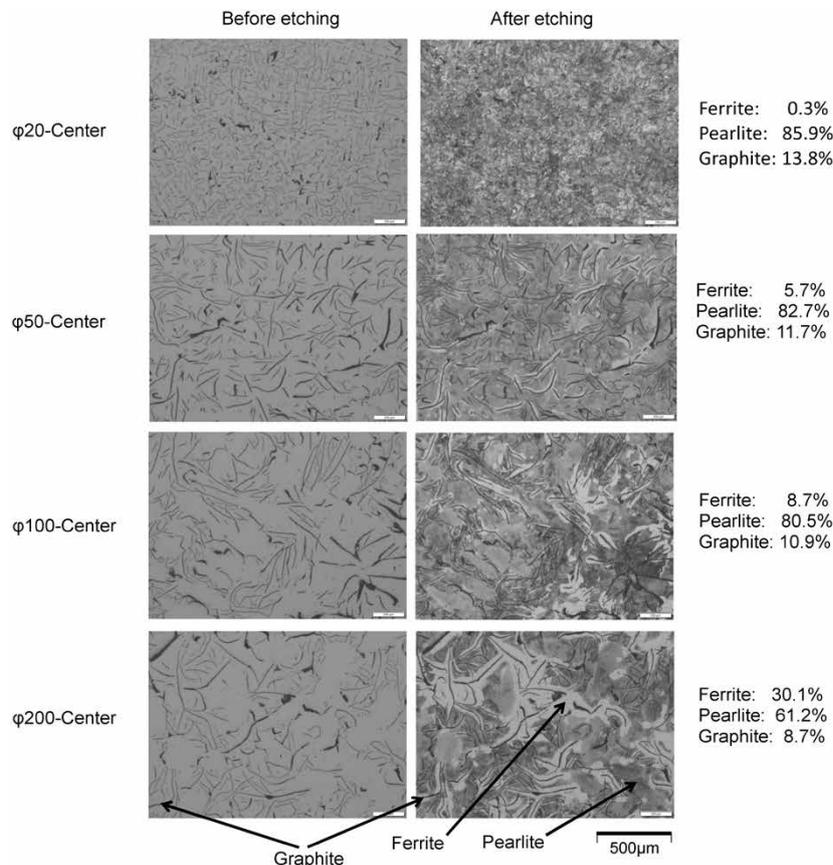


図3 試験片中心部の組織
Fig.3 Microstructure at center of each specimen

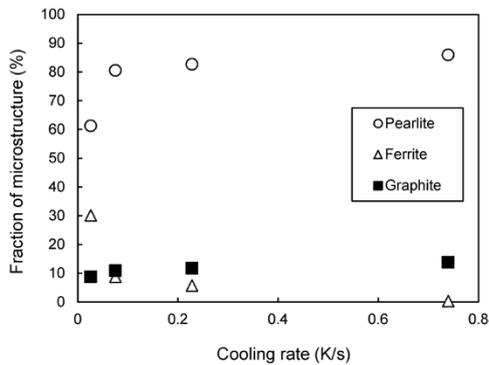


図4 冷却速度と組織分率の関係

Fig.4 Relationship between fraction of microstructure and cooling rate

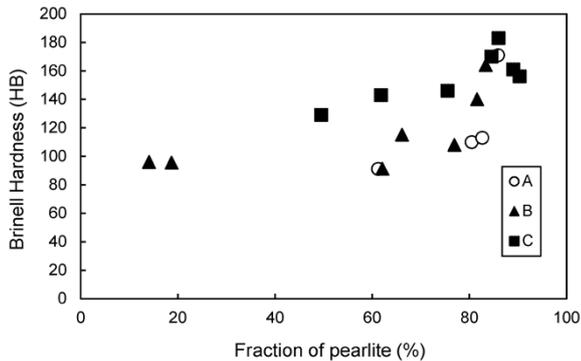


図5 パーライト分率とブリネル硬さの関係

Fig.5 Relationship between hardness and fraction of pearlite

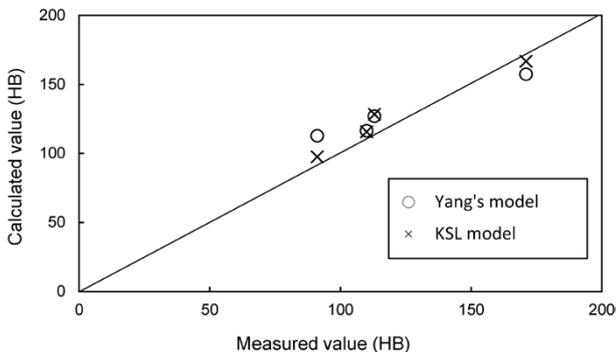


図6 ブリネル硬さの計算値と測定値の比較

Fig.6 Comparison of calculated and measured Brinell hardness

大きい場合には別途補正が必要である。

2. ねずみ鋳鉄に対する硬度予測手法の開発

1.2節で述べたように、基地組織とブリネル硬さの相関が強いことから、硬度予測の精度を向上させるためには基地組織の予測をしなければならない。当社は、FEMの汎用ソルバAbaqusとそのユーザーサブルーチンを用いた鋼の組織予測ツールを開発しており^{9), 10)}、拡散型変態組織（フェライト、パーライトまたはベイナイト）と無拡散型変態組織（マルテンサイト）の組織分率を算出することができる。ただし、フェライト、パーライト、ベイナイトのそれぞれを区別する機能は無かったため、フェライトとパーライトの組織を判別可能なコードに拡張した。なお本ツールは、晶出する黒鉛形態の予測機能を有していないため、黒鉛の体積分率は一定として、そのほかの基地組織を予測することにした。

2.1 フェライト、パーライト組織の予測

オーステナイト相からフェライトまたはパーライトへの拡散型変態の進行には、新相の核生成・成長をモデル化したKJMA式（Kolmogorov-Johnson & Mehl-Avrami equation）である式（6）を採用した¹¹⁾。各相の体積分率 ξ は、変態開始からの時間 t と、材料パラメータ k, n から求められる。

$$\xi = 1 - \exp(-kt^n) \dots\dots\dots (6)$$

なお、拡散型変態の特性を決める材料パラメータ k, n は、計算対象材料のTTT線図から同定した。

フェライトとパーライトの成長は、図7に示すフローにしたがって区別した。TTT線図から求められるパーライト変態開始時間までは、TTT線図にしたがってフェライトが生成され、パーライト変態が開始すると、残留しているオーステナイトがTTT線図にしたがってパーライトになる。

2.2 鋳物製品の組織予測手順

これまで述べてきたように、鋳物製品の冷却速度の違いによって基地組織は異なり、基地組織に対応した硬さを示す。すなわち、同じ鋳物製品でも、部位ごとに組織や硬さの違いを生じることがわかる。本節では、図8に示すJIS-FC250製の圧縮機ケーシング素材を例に、硬度予測計算の手順を示す。

はじめに、鋳造方案をモデル化して鋳造時の伝熱・凝固計算を実施する。計算ツールとしては、市販されている鋳造計算用ソフト（例えば、JSCAST）などを用い、図8に示す各部（a~d）の温度履歴を求める。その冷却曲線から共晶凝固終了点と共析変態開始点を決め、その間の平均冷却速度を求める。

つぎに、この平均冷却速度と、あらかじめ用意した

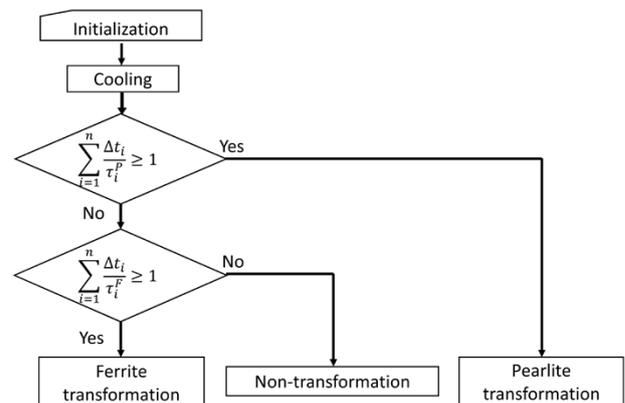


図7 組織予測のフロー

Fig.7 Flowchart for numerical calculation of microstructure

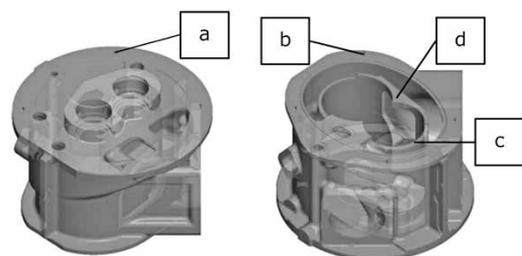


図8 圧縮機本体ケーシングの硬度評価位置

Fig.8 Measurement points of hardness in compressor casing

表3 同一品内の組織と予測硬度の分布

Table 3 Distribution of microstructure and predicted Brinell hardness within same product

		Position			
		a	b	c	d
Cooling rate (K/s)		0.10	0.11	0.80	0.05
Volume fraction (%)	Ferrite	5.70	5.20	0.50	16.8
	Pearlite	84.3	84.8	89.5	73.2
Brinell hardness (HB)		121	122	178	108

TTT線図，黒鉛量を計算条件とし，2.1節で開発したAbaqusユーザーサブルーチンを用いた予測計算にてフェライト，パーライトの組織分率を求める。さらに，求めた組織分率，冷却速度，化学成分から各種の硬度予測式を用いて硬さを予測する。

各部の冷却速度，フェライトとパーライトの組織分率，式(5)を用いて推定したブリネル硬さを表3に示す。このように，製品内に分布する硬さを求めることができた。

むすび = 本稿では，硬度予測，そのための共析変態組織予測を主眼に述べた。とくに，素材の内部の組織，硬さの不均一性を予測する手段が開発されつつある段階であること，基地組織の予測，基地組織から硬さを予測する手法は，それぞれが汎用的に用いるうえで解決すべき課題を多く含んでいることを説明した。

いっぽう，鑄鉄の組織予測をするためには，本稿で触れていない黒鉛形態の予測も必要になってくる。久保らは，湯流れや凝固のようなマルチスケールの計算，結晶粒組織などメゾスケール計算，さらにはデンドライト形状などのミクロスケール，第一原理などをつないでいく構想を提唱している¹²⁾。しかし，実用的なレベルに到達するまでは時間を要すると思われる。また，組織や硬さの予測ができたとしても，鑄肌の凹凸，表面組織の影響，

黒鉛の形態（分布，密度）など，ほかにも考慮すべき事項は多い。設計者は，使用環境，条件に応じて評価すべき強度特性が静的強度なのか，動的強度（低サイクル／高サイクル／摺動（しゅうどう）の各疲労など）なのかを判断し，それぞれに応じて影響因子を考慮しなければならないからである。

しかしながら，本稿で述べた予測技術の精度が向上すれば，鑄鉄の扱いやすさ，すなわち設計のしやすさや品質安定性は高まっていく。また，変態塑性を含む高温強度特性を織り込むことが可能になれば，鑄物の残留応力や形状（変形）予測の精度向上も期待できる。

このように，継続的な技術発展の結果として，ニアネットシェイプな造形が可能であるという「鑄物」のメリットを最大限に享受できるようになることを期待したい。

参考文献

- 1) 日本機械工業連合会編. 球状黒鉛鑄鉄品の本体付供試材の機械的性質試験に関する調査研究報告書(1). 1991, p.118.
- 2) 渡邊遼河ほか. 日本鑄造工学会第168回全国講演大会講演概要集. 2016, p.5.
- 3) 山辺純一郎ほか. 日本機械学会論文集A編. 2005, Vol.71, No.712, p.1690-1698.
- 4) 鹿毛秀彦ほか. 鑄物. 1984, Vol.56, No.7, p.408-414.
- 5) Yang et al. 57th World Foundry Congress, Osaka, Japan, 1990-9-23/28, Japan Foundrymen's Society, 1990, p.21.
- 6) Catalina et al. Proc.MCWASP VIII, San Diego, USA, 1998-6-7/12, TMS, 1998, p.455-462.
- 7) Guo et al. 3rd Pacific Rim Int. Conf. of Modeling of Casting and Solidification Processes, Beijing, China, 1996-12-9/11, CSM, 1996, p.25-33.
- 8) E.Lundbäck et al. Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes V, The Minerals, Metals & Materials Society, 1991, p.479-484.
- 9) K. Okita. IDE 2008. Bremen, Germany, 2008-9-17/19, IWT, 2008, p.285-292.
- 10) 沖田圭介ほか. R&D 神戸製鋼技報. 2011, Vol.61, No.1, p.70-74.
- 11) Denis et al. Mats. Sci. Tech. 1985, Vol.1, p.805-814.
- 12) 久保公雄. 鑄造工学. 2011, Vol.83, No.8, p.486-493.