

平成20年度 戦略的基盤技術高度化支援事業
極薄肉鑄造技術の自動車用鑄物部品軽量化への応用開発

研究開発成果等報告書

平成21年3月

委託者 北海道経済産業局

委託先 財団法人北海道科学技術総合振興センター

目 次

第1章 研究開発の概要

1-1 研究開発の背景・研究目的及び目標	
1-1-1 研究開発の背景・目的・目標	1
1-1-2 研究の概要	1
1-1-3 実施内容	1
1-2 研究体制	
1-2-1 研究組織及び管理体制	2
1-2-2 研究者氏名	3
1-2-3 経理担当者及び業務管理者の所属、氏名	4
1-2-4 協力者	5
1-3 成果概要	5
1-4 外部発表等の状況	6
1-5 当該プロジェクト連絡窓口	6

第2章 溶湯調整手法の調査・検討・試験鑄造

2-1 緒言	7
2-2 鑄造方法	
2-2-1 実験方法	
2-2-1-1 試料の製造、組織観察・計測方法	8
2-2-2 実験結果	
2-2-2-1 組織観察・測定結果	10
2-2-2-2 溶存酸素量測定結果	10
2-2-3 考察	
2-2-3-1 組織観察・測定結果についての考察	11
2-2-3-2 溶存酸素量測定結果についての考察	12
2-3 鑄型内接種を用いた自動車部品の製造	
2-3-1 研究目的	12
2-3-2 実験方法	13
2-3-3 実験結果	14
2-3-4 考察	15
2-4 結言	16

第3章 鑄造品評価手法の調査・検討

3-1 薄肉球状黒鉛鑄鉄の強度評価	
3-1-1 引張試験	
3-1-1-1 緒言	17
3-1-1-2 引張試験片の検討	17
3-1-1-3 試験片および球状黒鉛鑄鉄試料	17
3-1-1-4 引張試験方法及び結果	18
3-1-1-5 引張試験用試験片の提案	19
3-1-2 SP試験法を用いた薄肉球状黒鉛鑄鉄の弾塑性破壊じん性評価	

3-1-2-1	緒言	19
3-1-2-2	SP試験の概要	19
3-1-2-3	供試材	20
3-1-2-4	CT試験によるじん性値の測定	22
3-1-2-5	SP試験の実験方法	22
3-1-2-6	実験結果および考察	
3-1-2-6-1	荷重-変位曲線と破壊部の様相との対応関係	22
3-1-2-6-2	破壊過程の考察と破壊時に最大変位の決定	24
3-1-2-6-3	破壊等価ひずみの評価と弾塑性破壊じん性の推定	25
3-1-2-6-4	薄肉材への適用	26
3-1-2-6-5	硬さと破壊等価ひずみの対応関係	26
3-1-3	疲労強度特性の評価と鑄肌の影響	
3-1-3-1	緒言	27
3-1-3-2	供試材	
3-1-3-2-1	鑄造方法と顕微鏡組織	27
3-1-3-2-2	鑄肌性状	27
3-1-3-3	実験方法	28
3-1-3-4	結果	
3-1-3-4-1	疲労試験	29
3-1-3-4-2	破面観察	29
3-1-3-5	考察	
3-1-3-5-1	疲労限度に対する鑄肌の凹凸の影響	30
3-1-3-5-2	寿命と破壊起点寸法の関係	31
3-1-3-5-3	粗さパラメータからの疲労限度の推定	31
3-1-3-5-4	下限界初期応力拡大係数範囲 $\Delta K_{ini,th}$ の推定	32
3-2	薄肉球状黒鉛鑄鉄の渦電流による非破壊検査	
3-2-1	緒言	33
3-2-2	渦電流法の概要	33
3-2-3	階段状試験片と渦電流測定試験片	33
3-2-4	組織の分布状態と渦電流評価	
3-2-4-1	渦電流測定装置と測定手順	34
3-2-4-2	渦電流測定結果：肉厚による組織の違い	34
3-2-4-3	渦電流測定結果：位置による組織の違い (6mm)	35
3-2-4-4	渦電流測定結果：位置による組織の違い (2mm)	36
3-2-4-5	渦電流信号と基地組織の対応	37
第4章 薄肉鑄鉄品の設計法に関する研究開発 (強度・剛性設計と鑄造方案設計)		
4-1	目的	39
4-2	強度・剛性設計	
4-2-1	モデル鑄造品	39
4-2-2	第1次薄肉モデルと負荷モデル	39
4-3	鑄造シミュレーション	

4-3-1	緒言	40
4-3-2	鑄造シミュレーション	
4-3-2-1	鑄造シミュレーションソフトと計算条件	40
4-3-2-2	階段状試験片	40
4-3-2-3	階段状試験片の組織との比較	41
4-3-2-4	コンプライアンスブラケット	41
第5章 事業化総括		
5-1	試作した自動車用鑄造部品の静的強度検査	42
5-2	事業化に向けた課題	42
参考文献・引用文献		43

第1章 研究開発の概要

1-1 研究開発の背景・研究目的及び目標

1-1-1 研究開発の背景・目的・目標

自動車産業では環境問題、安全問題への対応から、車体の軽量化を進めており、自動車用鋳物部品についても薄肉化が求められているが、現在実験室レベルで確立されている化学的処理による薄肉化技術を実用化するためには、化学的処理を施すことによって溶解炉の断熱材を損傷してしまう課題を克服するとともに、自動車部品として求められる強度を維持しながら薄肉化と鋳造性を両立させることが必要である。

そのため、溶湯の化学成分の調整及び溶解炉の改善により、化学的処理を実施した場合の溶解炉の補修頻度を1日1回まで減少させる技術を確立するとともに、薄肉化に伴う強度特性のデータベース化、部品の余肉を最小化するシミュレーション、実証試験等により鋳造品の強度評価手法を確立し、各自動車部品について最小肉厚2mm程度、平均15%（最大20%）程度の軽量化を図る。

1-1-2 研究の概要

自動車業界において運動性能向上や燃費向上等に向けた軽量化へのニーズは非常に高い。一方、自動車には強度や価格の面から鋳鉄部品を使用しているが、その極薄肉軽量化に産業レベルで成功した事例はない。本研究開発では、これまで北海道で基礎的に実施してきた溶湯を化学処理する基盤技術を、自動車用鋳鉄部品の製造に応用し、各種測定・実証実験による生産管理手法及び強度評価手法を確立し、自動車業界のニーズに応える。

1-1-3 実施内容

① 溶湯調整手法の調査・検討・試験鋳造（株式会社渡辺鋳工所、室蘭工業大学）

平成19年度は、添加する接種剤の接種方法を検討するとともに、それぞれの溶湯の溶存酸素量などを測定し、湯流れの良好な溶湯を調整するための最適な成分割合の比率についての結果を取りまとめた。

平成20年度は、平成19年度に取りまとめた検討結果を踏まえ、自動車用鋳鉄部品製造企業の協力により鋳型の提供を受け、プロジェクト参加企業において薄肉化を目指し試験鋳造を行い、自動車用鋳鉄部品の製造に応用できるかどうかを検証し、生産管理手法を確立する。

② 鋳造品評価手法の調査・検討（株式会社村瀬鉄工所、株式会社渡辺鋳工所、佐藤鋳工株式会社、室蘭工業大学、旭川工業高等専門学校）

平成18年度は、引張強度試験、シャルピー衝撃試験を実施し、鋳造品評価手法の基礎固めを実施した。

平成19年度は、薄肉球状黒鉛鋳鉄の強靱性に関するデータベースの構築に向けて、平行部断面2mm×4.5mm、評点距離12mmの試験片を用いて薄肉球状黒鉛鋳鉄の引張り強度評価を行い、伸びに関する評価を進めてきた。一方、スモールパンチ試験による破壊発生時の変位とコンパクトテンション試験片による破壊靱性JIC値との相関関係を明確化することで、薄肉球状黒鉛鋳鉄の破壊靱性評価を行なってきた。これら引張り強度評価と破壊靱性評価との組み合わせにより産業現場に適した製品評価手法の提案について、取りまとめた。

また、実際の自動車部品の内、デフケーシングについて余肉を最小化した3次元設計を実施して、有限要素法による強度・靱性解析を試みた結果、余肉の取り方により、大幅なる強度・靱性の低下が見られたため、自動車部品としてはデフケーシングに集中して、再度、3次元設計と有限要素法による解析を試みた。その結果、一定程度の強度・靱性を確保した設計を行うことができた。

平成20年度は、参加企業で試験鋳造した製品について、19年度に取りまとめた製品評価手法を用いて評価を行い、産業現場において適用しうるものであるかを検証する。

③ 自動車部品の鋳造方案設計（佐藤鋳工株式会社、旭川工業高等専門学校）

平成19年度は、平成18年度の「溶湯調整手法課題の調査・検討・試験鋳造」と「鋳造品評価手法課題の調査・検討」の成果である流動性向上化溶湯と余肉最小化3次元設計を用いて、溶湯調整手法と鋳造評価手法のバランスのとれた薄肉化鋳造方案設計は完了した。また、この薄肉化鋳造方案設計の核となるポイントを見出すべく検討した。

平成20年度は、自動車部品の鋳造方案設計を試作し評価する。

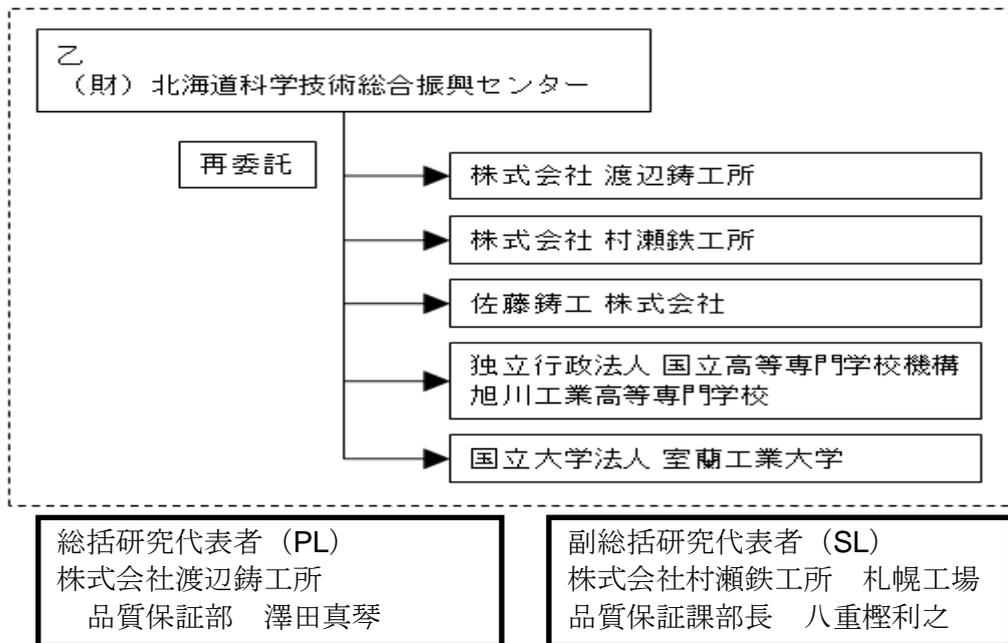
④ プロジェクトの管理運営（財団法人北海道科学技術総合振興センター）

プロジェクトの円滑なる運営のための研究開発委員会などの打合せ機会の日程調整、プロジェクト参加機関間の各調整、プロジェクトの進捗管理、プロジェクトの予算管理などを実施する。

1-2 研究体制

1-2-1 研究組織及び管理体制

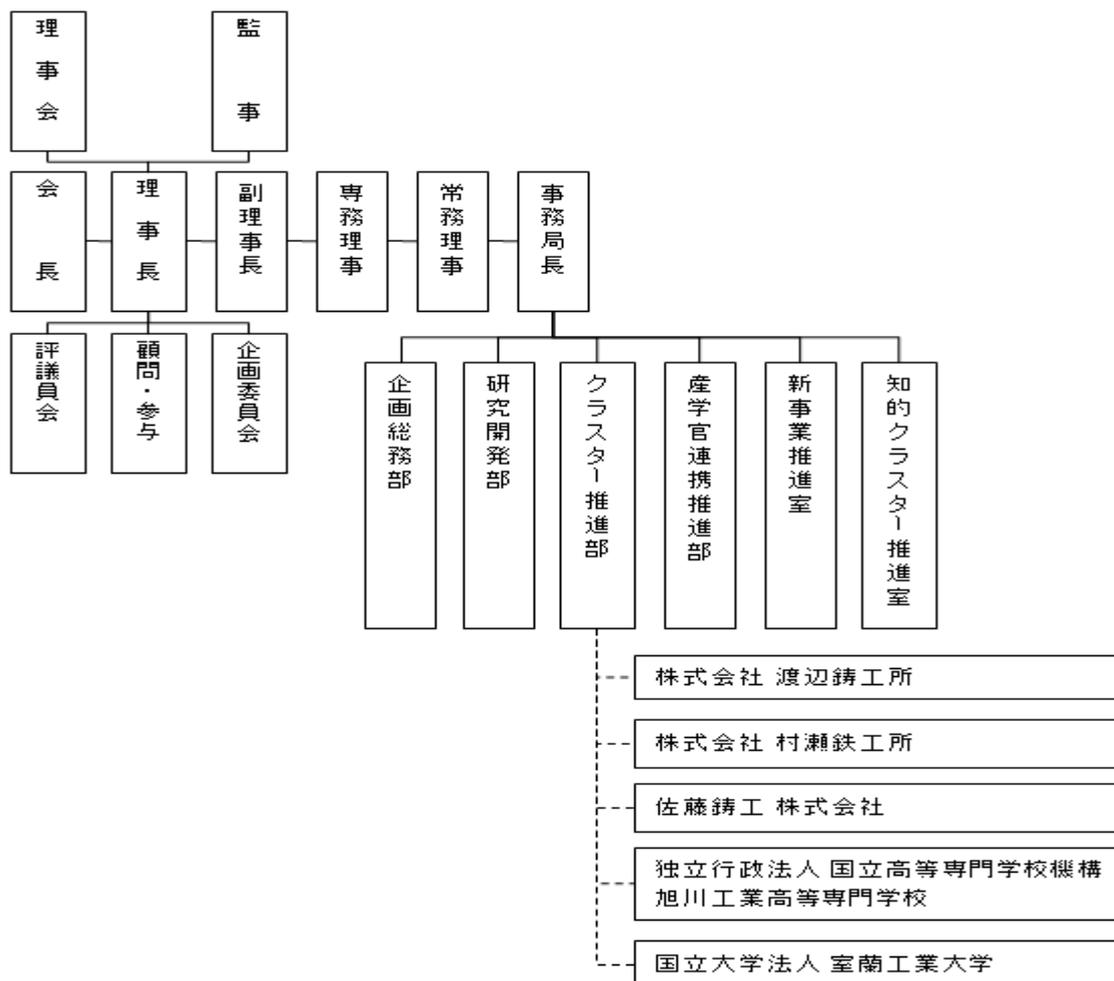
(1) 研究組織 (全体)



(2) 管理体制

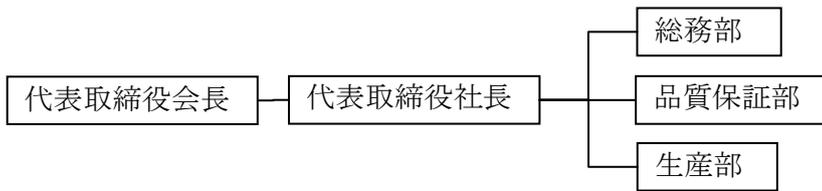
① 事業管理者

[財団法人北海道科学技術総合振興センター (ノーステック財団)]

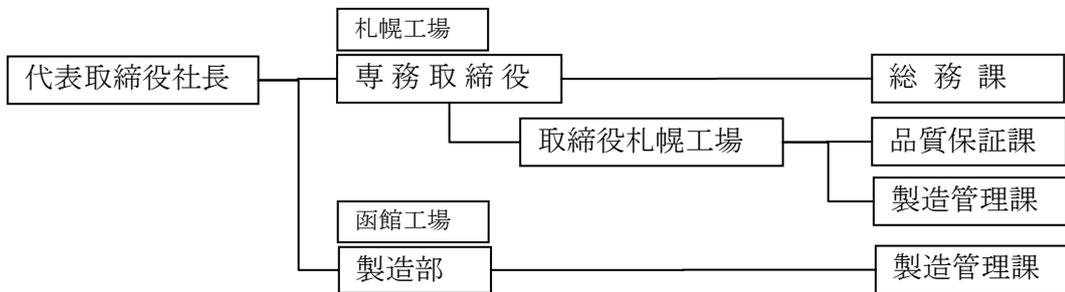


②再委託先

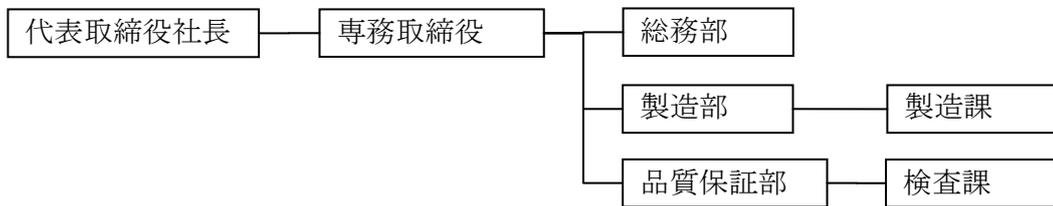
[株式会社渡辺鋳工所]



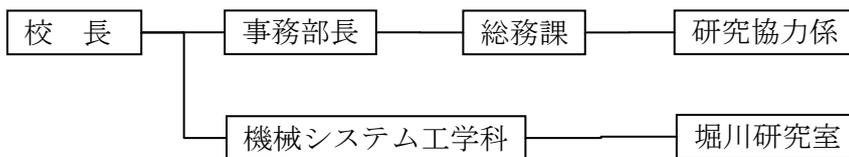
[株式会社村瀬鉄工所]



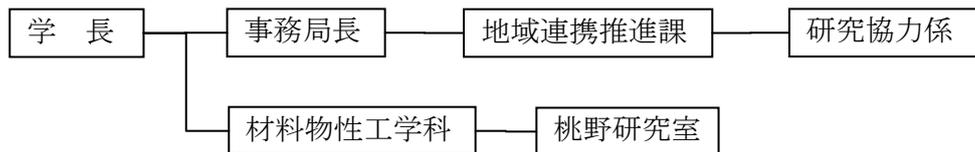
[佐藤鋳工株式会社]



[独立行政法人国立高等専門学校機構 旭川工業高等専門学校]



[国立大学法人 室蘭工業大学]



1-2-2 研究者氏名

【事業管理者】財団法人北海道科学技術総合振興センター

氏名	所属・役職	実施内容 (番号)
戸島 俊一	クラスター推進部長	④
吉田 克己	クラスター推進部次長	④
工藤 保広	クラスター推進部次長	④

【再委託先】

株式会社渡辺鋳工所

氏名	所属・役職	実施内容(番号)
澤田 真琴	品質保証部	①②
秋山 秀夫	生産部	①②
青山 利弘	生産部	①②
法月 哲也	生産部	①②

株式会社村瀬鉄工所

氏名	所属・役職	実施内容(番号)
八重樫利之	札幌工場 品質保証課 部長	②
西鳥羽浩生	札幌工場 製造管理課 係長	②
渋谷 真人	函館工場 製造管理課 係長	②
和泉 孝之	函館工場 製造管理課 課員	②

佐藤鋳工株式会社

氏名	所属・役職	実施内容(番号)
八谷 和夫	製造部 次長	②③
清水 孝幸	製造部 製造課 課長	②③
川村 政信	製造部 製造課 課員	②③
馬場 寛	製造部 製造課 課員	②③
三浦 孝之	製造部 製造課 課員	②③

独立行政法人国立高等専門学校機構 旭川工業高等専門学校

氏名	所属・役職	実施内容(番号)
堀川 紀孝	制御情報工学科・准教授	②③

国立大学法人 室蘭工業大学

氏名	所属・役職	実施内容(番号)
桃野 正	材料物性工学科・教授	①②

1-2-3 経理担当者及び業務管理者の所属、氏名

(事業管理者)

財団法人北海道科学技術総合振興センター

(経理担当者) 企画総務部長

高野 裕

(業務管理者) クラスター推進部長

戸島 俊一

(再委託先)

株式会社渡辺鋳工所

(経理担当者) 総務部

荒川 まゆみ

(業務管理者) 品質保証部

澤田 真琴

株式会社村瀬鉄工所

(経理担当者) 札幌工場 総務課 係長

大平 亮

(業務管理者) 札幌工場 品質保証課 部長

八重樫 利之

佐藤鋳工株式会社

(経理担当者) 総務部 総務課

工藤 健司

(業務管理者) 製造部 次長

八谷 和夫

独立行政法人国立高等専門学校機構 旭川工業高等専門学校

(経理担当者)	事務部長	佐藤 雅信
(業務管理者)	制御情報工学科 准教授	堀川 紀孝
国立大学法人 室蘭工業大学		
(経理担当者)	事務局地域連携推進課 課長	木村 政和
(業務管理者)	材料物性工学科 教授	桃野 正

1-2-4 協力者

浅間技研工業株式会社 開発部 主幹 宮本 一道

(試験鑄造する自動車用鑄物部品の提案と試験鑄造品の静破壊試験の実施等で協力。)

1-3 成果概要

① 溶湯調整手法の調査・検討・試験鑄造

平成20年度は、薄肉球状黒鉛鑄鉄の自動車産業への実用化に向けて、薄肉球状黒鉛鑄鉄のチル化を防止するための最適な接種剤の化学組成、添加量、及び添加方法などを調査・検討し、チルのない薄肉球状黒鉛鑄鉄を製造することを目的とした。また、鑄物工場3社が作製した自動車部品について、鑄型内接種の効果を確認し、製品の化学組成、及び接種剤添加量が組織に及ぼす影響を調査することを目的とした。

本研究から、次の結果が得られた。

- ・取鍋接種で接種剤 **Ca-Si** を **0.05~0.50mass%** 添加すると、高い脱酸効果が得られ、無チルで厚さ **2mm** の薄肉球状黒鉛鑄鉄を作製できた。
- ・一次接種と二次接種（鑄型内接種）をする際、一次接種剤添加量よりも、二次接種剤添加量を多量にすることで高い効果が得られた。
- ・取鍋接種と鑄型内接種を併用した場合の接種効果は、取鍋接種のみの場合よりも高く、最適量を添加することによって、鑄物工場で無チルで薄肉化した自動車部品（コンプライアンスブラケット）を作製できた。また作製した部品について、静的強度試験を実施した結果、純正品と同等以上の静的強度が得られた。

② 鑄造品評価手法の調査・検討

鑄鉄は同じ溶湯で鑄造しても、部材の形状や肉厚により組織および強度特性が異なる。そのため、薄肉の鑄鉄の評価には、同等の厚さの試験片、または実体の部材から採取した試験片を用いる必要がある。疲労強度評価と鑄肌の影響について検討した。また、薄肉鑄鉄製品は肉厚による組織の違いが大きく、また、チルが晶出しやすい。チルについては、前述の溶存酸素のコントロールによりその晶出が大幅に抑えられたが、製品の信頼性を高めるには、鑄造後の実体を評価することが望ましい。組織観察、引張試験などでは鑄造ロットごとの評価・管理に限られるが、非破壊検査法を用いることで製品全数の検査も可能となる。このため、基地のパーライト率やチル組織の晶出など、鑄造組織の違いを渦電流法を用いた非破壊検査法により評価した。

疲労強度評価と鑄肌の影響については、板厚 **2mm** の薄肉鑄鉄材を製作し、その鑄肌表面の粗さを測定した後、疲労試験を行った。試験後には **SEM** を用いて破面を観察して破壊起点を特定し、その寸法を測定した。これらにより、疲労限度や寿命と破壊起点寸法や表面粗さとの関係について考察した。また、鑄肌表面の粗さから疲労限度や下限応力拡大係数範囲を予測した。その結果、鑄肌の粗さは重要な要素であり、薄肉厚でも通常肉厚材と同様な疲労強度評価が可能と考えられることが明らかとなった。また、き裂進展試験による有効応力拡大係数範囲の下限界値を用いて、疲労限度、あるいは許容される鑄肌の粗さ、鑄造欠陥の寸法が予測できるといえることが明らかとなった。

渦電流法を用いた非破壊検査については、実験により、薄肉でチル組織を含む場合においても渦電流信号による評価が可能であることが示された。また、顕微鏡組織と渦電流信号の対応から、渦電流信号の値が約 **2.5V** 以上になっている部分でチルが発生していたと判断でき、一定の値をもとにチルの晶出とパーライトの増減を判別できると考えられることが明らかとなった。

③ 自動車部品の鑄造方案設計

平成20年度は、階段状試験片と企業3社で試験鑄造を実施したコンプライアンスブラケットをモデルとして、注湯時の溶湯の流れと温度及び凝固の過程をシミュレーションし、鑄造法案設計に当たって必要となる知見を得ることを試みた。その結果、次のことが明らかとなった。

- ・階段状試験片について、シミュレーションと組織を比較した結果、計算で求めた冷却速度の分布と組織が良く対応している。
- ・試験铸造したコンプライアンスブラケットについて、シミュレーションと組織を比較した結果、シミュレーションで得られた冷却速度及び凝固時間の分布を、簡易的なチル晶出の判定に用いることができると考えられる。

1-4 外部発表等の状況

(1) 論文

著者	タイトル	掲載誌	掲載年	掲載号	掲載ページ
鮫島大湖, 野口徹, 堀川紀孝, 中村孝, 桃野正	スモールパンチ試験による薄肉球状黒鉛鋳鉄の靱性評価	铸造工学	2008	80,3	170-176
鮫島大湖, 李成燮, 堀川紀孝, 野口徹, 中村孝	薄板試験片による球状黒鉛鋳鉄の引張特性評価	铸造工学	2009	81,2	63-69
Daigo.SAMESHIMA, Takashi.NAKAMURA, Noritaka.HORIKAWA, Hiroyuki. OGUMA, and Takeshi. ENDO	Fatigue Properties of Ductile Cast Iron Containing Small Chill Structure	Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering	2009	投稿中	

(2) 発表

発表者	タイトル	演会名	場所	開催日
鮫島大湖, 野口徹, 中村孝, 桃野正	SP試験を用いた薄肉球状黒鉛鋳鉄のじん性評価	铸造工学会 第148回全国講演大会	大阪	2006/5
野口徹, 堀川紀孝, リーソンソブ, 鮫島大湖, 小松眞一郎	薄板状試験片による球状黒鉛鋳鉄の引張特性評価	铸造工学会 第148回全国講演大会	大阪	2006/6
Lee.Sung-Sub, Noritaka.Horikawa, Daigo.Sameshima and Toru.Noguchi	Thin Plate Tensile Test of Cast Iron for Strength Evaluation of Thin-wall Cast Iron Components	Asian Foundry Congress 2007	韓国 (ソウル)	2007/5/9
Daigo.Sameshima, Toru.Noguchi, Noritaka.Horikawa, Takashi.Nakamura, Tadahiko.Momono	Toughness Evaluation of Thin Wall Ductile Cast Iron by SP Test	Asian Foundry Congress 2007	韓国 (ソウル)	2007/5/10
鮫島大湖, 遠藤岳志, 野口徹, 堀川紀孝, 中村孝	チル組織を含む球状黒鉛鋳鉄の疲労強度特性	铸造工学会 第150回全国講演大会	千葉 (千葉工大)	2007/5/19
遠藤岳志, 鮫島大湖, 堀川紀孝, 小熊博幸, 中村孝	薄肉球状黒鉛鋳鉄の疲労強度特性の評価	日本機械学会北海道支部講演会	釧路工業高等専門学校	2008/9/27
堀川紀孝, 鮫島大湖, 桃野正, 内一哲哉, 池浩之, 高川眞仁	薄肉球状黒鉛鋳鉄铸造品の肉厚変化による強度特性の変化とその評価	铸造工学会 第153回全国講演大会	金沢	2008/10/26
鮫島大湖, 遠藤岳志, 堀川紀孝, 小熊博幸, 中村孝	鋳肌を有する薄肉球状黒鉛鋳鉄の疲労強度評価	铸造工学会 第153回全国講演大会	金沢	2008/10/26
鮫島大湖, 遠藤岳志, 堀川紀孝, 小熊博幸, 中村孝	鋳肌を有する薄肉球状黒鉛鋳鉄の疲労強度特性	日本材料学会 第29回疲労シンポジウム	京都	2008/11/20

1-5 当該プロジェクト担当窓口

〒001-0021

北海道札幌市北区北21条西12丁目 コラボほっかいどう

財団法人北海道科学技術総合振興センター (ノーステック財団)

担当: クラスター推進部 次長 吉田 克己、次長 工藤 保広

TEL:011-708-6526 FAX:011-708-6529

第2章 溶湯調整手法の調査・検討・試験鑄造

2-1 緒言

球状黒鉛鑄鉄とは黒鉛が鑄放しで球状に晶出している鑄鉄であり、片状黒鉛鑄鉄に比べ優れた強度、及び高い伸びを持ち、加えて極めて強靱で、鑄鋼に匹敵する。そのため、図2-1に示すようなマンホール、鑄鉄管、及び自動車部品等の様々な構造材料、機械材料に多く用いられている。球状黒鉛鑄鉄の代表的な組織であるブルズアイ（牛の目のような形状）組織を図2-2に示す。近年、地球温暖化や化石燃料の枯渇などの環境問題が深刻化しており、資源の節約や自動車の燃費向上などの省エネルギー化の観点から軽量で強靱な鑄鉄の開発が進められている。しかしながら、一般に薄肉化することで冷却速度が速くなり、炭素が黒鉛としてではなく Fe_3C （セメントイト）として晶出し、図2-3に示すようなレデブライト組織を形成する。これを鑄鉄のチル化という。レデブライト組織は硬いが、脆いため、材料の強度を著しく低下させる。

現在、希土類元素添加¹⁾、または鑄鉄溶湯の減圧処理を行うことにより黒鉛粒数を増加させ、溶湯中の溶存酸素量を低減させる²⁾ことで、薄肉部分のチル化を防止できることが知られている。しかしながら、コスト面、リサイクル性、及び作業効率などの面で実用化には至っておらず、これらを解消した製造法の確立が求められている。

鑄鉄の組織改善が容易にできる方法として接種処理が挙げられる。接種処理とは鑄鉄溶湯に、0.2～0.5mass%程度の粒状添加物を、鑄込み直前、あるいは鑄込み中に溶け込ませる溶湯処理である。接種処理を行うことにより、以下の効果が得られる³⁾。

- ・薄肉部や角隅部などの冷却速度が速い部位のチル化を防止する。
- ・黒鉛及び基地組織を改善し、機械的性質を向上させる。
- ・肉厚の違いによる各部分の黒鉛及び基地組織の変化を低減し、強度の変動を小さくする。
- ・特定の鑄造欠陥（中子への差し込み欠陥など）を低減する。
- ・ねずみ鑄鉄では基地のフェライト化を抑え、球状黒鉛鑄鉄ではフェライト化を助長する。

前年度までの研究⁴⁾（以下、前報と表記する）では、一般的に用いられる接種剤（Fe-Si、及びCa-Si）の添加量を制御することによって、厚さ2mmの球状黒鉛鑄鉄を作製することに成功している。

しかし、接種は添加後の時間経過に従い接種効果が消滅し（これをフェーディングという）、接種剤の化学組成、添加量、及び添加方法などによって効果が変わる。そのため、適切な条件で接種を行わなければ製品に悪影響を及ぼす。いくつかの例を以下に挙げる。

- ・凝固形態が変化し、無接種と比べ内引け巣やザク巣などの鑄造欠陥が生じる。
- ・接種剤が酸化物などのスラグを発生させ、内部に介在物として残留しやすい。

したがって、無チルで製品の用途に合った組織を得るためには、適切な鑄造条件で接種を行う必要がある。

本研究では薄肉球状黒鉛鑄鉄のチル化を防止するための最適な接種剤の化学組成、添加量、及び添加方法などを調査・検討し、チルのない薄肉球状黒鉛鑄鉄を製造することを目的とした。



Manhole



Cast-iron pipe



Crankshaft

図2-1 Manhole, Cast-iron pipe, and Crankshaft made from spheroidal graphite cast iron.

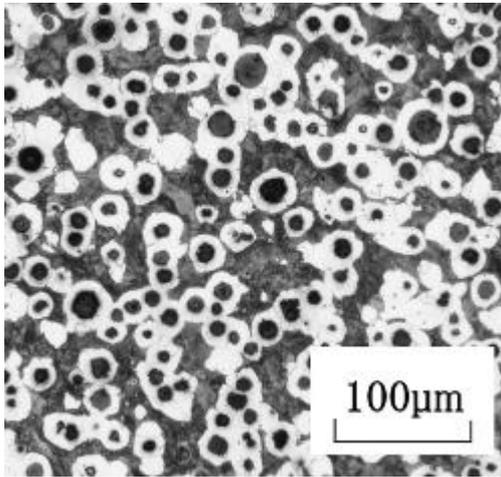


図 2 - 2 Bulls eye structure.

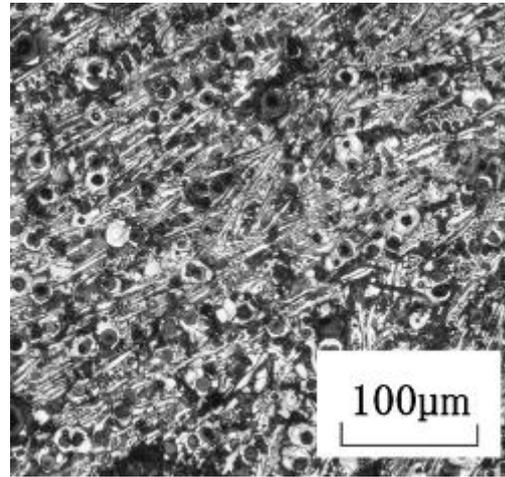


図 2 - 3 Ledeburite structure.

2 - 2 鑄造方法

2 - 2 - 1 実験方法

2 - 2 - 1 - 1 試料の製造, 組織観察・計測方法

主原料には銑鉄, 及びスクラップを 7 : 3 の割合で用い, 最大出力 20kW, 周波数 10kHz の高周波誘導溶解炉で溶解した. 高周波誘導溶解炉の外観を図 2 - 4 に, 銑鉄の化学組成を表 2 - 1 に示す. 成分調整には加炭材, 及び Fe-Si 合金を用いた. 出湯温度は 1550°C とし, サンドイッチ法で球状化処理のため Fe-Si-Mg 合金を 1.50mass% 添加し, 同時に Ca-Si 接種 (0mass%, 0.05mass%, 0.10mass%, 0.20mass%, 0.30mass%, 0.40mass%, 0.50mass% の合計 7 水準) を行った. 球状化剤の化学組成を表 2 - 2 に, 接種剤の化学組成を表 2 - 3 に示す. 市販の酸素センサで溶解炉内, 及び取鍋内の溶存酸素量を測定した. 注湯温度は 1500°C とし, CO₂ プロセスで作製した図 2 - 5 に示す最薄部が 2mm の Y-Block 型の鑄型に注湯した. 試料の化学組成を表 2 - 4 に, 実験風景を図 2 - 6 に示す. 自然冷却後, 得られた試料の最薄部中心をエメリー紙 # 120~1000 で湿式研磨を行い, バフ研磨により鏡面仕上げした後, 5% ナイタールを使用して腐食した. その後, チル晶出の有無を調べ, 画像解析装置を用いて黒鉛粒数, 黒鉛平均粒径, 及びパーライト率を測定した.



Melting furnace



Control board

図 2 - 4 Photographs of high frequency inducement melting furnace.

(mass%)					
	C	Si	Mn	P	S
Pig iron	4.513	1.32	0.177	0.072	0.020
	Cr	Ti	Cu	As	Sn
	0.021	0.050	0.008	0.001	0.001
	V	Pb	Ni	Fe	/
0.008	0.001	0.017	Bal.		

表 2 - 1 Chemical composition of pig iron.

(mass%)				
	Si	Mg	Al	Fe
Spheroidizer	45.2	6.02	0.86	Bal.

表 2 - 2 Chemical composition of spheroidizer.

(mass%)				
	C	Si	Ca	Fe
Ca-Si	0.55	59.76	31.32	Bal.

表 2 - 3 Chemical composition of inoculant.

(mass%)					
CE	C	Si	Mn	P	S
4.250~4.580	3.685~3.692	1.761~2.678	0.184	0.050	0.014

表 2 - 4 Chemical composition of specimens.

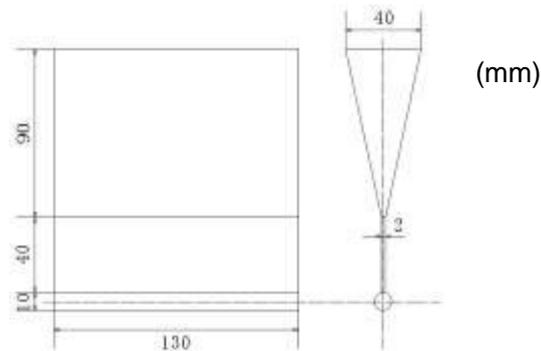


图 2 - 5 Shape and dimensions of Y-Block specimens.



Pouring



Tapping

图 2 - 6 Experiment scenery.

2-2-2 実験結果

2-2-2-1 組織観察・測定結果

得られた試料7個の組織写真，黒鉛粒数，黒鉛平均粒径，及びパーライト率を図2-7，及び図2-8に示す．0mass%接種（無接種）試料を除くすべての試料でチルは晶出しておらず，黒鉛粒数が最も多かったのはCa-Si 0.50mass%接種試料だった．

最薄部厚さの実測値を表2-5に示す．Ca-Si 0.20mass%接種試料は型のはめ合わせに失敗したため，他の試料と比べ肉厚が厚かった．

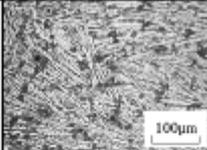
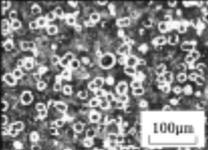
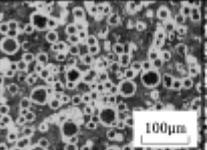
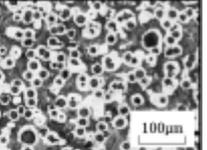
Microstructure				
Added inoculation (mass%)	0	0.05	0.10	0.20
Pearlite ratio (%)		44.6	32.8	35.3
Graphite nodule count (Nod/mm ²)		1226	1318	977
Graphite diameter (μm)		8.9	10.6	12.2

図2-7 Microstructures and its structural properties.

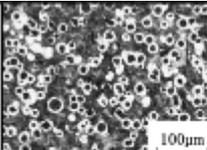
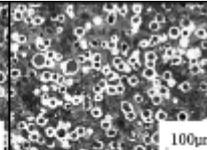
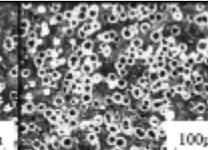
Microstructure			
Added inoculation (mass%)	0.30	0.40	0.50
Pearlite ratio (%)	44.1	42.8	39.8
Graphite nodule count (Nod/mm ²)	1385	1384	1724
Graphite diameter (μm)	10.0	9.5	8.5

図2-8 Microstructures and its structural properties.

Added inoculation (mass%)	0	0.05	0.10	0.20	0.30	0.40	0.50
Thickness of specimens (mm)	2.20	1.94	2.08	2.68	1.91	2.16	2.08

表2-5 Thickness of specimens.

2-2-2-2 溶存酸素量測定結果

溶解炉内，及び取鍋内で測定した溶存酸素量を表2-6に示す．すべての試料で，溶存酸素量は溶解炉内より取鍋内が低い値を示した．

Added inoculation (mass%)	0	0.05	0.10	0.20	0.30	0.40	0.50
DO in melting furnace (massppm)	22.41	28.30	12.24	2.61	16.49	23.34	6.73
DO in ladle (massppm)	4.20	2.57	0.45	1.16	0.30	0.30	0.93

表 2-6 Dissolved oxygen (DO) of specimens.

2-2-3 考察

2-2-3-1 組織観察・測定結果についての考察

今回作製した試料では、0mass%接種（無接種）試料を除くすべての試料でチルは晶出していなかった。堀江らは一定の凝固速度で、チルが晶出しなくなる時の黒鉛粒数をチル臨界黒鉛粒数と定義し、チル臨界粒数と冷却速度の回帰式（相関係数 $r=0.993$ ）を求めた¹⁾。求めた式を(2-3)式に示す。

$$N = 0.58R^2 + 19.07R + 1.01 \dots \dots (2-3)$$

N : チル臨界黒鉛粒数 (Nod/mm²)

R : 冷却速度 (°C/s)

前報では、試料の薄肉部中心の凝固速度を測定し、その測定値である 27.45°C/s を(2-3)式に代入して図 2-9 に示す冷却速度とチル臨界黒鉛粒数の関係を導出した⁴⁾。

本研究で用いた鋳型は前報と同様のため、チル臨界黒鉛粒数は約 960Nod/mm²であり、0mass%接種（無接種）試料でチルが晶出した原因は、黒鉛粒数がチル臨界黒鉛粒数以下だったため、C のセメンタイト化が進んだと考えられる。

球状黒鉛鋳鉄の凝固過程では、共晶凝固の開始と同時に黒鉛はオーステナイト層に取り囲まれるため、溶湯との直接接触はなく、C はオーステナイト層を通して拡散する。凝固の進行につれて黒鉛が成長するが、それ以上にオーステナイト層の厚さが増大し、拡散距離が増大するので、凝固の進行と共に C の拡散速度は低下する。それに対してセメンタイトへの凝固では C 原子は隣接する Fe 原子と結びつき Fe₃C を形成すればよいので拡散距離が著しく短い。⁵⁾

以上のことから、黒鉛粒数が多くなるとチルが晶出なくなる原因は、黒鉛粒数が増大することによって、黒鉛を取りまくオーステナイト層が薄くなり、C の黒鉛化が進むためであると考えられる。

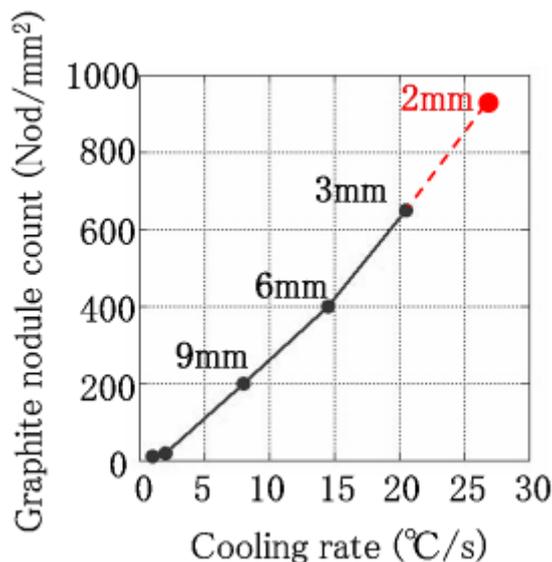


図 2-9 Relationships between chill critical graphite nodule count and cooling rate.

2-2-3-2 溶存酸素量測定結果についての考察

溶存酸素量はすべての試料で溶解炉内より取鍋内の方が低い値を示した。これは取鍋内で行った球状化・接種処理によって脱酸反応が起こったためである。すべての試料の取鍋内での溶存酸素量を図2-10に示す。図2-10から球状化処理のみ行った試料の溶存酸素量よりも、球状化処理と接種処理を複合して行った試料の溶存酸素量の方が低いことがわかる。無チルで試料を作製するための溶存酸素量をチル臨界溶存酸素量と定義すると、0mass%接種試料ではチルが晶出し、0.05mass%接種試料ではチルが晶出しなかったことから、溶存酸素量が2.57~4.20massppmの範囲に、無チルで試料を作製するためのチル臨界溶存酸素量が存在すると考える。本研究では0.05mass%接種試料の溶存酸素量2.57massppmをチル臨界溶存酸素量とした。

溶存酸素は古くから黒鉛球状化阻害元素とされ、球状化に必要なMgを消費することからMg消費型阻害元素と分類されている⁶⁾。そのため、球状黒鉛鋳鉄において良好な組織を得るためには鋳鉄溶湯から溶存酸素を取り除く必要がある。

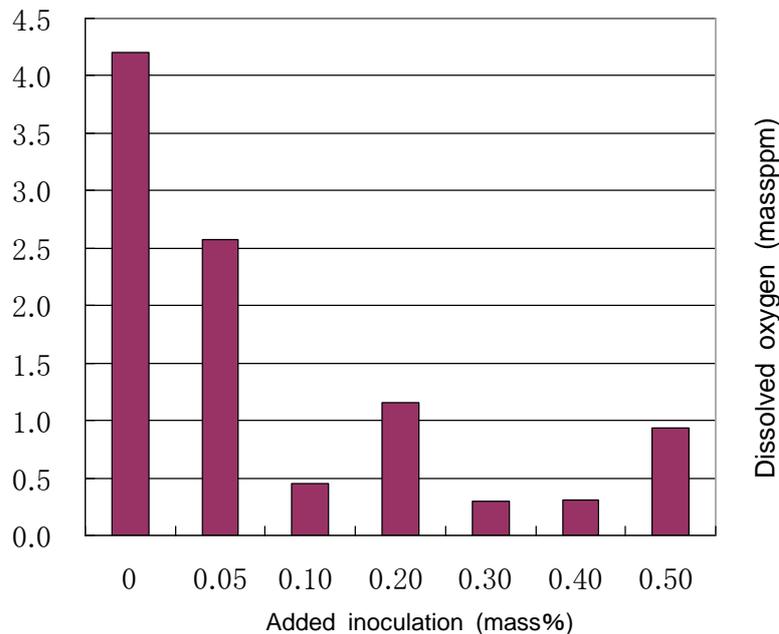


図2-10 The effect of inoculation on the dissolved oxygen in ladle.

2-3 鋳型内接種を用いた自動車部品の製造

2-3-1 研究目的

前章の鋳造実験では、研究室で行う小規模な実験のため溶解炉から取鍋に出湯後、ただちに鋳型に注湯することができた。そのため、取鍋中で接種処理を行ってもフェーディングがほとんど起こらず、一定して良好な組織を得ることができた。

しかし、鋳物工場などの大規模な製造現場では溶解炉から出湯後、取鍋の移動などで鋳型への注湯に多くの時間を要し、結果、フェーディングのため接種効果が低減する。そのため、製造現場でのフェーディングへの対策が必要である。

現在、鋳型内に接種剤を設置する接種処理である鋳型内接種が知られており、取鍋接種と比べ、以下の特徴がある⁸⁾。

- ・処理された直後に鋳型内に入り凝固し始めるのでフェーディングがほとんどない。
- ・他の接種方法に比べ、添加量 1/3 (0.10~0.15mass%) で同等以上の効果が得られる。
- ・溶湯と接種剤が空気に触れることなく反応するので、のろの発生がほとんどなく、他の処理方法では得られない大きな接種効果が得られる。
- ・鋳型内にセットするだけでよいので鋳物の大きさに関わらず、機械込めから手込めまで広範囲な鋳物に適用できる。
- ・シンプルな作業、少ない添加量、正確な処理で確実な効果が得られる。

取鍋から鋳型に注湯する際に、溶湯に接種剤を振り掛けて流し込む注湯流接種でも、フェーディングを抑えることができる。取鍋接種、鋳型内接種、及び注湯流接種のイメージ図を図2-11に示す。

本研究では薄肉球状黒鉛鑄鉄の自動車産業への実用化に向けて、道内の鑄物工場 3 社が作製した自動車部品について、鑄型内接種の効果を確認し、製品の化学組成、及び接種剤添加量が組織に及ぼす影響を調査することを目的とした。

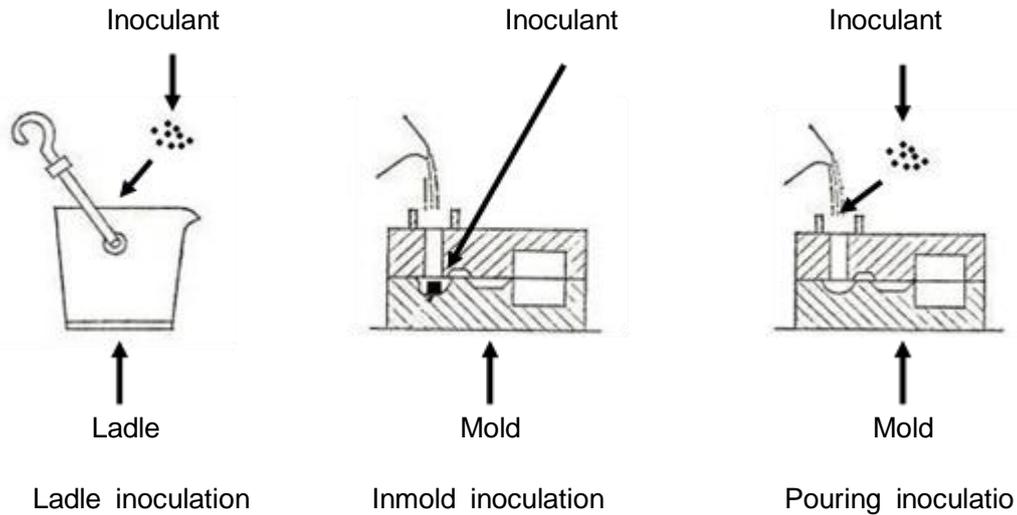


図 2-11 Image of method of inoculation³⁾.

2-3-2 実験方法

道内の鑄物工場 3 社（以後、A 社、B 社、及び C 社と表記する）に、鑄型内接種（または注湯流接種）を用いて、自動車部品（コンプライアンスブラケット）の作製を依頼し、製品の組織観察を行った。球状化剤・接種剤の化学組成は各社の通常操業と同様とし、作製した製品の化学組成、球状化剤・接種剤添加量は各社の判断に委ねた。

試料の数は A 社が 1 個（A1 と表記する）、B 社が 4 個（B1, B2, B3, 及び B4 と表記する）、及び C 社が 1 個（C1 と表記する）である。球状化剤の化学組成、接種剤の化学組成、それぞれの試料作製時の球状化剤・接種剤添加量、二次接種方法、及び各試料の化学組成を表 2-7 ~ 表 2-11 に示す。C 社は球状化剤 C (1) と球状化剤 C (2) を 1 : 1 で添加し、B 社は一次接種剤と二次接種剤が異なる。B3 と B4 は、接種剤添加量は等しいが、Si 量が異なる。

試料の最薄部約 3mm の部分を、エメリー紙 #120~1000 で湿式研磨を行い、バフ研磨により鏡面仕上げした後、5%ナイトールを使用して腐食した。その後、チル晶出の有無を調べ、画像解析装置を用いて黒鉛粒数、黒鉛平均粒径、及びパーライト率を測定した。

	Si	Mg	Ca	Al	RE	Fe
Spheroidizer A	44.37	4.04	1.08	0.86	1.22	Bal.
Spheroidizer B	44.61	4.07	1.83	0.75	1.42	Bal.
Spheroidizer C (1)	45.96	4.35	1.63	/	1.55	Bal.
Spheroidizer C (2)	45.98	4.15	1.58	0.33	1.77	Bal.

表 2-7 Chemical composition of spheroidizer.

	Si	Ca	Al	Ba	Alkali Earth	(mass%) Fe
Inoculant A	70.04	/	2.19	/	2.11	Bal.
Inoculant B (1st)	73.04	2.61	2.04	2.61	/	Bal.
Inoculant B (2nd)	70.04	/	2.19	/	2.11	Bal.
Inoculant C	74.41	0.78	1.25	/	/	Bal.

表 2-8 Chemical composition of inoculant.

(mass%)

Specimens	Added spheroidization	Added 1st inoculation	Added 2nd inoculation
A1	1.30	0.40	0.50
B1		0.80	
B2		0.30	0.15
B3		0.80	0.15
B4		0.80	0.15
C1		0.30	0.10

表 2 - 9 Added spheroidization and inoculation.

(mass%)

Specimens	2nd inoculation method
A1	Inmold inoculation
B1	
B2	
B3	
B4	
C1	Pouring inoculation

表 2 - 10 Method for 2nd inoculation.

Specimens	CE	C	Si	Mn	P	S
A1	4.43	3.82	2.20	0.416	0.035	0.010
B1	4.74	3.86	2.63	0.320	0.034	0.006
B2	4.62	3.85	2.31	0.290	0.033	0.006
B3	4.74	3.86	2.63	0.320	0.034	0.006
B4	4.73	3.80	2.80	0.300	0.033	0.006
C1	4.55	3.64	2.73	0.358	0.024	0.023

表 2 - 11 Chemical composition of specimens.

2 - 3 - 3 実験結果

得られた試料 6 個の組織写真, 黒鉛粒数, 黒鉛平均粒径, 及びパーライト率を図 2 - 1 2, 及び図 2 - 1 3 に示す. 黒鉛粒数は A1 が最も多く, チルが晶出しなかったのは A1 のみであった. 最薄部厚さの実測値を表 2 - 1 2 に示す. A 社, 及び C 社は B 社に比べ, 肉厚が厚かった.

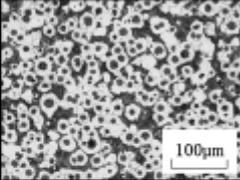
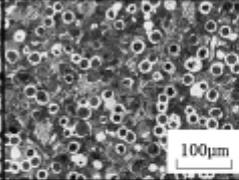
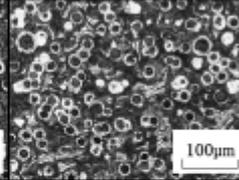
Specimens	A1	B1	B2
Microstructure			
Pearlite ratio (%)	36.0	46.2	46.3
Graphite nodule count (Nod/mm ²)	1498	978	964
Graphite diameter (µm)	8.7	11.4	11.2

図 2 - 1 2 Microstructures and its structural properties.

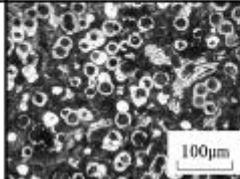
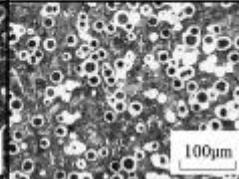
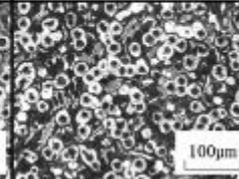
Specimens	B3	B4	C1
Microstructure			
Pearlite ratio (%)	38.9	41.8	49.8
Graphite nodule count (Nod/mm ²)	854	1043	915
Graphite diameter (µm)	12.8	10.3	7.9

図 2 - 1 3 Microstructures and its structural properties.

Specimen name	A1	B1	B2	B3	B4	C1
Thickness of specimens (mm)	3.63	3.07	3.19	3.15	3.06	3.75

表 2 - 1 2 Thickness of specimens.

2 - 3 - 4 考察

A1 以外のすべての試料でチルが晶出していた。原因としては、A1 以外の試料の黒鉛粒数が A1 の約 1500Nod/mm² と比べ、500~650 Nod/mm² ほど少なく、C のセメンタイト化が進んでしまったためだと考えられる。自動車部品という用途から、チルが晶出しておらず、パーライト率は 20~40% が望ましい。これらの条件を満たす試料は A1 のみであり、自動車部品として望ましい組織を呈している。

それぞれの試料作製時の接種剤添加量の相違を図 2 - 1 4 に示す。図 2 - 1 4 から、一次接種、及び二次接種の合計接種量は C1 < B2 < B1 < A1 < B3=B4 となっていること、さらに他の試料と比べて A1 の二次接種量が多量であることがわかる。チルが晶出しなかったのは A1 のみであったことから、合計接種量よりも、二次接種量が一次接種量より多量であることが重要であると考えられる。これは一次接種を行った後、取鍋を鋳型まで移動している最中にフェーディングが起こってしまうため、二次接種量が少量だとフェーディングで失われた一次接種の効果を補いきれないからだと考えられる。

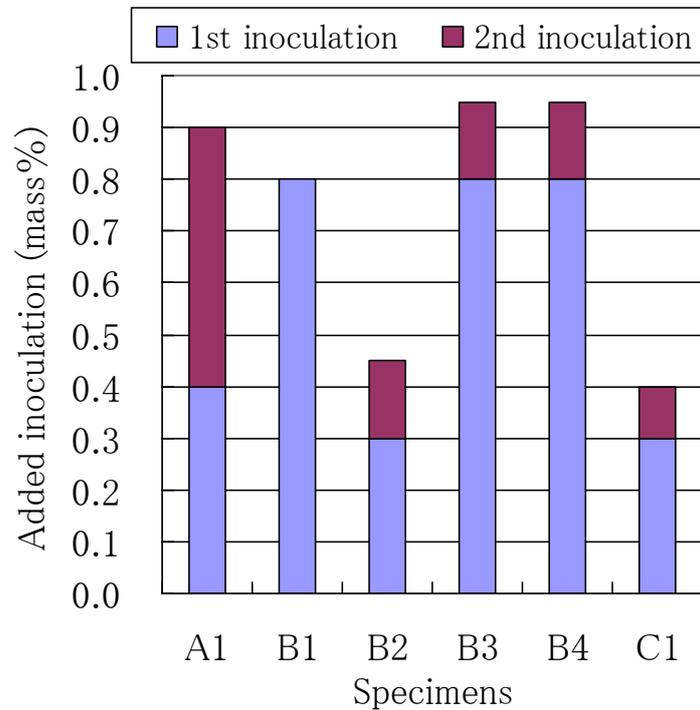


図 2 - 1 4 Added inoculation.

2 - 4 結言

本研究から得られた結果を以下に挙げる。

- ・取鍋接種で接種剤 **Ca-Si** を **0.05~0.50mass%**添加すると、高い脱酸効果が得られ、無チルで厚さ **2mm** の薄肉球状黒鉛鋳鉄を作製できた。
- ・一次接種と二次接種（鋳型内接種）をする際、一次接種剤添加量よりも、二次接種剤添加量を多量にすることで高い効果が得られた。
- ・取鍋接種と鋳型内接種を併用した場合の接種効果は、取鍋接種のみの場合よりも高く、最適量を添加することによって、無チルで薄肉化した自動車部品を作製できた。

第3章 鑄造品評価手法の調査・検討

3-1 薄肉球状黒鉛鑄鉄の強度評価

3-1-1 引張試験

3-1-1-1 緒言

鑄鉄は同じ溶湯で鑄造しても、部材の形状や肉厚により組織および強度特性が異なる。そのため、薄肉の鑄鉄の評価には同等の厚さの試験片、または実体の部材から採取した試験片を用いる必要がある。本報では、薄肉球状黒鉛鑄鉄の強度評価として、引張試験、SP試験法を用いた破壊靱性試験、疲労強度評価と鑄肌の効果について検討した。

3-1-1-2 引張試験片の検討

本章では、薄肉の鑄鉄に適した引張試験片について検討する。薄板形状の鑄鉄の引張試験片は規定されていないことから、まず試験片形状を検討した。

3-1-1-3 試験片および球状黒鉛鑄鉄試料

図3-1に使用した試験片形状を示す。平行部の幅は5mm、厚さは2mm、長さを25mmとした。試験片両端の穴にピンを通して荷重を負荷することで、試験片にかかる曲げを抑制した。標点間距離は12.6mmと20mmとし、伸びの測定に適した標点間距離を検討した。

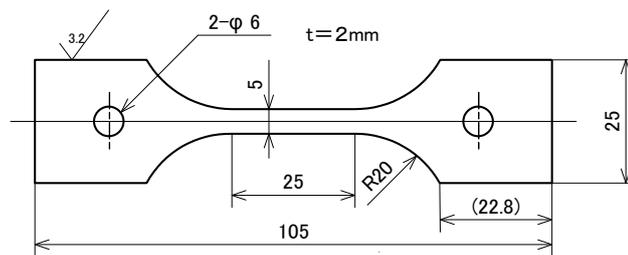


図3-1 板形状引張試験片

図3-2に試験片に使用した球状黒鉛鑄鉄試料の顕微鏡写真、および表3-1にその化学成分を示す。試料は5種類で、パーライト率はAで最も高く、B,C,Dの順に小さくなり、Fはほぼフェライト地である。なお、試料Dは球状化率が低く、約60%である。

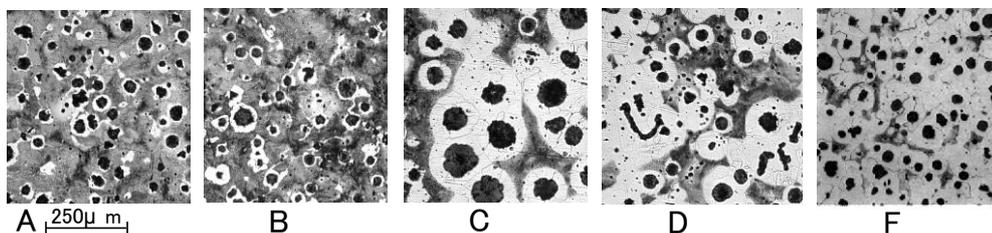


図3-2 試料の顕微鏡組織

表3-1 Chemical compositions (Mass %)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg
A	3.9	2.9	0.26	0.018	0.012	0.68	0.048
B	3.9	3.1	0.28	0.017	0.012	0.63	0.057
C	3.8	2.9	0.31	0.017	0.012	0.01	0.035
D	3.9	3.1	0.22	0.030	0.013	0.08	0.041
E	3.6	3.0	0.29	0.023	0.012	0.04	0.054
F	3.5	2.4	0.28	0.021	0.011	0.20	0.045

3-1-1-4 引張試験方法および結果

引張試験の荷重はロードセルにより計測した。標点間の伸びは、試験片に取り付けたピン間隔をレーザー変位計で測定した。同時に、試験片表面に2mm間隔でケガキ線を引き、破断後に試験片を突き合わせてケガキ線間隔を測定し、試験片の伸びを求めた。レーザー変位計の出力はロードセルの荷重出力とあわせてデータロガーに記録し、応力-ひずみ線図を取得した。

図3-3に試料A~Dより作製した標準試験片と板状試験片の引張強さを示す。いずれの試料でも2種類の試験片による引張強さの値はほぼ同等である。基地組織の異なる球状黒鉛鋳鉄試料の引張試験において、板状試験片による引張強さの評価が標準試験片と同様に扱えることが確認された。

同様に、2種類の試験片の伸びを図3-4にて比較する。実線は両方の試験片の伸びが等しい場合を示している。計測された伸びはおおむね実線の周辺に分布している。

ここで、ケガキ線から求めた伸びは変位計の出力から求めた値よりも大きい。これは、ケガキ線から伸びを計測する際、破断した試験片を突き合わせて生じる隙間により伸びが大きく測定されたためである。同様の差は標準試験片でも生じるけれども、本試験片の場合、平行部が短いために標準試験片よりも突き合わせによる影響が大きくなっている。したがって、本報のような小型の試験片の場合には、変位計など、引張試験中に計測する方法により伸びを求めるのが望ましい。

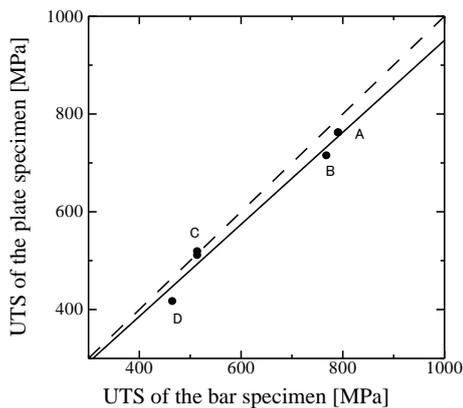


図3-3 引張強さの比較

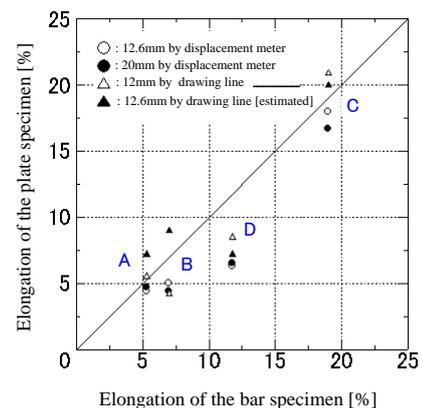


図3-4 標準試験片との伸びの比較

また、標点間距離20mmと12.6mmの伸びの値を比較すると、12.6mmの値が20mmのそれより大きい。これは標点間距離が短いほど破断部の局部伸びの影響が大きく現れるためである。図3-5にケガキ線を用いて計測された、同一の試験片の様々な標点間距離による伸びの値を示す。標点間距離が長いほど伸びの値は小さくなっている。ここで、12.6mmの標点間距離は、標準試験片の断面積と評点間距離の比を本試験片に当てはめた値である。断面積と評点間距離の比を一定にすることで、伸びを等しく扱えることが知られている(Barbaの法則)。すなわち20mmを用いた場合、標準試験片に比べて伸びを小さく評価することになると考えられる。

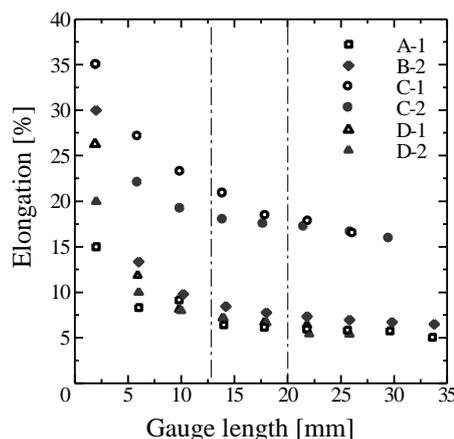


図3-5 標点距離による伸びの違い

3-1-1-5 引張試験用試験片の提案

前項の実験結果をもとに、図3-7に示す引張試験片を提案する。実験で用いた標点間距離12.6mmを、試験の簡便さから12mmに変更し、それに合わせて試験片幅を4.5mmとした。また、荷重点の面圧を低減させるために、荷重ピンの直径を6mmから8mmに変更した。この試験片を用いて引張試験を行い、その結果を表3-2に示す。引張強さ、破断伸びともに標準試験片に近い値が得られた。この試験片形状を今後の薄肉鋳鉄の引張特性評価に用いることとする。

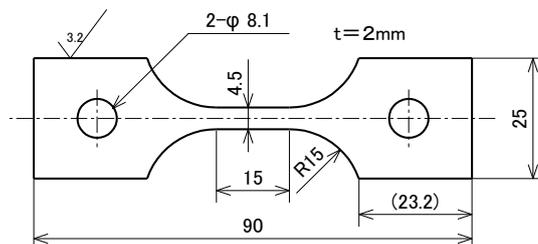


図3-6 引張試験用板状試験片

表3-2 引張試験結果

	Thin plate		Standard bar	
	UTS[MPa]	Elongation[%]	UTS[MPa]	Elongation[%]
F	415	22.0	451	24.3

3-1-2 SP試験を用いた薄肉球状黒鉛鋳鉄の弾塑性破壊じん性評価

3-1-2-1 緒言

本章では、薄肉球状黒鉛鋳鉄の弾塑性破壊じん性 J_{IC} の評価手法について検討し、じん性評価を行う。一般に弾塑性破壊じん性 J_{IC} は、コンパクトテンション (CT) 試験やシャルピー衝撃試験などによって求められる。しかし、肉厚2mm程度の薄肉部材からそれらの試験片を採取することはできないので、小寸法の板状試験片を用いるスモールパンチ (SP) 試験に着目した。これを応用し、薄肉球状黒鉛鋳鉄の破壊じん性を評価した。

3-1-2-2 SP試験の概要

SP試験は厚さ0.5mmの試験片に鋼球を押し付け、延性き裂が生じたときの試験片破壊部の厚さ減少率、あるいはそのときの押し込み変位量から破壊じん性 J_{IC} を評価するものである。図3-7にその模式図を示す。試験片寸法は10mm角×0.5mm厚さ、鋼球の直径は2.4mm (1/10in) である^{4) 5)}。試験後、試験片を切断して断面から破壊部の最小厚さを測定する。それより次式で表される相当塑性ひずみ $\bar{\varepsilon}_{qf}$ ^{5) 7)} を計算する。SP試験ではこれを「破壊等価ひずみ」と呼ぶ⁴⁾。

$$\bar{\varepsilon}_{qf} = \ln\left(\frac{t_0}{t^*}\right) \quad \dots (1)$$

ここで、 t_0 [mm]は試験片の初期厚さ、 t^* [mm]は破壊部の最小厚さである。この破壊等価ひずみ $\bar{\varepsilon}_{qf}$ と破壊じん性 J_{IC} の間には、良好な対応関係があることが知られている^{***5) 6)}。図3-8は実験的に求められた破壊等価ひずみ $\bar{\varepsilon}_{qf}$ と破壊じん性 J_{IC} の関係である^{***5) 6)}。この関係を用いることで、SP試験で求められた破壊等価ひずみ $\bar{\varepsilon}_{qf}$ からその材料の破壊じん性 J_{IC} を評価することができる。

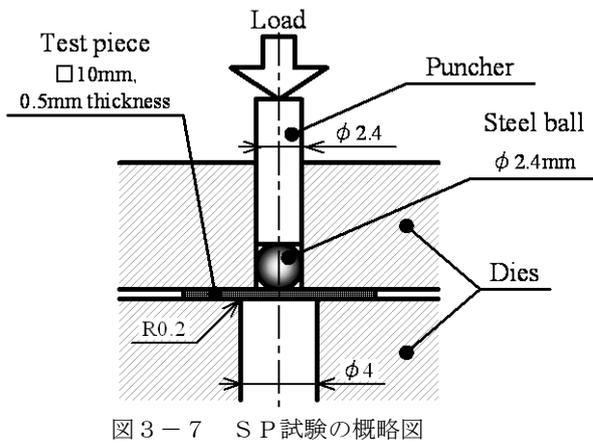


図 3-7 SP試験の概略図

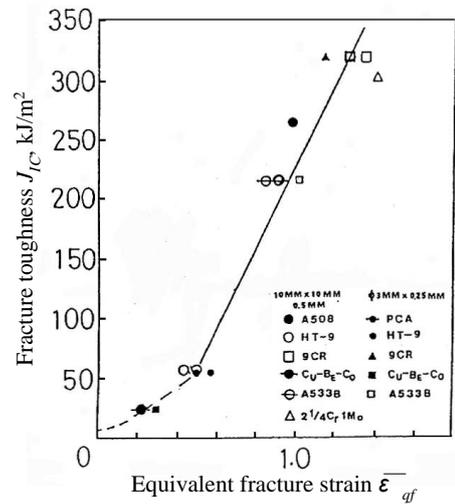


図 3-8 弾塑性破壊じん性 J_{IC} と破壊等価ひずみ $\bar{\epsilon}_{qf}$ の関係^{***5) 6)}.

次に、厚さの減少率 t^*/t_0 と延性き裂が生じるまでの鋼球の押し込み変位量 δ^* の間には次式で近似される関係がある^{***6)}。

$$t^*/t_0 = \exp\left[-\beta\left(\delta^*/t_0\right)^2\right] \dots (2)$$

δ^* は「破壊時の最大変位」と呼ばれる^{***4)}。き裂の発生による荷重の減少から、荷重-変位曲線より求められる。 β は定数でフェライト鋼等の延性材料では $\beta=0.09$ が用いられる^{***4) 6)}。式 (2) を式 (1) に代入すると次式が得られる。

$$\bar{\epsilon}_{qf} = \beta\left(\delta^*/t_0\right)^2 \dots (3)$$

これにより、変位量から破壊等価ひずみ $\bar{\epsilon}_{qf}$ を求めることができる。

これまでの多くの実験データによれば、球状黒鉛鑄鉄の弾塑性破壊じん性 J_{IC} は $5\sim 40\text{kJ/m}^2$ 程度である。すなわち、図 3-8 の左下の破線付近に分布すると考えられる。球状黒鉛鑄鉄におけるこの関係を求めることができれば、その破壊じん性 J_{IC} を SP 試験により評価することができ、薄肉鑄鉄の破壊じん性 J_{IC} を推定することができる。

そこで本研究では、基地組織を変えた種々の Y ブロック試料に対して通常の 1T-CT 試験片による CT 試験と SP 試験の両方を実施し、破壊じん性 J_{IC} と破壊等価ひずみ $\bar{\epsilon}_{qf}$ の関係を求めた。

3-1-2-3 供試材

供試材として、種々の組織を有する 9 種類の球状黒鉛鑄鉄のブロック試料を用意した。Kn-B 材が鑄放しの試料であり、Kn-A 材はそれにパーライト化焼ならし処理 (1173K に 7.2ks 保持後、空冷) を、Kn-C 材はフェライト化焼なまし処理 (1173K に 7.2ks 保持後 993K まで炉冷し、993K に 10.8ks 保持後炉冷) を施したものである。Y 材は幅 30mm、長さ 210mm の Y ブロックに鑄込んだものであり、Y-A~D 材及び Y-10 材が鑄放しの試料である。Y-20 材は Y-10 材にフェライト化焼なまし処理 (1173K に 7.2ks 保持後、40K/h で炉冷) を施したものである。各試料の顕微鏡組織を図 3-9 に、化学成分及び組織性状を表 3-3 に示す。Kn-A 材の基地組織はパーライト、Kn-B、Y-A~D、及び Y-10 材はブルスアイ、Kn-C 材と Y-20 材はフェライトである。Kn 材及び Y-A~C 材の黒鉛球状化率は 80% 以上である。Y-D 材及び Y-10、20 材では球状化不良の黒鉛が観察される。Y-10 材のパーライト粒界にはセメントイトが晶出しており、Y-20 材でも残存している。各試料の機械的性質を表 3-4 に示す。

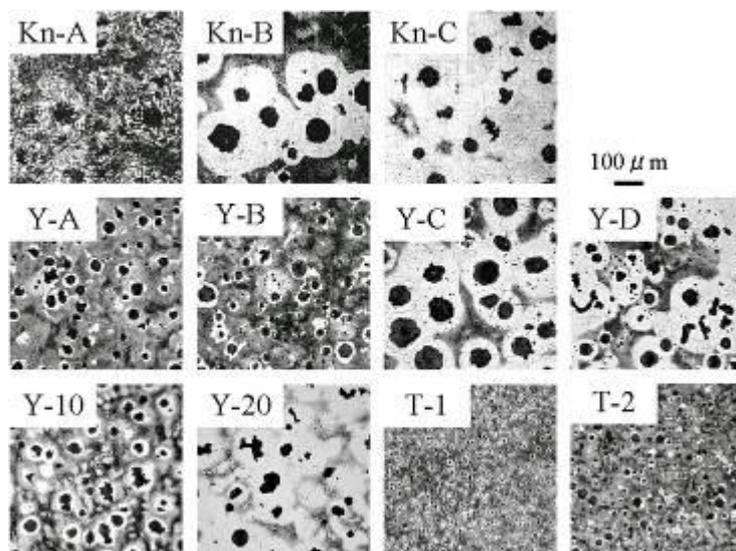


図 3 - 9 試料の顕微鏡組織

表 3 - 3 試料の化学成分および顕微鏡組織

Specimen	Chemical compositions (mass%)							Maximum graphite size (μm)	Pearlite ratio (%)
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg		
Kn-A	3.71	2.49	0.29	0.012	0.006	0.31	0.04	70	100
Kn-B	3.74	2.46	0.30	0.011	0.006	0.32	0.05	90	60
Kn-C	3.72	2.48	0.29	0.012	0.006	0.32	0.04	70	5
Y-A	3.85	2.91	0.26	0.018	0.012	0.68	0.05	40	90
Y-B	3.86	3.06	0.28	0.017	0.012	0.63	0.06	50	80
Y-C	3.80	2.91	0.31	0.017	0.012	0.01	0.04	90	20
Y-D	3.86	2.76	0.22	0.030	0.013	0.08	0.04	60	20
Y-10	3.42	2.01	0.93	0.033	0.010	0.19	0.03	40	80
Y-20	3.45	2.02	0.93	0.032	0.012	0.19	0.03	70	10
T-1	3.53	2.59	0.35	0.020	0.010	0.17	—	10	80
T-2	3.63	2.54	0.38	0.026	0.007	0.71	—	20	90

表 3 - 4 試料の機械的特性およびCT, SP試験結果

Specimen	Tensile strength	Elongation	Hardness		Toughness	Equivalent
	σ_B (MPa)	δ (%)	HRB	HB	J_{IC} (kJ/m ²)	strain
Kn-A	910	6.9	103	248	8.5	0.06
Kn-B	574	10	90	188	5.3	0.12
Kn-C	454	20	77	131	34	0.26
Y-A	792	5.3	103	262	4.7	0.09
Y-B	769	7.0	101	251	5.6	0.06
Y-C	515	19	88	170	37	0.19
Y-D	465	12	87	167	26	0.13
Y-10	619	12	95	215	14	0.10
Y-20	499	21	84	169	40	0.14
T-1	696	2.0	27 ※1	264 ※2	—	0.028
T-2	774	1.6	33 ※1	311 ※2	—	0.020

※1 : HRC, ※2 : Reduced from HRC by conversion table of steel.

3-1-2-4 CT試験によるじん性値の測定

Y材6種類に対してCT試験を実施した。試験片は幅25mmの1T-CT試験片であり、各ブロックから2個作成した。各試験片に対しASTM E813-89に準拠したCT試験を行った。き裂開口変位を測定し、除荷コンプライアンス法を用いてき裂進展 Δa を求め、J積分値-き裂進展 Δa 線図を得た。試験結果の一例として、Y-B及びY-C材の結果を図3-10に示す。試験により得られた点のうち、鈍化直線をき裂進展方向に0.15mm及び1.5mm平行移動させた線との点を有効とし、それらの点をべき乗回帰により近似してR曲線とした。R曲線と鈍化直線をき裂進展方向に0.2mm平行移動させた線との交点 P_Q をき裂発生点とし、そのJ積分値を J_{IC} 値とした。ここで顕微鏡組織にセメントイトを含むY-10及び20材の強制開放破面にはそれと考えられる輝点が観察された。しかし、き裂進展時の破面には見られなかった。したがって、測定されたじん性値にチル組織の影響は小さく、無視してよいと判断した。CT試験で測定した J_{IC} 値を表3-4に示す。値は2個の試験片の平均値である。また、Kn材の結果は小松研究室による試験結果である。Kn-A及びB材ではASTM-E399に準じ、荷重-荷重線変位曲線において曲線の立ち上がり線に対する5%セカント線と曲線の交点をき裂発生点としてJ積分した値 J_{in} をもって J_{IC} としている。ただし、Kn-A材ではセカント線と曲線が交差しなかったため、破断点をき裂発生点としている。Kn-C材では、JSME-S001に準じた除荷コンプライアンス法によるR曲線から J_{IC} を求めている。

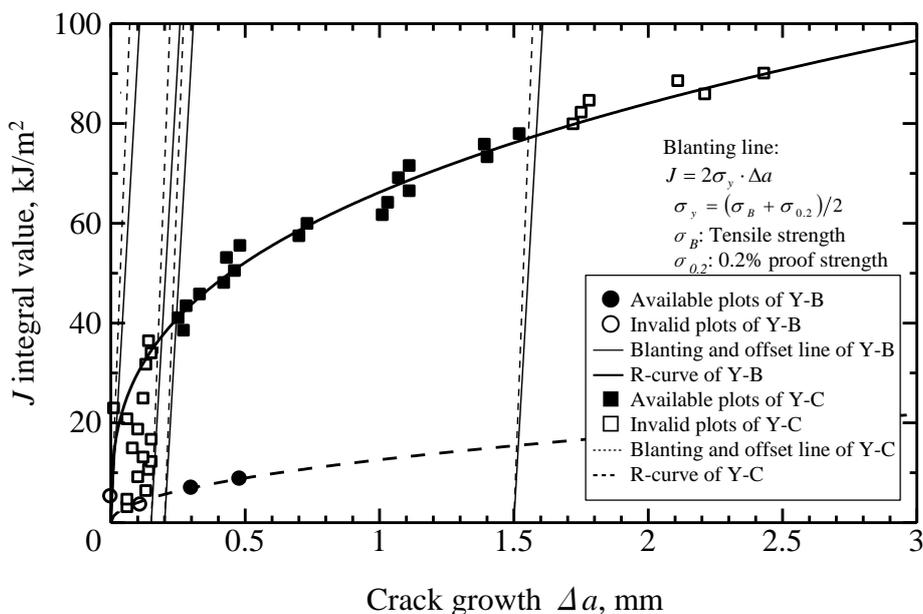


図3-10 試験片Y-BとY-CのCT試験におけるJ積分値とき裂進展 Δa の関係

3-1-2-5 SP試験の実験方法

CT試験後の各試料に対して、それぞれ3~4個のSP試験片を採取し、SP試験を行った。試験片の表面をエメリー紙で1500番まで研磨し、厚さを 0.5 ± 0.05 mmとした。試験片が装着された治具を圧縮試験機で負荷した。荷重 P とクロスヘッド変位 δ を測定し、荷重-変位曲線を得た。また、試験後に破壊部の様相を実体顕微鏡で観察した。さらに、試験片のうち各試料1~2個について鋼球を押し付けた点を通る任意の断面で切断し、金属顕微鏡による観察から破壊部の最小厚さを測定して試験片の最小厚さとした。それを試験前の試験片の初期厚さ t_0 で除したものが厚さの減少率である。

3-1-2-6 実験結果及び考察

3-1-2-6-1 荷重-変位曲線と破壊部の様相との対応関係

図3-11にSP試験で得られた各試料の代表的な荷重-変位曲線を示す。曲線の形状は3種類に分類できる。第1はKn-C, Y-C, Y-D, 及びY-20材である。曲線は荷重200N付近で傾きが小さくなり、その後緩やかな下に凸の弧を描く。そして、最大荷重後に荷重が急減する。これを急減型とする。第2はKn-A, Y-A, Y-B, 及びY-10材である。曲線は荷重の立ち上がり後、上昇が止まるまで緩やかな上に凸の曲線を描く。荷重は増加が止まった後急減せずに、徐々に減少、保持、又は再上昇する。この部分を平坦部と称し、この曲線を平坦型とする。第3はこれ

らの中間的な形状で、Kn-B 材に見られるものである。平坦部を持たず、荷重の急減もない。これを中間型とする。

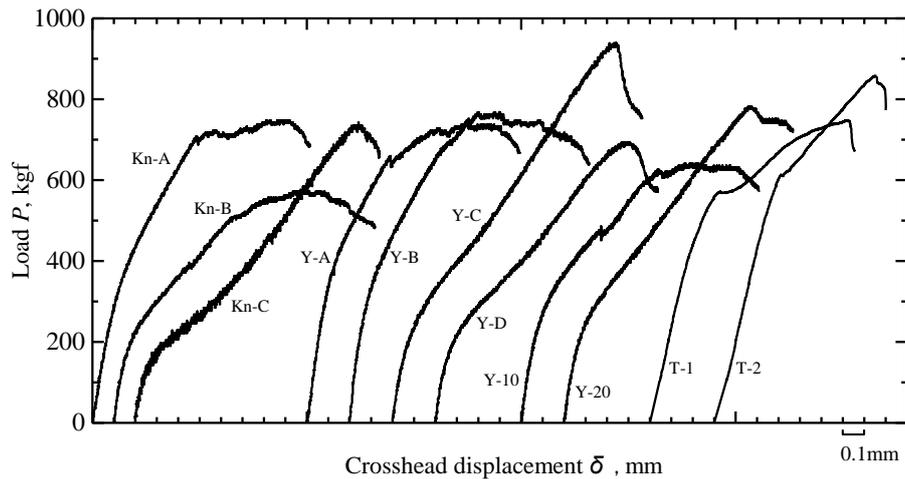


図 3-11 荷重変位曲線の例

次に、代表的な試験後の破壊部の様相を図 3-12 (a) ~ (c) に示す。破壊部の様相も 3 種類に分類できる。第 1 は鋼球を押し付けた点を中心として円周状にき裂が生じ、中央部が半球状に残っているドーム型 (a)，第 2 は鋼球の押し付け部を中心として放射状にき裂が生じている星型 (b) である。第 3 はそれらの中間的な様相を呈するもので、これを混合型 (c) とする。

ここで曲線の形状と破壊の様相を比較すると、曲線が急減型の場合はドーム型、平坦型の場合は星型、中間型の場合は混合型の様相であった。すなわち、荷重-変位曲線の形状と破壊の様相の間には明確な対応関係がある。

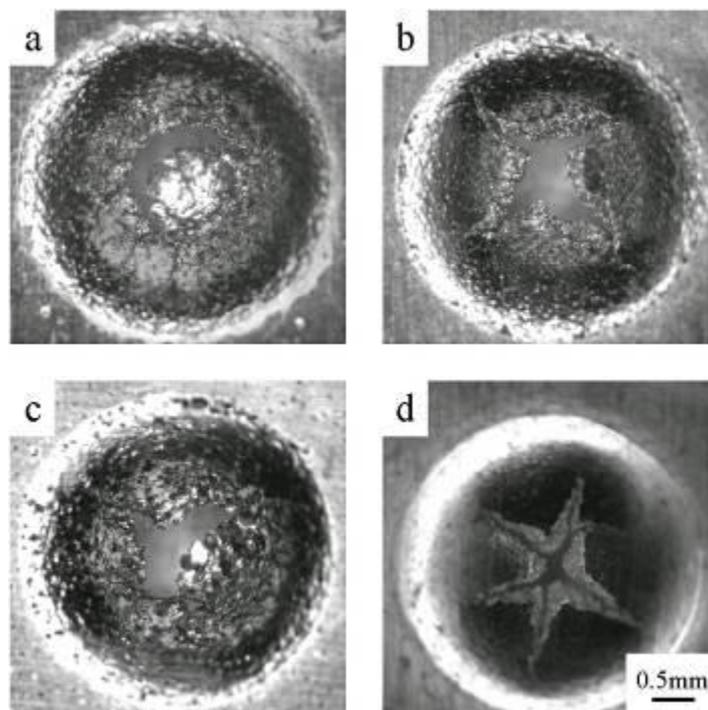


図 3-12 SP 試験後の試験片の種々の破壊形態
 (a) ドーム状 (試験片 Y-D) (b) 星型 (Y-B)
 (c) 混合型 (Kn-B) (d) 薄肉試験片 T-1.

3-1-2-6-2 破壊過程の考察と破壊時の最大変位の決定

前節で示した曲線の形状と破壊の様相の対応関係から破壊過程を考察し、曲線上で試験片にき裂が生じる点を決定した。

(1) 曲線が急減型、様相がドーム型の場合

この破壊の様相及び曲線の形状は延性的な材料で観察されるものと類似している⁵⁾⁶⁾。試験片はまず、2軸の曲げ状態(図3-13(a))になる。その後試験片に鋼球の球面に沿う塑性変形が生じ、その中央部はドーム形状となる。さらに鋼球が押し込まれると、その周辺部は半径方向の引張りを受ける(図3-13(b))。このとき2軸の引張応力状態によって荷重が増加し、曲線は下に凸となる。その後、試験片が鋼球との接触から離れる環状の領域がくびれ、き裂が生じる。これによって荷重が急減する。

(2) 曲線が平坦型、様相が星型の場合

試験片はまず、ドーム型の場合と同様に2軸の曲げ状態(図3-13(a))になると考えられる。さらに、塑性変形への遷移で曲線の傾きが小さくなる。その後、試験片が鋼球に沿って塑性変形する前に曲げによってその中央部にき裂が生じると考えられる。き裂は放射状に伝播し、その際に星型の張り出した部分が鋼球を支えるために荷重が減少せず、曲線に平坦部が現れると考えられる。き裂は荷重の上昇から平坦部に切り替わる点、荷重の上昇が止まる点で生じると考えることができる。

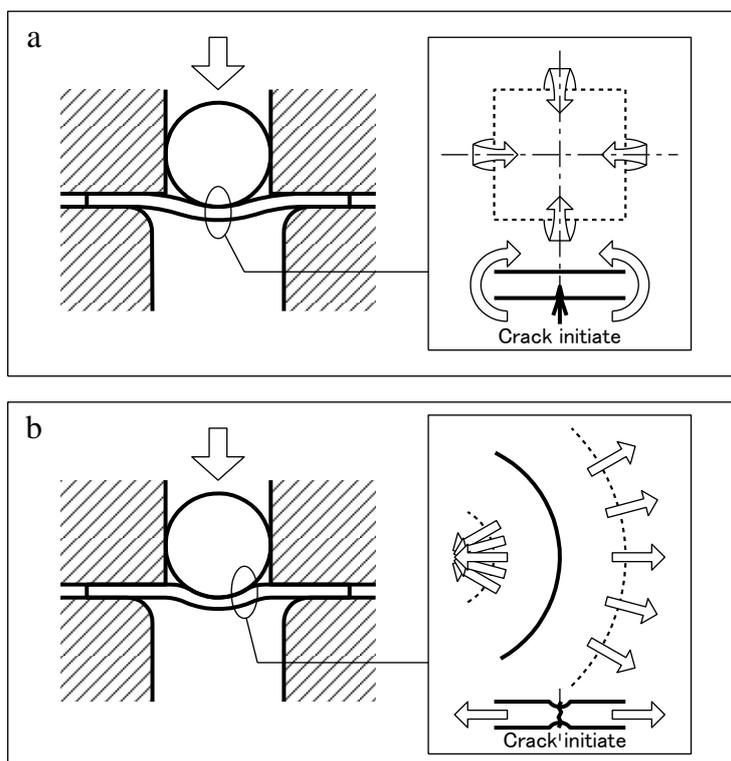


図3-13 鋼球押し込み時の状態 (a) 2次元曲げ (b) 半径方向の引張

(3) 曲線が中間型、様相が混合型の場合

破壊の様相はき裂が放射状に伝播しているものの、中央部には小さいながらもドーム形状が見られる。また、曲線は最大荷重後に急減しないけれども、平坦部を示さずに減少する。したがって、き裂の発生過程はドーム型の場合に近いと考え、最大荷重点をもってき裂が発生したとみなす。

以上より、荷重が立ち上がる点から最大荷重点又は荷重の増加が停止する点までのクロスヘッド変位を破壊時の最大変位 δ^* とする。

3-1-2-6-3 破壊等価ひずみの評価と弾塑性破壊じん性の推定

前節にしたがって求めた破壊時の最大変位 δ^* と試験片断面より測定した破壊部の厚さ減少率 t^*/t_0 の関係を図 3-14 に示す。種々の基地組織を持つ球状黒鉛鋳鉄に対して、式 (2) においておよそ $\beta=0.04\sim 0.1$ とした曲線の間には分布している。実線は $\beta=0.05$ としたもので、切片を 1.0 とした最小二乗法による曲線である。破線は $\beta=0.09$ としたもので、延性材料で用いられている定数である^{4) 6)}。本報では $\beta=0.05$ を用い、次式により破壊時の最大変位 δ^* から破壊等価ひずみ $\bar{\epsilon}_{qf}$ を評価する。

$$\bar{\epsilon}_{qf} = 0.05 \left(\frac{\delta^*}{t_0} \right)^2 \cdots (4)$$

これにより求めた破壊等価ひずみ $\bar{\epsilon}_{qf}$ の値を表 3-4 に示す。値は各試料 3~4 個の試験片による平均値である。

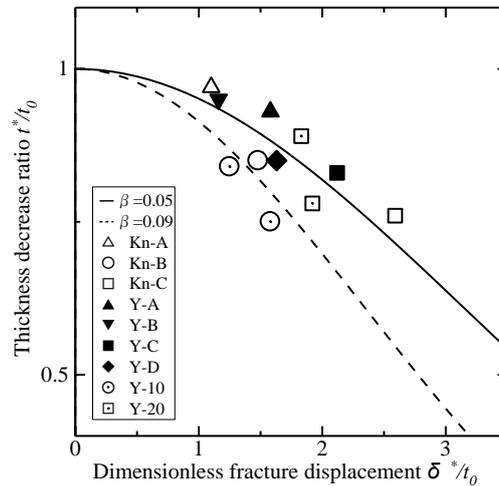


図 3-14 厚さ減少率 t^*/t_0 と 無次元化した最大変位 δ^*/t_0 の関係

この破壊等価ひずみ $\bar{\epsilon}_{qf}$ の CT 試験による弾塑性破壊じん性 J_{IC} との関係を図 3-15 に示す。線分はばらつきの範囲を示す。じん性の大きな試料ほど大きな破壊等価ひずみ値を示す傾向が明らかである。

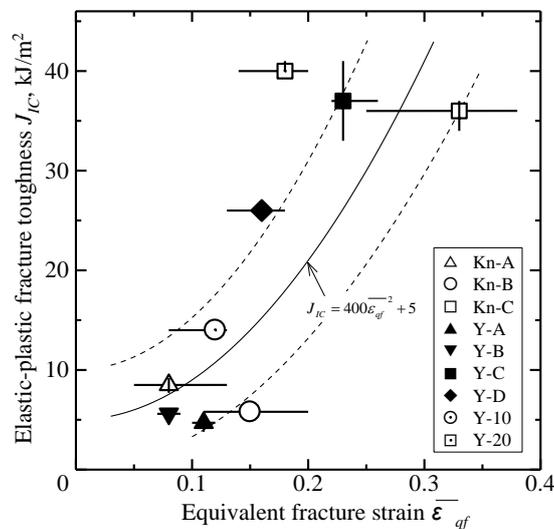


図 3-15 破壊等価ひずみ $\bar{\epsilon}_{qf}$ と破壊靱性 J_{IC} の関係

ここで Y-20 材が分布から大きく左側に外れている。Y-20 材は、ほぼフェライト地で粒界に少量のセメントイトが残存した試料である。この試料の場合、試験片寸法が大きい CT 試験では少量のセメントイト組織の影響は小さく、無視できるけれども、小寸法の SP 試験ではこれがき裂

発生に大きく影響したと考えられる。

セメントイトを含まない試料について破壊じん性 J_{IC} と破壊等価ひずみ $\bar{\epsilon}_{ef}$ の相関を求めた。このじん性値の領域では材料の塑性変形が少なく、降伏後も応力-ひずみの関係が単調に増加し、破断に至る。この関係を直線近似すれば、じん性は曲線の下に面積に対応するので、およそひずみ値の2乗に比例すると考えることができる^{8) 9)}。そこで、最小二乗法を用いて2次式で近似した。このとき破壊等価ひずみ $\bar{\epsilon}_{ef}$ が0に近づくと、じん性値は実験結果の最小値程度になると思われるので、切片を 5kJ/m^2 とした。これにより、球状黒鉛鑄鉄の弾塑性破壊じん性 J_{IC} はおよそ次式で見積もることができる。

$$J_{IC} = 400\bar{\epsilon}_{ef}^2 + 5 \dots (5)$$

大寸法の試料に対してこの関係を用いると、セメントイトを含む場合にじん性値が過小評価されるけれども、実用上は安全側の評価である。

3-1-2-6-4 薄肉材への適用

前節で求めた関係を用いて、薄肉球状黒鉛鑄鉄の弾塑性破壊じん性 J_{IC} を評価した。試料として、FCD450 及び 600 に相当する溶湯を減圧処理^{1) 2)}の後、厚さ 2mm、幅 30mm、及び長さ 130mm の板状に鑄込んだ。それぞれ T-1 材、T-2 材である。化学成分及び機械的性質を表 1、2 に、顕微鏡組織を図 3-9 に示す。機械的性質は鑄肌を除去し、薄板形状の試験片¹⁰⁾を用いて測定したものである。両材ともにブルスアイ組織であり、パーライト粒界にセメントイトが晶出している。この試料の鑄造の段階では、チルのない薄肉鑄鉄はまだ達成されていない。各試料の SP 試験による代表的な荷重-変位曲線を図 3-11 に、T-1 材の破壊部の様相を図 3-12 (d) に示す。曲線は両材ともに、600N 付近で一度荷重の増加が止まった後再上昇する。破壊部の様相は明瞭な星型であり、T-2 材も同様であった。この結果から、き裂は2軸の曲げ状態で生じたと考えられる。一度荷重の増加が止まる点をき裂の発生点として破壊時の最大変位 δ を求めた。これより求めた破壊等価ひずみ $\bar{\epsilon}_{ef}$ と図 3-15 の関係を用いて破壊じん性 J_{IC} を推定すると、いずれも約 5kJ/m^2 である。

3-1-2-6-5 硬さと破壊等価ひずみの対応関係

表 3-3、表 3-4 に示す基地性状及び SP 試験の結果によれば、破壊等価ひずみ $\bar{\epsilon}_{ef}$ はフェライト面積率が大きい試料では大きく、逆にパーライト面積率が大きい、またはセメントイトを含む試料では小さいという傾向が明瞭である。そこで、各試料の硬さと破壊等価ひずみ $\bar{\epsilon}_{ef}$ の関係を整理した。Kn 材及び Y 材のブリネル硬さ HB とロックウェル B 硬さ HRB を表 3-4 に示す。この2種類の硬さの対応は、鋼におけるそれとほぼ一致する。このことから、肉厚が規定に満たないため測定できない T 材のブリネル硬さ HB を、ロックウェル C 硬さ HRC から鋼の換算表を用いて推定した(表 3-4)。T 材を含む各試料のブリネル硬さ HB と SP 試験で測定した破壊等価ひずみ $\bar{\epsilon}_{ef}$ の関係を図 3-16 に示す。硬さの増加に伴って、ほぼ直線的に破壊等価ひずみ $\bar{\epsilon}_{ef}$ が減少する。T 材もほぼ同一直線状に分布している。この関係を用いるならば、簡便法として SP 試験によらず、硬さから破壊等価ひずみ $\bar{\epsilon}_{ef}$ を推定することも可能であるといえる。

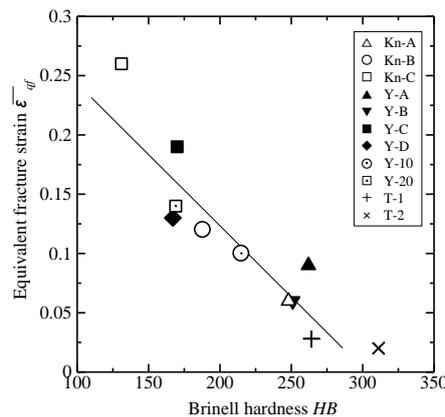


図 3-16 ブリネル硬さ HB と破壊等価ひずみ $\bar{\epsilon}_{ef}$ の関係

3-1-3 疲労強度特性の評価と鑄肌の影響

3-1-3-1 緒言

薄肉球状黒鉛鑄鉄では通常の肉厚 (>5mm) の場合に比べて冷却速度が速く、その組織は通常肉厚の場合とは異なる。まず、基地組織の結晶粒径や析出黒鉛の粒径が極めて小さいことが挙げられる。通常肉厚の場合に 50~100 μm であるのに対して、薄肉鑄鉄では数~30 μm 程度である。また、鑄肌直下の組織遷移層が生成されず、鑄肌直下、さらには鑄肌凸部分の中までブルスアイ組織が生成される。このような組織の違いは引張強さや硬さ、ならびに疲労き裂の発生や進展に影響を及ぼす可能性がある。したがって、従来の疲労強度予測法が薄肉鑄鉄の場合にも適用できるかを検討しておく必要がある。

そこで本章では、鑄肌を有する薄肉球状黒鉛鑄鉄の疲労強度を評価することを目指した。まず、肉厚 2mm の薄肉鑄鉄材を製作し、その鑄肌表面の粗さを測定した後、疲労試験を行った。試験後には SEM を用いて破面を観察して破壊起点を特定し、その寸法を測定した。これらにより、疲労限度や寿命と破壊起点寸法や表面粗さとの関係について考察した。また、鑄肌表面の粗さから疲労限度や下限界応力拡大係数範囲を予測した。

3-1-3-2 供試材

3-1-3-2-1 鑄造方法と顕微鏡組織

供試材として、幅 35mm、長さ 150mm、長手方向中央部 50mm における厚さ 2mm、両端の厚さ 3mm の板材を鑄込んだ。化学成分を表 3-5 に示す。薄肉用の溶湯処理は行わず、鑄造法案にてチル組織の生成を抑制した。鑄肌を除去した薄板試験片¹¹⁾により計測した機械的特性を表 3-6 に示す。厚さ 2mm の試験片平行部に相当する部分の顕微鏡組織を図 3-17 に示す。主にパーライト地で黒鉛の周りにブルスアイ状のフェライトが観察される。パーライト率は約 70%、黒鉛の粒径は最大で約 30 μm 、粒数は約 700 個/ mm^2 である。鑄肌近傍に組織の遷移層はなく、鑄肌直下までブルスアイ組織が分布している。パーライトの粒界にセメントイトが観察されるが、その寸法や量は部位や試験片によりばらついている。全体の傾向としては、肉厚方向中央部でその寸法は黒鉛より小さい程度、鑄肌近傍ではその数倍程度である。試験片によって観察されない部分がある場合もあった。

表 3-5 試料の化学成分

C	Si	S	P	Mn	Mg	Cu
3.80	2.78	0.015	0.029	0.44	0.078	0.065

表 3-6 機械的特性

Tensile strength	0.2% proof strength	Elongation	Hardness
856 MPa	690 MPa	1.4 %	HRC 32

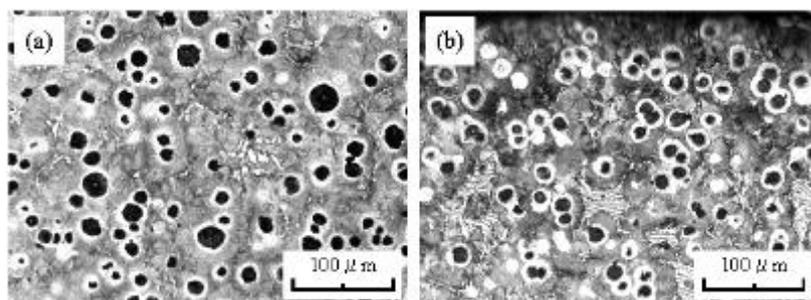


図 3-17 顕微鏡組織 (a) 板厚中心 (b) 表面付近

3-1-3-2-2 鑄肌性状

鑄造の際の鑄砂には 7 号けい砂を用い、鑄造後にワイヤブラシで鑄肌に付いた砂を落とした。触針式の表面粗さ計を用いて、鑄肌の凹凸のプロファイルを求めた。全試験片の表裏面について、

長手方向に 40mm の長さで合計 152 本測定した。測定結果の例を図 3-18 に示す。これより、高さおよび横方向（触針の進む方向）の粗さのパラメータとして、算術平均粗さ Ra および曲線要素の平均長さ RSm (JIS B 0601) を評価した。それらの平均値、標準偏差、および変動係数を表 3-7 に示す。どちらのパラメータでも変動係数が 20~30% とばらつきが大きい。粗さの測定値を 2 重指数確率紙にプロットしたものを図 3-19 に示す。両方の粗さパラメータの分布は直線状であり、2 重指数分布に従っている。

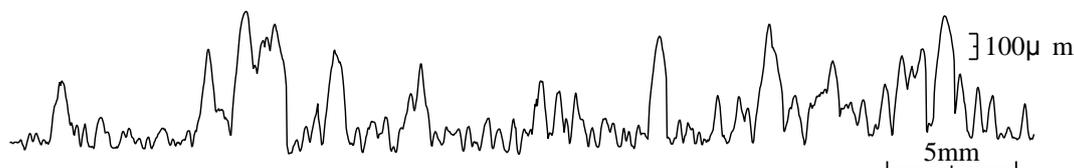


図 3-18 鋳肌プロファイルの一例

表 3-7 鋳肌の状態

Roughness parameter	Average	Standard deviation	Coefficient of variation
Ra	58μm	16μm	28%
RSm	970μm	190μm	19%

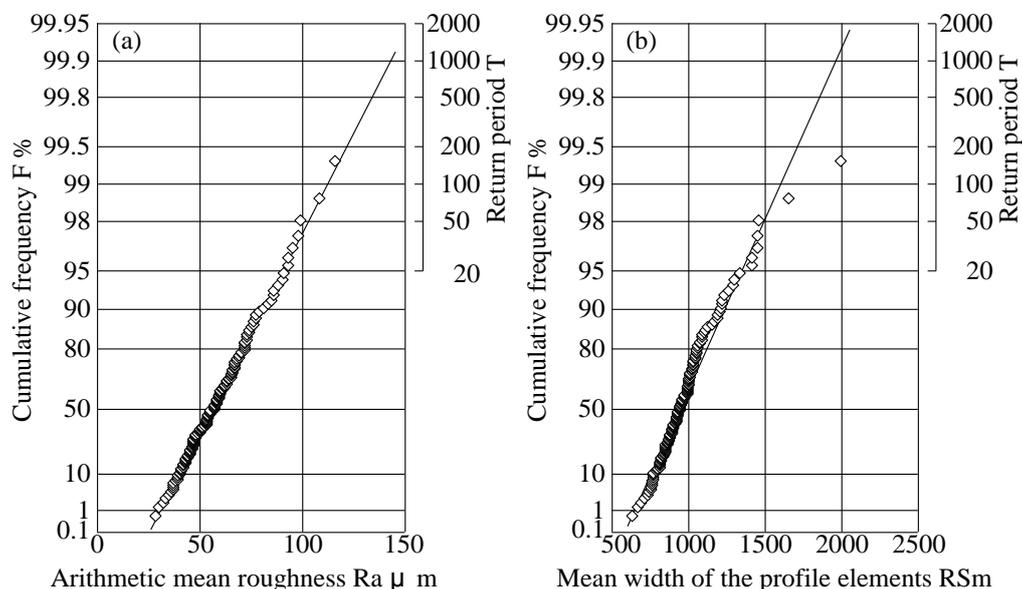


図 3-19 2 重指数分布 (a) 算術平均粗さ Ra (b) 曲線要素の平均長さ RSm

3-1-3-3 実験方法

試験片形状を図 3-20 に示す。平行部の表裏面には鋳肌を残している。側面はエメリー紙による研磨仕上げとした。荷重方向に 1200 番まで研磨した。これを鋳肌付試験片と呼ぶ。この平行部の厚さは、レーザー変位計で測定した最小値とした。また、全体の厚さを 1.2mm まで削り込むことで、鋳肌を削除した試験片も作成した。平行部の表裏面および側面を研磨仕上げとした。これを鋳肌除去試験片と呼ぶ。

試験条件を応力比 $R = -1$ 、周波数 120Hz、試験環境を室温大気中、打ち切り繰返し数を 10^7 回とした。試験後に、鋳肌付試験片の破面を SEM で観察した。破壊起点を特定し、 $\sqrt{\text{area}}^{12)}$ を用いてその寸法を測定した。 $\sqrt{\text{area}}$ は起点部を主応力方向に投影した面積の平方根であるが、破面写真をその投影面とした。

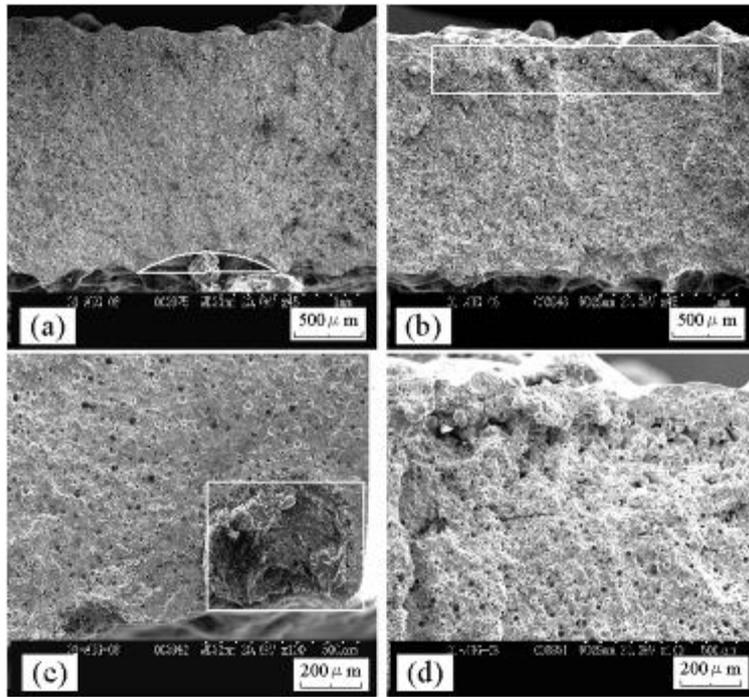


図 3-2-2 破壊起点の例
 (a) 鑄肌の凹部, (b) 引け巣, (c) ドロス, (d) 引け巣 (図 (b) の拡大) .

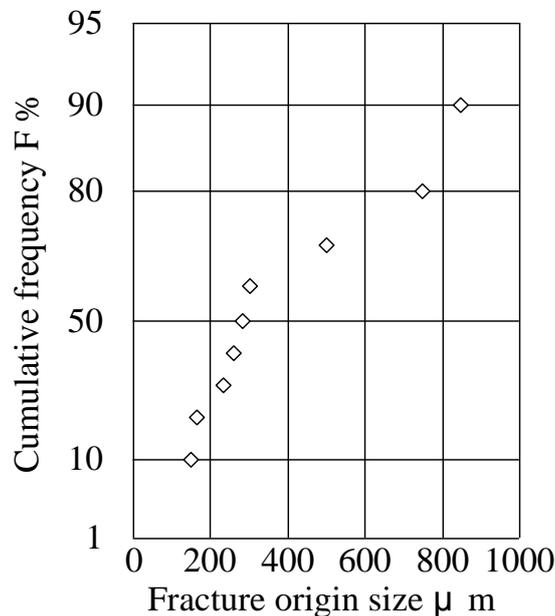


図 3-2-3 鑄肌付き試験片の破壊起点寸法の 2 重指数分布

3-1-3-5 考察

3-1-3-5-1 疲労限度に対する鑄肌の凹凸の影響

疲労試験の結果、鑄肌付試験片の疲労限度が鑄肌除去試験片のそれよりも 140MPa 小さい。この差は主として鑄肌表面の凹凸によるものであると考えられる。鑄肌除去試験片による疲労限度 σ_{wm} 、および鑄肌付試験片による疲労限度 σ_{wa} を用いて、鑄肌による切欠係数 β_{cast} を式 (1) により計算すると、1.74 となる。

$$\beta_{cast} = \frac{\sigma_{wm}}{\sigma_{wa}} \quad (1)$$

塩田ら¹³⁾のグラフから読み取れる値は高さ方向の鑄肌の粗さが 100 μm より小さい範囲で 1.5 程度であり、試験結果と概ね一致する。鑄肌の粗さは重要な要素であり、薄肉厚でも通常肉厚材と同様な疲労強度評価が可能と考えられる。

しかし、試験条件が違い単純な比較ができないこと、また、若干大きな値とも解釈できることから、より精密な検討が必要である。

一方、引張強さや硬さから推定される疲労限度¹³⁾は400MPa以上であり、試験結果よりも大きい。この差は主として鑄肌直下に存在するセメントイトや欠陥によるものと考えられる。

3-1-3-5-2 寿命と破壊起点寸法の関係

鑄肌付試験片について、寿命のばらつきは起点寸法のばらつきに起因すると考えられる。そこで式(2)⁵⁾を用いて初期応力拡大係数範囲 ΔK_{ini} を求め、寿命との関係を求めた。

$$\Delta K_{ini} = 0.65 \Delta \sigma \sqrt{\pi \sqrt{area}} \quad (2)$$

ここで応力範囲 $\Delta \sigma$ には応力振幅 σ_a を用いた。 ΔK_{ini} - N 線図を図3-24に示す。S-N線図に比べてばらつきが小さく、右下がりの直線状に分布している。したがって、寿命は起点の種類によらずに初期応力拡大係数範囲 ΔK_{ini} により評価できる。

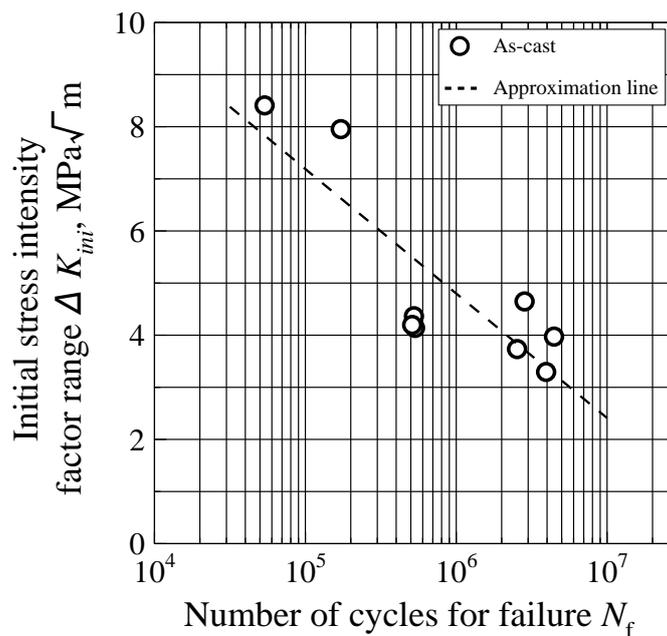


図3-24 Δk_{ini} - N 線図

3-1-3-5-3 粗さパラメータからの疲労限度の推定

前節によれば、起点寸法により寿命が一義的に整理されており、鑄肌の凹凸がき裂の発生や進展に対して支配的であることが明らかである。そこで、鑄肌の凹凸による欠陥寸法の最大値の予測により破壊起点寸法を推定できれば、その推定値と硬さから、次の予測式(3)¹⁶⁾により疲労限度が予測できると考えられる。

$$\sigma_w = 1.43(HV + 120) / (\sqrt{area})^{1/6} \quad (3)$$

まず、RaとRSmの表面粗さパラメータそれぞれの最大値を極値統計により予測し、鑄肌の凹凸による欠陥寸法の最大値を見積もった。図3-19の近似直線と再帰期間Tの交点より粗さの最大値を予測する。試験片1本あたりの再帰期間は高応力を受ける部位、すなわち平行部の鑄肌面(表裏両面)の表面積Sおよび基準面積 S_0 を用いて $T \approx S/S_0$ と求められる。 S_0 としては、測定した長さを基準長さとし、それに触針の幅(先端半径の2倍)を乗じたものとした。これにより求められる試験片1本あたりのRaおよびRSm粗さの予測値は、それぞれ128 μ mおよび1790 μ mであった。これらより欠陥寸法の最大値を予測するにあたって、長さ方向の粗さが幅方向の粗さと同等であると見なし、また鑄肌の粗さによる起点の形状を、Raを長軸およびRSmを半短軸とする半楕円とした。その面積より \sqrt{area} を算出したところ、その値は424 μ mであった。破壊起点の寸法はそれぞれの試験片における欠陥寸法の最大値と考えられる。したがって、予測した最大の欠陥寸法は起点寸法の平均的な値になると考えられる。しかし、鑄肌の

凹部を起点とする場合のその寸法の平均値は $230\mu\text{m}$ であり、予測値はこれよりも大きい。次に基地組織の硬さであるが、鋳肌直下に組織遷移層がなくき裂は常にブルスアイ基地を進むことから、基地組織を代表する値とした。測定したロックウェル硬さ HRC より鋼における換算表 (SAE J 417) を用いてブリネル硬さ HB に換算し、これをビッカース硬さの代わりに用いた。

得られた $\sqrt{\text{area}}=424\mu\text{m}$ ならびに HV301 を予測式 (3) に代入して求まる疲労限度は 219MPa である。疲労試験から得られた疲労限度 190MPa と概ね一致している。粗さを考慮することにより $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルで疲労限度を予測する手法が薄肉鋳鉄の場合にも適用できると考えられる。しかし、予測値は実験値にくらべて 15% 程度の過大評価となっている。これは、起点寸法の予測の際に引け巣やドロスを考慮に入れておらず、その寸法を過小評価しているためと考えられる。鋳肌の凹凸による起点寸法の予測は過大評価であったが、引け巣やドロスによる起点寸法はさらに大きく、これを考慮する必要があるといえる。特に引け巣は広範囲に渡って発生しやすく、起点寸法を著しく大きくするため注意しなければならない。したがって薄肉球状黒鉛鋳鉄の実用化にあつては、引け巣の大きさを予測する手法、その存在を検出する手法、あるいはその発生を抑制する手法の確立が不可欠である。

3-1-3-5-4 下限界初期応力拡大係数範囲 $\Delta K_{\text{ini,th}}$ の推定

球状黒鉛鋳鉄の応力拡大係数範囲の下限界値は、様々なき裂進展試験の結果、き裂閉口の影響を除外すれば基地組織に関係なく $3\sim 5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 程度である¹⁶⁾。そこで、本試料の初期応力拡大係数範囲の下限界値 $\Delta K_{\text{ini,th}}$ を求め、この評価が薄肉鋳鉄において有効かどうかを確認した。打ち切り試験片の起点寸法を鋳肌の粗さによる欠陥寸法の平均値と見なし、式 (2) により初期応力拡大係数範囲の下限界値 $\Delta K_{\text{ini,th}}$ を計算した。下限界応力幅としては実験の引張成分の下限界値として疲労限度を用いた。この値は $\Delta K_{\text{ini,th}}=3.2\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ となり、き裂進展試験による有効応力拡大係数範囲の下限界値 $\Delta K_{\text{eff,th}}$ ⁶⁾ とよく一致している。このことから、き裂進展試験による有効応力拡大係数範囲の下限界値 $\Delta K_{\text{eff,th}}$ を用いて、疲労限度、あるいは許容される鋳肌の粗さ、鑄造欠陥の寸法が予測できるといえる。

3-2 薄肉球状黒鉛鑄鉄の渦電流による非破壊検査

3-2-1 緒言

薄肉鑄鉄製品は肉厚による組織の違いが大きく、また、チルが晶出しやすい。チルについては、前述の溶存酸素のコントロールによりその晶出が大幅に抑えられたが、製品の信頼性を高めるには、鑄造後の実体を評価することが望ましい。組織観察、引張試験などでは鑄造ロットごとの評価・管理に限られるが、非破壊検査法を用いることで製品全数の検査も可能となる。本章では、基地のパーライト率やチル組織の晶出など、鑄造組織の違いを渦電流法を用いた非破壊検査法により評価した。

3-2-2 渦電流法の概要

コイルに交流電流を流すと交流磁束が発生する。コイルを導電性の試験体上に置いて交流電流を流すと、コイルに生じた磁束の電磁誘導作用によって試験体内部に渦電流が誘導される。この渦電流により、コイルによる磁束に相対する磁束が誘起され、コイルのインピーダンスを変化させる。試験体に欠陥やき裂のような不連続部があると渦電流の流れが変化するため、コイルインピーダンスも変化する。このようなコイルのインピーダンスの変化は試験体の透磁率、導電率によっても生じるため試験体の組織の判別に利用することができる。

3-2-3 階段状試験片と渦電流測定試験片

図3-25および図3-26に鑄造した階段状試験片の形状および渦電流測定試験片の採取位置を示す。階段状試験片は長さ320mm、幅60mmで、各部の厚さは2mm、4mm、6mmの3段階である。溶湯はFCD450相当であり、薄肉化のための処理はしていない。表3-8に溶湯の化学成分を示す。図3-26のそれぞれの肉厚の斜線で示した部分を切り出し渦電流評価および組織観察を行った。

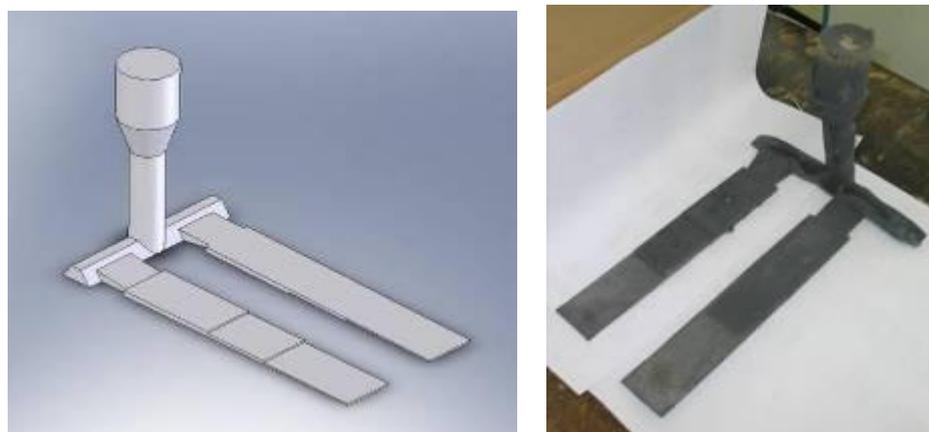


図3-25 階段状試験片の3Dモデル(左)と鑄造試料(右)

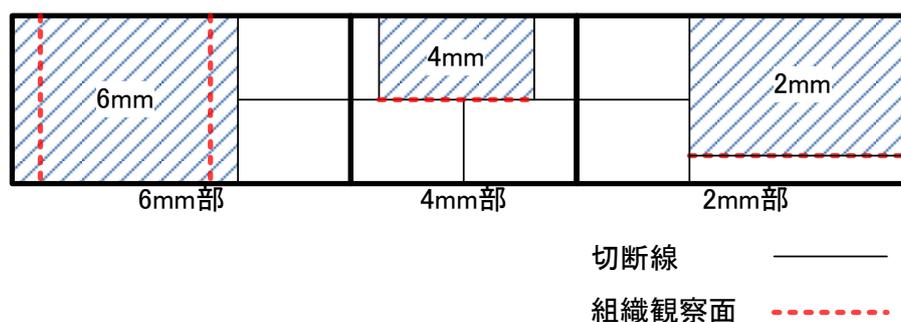


図3-26 階段状試験片形状と渦電流測定試料および組織観察面

表3-8 試験片に使用した溶湯の化学成分 (mass/%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg
3.537	2.673	0.3283	0.0183	0.0125	0.0831	0.0457

3-2-4 組織の分布状態と渦電流評価

3-2-4-1 渦電流測定装置と測定手順

図3-27に渦電流測定装置を示す。渦電流探傷器(アスワン電子製 aect2000N)を用い試験片の渦電流を測定した。プローブは自己誘導自己比較型であり、外径8mm幅5mmで251巻のパンケーキコイルを20mm離して2段接続している。測定周波数は50kHzとし、探傷装置の出力のVxとVyを記録した。また、プローブを常に一定の力で試験片に接触させる治具を作製し、リフトオフの影響を排除している。測定手順は次の通りである。基準試料となるフェライト地の球状黒鉛鋳鉄試料にて渦電流出力のゼロ点を取り、その後、測定対象の試料上で1mmずつプローブを移動しながら渦電流信号を記録した。渦電流信号は試料の端部の影響を受けるので、測定範囲は試料の端部から5mm内側の範囲とした。

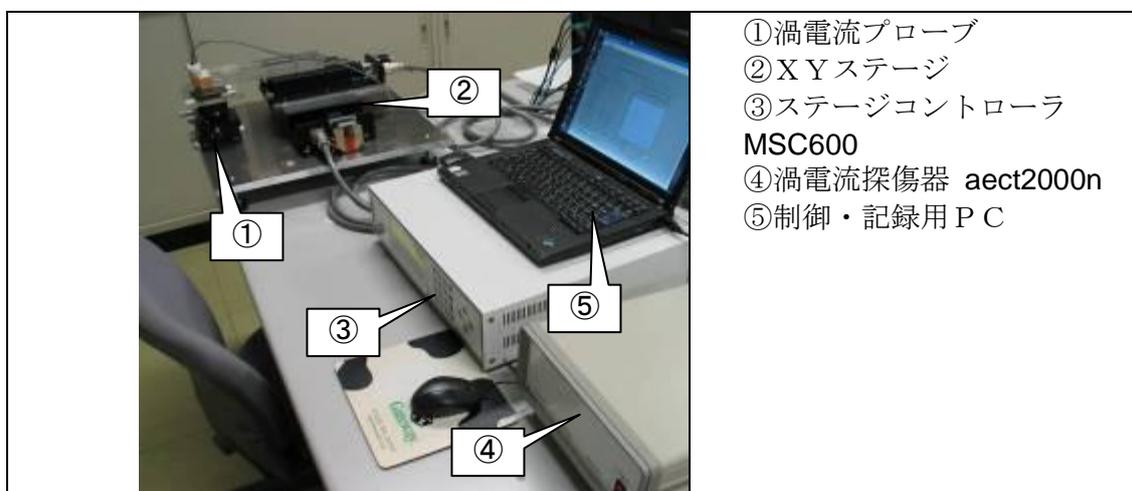


図3-27 渦電流測定装置

3-2-4-2 渦電流測定結果：肉厚による組織の違い

図3-28に渦電流信号としてVxの分布を示す。2mmの値が最も高く、4mm、6mmと続いている。ただし、4mmと6mmの差は2mmとの差に比べると小さい。図3-26の破線部の組織を観察し、図3-29に示す。6mm部と4mm部はいずれもフェライトとパーライトの混在したブルスアイ組織であった。4mm部は6mm部と比べてパーライト率が高く、黒鉛粒数が多い。2mm部は4mmに近い側ではパーライト率の高いブルスアイ組織であるが、先端に近い部分では急冷のチル組織が多数観察された。すなわち、肉厚が薄いほどパーライトの多い組織となっており、その傾向は渦電流信号の高低に一致する。このように渦電流信号により肉厚による組織の違いを判別可能である。通常肉厚の球状黒鉛鋳鉄においてパーライト率および硬さと渦電流信号に相関があることについては報告されており¹⁸⁾¹⁹⁾、本実験により、薄肉でチル組織を含む場合においても渦電流信号による評価が可能であることが示された。

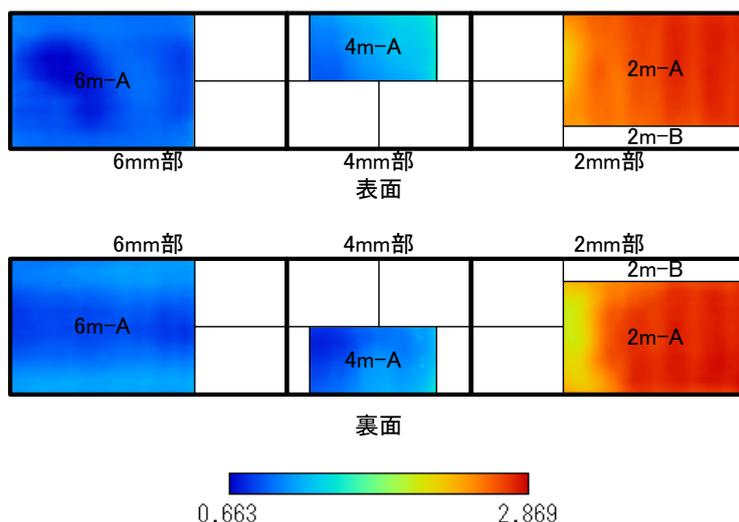


図3-28 渦電流信号(Vx)の分布

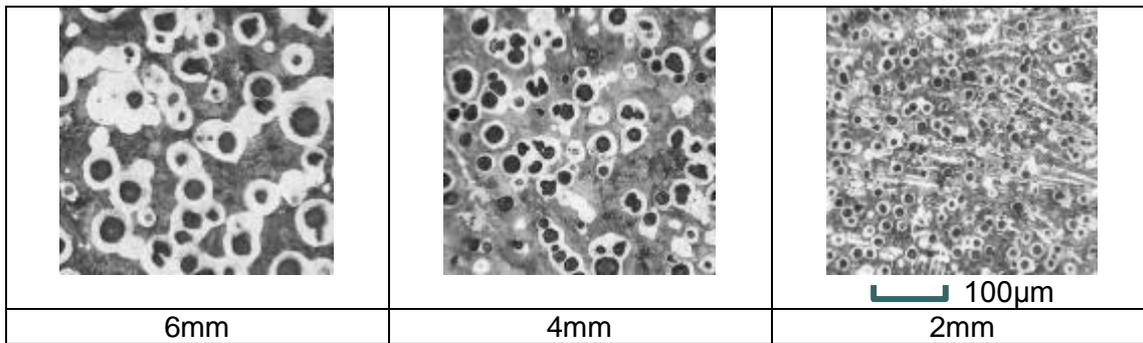


図3-29 肉厚による組織の違い

3-2-4-3 渦電流測定結果：位置による組織の違い（6mm）

本試験片の組織は肉厚による違いだけでなく、同じ肉厚でも位置による違いが見られる。同じ肉厚での渦電流信号の分布に注目し、図3-30に示す。中央部の値が低く両端の値が高い。図3-30中の実線位置で試料を切断し組織を観察すると、わずかにパーライト率や黒鉛粒数に違いが見られるが明確ではない。そこで、組織写真をもとに画像解析を行い組織の変化を定量的に評価した。試料の各測定点ごとに腐食前後の顕微鏡組織を3視野ずつ撮影し、2値化したのちに黒鉛粒数、パーライト率の測定を行った。図3-31に湯口側、4mm部側の組織の変化をまとめて示す。横軸の数字は試料上の位置(x10mm)を表している。これによれば、試料の両端部で黒鉛粒数が200~300個/mm²、パーライト率が約5%高くなっている。特に4mm側でその変化が明瞭である。図3-32には同じ位置での渦電流信号を示す。いずれも両端部で渦電流信号が高くなっており、組織のわずかな変化を渦電流法により捉えることができている。

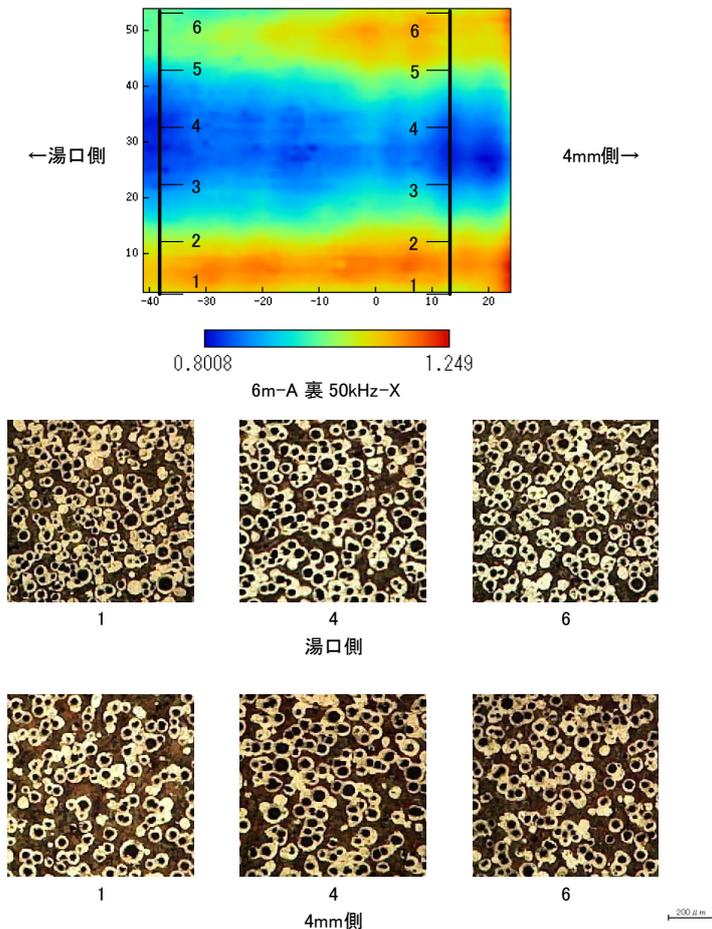


図3-30 渦電流信号と組織の対応（肉厚6mm）

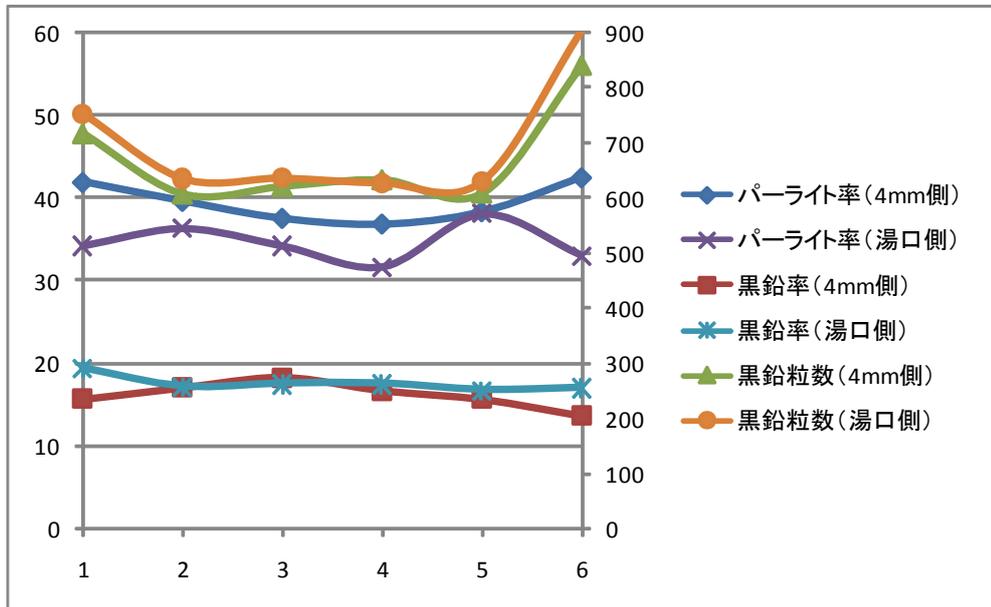


図 3-3-1 画像処理による組織の分析

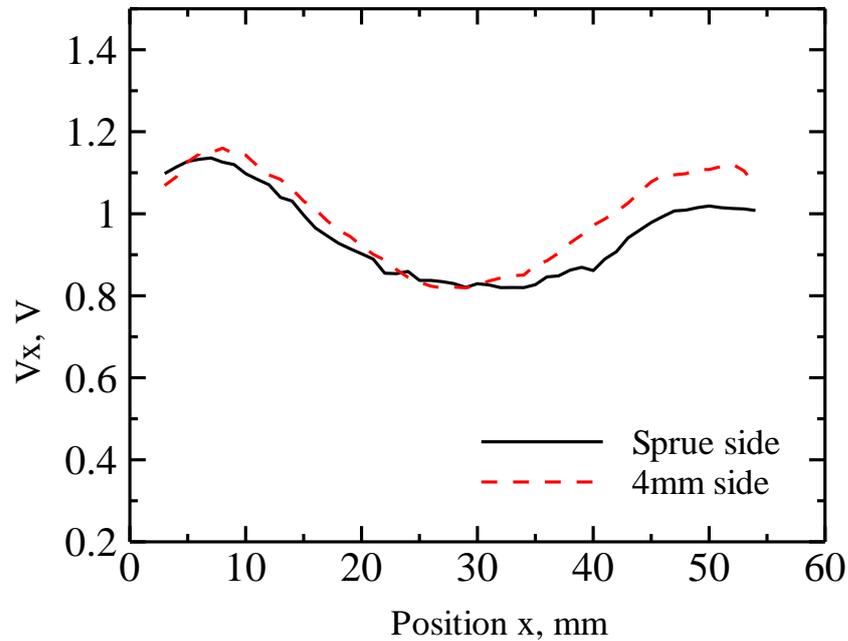


図 3-3-2 組織観察位置における渦電流信号

3-2-4-4 位置による組織の違い (2mm)

肉厚 2mm 部分について渦電流信号分布と顕微鏡組織を図 3-3-3 に示す。図中の数字は試料上の位置を示し、階段状試験片先端からの距離(x10mm)を示している。この渦電流信号分布は試験周波数 50kHz の V_x の分布であり、等高線は 0.0835V 間隔である。この図より端部側の信号が高く、4mm 側で低くなっている。その値は位置 5~6 (試験片端より 50~70mm) で急激に変化しており、組織の大きな変化が生じていることが予想される。試料の組織を観察すると、この位置にてチルの晶出が顕著になっており、渦電流信号の高い端部側は位置 4 のような急冷チル組織が多数観察された。顕微鏡組織と渦電流信号の対応から、渦電流信号の値が約 2.5V 以上になっている部分でチルが発生していたと判断できる。この基準値は、信号のゼロ点を取る基準試料の選択や試験周波数により異なると考えられるが、一定の値をもとにチルの晶出を判断できると考えられる。

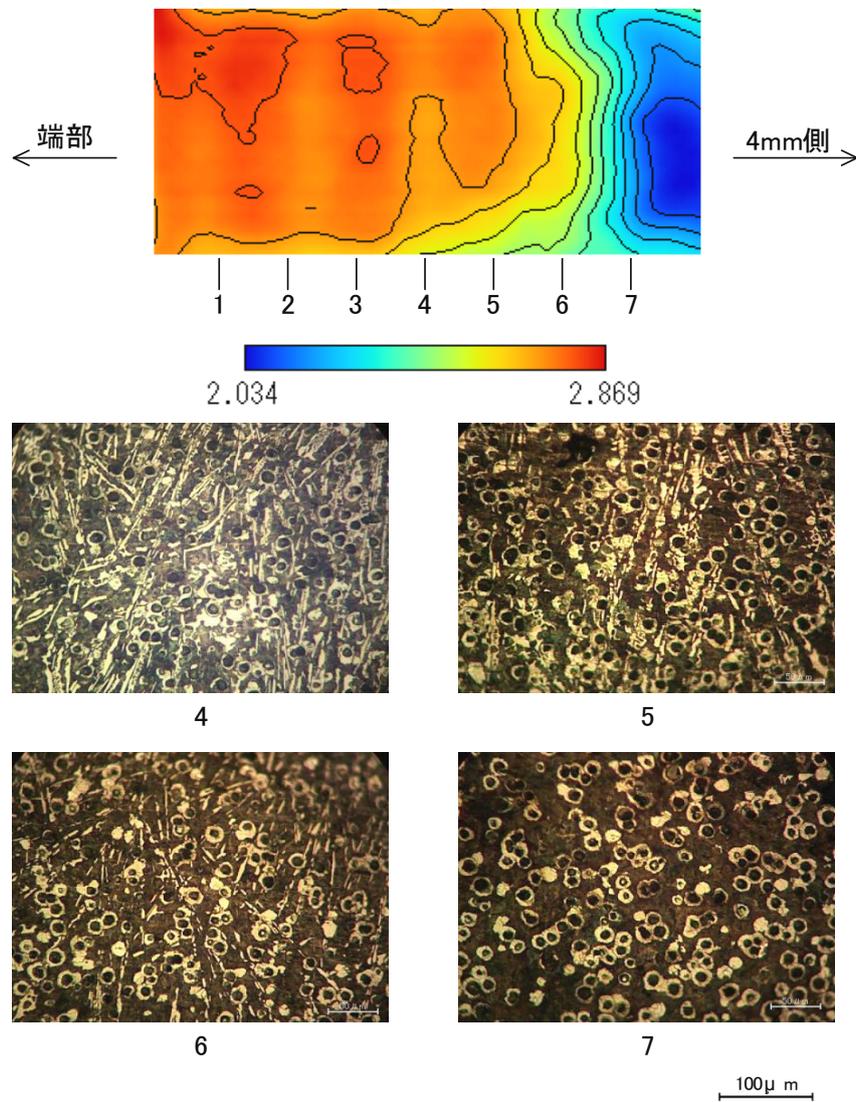


図 3-33 渦電流信号と組織の対応 (肉厚 2mm)

3-2-4-5 渦電流信号と基地組織の対応

図 3-34, 図 3-35 に組織写真の画像解析から得られたパーライト率と同じ位置での渦電流信号 V_x の変化を示す. 図 3-34 によれば 4mm 部の渦電流信号(V_x)とパーライト率はどちらも右下がりに変化しており, 良く対応している. 一方, 図 3-35 では, 2mm 部において 5~6 の間でパーライト率が大きく変化し, 渦電流信号とパーライト率の相関が無くなっていることがわかる. この位置 5~6 ではチル組織が発生しており, 渦電流信号では 2.5V 以上の領域となっている. したがって, 渦電流信号が 2.5V 以下であれば, インピーダンス信号とパーライト率が対応しており, 2.5V 以上の場合チルの発生している可能性が高いと判断できる. 本実験では評価に V_x 信号のみを用いたため, パーライトの増減とチルの晶出を明確に区別することはできていないが, 一定の信号値を基準にチルの有無およびパーライトの増減を判別できる.

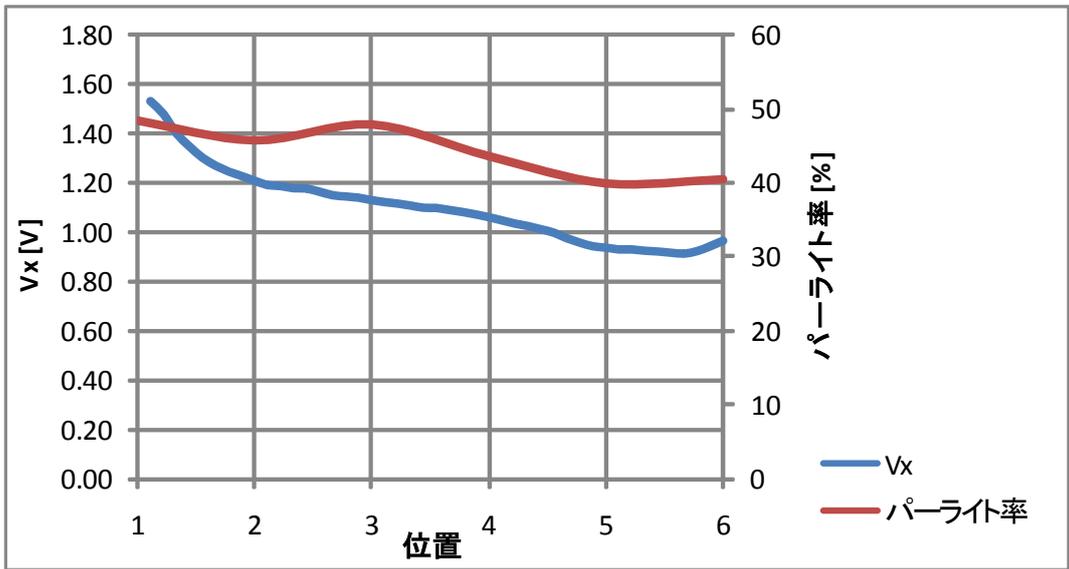


図 3 - 3 4 4mm 部の組織観察位置におけるパーライト率と渦電流信号の変化

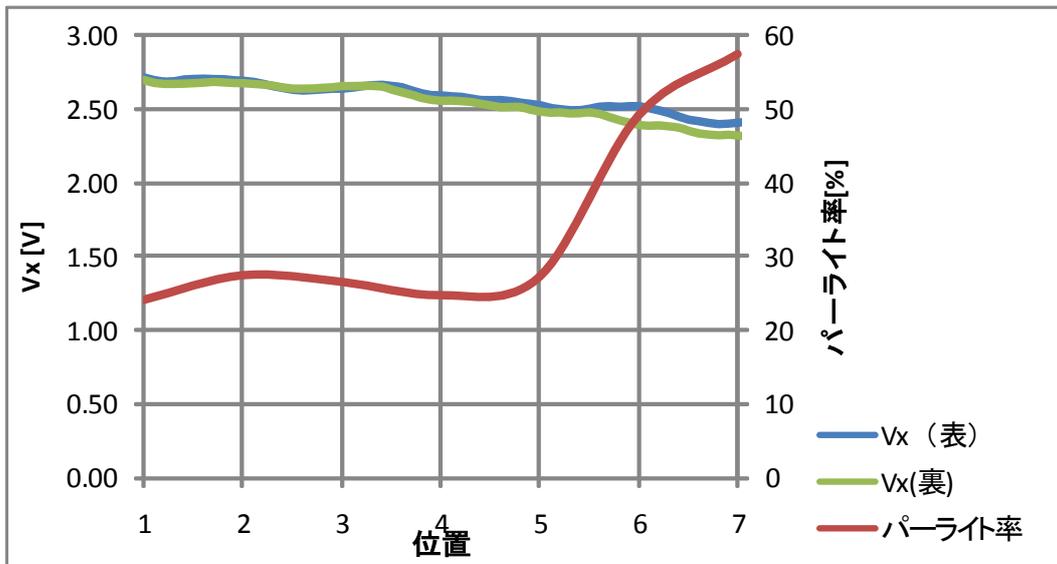


図 3 - 3 5 2mm 部の組織観察位置におけるパーライト率と渦電流信号の変化

第4章 薄肉鋳鉄品の設計法に関する研究開発（強度・剛性設計と鋳造方案設計）

4-1 目的

本章では、鋳造品が薄肉になった場合に特に考慮すべき設計上の問題について検討する。薄肉鋳鉄品の設計には、次の2つの観点から、新たな技術の発展が必要である。

- (1) 薄肉鋳造品の強度および剛性設計
- (2) 薄肉鋳造品の鋳造方案設計

前者は、既存の鋳造品を薄肉化する場合、あるいは板材のプレス溶接品を材料転換する場合に、強度と剛性が十分である、あるいは要求水準を満たすとの保障のために必要である。後者の方案設計は、急冷組織や鋳造欠陥がない健全な薄肉鋳造品を生産ラインで製造するために必要不可欠である。いずれも従来の厚肉の鋳造品の場合に比べて、要求を満たす条件範囲が著しく狭く、相当の技術力が要求される。そこで、本研究では、自動車用鋳物部品であるデフケージをモデルとして、強度・剛性の低下を最小限に抑えるための設計手法を開発した。また、企業3社で試験鋳造を実施したコンプライアンスブラケットをモデルとして、注湯時の溶湯の流れと温度及び凝固の過程をシミュレーションし、鋳造法案設計に当たって必要となる知見を得た。

4-2 強度・剛性設計

肉厚を薄くした鋳造品では、重量は軽減されるけれども、当然のこととして強度と剛性が低下する。それは避けられない。しかし鋳造品に要求される機能から見れば、強度・剛性の低下は最小限に抑えなければならない。あるいは、薄肉化しても十分な強度と剛性を有することを保証する必要がある。

ここでは、モデル製品を想定して、薄肉化に伴う強度と剛性の低下の状況を把握し、その上で、形状と肉厚分布を最適化することによって、強度・剛性の低下を最小限に抑える手法、ノウハウを開発する。

4-2-1 モデル鋳造品

モデルとして選択したのは、乗用車用の出デフケージ（差動ギアを格納するケーシング）である。製品の最大外径は約 135 mm、高さ約 140 mm、重量は 2.15 kg である。

このモデルの肉厚を最小 3 mm まで低減し、重量を約 15% 軽減する。その場合の強度および剛性の低下を 25% 以内に収めることを目標にする。

4-2-2 計算結果の評価と薄肉化設計のまとめ

前節までの計算結果を総合して、次のことが言える。

- (1) 単に肉厚を均一に減少させるだけの薄肉化では、15% 程度の重量軽減で、強度が 60%、剛性が半分など、強度的な機能の大幅低下をきたす恐れがある。
- (2) 応力分布および変形量の分布を考慮し、応力が低い部分、変形量が小さい部分を優先的に薄肉化することによって、強度、剛性を大きく低下させずに薄肉化を図ることが可能である。
- (3) 強度については、局部的な高応力は角半径の増大等で対処できるので、これに捉われる必要はない。また、20% 程度までの応力増加は、基地パーライトの増加など材質の高強度化によって対応できる。薄肉化の場合の主要な考慮点は剛性の維持である。
- (4) 剛性の低下を最小限にするためには、ねじり角、たわみ角の増加に寄与しない部分を選択的に薄肉化する必要がある。また、曲げやねじりに対して固定端として作用する部位にはリブあるいは肉厚の付加などが有効である。
- (5) この計算ではねじりと 2 方向の曲げのすべてを考慮した。部品の機能上で重要な荷重方向に着目すれば、強度剛性の低下を最低限に抑えた、より効果的な薄肉化が可能である。たとえば、修正モデルの曲げ A に対する計算では、7% の重量低減でも、強度、剛性ともほとんど変わっていない。
- (6) 引張圧縮に対する計算結果は省略したが、応力値、変形量をほとんど変えることなく薄肉化することが可能である。

4-3 鋳造シミュレーション

4-3-1 緒言

鋳鉄を薄肉化することは、肉厚の削減による軽量化だけでなく、製品の鋳鉄組織にも違いをもたらす。同じ溶湯であっても、肉厚の違いが冷却速度の差を生じ、製品の位置によって強度特性が異なるということが生じる。このように実製品に薄肉鋳鉄の製造技術を適用するためには、鋳造前に組織や強度を予測することが必要である。本章では、薄肉鋳鉄を鋳造した際の冷却条件を鋳造シミュレーションにより求め、基地組織やチルの晶出の予測を試みた。

4-3-2 鋳造シミュレーション

4-3-2-1 鋳造シミュレーションソフトと計算条件

鋳造シミュレーションは(株)クオリカ製のJSCAST Ver.7である。このソフトは直交要素で計算対象を分割し、差分法により注湯時の溶湯の流れと温度および凝固の過程を計算するものである。曲面や斜面の計算精度を向上させるため、6面体要素のほか、不規則要素として5面体要素を設定することができる。後述のコンプライアンスブラケットの計算ではこの不規則要素を使用している。

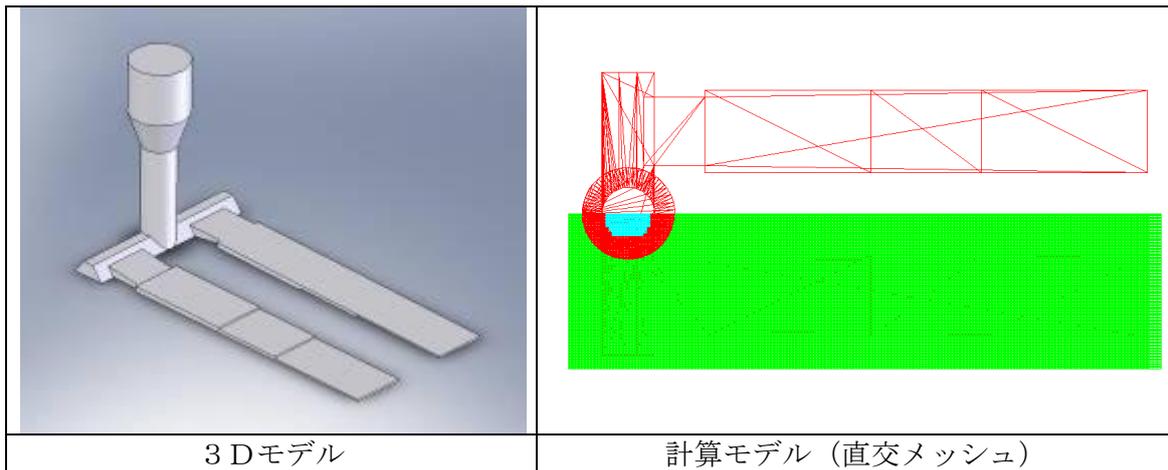


図4-1 シミュレーションを行った形状および計算モデル

計算に使用する鋳型の熱物性値や鋳型と溶湯の間の熱伝達係数は、計算結果に大きな影響を及ぼす¹⁾。そこで、鋳造実験時に溶湯と鋳型の温度を測定し、計算で求めた温度履歴が実測に合うように計算で使用する値を設定した。これにより、より実際に近い条件での計算が可能となる。表4-1に計算に用いた値を示す。

表4-1 解析に使用した物性値など

熱伝導率 (鋳型)	熱伝達率 (溶湯-鋳型)	比熱
0.6 [W/(m·k)]	800 [W/(m ² ·k)]	0.4 [kJ/(kg·k)]

4-3-2-2 階段状試験片

3-2章の非破壊検査にて使用した階段状試験片について、鋳造シミュレーションを行った。計算に使用したモデルを直交要素で分割した。分割幅は最小0.4mmとし、試験片の肉厚方向の幅としている。試験片の最小肉厚2mmを考慮してこのメッシュ幅とした。最大メッシュ幅3.0mmは計算精度を必要としない、湯口部分や鋳型部分に設定した。

図4-2に計算で求めた冷却速度の分布を示す。凝固前の1200℃での冷却速度は肉厚ごとの差が大きく、同じ肉厚では端部を除けば差が小さい。一方、凝固後、共析変態を生じる727℃での冷却速度分布には、同じ肉厚でも端部および段付き部の影響が現れており、薄い側および端に向かうほど冷却速度が大きい。また、段部においては、肉厚が違っていても冷却速度に大きな違いはない。

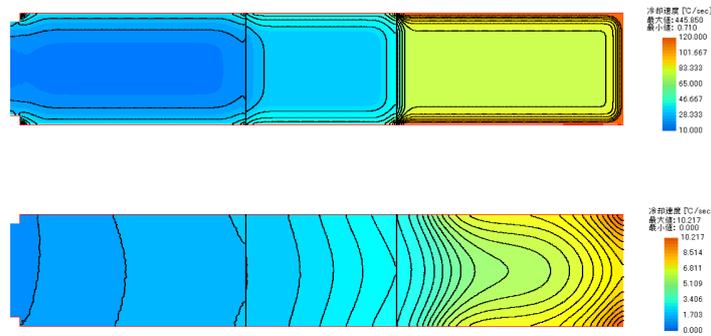


図4-2 冷却速度の比較. 凝固前 1250°C時 (上) と共析変態時 727°C時 (下)

4-3-2-3 階段状試験片の組織との比較

2mm部分の冷却速度と基地組織を比較する. 図4-3に肉厚2mm部分での727°C時の冷却速度分布を示す. 図の破線は組織観察を行った位置であり, この場所での冷却速度を図4-4に, パーライト率を図4-5に示す. パーライト率が70mm付近の位置で急激に落ち込んでいるのは, 基地組織中に多量のセメントイト, すなわちチル組織が晶出したためである. 同様に冷却速度も70mm付近から変化が大きくなっており, 計算で求めた冷却速度の分布と組織が良く対応している.

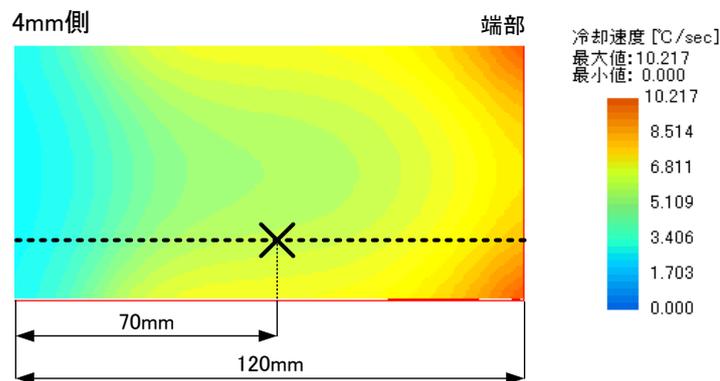


図4-3 肉厚2mm部分の冷却速度分布

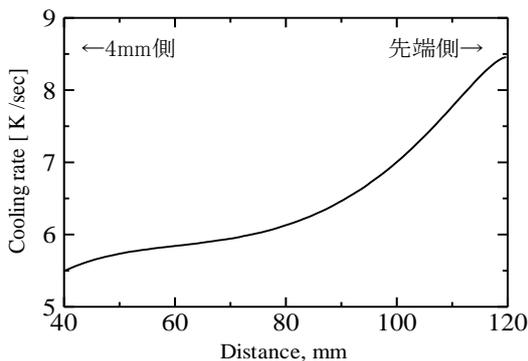


図4-4 試料上の位置による冷却速度の違い

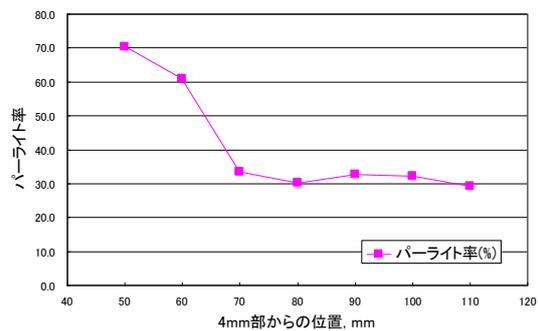


図4-5 試料上の位置によるパーライト率の変化

4-3-2-4 コンプライアンスブラケット

実製品のサンプルとして, 試験铸造を行ったコンプライアンスブラケットの铸造シミュレーションを行った. 分割幅は計算時間も考慮し最小 0.8mm とした. なお, 不規則要素 (5面体要素) を導入し, 曲面部の再現性を高めている.

シミュレーションの結果から次のことが言える.

最初に, 凝固時の冷却速度分布よりも凝固前の分布のほうが円管部と平板部の冷却条件の違いが良く現れている. 平板部先端の冷却速度が高く, チルを晶出しやすいことが示されている.

また, ボルト取り付け部の先端にも冷却速度の速い部分が見られるが, この位置であればチルが生じた場合でも部品の強度に対する影響は少ない. 冷却速度とほぼ同様の傾向を示しており, 簡易的なチル晶出の判定に用いることができると考えられる.

第5章 事業化総括

5-1 試作した自動車用鋳造部品の静的強度検査

企業3社で試作したコンプライアンスブラケットについて、静的強度試験を行った。試験を行ったコンプライアンスブラケットは、第2-3章で分析した試験鋳造品を鋳造した際に、同時に製作したものである。

コンプライアンスブラケットの静的強度試験は、ブラケットを3本のボルトで固定し、アイ部に挿入されたゴム製ブッシュを介して水平荷重を加える方法で行われた。荷重は正方向（同図、右方向）と逆方向（同図、左方向）の2種類である。

試作した自動車用鋳造部品の静的強度検査の結果は、次のようにまとめられる。

- (1) 純正品（鋼板プレス溶接）の強度試験では、正方向荷重 **78~79 KN** でボルトが破損した。この時、ブラケット本体に損傷はない。
逆方向荷重では、約 **43 KN** で、治具干渉のため試験を中止している。本体、ボルトとも損傷がない。
- (2) 試験鋳造品では、3社製品とも、純正品の試験荷重、**78~79 KN** をクリアーした。
B、Cの製品は **80~83 KN** をクリアーしている。
- (3) A社製の1試料の試験では、**80.3 KN** でボルトが破損した。このため、ブラケットに曲げ荷重が作用し、他方のボルト取り付け穴部分から破壊した。しかし、この破壊は過大な曲げ外力による2次被害である。破壊は穴の中心線ではなく、最大モーメントが生ずる穴の縁で生じ、また破面が斜めで、剪断の要素を含んでいることが分かる。過荷重による破壊として正常である。他には、問題となるような損傷はない。
- (4) 逆方向荷重でも、純正品と同じ約 **43 KN** の荷重で治具干渉のため試験を中止した。本体、ボルトとも損傷がない。
- (5) すなわち、試験鋳造品は静的強度に関して、鋼プレス溶接による純正品に要求される強度と同等の強度を有していると言える。
- (6) 静的試験の荷重-変位曲線にも大きな差はない。ただし、この場合の変位の大部分はゴム製ブッシュ部分の変位によるものである。すなわちこの部品は、実際の使用においても、衝撃エネルギーの大部分をゴム製ブッシュ部分が吸収する機能、構造であり、本体部分に厳しい靱性が要求されるものではないといえる。これは、鋼板溶接品を球状黒鉛鋳鉄に材料転換する場合の非常に有利な条件である。
- (7) 3社の試験鋳造品の顕微鏡組織には大きな差がある（第2-3章を参照）。B社試料ではフェライト率が **90%以上**であるのに対し、A社試料ではこれが**5%以下**である。強度的に最も低いB社試料が全く問題なく要求強度を満たしたことは、より高強度の他2社の試料も含めて、強度的には相当の余裕があることを示している。
- (8) したがって、静的強度に関しては、3社の製品とも、さらなる薄肉化、軽量化が可能である。
- (9) また、もし本体部分の変形能、靱性が要求され、その組織をより高いフェライト率にした場合でも、静的強度に対する要求を十分にクリアーすることができる。

5-2 事業化に向けた課題

本事業による研究開発の結果、溶湯調整と鋳造方案設計に向けた検討によって、鋳物工場における薄肉部分のある自動車部品（コンプライアンスブラケット）の試験鋳造を実施できた。また、試験鋳造品は、静的強度が純正品と同等以上の強度があることが確認された。コンプライアンスブラケットの純正品は、複数の金属板をプレス加工し、組み立てたものであるが、本事業によって、このような金属板による加工品を鋳物によって代替することが可能性があることが示された。金属板による加工品の鋳物への転換は、加工工程の簡略化などにも資するものであり、薄肉鋳鉄の自動車部品への活用の道筋の一つが開けたものと考えられる。

課題としては、安定的に薄肉部分のチルの発生を防いだ鋳鉄部品の製造を行うためには、溶湯の脱酸の手法を工程として明確化していく必要がある。

薄肉鋳鉄の評価手法については、これまで確立されていなかった薄肉鋳鉄の鋳造品の評価方法を、スモールパンチ試験を用いることで確立した。また、評価を行った鋳造品をそのままできる手法についても、疲労強度評価と鋳肌の関係や、渦電流法を用いた非破壊検査についての研究を行い、工業的に使用が可能とするための基礎的な知見は得られた。課題としては、本事業で得た知見を踏

また、工業的に使用可能とするための更なる研究と鋳物工場での活用を行うことが上げられる。
 今後は、本事業に参加した企業の事業の現状を踏まえ、川下企業への薄肉鋳鉄の鋳造品の鋳造技術についての情報発信や大量のロットに対応できる生産体制確立のための検討を行い、薄肉鋳鉄による自動車部品の事業化に向けた取り組みを進めていくことが必要である。

【参考文献一覧】

第2章

- 1) 堀江 皓, 宮手 敏男, 斉藤 実, 小綿 利憲: 鋳物 第56巻 (1984) 第8号 491
- 2) 王 麟, 桃野 正: 鋳造工学 第77巻 (2005) 第9号 615
- 3) 財団法人 素形材センター: 鋳鉄の生産技術 (1998) 第4章
- 4) 中橋 篤: 平成19年度 室蘭工業大学修士学位論文
- 5) 中江 秀雄: 鋳造工学 第79巻 (2007) 第11号 682
- 6) 堀江 皓: 鋳造工学 第76巻 (2004) 第2号 119
- 7) D.R.Gaskell: Introduction to Metallurgical Thermodynamics. 1981
- 8) 鹿毛 秀彦: 鋳造工学 第74巻 (2002) 第9号 601

第3章

- 1) L. Wang and T. Momono: J. JFS, 77 (2005) 615
- 2) L. Wang and T. Momono: J. JFS, 78 (2006) 357
- 3) D. M. Stefanescu and R. Ruxanda: Proc. WFC 65 (2002) 71
- 4) H. Takahashi, T. Shoji, X. Mao, et al: 微小試験片材料評価技術の進歩 (1992) 181
- 5) X. Mao, T. Shoji, and H. Takahashi: J. Testing and Evaluation, 15 (1987) 30
- 6) X. Mao and H. Takahashi: J. Nuclear Materials, 150 (1987) 42
- 7) T. Misawa, S. Nagata, N. Aoki, J. Ishizuka and Y. Hamaguchi: J. Nuclear Materials, 169 (1989) 225
- 8) M. R. Bayoumi and M. N. Bassim: J. Fracture, 23 (1983) 71
- 9) V. Weiss, Y. Kasai and K. Sieradzki: ASTM STP605 (1976) 16
- 10) T. Noguchi, S. Lee, D. Sameshima, N. Horikawa, and S. Komatsu: Rep. JFS 148 (2006) 51
- 11) 野口徹, 李成燮, 鮫島大湖, 堀川紀孝, 小松眞一郎, 鋳造工学会第148回全国講演大会概要集, 51, (2006)
- 12) 村上敬宜, 微小欠陥と介在物の影響, 養賢堂, 43(1993)
- 13) 塩田俊雄, 旗手稔, 竹本勝昭, 鋳造工学, 69, 904(1997).
- 14) 文献12) の P7
- 15) 文献12) の P17
- 16) 文献12) の P58
- 17) 小川武史, 社本和久, 戸梶恵郎, 機論, 58, 1772(1992)
- 18) 阿部利彦, 内一哲哉, 高木敏行, 多田周二, 鋳造工学, Vol.75, No.10(2003) 675-681
- 19) 堀川紀孝, 李成燮, 鮫島大湖, 内一哲哉, 池浩之, 高川貫仁, 日本機械学会 2008年度年次大会講演論文集, 2008

第4章

- 1) 堀川紀孝, 加野潤二, 野口徹, 中村孝, 鋳ぐるみ端面接合の数値解析における計算条件に関する考察, 鋳造工学, 2003, 75, 95-101