

## 研究論文

## フェライト基地球状黒鉛鋳鉄の衝撃特性と破壊靱性

信木 関\* 旗手 稔\*  
山田 翔平\*<sup>2</sup> 宮本 諭卓\*<sup>3</sup>

## Research Article

J. JFS, Vol. 92, No. 10 (2020) pp. 529 ~ 536

DOI : 10.11279 / jfes.92.529

## Impact Characteristics and Fracture Toughness of Ferritic Spheroidal Graphite Cast Iron

Tohru Nobuki\*, Minoru Hatate\*,  
Shohei Yamada\*<sup>2</sup> and Yutaka Miyamoto\*<sup>3</sup>

To examine the effects of nickel addition on not only static tensile properties and impact properties but also fracture toughness, castings of two sizes, namely heavy-section (600mm thickness) and Y-block (75mm thickness) spheroidal graphite cast irons, with the same chemical composition were prepared, and attempts were made to clarify and evaluate the fracture toughness. CT specimens of 25 mm in thickness were then obtained from the two materials by machining, according to ASTM regulations for heavy sectional castings, and fatigue pre-cracks were formed on the specimens by applying some 20 kilo-cycles of repeated axial loads using a hydraulic servo fatigue tester at room temperature. Next, 60 degree-V shaped side-grooves were formed on the CT specimens after inducing an approximately 2 mm large fatigue pre-crack at the machined crack tip, and CT testing was then performed on the specimens using an Instron type material tester at 296K (R.T.) and 233K. The applied load ( $L$ ) and load-line-displacement ( $LLD$ ) of the CT specimens were recorded on computer by the unloading elastic compliance method based on the JSME method. The results showed that two kinds of almost fully ferritic spheroidal graphite cast irons were obtained from heavy sectional sands molds. The microstructures and mechanical properties of these materials were that of typically normal spheroidal graphite cast irons ones. (ie: UTS > 300 MPa, Elongation > 20%, HV > 130)

The obtained fracture toughness ( $J_{Ic}$ ) of these specimens was 26-33 and 10-23 kN/m at R.T. and 223K, respectively. The converted fracture toughness ( $K_{Ic}$ ) values from estimate equation showed > 45 MPa at 233K of heavy-section specimens added with 0.6% Ni. The calculated fracture toughness (converted  $K_{Ic}$ ) and Charpy impact characteristics of these materials showed good correlation with parameters when impact yield stress was applied in impact testing.

**Keywords** : spheroidal graphite cast iron, impact characteristics, fracture toughness, heavy-sectioned castings, mechanical properties

## 1. 緒 論

鋳鉄は有用な金属材料の一つとして古くから広く工業的に用いられているが、一般の鉄鋼材料に比べ低強度、低延性・靱性であるため、その用途は限定されてきた。しかし、球状黒鉛鋳鉄の開発により、高強度でかつ延性・靱性に富み、鉄鋼材料に匹敵する優れた性質を具備することが可能となった。このため、優れた铸造性、耐熱・耐摩耗性および経済性を備える球状黒鉛鋳鉄は、鋳鉄管、継手、自動車部品、産業機械およびロール等に広く用いられ、最近では建設機械の足廻り部品やプレス機や発電用のケーシ

ング等の大型鋳物等に広く用いられている<sup>1~3)</sup>。

球状黒鉛鋳鉄の用途拡大にともない、信頼性確保の観点から静的強度や疲労強度への関心が高まりこれまでに多くの研究が行われている。鋳鉄の衝撃特性についての研究や高靱性化に関する試みについては、黒鉛球状化率の影響<sup>4)</sup>をはじめ黒鉛粒数<sup>5)</sup>、粒径<sup>6)</sup>およびフェライトおよびパーライトの面積率が関連する基地組織との関係<sup>7)</sup>が明らかにされており、熱処理<sup>8)</sup>や合金元素の効果<sup>9)</sup>といった観点から論じたものも多い。さらに、衝撃試験からより詳細な衝撃破壊特性に関する知見を得ようとする試みの中では計装化シャルピー衝撃試験が開発され<sup>10)</sup>、衝撃破壊に至

受付日：令和2年3月16日，受理日：令和2年6月8日 (Received on Mar. 16, 2020; Accepted on Jun. 8, 2020)

\* 近畿大学工学部機械工学科 Department of Mechanical Engineering, Faculty of KINDAI University

\*<sup>2</sup> 近畿大学大学院システム工学研究科・大学院生 (現：日立プラントメカニクス)

Graduate School of Systems Engineering, KINDAI University, (Present: Hitachi Plant Mechanics Co., Ltd.)

\*<sup>3</sup> (株)宇部スチール Ube Steel Co., Ltd.

る亀裂の発生や伝播といった過程を評価する研究<sup>11)</sup>も行われている。また、機械設計の見地からは、線形破壊力学や弾塑性破壊力学に基づく破壊靱性値といったパラメータが重要視されることから、シャルピー衝撃試験からこれらの靱性値の算定が試みられてきた<sup>12)</sup>。特に高強度・高延性を示す高性能な球状黒鉛鑄鉄の製造が可能となっている近年において、鑄鉄材の破壊靱性値についても議論<sup>13)</sup>されてきつつある。

破壊靱性試験方法は、脆性破壊を対象とする $K_{Ic}$ 測定と、延性破壊を対象とする $J_{Ic}$ とに大別され、 $K_{Ic}$ 測定は、鑄鉄材料の場合にはほぼ完全パーライト基地の球状黒鉛鑄鉄や脆性的な鑄鉄にしか有効でないと指摘されている。一方でフェライト組織を多く含む球状黒鉛鑄鉄の場合には $J_{Ic}$ 測定が議論され、 $K_{Ic}$ 値に換算し設計等に供されている。これまでに、鑄鉄の破壊靱性値と黒鉛球状化率との関係<sup>14)</sup>、パーライト率との関係<sup>15)</sup>、引張強さとの関係などが報告<sup>16)</sup>されており、フェライト基地球状黒鉛鑄鉄の破壊靱性は、シャルピー衝撃値などの場合と同様に、温度低下に伴う延性から脆性への破壊形態変化に起因して、遷移曲線を描くことが知られている<sup>17)</sup>。しかし、これらの報告例は少なく、測定方法や組織、化学組成等が異なるためにばらつきが大きいことも知られており<sup>14, 18)</sup>、今後の球状黒鉛鑄鉄材の信頼性確保の面からも解明が必要と考えられる。

そこで本研究では、大型鑄物にも適用される厚肉球状黒鉛鑄鉄の実体供試材とYブロックによる鑄込み寸法が静的強度、衝撃特性および破壊靱性特性に与える影響を明らかにすることを目的とし、引張試験、シャルピー衝撃試験と破壊靱性値との関係、さらに鑄鉄材に対しては厳しい靱性評価となる低温の233Kでの破壊靱性特性について調査を行った。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材の溶製および試験片採取

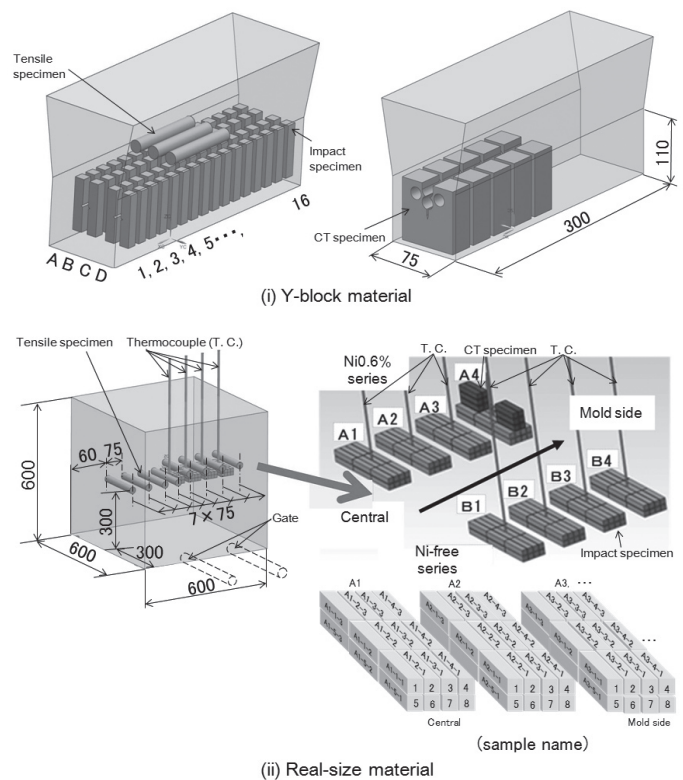
供試材は、Ni無添加とNiを0.6%添加した2種類の球状黒鉛鑄鉄を(株)宇部スチールで溶製されたものとした。その溶製材の化学組成をTable 1に示す。実体供試材は、重量約1.6tの立方体であり、鑄物モジュラスから判断して、無押湯方案が可能な形状とした。チャンキー黒鉛の晶出を防止するため、適宜形状に応じ、冷やし金を設定して鑄造した<sup>19, 20)</sup>。

Yブロックにおける引張試験片、衝撃試験片、CT試験片の採取位置を、Fig. 1(i)に示す。衝撃試験片は、肉厚75mmの長手方向に4分割し板状に切り出した後、肉厚方

**Table 1 Chemical composition of materials used. (mass%)**

供試材の化学組成 (mass%)

Sample name	C	Si	Mn	P	S	Mg	Ni
Ni-free	3.52	2.09	0.07	0.014	0.008	0.046	0.01
Ni0.6%	3.50	2.13	0.06	0.014	0.008	0.045	0.57



**Fig. 1 Preparation for tensile, impact and CT specimens.**

(i) Y-block material (ii) Real-size material.

引張試験片、衝撃試験片およびCT試験片の採取方法 (i) Yブロック供試材、(ii) 実体供試材。

向にそれぞれ16本を切り出し、鑄型側をAおよびD、試料内部側をBおよびCとした。なお、Ni添加材についてはそれぞれNAとND、NBとNCと呼称した。

実体供試材における引張試験片、衝撃試験片は、Fig. 1(ii)に示すように、600mmの立方体の中央における中心部から鑄型壁への外縁部に向けて採取し、Ni添加材はA1からA4、Ni無添加材はB1からB4とし、各部位から24本を切り出した。引張試験片については、実体供試材の堰側の中央部における端部から反対側の端部まで8部位の各位置から採取した。またCT試験片は、Ni添加材および無添加材の衝撃試験片の位置に相当する箇所からそれぞれ8個を採取した。

### 2.2 組織観察および硬度測定

供試材の基地組織および黒鉛組織の解析には、Yブロックおよび実体供試材ともに、衝撃試験片の両端から10mm程度の位置から10×10mmに試料切断したのち、研磨後・琢磨および3%ナイトール腐食液による組織観察を行い、黒鉛球状化率、黒鉛粒数、黒鉛粒径、黒鉛面積率、フェライト・パーライト面積率を画像解析用ソフト(旭化成エンジニアリング(株):A像くん ver. 2.20)により測定した。なお、黒鉛球状化率の測定にあたっては、JIS G 5502<sup>21)</sup>に規定された条件とした。

基地組織の硬さは、フェライト組織のみについて評価対象とし、ナイトール腐食後の検鏡試料をマイクロビッカー硬度計（アカシ：MVK-H1）を用いて負荷荷重 0.49N、負荷時間 15s の条件で 10 点測定し、その平均値とした。

2.3 引張試験、衝撃試験および破壊靱性試験

引張試験は、容量 100kN のインストロン型万能試験機（Instron: 5582 型）を用い、Y ブロック供試材では平行部径  $\phi$  8mm の試験片とし、実体供試材では平行部径  $\phi$  14mm の JIS 4 号試験片を使用して、クロスヘッド移動速度 0.5mm/min、標点距離は  $\phi$  8mm のもので 25mm、 $\phi$  14mm のものでは 50mm とし、室温大気中にて Y ブロックは 3 本（実体供試材では 8 本）の試験を実施した。

衝撃試験は、容量 300J の計装化シャルピー衝撃試験機（(株)米倉製作所：CHARPAC300）を用い、切欠き半径  $R=1$ 、深さ 2mm の U ノッチ試験片（JIS 3 号）<sup>22)</sup> を使用し、ハンマ持ち上げ角 147.5°、重心位置でのハンマ打撃速度 5.2m/s とし、233K ~ 297K の範囲で各温度で 4 本試験を実施し、253K および 233K の場合では、寒剤としてドライアイスとエタノールとを混用した。なお試験にあたっては、JIS 規格<sup>23)</sup> に則り、試験設定温度  $\pm 1^\circ\text{C}$  の寒剤中で 5 分以上保持し、取り出し後 5s 以内に実施した。

破壊靱性試験は、1 つの試験片で安定な延性亀裂発生時の弾塑性破壊靱性値  $J_{Ic}$  が測定できる除荷コンプライアンス法を採用した。使用した CT 試験片は、Fig. 2 に示すように、試験片幅  $B=25\text{mm}$  の V ノッチ型である。疲労予亀裂は、容量 100kN の電気油圧サーボ式疲労試験機（(株)東京機械 Schenck: Hydropuls PSA-10A）を使用し、周波数 20Hz、応力比  $R=0.1$  の条件とし、CT 試験片側面をカラー CCD 顕微鏡カメラで観察しながら疲労亀裂導入を行い、約 2mm の亀裂を付与した。その後の CT 試験片の除荷コンプライアンス法による引裂き試験では、試験片側面と中央部における亀裂進展長さが異なって指爪状に成長する。この影響を回避し、試験片の厚さ方向で均等に亀裂を安定成長させるために、ASTM 規格<sup>24)</sup> に従い、開先 60° のサイドグループ加工<sup>25,26)</sup> を行っ

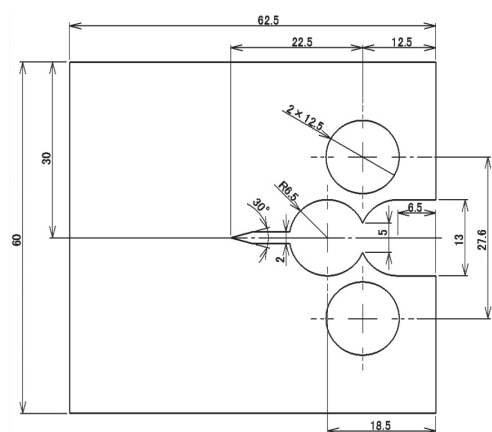


Fig. 2 Configuration and dimensions of CT test specimens. (B=25mm)  
CT 試験片形状寸法 (B=25mm).

た後に破壊靱性試験に供した。

破壊靱性試験は、容量 100kN のインストロン型万能試験機（Instron: 5582 型）を用いて、JSME 規格 弾塑性破壊靱性値  $J_{Ic}$  試験方法<sup>27)</sup> に則り試験した。除荷コンプライアンス法における荷重は、試験機のロードセル荷重、荷重線変位は、COD ゲージ（標点距離 5mm）からひずみを測定し、動歪計と A/D 変換器を介して変位に変換させた荷重 ( $L$ ) - 荷重線変位 ( $LLD$ ) 値を PC に記録させた。また、除荷コンプライアンス試験は、室温の 296K と低温の 233K とし、各温度で 3 個の試験片を用いて実施した。233K の試験では、試料を断熱材容器で囲い、寒剤としてドライアイスとエタノールとを混ぜ  $\pm 5^\circ\text{C}$  の雰囲気で行った。

2.4 ミクロ破面およびミクロ分析測定

衝撃試験後および破壊靱性試験後のミクロ破面観察は、走査型電子顕微鏡（日立製作所：FE-SEM S-800, S-4800）を加速電圧を 20kV、エミッション電流は  $10\mu\text{A}$  として観察し画像を保存した。

元素マッピングには検鏡後の樹脂埋込試験片を用い、電子線マイクロアナライザ（島津製作所：EPMA-1720H）を用いてカソードを  $\text{CeB}_6$ 、加速電圧は 15kV、エミッション電流は  $100\text{nA}$  の条件とした。なお、元素分析値については、各種標準試料から測定した検量線法とした。

3. 実験結果および考察

3.1 組織解析

得られた試料についての代表の組織写真と組織解析値についてそれぞれ Fig. 3 および Table 2 に示す。Ni 無添加と 0.6%Ni 添加試料における実体供試材の組織は、Y ブロックよりも冷却速度が小さいので黒鉛粒数が減少し、黒鉛粒径とフェライト粒径が大きくなる。また、Y ブロックおよび実体供試材の各部位では冷却速度が小さい位置の

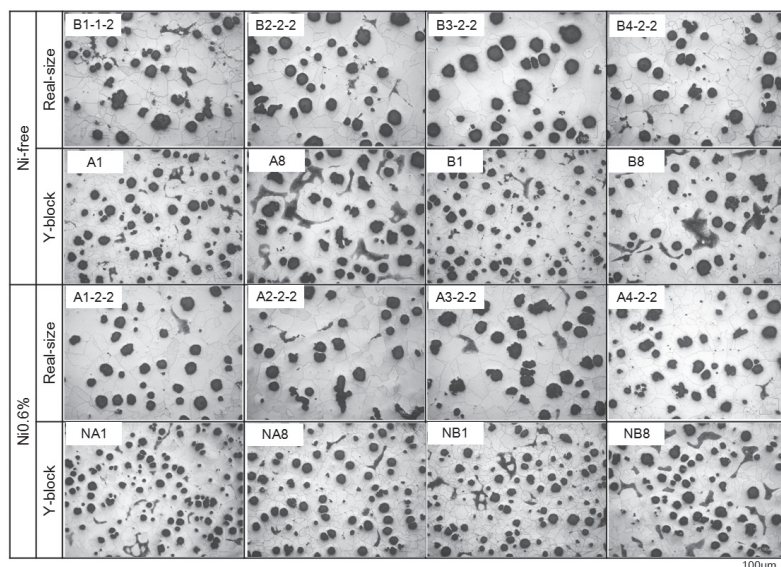


Fig. 3 Microstructures of obtained specimens. (Nital etched).  
得られた試料の顕微鏡組織写真 (ナイトール腐食).

**Table 2** Microstructural analysis results and mechanical properties of specimens.

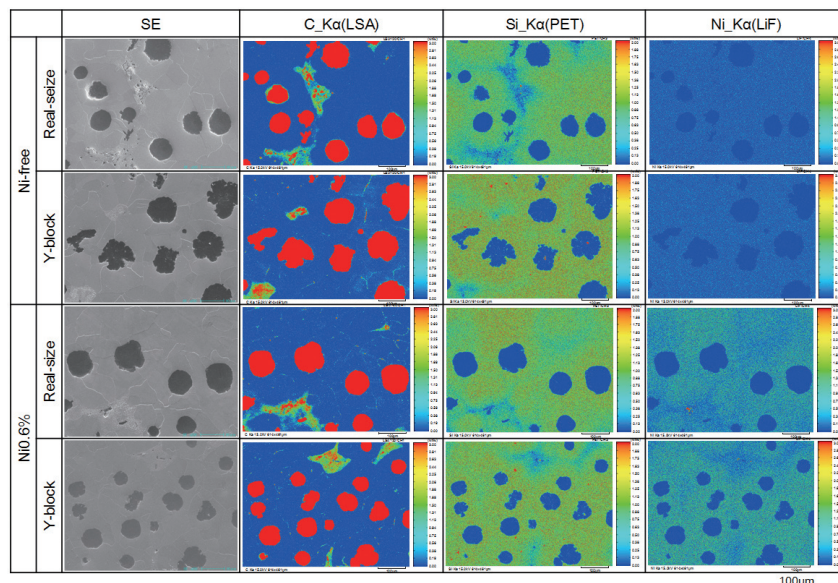
得られた試料の黒鉛組織解析結果および機械的性質.

	Ni-free		Ni0.6%		
	Real-size	Y-block	Real-size	Y-block	
Graphite nodularity (%)	86	91	89	87	
Area fraction of graphite (%)	14.0	14.6	14.6	15.7	
Graphite nodule counts (mm <sup>-2</sup> )	25	47	25	57	
Diameter of graphite (μm)	82	61	84	60	
Area fraction	Ferrite (%)	99.2	95.4	99.1	96.8
	Pearlite (%)	0.8	4.6	0.9	3.2
Ferrite grain size (μm)	73.1	56.7	72.2	46.8	
Hardness (HV)	135	156	162	180	
Tensile strength $\sigma_B$ (MPa)	360	380	386	423	
0.2% Proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	200	227	253	289	
Elongation $\epsilon$ (%)	26	23	22	9.2	

方が黒鉛粒数は減少し、黒鉛粒径とフェライト粒径は大きくなっている。また、組織におよぼす Ni 添加の効果は、Y ブロックでは Ni 添加によって黒鉛粒数が多くなり、フェライト粒径は小さくなる傾向を示すが、実体供試材では組織に及ぼす Ni 添加の効果は低減することがわかる。硬度測定結果からは、Ni 添加によりマイクロビッカース硬度は上昇しており、添加した Ni がフェライト中に固溶することによる固溶強化<sup>28)</sup>によると考察された。冷却速度の違いに着目すれば、冷却速度の小さい実体供試材の方が Y ブロック供試材よりも硬度は低い傾向にあった。またこのことは、試料の元素マッピング結果を Fig. 4 に示すように、Ni はフェライト基地に濃化する傾向が確認でき、本研究においても既報<sup>28)</sup>の結果を裏付けると理解される。なお、Y ブロックおよび実体供試材との元素偏析状況を冷却速度の違いで比較した場合、大きな差異は認められなかった。

### 3.2 引張特性

Table 2 に、それぞれの引張試験の結果を平均して得ら



**Fig. 4** EPMA elemental mapping results of specimens.

試料の EPMA による元素マッピング結果.

れた結果について、Y ブロック試料と実体供試材とを併せて示した。Y ブロック試料では Ni を添加することで 0.2% 耐力および引張強さは向上し、伸びは低下する傾向となり、基地硬度の影響が現れた結果となっている。一方で、実体供試材では、Ni 添加の効果は小さくなっている。さらに実体供試材では、試験片の採取位置による引張強さ、伸びに与える影響は、鑄型壁と内部のものとの差は、Ni 無添加材は 6MPa、添加材では 23MPa、伸びはそれぞれ、2%、3% と小さく、いずれの実体供試材においても、JIS 規定<sup>29)</sup>の引張強さ ( $\sigma_B$ ) は 300MPa 以上、0.2% 耐力 ( $\sigma_{0.2}$ ) は 200MPa 以上、伸び ( $\epsilon$ ) は 12% 以上を満足していた。

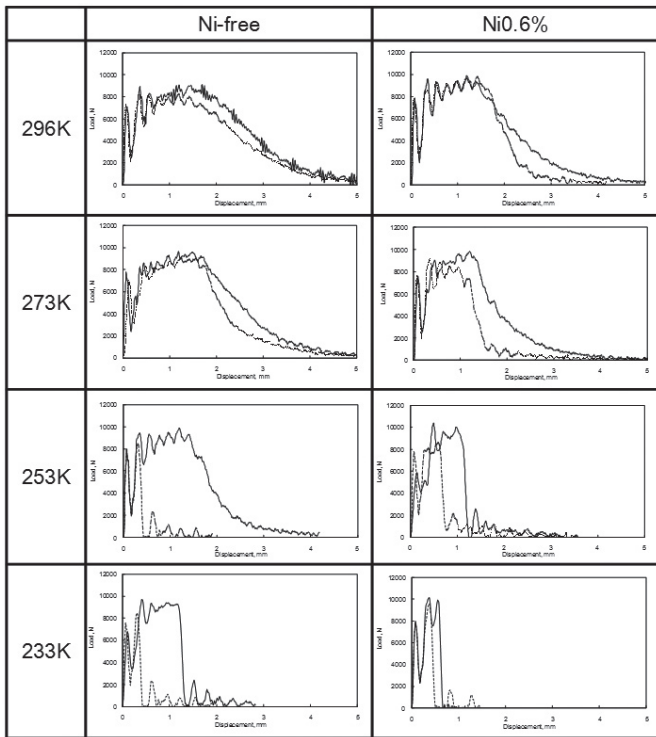
### 3.3 衝撃特性

Fig. 5 に計装化シャルピー衝撃試験により試験温度で得られた試料の衝撃荷重-変位曲線(代表例)を示す。同図より、試験温度の低下とともに試験片の塑性変形能の低下にともなって、最大衝撃荷重がやや上昇するものの、破断までの変位量が減少することがわかる。これにより、試験温度の低下に伴って、荷重-変位曲線によって囲まれる面積に相当する衝撃吸収エネルギーの減少は、最大荷重点以降の過程いわゆる亀裂伝播エネルギーが減少することによると考察される。また、実線で示した Y ブロックのものの方が破線で示した実体供試材のものよりも面積が大きく、衝撃吸収エネルギーが大きく、無添加材のものよりも Ni 添加したものの方がエネルギーは小さい傾向となっている。

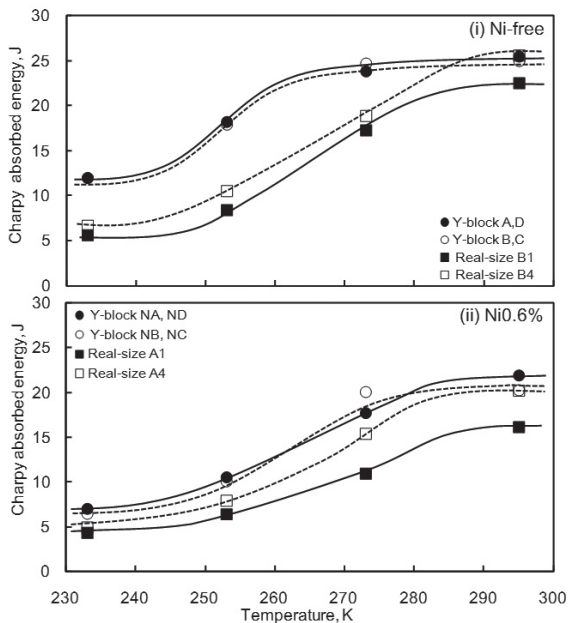
シャルピー衝撃試験による衝撃エネルギー遷移曲線を Fig. 6 に示す。同図より、Ni 添加により各試験温度において 0.6%Ni 添加の試料のものが無添加の試料よりも低い衝撃特性を示す。また、冷却速度の小さい実体供試材の方が冷却速度の大きい Y ブロック試料よりも低い衝撃吸収エネルギーを示す傾向となり、衝撃エネルギー遷移温度も上昇する傾向となっている。

実体供試材では、Ni 添加および無添加ともに試験片採取位置による吸収エネルギーへの影響が現れる傾向となっており、冷却速度の大きい部位の試料が高い吸収エネルギーを示す傾向となった。

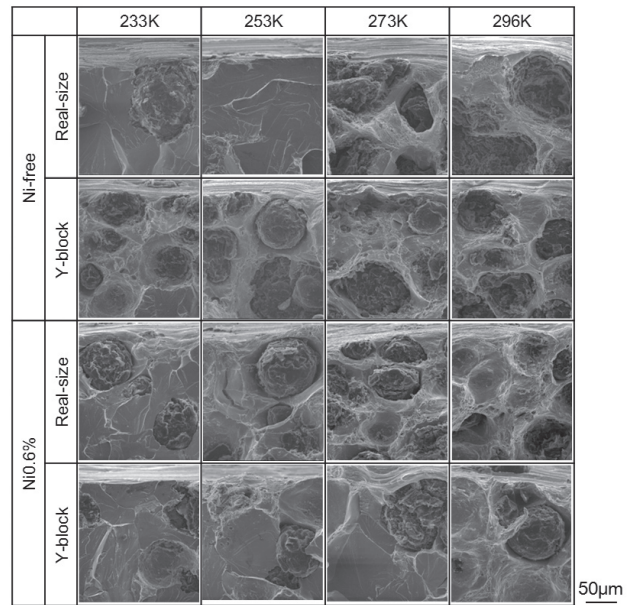
Fig. 7 に示す衝撃破断後の試験片の幅方向の中央、切欠き底直下における SEM によるマイクロ破面観察からは、Y ブロックおよび実体供試材ともに試験温度の低下とともに破面はリバーパターンを呈する割合が増加し、劈開的な破面へと遷移している。これに伴って球状黒鉛を核とするディンプルの形成が小さくなっているが、Y ブロック



**Fig. 5 Impact load-displacement curves obtained from instrumented Charpy impact testing for various samples. (Solid line : Y-block, Broken line: Real-size).**  
計装化シャルピー衝撃試験で得られた各試料の衝撃荷重-変位曲線 (実線 : Y-ブロック, 破線 : 実体供試材).



**Fig. 6 Charpy absorbed energy transition curves of samples.**  
試料のシャルピー衝撃遷移曲線.



**Fig. 7 SEM observation photos of Charpy impact tested specimens.**  
シャルピー衝撃試験後の SEM 観察写真.

試料の Ni 無添加試料の場合、233K の試験においても、球状黒鉛周囲にディンプルが認められる。このことは、Y ブロック試料の Ni 無添加の試料が他の試料に比べ、衝撃エネルギー遷移温度が低く、低温度での延性破壊傾向を促進させるために、高い吸収エネルギーを示したものと考察された。また、本破面観察結果は基地組織のフェライト硬度との関係と良い一致を示しており、添加した Ni はフェライトへの固溶強化元素として働いて強度特性を向上させる一方、伸び・延性を減じるため衝撃特性を低下させたことが示唆される結果である。

3.4 破壊靱性特性

常温 (296K) と 233K で実施した破壊靱性試験で得られた、荷重-荷重線変位 (L-LLD) 線図の代表例として実体供試材 Ni0.6% 添加材のものを Fig. 8 に示す。同図より、繰り返しの載重-除荷を行うことによって、試験片の亀裂進展抵抗は低下し、最大荷重は低下していく傾向となる。また、233K の低温度で実施したものは室温で実施したどちらの試料とも、靱性試験中の最大荷重は増加する結果となっている。このことは、鉄鋼材料の低温度での引張試験において、常温よりも降伏点が増加する傾向と良く一致している。また、図中 296K での実体供試材に比較するようにサイドグループを付与した場合と、付与しなかった場合とを比較すると、サイドグループを付与することで荷重-荷重線変位中の最大荷重は増加しており、明らかに、試料側面の影響による平面ひずみ状態を表した結果<sup>26)</sup>であると考察される。

Fig. 9 に、実体供試材についての Ni 無添加と添加したものについての荷重-荷重線変位曲線 (L-LLD) から求めた J 積分値と安定亀裂長さ  $\Delta a$  を算出し図示した結果の一

例について示すとともに結果を **Table 3** に示す。どちらの試料ともに、JSME 規格による  $J_{Ic}$  値は ASTM 規格によるそれより低い値に算定される傾向がある<sup>30)</sup>。これは、 $J$  積分値の面積測定法が両規格によって異なることに起因す

ると考察される。また、 $J_{Ic}$  値は、室温のものよりも 233K のものの方が低い傾向を示すが、Ni 添加の影響は明確には現れていない。また、破壊靱性値  $J_{Ic}$  より平面ひずみ破壊靱性値  $K_{Ic}$  へ換算<sup>31)</sup> した結果からは、Y ブロックでは

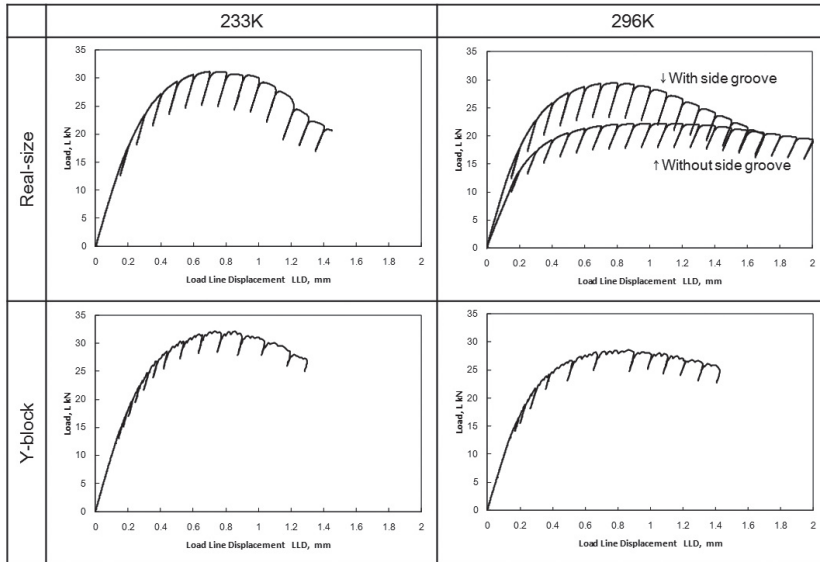
$J_{Ic}$  値において Ni 添加の影響が認められたものの実体供試材ではその傾向は小さく、厚肉品では Ni 添加の影響は現れにくいことが分かった。

以上のように種々の CT 試験片を用いた除荷コンプライアンス試験で得られた荷重-荷重線変位曲線からの破壊靱性値について、JSME 規格に準拠して算出した結果は **Table 3** 中にまとめた。低温の 233K で得られた Y ブロックによる破壊靱性値に着目すると、Ni 添加試料では、60MPa $\sqrt{m}$  を超える  $K_{Ic}$  値が得られており、0.6% の Ni 添加を行った厚肉球状黒鉛鋳鉄は低温度においても十分な靱性値を示す可能性を明らかにできた。既報<sup>32,33)</sup> と  $J_{Ic}$  値、または  $K_{Ic}$  値比較すれば、ほぼ完全フェライト基地球状黒鉛鋳鉄の室温での破壊靱性値と比べて、本結果は低い傾向となっているがこれは、供試材の肉厚

が 600mm または 75mm と厚肉であることから、黒鉛粒径、フェライト結晶粒径が大きくなったことに起因すると考えられる。

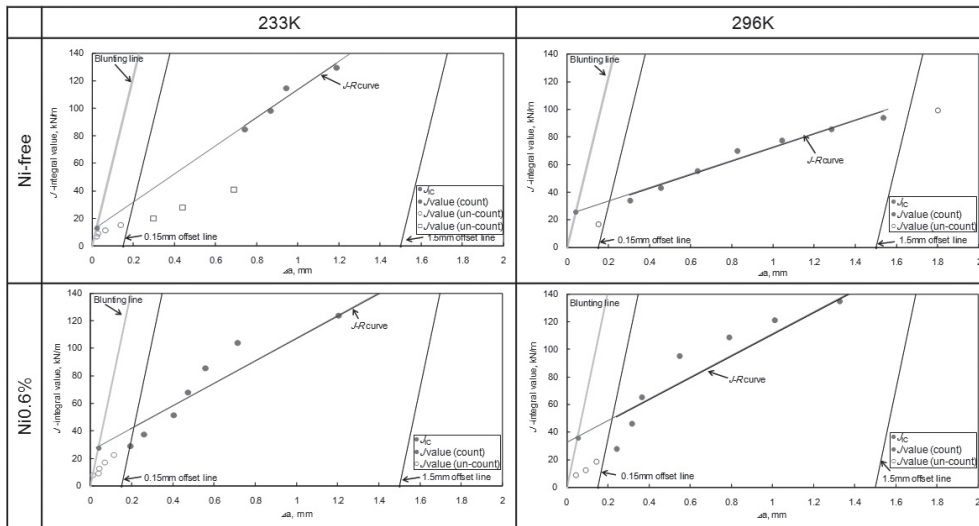
破壊靱性試験後に CT 試験片を液体窒素温度で引裂き破断させたマクロ観察結果からは、サイドグループを付与しなかった試料では、従来から指摘<sup>25)</sup> されているように、試験片の幅中で指爪状に亀裂が先行成長しており、破壊靱性試験中の安定亀裂の成長には至っていない破面となっていた

が、破壊靱性試験域ではいずれの試料も黒色の延性的な破面を呈していた。Fig. 10 に、Y ブロック試料についての疲労予亀裂導入領域の周囲、疲労予亀裂導入域および破壊靱性試験域についてのマイクロ破面観察結果を示す。Ni 無添加および Ni0.6% 添加試料とも、試験温度にかかわ



**Fig. 8** Load and load line displacement ( $L$ - $LLD$ ) diagrams of Ni0.6% specimens. (Typical example).

Ni0.6 試料についての各荷重 ( $L$ )-荷重線変位 ( $LLD$ ) 図 (代表例)。



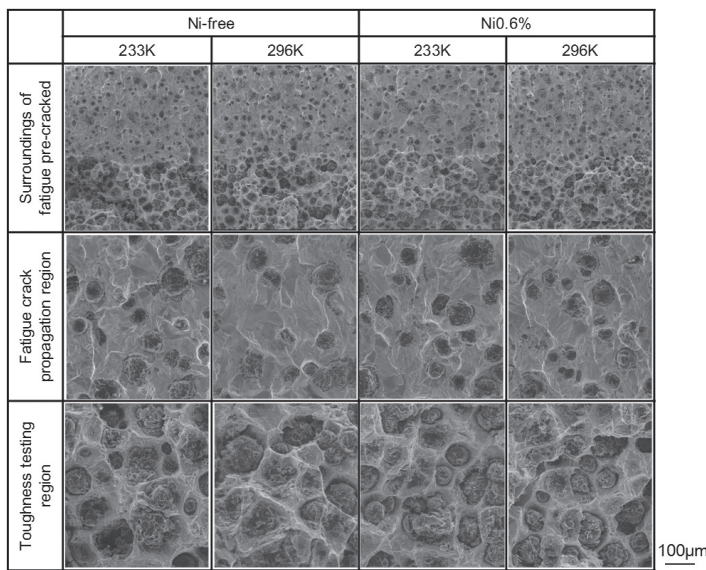
**Fig. 9** Relation between  $J$ -integral value and  $\Delta a$  of real-size model samples. (Typical example).

実体供試材についての  $J$  積分値と亀裂長さ  $\Delta a$  との関係 (代表例)。

**Table 3** Fracture toughness  $J_{Ic}$  value of samples. (kN/m).  
得られた試料についての破壊靱性  $J_{Ic}$  値 (kN/m).

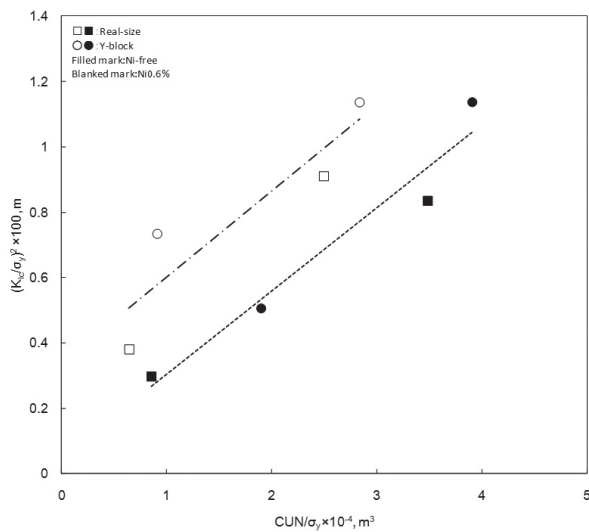
	Ni-free		Ni0.6%	
	Real-size	Y-block	Real-size	Y-block
233K	10 (39)	12 (45)	11 (45)	23 (64)
296K	26 (63)	27 (71)	26 (70)	33 (79)

\*Bracketed values are showing  $K_{Ic}$  (MPa $\sqrt{m}$ ) values converted from  $J_{Ic}$ .



**Fig. 10 SEM fractographs of specimens after fracture toughness test. (Y-block specimen).**  
Yブロック供試材についての破壊靱性試験後のSEM観察写真。

る弾塑性破壊靱性特性についての評価は難しいが、田中ら<sup>34)</sup>や小林<sup>35)</sup>が紹介しているように、Rolfeらは、種々の材料からシャルピー吸収エネルギーと破壊靱性値との関係について相関性を指摘している。本研究では、296K(室温)と233Kにおいて得られた破壊靱性値( $K_{Ic}$ )と計装化シャルピー衝撃試験によって得られた、各試験温度での衝撃降伏荷重から、曲げの式を用いて算出した衝撃降伏応力<sup>36)</sup>を用いて、その関係性について調査した。その結果をFig. 11に示す。その結果、破壊靱性値とシャルピー吸収エネルギーから算出したパラメータとは強い相関性があることがわかり、Ni添加を行えば、Yブロック、実体供試材ともに破壊靱性値( $K_{Ic}$ )は向上する傾向を示している。また図中に線形近似直線を示すが、破線で示すNi無添加については、直線回帰式の相関係数 $R=0.97$ 、一点鎖線のNi添加のもので $R=0.91$ と算定され、シャルピー吸収エネルギーと破壊靱性値とをそれぞれの衝撃降伏応力で除した値から得られるパラメータとの間には相関が認められる結果が得られた。



**Fig. 11 Relation between fracture toughness and Charpy impact value parameters of specimens tested at 233K and 296K.**  
233Kと296Kで試験した試料の破壊靱性値とシャルピー吸収エネルギーパラメータの関係。

#### 4. 結 論

Ni無添加とNiを0.6%添加した2種類の厚肉フェライト基地球状黒鉛鋳鉄を肉厚75mmYブロック供試材および一辺が600mmの立方体の実体供試材に铸込んで溶製し、各部材から採取した組織、引張、衝撃および破壊靱性特性を調査した結果、以下の結論となる。

1. Niの添加は、黒鉛粒径とフェライト結晶粒径を小さくするが、厚肉の実体供試材ではその影響は小さい。
2. Niの添加は、静的強度を向上させるが、伸び・延性を減じ、衝撃特性を低下させる。これは、添加したNiがフェライト基地への固溶強化の作用と考察される。
3. 実体供試材の衝撃特性は冷却速度の大きいYブロックのそれより低下する傾向となる。
4. 低温の233Kでの破壊靱性値は、Yブロックおよび実体供試材ともにNi添加を行った場合の方が、高い傾向となる。これは、Niを添加したものが、降伏点および引張強さが向上することに起因する。
5. Ni添加を行った試料の233Kでの破壊靱性値 $J_{Ic}$ および( $J_{Ic}$ から算出した $K_{Ic}$ 値)は、Yブロックおよび実体供試材のものでそれぞれ、23kJ/m(64MPa $\sqrt{m}$ )および11kJ/m(45MPa $\sqrt{m}$ )程度となる。これらの靱性値は、シャルピー吸収エネルギーを衝撃降伏応力で除した値から得られるパラメータと強い相関が認められる。

#### 謝辞

本研究の一部は、(公社)日本鋳造工学会特別若手研究奨励金(平成28年度)の助成を受けて実施した。関係各位に厚く謝意を表す。

らず、疲労予亀裂導入部は平滑な破面を呈し、典型的な疲労破面となっている。233Kでの破壊靱性試験領域においては、Ni無添加、Ni0.6%添加試料のどちらの破面も球状黒鉛を核とするディンプル破面が得られており、常温での破壊靱性試験破面と大きな相違は認められない延性的な破面である。

つづいて、シャルピー衝撃値と破壊靱性値との相関性について議論してみる。計装化シャルピー衝撃試験は、衝撃破壊の過程を表すものである。このため衝撃試験から、いわゆ

## 参考文献

- 1) S. Harada, M. Yano, T. Endo and N. Kawaguchi: Transactions of the JSME (in Japanese) A, **54** (1987) 925
- 2) 井川克也, 喜多新男, 草川隆次, 新山英輔, 松本弘: 球状黒鉛鑄鉄の基礎と応用 (丸善) (1992) 221
- 3) 鑄鉄の生産技術教本編集委員会: 鑄造技術シリーズ 新版鑄鉄の生産技術 (素形材センター) (2012) 84
- 4) T. Shiota, S. Komatsu and T. Matsuoka: Research Reports of the Faculty of Engineering, Kinki University **18** (1985) 55
- 5) S. Nishi, T. Kobayashi and S. Taga: IMONO **48** (1978) 9
- 6) S. Shiota and S. Komatsu: J. Soc. Mat. Sci., Japan (1981) 387
- 7) Y. Tanaka and K. Ikawa: IMONO **48** (1976) 700
- 8) M. Aoyama, T. Yokoi and T. Kobayashi: IMONO **58** (1986) 200
- 9) T. Shiota, T. Matsuoka and S. Komatsu: IMONO **63** (1991) 601
- 10) T. Kobayashi and I. Yamamoto: Bulletin of the Japan Institute of Metals **32** (1993) 151
- 11) 原田昭治, 小林俊郎 編著: 球状黒鉛鑄鉄の強度評価, (アグネ技術センター) (1999) 30
- 12) T. Kobayashi, I. Yamamoto and M. Niinomi: Tetu to Hagane **71** (1985) 1934
- 13) T. Ikeda, T. Umetani, N. Suura, T. Nemoto, Y. Asizuka, Y. Takata and K. Ogi: Reports of the 163rd JFS meeting **163** (2013) 65
- 14) 中江秀雄 監修: 新版 鑄鉄の材質 ((公社)日本鑄造工学会) (2012) 70
- 15) K. Kuribayashi, T. Kishi, P. Bhandhubanyong, M. Ito, T. Umeda and Y. Kimura: Tetu to Hagane **69** (1983) 663
- 16) S. Komatsu: J. JFS **77** (2005) 801
- 17) T. Kobayashi: Bulletin of the Japan Institute of Metals **18** (1979) 512
- 18) 小林俊郎: 材料強韌学—材料の強度と韌性— (アグネ技術センター) (2001) 111
- 19) S. Yamada, M. Hatate, T. Nobuki and Y. Miyamoto: Reports of the 169th JFS meeting **169** (2017) 6.
- 20) 旗手稔, 宮本諭卓, 山田翔平, 信木関: (公社)日本鑄造工学会中国四国支部会報 (こしき) **41** (2018) 30
- 21) JIS G 5502 球状黒鉛鑄鉄品
- 22) JIS Z 2202 金属材料衝撃試験片
- 23) JIS Z 2242 金属材料衝撃試験方法
- 24) ASTM E1820 Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness
- 25) S. Shiraki, Y. Sugiyama and T. Imai: J. JFS **77** (2005) 167
- 26) N. Minegishi and Y. Hagiwara: Transactions of the JSME (in Japanese) A, **51** (1985) 1541
- 27) JSME S 001 弾塑性破壊韌性  $J_{Ic}$  試験方法, (1992).
- 28) T. Nobuki, M. Hatate and T. Shiota: International Journal of Cast Metals Research **21** (2008) 31
- 29) JIS G 5504 低温用厚肉フェライト球状黒鉛鑄鉄品
- 30) A. Otsuka and R. Miyata: Journal of the Society of Materials and Science **33** (1984) 97
- 31) たとえば, 大路清嗣, 中井善一: 材料強度 (コロナ社) (2006) 57
- 32) P. Bhandhubanyong, M. Ito, T. Umeda, Y. Kimura, K. Kuribayashi and T. Kishi: IMONO **57** (1985) 419
- 33) H. Sueoka, S. Komatsu, H. Kyogoku and M. Fujii: Reports of the 149th JFS meeting **149** (2006) 45
- 34) Y. Tanaka and H. Saito: IMONO **58** (1986) 572
- 35) 小林俊郎: 材料強韌学—材料の強度と韌性— (アグネ技術センター) (2001) 52
- 36) T. Kobayashi: J. Soc. Mat. Sci., Japan **51** (2002) 771