

博士学位論文

球状黒鉛鑄鉄の構造部材設計に用いる
切欠き強度評価に関する研究

2018年3月

九州工業大学大学院工学府 博士後期課程

工学専攻 機械知能工学領域

池田 朋弘

| | |
|--|----|
| 第 1 章 緒論 | 6 |
| 1.1 球状黒鉛鑄鉄の歴史と高 Si 球状黒鉛鑄鉄の開発状況 | 6 |
| 1.2 シャルピー衝撃試験とその問題点 | 12 |
| 1.3 球状黒鉛鑄鉄の脆性破壊をはじめとする一発破壊に対する設計強度評価上の課題 | 15 |
| 1.4 本論文の目的と構成 | 17 |
| 第 2 章 球状黒鉛鑄鉄の切欠き三点曲げ強度・靱性に及ぼすひずみ速度の影響 | 19 |
| 2.1 緒言 | 19 |
| 2.2 実験方法 | 22 |
| 2.2.1 供試材料 | 22 |
| 2.2.2 シャルピー衝撃試験及び高速三点曲げ試験 | 22 |
| 2.3 温度低下と吸収エネルギー値 | 28 |
| 2.4 ひずみ速度上昇と吸収エネルギー値 | 28 |
| 2.5 ひずみ速度上昇と切欠き三点曲げ強度 | 34 |
| 2.5.1 ひずみ速度上昇と切欠き強化 (22°C 試験結果) | 34 |
| 2.5.2 脆性破壊時の切欠き三点曲げ強度に及ぼすひずみ速度の影響 (-20°C 試験結果) | 39 |
| 2.6 高 Si 球状黒鉛鑄鉄と従来の球状黒鉛鑄鉄の比較 | 43 |
| 2.7 結言 | 46 |

| | | |
|-------|---|----|
| 第3章 | ひずみ速度・温度変化に伴う球状黒鉛鑄鉄の切欠き三点曲げ強度と 吸収エネルギー値の遷移条件比較 | 48 |
| 3.1 | 緒言 | 48 |
| 3.2 | 実験方法 | 50 |
| 3.2.1 | 高Si球状黒鉛鑄鉄のSi量と機械的性質 | 50 |
| 3.2.2 | シャルピー衝撃試験及び高速三点曲げ試験 | 50 |
| 3.3 | Si量が異なる球状黒鉛鑄鉄の高速三点曲げ試験結果 | 55 |
| 3.4 | 切欠き三点曲げ強度と吸収エネルギー値の遷移条件比較 | 64 |
| 3.5 | 高速三点曲げ試験とシャルピー衝撃試験の遷移条件比較 | 68 |
| 3.6 | 結言 | 73 |
| 第4章 | 球状黒鉛鑄鉄の切欠き引張強度に及ぼすひずみ速度・温度の 影響とその構造部材としての考察 | 74 |
| 4.1 | 緒言 | 74 |
| 4.2 | 実験方法 | 77 |
| 4.2.1 | 供試材料 | 77 |
| 4.2.2 | 高速引張試験 | 77 |
| 4.2.3 | ひずみ速度-温度パラメータの算出 | 81 |
| 4.3 | 常温, 静的の平滑材強度と切欠き材強度 | 82 |
| 4.4 | 切欠き強度に及ぼすひずみ速度と温度の影響 | 87 |
| 4.4.1 | 平滑材 | 87 |
| 4.4.2 | 切欠き材 | 89 |

| | | |
|-------|---|-----|
| 4.5 | 溶接構造物の設計要件と高 Si 球状黒鉛鑄鉄の構造部材としての考察 | 92 |
| 4.6 | 結言 | 97 |
| 第5章 | 切欠き強化下限界条件($R_{th} \leq R$)の提案とその有用性 | 98 |
| 5.1 | 緒言 | 98 |
| 5.2 | 実験方法 | 100 |
| 5.2.1 | 中～高強度球状黒鉛鑄鉄の組織と機械的性質 | 100 |
| 5.2.2 | 高速引張試験 | 104 |
| 5.2.3 | ひずみ速度-温度パラメータの算出 | 104 |
| 5.3 | 中～高強度球状黒鉛鑄鉄における切欠き強化 | 104 |
| 5.4 | R 値の低下と平滑材強度の上昇 | 105 |
| 5.5 | 切欠き強化下限界条件($R_{th} \leq R$)の提案 | 105 |
| 5.6 | 中～高強度球状黒鉛鑄鉄への切欠き強化下限界条件($R_{th} \leq R$)の適用とその有用性 | 109 |
| 5.7 | 切欠き強化下限界値 R_{th} と機械的性質の関係 | 113 |
| 5.8 | 結言 | 116 |
| 第6章 | 総括 | 118 |
| 付録 | 切欠き材におけるひずみ速度集中係数 | 121 |
| A.1 | 緒言 | 121 |
| A.2 | ひずみ速度集中係数の定義(両側切欠きを有する平板試験片) | 121 |
| A.3 | 切欠き材におけるひずみ速度集中係数(環状切欠き付き丸棒試験片) | 125 |
| A.3.1 | 環状切欠き付き丸棒試験片と解析モデル及び解析方法 | 125 |

| | |
|--------------|-----|
| A. 3. 2 解析結果 | 125 |
| A. 4 結言 | 130 |
| 参考文献 | 131 |
| 謝辞 | 140 |

第1章 緒論

1.1 球状黒鉛鑄鉄の歴史と高 Si 球状黒鉛鑄鉄の開発状況

1940年代の後半に片状黒鉛を球状化することに成功して球状黒鉛鑄鉄が開発された。球状黒鉛鑄鉄は、高強度・高靱性でありながら、鑄造により低コストで自由な形状を実現できるため、機械構造用材料として急速に世界へ普及し、日本には1950年代初めに技術導入された[1-3]。初期の球状黒鉛鑄鉄品は、強度不足による破損事故が頻発し、脆いという印象を与えたようであるが、材料面や生産技術面の改善が取り組まれ、そのような事故は無くなった[4]。機械系の研究者や技術者による調査・研究では、多くの製品設計上重要な知見が得られた。例えば、1980年代から1990年代後半は、(社)日本機械学会材料力学部門内に、「球状黒鉛鑄鉄の強度評価に関する研究会(主査: 西谷弘信 九州大学名誉教授)」及び「先進鑄造材料の強度評価に関する研究会(主査: 原田昭治 九州工業大学名誉教授)」が設立され、特に疲労特性など、球状黒鉛鑄鉄の強度評価が詳細に進められた[5]。このような努力により、球状黒鉛鑄鉄の強度特性に対する認識が進み、設計が最適化されたことが、自動車分野などでの利用促進に大きく寄与したと考える。現在、球状黒鉛鑄鉄は、国内生産量で約130万トンを超えるまでに成長した[6]。最近では、自動車や産業機械などの従来から用いられている領域の他に、風力発電分野や土木・橋梁分野での用途に向けた研究開発が進められている[6-10]。しかしながら、新用途への実用化においては、未だにユーザー、中でも設計技術者が球状黒鉛鑄鉄に対して脆いという印象で靱性面へ危惧を抱いている。球状黒鉛鑄鉄は、鑄鋼などと比較して遷移温度が低いとい

う特徴を持つが、シャルピー吸収エネルギー値が比較的低いため[5]、このことがもたらす先入観が一因であると考えられる。

一方、近年、欧州を中心に Si 量を通常の 2.0 ~ 2.7 %よりも高めた固溶強化型高 Si フェライト基地球状黒鉛鑄鉄(Solid solution strengthened ferritic spheroidal graphite cast iron)が開発され、風力発電分野などの構造部材への適用が検討されている[7, 8, 11-15]。この高 Si 球状黒鉛鑄鉄は、黒鉛化助長元素の Si 量が 3.0 ~ 4.3%と高いため、製品全体がフェライト基地となり易く、図 1.1 に示すように、従来のフェライト-パーライト基地球状黒鉛鑄鉄と比較して、肉厚変動が大きい製品の部位毎での機械的性質のばらつきを小さくすることができる[13]。また、図 1.2 に示すように、高 Si 球状黒鉛鑄鉄は、同強度のフェライト-パーライト基地球状黒鉛鑄鉄と比較して高延性であり、図 1.3 に示すように高サイクル疲労強度にも優れる[16]。加えて、切削性も従来と比べて良好であることが報告されている[13]。以上のような利点より、新材料として期待され、すでに EN 規格では、引張強さ 450 MPa から 600 MPa までの 3 段階の材質が規格化されている[17]。しかしながら、材料中の Si 量の増加は、各種強度評価試験において延性-脆性遷移温度を高温側に移動させることが知られている[18, 19]。図 1.4 に、高 Si 球状黒鉛鑄鉄のシャルピー衝撃試験結果を同強度のフェライト-パーライト基地球状黒鉛鑄鉄と比較して示す[16]。高 Si 球状黒鉛鑄鉄では、遷移温度が上昇し、常温から低温側において、従来材よりもシャルピー吸収エネルギー値が低くなっていることが分かる。この点が懸念され、高 Si 球状黒鉛鑄鉄の産業への適用は未だに限定的である。したがって、一発破壊(中でも脆性破壊)に対し、実際の設計

を考慮した実用的観点からの強度評価により，構造用材料としての安全性と適用範囲を明示することが望まれている．

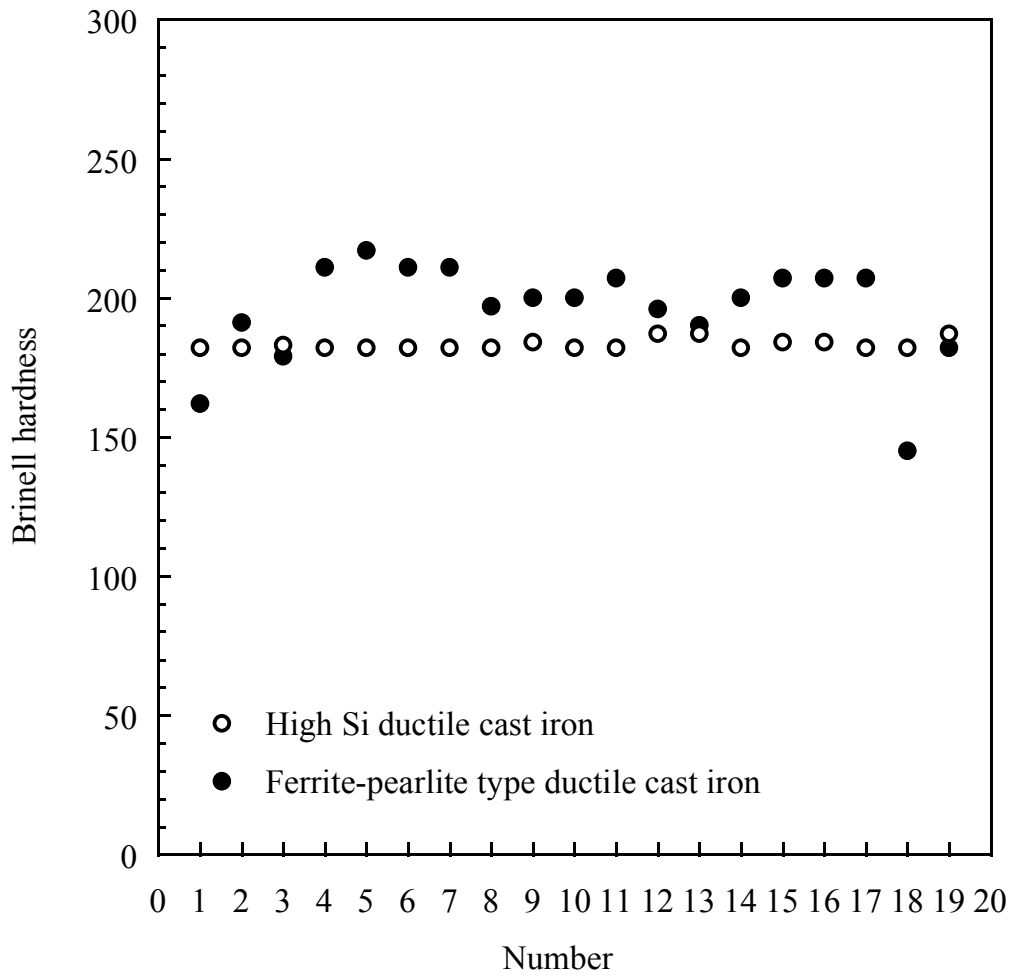
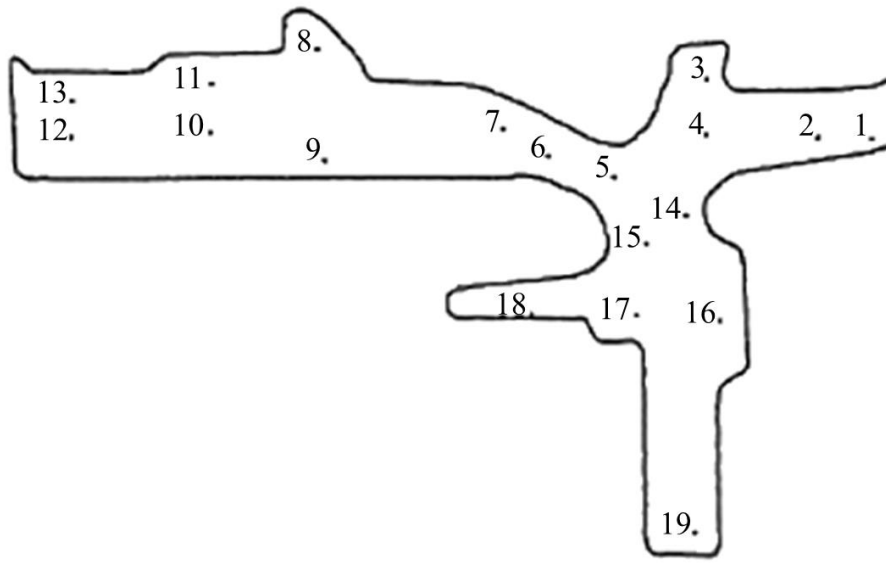


図 1.1 高 Si 球状黒鉛鑄鉄及びフェライト-パーライト基地球状黒鉛鑄鉄の製品
部位毎のブリネル硬さ[13]

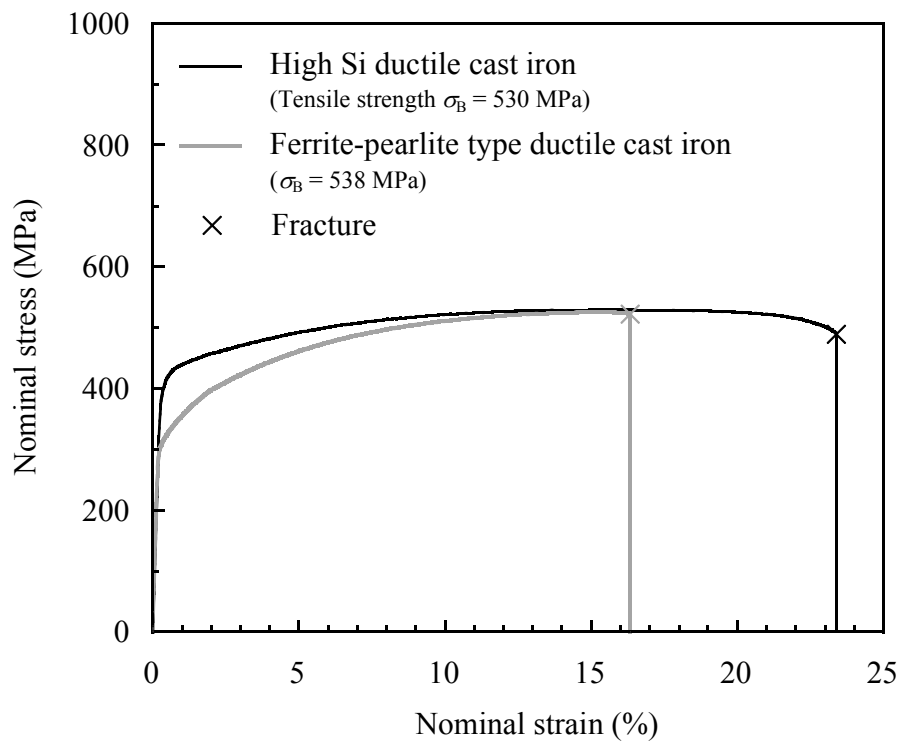


図 1.2 高 Si 球状黒鉛鑄鉄及びフェライト-パーライト基地球状黒鉛鑄鉄の
応力-ひずみ曲線[16]

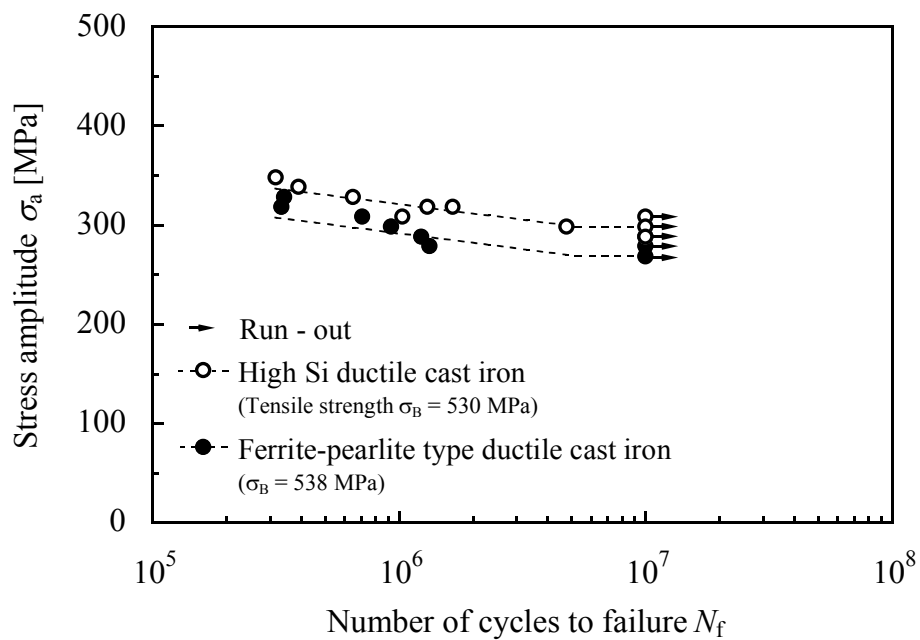


図 1.3 高 Si 球状黒鉛鑄鉄及びフェライト-パーライト基地球状黒鉛鑄鉄の
S-N データ[16]

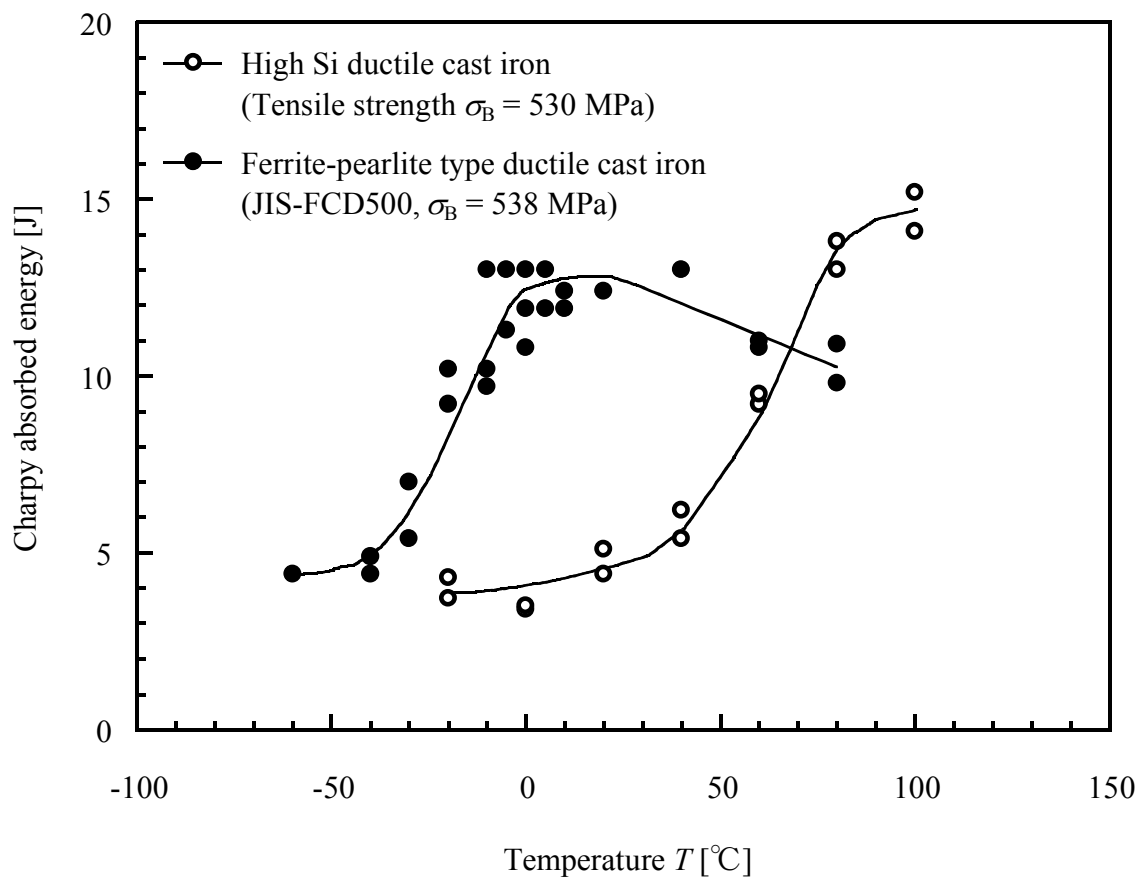


図 1.4 高 Si 球状黒鉛鑄鉄及びフェライト-パーライ基地球状黒鉛鑄鉄のシャルピー衝撃試験結果[16]

1.2 シャルピー衝撃試験とその問題点

材料の一発破壊(中でも脆性破壊)に対する評価法のひとつとして、図 1.4 に述べたシャルピー衝撃試験が工業的に普及している。一部の球状黒鉛鋳鉄材でも、JIS 規格や各社独自の製品規格値において、所定の温度でのシャルピー吸収エネルギー値が定められている[20]。そのため、前述のように、代替候補材のシャルピー吸収エネルギー値が従来材と比べて低いことで、設計技術者が候補材の脆性破壊に対して大きな不安を持つことがある。一方で、シャルピー衝撃試験は、吸収エネルギー値や試験方法の点で力学的意義が曖昧である。

シャルピー衝撃試験は、1901 年にフランスの G. Charpy によって提案され、その後、1940 年代に脆性破壊事故が溶接構造物で顕在化し始めたことで、試験方法の簡便さから工業的に普及し、定着していった。代表的な例は、第二次世界大戦中に相次いで生じた溶接船の脆性破壊事故である。当時、原因究明と対策が進められた際、英国の船級協会(Lloyd's register of shipping)は、破壊した実船から採取した鋼材を破壊時の温度条件でシャルピー衝撃試験した結果より、シャルピー吸収エネルギー値 47J 以上が脆性破壊発生防止の目安となることを提示した[21]。鋼材の靱性は、シャルピー吸収エネルギー値のみでは評価できないが、多発する溶接船の脆性破壊事故防止が急務な中、単純で迅速かつ経済的な試験方法として、シャルピー衝撃試験が採用された[21, 22]。その後、諸外国や各協会がこの規格を踏襲したものが多く存在するようになったが、根拠が不明確なものもあり、シャルピー吸収エネルギー値についての規定には、経験的な値を要求しているものが多いと指摘されている[23]。

また、シャルピー衝撃試験は振り子式のハンマーにより試験片を破壊させる手法であるため、実際に部材が受ける負荷条件に合わせて試験速度を任意に変えることが困難である。したがって、シャルピー衝撃試験は、往々にして実際とはかけ離れたひずみ速度条件下での評価となる場合がある。表 1. 1 に、V ノッチシャルピー衝撃試験のひずみ速度を鋼構造部材の中でも厳しい負荷が想定される柱-梁溶接止端部の受けるひずみ速度と比較して示す[24-27]。表 1. 1 より、シャルピー衝撃試験では、ひずみ速度が構造用材料の安全性を保障するためのひずみ速度の上限値に合致せず、構造用材料の強度・靱性面の高速側適用限界を適切に把握出来ないことが明らかである。近年、高分子材料分野では、従来のアイゾットシャルピー衝撃試験が実際とはかけ離れたひずみ速度条件下での評価となるため、製品の受ける負荷速度を考慮した高速引張試験による材料強度評価が行われている[28-30]。このように、過去には実施できなかった手法が、近年では試験装置の高性能化により実施可能となってきている。

以上のことから、シャルピー衝撃試験は、試験の簡便さ、迅速さやこれまでの豊富なデータの蓄積などの点より工業的に非常に有用な試験であるが、これを設計強度評価法として用いることには、その妥当性に疑問がある。

表 1.1 シャルピー衝撃試験と実使用環境のひずみ速度[24-27]

| Industrial field | | Strain rate [s ⁻¹] |
|------------------|---|--------------------------------|
| Design | Weld toes of beam-column (Architectural structure) | ~ 2 |
| Test | V-notch Charpy impact test | ≐ 10 ² |

1.3 球状黒鉛鑄鉄の脆性破壊をはじめとする一発破壊に対する設計強度評価上の課題

溶接品などの潜在的なき裂状の欠陥を有する製品では、製品の脆性破壊を防ぐための破壊靱性を適用した評価やこれに関連付けられた規格値の設定が行われ、欠陥に対し、力学的な合理性に基づいた設計が検討されている[31, 32]. 限定的ではあるが、球状黒鉛鑄鉄においても、原子力用使用済燃料等輸送・貯蔵容器（キャスク）において、脆性破壊に対する破壊力学を用いた設計検討の実績がある[33]. しかしながら、球状黒鉛鑄鉄品においては、製品は鑄造で一体成形され、溶接部が無い。溶接部に生じるようななき裂状欠陥が存在しないため、球状黒鉛鑄鉄への破壊力学を用いた設計手法は脆性破壊に対して普及しておらず、現状の設計に用いられる特性値と直結した簡便な強度評価法が新たに必要である。

球状黒鉛鑄鉄品の設計においては、一般的に耐力値や引張強さなどの引張特性に関連する値が必要とされる。特に、球状黒鉛鑄鉄品にはリブや肉厚変化部、コーナー部を有するものが多く存在し[34]、高負荷を受ける部位に応力集中部を含む場合があるため、切欠き材の強度を把握することが重要である。材料が切欠きを有する場合、平滑材に比べて強くなる場合と弱くなる場合がある [35, 36]. そのため、切欠き材の挙動を把握することは、設計に従来利用している耐力値や引張強さなどの平滑材から求められた値を応力集中部に対して脆性破壊の観点から問題なくそのまま利用可能かどうかの判断に必要である。また、球状黒鉛鑄鉄の強度・靱性は、温度と同様にひずみ速度の影響も強く受けるため[37]、

脆性破壊に対する設計強度評価において、温度の影響のみではなく、ひずみ速度の影響を考慮する必要がある。

ところで、高 Si 球状黒鉛鋳鉄の切欠き材強度や平滑材強度に及ぼすひずみ速度と温度の影響に関する知見は少なく、球状黒鉛鋳鉄全般で見ても殆ど調査されていない[38]。したがって、高 Si 球状黒鉛鋳鉄のこれら強度特性に及ぼすひずみ速度と温度の影響を明らかにすることは、同材料の適用範囲を正しく判断する上で重要な知見となる。また、得られた知見は、一般的な球状黒鉛鋳鉄の実用上での評価を行う上でも有用と考える。

1.4 本論文の目的と構成

これまでに、一発破壊(中でも脆性破壊)に対する評価法のひとつとしてシャルピー衝撃試験が普及していることを述べ、一方ではこれが新用途や新材料及び代替材料の実用化に向けた大きな妨げになっていることを述べた。球状黒鉛鉄の脆性破壊に対し、温度条件だけではなくひずみ速度条件にも着目し、切欠き影響を考慮した設計強度評価法に基づき、対象材の構造材料としての安全性と適用範囲を明示する必要がある。そこで本研究では、この課題に対するひとつの解決策として、従来通り設計において平滑材の常温静的強度を設計強度として採用できる限界のひずみ速度・温度条件として、切欠き材強度が平滑材強度を上回る条件である切欠き強化下限界条件(Notch strengthening threshold criterion: $R_{th} \leq R$)を提案し、近年将来性が注目されながら脆性破壊に対して不安視されている高 Si 球状黒鉛鉄を題材として構造部材への適応性を定量的に考察する。そして、本評価手法の一般球状黒鉛鉄への展開を試みる。

本論文では、第 1 章は緒論であり、研究背景と目的を述べている。

第 2 章では、工業的に普及しているシャルピー衝撃試験と同様の負荷形式と試験片において、高 Si 球状黒鉛鉄の切欠き三点曲げ強度及び靱性に及ぼすひずみ速度の影響を調べる。

また、第 3 章では、切欠き三点曲げ強度及び靱性に対し、ひずみ速度と温度の影響を統一的に整理できるひずみ速度・温度パラメータの適用を試みる。そして、着目する評価値によって、材料を適用可能と判断されるひずみ速度と温度の範囲は異なることを示す。

第 4 章では，設計上において最も一般的な負荷形式である引張負荷形式に着目し，高 Si 球状黒鉛鑄鉄の平滑材強度及び切欠き材強度に及ぼすひずみ速度と温度の影響を調べる．そして，ひずみ速度・温度パラメータを適用して整理し，切欠き材強度が平滑材強度を上回る条件を明らかにする．また，構造部材がさらされる最も厳しい部類のひずみ速度・温度条件と比較することで，高 Si 球状黒鉛鑄鉄の溶接構造部材への適応性を定量的に考察する．

第 5 章では，第 4 章の結果より，切欠き強化下限界条件(Notch strengthening threshold criterion: $R_{th} \leq R$)を提案し，各種産業分野で実際に安全に用いられてきた従来の球状黒鉛鑄鉄(フェライト-パーライト基地球状黒鉛鑄鉄)へ本評価手法を適用し，切欠き強化下限界条件の有用性について検討する．

第 6 章では，総括を行っている．

第2章 球状黒鉛鑄鉄の切欠き三点曲げ強度・靱性に及ぼすひずみ速度の影響

2.1 緒言

一発破壊(中でも脆性破壊)に関する評価法として、シャルピー衝撃試験が工業的に広く普及している。そのため、代替候補材のシャルピー吸収エネルギー値が従来材と比べて低い場合、ユーザー、中でも設計技術者が材料の脆性破壊に対して大きな不安を持つことがある。第1章では、典型的な例として、高Si球状黒鉛鑄鉄について述べた。高Si球状黒鉛鑄鉄は、近年、新材料として欧州を中心に構造部材への適用が検討されているが、常温から低温側において従来材よりもシャルピー吸収エネルギー値が低い。このことが懸念され、同材料の産業への適用は未だに限定的である。しかしながら、シャルピー衝撃試験を設計強度評価法として用いることには、その妥当性に疑問が持たれてきた[23]。

特に、シャルピー衝撃試験は、振り子式のハンマーにより試験片を破壊させる手法であるため、実際の使用環境に合わせて試験速度を任意に変えることが困難である。したがって、シャルピー衝撃試験は、往々にして実際とはかけ離れた高速側のひずみ速度条件下での評価となる場合がある。図2.1に、各産業分野で想定されているひずみ速度を静的(Static)から超高速(Hypervelocity impact)までに分類して示す[26, 27, 29, 39-47]。併せて、静的(Static)から超高速(Hypervelocity impact)までの各ひずみ速度にそれぞれ対応できる試験方法も示す[24, 25, 39, 40, 48-50]。図2.1より、自動車分野や建設機械分野における衝撃部材のひずみ速度は、シャルピー衝撃試験と同程度であり、衝撃(Impact)の領域に

分類される[24, 25, 45, 46]. 一方で, 多くの構造部材, 特に橋梁分野, 建築分野や船舶分野などにおける溶接構造部材が受ける最も厳しいひずみ速度は, 動的(Dynamic)の領域であり, より遅いひずみ速度の引張試験やより速いひずみ速度のシャルピー衝撃試験では対応していない [24-27, 43, 44, 45].

そこで, 本研究では, シャルピー衝撃試験と同形状の治具と試験片(V ノッチ試験片)を用いて, 高 Si 球状黒鉛鋳鉄について, 静的(Static)から動的(Dynamic)の領域のひずみ速度範囲において様々な試験速度で高速三点曲げ試験を行い, 吸収エネルギー値とひずみ速度の関係を調べた. また, 吸収エネルギー値は強度設計において直接用いられないため, 最大強度(切欠き三点曲げ強度)とひずみ速度の関係も調べ, 吸収エネルギー値のひずみ速度依存性と比較検討した. さらに, 各産業分野で用いられてきたフェライト-パーライト基地球状黒鉛鋳鉄における評価結果と比較検討することにより, 高 Si 球状黒鉛鋳鉄の幅広い分野への適用の可能性について考察した.

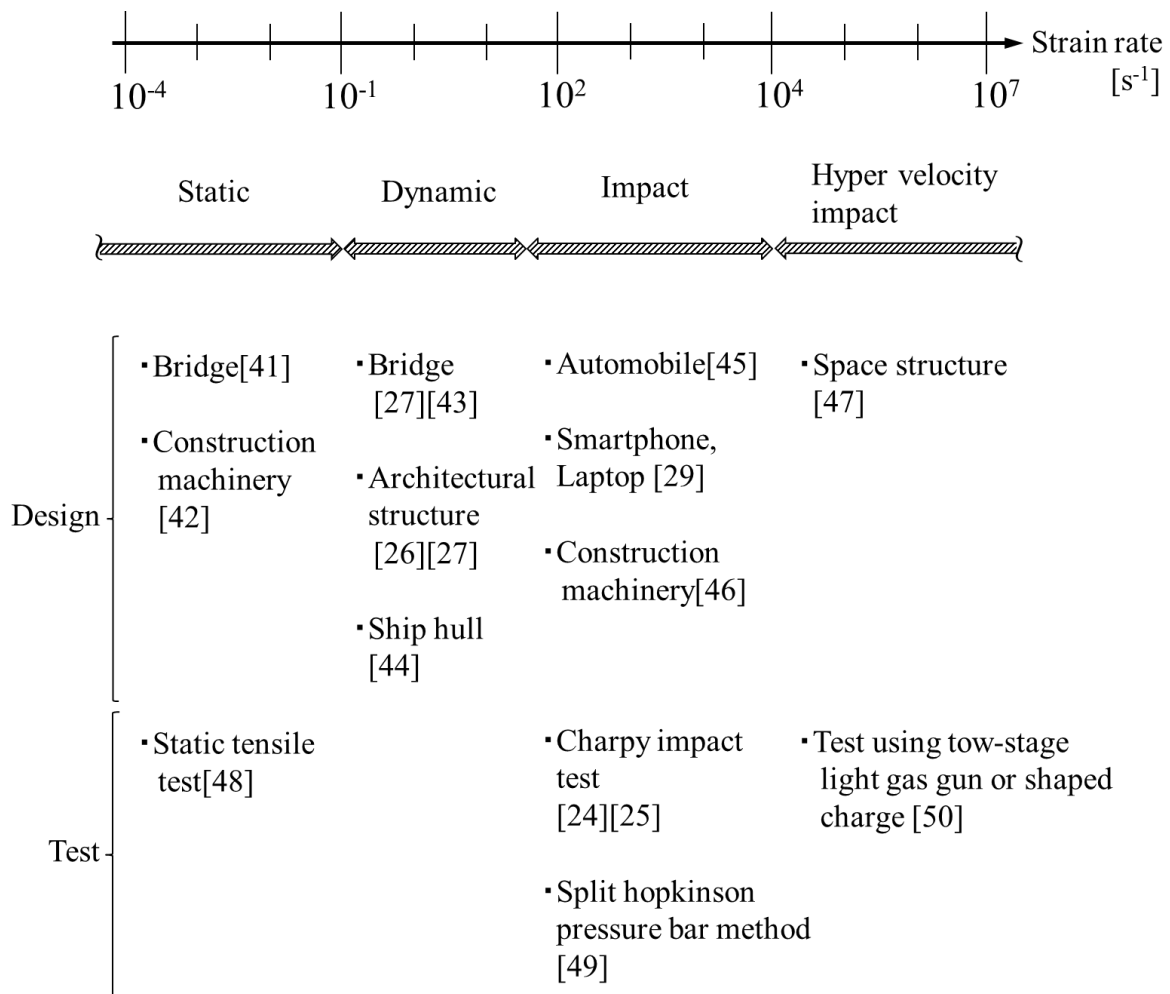


図 2.1 各産業分野で想定されているひずみ速度と対応可能な試験[39, 40]

2.2 実験方法

2.2.1 供試材料

供試材料は、表 2.1 に示す成分に調整した高 Si 球状黒鉛鋳鉄である。また、高 Si 球状黒鉛鋳鉄と同程度の引張強さを有する JIS-FCD500 及び、耐力が同程度の JIS-FCD700 を比較材料に用いた。なお、目的の強度を得るために、高 Si 球状黒鉛鋳鉄では Si 量を成分調整し、JIS-FCD500 と JIS-FCD700 では、Cu 量を調整した。図 2.2 に試験用に鋳造した素材の形状(JIS G 5502[20]規定の B 号 Y ブロック)と供試材料の採取状況を示す。鋳造では、300 kg 溶解炉にて目的の成分に調整した溶湯を注湯取鍋に移してサンドイッチ法(ポケット取鍋式)により球状化处理し、砂型に 0.2%の注湯流接種を施しながら注湯した。そして、鋳放し状態のまま、JIS G 5502 に基づき、図 2.2 に灰色で示す Y ブロック底から 40 mm の範囲より各試験片を採取した。

図 2.3 に各供試材料の組織写真を示し、表 2.2 に JIS G 5502 に基づく各供試材料の球状化率測定結果を示す。各供試材料において黒鉛粒径、球状化率、黒鉛面積率は同等である。表 2.3 に、各供試材料の JIS Z 2241[47]に基づく 4 号試験片での引張試験(島津製作所 UH300kNC)の結果を示す。また、表 2.3 には、JIS Z 2243[51]に基づいたブリネル硬さ試験(島津製作所)の結果も示す。

2.2.2 シャルピー衝撃試験及び高速三点曲げ試験

本研究では、上述の供試材料(高 Si 球状黒鉛鋳鉄、JIS-FCD500、JIS-FCD700)を用いてシャルピー衝撃試験と高速三点曲げ試験を行った。図 2.4(a)にシャルピー衝撃試験と高速三点曲げ試験に用いた試験片形状を示す。試験片は、JIS Z

2242[52]に規定される V ノッチシャルピー衝撃試験片を使用した。

図 2. 4(b)にシャルピー衝撃試験の負荷形式を示す。シャルピー衝撃試験(島津製作所 JIS 300J)は、試験速度(ハンマーによる初期の打撃速度) 5.18×10^3 mm/s, 試験温度 $-80 \sim 100^\circ\text{C}$ の範囲において行い、吸収エネルギー値 \sqrt{E} を求めた。

図 2. 4(c)に高速三点曲げ試験の負荷形式を示す。高速三点曲げ試験は、シャルピー衝撃試験機と同じ形状寸法の曲げ治具を作製して使用し、試験片を支点間距離 $L_s = 40$ mm に支持して電気油圧サーボ式試験機(島津製作所 E100kN)により、試験温度 22°C 及び -20°C 、試験速度(ストローク変位速度) $10^{-3} \sim 10^2$ mm/s の条件で行った。ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ は、既往文献で用いられている式(2. 1)より求めた[25, 37, 53, 54].

$$\dot{\epsilon} = 6 h (u(t) / t) Q / L_s^2 \quad (2. 1)$$

ここで、 h は試験片幅、 $u(t) / t$ は試験速度(ストローク変位速度)、 $Q = 1.94$ である[25, 37, 53, 54]. 試験温度は、液体窒素を用いた恒温槽の中でダミー試験片に熱電対を差し込んで温度を常に計測しながら、試験が終了するまで目的の温度に保持し続けた。そして、高速三点曲げ試験により計測した荷重-変位関係より、図 2. 5 に示すように、斜線部分を吸収エネルギー E_t と定義した。また、荷重-変位関係における最大荷重点より式(2. 2)により最大公称曲げ応力(切欠き三点曲げ強度) $\sigma_{b, \max}$ を求めた[55, 56].

$$\sigma_{b, \max} = 3 P_{\max} L_s / 2 b h^2 \quad (2. 2)$$

ここで、 P_{\max} は最大荷重、 b は試験片の厚みである。

なお、シャルピー衝撃試験と高速三点曲げ試験の試験片の破面は、マイクロ
スコープ(キーエンス VHX900)を用いて巨視的に観察し、延性破面率 f_D (破面上
に観察されるディンプル破面領域の比率)を測定した。また、高速三点曲げ試験
において、わずかに切欠き底に延性破面が存在するだけの f_D が極めて小さい破
面については、走査型電子顕微鏡(日立ハイテクノロジーズ S-3400N)を用いて、
延性破面の存在を観察した。

表 2.1 各供試材料の成分(wt%)

| Material | C | Si | Mn | P | S | Cu | Mg |
|---------------------------|------|------|------|-------|-------|------|-------|
| High Si ductile cast iron | 3.20 | 3.72 | 0.32 | 0.022 | 0.008 | 0.02 | 0.038 |
| JIS-FCD500 | 3.63 | 2.02 | 0.42 | 0.020 | 0.011 | 0.26 | 0.029 |
| JIS-FCD700 | 3.64 | 2.14 | 0.42 | 0.022 | 0.003 | 0.38 | 0.039 |

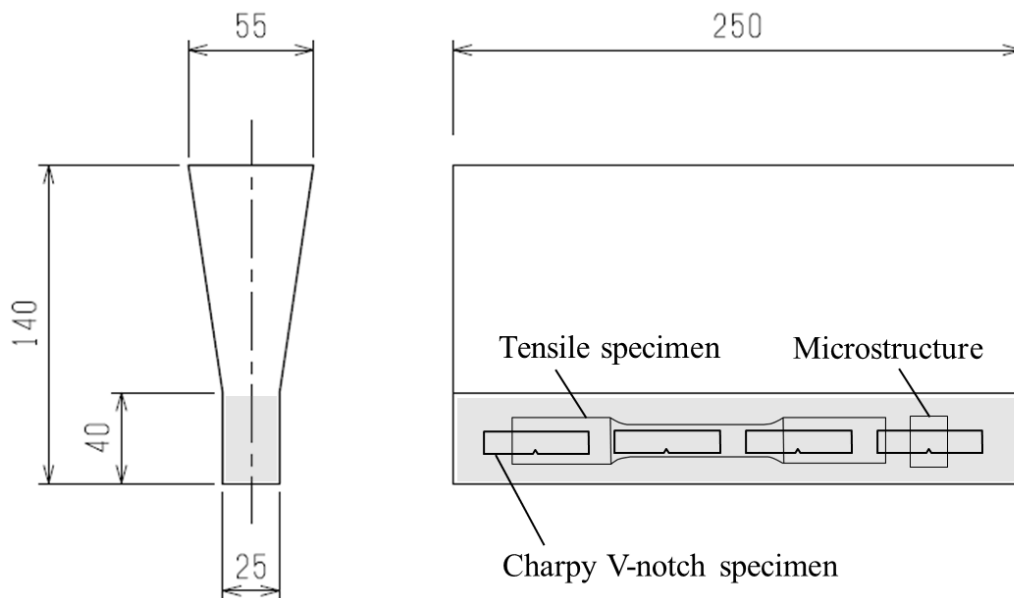


図 2.2 素材形状と供試材料の採取位置(mm)

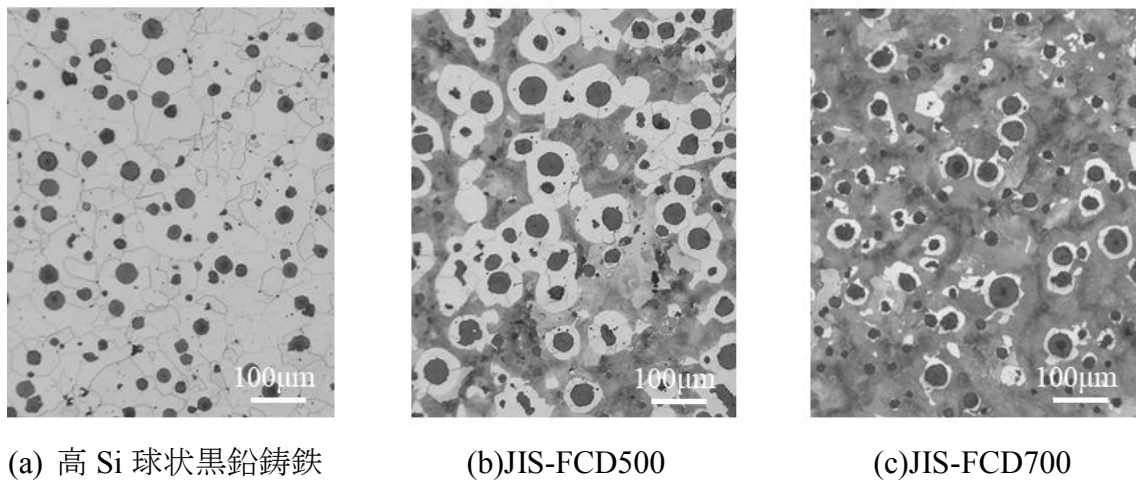


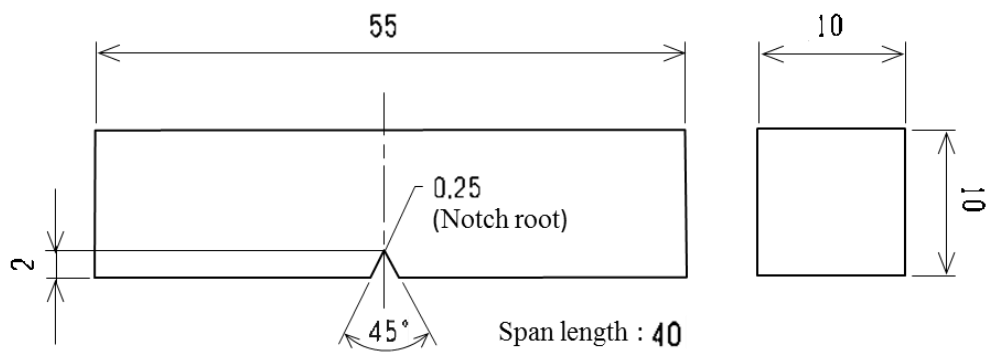
図 2.3 各供試材料の組織写真

表 2.2 各供試材料の黒鉛と組織の画像解析結果

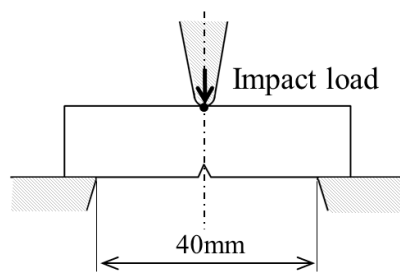
| Material | Average nodule diameter [μm] | Nodularity [%] | Graphite area fraction [%] | Pearlite area fraction [%] |
|---------------------------|---|----------------|----------------------------|----------------------------|
| High Si ductile cast iron | 28.1 | 97.7 | 10.6 | 100.0 |
| JIS-FCD500 | 30.0 | 97.9 | 11.7 | 52.4 |
| JIS-FCD700 | 27.3 | 97.5 | 10.2 | 87.2 |

表 2.3 各供試材料の引張試験結果及びブリネル硬さ試験結果

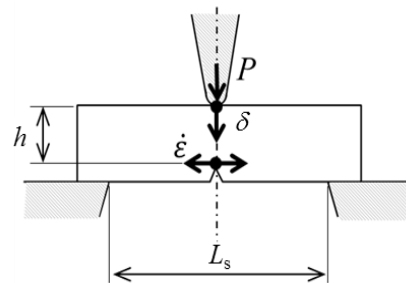
| Material | Tensile strength σ_B [MPa] | 0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ [MPa] | Fracture strain ε_B [%] | Brinell hardness (HBW 10/3000) |
|---------------------------|-----------------------------------|--|-------------------------------------|--------------------------------|
| High Si ductile cast iron | 525 | 401 | 21 | 179 |
| JIS-FCD500 | 555 | 336 | 13 | 183 |
| JIS-FCD700 | 734 | 392 | 10 | 228 |



(a) 試験片形状



(b) シャルピー衝撃試験



(c) 高速三点曲げ試験

図 2.4 試験片形状と各試験の負荷形式

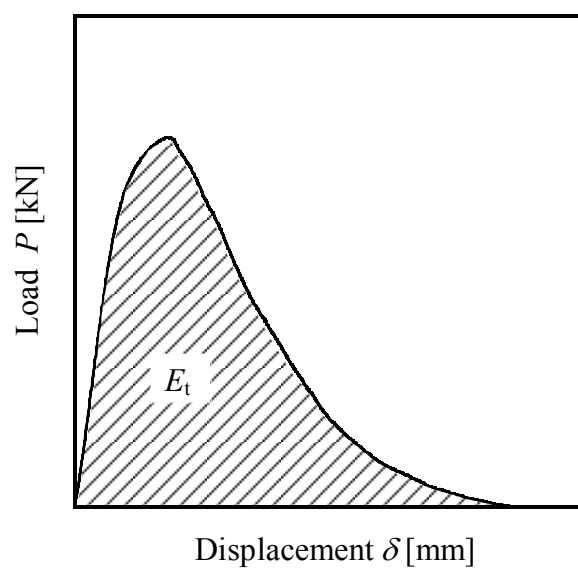


図 2.5 高速三点曲げ試験における吸収エネルギー値の定義

2.3 温度低下と吸収エネルギー値

図 2. 6(a)に高 Si 球状黒鉛鋳鉄のシャルピー衝撃試験における吸収エネルギー値 \sqrt{E} と温度 T の関係を示す. 吸収エネルギー値 \sqrt{E} は, 温度低下に伴い遷移しており, 図中の左向き黒矢印で示す 80°C で上部棚から低下し始め, 右向き黒矢印で示す 20°C 以下では下部棚の領域である. 図 2. 6(b)に図 2. 6(a)の縦軸を延性破面率 f_D (破面上に観察されるディンプル破面領域の比率)で再整理した結果を示す. 延性破面率 f_D も図中の左向き黒矢印で示す 80°C で低下し始め, 右向き黒矢印で示す 20°C で下部棚の領域であり, 図 2. 6(a)で示した \sqrt{E} の傾向と一致している. これは, 温度低下に伴う破壊様式の延性-脆性遷移が吸収エネルギー値 \sqrt{E} の低下に大きく関係していることを示すものである. 鋼材などの BCC 金属においては, 各種強度評価試験において温度低下に伴い延性-脆性遷移を示し, 一般のフェライト-パーライト基地球状黒鉛鋳鉄も同様である.

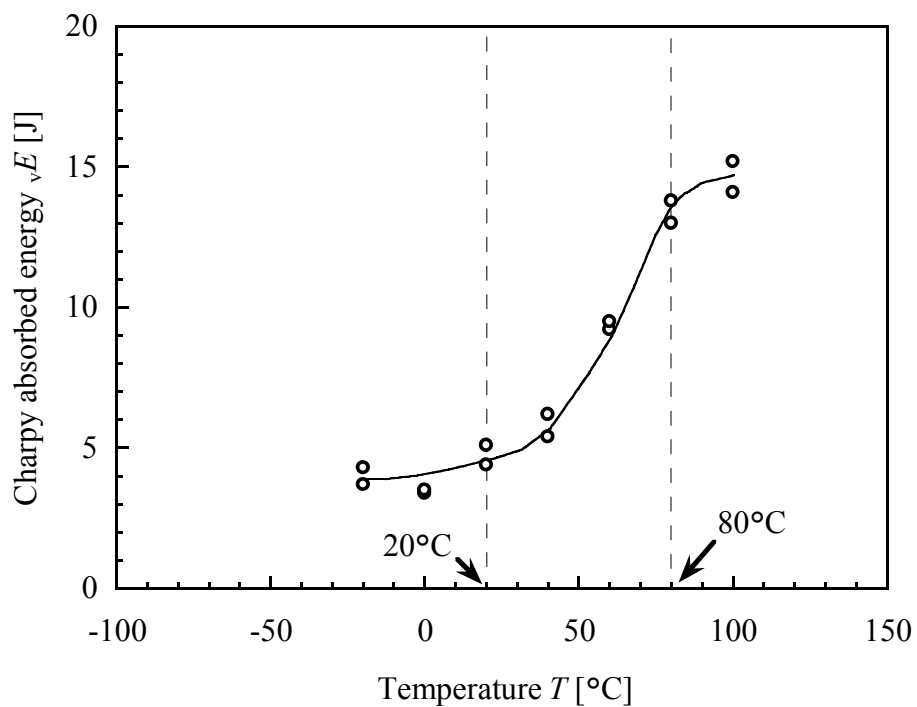
2.4 ひずみ速度上昇と吸収エネルギー値

図 2. 6 に示したシャルピー衝撃試験の結果より, 本研究で用いた高 Si 球状黒鉛鋳鉄は, 温度低下に伴う延性-脆性遷移により, 常温付近で脆性破壊の傾向を示した. しかしながら, 図 2. 1 で示したように, 溶接品などの構造部材がさらされるひずみ速度と比較してシャルピー衝撃試験で試験片が受けるひずみ速度は過剰に高速側の条件である. そこで, JIS で規定されている引張試験で行われるような静的(Static)の領域から動的(Dynamic)の領域(本実験では $10^{-4} \sim 10^0 \text{ s}^{-1}$ オーダー)を対象として, 吸収エネルギー値を調べるために, シャルピー衝撃試験機と同様の負荷形式の高速三点曲げ試験を電気油圧サーボ式試験機により様々な

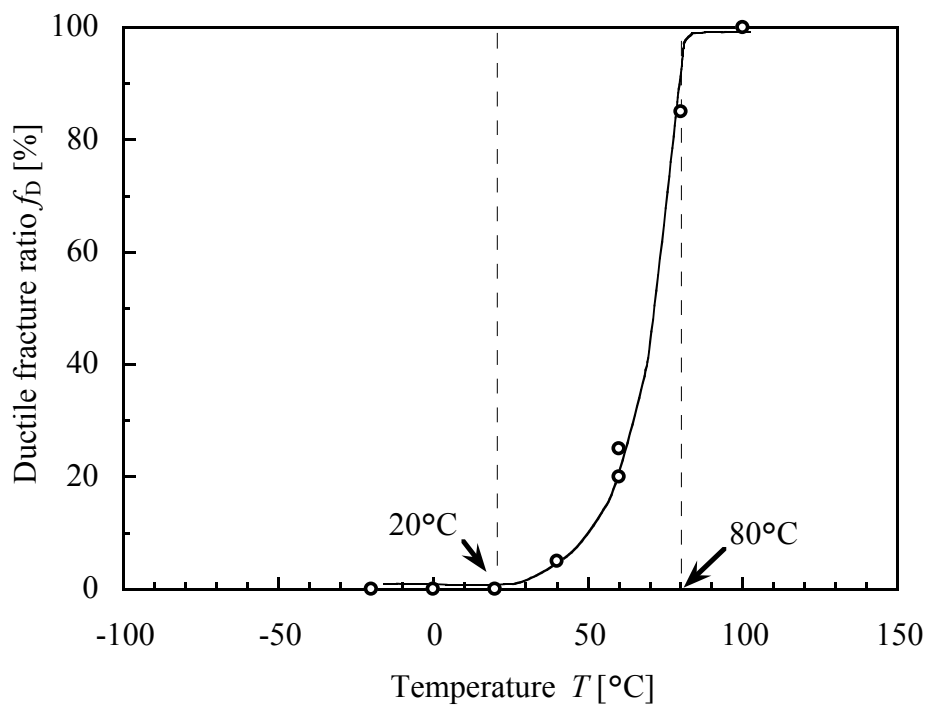
ひずみ速度で行った．図 2. 7(a)に高 Si 球状黒鉛鋳鉄の 22°C における高速三点曲げ試験より得られた吸収エネルギー値 E_t とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係を示す．シャルピー衝撃試験結果では常温で吸収エネルギー値が下部棚領域であったが，ひずみ速度が変化すると，図 2. 7 (a)のように，低ひずみ速度側で吸収エネルギー値の上部棚が現れている．そして，図中に黒矢印で示すひずみ速度 $\dot{\epsilon} = 2.5 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ において， E_t は 10 J から 5 J に急激に低下している．図 2. 7(b)には，図 2. 7(a)の縦軸を巨視的に観察して得られた延性破面率 f_D (破面上に観察されるディンプル破面領域の比率) で再整理した結果を示す．延性破面率 f_D が減少し始めるひずみ速度も黒矢印で示すように $2.5 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ であり， E_t が急激に低下し始めたひずみ速度と一致する．そして， f_D の温度低下に伴う遷移曲線は図 2. 7(a)に示した E_t の遷移曲線と一致している．したがって，ひずみ速度の上昇に伴う破壊様式の延性-脆性遷移が吸収エネルギー値 E_t の低下に大きく関係している．すなわち，吸収エネルギー値に及ぼすひずみ速度上昇の影響は，温度低下の影響と同様の傾向を示す．高 Si 球状黒鉛鋳鉄は，常温に近い領域でひずみ速度上昇により延性-脆性遷移を示すことが明らかになった．

図 2. 8(a)に-20°C における高速三点曲げ試験より得られた吸収エネルギー値 E_t とひずみ速度の関係を示す．また，図 2. 7(b)に縦軸を延性破面率 f_D で再整理した結果を示す．図 2. 8(a)より，-20°C において得られた全ての E_t は，図 2. 7(a)で示した 22°C における下部棚よりも低い値を示している．また，図 2. 8(b)では全てのプロットにおいて延性破面率 f_D がわずかであり，ほぼ脆性破面である．これは，試験温度の低下により，延性-脆性遷移のひずみ速度が低ひずみ速度側に

移動し，図 2. 8(a), (b)では，下部棚以降の結果が示されていると考えられる.

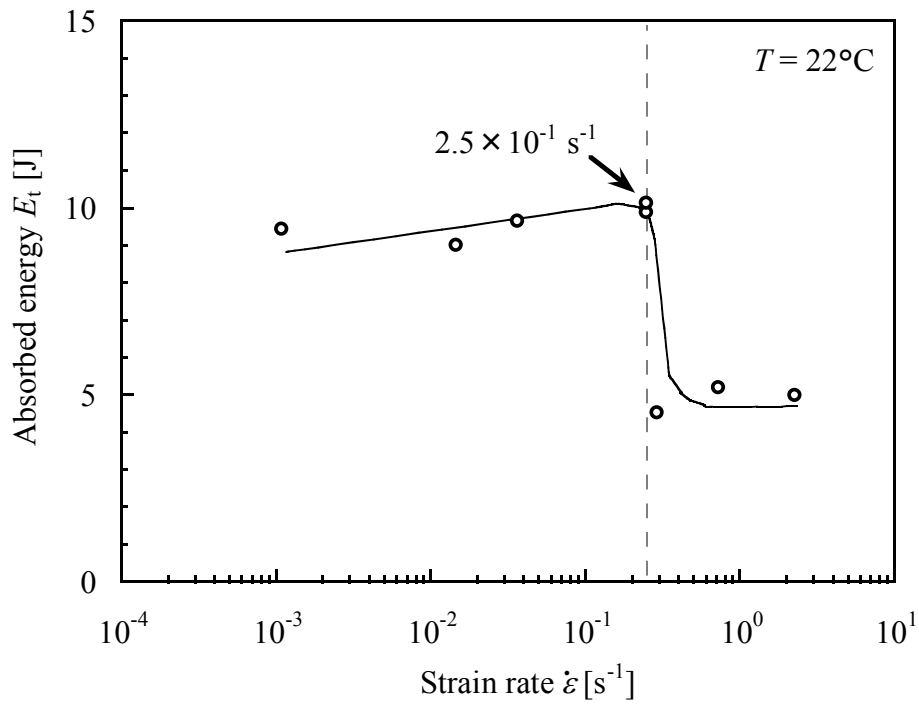


(a) 吸収エネルギー値 \sqrt{E} と温度 T の関係

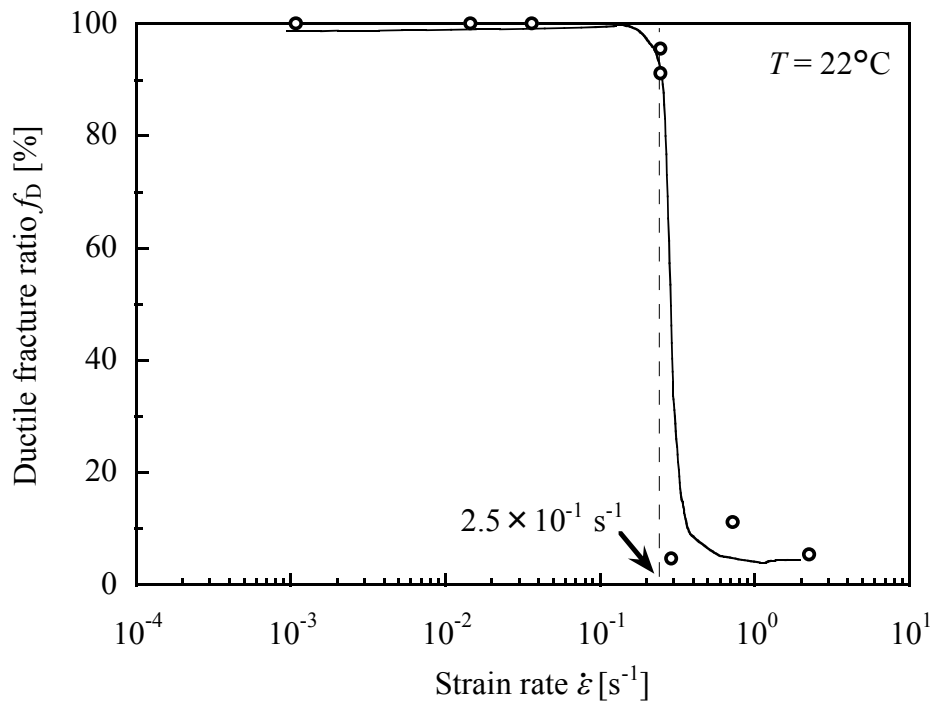


(b) 延性破面率 f_D と温度 T の関係

図 2.6 高 Si 球状黒鉛鑄鉄のシャルピー衝撃試験結果

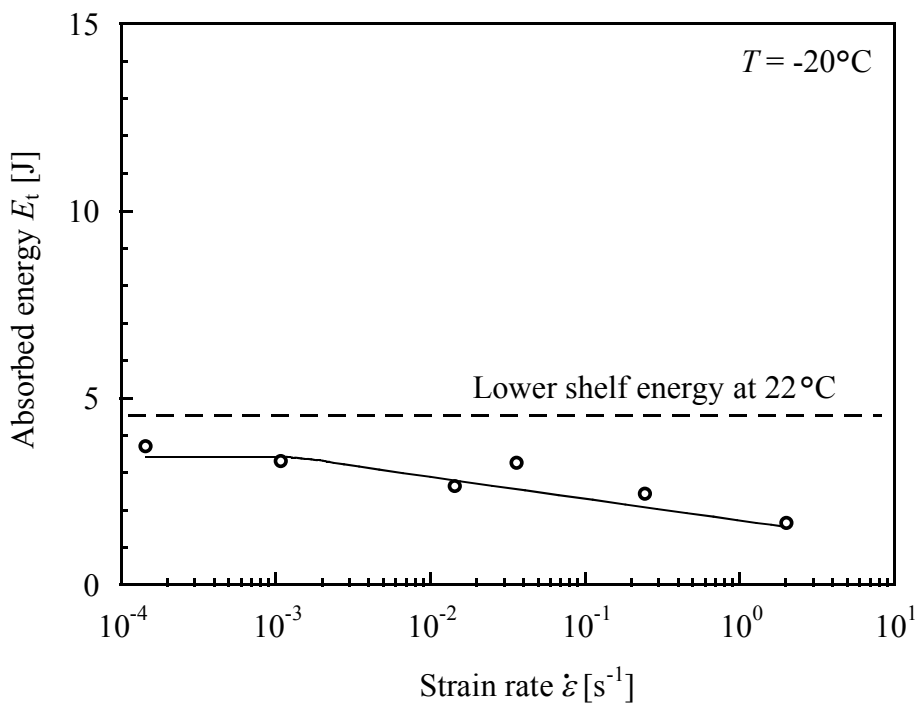


(a) 吸収エネルギー値 E_t とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係

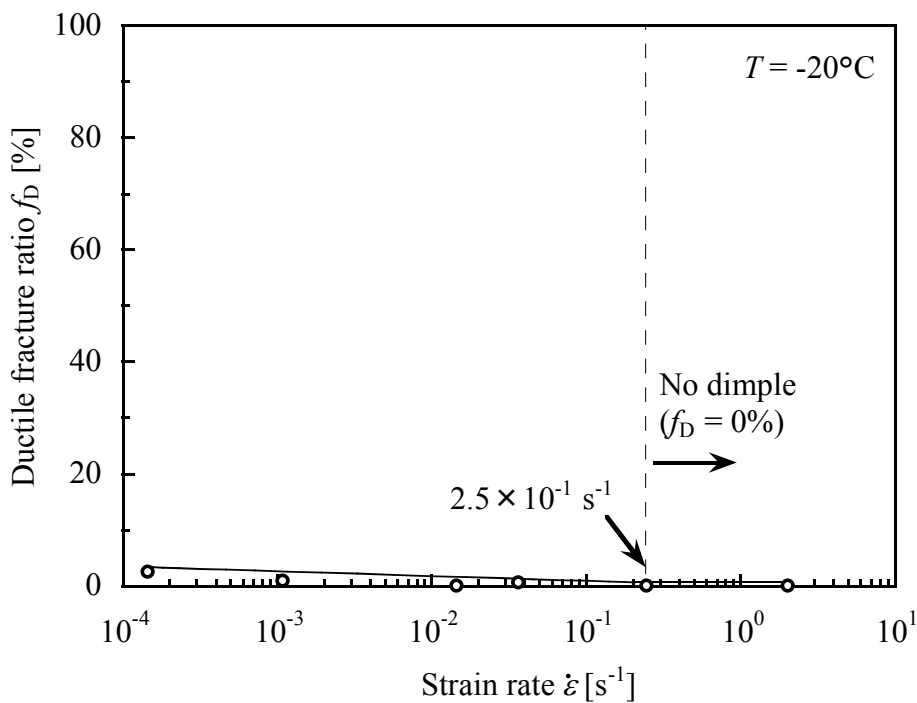


(b) 延性破面率 f_D とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係

図 2.7 高 Si 球状黒鉛鋳鉄の $22^\circ C$ における高速三点曲げ試験結果



(a) 吸収エネルギー値 E_t とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係



(b) 延性破面率 f_D とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係

図 2.8 高 Si 球状黒鉛鋳鉄の -20°C における高速三点曲げ試験結果

2.5 ひずみ速度上昇と切欠き三点曲げ強度

2.5.1 ひずみ速度上昇と切欠き強化 (22 °C 試験結果)

図 2. 9 に高 Si 球状黒鉛鑄鉄の 22°C における高速三点曲げ試験より得られた種々のひずみ速度における荷重-変位関係を示す。ここで、 P_{\max} は最大荷重であり、 δ_{\max} は図 2. 9 中の各荷重-変位関係において×印で示される破断時の変位量(最大変位量)である。図 2. 9 より、ひずみ速度 $\dot{\varepsilon}$ の上昇に伴い、 δ_{\max} は小さくなる。前述した図 2. 7(a)において、 $\dot{\varepsilon}$ の上昇に伴い吸収エネルギー値 E_t が上部棚の値から急激に低下したことについては、 $\dot{\varepsilon}$ の上昇に伴う δ_{\max} の減少によるものである。一方で、 $\dot{\varepsilon}$ の上昇に伴い最大荷重 P_{\max} が大きくなっていることは、注目すべき点である。

図 2. 10 に高 Si 球状黒鉛鑄鉄の 22°C における高速三点曲げ試験より得られた切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ とひずみ速度 $\dot{\varepsilon}$ の関係を示す。切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ は、最大荷重 P_{\max} より式(2. 2)で定義される。また、図 2. 10 には、比較のために、図 2. 7(a)で示した吸収エネルギー値 E_t と $\dot{\varepsilon}$ の関係を再度示している。図 2. 10 では、ひずみ速度の上昇に伴い、吸収エネルギー値 E_t は $\dot{\varepsilon}$ が $2.5 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ において急激に低下し始めている。しかしながら、切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ は、最も低速側の条件において得られた 850 MPa から低下していない。

図 2. 11(a)に図 2. 9 中の $\dot{\varepsilon} = 72.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ の試験片の破面写真を示す。また、図 2. 11(b)は、図 2. 11(a)中の切欠き底の黒色の破面の領域の SEM 像であり、図 2. 11(c)は白色の破面の領域の SEM 像である。図 2. 11(b)の黒色の破面の領域の SEM 像は黒鉛を起点としたディンプルを呈し、典型的な延性破面である。一方

で、図 2. 11(c)の白色の破面の領域の SEM 像ではへき開破面が確認でき、脆性破壊によるものである。図 2. 12(a)に図 2. 9 中の $\dot{\varepsilon} = 227 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ の試験片の破面写真を示す。図 2. 12(a)において、図 2. 11(a)で観察されたような延性破面領域(黒い破面の領域)が巨視的に観察し難い。しかしながら、図 2. 12(b)に示す切欠き底近傍の破面の SEM 像では、切欠き底にわずかなディンプルの領域が明瞭に確認される。このわずかなディンプルの領域は、試験片の破壊過程における初期に形成されたものであると考えられる。既往研究では、球状黒鉛鑄鉄における静的な負荷条件の高速三点曲げ試験において、試験片の破壊の初期に切欠き底から微小な初期き裂が発生することが観察されている[57, 58]。これによると、三点曲げによるフェライト基地材における延性破壊の際、まず、約 50 μm の微小き裂が切欠き底に発生する。同時に、球状黒鉛とフェライト基地の分離が確認される。そして、最大荷重点近傍において、微小なき裂は 0.1 mm 以上のき裂に成長し、その後進展する。一方、脆性破壊の場合には、初期き裂の発生とほぼ同時に急速なき裂が進展して破断に至る。したがって、図 2. 12 の $\dot{\varepsilon} = 227 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ における試験片の破壊では、まず微小なき裂が発生したことにより図 2. 12(b)で示した切欠き底のわずかなディンプルの領域が形成され、その後脆性破壊による急速なき裂進展で破断に至り、へき開破面が形成されたものと考えられる。

以上のことから、図 2. 7(a)及び図 2. 10 で示した上部棚の領域(図 2. 7(b)における延性破面率 f_D が 100%の領域)では、切欠き底に黒鉛を起点としたわずかなディンプルが形成され、そのまま延性破面の形成が破断まで進み、全面が延性破面になったと推察される。一方で、ひずみ速度が上昇すると、図 2. 7(a)のように

吸収エネルギー値 E_t が低下し始めた。これは、延性破壊が進み、全面が延性破面になる前に脆性破壊が途中で生じて急激に破断に至ったもので、これに伴い δ_{\max} が減少し、 E_t の低下に繋がっていると推察される。さらにひずみ速度が上昇すると、切欠き底に広がる延性破面の割合(延性破面率 f_D)が減少し、荷重-変位関係においてより早期に脆性破壊に至るため δ_{\max} もこれに伴ってさらに小さくなり、 E_t が低下していくものと考えられる。ところで、22°C における本実験のひずみ速度範囲では、 f_D が 0% となること(切欠き底の延性破面領域が消失すること)はなく、切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ は上昇し続けた。このような、切欠き底の延性破面の存在と $\sigma_{b, \max}$ の関連性については次の-20°C における実験結果で述べる。

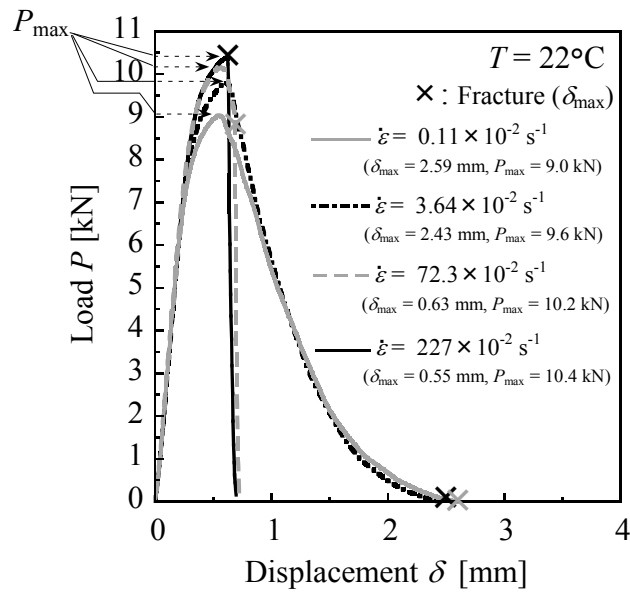


図 2.9 高 Si 球状黒鉛鋳鉄の 22°C での各ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ における

高速三点曲げ試験の荷重-変位関係 Et

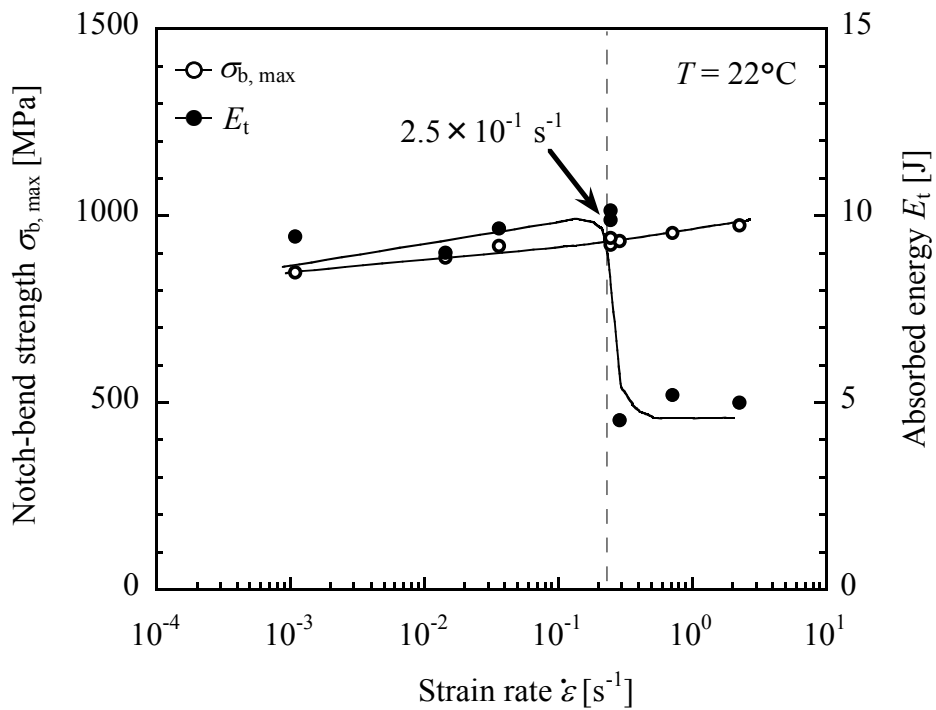


図 2.10 高 Si 球状黒鉛鋳鉄の 22°C での高速三点曲げ試験における

切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, max}$ とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係

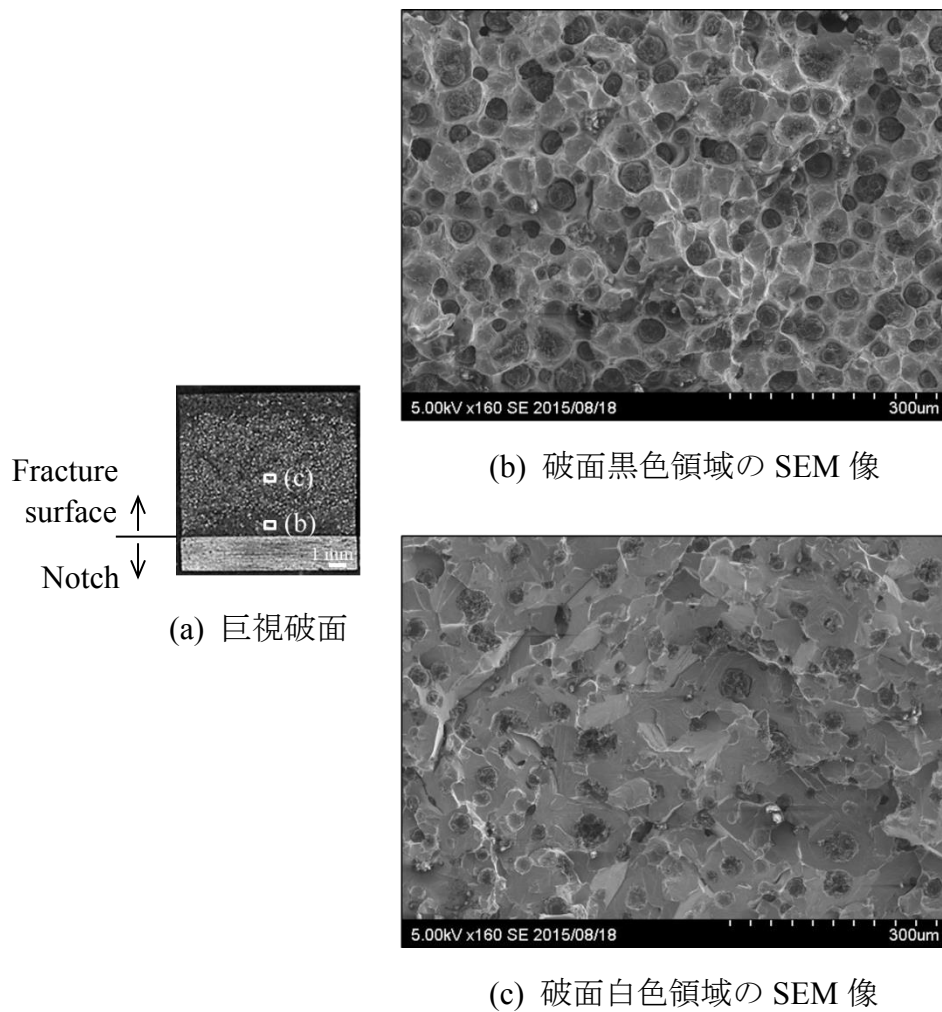


図 2.11 $\dot{\epsilon} = 72.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ の試験片の破面 (図 2.9)

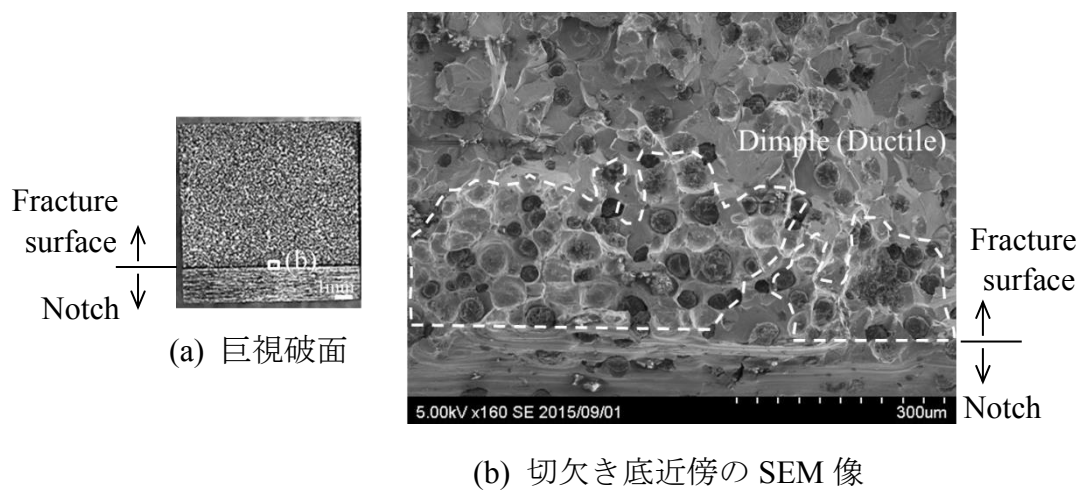


図 2.12 $\dot{\epsilon} = 227 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ の試験片の破面 (図 2.9)

2.5.2 脆性破壊時の切欠き三点曲げ強度に及ぼすひずみ速度の影響(-20°C 試験結果)

図 2.13 に高 Si 球状黒鉛鋳鉄の-20°C における高速三点曲げ試験より得られた種々のひずみ速度における荷重-変位関係を示す. 図 2.13 中の $\dot{\varepsilon} = 3.64 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ から $\dot{\varepsilon} = 203 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ では, ひずみ速度 $\dot{\varepsilon}$ の上昇に伴い最大荷重 P_{\max} が小さくなっており, 22°C における結果とは異なる傾向を示している. そこで, -20°C と 22°C での切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ のひずみ速度依存性を比較する. 図 2.14 に高 Si 球状黒鉛鋳鉄の-20°C における高速三点曲げ試験より得られた $\sigma_{b, \max}$ と $\dot{\varepsilon}$ の関係を示す. また, 図中には, 図 2.10 で示した 22°C における $\sigma_{b, \max}$ のプロットも再度示している. 図 2.14 より, -20°C ではひずみ速度 $\dot{\varepsilon}$ の上昇に伴い, 黒矢印で示す $\dot{\varepsilon} = 2.5 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 以上で $\sigma_{b, \max}$ が低下し始めているが, -20°C における最小の $\sigma_{b, \max}$ の値は, 22°C における最小の $\sigma_{b, \max}$ の値と大きくは変わらない. ここで, 22°C と -20°C における吸収エネルギー値 E_t とひずみ速度の関係と比較するために, 図 2.7(a)と図 2.8(a)をまとめて図 2.15 に示す. 22°C における結果では, $\dot{\varepsilon} = 2.5 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ より E_t が急激に低下して下部棚の領域となり, -20°C において E_t は 20°C の上部棚の値と比べて大幅に低い. このように, 変化点に達した後の吸収エネルギー値 E_t は急激な低下を示すが, 切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ の場合は低下が比較的緩やかである.

図 2.16 に図 2.13 中の $3.64 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ と $203 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ の試験片の破面における切欠き底近傍の SEM 像を示す. 図 2.16(a)の $3.64 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ では切欠き底近傍にディンプルが確認される. 一方, 図 2.16(b)では, ディンプルが確認されな

い. なお, 図 2. 8(b)中の黒矢印で示すように, $\dot{\varepsilon} = 2.5 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 以上では延性破面率 f_D は 0% であり, この $\dot{\varepsilon}$ は, 図 2. 14 において $\sigma_{b, \max}$ が低下し始める $\dot{\varepsilon}$ と一致する. したがって, $\sigma_{b, \max}$ が低下し始める変化点は, 切欠き底でのディンプルの存在, すなわち, 延性破壊の存在と密接に関係していると考えられる. 破壊初期において延性的である限り, ひずみ速度 $\dot{\varepsilon}$ の上昇に伴い切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ は上昇すると考えられる.

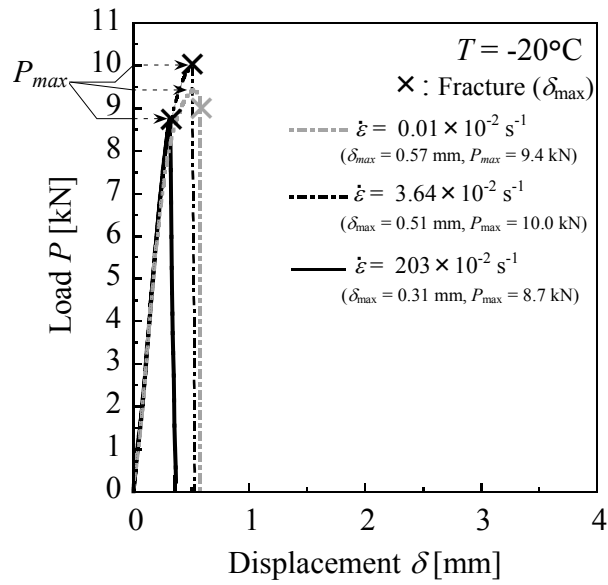


図 2.13 高 Si 球状黒鉛鋳鉄の-20°C での各ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ における
高速三点曲げ試験の荷重-変位関係

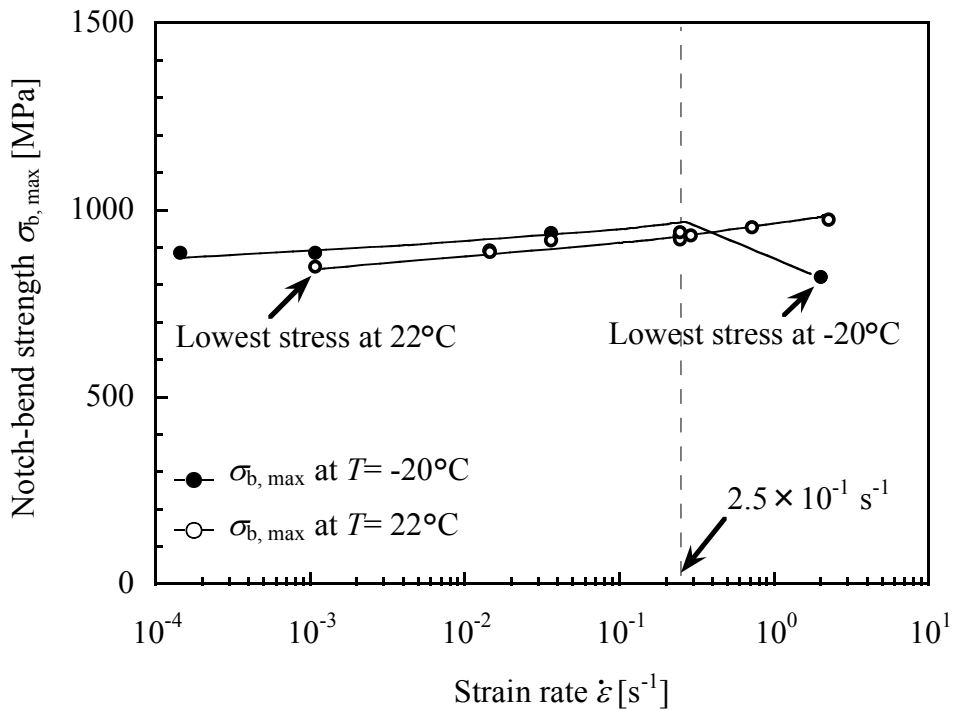


図 2.14 高 Si 球状黒鉛鋳鉄の-20°C での高速三点曲げ試験における
切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, max}$ とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係

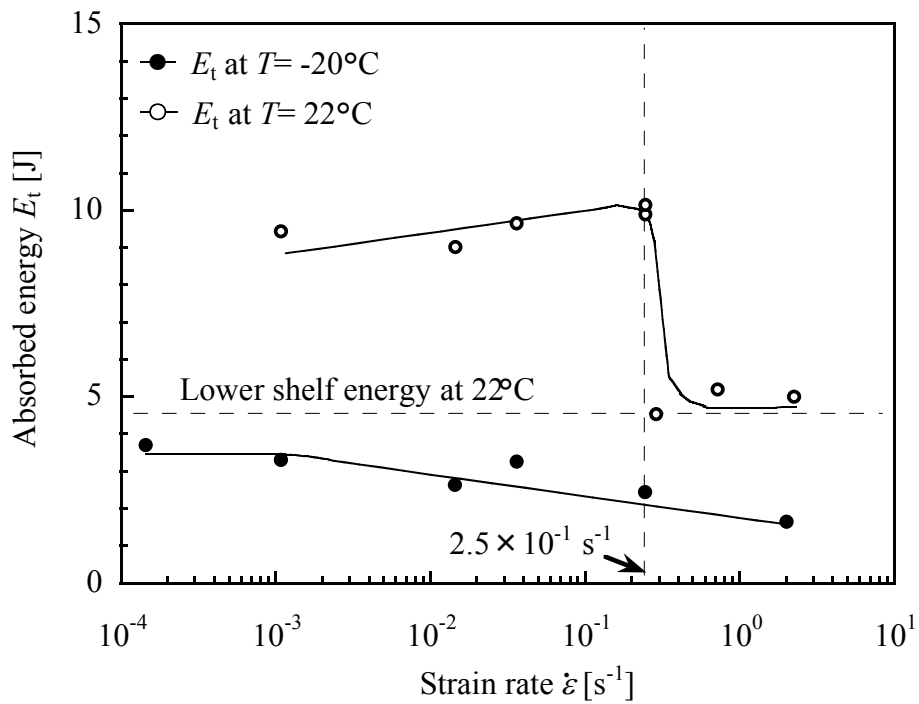
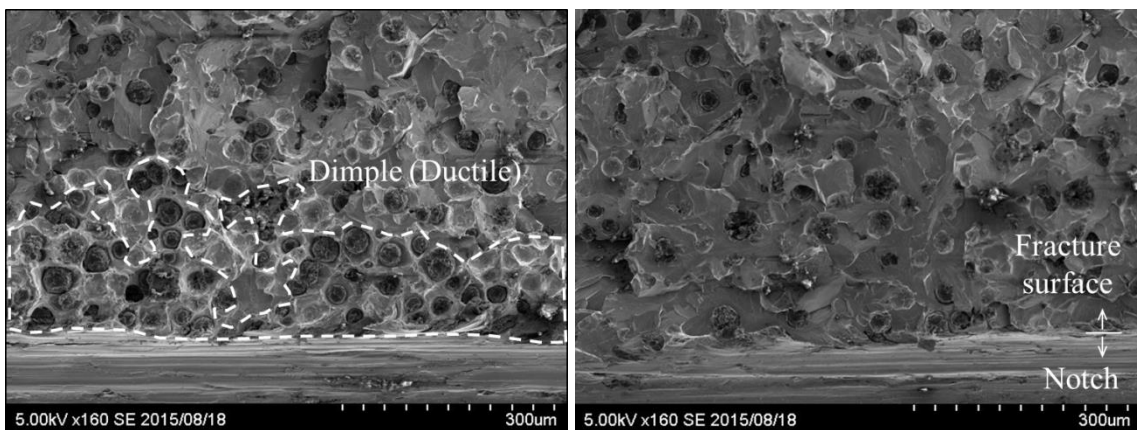


図 2.15 高 Si 球状黒鉛鋳鉄の $-20^\circ C$ 及び $22^\circ C$ での高速三点曲げ試験における吸収エネルギー値 E_t とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係



(a) $3.64 \times 10^{-2} s^{-1}$

(b) $203 \times 10^{-2} s^{-1}$

図 2.16 $-20^\circ C$ での $3.64 \times 10^{-2} s^{-1}$ 及び $203 \times 10^{-2} s^{-1}$ の試験片の破面における切欠き底近傍の SEM 像 (図 2.13)

2.6 高 Si 球状黒鉛鋳鉄と従来の球状黒鉛鋳鉄の比較

前述での表 2.3 の通り，JIS-FCD500 の引張強さは，本研究で用いた高 Si 球状黒鉛鋳鉄の引張強さと同等である．また，JIS-FCD700 の耐力は，高 Si 球状黒鉛鋳鉄と耐力と同等である．これらの一般的な従来のフェライト-パーライト基地球状黒鉛鋳鉄は，自動車の足回りや建設機械など，機械構造用部材として安全に用いられている．図 2.17 は，高 Si 球状黒鉛鋳鉄と JIS-FCD500，JIS-FCD700 のシャルピー衝撃試験結果を比較したものである．JIS-FCD500 の吸収エネルギー値 \sqrt{E} は 0°C で上部柵から低下し始めており，これは高 Si 球状黒鉛鋳鉄の場合の 80°C よりも大幅に低温側である．一方，JIS-FCD700 の \sqrt{E} は 80°C で上部柵から低下し始めており，高 Si 球状黒鉛鋳鉄と同等レベルで，常温付近では吸収エネルギー値が低い．フェライト-パーライト基地球状黒鉛鋳鉄におけるパーライト率の上昇は，遷移温度を上昇させることが報告されている[59]．JIS-FCD700 のパーライト率は，JIS-FCD500 よりも 35%高い．パーライト率の増加により，JIS-FCD700 と高 Si 球状黒鉛鋳鉄の結果は同等レベルのものになったと考えられる．

次に，切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ に関して，図 2.18 に高 Si 球状黒鉛鋳鉄と JIS-FCD500，JIS-FCD700 の比較を示す．図 2.18 は， -20°C における高速三点曲げ試験の結果より， $\sigma_{b, \max}$ とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係を示している．高 Si 球状黒鉛鋳鉄と JIS-FCD700 では $\sigma_{b, \max}$ がひずみ速度の上昇に伴って変化点以降で低下傾向を示したが，それでもなお，本実験範囲では，JIS-FCD500 と同程度の値である．このように，切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ に注目した場合には高 Si 球状黒鉛鋳鉄と

JIS-FCD500, JIS-FCD700 で同等な評価になることは、注目すべき点である。高
Si 球状黒鉛鋳鉄は、幅広い分野での工業利用が可能であると考えられる。

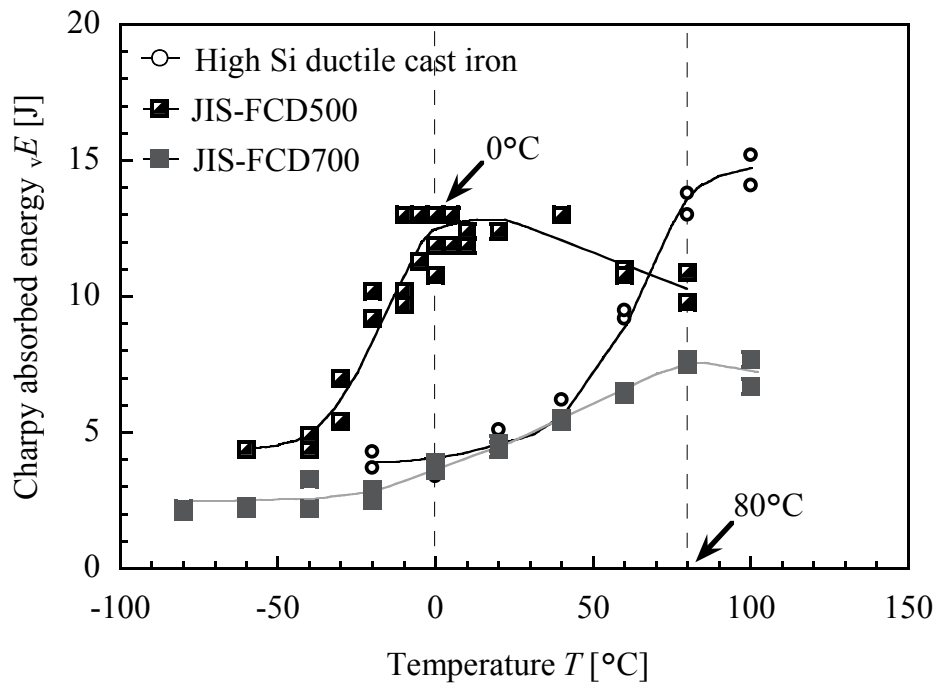


図 2.17 高 Si 球状黒鉛鋳鉄及び JIS-FCD500, JIS-FCD700 の
シャルピー衝撃試験結果[16]

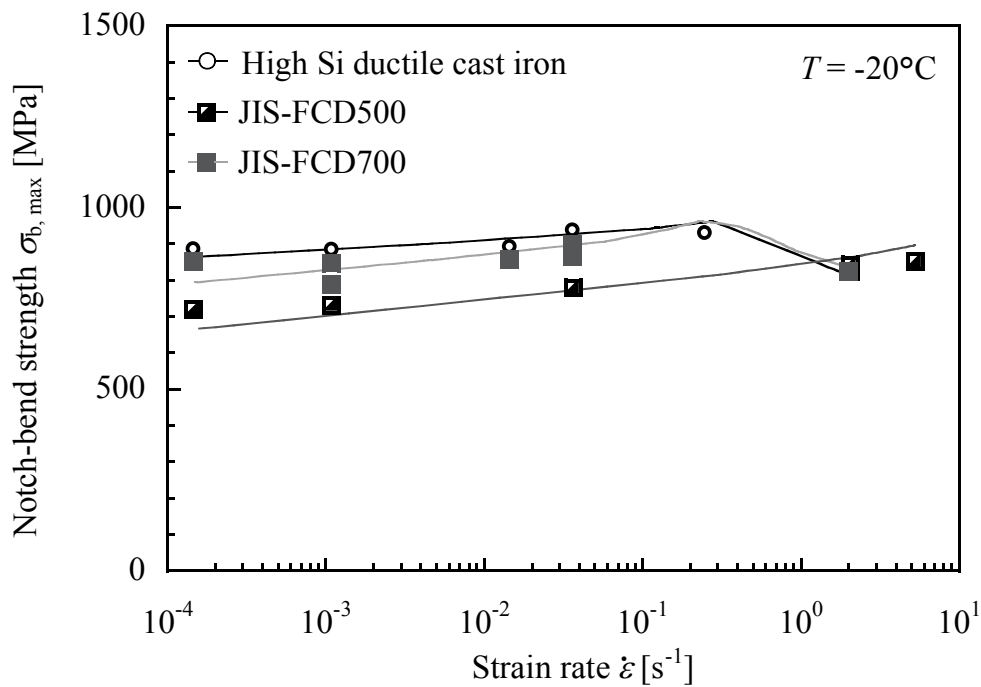


図 2.18 高 Si 球状黒鉛鋳鉄及び JIS-FCD500, JIS-FCD700 の高速三点曲げ試験
における切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係

2.7 結言

脆性破壊に対する球状黒鉛鋳鉄の設計強度評価法を検討するための一環として、球状黒鉛鋳鉄の強度・靱性それぞれに及ぼすひずみ速度の影響度を調査し、詳細に比較した。本研究では、構造部材への適用が検討されているものの、脆性破壊に対して不安視される高 Si 球状黒鉛鋳鉄に着目し、同材料について、工業的に普及しているシャルピー衝撃試験と同形状の治具と試験片(V ノッチ試験片)を用いて、静的(Static)から動的(Dynamic)の領域のひずみ速度範囲内である $10^{-4} \sim 10^0 \text{ s}^{-1}$ オーダーでの高速三点曲げ試験を行った。そして、切欠き三点曲げ強度及び吸収エネルギー値とひずみ速度の関係を整理した。併せて、各産業分野で用いられてきたフェライト-パーライト基地球状黒鉛鋳鉄における結果と比較検討することにより、高 Si 球状黒鉛鋳鉄の幅広い分野への適用の可能性についても考察した。得られた結論は、以下の通りである。

- (1) 球状黒鉛鋳鉄の強度、靱性は、ひずみ速度の影響を受ける。脆性破壊に対する球状黒鉛鋳鉄の評価では、温度のみならず、ひずみ速度の影響を把握することが重要である。
- (2) 高 Si 球状黒鉛鋳鉄において、常温の本実験のひずみ速度範囲で、 E_t は低下したが、 $\sigma_{b, \max}$ は低下しなかった。-20°C の場合には、ひずみ速度の上昇に伴い $\sigma_{b, \max}$ も低下し始めたが、本実験のひずみ速度範囲では E_t のように大幅に低下した値は得られなかった。切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ は、吸収エネルギー値 E_t と比較してひずみ速度と温度の影響を受けにくいと言える。
- (3) 切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ に着目すると、広範囲のひずみ速度と温度におい

て、高 Si 球状黒鉛鋳鉄と JIS-FCD500, JIS-FCD700 は同等値を示した。強度設計の観点から、高 Si 球状黒鉛鋳鉄は、JIS-FCD500, JIS-FCD700 と比較して遜色なく、各産業分野への利用が期待できる。

- (4) 切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ が低下し始める変化点(ひずみ速度)は、切欠き底でのディンプルの存在、すなわち、破壊初期における延性的破壊の有無と密接に関係している。試験後の破面において、切欠き底(破壊の開始領域)に延性破面が存在する限り、ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の上昇に伴い切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ は上昇した。一方で、試験後の破面が完全な脆性破面になると、ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の上昇に伴い切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ は低下した。

第3章 ひずみ速度・温度変化に伴う球状黒鉛鋳鉄の切欠き三点曲げ強度と吸収エネルギー値の遷移条件比較

3.1 緒言

第2章では、高Si球状黒鉛鋳鉄の切欠き三点曲げ強度、韌性に及ぼすひずみ速度の影響が明らかとなった。球状黒鉛鋳鉄の強度、韌性は、温度のみならずひずみ速度の影響も受ける。実際にこのことを考慮する上では、負荷速度(ひずみ速度)と使用温度の影響を同時に把握して製品設計を行う必要があり、強度、韌性に及ぼすひずみ速度と温度の影響を統括した評価方法があれば、実用上有益である。溶接品の韌性評価試験の一部では、部材の実際の条件と静的負荷条件とのひずみ速度差を温度差に換算し、試験温度に反映させることが定められている[32]。この換算方法は、次式で与えられるひずみ速度-温度パラメータ R 値(Strain rate-temperature parameter)に基づいている。

$$R = T \cdot \ln(A / \dot{\epsilon}) \quad (3.1)$$

ここで、 T は試験温度、 A は材料定数で 10^8 s^{-1} [38, 60]、 $\dot{\epsilon}$ はひずみ速度である。 R 値は、ひずみ速度の影響を試験温度の影響と等価なものとして置き換えたものである。Bennettらにより、鋼材などのbcc金属において、降伏点のひずみ速度-温度依存性を R 値により整理できることが示され[60]、その後、例えば藤井らや後藤らによって実験的にも裏付けされている[61, 62]。また、降伏点だけでなく引張強さも同様に整理できることが実験的に報告されており[63]、球状黒鉛鋳鉄の引張強さ、降伏点(耐力)も R 値と良い相関があることが報告されている[38]。

そこで本研究では、第 2 章に引き続き、構造部材への適用が検討されているものの、一発破壊(中でも脆性破壊)に対して不安視される高 Si 球状黒鉛鋳鉄について、強度、靱性に及ぼすひずみ速度と温度の影響を統一的に評価するために、切欠き三点曲げ強度と吸収エネルギー値のひずみ速度、温度依存性について、 R 値による整理を試みた。そして、各特性値の遷移条件(ひずみ速度と温度)について比較検討した。

3.2 実験方法

3.2.1 高 Si 球状黒鉛鑄鉄の Si 量と機械的性質

本研究では、切欠き三点曲げ強度と吸収エネルギー値の遷移条件(ひずみ速度、温度)について比較する上で、供試材料の引張強さ、伸びや遷移温度を系統的に変化させた Si 量 4.0 ~ 3.0%の高 Si 球状黒鉛鑄鉄(4.0%Si 材, 3.7Si 材, 3.3%Si 材, 3.0%Si 材)を準備した。表 3.1 に各供試材料の成分を示す。なお、各供試材料全てにおいて炭素当量を約 4.4%で同一条件とするために、Si 量の変化に併せて C 量を 3.2 ~ 3.4%に調整した。試験用に鑄造した素材と供試材料の採取位置は、第 2 章の図 2.2 と同様であり、JIS の B 号 Y ブロックを鑄造し、鑄放し状態のままで、Y ブロック底から 40 mm の範囲より各試験片を採取した。

図 3.1 に各供試材料の組織写真を示し、表 3.2 に JIS G 5502 に基づく各供試材料の球状化率測定結果を示す。各供試材料において黒鉛粒径、球状化率、黒鉛面積率は同等であり、いずれの供試材料もフェライト基地である。表 3.3 に、各供試材料の JIS Z 2241[48]に基づく 4 号試験片での引張試験(島津製作所 UH300kNC)の結果を示す。表 3.3 に示すように、供試材料は Si 量の増加に伴い、引張強さと耐力が増加し、伸びは低下する。

3.2.2 シャルピー衝撃試験及び高速三点曲げ試験

上述した Si 量の異なる高 Si 球状黒鉛鑄鉄(4.0%Si 材, 3.7Si 材, 3.3%Si 材, 3.0%Si 材)について、第 2 章の図 2.4(a)と同様に、V ノッチ試験片を用いて、シャルピー衝撃試験と高速三点曲げ試験を行った。なお、いずれの試験においても支点間距離 L_s は 40 mm である。

高速三点曲げ試験は、第2章と同様に、試験温度 22°C 及び-20°C、試験速度(ストローク変位速度) $10^{-3} \sim 10^2$ mm/s の条件で行った。ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ は、第2章と同様に式(2.1)を用いて求めた[25, 37, 53, 54]。本研究では、吸収エネルギー値は、図3.2に示すように、荷重-変位関係において最大荷重までの吸収エネルギー値を E_i 、最大荷重以降から破断までの吸収エネルギー値を E_p 、その合計を全吸収エネルギー値 E_t と定義した。既往研究では、球状黒鉛鋳鉄における静的な負荷条件の高速三点曲げ試験において、最大荷重近傍で微小なき裂が発生し、その後進展して破壊に至ることが報告されている[57]。これより、き裂発生までに要した吸収エネルギー値は E_i 、き裂進展に要した吸収エネルギー値は E_p として簡易的に評価できる [64][65]。また、第2章と同様に式(2.2)を用い、荷重-変位関係における最大荷重点より最大公称曲げ応力(切欠き三点曲げ強度) $\sigma_{b, \max}$ を求めた [55][56]。

シャルピー衝撃試験は、第2章と同様に、試験速度(ハンマーによる初期の打撃速度) 5.18×10^3 mm/s で行い、得られた吸収エネルギー値を \sqrt{E} と定義した。ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ は、第2章の式(2.1)より求めた。

シャルピー衝撃試験と高速三点曲げ試験の試験片の破面は、マイクロスコープ(キーエンス VHX900)を用いて巨視的に観察し、延性破面率 f_D (破面上に観察されるディンプル破面領域の比率)も測定した。

表 3.1 各供試材料(高 Si 球状黒鉛鑄鉄)の成分(wt%)

| Material | C | Si | Mn | P | S | Cu | Mg |
|----------|------|------|------|-------|-------|------|-------|
| 4.0%Si | 3.22 | 4.01 | 0.34 | 0.030 | 0.008 | 0.01 | 0.044 |
| 3.7%Si | 3.20 | 3.72 | 0.32 | 0.020 | 0.008 | 0.02 | 0.044 |
| 3.3%Si | 3.28 | 3.31 | 0.25 | 0.020 | 0.002 | 0.01 | 0.039 |
| 3.0%Si | 3.42 | 3.02 | 0.32 | 0.030 | 0.004 | 0.01 | 0.043 |

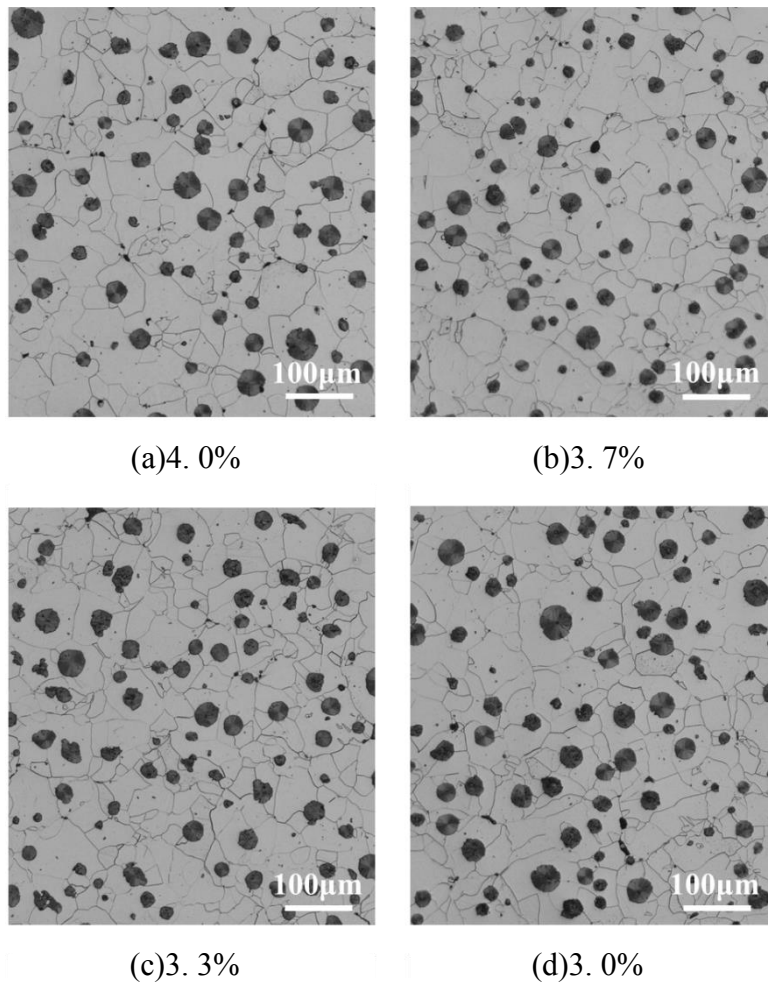


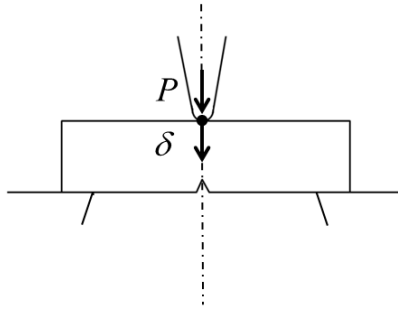
図 3.1 各供試材料の組織写真

表 3.2 各供試材料の黒鉛と組織の画像解析結果

| Material | Average nodule diameter [μm] | Nodularity [%] | Graphite area fraction [%] | Pearlite area fraction [%] |
|----------|---|----------------|----------------------------|----------------------------|
| 4. 0%Si | 26.7 | 91.5 | 10.5 | 0.0 |
| 3. 7%Si | 28.1 | 91.9 | 10.6 | 0.0 |
| 3. 3%Si | 27.3 | 90.2 | 10.2 | 0.0 |
| 3. 0%Si | 30.3 | 92.9 | 11.7 | 1.4 |

表 3.3 各供試材料の引張試験結果

| Material | Tensile strength σ_B [MPa] | 0. 2% proof stress $\sigma_{0.2}$ [MPa] | Fracture strain ε_B [%] | Brinell hardness (HBW 10/3000) |
|----------|-----------------------------------|---|-------------------------------------|--------------------------------|
| 4. 0%Si | 556 | 434 | 18 | 182 |
| 3. 7%Si | 525 | 401 | 21 | 179 |
| 3. 3%Si | 502 | 372 | 21 | 171 |
| 3. 0%Si | 467 | 333 | 24 | 165 |



E_t : Total absorbed energy

E_i : Absorbed energy before max. load
(Crack initiation energy)

E_p : Absorbed energy after max. load
(Crack propagation energy)

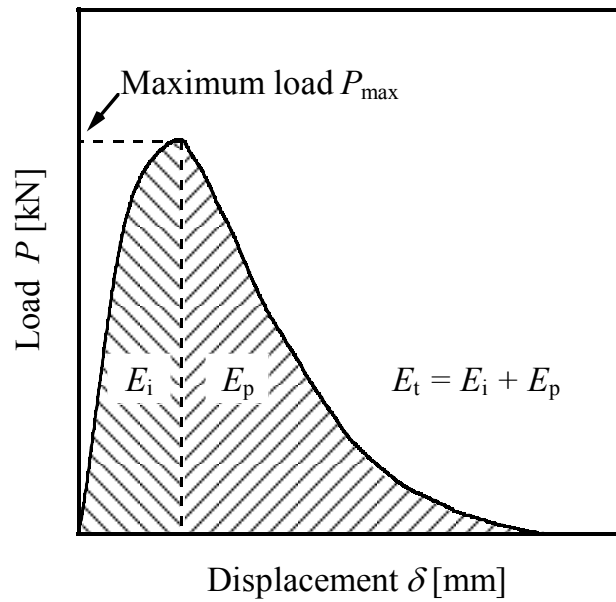


図 3.2 吸収エネルギー値の定義

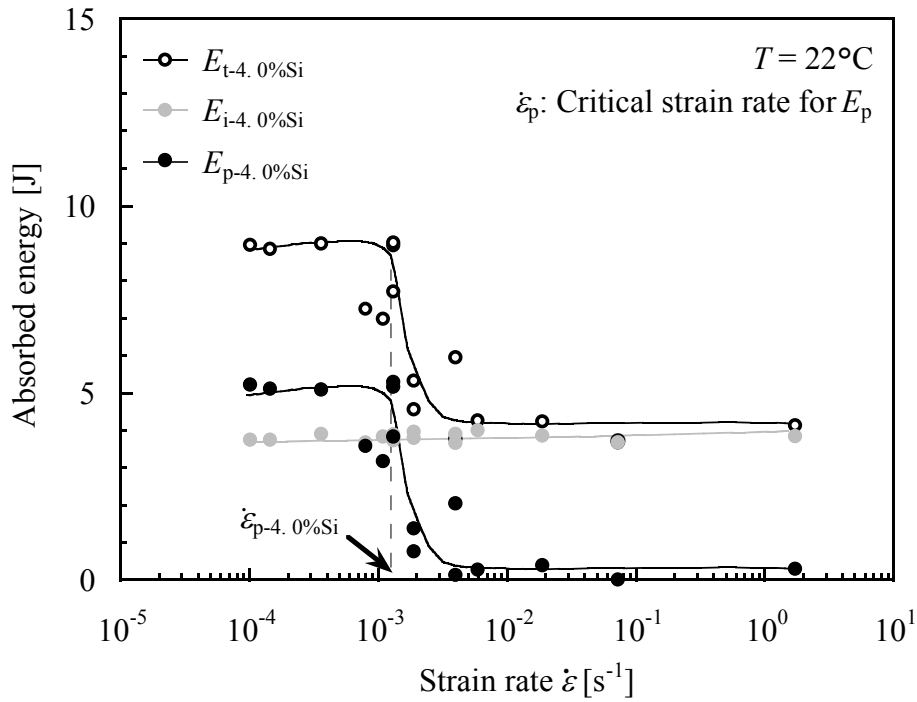
3.3 Si量が異なる球状黒鉛鋳鉄の高速三点曲げ試験結果

図 3. 3(a)に 4. 0%Si の高 Si 球状黒鉛鋳鉄(4. 0%Si 材)における 22°C での高速三点曲げ試験より得られた各吸収エネルギー値 E_t , E_i , E_p とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係を示す. ここで, 前述の通り, E_i は最大荷重までの吸収エネルギー値(き裂発生までに要した吸収エネルギー値), E_p は最大荷重以降から破断までの吸収エネルギー値(き裂進展に要した吸収エネルギー値)であり, E_t は E_i と E_p を合計した全吸収エネルギー値である. また, 図 3. 3(b)に, 図 3. 3(a)の縦軸を延性破面率 f_D (破面上に観察されるディンプル破面領域の比率)で再整理した結果を示す. 図 3. 3(a)より, E_t は図中の黒矢印で示す $\dot{\epsilon}_{p-4.0\%Si} = 1.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で上部棚の領域から急激に低下し始めており, E_p の低下と対応していることが分かる. この 4. 0%Si 材のひずみ速度上昇に伴う E_t の急激な低下は, 第 2 章の図 2. 7(a)に示した 3. 7%Si 材での E_t の低下と同様の傾向であり, ひずみ速度の上昇による破壊様式の延性-脆性遷移が関係している. そのため, 図 3. 3(b)での延性破面率 f_D の変化が E_t 及び E_p の変化と対応している. 一方で, 最大荷重までの吸収エネルギー値である E_i は低下していない. 図 3. 4 に, 4. 0%Si 材における 22°C での切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係を示す. 本実験範囲では, ひずみ速度の上昇に伴い, 切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ は上昇し続けており, 第 2 章の図 2. 10 で示した 3. 7%Si 材の結果と同様の傾向である.

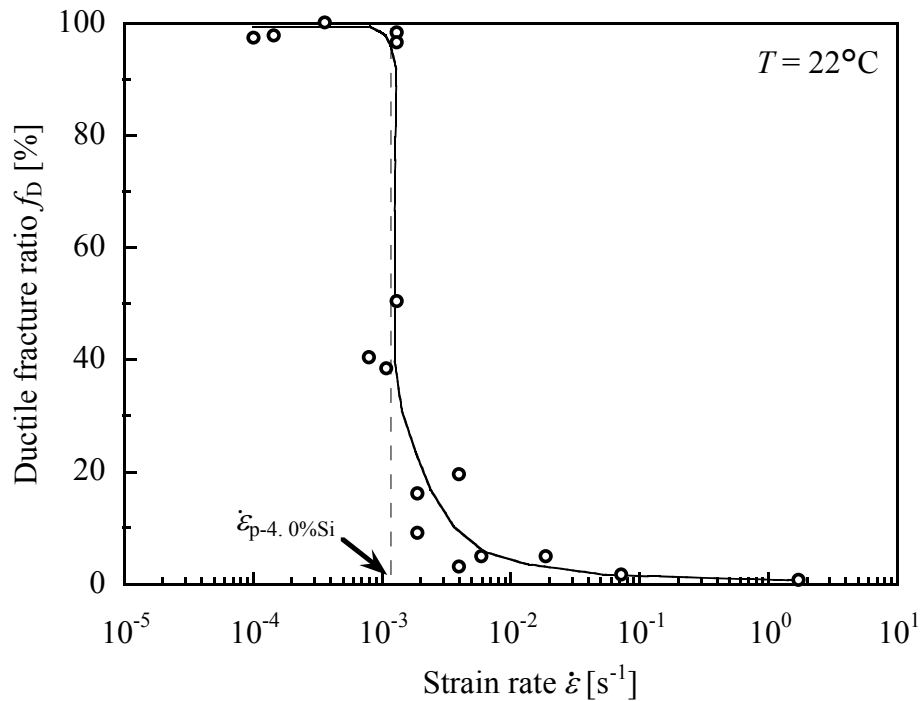
図 3. 5(a)に 4. 0%Si 材における -20°C での各吸収エネルギー値 E_t , E_i , E_p とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係を示す. -20°C の本実験範囲では既に下部棚の領域であり, E_t と E_i の値が等しくなっている. E_i は, $\dot{\epsilon}_{i-4\%Si} = 0.11 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ で低下し始めている.

図 3. 5(b)に、図 3. 5(a)の縦軸を延性破面率 f_D で再整理した結果を示す。延性破面率 f_D は、 $\dot{\varepsilon}_{f_D-4\%Si} = 1.45 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 以上で 0%となっている。図 3. 6 に、4. 0%Si 材における -20°C での切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ とひずみ速度 $\dot{\varepsilon}$ の関係を示す。切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ は、ひずみ速度上昇に伴い上昇した後、 $\dot{\varepsilon}_{\sigma-4.0\%Si}$ と同じひずみ速度の $\dot{\varepsilon}_{\sigma-4.0\%Si} = 1.45 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ で低下し始めている。この $\dot{\varepsilon}_{\sigma-4.0\%Si}$ と $\dot{\varepsilon}_{f_D-4.0\%Si}$ が一致する傾向は、第 2 章の図 2. 8(b)及び図 2. 14 で示した 3. 7%Si 材の結果と同様であり、 $\sigma_{b, \max}$ が低下し始める遷移条件は、切欠き底でのディンプルの存在、すなわち、延性破壊の存在と密接に関係していると言える。

以上のように、強度、靱性に対してひずみ速度の上昇が及ぼす影響は、Si 量の異なる 4. 0%Si 材においても、第 2 章で示した 3. 7%Si 材の場合と同様の傾向である。図 3. 7 ~ 図 3. 9 に、4. 0%Si 材の他に、 22°C と -20°C における 3. 7%Si 材(第 2 章の再整理)、3. 3%Si 材、3. 0%Si 材の結果も示した。これらの各 Si 量における結果より、図 3. 10(a), (b)に、 22°C と -20°C における各供試材料の E_t , E_i 及び $\sigma_{b, \max}$ が低下し始めるひずみ速度($\dot{\varepsilon}_p$, $\dot{\varepsilon}_i$, $\dot{\varepsilon}_\sigma$)を Si 量との関係で整理して示す。図 3. 10(a), (b)より、 E_t , E_i 及び $\sigma_{b, \max}$ が低下し始めるひずみ速度($\dot{\varepsilon}_p$, $\dot{\varepsilon}_i$, $\dot{\varepsilon}_\sigma$)は、Si 量が低下するほど高ひずみ速度側へ移動することが分かる。すなわち、Si 量を低減することで、 E_t , E_i 及び $\sigma_{b, \max}$ はより高いひずみ速度まで低下しなくなる。



(a) 吸収エネルギー値 E_t , E_i , E_p とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係



(b) 延性破面率 f_D とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係

図 3.3 4.0%Si 材の 22°C における高速三点曲げ試験結果

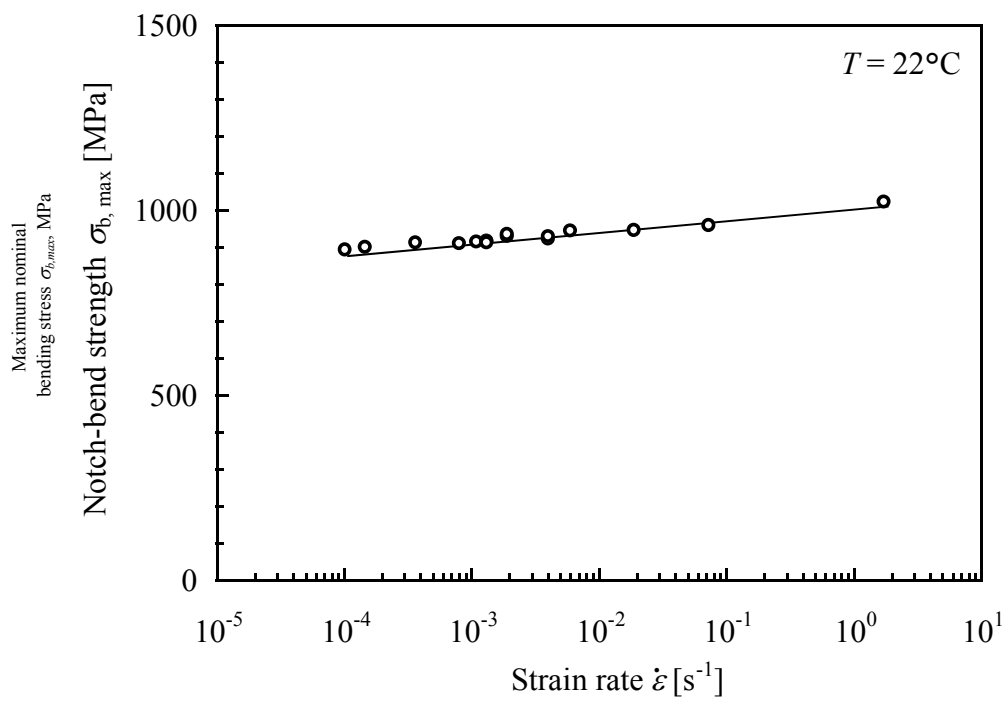
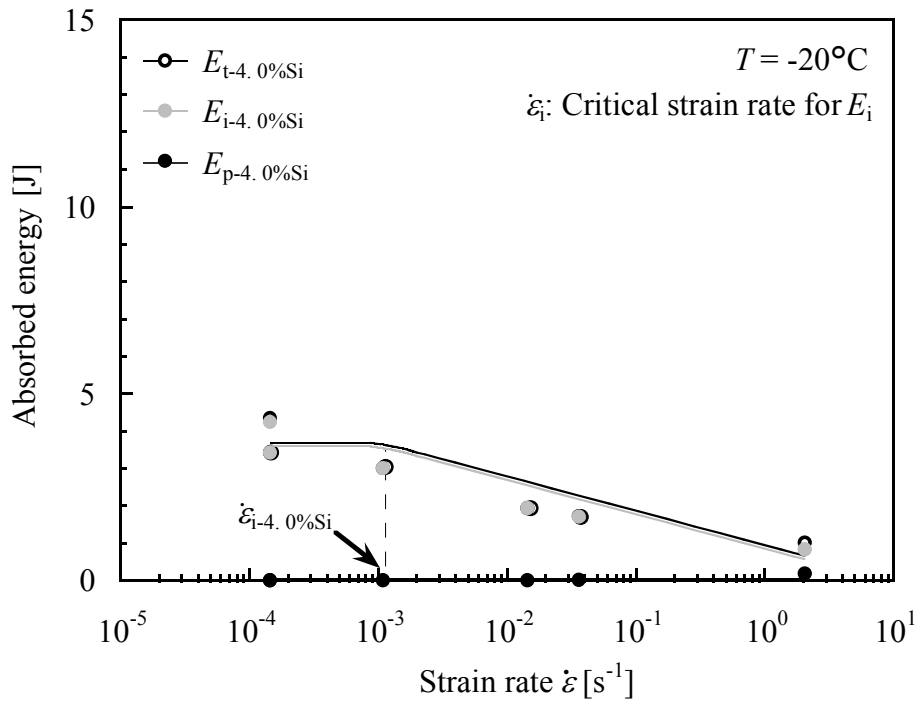
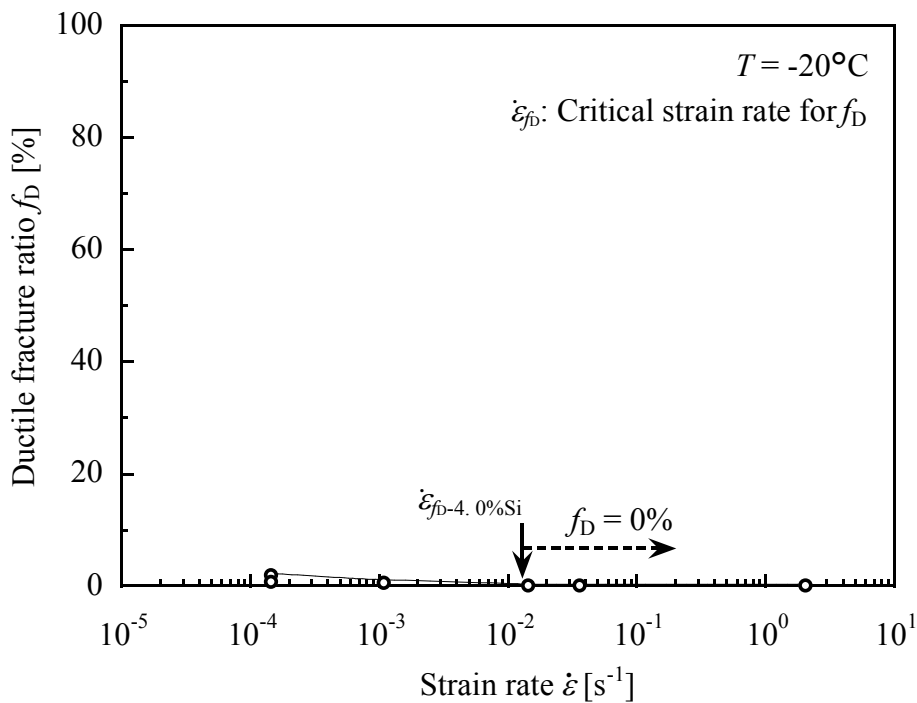


図 3.4 4.0%Si 材の 22 °C における切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係



(a) 吸収エネルギー値 E_t , E_i , E_p とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係



(b) 延性破面率 f_D とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係

図 3.5 4.0%Si 材の -20°C における高速三点曲げ試験結果

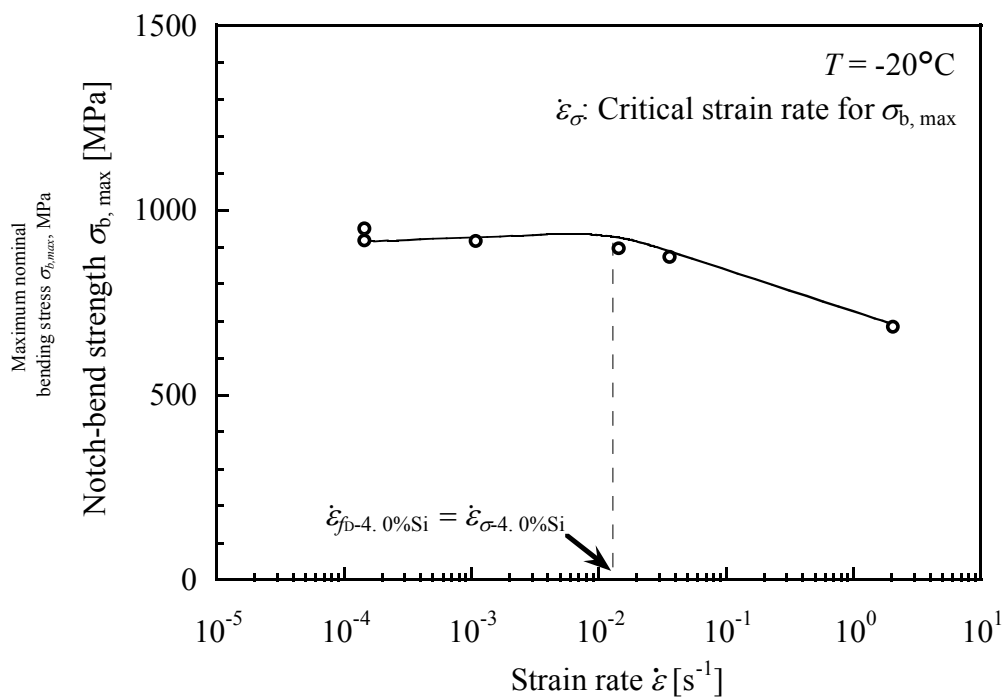
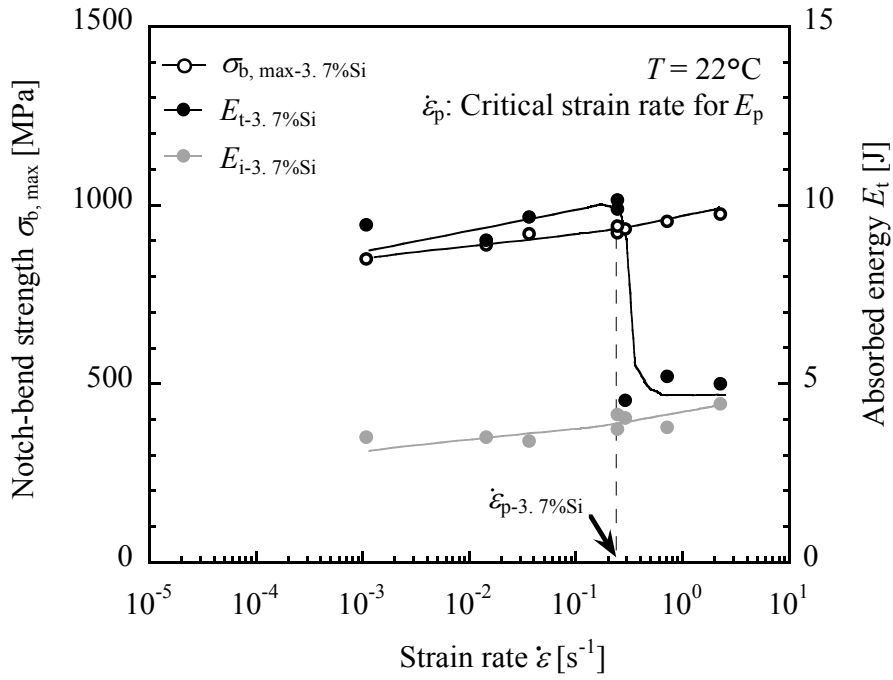
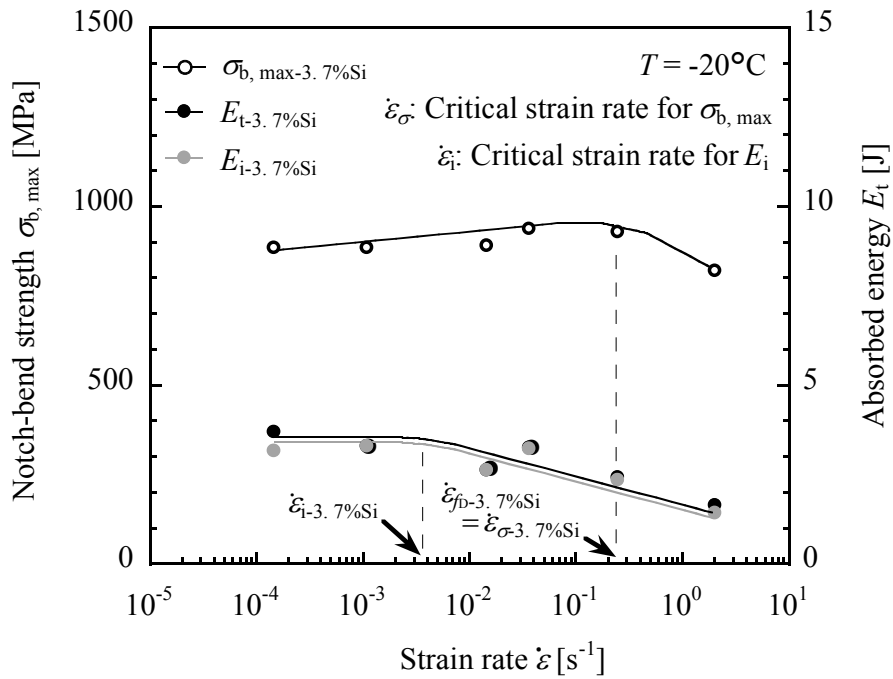


図 3.6 4.0%Si 材の $-20^{\circ}C$ における切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係

bending



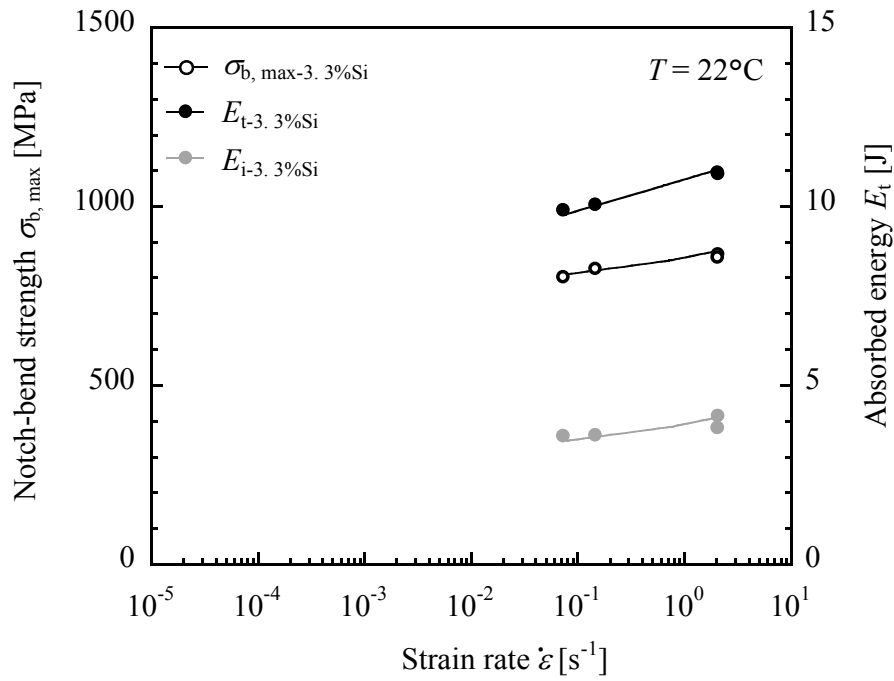
bending (a) 22°C の結果



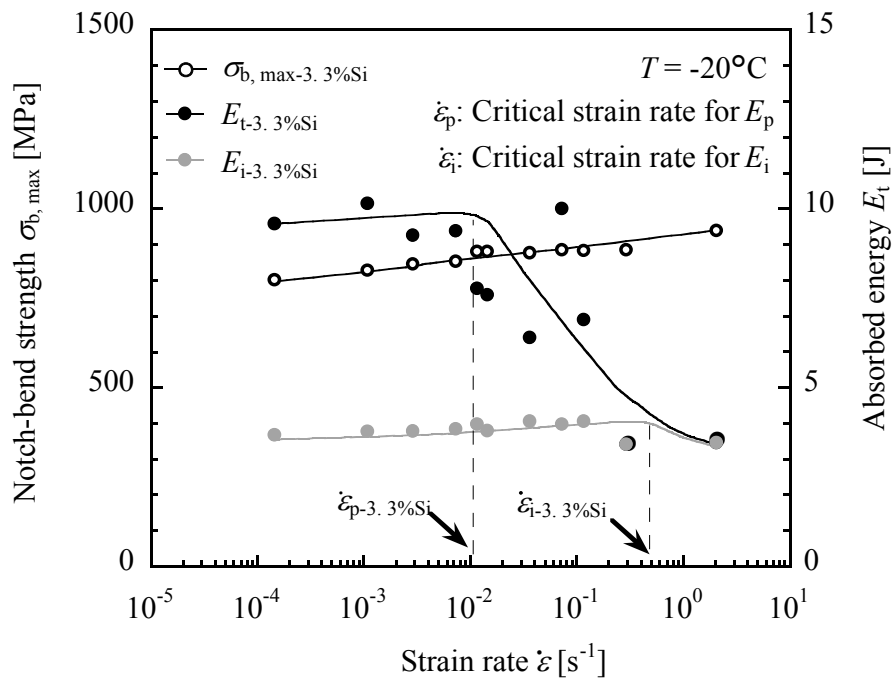
(b) -20°C の結果

図 3.7 3.7%Si 材の切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$, 吸収エネルギー値 E_t , E_i とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係

bending



bending (a) 22°C の結果



(a) -20°C の結果

図 3.8 3.3%Si 材の切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$, 吸収エネルギー値 E_t , E_i とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係

bending

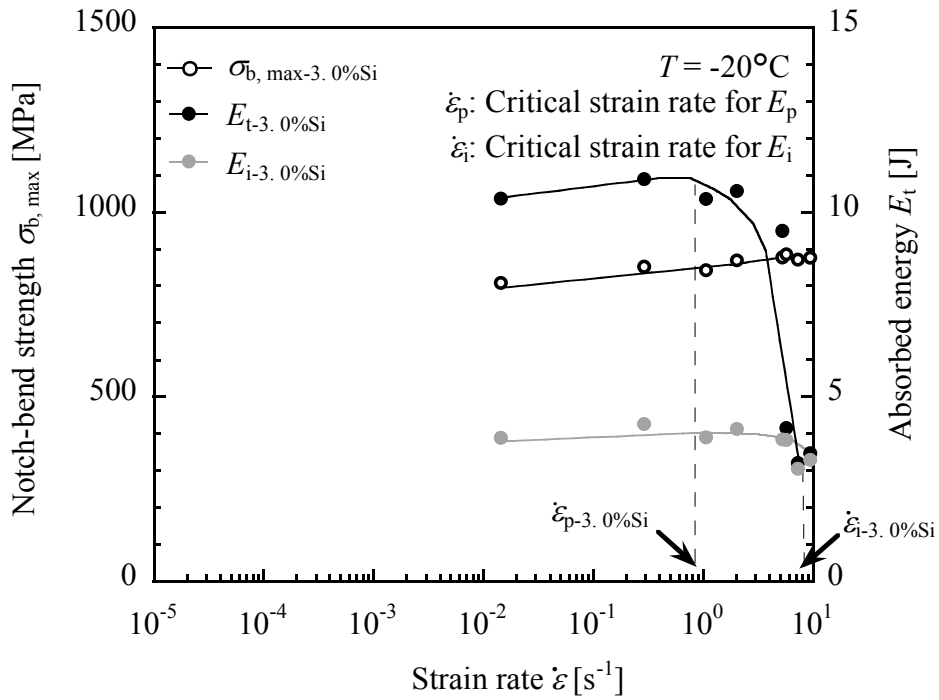


図 3.9 3.0%Si 材の切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$, 吸収エネルギー値 E_t , E_i とひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の関係(-20°C の結果)

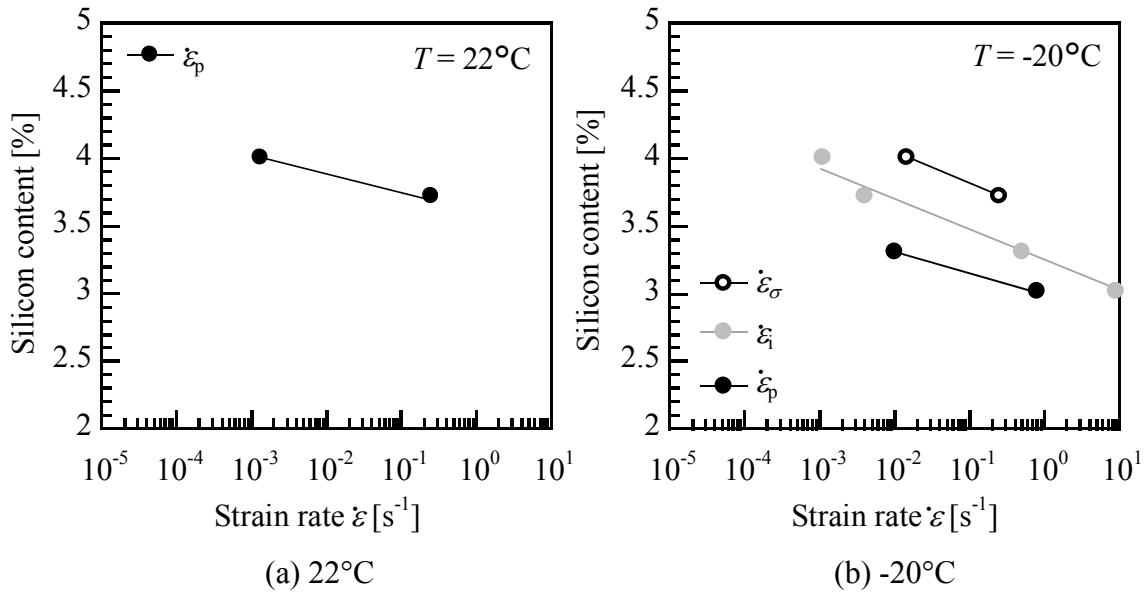


図 3.10 $\dot{\epsilon}_p$, $\dot{\epsilon}_i$, $\dot{\epsilon}_\sigma$ と Si 量の関係

3.4 切欠き三点曲げ強度と吸収エネルギー値の遷移条件比較

前述の通り、実際は、負荷速度(ひずみ速度)と使用温度の両方を同時に考慮して製品設計を行うため、設計者(実用側)には、強度、靱性に及ぼすひずみ速度と温度の影響を統括した評価方法が必要である。そこで本研究では、4.0~3.0%Si材のシャルピー衝撃試験結果及び高速三点曲げ試験結果に対して、ひずみ速度-温度パラメータ R 値(Strain rate-temperature parameter)による整理を行った。そして、各種吸収エネルギー値 \sqrt{E} , E_t , E_i と切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ を比較検討した。

図3.11に全吸収エネルギー値を試験時の温度とひずみ速度から式(3.1)より求めたひずみ速度-温度パラメータ R 値で整理した結果を示す。また、図3.12に最大荷重までの吸収エネルギー値 E_i 、図3.13に切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ を R 値で整理した結果を示す。図3.11では若干のばらつきが生じているが、図3.11~3.13のいずれの場合も R 値により整理できている。なお、この R 値のひずみ速度-温度依存性を統一的に評価するパラメータとしての有用性については、第4章にて、様々なひずみ速度と温度の条件下での平滑材と切欠き材の引張試験により詳しく検討した結果を述べている。図3.11~3.13では、縦軸の値(E_t , E_i , $\sigma_{b, \max}$)が低下し始める R 値の遷移条件(ひずみ速度及び温度の条件)が存在するため、これを図中に矢印(R_t , R_i , R_o)で示した。図3.11~3.13において、遷移条件の R 値(R_t , R_i , R_o)は、Si量が低いほど低くなっている。そこで、図3.14に R_t , R_i , R_o をSi量の関係で整理した結果を示す。図3.14において、それぞれの遷移条件の R 値は、Si量の低下により直線的に低下している。そして、 R_o ($\sigma_{b, \max}$ の遷移条件)における直線関係は、 R_t , R_i (E_t , E_i の遷移条件)のものよりも低 R 値側であ

る。したがって、製品使用時の R 値(ひずみ速度と温度)が吸収エネルギー値で見た場合の候補材の遷移条件(R_t や R_i)を超えていても、実際の強度の遷移条件はより厳しい R 値側(ひずみ速度と温度)に存在し、 R_t や R_i で材料の適用範囲を判断することはやや過剰な安全側の評価になると考える。もとより、強度設計において吸収エネルギー値は、設計強度の尺度としては相応しいものでない。

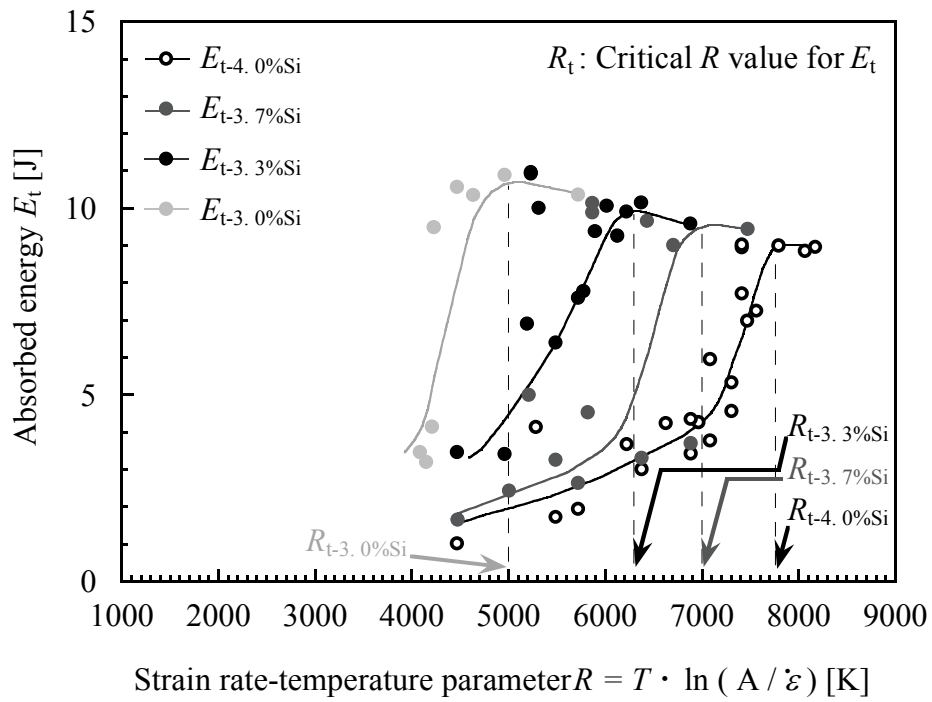


図 3.11 吸収エネルギー値 E_t とひずみ速度-温度パラメータ R 値の関係

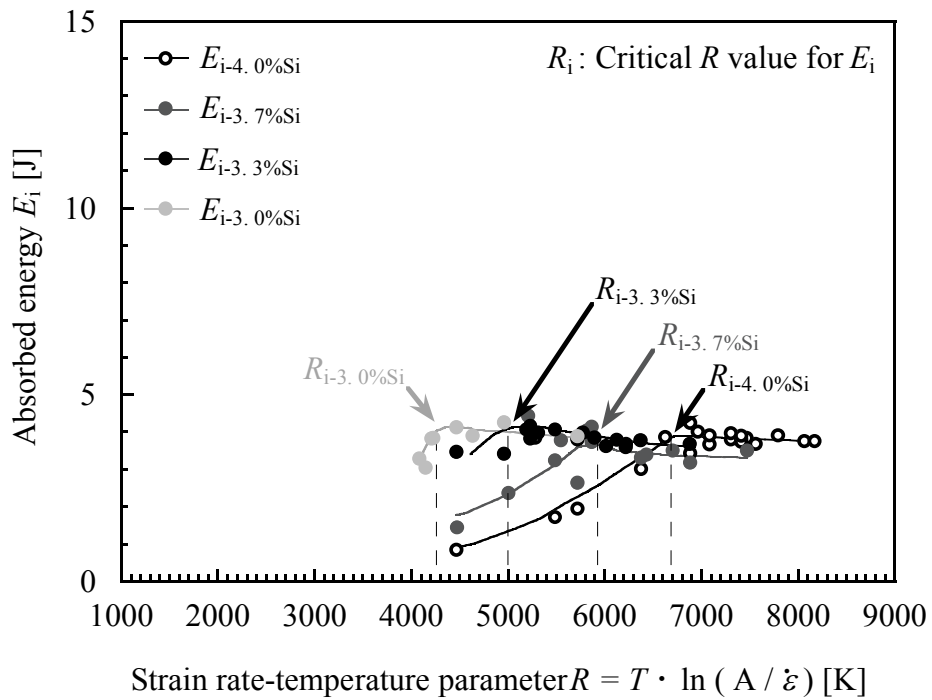


図 3.12 吸収エネルギー値 E_i とひずみ速度-温度パラメータ R 値の関係

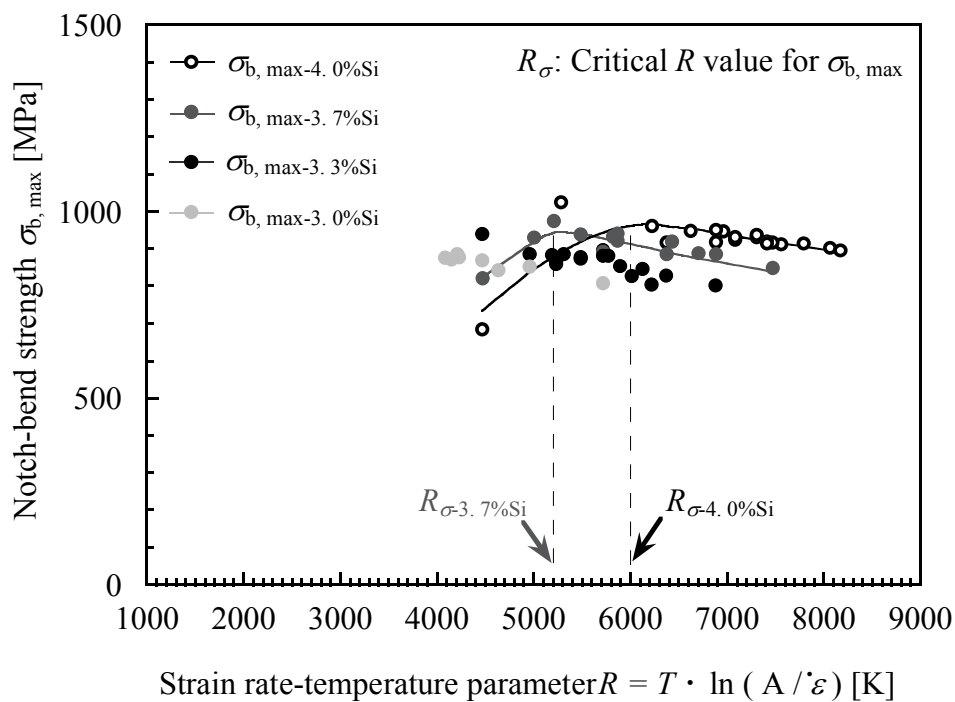


図 3.13 切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$ とひずみ速度-温度パラメータ R 値の関係

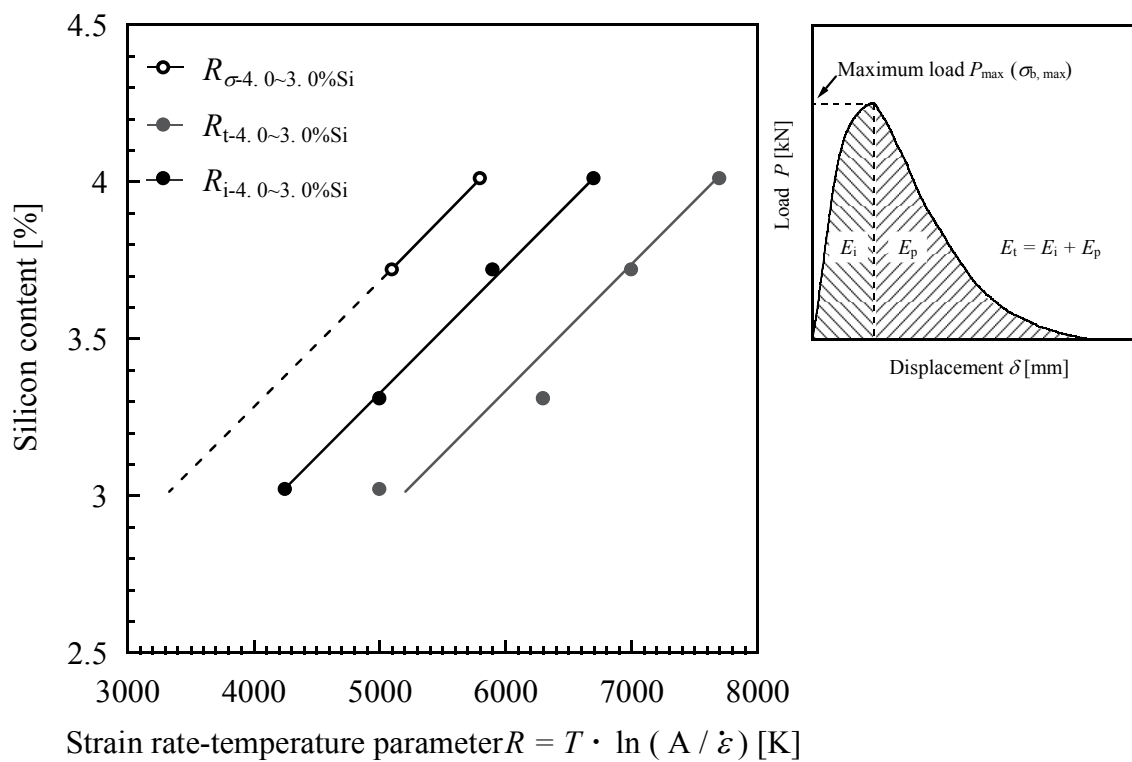


図 3.14 各評価値の遷移条件と Si 量の関係

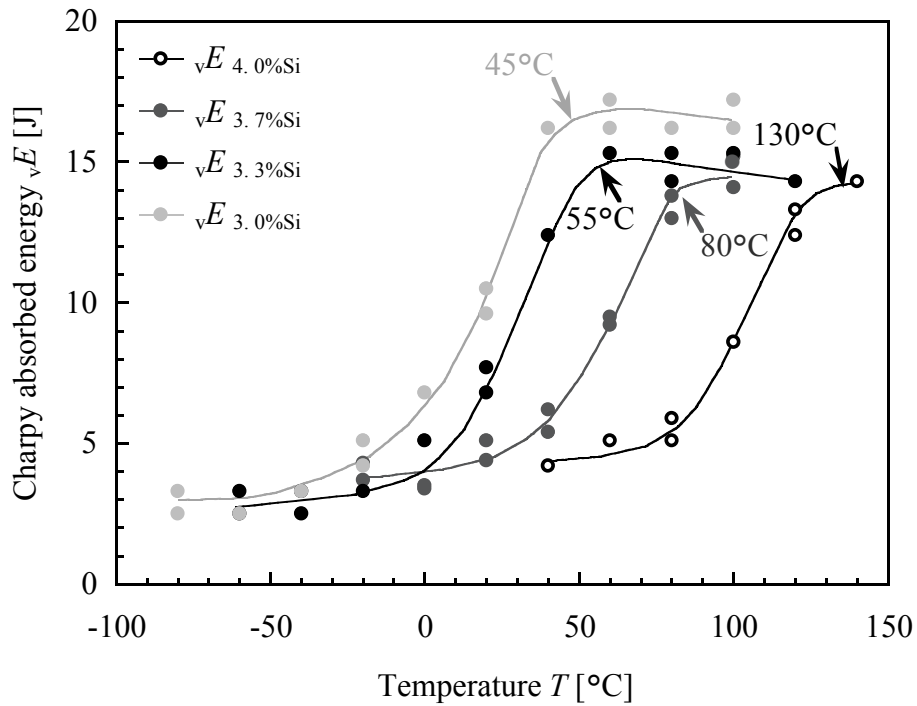
3.5 高速三点曲げ試験とシャルピー衝撃試験の遷移条件比較

これまでに、高速三点曲げ試験による切欠き三点曲げ強度と吸収エネルギー値の評価を行い、その遷移条件の違いについて示した。ここでは、工業的に用いられているシャルピー衝撃試験結果(吸収エネルギー値 \sqrt{E})についても R 値により整理し、試験方法の違いによる遷移条件の変化について考察する。

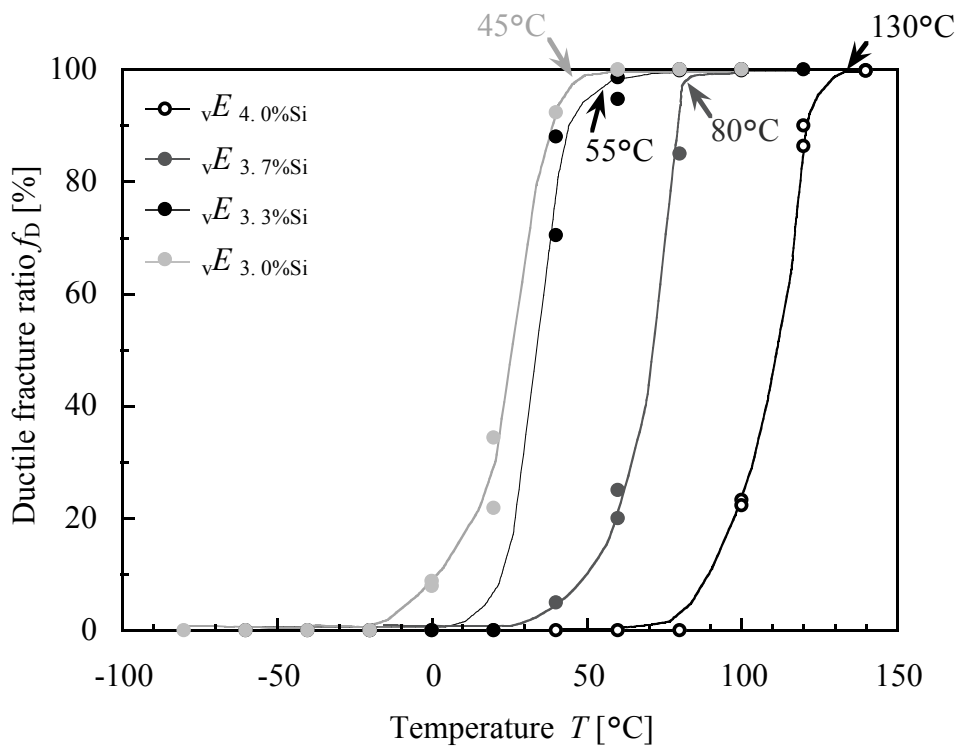
図 3. 15(a)に Si 量が 4. 0 ~ 3. 0%の高 Si 球状黒鉛鋳鉄について、シャルピー衝撃試験における吸収エネルギー値 \sqrt{E} と温度 T の関係を示す。いずれの材料も、温度低下に伴い、吸収エネルギー値 \sqrt{E} の曲線に遷移挙動が認められ、 \sqrt{E} は上部棚から急激に低下し始め、下部棚の領域となる。図 3. 15(b)に図 3. 15(a)の縦軸を延性破面率 f_b (破面上に観察されるディンプル破面領域の比率)で再整理した結果を示す。温度低下に伴い、延性破面率 f_b も \sqrt{E} と同様の傾向が認められる。これらの傾向は、温度低下に伴う破壊様式の延性-脆性遷移が吸収エネルギー値 \sqrt{E} の低下に大きく関係していることを示すものである。図 3. 15(a)中の各供試材料の遷移曲線において、矢印で示した \sqrt{E} が低下し始める温度は、Si 量の低下に伴い低温側に移動しており、既往研究の報告と一致する傾向である[18, 19]。

図 3. 16 に図 3. 15(a)における 4. 0 ~ 3. 0%Si 材の各シャルピー吸収エネルギー値 \sqrt{E} を試験時の温度とひずみ速度から式(3. 1)より求めたひずみ速度-温度パラメータ R 値で整理した結果を示す。図 3. 16 において、縦軸の値 \sqrt{E} が低下し始める R 値の遷移条件が 4. 0 ~ 3. 0%Si 材でそれぞれ存在するため、これを図中に \sqrt{R} で示した。このシャルピー衝撃試験における遷移条件 \sqrt{R} を Si 量の関係で整理した結果を図 3. 17 に示す。同図においては、高速三点曲げ試験における遷移条件

と比較するために, 図 3.14 の $R_{\sigma}(\sigma_{b, \max}$ の遷移条件)を Si 量の関係で整理した結果も再度示す. シャルピー衝撃試験の vR における直線関係は, R_{σ} のものよりも高 R 値側であり, 脆性破壊をはじめとする一発破壊に対する強度設計において, シャルピー衝撃試験は過剰に安全な評価であると言える.



(a) 吸収エネルギー値 \sqrt{E} と温度 T の関係



(b) 延性破面率 f_D と温度 T の関係

図 3.15 4.0~3.0%Si 材(高 Si 球状黒鉛鑄鉄)のシャルピー衝撃試験結果

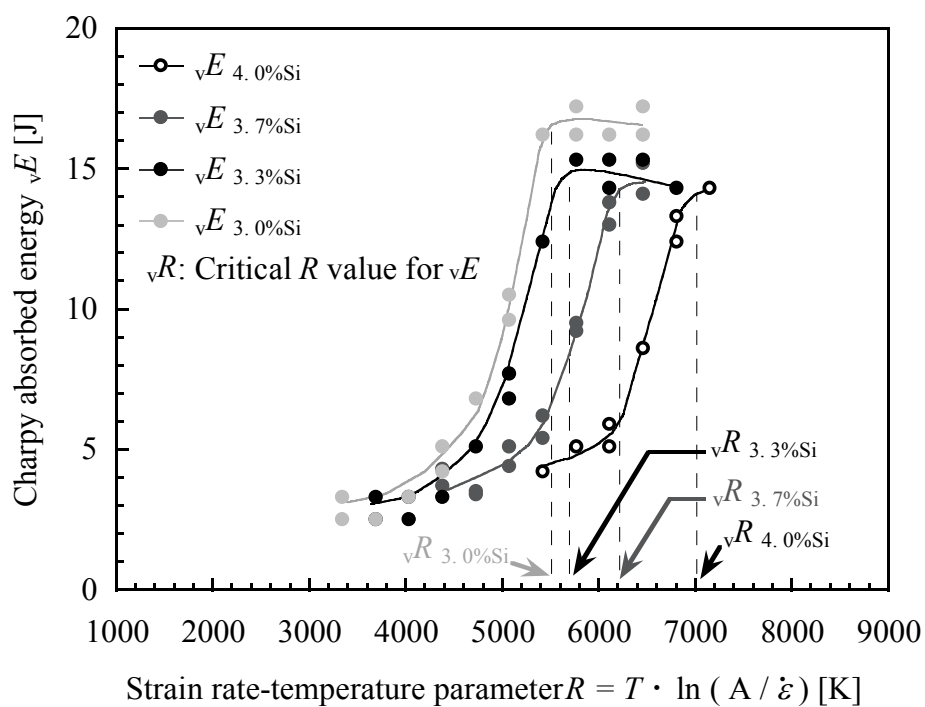


図 3.16 吸収エネルギー値 \sqrt{E} とひずみ速度-温度パラメータ R 値の関係

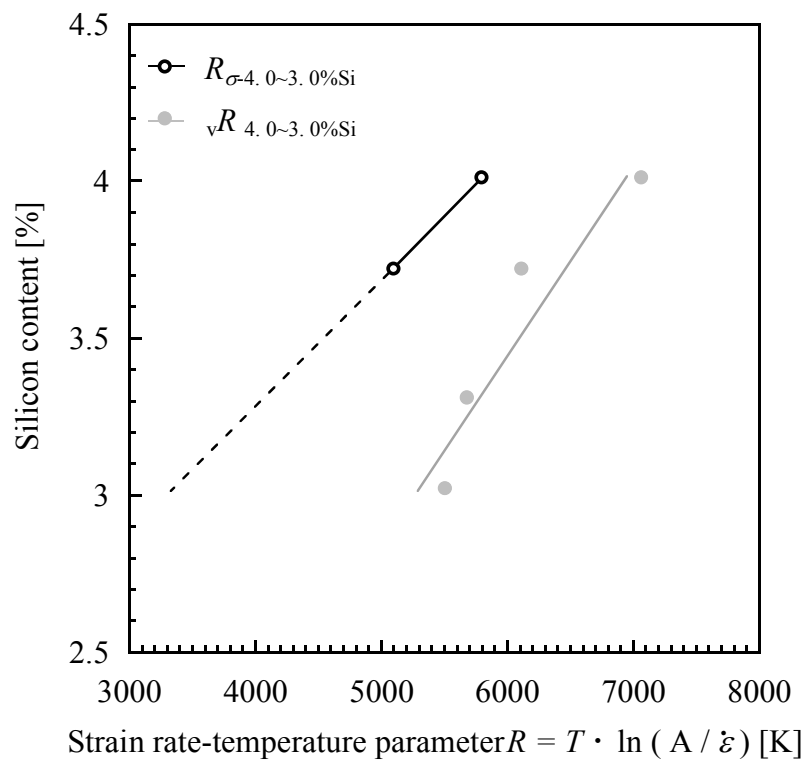


図 3.17 シャルピー衝撃試験(\sqrt{E} の遷移条件 \sqrt{R})と高速三点曲げ試験($\sigma_{b, \max}$ の遷移条件 R_{σ})の比較

3.6 結言

球状黒鉛鑄鉄の強度，靱性は温度のみならずひずみ速度の影響も受ける．これに対し，実際の製品設計上では，負荷速度(ひずみ速度)と使用温度の両方を同時に考慮する必要がある．本研究では，高 Si 球状黒鉛鑄鉄について，試験温度 22°C 及び-20°C，試験速度(ストローク変位速度) $10^{-3} \sim 10^2$ mm/s の条件で高速三点曲げ試験を行うとともにシャルピー衝撃試験を行い，この結果に対して，強度，靱性に及ぼすひずみ速度と温度の影響を統一的に評価するために，ひずみ速度-温度パラメータ R 値の適用を試みた．そして，切欠き三点曲げ強度と吸収エネルギー値の遷移条件(R 値)を比較した．得られた結論は，以下の通りである．

- (1) 各評価値(三点曲げにおける吸収エネルギー値 E_t , E_i 及び切欠き三点曲げ強度 $\sigma_{b, \max}$, シャルピー吸収エネルギー値 \sqrt{E})について，ひずみ速度-温度パラメータ R 値との関係で整理して示した．
- (2) 着目する評価値や試験方法によって，各評価値の遷移条件(各評価値の低下し始める R 値, R_σ , R_t , R_i , \sqrt{R})は異なる．球状黒鉛鑄鉄の強度設計において，慣習的なシャルピー衝撃試験における吸収エネルギー値を用いての材料に対する脆性破壊リスク評価は，過剰に安全側の評価になることを示唆した．もとより，強度設計において吸収エネルギー値は，設計強度の尺度としては相応しいものでない．
- (3) 各評価値の遷移条件(R_σ , R_t , R_i , \sqrt{R})は，Si 量との関係で直線的に整理できた．高 Si 球状黒鉛鑄鉄において，各遷移条件と Si 量の関係により，使用環境(温度とひずみ速度)を考慮した最適な Si 量を見積もることができる．

第4章 高Si球状黒鉛鑄鉄の切欠き引張強度に及ぼすひずみ速度・ 温度の影響とその構造部材としての考察

4.1 緒言

鉄鋼材料の強度，靱性は，温度のみならずひずみ速度の影響も受けるため[37, 38, 61, 62]，新材料の開発や新用途への実用化に向けては，強度，靱性面からの材料の適用限界を正しく知ることが重要である．各種構造物の設計においては，構造用材料の安全性を保障するためのひずみ速度の上限値と温度の下限値が存在する．その中でも要求が厳しい溶接構造部材において，外板-隔壁溶接部での限界値が上田らにより示されており[44]，柱-梁溶接止端部での限界値が岡下ら，豊田らにより示されているため[26, 27]，これらを表4.1に整理した．また，表4.1には，一般的な平滑材の引張試験ならびにVノッチシャルピー衝撃試験でのひずみ速度及び比較検討した温度の条件も示した[24, 25]．表4.1より，引張試験やVノッチシャルピー衝撃試験などの一般的な試験法では，構造用材料の強度，靱性面の高速，低温側適用限界を適切に把握出来ないことは明らかである．そこで，第2～3章では，応力集中の大きいVノッチシャルピー衝撃試験片に着目して様々な試験速度と温度での高速三点曲げ試験を行った．しかしながら，製品の設計，製造において，三点曲げ試験は設計基準強度を求める方法としては一般的ではなく，引張強さ，耐力や疲労限度などの引張特性に関連する値が必要とされる．ところで，引張特性に及ぼすひずみ速度と温度の影響に関する知見は少なく，特に球状黒鉛鑄鉄では殆ど調査されていない．

一方で，第1章で述べたように，欧州を中心として高Si球状黒鉛鑄鉄の構造

部材への適用検討が近年進められている。しかしながら、同材料は、常温から低温側において従来材よりもシャルピー吸収エネルギー値が低い。このことが懸念され、同材料の産業への適用は未だに限定的である。

したがって、高 Si 球状黒鉛鋳鉄の引張特性に及ぼすひずみ速度と温度の影響を示すことは、同材料の適用範囲を正しく判断する上で重要な知見のひとつとなる。また、得られた知見は、一般的な球状黒鉛鋳鉄の実用上での評価を行う上でも有用と考える。そこで本研究では、高 Si 球状黒鉛鋳鉄を評価対象として、平滑材での様々な変位速度と温度における引張試験を行った。さらに、ひずみ速度と温度の感受性を高めるために試験片に切欠きを設け、同様の評価を行った。そして、第 2 ～ 3 章における高速三点曲げ試験での検討に引き続き、切欠き強度に着目し、ひずみ速度-温度依存性の観点から、同材料の構造部材への適応性を定量的に考察した。

表 4.1 溶接構造部材と工業的試験におけるひずみ速度と温度の条件[24-27, 44]

| Industrial field | | Strain rate [s ⁻¹] | Temperature [°C] | R value [K] |
|------------------|--|-------------------------------------|--|-------------|
| Design | Welded part of outer plate-bulkhead (Ship hull) | ~ 1 | -10 ~ | 4846 ~ |
| | Weld toes of beam-column (Architectural structure) | ~ 2 | -18 ~ | 4522 ~ |
| Test | Tensile test | 10 ⁻⁵ ~ 10 ⁻² | Room temperature (≒ 25) | 6864 ~ 8923 |
| | V-notch Charpy impact test | ≒ 10 ² | Temperature range of this table (-18 ~ 25) | 3524 ~ 4118 |

4.2 実験方法

4.2.1 供試材料

供試材料は、表 4.2 に示す成分に調整した完全フェライト基地の高 Si 球状黒鉛鋳鉄である。300 kg 溶解炉にて目的の成分に調整した溶湯を注湯取鍋に移してサンドイッチ法(ポケット取鍋式)により球状化处理し、JIS G 5502 に規定されている B 号 Y ブロック砂型を用いて 0.2% の注湯流接種を施しながら注湯した。鑄造後そのまま図 4.1 に灰色で示す Y ブロック底から 40 mm の範囲より評価試験片を採取した。表 4.3 に、素材の引張試験結果を示す。引張試験結果は、JIS Z 2241 に規定されている 4 号引張試験片(直径 = 14 mm, 原標点間距離 = 50 mm)を用いて同規格に準拠して試験を行った結果である。

4.2.2 高速引張試験

図 4.2 に本実験で用いた試験片平行部の寸法を示す。試験片は、鑄鉄分野で一般的な試験片形状である丸棒の平滑材を準備した。また、ひずみ速度と温度の感受性を高めるために環状切欠き材を準備した。切欠き形状は、シャルピー衝撃試験片で用いられている V ノッチと同形状とした。ここで、シャルピー衝撃試験片に準じた図 4.2(b)に示す切欠き深さ 2 mm は、実際の鑄物製品の鑄肌や加工によって形成される面の凹凸よりも明らかに深いものである。また、図 4.2(b)に示す切欠き底半径 $\rho = 0.25$ mm については、例えば鑄造製品に関する規格でコーナー部の半径 ρ^* は 2 mm 以上であることが規定されている[34, 66]。したがって、本研究に用いる切欠き形状・寸法は、実製品に見られるものよりも非常に厳しいものである。なお、後述の切欠き強化に関する考察では、 $\rho = 0.25$ mm

の切欠き材とは別に、切欠き底半径を変えた $\rho=2\text{ mm}$ の切欠き材も用いた。

高速引張試験には電気油圧サーボ式試験機(島津製作所 E100kN)を用い、ストローク変位速度を $8.5 \times 10^{-3} \sim 2.7 \times 10^2\text{ mm/s}$ 、温度 T を $-130 \sim 25\text{ }^\circ\text{C}$ の条件にて試験した。そして、平滑材の引張強さ σ_B^{smooth} 及び環状切欠き材の切欠き強度 σ_B^{notch} を次式より求めた。

$$\left. \begin{aligned} \sigma_B^{\text{smooth}} &= 4P_{\text{max}} / \pi d^2 \\ \sigma_B^{\text{notch}} &= 4P_{\text{max}} / \pi d^2 \end{aligned} \right\} \quad (4.1)$$

ここで、 P_{max} は試験時の最大荷重、 d は平滑材試験片平行部及び環状切欠き材最小断面部(切欠き底部)の試験前の直径である。さらに、試験条件に伴う破壊様式の変化を示すために試験片の破面観察を行い、延性破面率 f_D (破面上に観察されるディンプル破面領域の比率)を測定した。また、 f_D が1%以下の極めて小さい試料については、走査型電子顕微鏡(日立ハイテクノロジーズ S-3400N)を用いて、延性破面の存在を観察した。

表 4.2 供試材料の成分(wt%)

| Material | C | Si | Mn | P | S | Cu | Mg |
|----------|------|------|------|-------|-------|------|-------|
| 4.0%Si | 3.27 | 3.94 | 0.35 | 0.023 | 0.010 | 0.02 | 0.043 |

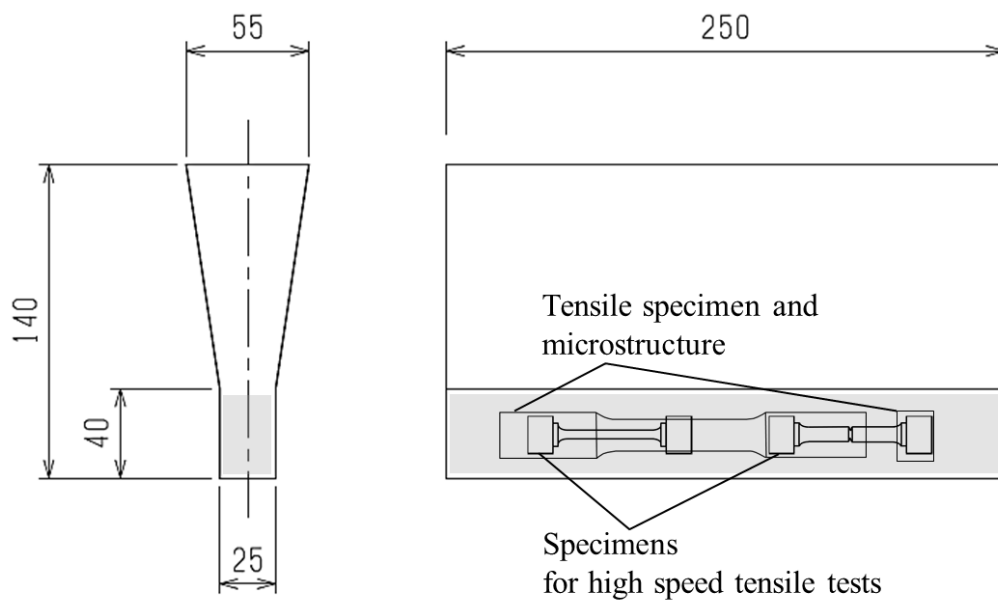
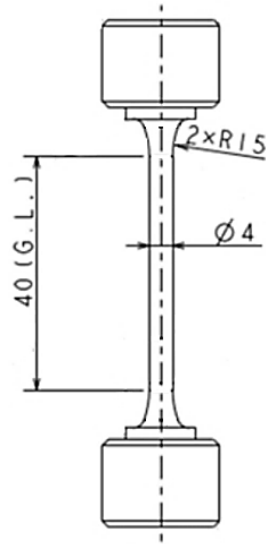


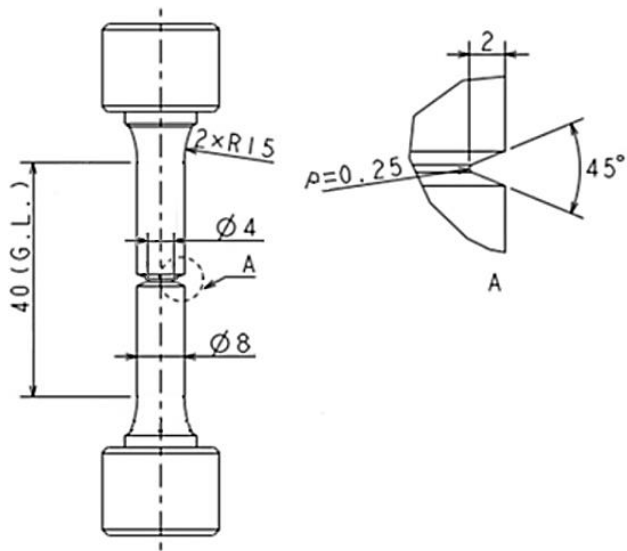
図 4.1 素材形状と供試材料の採取位置(mm)

表 4.3 供試材料の引張試験結果

| Material | Tensile strength σ_B [MPa] | 0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ [MPa] | Fracture strain ε_B [%] | Brinell hardness (HBW 10/3000) |
|------------------------------|--------------------------------------|--|--|-----------------------------------|
| High Si ductile cast iron | 543 | 426 | 20 | 186 |



(a) 平滑材 ($d = 4 \text{ mm}$, $\rho = \infty$)



(b) 切欠き材 ($d = 4 \text{ mm}$, $\rho = 0.25 \text{ mm}$)

図 4.2 丸棒の平滑材と環状切欠き材(切欠き材)の形状

4.2.3 ひずみ速度-温度パラメータの算出

本研究では、ひずみ速度と温度の影響を統一的に評価するために、第3章で述べたひずみ速度-温度パラメータ R 値(Strain rate-temperature parameter)を用い、平滑材の引張強さ σ_B^{smooth} 及び環状切欠き材の切欠き強度 σ_B^{notch} を整理した。 R 値の算出式について式(4.2)に再度示す。

$$R = T \cdot \ln(A / \dot{\epsilon}) \quad (4.2)$$

ここで、 T は試験温度、 A は材料定数、 10^8 s^{-1} である[38, 60]、 $\dot{\epsilon}$ は平滑材の平行部のひずみ速度 $\dot{\epsilon}^{\text{smooth}}$ 、または環状切欠き材の切欠き底のひずみ速度 $\dot{\epsilon}^{\text{notch}}$ である。平滑材の平行部のひずみ速度 $\dot{\epsilon}^{\text{smooth}}$ は、式(4.3)により定義した。

$$\dot{\epsilon}^{\text{smooth}} = (u(t) / t) / \lambda \quad (4.3)$$

ここで、 $u(t)$ はストローク変位であり、時間に比例するものとする。 λ は平行部長さ40 mm、 t は負荷時間である。一方、環状切欠き材の場合は、最も高いひずみ速度が生じる切欠き底に着目する。切欠き底のひずみは、実験での計測が極めて困難であるので、 $\dot{\epsilon}^{\text{notch}}$ は式(4.4)で表される算出方法[28-30]により求めた。

$$\dot{\epsilon}^{\text{notch}} = (u(t) / t) / \lambda \cdot K_{t\dot{\epsilon}} \quad (4.4)$$

ここで、 $K_{t\dot{\epsilon}}$ は有限要素法による弾性解析で求められたひずみ速度集中係数で[28-30]、本研究で用いた環状切欠き材の場合、 $K_{t\dot{\epsilon}}$ は9.49である。ひずみ速度集中係数の導出に関する詳細は、付録に記す。

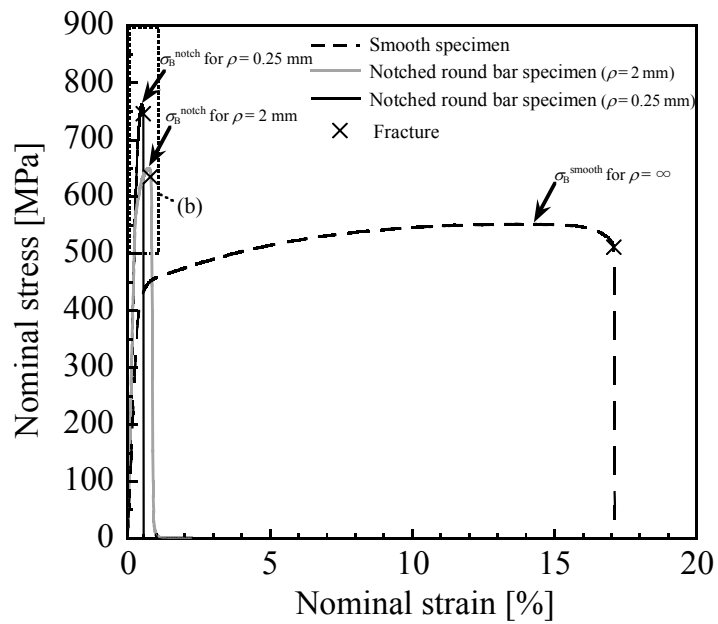
4.3 常温，静的の平滑材強度と切欠き材強度

図 4.3 に高 Si 球状黒鉛鑄鉄の常温，静的での引張試験における平滑材及び切欠き材の応力-ひずみ曲線を示し，表 4.4 に，その最大強度(σ_B^{smooth} 及び σ_B^{notch})を一覧に整理して示す．図 4.4 には，表 4.4 に記した最大強度と切欠き底半径 ρ の関係を示す．なお，ここでは考察のために，図 4.2(b)に示した $\rho = 0.25 \text{ mm}$ とは別に，切欠き底半径を変えた $\rho = 2 \text{ mm}$ における引張試験結果も示した．図 4.4 より，切欠き底半径が小さいほど最大強度は上昇している．このような切欠き強化は，鋼などの延性の高い材料で広く認識されている．本供試材と同程度の引張強さを有する一般のフェライト-パーライト基地球状黒鉛鑄鉄においても切欠き強化は確認されており，応力の多軸性と関連付けた考察が行われている [68]．そこで，有限要素法により応力の多軸度を示す指標 η を求めた [69, 70]． η は，式(4.5)により表される．

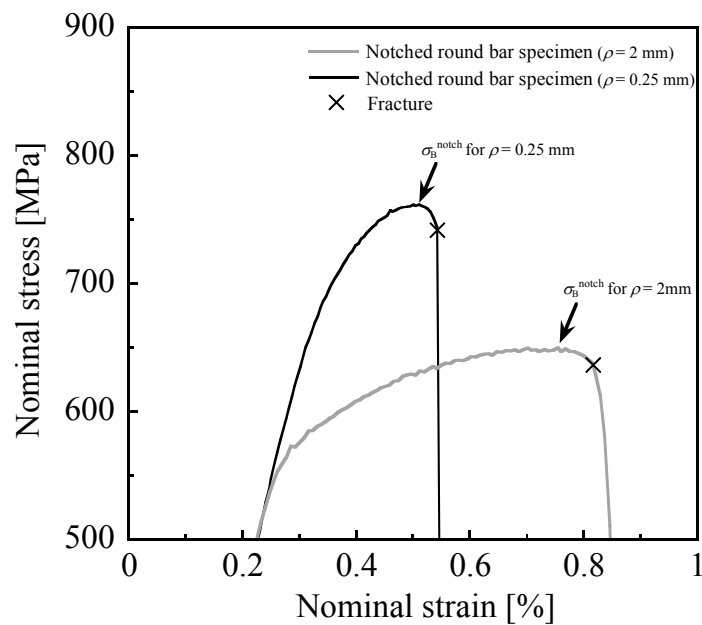
$$\eta = 3\sigma_m / \sigma_{\text{eq}} = \sqrt{2}(\sigma_r + \sigma_\theta + \sigma_z) / \sqrt{(\sigma_r - \sigma_\theta)^2 + (\sigma_\theta - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_r)^2} \quad (4.5)$$

ここで， σ_m は平均垂直応力， σ_{eq} は相当応力である．上式では，弾性解析の結果を用いているが，例えば間島ら [70] は，この方法で種々の鋼材に対して切欠き強化と応力の多軸性との関係を整理できている．したがって，基地組織がフェライトである高 Si 球状黒鉛鑄鉄も，同手法により切欠き強化と応力の多軸性との関連付けが定性的に可能であると考えられる．図 4.5 に，最大強度を η との関係で整理した結果を示す．図 4.5 より， η の上昇に伴い最大強度は上昇しており，切欠きにより応力の多軸性が高くなることが高 Si 球状黒鉛鑄鉄の切欠き強化に

影響していると考えられる.



(a) 応力-ひずみ曲線



(b) 応力-ひずみ曲線中の破線領域の拡大図

図 4.3 高 Si 球状黒鉛鋳鉄の常温，静的での引張試験における平滑材及び切欠き材の応力-ひずみ曲線

表 4.4 常温，静的での平滑材と切欠き材の引張試験結果

| Test conditions | | | Test results | | Triaxiality factor η |
|-------------------------------|----------------------|------------------------------|------------------------------|--|---------------------------|
| Notch root radius ρ [mm] | Temperature T [°C] | Stroke speed $u(t)/t$ [mm/s] | Maximum load P_{\max} [kN] | Tensile strength σ_B^{smooth} and notch strength σ_B^{notch} [MPa] | |
| ∞ (smooth) | 25 ± 1 | 0.01 | 6.8 | 553 | 1 |
| 2 | | 0.01 | 8.3 | 650 | 1.29 |
| 0.25 | | 0.01 | 10.0 | 762 | 1.47 |

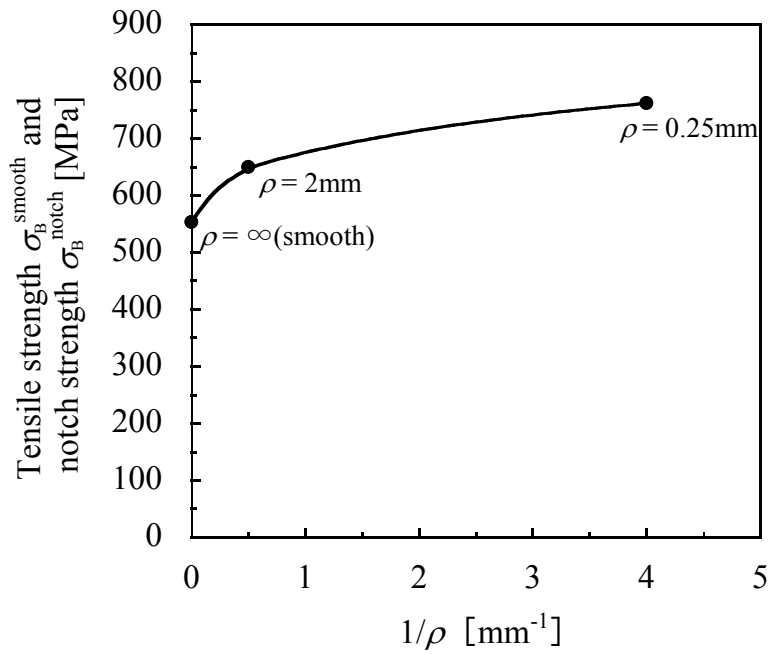


図 4.4 常温, 静的での引張試験における平滑材, 切欠き材の最大強度(σ_B^{smooth} 及び σ_B^{notch})と $1/\rho$ の関係

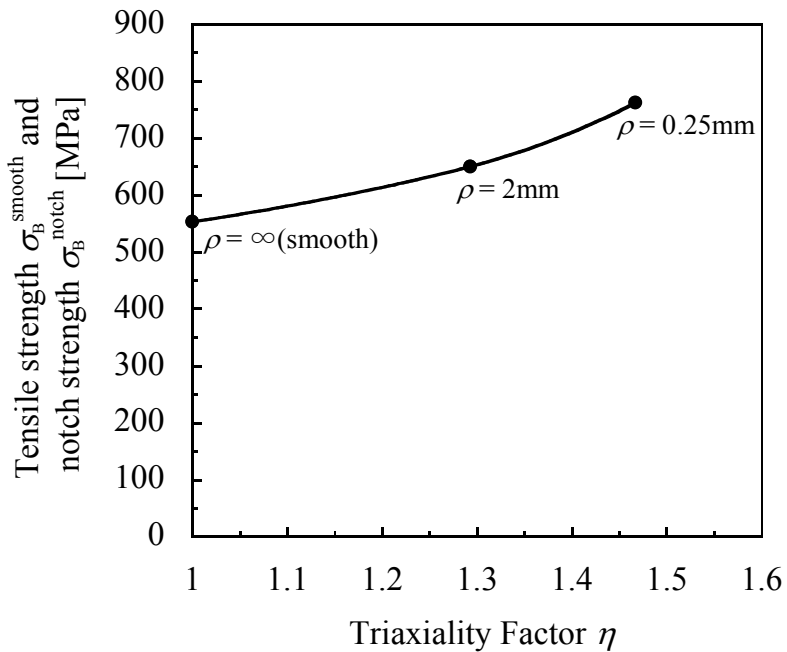


図 4.5 常温, 静的での引張試験における平滑材, 切欠き材の最大強度(σ_B^{smooth} 及び σ_B^{notch})と応力の多軸度を示す指標 η の関係

4.4 切欠き強度に及ぼすひずみ速度と温度の影響

4.4.1 平滑材

表 4.5 に、高 Si 球状黒鉛鋳鉄の平滑材における種々の温度と速度での引張試験結果を一覧にまとめて示す。図 4.6 には、表 4.5 に記した引張強さ σ_B^{smooth} と R 値の関係を実線で示す。また、図中には同じ強度レベルの鉄鋼材料や通常のフェライト基地球状黒鉛鋳鉄の文献値[38, 67]を比較として示した。本実験で求めた平滑材の引張強さ σ_B^{smooth} は R 値により整理できており、 R 値が低下するほど、 σ_B^{smooth} が上昇する。この高 Si 球状黒鉛鋳鉄における σ_B^{smooth} の R 値依存性は、一般に用いられている延性的材料の鉄鋼材料やフェライト基地球状黒鉛鋳鉄と同様の傾向を示した。

表 4.5 高 Si 球状黒鉛鑄鉄における平滑材の高速引張試験結果

| Test conditions | | | Test results | | R value [K] |
|-------------------------|------------------------------------|--|--|--|-------------|
| Temperature T [°C] | Stroke speed $u(t)/t$ [mm/s] | Strain rate $\dot{\epsilon}^{\text{smooth}}$ [s ⁻¹] | Maximum load P_{max} [kN] | Tensile strength $\sigma_{\text{B}}^{\text{smooth}}$ [MPa] | |
| 25±1 | 0.01 | 0.0002 | 6.8 | 553 | 8033 |
| | 2.76 | 0.07 | 7.3 | 588 | 6292 |
| | 20.0 | 0.50 | 7.3 | 601 | 5701 |
| | 97.9 | 2.45 | 7.8 | 620 | 5237 |
| | 273 | 6.84 | 7.7 | 630 | 4921 |
| -100±1 | 20.0 | 0.50 | 8.2 | 668 | 3276 |
| -130±1 | 20.0 | 0.50 | 8.1 | 664 | 2726 |

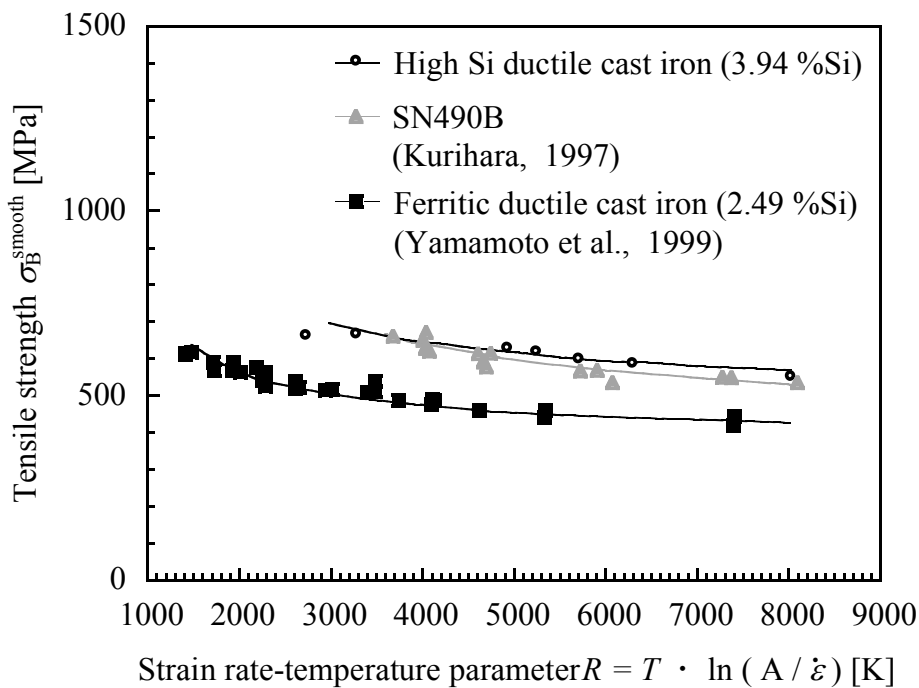


図 4.6 高 Si 球状黒鉛鑄鉄, 通常のフェライト基地球状黒鉛鑄鉄(2.49%Si),

SN490B(鋼材)の引張強さ $\sigma_{\text{B}}^{\text{smooth}}$ とひずみ速度-温度パラメータ R の関係
[38, 67]

4.4.2 切欠き材

表 4.6 に、高 Si 球状黒鉛鋳鉄の環状切欠き材における種々の温度と速度での引張試験結果を一覧にまとめて示す。これまでに、図 4.6 の平滑材では、ひずみ速度と温度の影響を R 値により整理できることを述べてきた。次に、 $\rho=0.25$ mm の切欠きを設けた引張試験片の場合についても R 値による整理を試みる。まず図 4.7 に、 T が $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ の他に、 $-42, -100, -130\text{ }^{\circ}\text{C}$ の各温度における $\sigma_{\text{B}}^{\text{notch}}$ と $\dot{\epsilon}^{\text{notch}}$ の関係を示す。図 4.7 では、 $\sigma_{\text{B}}^{\text{notch}}$ は $\dot{\epsilon}^{\text{notch}}$ の上昇とともに大きくなる傾向にあるが、ある限界のひずみ速度を超えると低下する。この $\sigma_{\text{B}}^{\text{notch}}$ が低下し始める臨界のひずみ速度は、温度が低くなるほど小さくなっている。そこで、図 4.7 を $\sigma_{\text{B}}^{\text{notch}}$ と R 値の関係に再整理した結果を図 4.8 に示す。 $\sigma_{\text{B}}^{\text{notch}}$ は R 値と良い相関があり、本実験範囲において、切欠き強度のひずみ速度-温度依存性の評価にひずみ速度-温度パラメータ R 値を利用できることが示された。

表 4.6 高 Si 球状黒鉛鑄鉄における切欠き材の高速引張試験結果

| Test conditions | | | Test results | | <i>R</i> value [K] |
|------------------------------|---|---|---|--|--------------------|
| Temperature <i>T</i> [°C] | Stroke speed <i>u</i> (<i>t</i>)/ <i>t</i> [mm/s] | Strain rate $\dot{\epsilon}^{\text{notch}}$ [s ⁻¹] | Maximum load <i>P</i> _{max} [kN] | Notch strength $\sigma_{\text{B}}^{\text{notch}}$ [MPa] | |
| 25 ± 1 | 0.01 | 0.002 | 10.0 | 762 | 7344 |
| | 0.84 | 0.20 | 10.5 | 836 | 5969 |
| | 18.1 | 4.35 | 10.8 | 876 | 5048 |
| | 46.3 | 11.1 | 9.9 | 786 | 4774 |
| -42 ± 1 | 0.01 | 0.002 | 10.4 | 820 | 5671 |
| | 8.42 | 2.00 | 11.1 | 875 | 4087 |
| | 16.3 | 3.86 | 9.8 | 776 | 3943 |
| -100 ± 1 | 0.01 | 0.002 | 10.0 | 798 | 4262 |
| | 0.08 | 0.02 | 10.9 | 858 | 3855 |
| | 16.0 | 3.78 | 7.0 | 557 | 2965 |
| -130 ± 1 | 0.08 | 0.02 | 9.2 | 791 | 3194 |
| | 16.5 | 3.90 | 3.9 | 307 | 2451 |

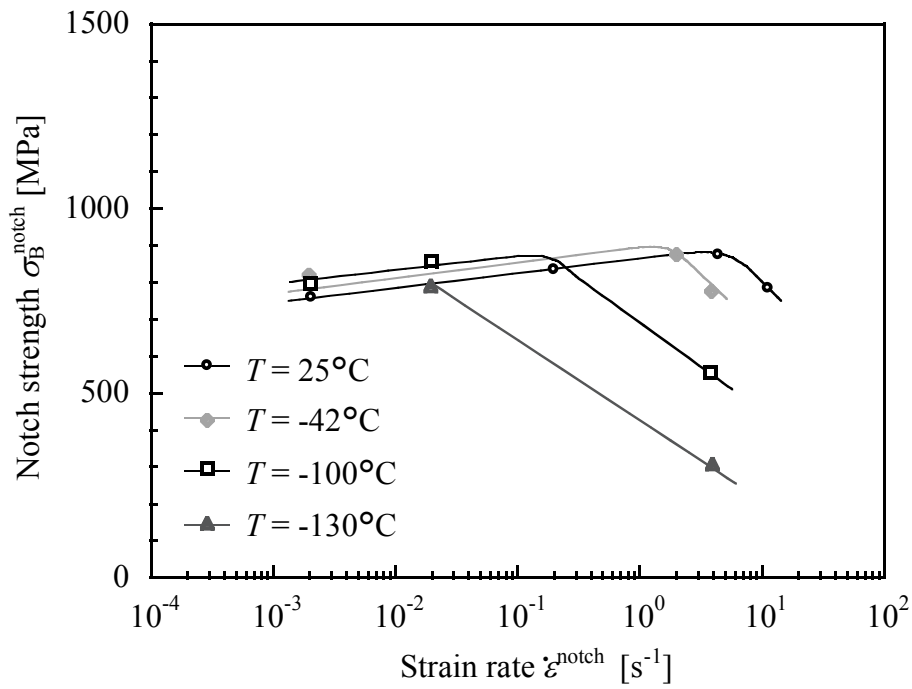


図 4.7 高 Si 球状黒鉛鋳鉄の切欠き強度 σ_B^{notch} とひずみ速度 $\dot{\epsilon}^{\text{notch}}$ の関係

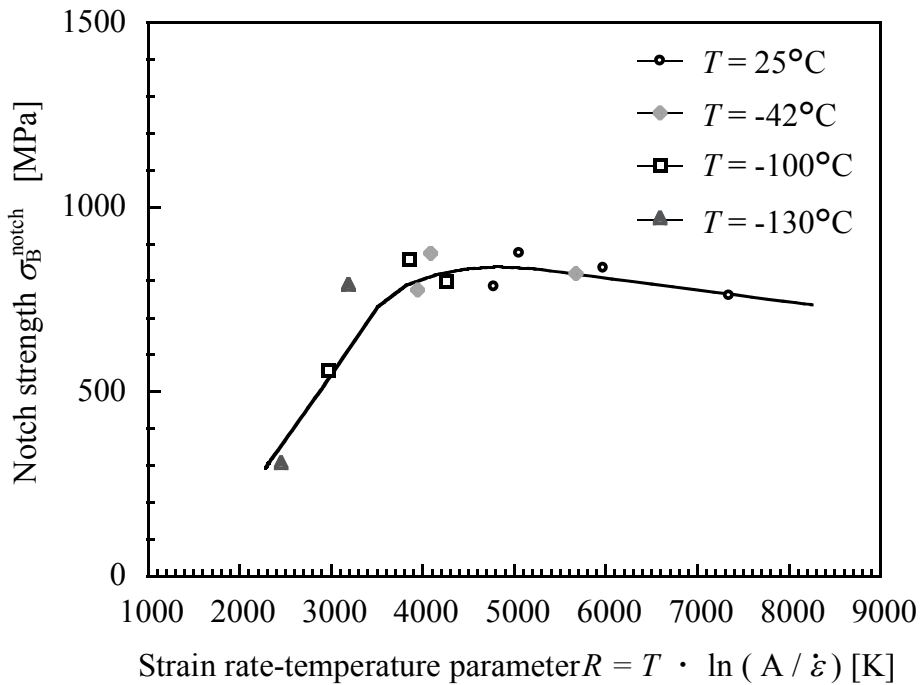


図 4.8 高 Si 球状黒鉛鋳鉄の切欠き強度 σ_B^{notch} とひずみ速度-温度パラメータ R の関係

4.5 溶接構造物の設計要件と高 Si 球状黒鉛鑄鉄の構造部材としての考察

図 4.8 では、 R 値の低下に伴う $\sigma_B^{\text{notch}}(\rho=0.25 \text{ mm})$ の低下が R 値 2450 ~ 4300 K の範囲で確認された。そこで、このような σ_B^{notch} の低下が溶接構造部材の設計要件として用いられる温度とひずみ速度の条件において、実用上問題となるか考察する。溶接構造部材の分野で要求されるひずみ速度や温度の部材強度特性に及ぼす影響を調査した研究は多く、ひずみ速度の上限値と温度の下限値は、表 4.1 のようにまとめることができる[26, 27, 44]。これらの条件を用いて、各溶接構造部材の R 値を式(4.2)より算出し、一般の材料特性試験である引張試験及びシャルピー衝撃試験における R 値とも比較した。表 4.1 より、今回の実験の範囲内においては、溶接構造部材の設計に求められる下限 R 値 4522 K と比較して、シャルピー衝撃試験における R 値 3524 ~ 4118 K は低 R 値側に有り、過剰な条件であると言える。

図 4.9 に、図 4.8 の切欠き強度 σ_B^{notch} と R 値の関係の中に、強度設計の基準として用いられる常温、静的での平滑材引張強さ $\sigma_{B,RT}^{\text{smooth}}$ を破線で示す。同図には、表 4.1 での溶接構造部材の下限 R 値と引張試験、シャルピー衝撃試験における R 値の範囲も示している。図 4.9 より、 R 値 4522 K 以上の範囲において高 Si 球状黒鉛鑄鉄の σ_B^{notch} は、 $\sigma_{B,RT}^{\text{smooth}}$ に比べて 30 ~ 50%程高い。このことから、溶接構造部材で要求される R 値 4522 K 以上の範囲においては、高 Si 球状黒鉛鑄鉄品設計時の破壊基準として常温、静的での引張強さを用いることが瞬時破壊の発生に対し安全側の設計であると言える。なお、シャルピー衝撃試験は、今回の事

例において、実用上の下限界を下回る R 値における評価法であり、設計強度評価法としては、その妥当性に疑問がある。

ところで、図 4.9 では、 R 値の低下、すなわち低温、高速化によって切欠き強度 σ_B^{notch} が上昇し、ピークに達した後に低下する挙動が見られる。この挙動を以下に考察する。図 4.10 に、図 4.9 で示す切欠き材の各実験点について、破面に占めるディンプル破面の比率 f_D (延性破面率) と R 値の関係で整理した結果を示す。図 4.11(a), (b), (c) では、図 4.10(b) 中に示される実験点 A, B, C それぞれの試験片切欠き底部の破面 SEM 像を示している。図 4.10 及び図 4.11 において、 R 値の低下に伴い f_D は減少しており、ディンプル破面領域の減少(脆性破面領域の増加)と図 4.9 で示した σ_B^{notch} の上昇が対応している。この傾向は、例えば坂巻らの報告にあるような極低炭素鋼での事例[71]と同様である。そして、高強度な材料ほどディンプル破面の領域が小さくなり破面様相が脆性的になる傾向と一致する。また、図 4.10 及び図 4.11 において、 R 値 4000 K 付近でディンプル破面は完全に消失し始めており、図 4.9 における σ_B^{notch} が低下し始める R 値と一致している。このように、破面が完全に脆性的な様相を示すようになってからは R 値の低下に伴い切欠き強度 σ_B^{notch} が低下している傾向は、第 2 章で述べた V ノッチシャルピー衝撃試験片を用いた高速三点曲げ試験での報告と一致する。以上のように、高 Si 球状黒鉛鋳鉄における σ_B^{notch} の R 値依存性を破面解析の結果と関連付けることができた。

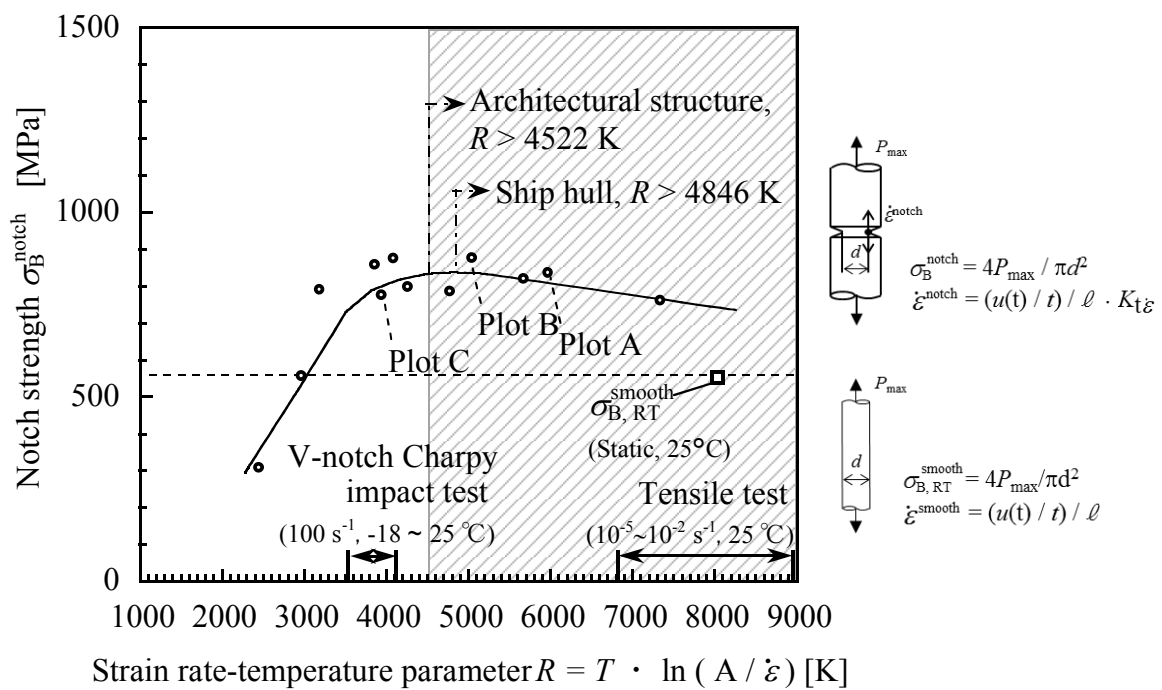
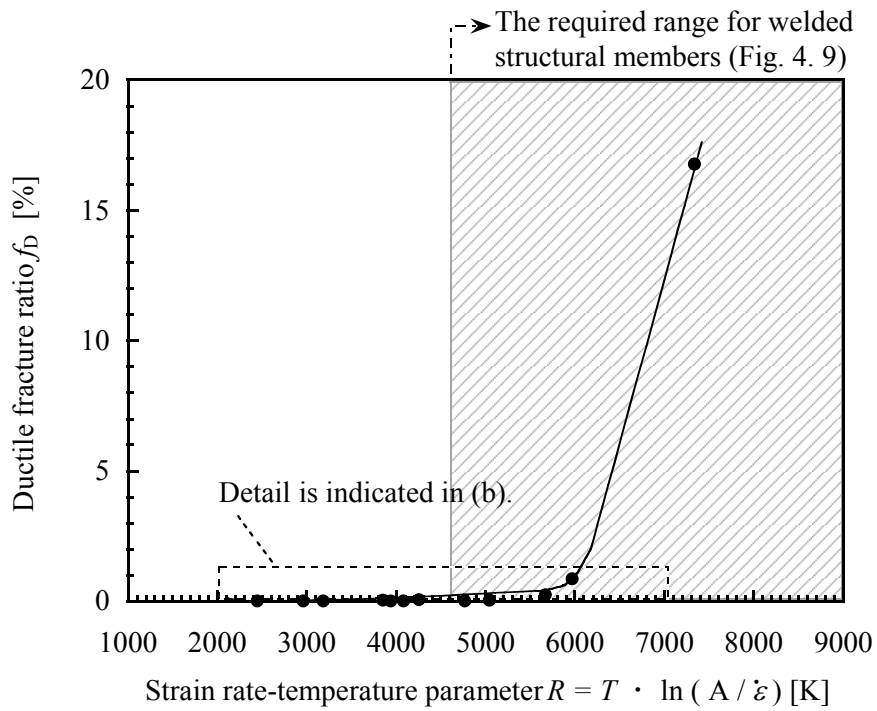
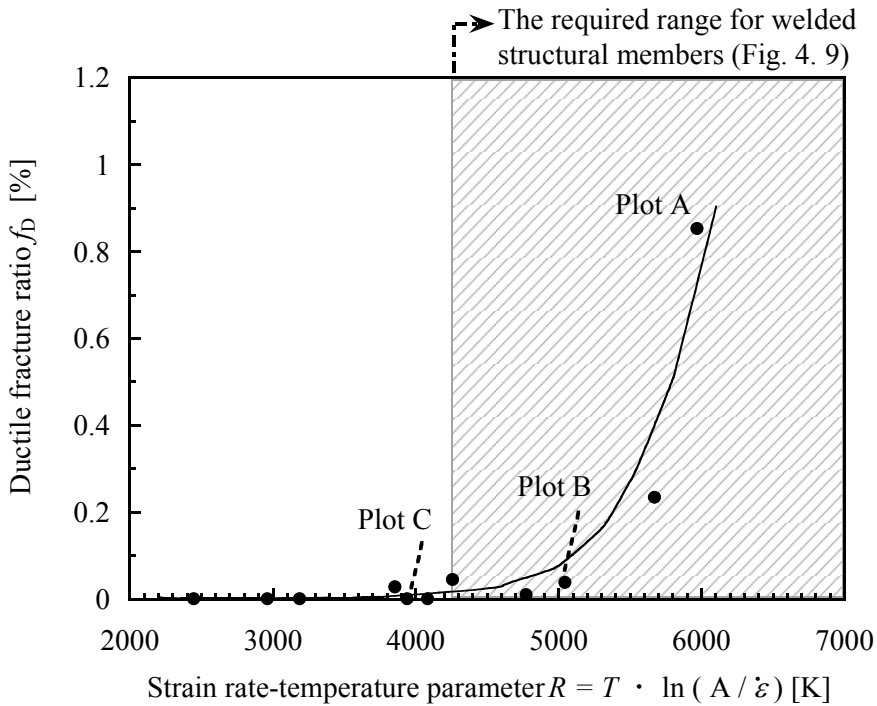


図 4.9 切欠き強度 σ_B^{notch} と常温，静的での引張強さ $\sigma_{B, RT}^{\text{smooth}}$ の比較及び溶接構造

物の設計要件

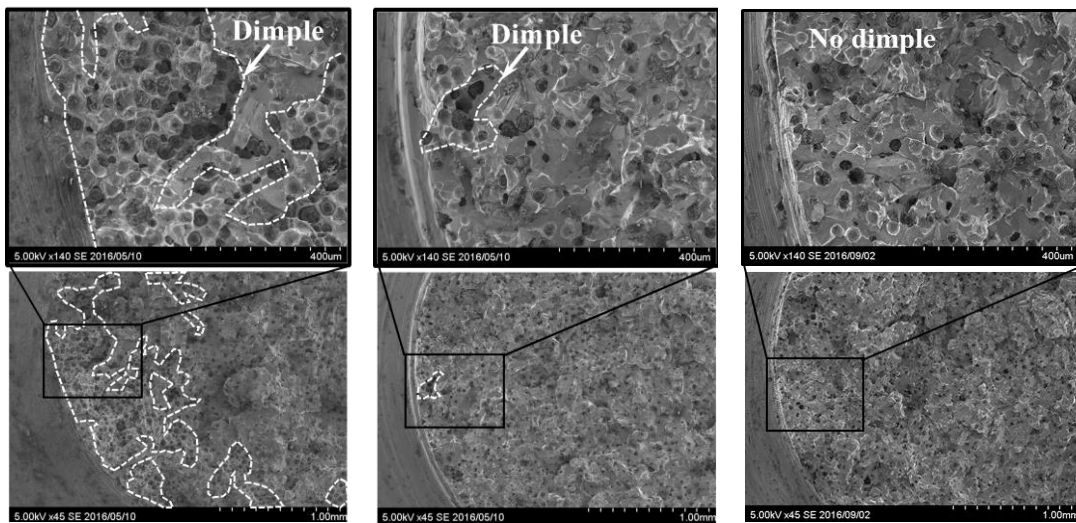


(a) 延性破面率 f_D とひずみ速度-温度パラメータ R の関係



(b) 破線領域の拡大図

図 4. 10 延性破面率 f_D とひずみ速度-温度パラメータ R の関係及び溶接構造物の設計要件



(a) 図 4. 10(b)中の実験 (b) 図 4. 10(b)中の実験 (c) 図 4. 10(b)中の実験

点 A における破面の

点 B における破面の

点 C における破面の

SEM 像

SEM 像

SEM 像

$R = 5969 \text{ K}$

$R = 5048 \text{ K}$

$R = 3943 \text{ K}$

$\sigma_B^{\text{notch}} = 836 \text{ MPa}$

$\sigma_B^{\text{notch}} = 876 \text{ MPa}$

$\sigma_B^{\text{notch}} = 776 \text{ MPa}$

図 4. 11 高速引張試験における実験点 A, B, C(図 4. 9 及び 4. 10)の試験片破面

SEM 像

4.6 結言

本研究では、設計上において最も一般的な負荷形式である引張負荷形式に着目し、高 Si 球状黒鉛鋳鉄の平滑材強度及び切欠き材強度に及ぼすひずみ速度と温度の影響調査するために、 $T = -130 \sim 25 \text{ }^\circ\text{C}$ 、ひずみ速度 $\dot{\epsilon}^{\text{smooth}}$ 、 $\dot{\epsilon}^{\text{notch}} = 10^{-4} \sim 10^1 \text{ s}^{-1}$ の条件にて、高速引張試験を行った。そして、平滑材強度及び切欠き材強度を対象に、ひずみ速度-温度パラメータ R 値による整理を試みた。また、構造部材がさらされる最も厳しい部類のひずみ速度・温度条件と比較することで、高 Si 球状黒鉛鋳鉄の溶接構造部材への適応性を定量的に考察した。得られた結論は、以下の通りである。

- (1) 高 Si 球状黒鉛鋳鉄の切欠き強度 σ_B^{notch} ($\rho = 0.25 \text{ mm}$)は R 値によって整理できる。すなわち、 R 値は切欠き強度のひずみ速度-温度依存性を統一的に評価するパラメータとして有用である。
- (2) 船舶、建築分野など溶接構造部材におけるひずみ速度の上限値と温度の下限値の設計条件より具体的な R 値を示し、シャルピー衝撃試験の条件が過剰であることを示唆した。
- (3) 溶接構造部材の設計条件とされる R 値の範囲において、切欠き強度 σ_B^{notch} は、常温、静的での平滑材引張強さ $\sigma_{B,RT}^{\text{smooth}}$ よりも十分に高いことが明らかとなり、高 Si 球状黒鉛鋳鉄の設計強度として $\sigma_{B,RT}^{\text{smooth}}$ の適用が可能であることを示唆した。

第 5 章 切欠き強化下限界条件($R_{th} \leq R$)の提案とその有用性

5.1 緒言

これまでに述べたように、球状黒鉛鋳鉄の一発破壊(中でも脆性破壊)に対する評価法のひとつとしてシャルピー衝撃試験が普及しており、一方ではこれが新用途や新材料及び代替材料の実用化に向けた大きな妨げになっている。しかしながら、球状黒鉛鋳鉄の脆性破壊に対しては、同材料の強度、靱性に及ぼす温度の影響のみならずひずみ速度の影響にも着目する必要があることが第 2 章で示された。さらに、第 3 章では、ひずみ速度-温度パラメータ R 値を用いて、強度、靱性に及ぼすひずみ速度、温度の影響を統括して評価した。そして、評価値(強度、靱性)によりその遷移条件(ひずみ速度、温度)が異なるため、評価値に何をを用いるかは、材料の適用範囲の判断へ大きく影響することを述べた。もとより、強度設計において吸収エネルギー値は、設計強度の尺度としては相応しいものでない。また、球状黒鉛鋳鉄品にはリブや肉厚変化部、コーナー部を有するものが多く存在し[34]、高負荷を受ける部位に応力集中部を含む場合があるため、切欠き材の強度を把握することが重要である。そこで、現実に即した設計強度評価法を検討する上で、第 4 章では、設計上において最も一般的な負荷形式である引張負荷形式において、高 Si 球状黒鉛鋳鉄の平滑材強度及び切欠き材強度に及ぼすひずみ速度と温度の影響をひずみ速度-温度パラメータ R 値により整理した。そして、切欠き材強度が平滑材強度を上回る R 値の条件(ひずみ速度と温度)は、構造部材がさらされる最も厳しい部類の R 値を含む十分に広い範囲で存在することが明らかとなった。このことは、製品設計上構造部材に要求さ

れるひずみ速度と温度の条件下において、従来通り平滑材の常温静的強さを設計強度として採用できることを意味する。そこで本研究では、製品設計上構造部材に要求される R 値において切欠き材強度が平滑材強度を上回るひずみ速度と温度の限界条件を切欠き強化下限界条件(Notch strengthening threshold: $R_{th} \leq R$)と定義し、これを球状黒鉛鑄鉄の脆性破壊をはじめとする一発破壊に対する構造材料としての安全性と適用範囲を明示するための設計強度評価法として提案する。そして、各種産業分野で実際に安全に用いられてきた従来の中～高強度球状黒鉛鑄鉄へ本評価手法を適用し、切欠き強化下限界条件($R_{th} \leq R$)の有用性について検討する。

5.2 実験方法

5.2.1 中～高強度球状黒鉛鑄鉄の組織と機械的性質

供試材料は、中～高強度球状黒鉛鑄鉄であり、表 5. 1 に示す成分に調整したフェライト-パーライト基地球状黒鉛鑄鉄(JIS-FCD500 と JIS-FCD700)である。また、完全パーライト基地の球状黒鉛鑄鉄(PDI)である。素材の形状は、図 5. 1 に示す JIS G 5502[20]規定の B 号 Y ブロックである。300 kg 溶解炉にて目的の成分に調整した溶湯を注湯取鍋に移してサンドイッチ法(ポケット取鍋式)により球状化处理し、砂型に 0. 2%の注湯流接種を施しながら注湯した。なお、本研究では、目的の強度を得るために Cu 量を調整し、JIS-FCD500 と JIS-FCD700 は、鑄造後そのまま用いた。さらに、PDI は、完全パーライト基地とするために図 5. 2 に示す熱処理を施した。評価試験片は、B 号 Y ブロックより、図 5. 1 に灰色で示す Y ブロック底から 40 mm の範囲より採取した。

図 5. 3 に各供試材料の組織写真を示し、表 5. 2 に JIS G 5502 に基づく各供試材料の球状化率測定結果を示す。各供試材料において黒鉛粒径、球状化率、黒鉛面積率は同等である。表 5. 3 に、各供試材料の JIS Z 2241[48]に基づく 4 号試験片での引張試験(島津製作所 UH300kNC)の結果を示す。また、表 5. 3 には、JIS Z 2243[51]に基づいたブリネル硬さ試験(島津製作所)の結果を示す。ここで、図 5. 4(a)～(c)に、各供試材料の引張特性及びブリネル硬さを表 5. 2 に示した各供試材料のパーライト率の関係で整理した結果を示す。図 5. 4(a)～(c)に示すように、パーライト率の上昇に伴い、供試材料の引張強さ、耐力と硬さは高くなり、伸びは低下する。

表 5.1 供試材料の成分(wt%)

| Material | C | Si | Mn | P | S | Cu | Mg |
|-------------------------|------|------|------|-------|-------|------|-------|
| JIS-FCD500 (As cast) | 3.75 | 2.08 | 0.40 | 0.021 | 0.004 | 0.24 | 0.044 |
| JIS-FCD700 (As cast) | 3.69 | 2.10 | 0.41 | 0.023 | 0.003 | 0.40 | 0.038 |
| PDI (Normalizing) | 3.66 | 2.09 | 0.41 | 0.024 | 0.004 | 0.73 | 0.041 |

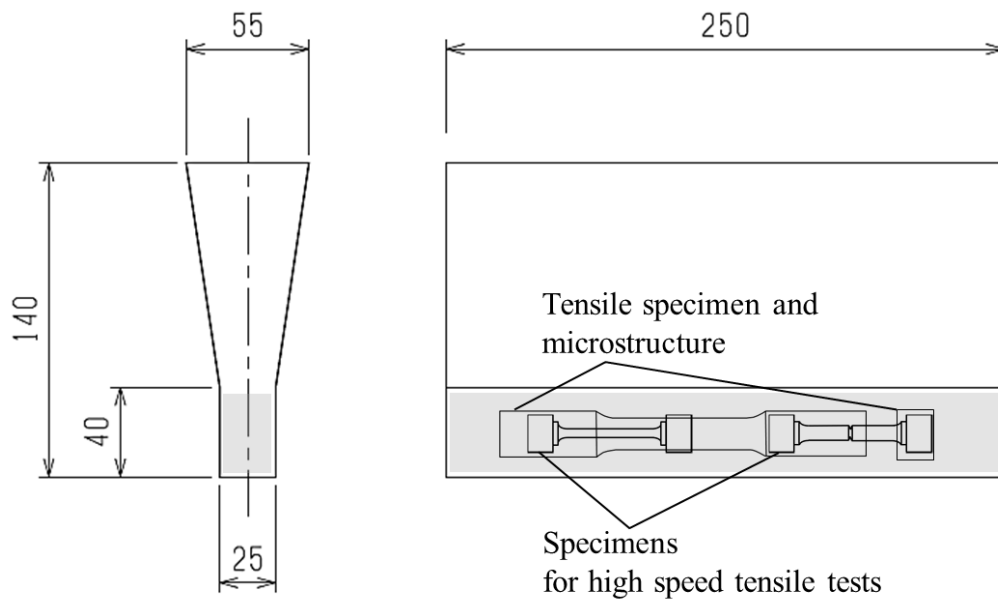


図 5.1 素材形状と供試材料の採取位置(mm)

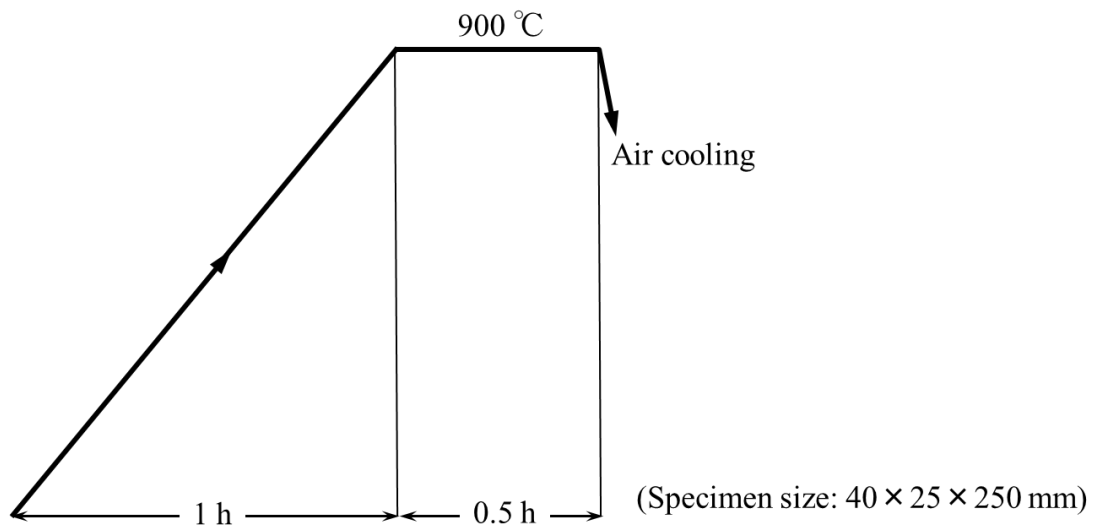


図 5.2 パーライト基地球状黒鉛鋳鉄(PDI)の熱処理条件

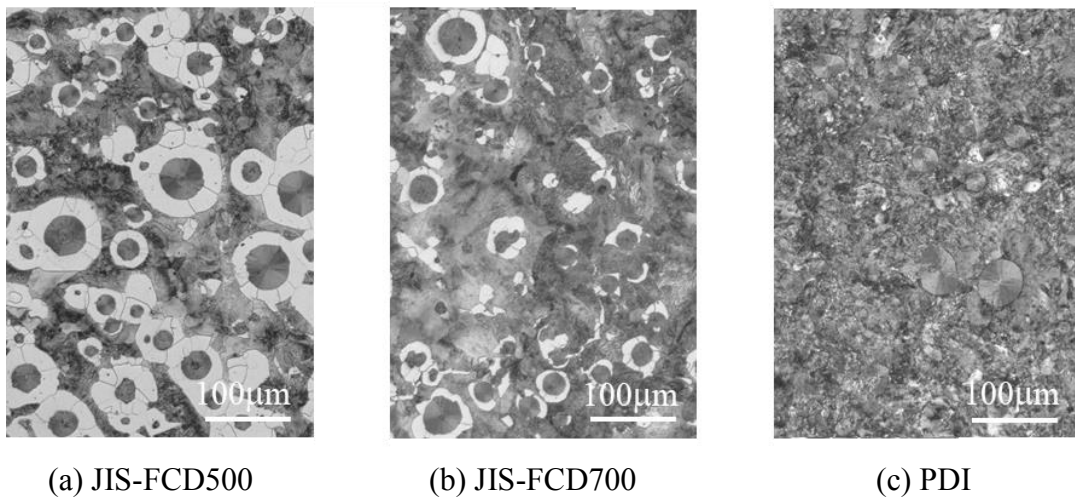


図 5.3 各供試材料の組織写真

表 5.2 各供試材料の黒鉛と組織の画像解析結果

| Material | Average nodule diameter [μm] | Nodularity [%] | Graphite area fraction [%] | Pearlite area fraction [%] |
|-------------------------|---|----------------|----------------------------|----------------------------|
| JIS-FCD500 (As cast) | 27.0 | 93.3 | 10.5 | 52.2 |
| JIS-FCD700 (As cast) | 26.0 | 95.8 | 10.1 | 83.6 |
| PDI (Normalizing) | 25.3 | 93.4 | 9.9 | 100 |

表 5.3 各供試材料の引張試験結果及びブリネル硬さ試験結果

| Material | Tensile strength σ_B [MPa] | 0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ [MPa] | Fracture strain ϵ_B [%] | Brinell hardness (HBW 10/3000) |
|-------------------------|-----------------------------------|--|----------------------------------|--------------------------------|
| JIS-FCD500 (As cast) | 566 | 323 | 11 | 190 |
| JIS-FCD700 (As cast) | 711 | 394 | 9 | 229 |
| PDI (Normalizing) | 933 | 573 | 7 | 293 |

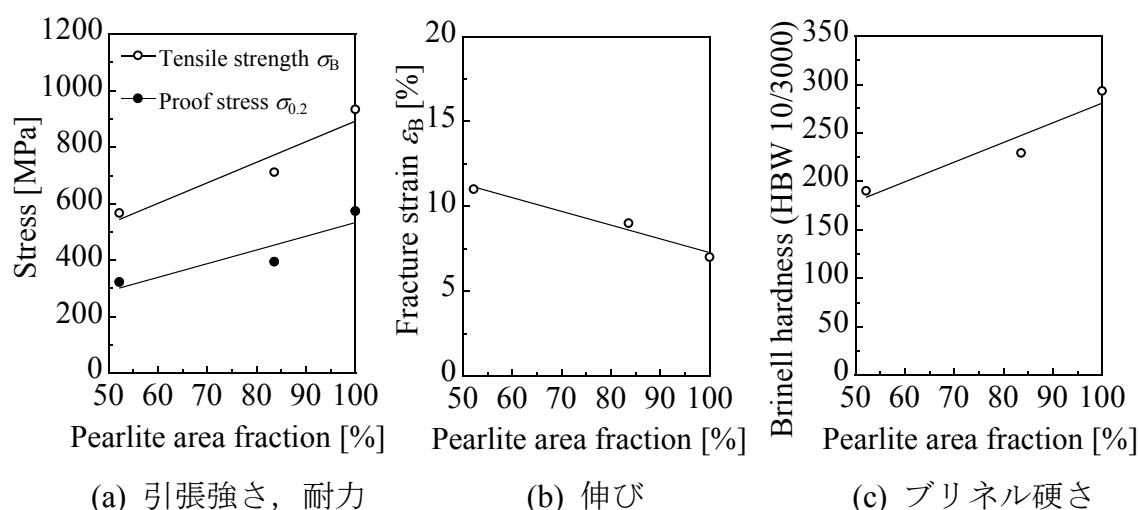


図 5.4 機械的性質とパーライト率の関係

5.2.2 高速引張試験

試験片は、第4章と同様に、図4.2(a)に示す丸棒の平滑材と図4.2(b)に示す環状切欠き材を準備した。本研究に用いる切欠き形状・寸法は、第4章で述べたように、シャルピー衝撃試験片で用いられているVノッチと同形状であり、実製品に見られるものよりも非常に厳しいものである [34, 66].

高速引張試験には電気油圧サーボ式試験機(島津製作所 E100kN)を用い、ストローク変位速度を $8.5 \times 10^{-3} \sim 2.7 \times 10^2$ mm/s, 温度 T を $-180 \sim 25$ °C の条件にて試験した。そして、平滑材の引張強さ σ_B^{smooth} 及び環状切欠き材の切欠き強度 σ_B^{notch} を第4章と同様に式(4.1)より求めた。

5.2.3 ひずみ速度-温度パラメータの算出

本研究では、ひずみ速度と温度の影響を統一的に評価するために、第4章と同様に、式(4.2)より与えられるひずみ速度-温度パラメータ R 値(Strain rate-temperature parameter)を用いて平滑材の引張強さ σ_B^{smooth} 及び環状切欠き材の切欠き強度 σ_B^{notch} を整理した。なお、 R 値の算出におけるひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ についても、第4章と同様に、平滑材では $\dot{\epsilon}^{\text{smooth}}$, 切欠き材では $\dot{\epsilon}^{\text{notch}}$ を用いる。切欠き材の $\dot{\epsilon}^{\text{notch}}$ を求めるためのひずみ速度集中係数 $K_{\dot{\epsilon}}$ も第4章と同様に 9.49 である。

5.3 中～高強度球状黒鉛鋳鉄における切欠き強化

図5.5(a)～(c)に中～高強度のフェライト-パーライト基地球状黒鉛鋳鉄 (JIS-FCD500, 700) 及びパーライト基地球状黒鉛鋳鉄(PDI)の常温, 静的での引張試験における平滑材及び切欠き材の応力-ひずみ曲線を示す。中～高強度のいず

れの供試材料においても，第 4 章の高 Si フェライト基地球状黒鉛鑄鉄と同様に応力-ひずみ曲線における最大公称応力は上昇しており，切欠き強化を示している．このような切欠き強化は，第 4 章で考察したように，切欠きにより応力の多軸性が高くなることが影響していると考えられる[68-70]．

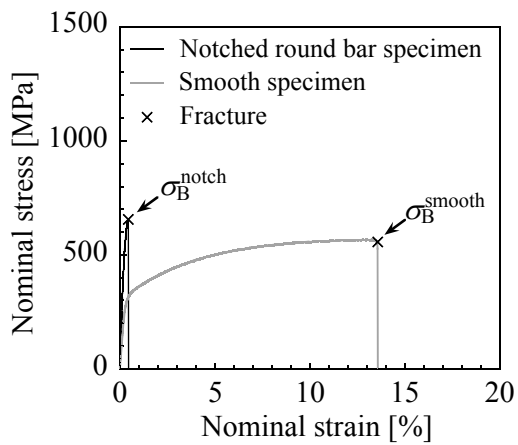
5.4 R 値の低下と平滑材強度の上昇

図 5.6 にフェライト-パーライト基地球状黒鉛鑄鉄(JIS-FCD500, 700)及びパーライト基地球状黒鉛鑄鉄(PDI)における平滑材の引張強さ σ_B^{smooth} と R 値の関係を示す．ひずみ速度が高く，温度が低いほど低 R 値側となる．図 5.6 では，JIS-FCD500, JIS-FCD700 及び PDI のいずれの材料においても，R 値の低下に伴い σ_B^{smooth} は上昇している．この σ_B^{smooth} の R 値依存性は，これまでに述べた高 Si 球状黒鉛鑄鉄と同様の傾向を示した

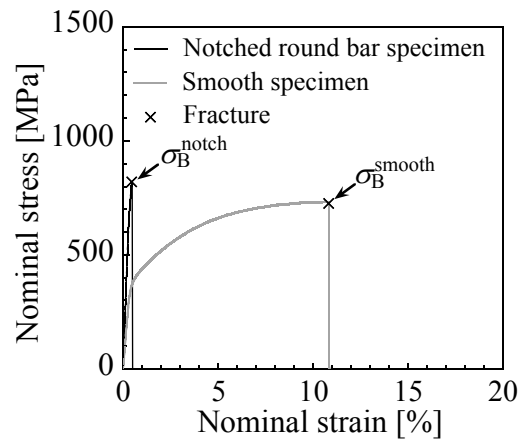
5.5 切欠き強化下限界条件($R_{\text{th}} \leq R$)の提案

第 4 章では，高 Si 球状黒鉛鑄鉄において，切欠き強度 σ_B^{notch} は，平滑材の引張強さ σ_B^{smooth} と同様に R 値の低下に伴い上昇したが，その後さらに R 値が低下すると，これに伴い σ_B^{notch} は低下し始め，一発破壊における設計基準値として最も基本的な常温，静的での平滑材引張強さ $\sigma_{B,RT}^{\text{smooth}}$ を下回る R 値が存在した．これを図 5.7 に再度示す．図 5.7 に示すように，本研究では，切欠き強度 σ_B^{notch} の R 値に伴う遷移曲線が常温，静的での平滑材引張強さ $\sigma_{B,RT}^{\text{smooth}}$ を下回る交点を切欠き強化下限界値(Notch strengthening threshold: R_{th})と定義する．ここで，球状黒鉛鑄鉄品の使用上で要求される R 値が使用材料における R_{th} を上回れば，設計時の

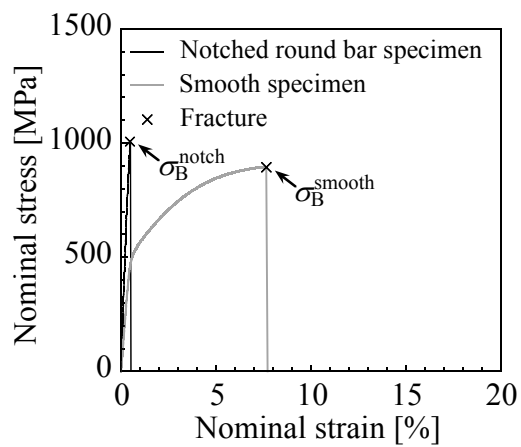
破壊基準として常温，静的での引張強さを用いることが一発破壊の発生に対し安全側の設計であると言える．この条件を切欠き強化下限界条件 (Notch strengthening threshold criterion: $R_{th} \leq R$) と定義し，球状黒鉛鋳鉄の脆性破壊をはじめとする一発破壊に対する構造材料としての安全性と適用範囲を明示するための設計強度評価法として提案する．



(a) JIS-FCD500



(b) JIS-FCD700



(c) PDI

図 5.5 平滑材及び切欠き材の常温，静的引張試験における応力-ひずみ曲線

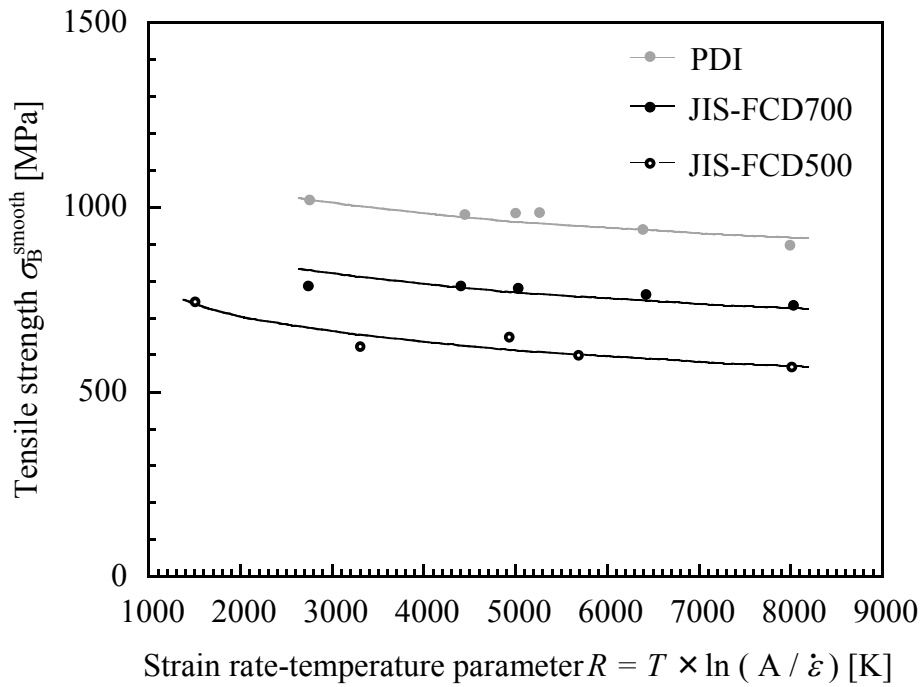


図 5.6 フェライト-パーライト基地球状黒鉛鋳鉄及びパーライト基地球状黒鉛鋳鉄の引張強さ σ_B^{smooth} とひずみ速度-温度パラメータ R の関係

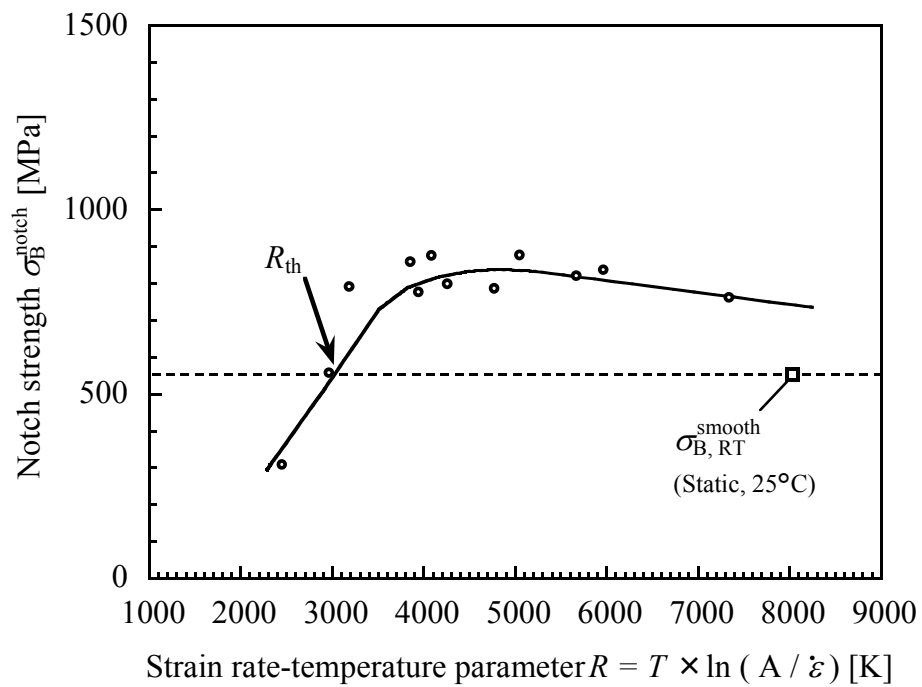


図 5.7 切欠き強化下限界値(Notch strengthening threshold: R_{th})の定義

5.6 中～高強度球状黒鉛鑄鉄への切欠き強化下限界条件($R_{th} \leq R$) の適用とその有用性

図 5.8 に中～高強度のフェライト-パーライト基地球状黒鉛鑄鉄(JIS-FCD500, 700)における切欠き強度 σ_B^{notch} と R 値の関係を示す. 図 5.9 には, 図 5.8 に示した JIS-FCD500, 700 の σ_B^{notch} と R 値の關係に, 各材料の常温, 静的での平滑材引張強さ $\sigma_{B,RT}^{smooth}$ を記して再度示す. 同図では, $\sigma_{B,RT}^{smooth}$ を σ_B^{notch} が下回る R 値が存在するため, それぞれの材料に対して, 上述した切欠き強化下限界値 R_{th} を図中に矢印で示す. さらに, 図 5.9 には, 構造部材がさらされる最も厳しい部類の R 値として, 第 4 章の表 4.1 に記した溶接構造部材で要求される R 値 4522 K を示す. 図 5.9 より, 中強度の JIS-FCD500 のみならず, 高強度の JIS-FCD700 においても, 構造部材がさらされる最も厳しい部類の R 値(4522 K)に対して, 切欠き強化下限界条件($R_{th} \leq R$)を満たしている. 第 2 章の図 2.17 に示したように, JIS-FCD700 は, JIS-FCD500 よりも広範囲の温度においてシャルピー吸収エネルギー値が大幅に低い. しかしながら, このような高強度球状黒鉛鑄鉄は, これまでの実用上での経験や設計検討の蓄積もあり, 建設機械や自動車, 土木などの各分野で構造材料として実際に安全に用いられている[4, 72, 73]. このことについて, 脆性破壊をはじめとする一発破壊に対する安全性の観点からは, 切欠き強化下限界条件($R_{th} \leq R$)を満たしているためであるとして理解できる.

図 5.10 に, 図 5.8 のパーライト基地球状黒鉛鑄鉄(PDI)の σ_B^{notch} と R 値の關係に, 同材料の常温, 静的での平滑材引張強さ $\sigma_{B,RT}^{smooth}$ を記して再度示す. また, 切欠き強化下限界値 R_{th} を図中に矢印で示すとともに, 溶接構造部材で要求され

る R 値 4522 K を示す. 図 5. 10 より, PDI においても, 構造部材がさらされる最も厳しい部類の R 値に対して, 切欠き強化下限界条件($R_{th} \leq R$)をほぼ満たしており, 脆性破壊をはじめとする一発破壊に対して安全に強度設計を行うことが可能であると考ええる.

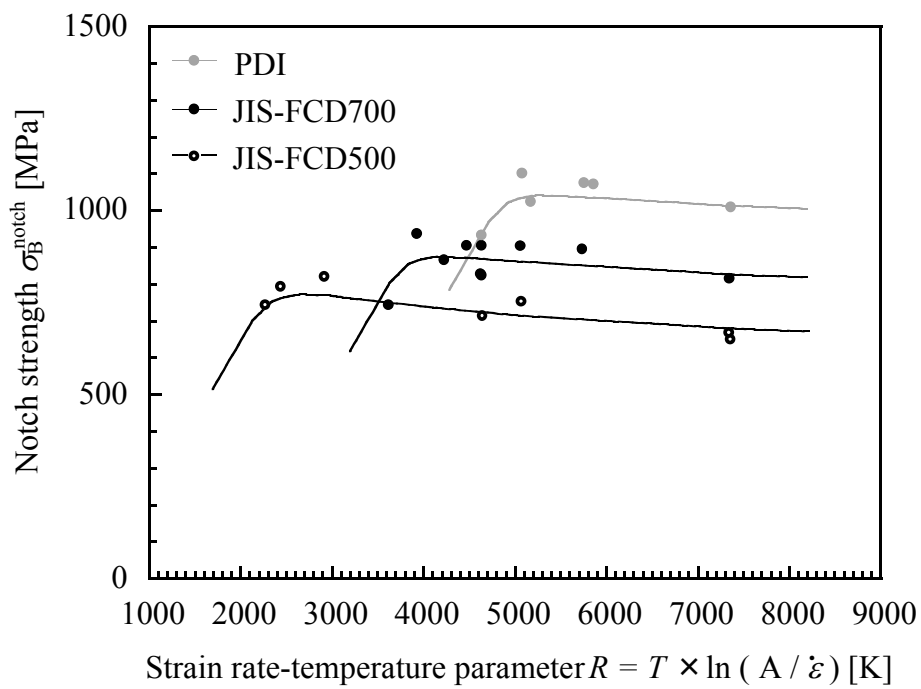


図 5.8 フェライト-パーライト基地球状黒鉛鑄鉄及びパーライト基地球状黒鉛鑄鉄の切欠き強度 σ_B^{notch} とひずみ速度-温度パラメータ R の関係

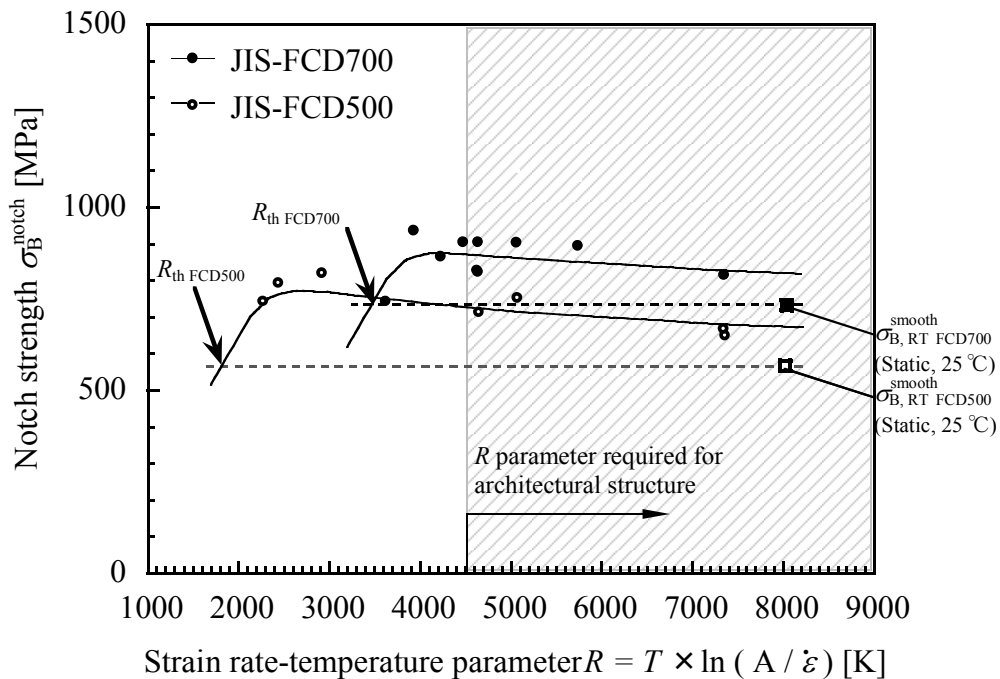


図 5.9 フェライト-パーライト基地球状黒鉛鋳鉄の切欠き強化下限界値

$R_{\text{th FCD700}}$, $R_{\text{th FCD500}}$ と溶接構造部材で要求される R 値の比較

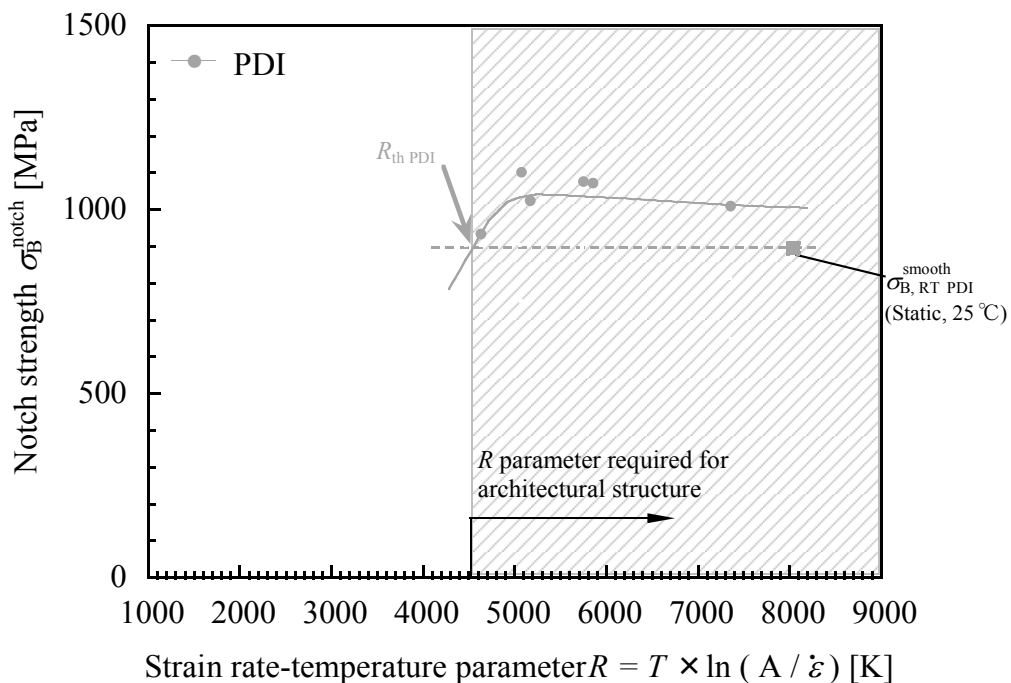
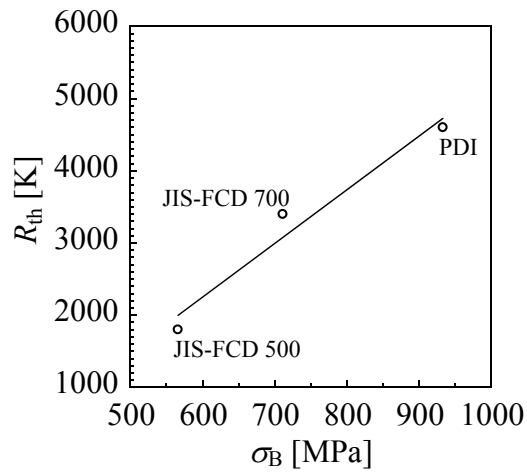


図 5.10 パーライト基地球状黒鉛鋳鉄の切欠き強化下限界値 $R_{\text{th PDI}}$ と溶接構造部材で要求される R 値の比較

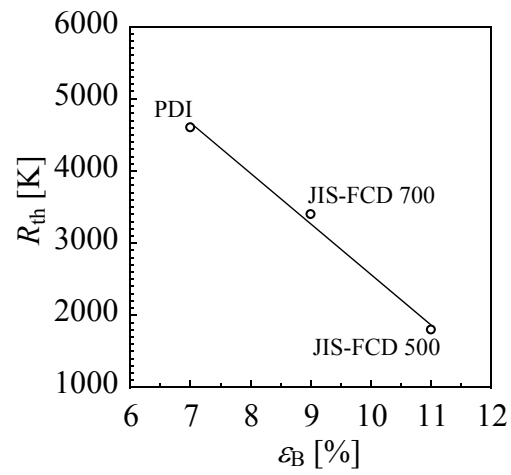
5.7 切欠き強化下限界値 R_{th} と機械的性質の関係

図 5.8 では、JIS-500, 700 において、高強度になるほど、切欠き強化下限界値 R_{th} は高 R 値側に移動する傾向を示した。そこで、パーライト基地球状黒鉛鑄鉄 PDI も参考として含め、中～高強度のフェライト-パーライト基地球状黒鉛鑄鉄における R_{th} と材料の一般的機械的性質(引張特性及び硬さ)との関係について考察する。球状黒鉛鑄鉄品の品質管理では、製造工程において引張試験が頻繁に行われるため、このような検討は工業的に有益であると考えられる。

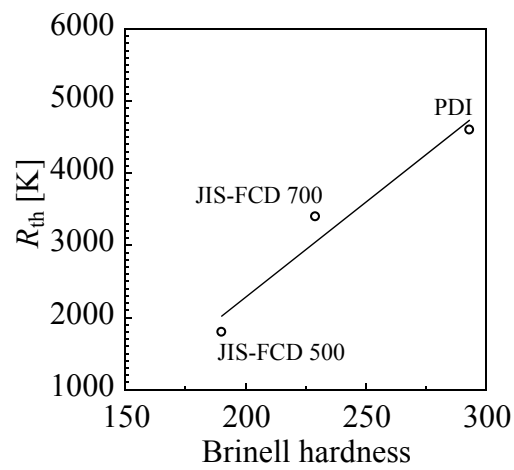
図 5.11(a)～(c)に JIS-500, 700, PDI における R_{th} を表 5.3 に示した JIS 準拠の試験で得られる引張特性及び硬さの関係でそれぞれ整理した結果を示す。図 5.11(a), (b)より、フェライト-パーライト基地球状黒鉛鑄鉄において、引張強さや硬さが上昇するほど、 R_{th} は直線的に上昇することが分かる。また、図 5.12(c)より、伸びが低下するほど、 R_{th} は直線的に上昇することが分かる。これは、図 5.12 に示すように R_{th} がパーライト率との関係で整理でき、また、図 5.4(a)～(c)に示したように引張特性及び硬さもパーライト率で整理できることによると考えられる。以上のように、あらかじめ同系統の強度レベルの素材質について R_{th} が分かれば、単純な材質試験結果と R_{th} を関連付けることができるため、脆性破壊をはじめとする一発破壊に対する強度設計の観点より、材料の品質管理値を要求できる。



(a) R_{th} と引張強さ σ_B



(b) R_{th} と伸び ϵ_B



(c) R_{th} とブリネル硬さ

図 5.11 切欠き強化下限界値 R_{th} と機械的性質の関係

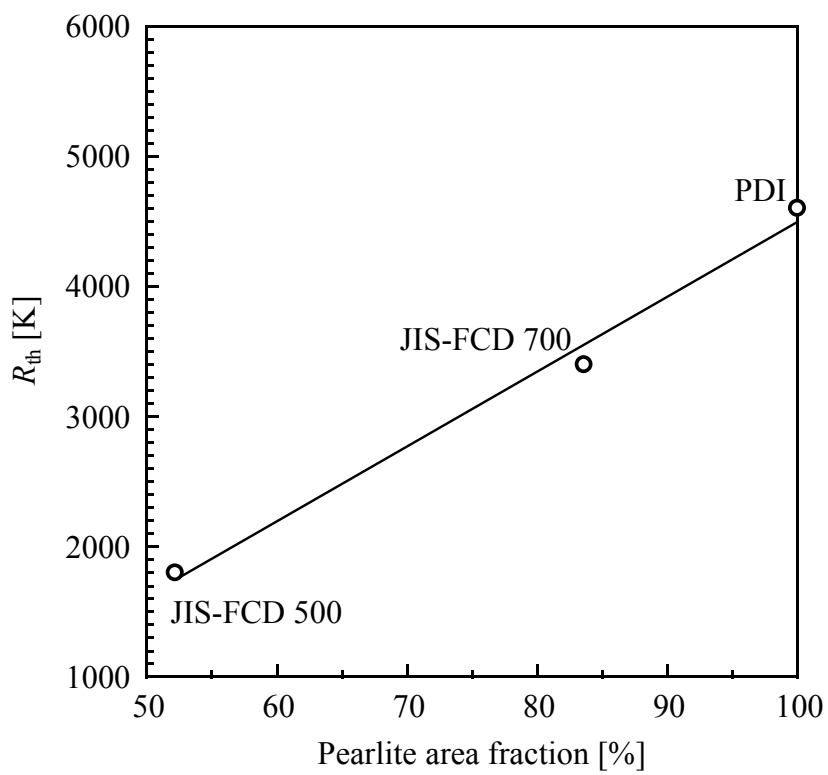


図 5.12 切欠き強化下限界値 R_{th} とパーライト率の関係

5.8 結言

各種産業分野で実際に安全に用いられてきた従来の中～高強度球状黒鉛鑄鉄(フェライト-パーライト基地球状黒鉛鑄鉄)及びパーライト基地球状黒鉛鑄鉄について、温度 $T = -180 \sim 25 \text{ }^\circ\text{C}$ 、ひずみ速度 $\dot{\epsilon}^{\text{smooth}}$ 、 $\dot{\epsilon}^{\text{notch}} = 10^{-4} \sim 10^1 \text{ s}^{-1}$ の条件にて、平滑材と環状切欠き材の丸棒試験片を用いて高速引張試験を行った。そして、平滑引張強さ及び切欠き強度を対象に、ひずみ速度-温度パラメータ R 値による整理を行った。得られた結論は以下の通りである。

- (1) 球状黒鉛鑄鉄の脆性破壊をはじめとする一発破壊に対する構造材料としての安全性と適用範囲を明示するために、切欠き強化下限界条件(Notch strengthening threshold criterion: $R_{\text{th}} \leq R$)を提案した。球状黒鉛鑄鉄品の使用上で要求される R 値(ひずみ速度と温度)が使用材料における R_{th} (切欠き強度が平滑材引張強さを上回る下限の R 値)を上回れば、設計時の破壊基準として常温、静的での引張強さをを用いることが一発破壊の発生に対し安全側の設計であると言える。
- (2) 各種産業分野で実際に安全に用いられてきた従来の中～高強度球状黒鉛鑄鉄(フェライト-パーライト基地球状黒鉛鑄鉄)は、構造部材がさらされる最も厳しい部類の R 値に対して、切欠き強化下限界条件($R_{\text{th}} \leq R$)を十分に満たした。シャルピー衝撃値が比較的低い高強度の球状黒鉛鑄鉄が産業分野で利用されていることについて、脆性破壊をはじめとする一発破壊に対する安全性の観点からは、($R_{\text{th}} \leq R$)を満たしているためであるとして理解することができる。

(3) 中～高強度球状黒鉛鑄鉄において、あらかじめ同系統の強度レベルの素材質について R_{th} を求めておけば、品質管理上で行われるような単純な引張試験結果と R_{th} を関連付けることができる。そのため、 $(R_{th} \leq R)$ を満たすための材料の品質管理要求を定量的に設定できる。

第6章 総括

球状黒鉛鋳鉄の一発破壊(中でも脆性破壊)に対する評価法のひとつとして、シャルピー衝撃試験が工業的に普及している。一方では、近年、新用途や新材料及び代替材料の実用化において、候補材のシャルピー吸収エネルギー値が従来材と比べて低いことで、設計技術者が候補材の脆性破壊に対して大きな不安を持つため、新規の材料を適用できないことがある。しかしながら、シャルピー吸収エネルギー値の力学的意義は曖昧であり、シャルピー衝撃試験を設計強度評価法として用いることには、その妥当性に疑問が持たれてきた。さらに、シャルピー衝撃試験は、往々にして実際とかけ離れたひずみ速度での評価となることがある。また、球状黒鉛鋳鉄品は、高付加を受ける部位に応力集中を有する場合がある。したがって、球状黒鉛鋳鉄の脆性破壊に対し、温度条件だけでなくひずみ速度条件にも着目し、切欠き影響を考慮した設計強度評価法に基づき、対象材の構造材料としての安全性と適用範囲を明示する必要がある。本論文では、この課題に対するひとつの解決策として、脆性破壊をはじめとする一発破壊に対する製品強度設計において、従来通り平滑材の常温静的強度を設計強度として採用できる限界のひずみ速度・温度条件とその評価方法について提案した。本評価法を用いて、近年将来性が注目されながら脆性破壊に対して不安視されている高 Si 球状黒鉛鋳鉄を題材として、同材料の構造部材への適応性を定量的に考察した。そして、本評価手法の一般球状黒鉛鋳鉄への展開を試みた。本論文で得られた結論は、各章毎に詳述したが、ここで改めて要約すると以下の通りである。

- (1) 球状黒鉛鑄鉄の強度，靱性は，ひずみ速度の影響を受ける．脆性破壊に対する球状黒鉛鑄鉄の強度特性評価では，温度のみならず，ひずみ速度の影響を把握することが重要である．
- (2) 着目する評価値や試験方法によって，遷移条件(吸収エネルギー値や強度が低下し始めるひずみ速度と温度)は異なる．引張強さや耐力を用いた強度設計に対し，シャルピー吸収エネルギー値を用いて材料の適用範囲を検討することは，過剰に安全側の評価となる．もとより，強度設計において吸収エネルギー値は，設計強度の尺度としては相応しいものでない．
- (3) 設計上において最も一般的な負荷形式である引張負荷形式において，高 Si 球状黒鉛鑄鉄の切欠き強度 σ_B^{notch} はひずみ速度-温度パラメータ R 値によって良く整理できた．すなわち， R 値は切欠き強度のひずみ速度-温度依存性を統一的に評価するパラメータとして有用である．
- (4) 船舶，建築分野など溶接構造部材におけるひずみ速度の上限値と温度の下限値の設計条件より具体的な R 値を示し，これに対してシャルピー衝撃試験の条件が過剰に厳しい条件であることを示唆した．溶接構造部材の設計条件とされる R 値の範囲において，切欠き強度 σ_B^{notch} は，常温，静的での平滑材引張強さ $\sigma_{B,RT}^{\text{smooth}}$ よりも十分に高いことが明らかとなり，高 Si 球状黒鉛鑄鉄の設計強度として $\sigma_{B,RT}^{\text{smooth}}$ の適用が可能であることを示唆した．
- (5) 球状黒鉛鑄鉄の脆性破壊をはじめとする一発破壊に対する構造材料としての安全性と適用範囲を明示するために，切欠き強化下限界条件(Notch strengthening threshold criterion: $R_{\text{th}} \leq R$)を提案した．球状黒鉛鑄鉄品の使用

上で要求される R 値(ひずみ速度と温度)が使用材料における R_{th} (切欠き強度が平滑材引張強さを上回る下限の R 値)を上回る場合, すなわち切欠き強化下限界条件($R_{th} \leq R$)が満たされる場合, 設計時の破壊基準として常温, 静的での引張強さをを用いることが一発破壊の発生に対し安全側の設計であると言える.

- (6) 各種産業分野で実際に安全に用いられてきた従来の中～高強度球状黒鉛鉄(フェライト-パーライト基地球状黒鉛鉄)は, 構造部材がさらされる最も厳しい部類の R 値(溶接構造部材の設計条件とされる R 値の範囲)において, 切欠き強化下限界条件($R_{th} \leq R$)を十分に満たした. シャルピー吸収エネルギー値が比較的低い高強度の球状黒鉛鉄が産業分野で安全に利用されていることについて, 脆性破壊をはじめとする一発破壊に対する安全性の観点からは, 欠き強化下限界条件($R_{th} \leq R$)を満たしているためであるとして理解することができる

なお, 付録の「切欠き材におけるひずみ速度集中係数」では, 第4～5章で用いた環状切欠き付き丸棒試験片での高速引張試験において, 切欠き底のひずみ速度 $\dot{\epsilon}^{notch}$ を算定するために必要なひずみ速度集中係数について述べている.

付録 切欠き材におけるひずみ速度集中係数

A.1 緒言

一発破壊(中でも脆性破壊)に対する評価法のひとつとしてシャルピー衝撃試験が広く用いられている。しかしながら、シャルピー衝撃試験は吸収エネルギー値や靱性を評価するものであり、工業製品の設計や製造に必要とされる引張強さ、耐力や疲労限度などの強度に直接には関係しない。このような製品、材料開発者の経験から、近年では切欠きを有する平板や丸棒の高速引張試験が多く用いられるようになってきている[28-30, 74, 75]。切欠き底でのひずみ速度は、試験片の温度と同様にその破壊形態の遷移に大きな影響を及ぼすため、高速引張試験では切欠き底のひずみ速度を知ることが重要である。しかしながら、実験的に切欠き底のひずみ速度を測定することは非常に困難である。そこで、近年、切欠き付き試験片のひずみ速度集中係数を定義し、これを用いて切欠き底のひずみ速度を求めることが提案されている [28-30]。本研究では、同手法に基づき、第4～5章で用いた環状切欠き付き丸棒試験片(切欠き材, 切欠き半径 $\rho=0.25$ mm)の切欠き底におけるひずみ速度を求めた。

A.2 ひずみ速度集中係数の定義(両側切欠きを有する平板試験片)

ここでは、先の研究を紹介し、ひずみ速度集中係数の定義について述べる。野田らは、ポリカーボネートの衝撃強度を高速引張試験により引張速度を変えて詳細に評価している[29]。この際、切欠き材における切欠き効果について応力集中係数を用いて評価する場合と同様に、試験片最小断面のひずみ速度分布に注目している。そこで、切欠き底において、最大ひずみ速度 $\dot{\varepsilon}_{yA} = \dot{\varepsilon}_{\max}$ が発生す

る時間 t におけるひずみ速度分布から最小断面の公称ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{\text{nom}}$ を求める。ついで切欠き底での最大ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{yA}$ との比を求めてひずみ速度集中係数 $K_{t\dot{\epsilon}} = \dot{\epsilon}_{yA} / \dot{\epsilon}_{\text{nom}}$ を定義した[28]。しかし、 $\dot{\epsilon}_{\text{nom}}$ は最小断面のひずみ速度分布を積分し、その平均値を求めており、この方法では、切欠き形状ごとに最小断面のひずみ速度分布は変化するため、 $\dot{\epsilon}_{\text{nom}}$ を求めることは容易ではない。

そこで、最小断面のひずみ速度分布の代わりに平滑材に生じるひずみ速度をもって基準にすることを考える。すなわち、前述の $\dot{\epsilon}_{yA} / \dot{\epsilon}_{\text{nom}}$ に代わって、切欠き材の切欠き底の最大ひずみ速度 $\dot{\epsilon}^{\text{notch}}$ と平滑材のひずみ速度 $\dot{\epsilon}^{\text{smooth}}$ との比によってひずみ速度集中係数を定義する。図 A. 1 に示すように、平滑材のひずみ速度は引張速度に対して比例的に増加し、式(A. 1)で表される。ここで、 $u(t)$ は試験片に生じる変位、 $u(t) / t$ は変位速度(引張速度)、 λ は試験片平行部長さ、 t は時間である。

$$\dot{\epsilon}^{\text{smooth}} = (u(t) / t) / \lambda \quad (\text{A. 1})$$

図 A. 2 に先の研究で用いたポリカーボネートにおける切欠き材($\rho = 0.2 \text{ mm}$)と平滑材の $\dot{\epsilon}^{\text{notch}}$ 、 $\dot{\epsilon}^{\text{smooth}}$ 及びひずみ速度集中係数 $K_{t\dot{\epsilon}}$ の引張速度依存性を示す。 $\dot{\epsilon}^{\text{notch}}$ は FEM 解析、 $\dot{\epsilon}^{\text{smooth}}$ は式(A. 1)より求めた。なお、解析に使用したポリカーボネートの機械的性質は表 A. 1 の通りである。用いられた平板切欠き試験片は平行部長さ $\lambda = 25, 50, 100 \text{ mm}$ 、試験片幅 $W = 10 \text{ mm}$ 、切欠き半径 $\rho = 2 \text{ mm}$ 、切欠き深さ $t = 2.5 \text{ mm}$ 、切欠きの開口角度 $\omega = 90^\circ$ である。そして、既往研究と同様の方法で、ひずみ速度は振動の収束値に注目して計算を行う[28]。図 A. 2 に示す

ように、切欠き材、平滑材ともひずみ速度は引張速度に対して比例して上昇するため、その比 $K_{t\dot{\epsilon}}$ は引張速度に依存せず常に一定である。すなわち、ひずみ速度集中係数 $K_{t\dot{\epsilon}}$ を式(A. 2)のように切欠き材と平滑材の比として定義すると、切欠き底でのひずみ速度は引張速度とひずみ速度集中係数から求まり、切欠き材最小断面の公称ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{nom}$ を求める必要はなくなる。

$$K_{t\dot{\epsilon}} = \dot{\epsilon}^{notch} / \dot{\epsilon}^{smooth}, \quad \dot{\epsilon}^{notch} = K_{t\dot{\epsilon}} \cdot \dot{\epsilon}^{smooth} = K_{t\dot{\epsilon}} \cdot (u(t) / t) / \lambda \quad (A. 2)$$

なお、図 A. 2 のようにひずみ速度集中係数 $K_{t\dot{\epsilon}}$ は切欠き相対深さ $2t / W$ (t は切欠き深さ、 W は試験片幅)のみならず、試験片長さ λ / W にも影響を受ける。この点は応力集中係数とは異なるため注意が必要である。また、先の研究では高速引張試験の試験範囲である 10^5 mm/s 以下ではひずみ速度が引張速度に比例することが明らかとなっている[28]。したがって、今回は低速での解析であるが、高速での解析においても同じ傾向が得られるものと考えられる。

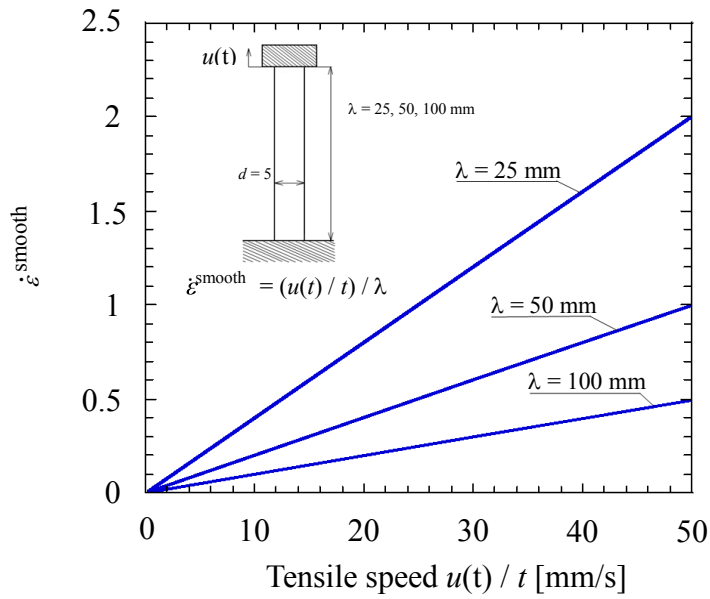


図 A. 1 既往研究における平滑材のひずみ速度と引張速度の関係

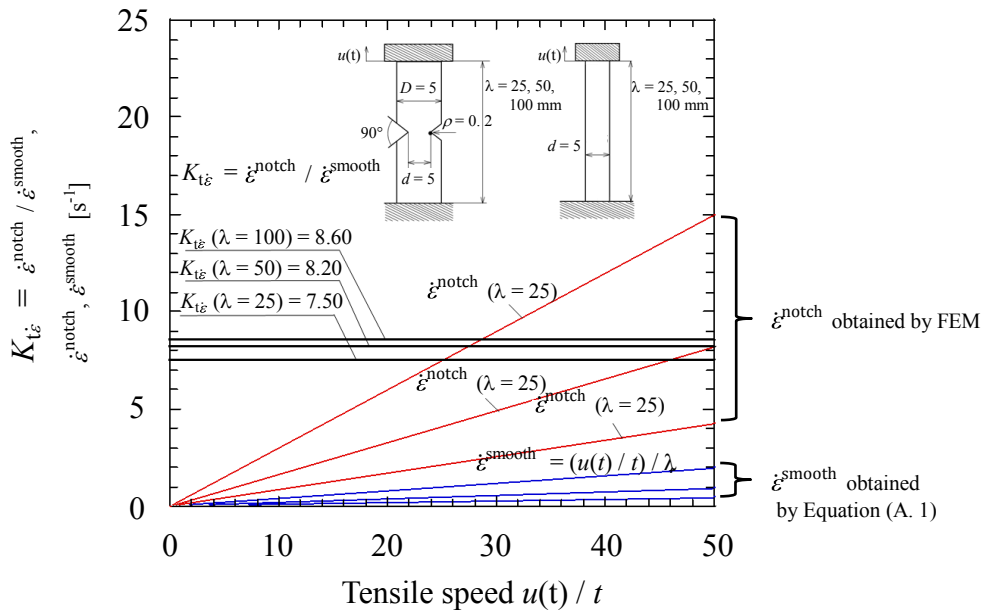


図 A. 2 既往研究におけるひずみ速度集中係数及び平滑材，切欠き材のひずみ速度と引張速度の関係

表 A. 1 ポリカーボネートの機械的性質（既往研究における材料）

| Material | Tensile strength [MPa] | Yield stress [MPa] | Stiffness [GPa] | Fracture strain [%] Gauge length = 115[mm] |
|----------|------------------------|--------------------|-----------------|---|
| PC | 73 | 62 | 18 | 182 |

A. 3 切欠き材におけるひずみ速度集中係数(環状切欠き付き丸棒試験片)

A. 3.1 環状切欠き付き丸棒試験片と解析モデル及び解析方法

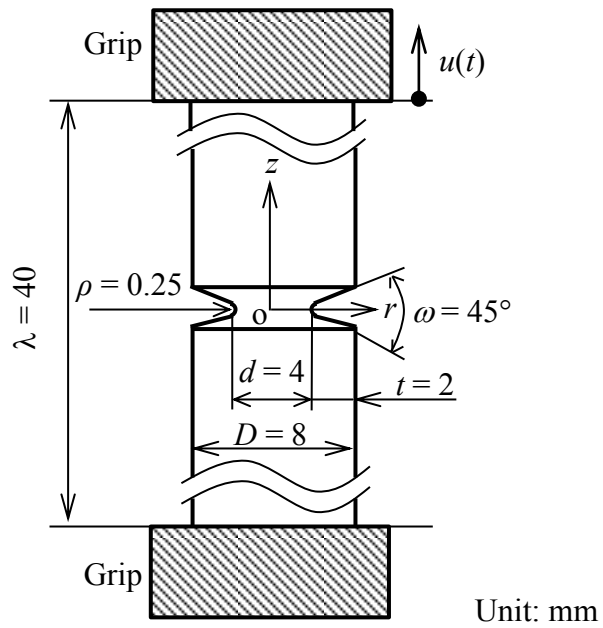
球状黒鉛鋳鉄における一般的な引張強さの測定には丸棒試験片が用いられるため、ここでは、環状切欠き付き丸棒試験片を対象とする。図 A. 3 に本研究で考察する切欠き材(環状切欠き付き丸棒試験片)の形状寸法とその解析モデルを示す。ここでは、第 4~5 章で用いた切欠き材と同条件とするために、図 A. 3(a) に示すように平行部長さ $\lambda = 40 \text{ mm}$ 、直径 $D = 8 \text{ mm}$ を固定する。また、切欠きの開口角度 $\omega = 45^\circ$ とし、切欠き半径 $\rho = 0.25 \text{ mm}$ 、切欠き深さ 2 mm とする。材料の機械的性質については、ヤング率は $E = 170 \text{ GPa}$ 、ポアソン比は $\nu = 0.28$ である。図 A. 3(b)に解析モデルと切欠き底の拡大図を示す。切欠き底での最小メッシュサイズは $e = \rho / 243$ であり、図 A. 3(b)を用いた応力集中係数の解析結果は、精度の高い体積力法に準じる高い精度を有する計算式により計算した応力集中係数に対して誤差 1%以内と十分な精度を有する[76]。図 A. 3(b)の軸対称 FEM モデルの片方の端部を固定して、一方の端部に表 A. 2 にまとめたケース① ~ ④の引張速度 $u(t) / t$ と最大変位 u_{\max} の各境界条件を設定して解析を行った。

A. 3.2 解析結果

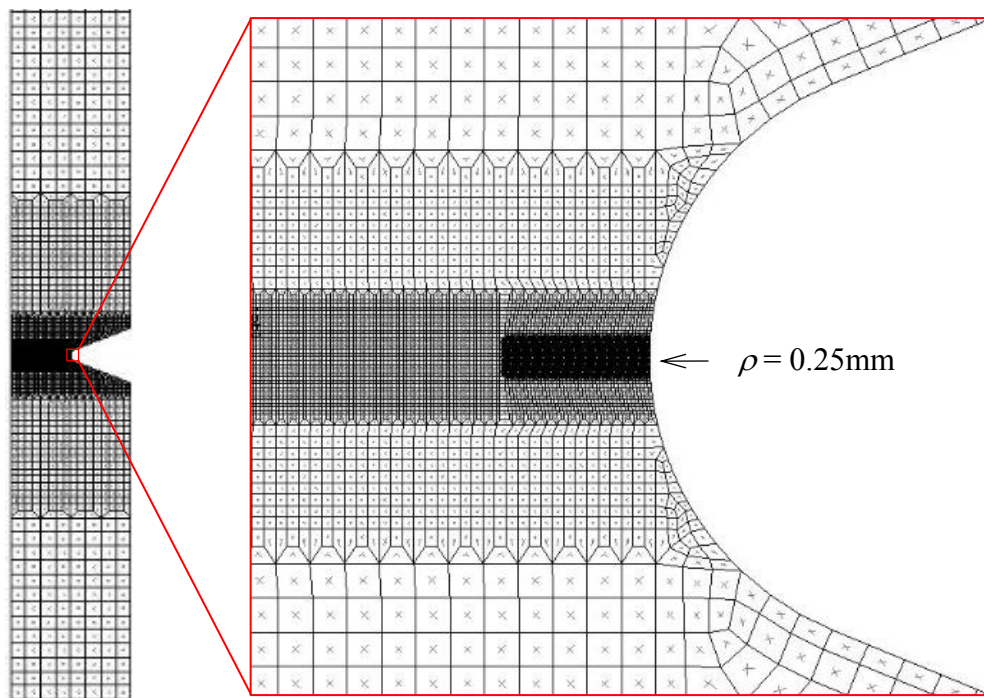
図 A. 4 にケース① ~ ④の切欠き底のひずみ速度と時間の関係を示す。図 A. 4 に示すように、ひずみ速度は荷重を与えると同時に最大のひずみ速度を生じ振動する。そして切欠き底でのひずみ速度は強制変位を与え続ける間、一定値へと収束し、最大変位に達する(引張速度が 0 になる)とひずみ速度は振動し 0 に

収束する．本研究では既往研究と同様の方法で，ひずみ速度は振動の収束値に注目して計算を行う[28]．なお，式(A. 1)により算出した平滑材のひずみ速度 $\dot{\varepsilon}^{\text{smooth}}$ は，平滑材の弾性解析で求められたひずみ速度の収束値と誤差の範囲内で一致する．

図A. 5に引張速度 $u(t)/t$ とひずみ速度集中係数 $K_{t\dot{\varepsilon}}$ の関係を示す．図A. 5より， $K_{t\dot{\varepsilon}}$ は高速引張試験で用いる引張速度の範囲で一定値を示しており，第4～5章で用いた切欠き材の $K_{t\dot{\varepsilon}}$ は9.49である．これより，任意の引張速度 $u(t)/t$ の切欠き底でのひずみ速度を式(A. 2)で示した $\dot{\varepsilon}^{\text{notch}} = K_{t\dot{\varepsilon}} \cdot \dot{\varepsilon}^{\text{smooth}}$ より求めることができる．



(a) 切欠き材の形状と寸法



(b) 解析モデルと切欠き底の拡大図

図 A.3 FEM 解析で用いた切欠き材(環状切欠き付き丸棒試験片)

表 A.2 FEM 解析における引張速度 $u(t)/t$ と最大変位 $u(t)_{\max}$ の条件

| Case | ① | ② | ③ | ④ |
|--|-----|-----|-----|-----|
| Maximum displacement $u(t)_{\max}$ [mm] | 0.1 | 0.1 | 0.1 | 0.1 |
| Tensile speed $u(t)/t$ [mm / s] | 0 | 1 | 20 | 50 |

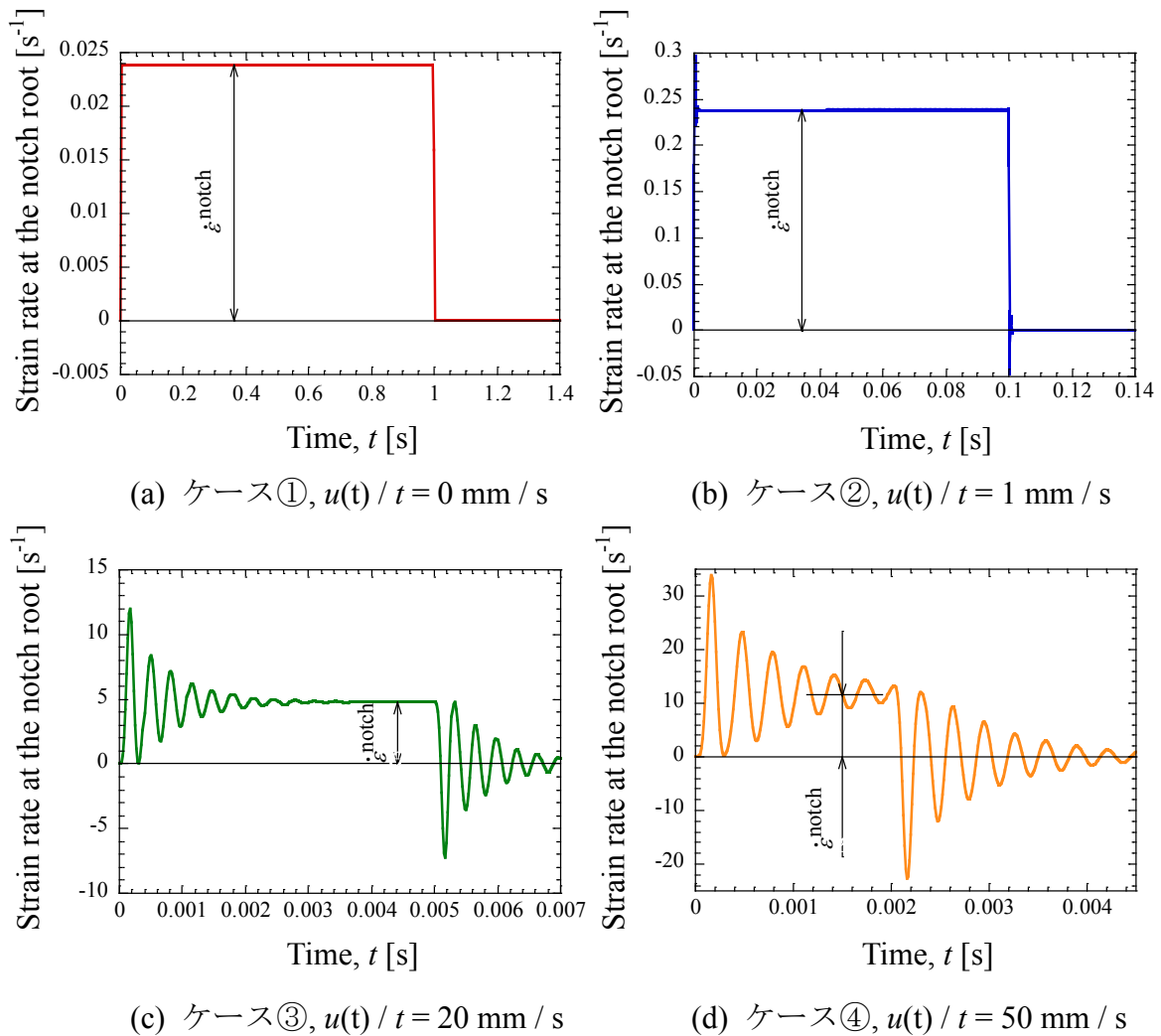


図 A.4 各条件における切欠き底のひずみ速度と時間の関係

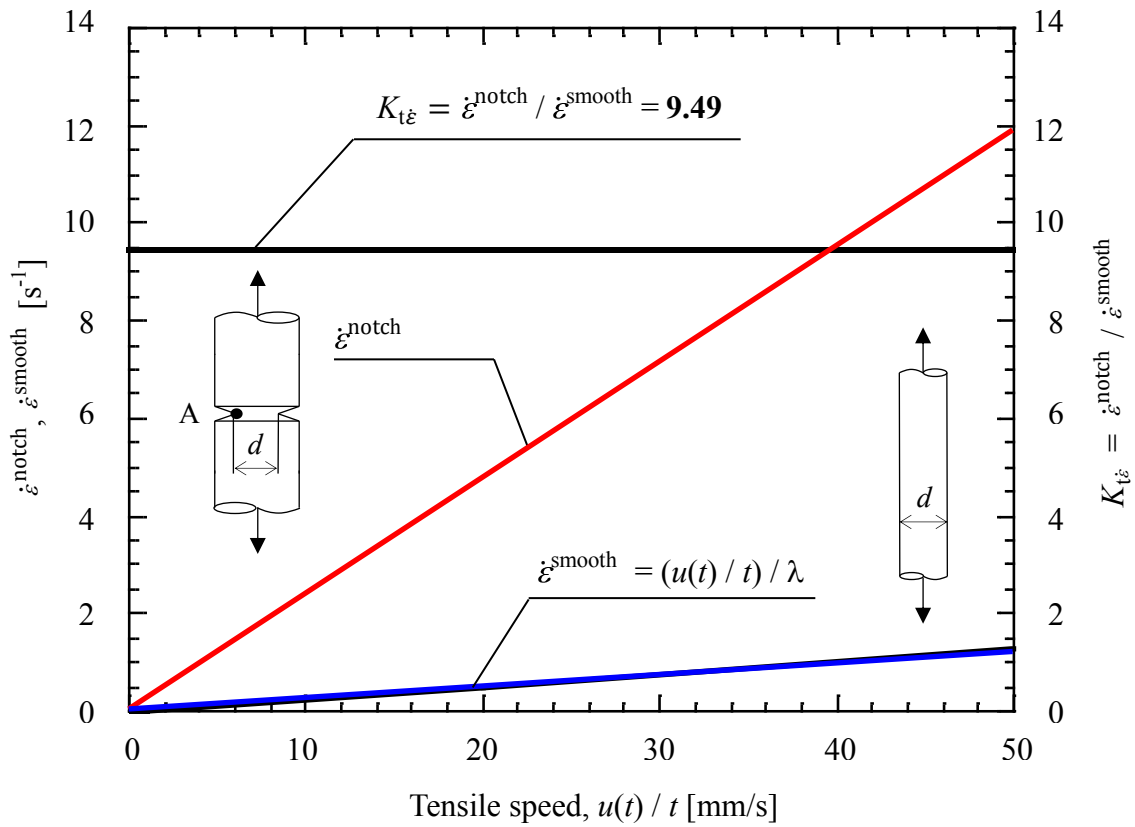


図 A. 5 切欠き材 ($\rho = 0.25$ mm)におけるひずみ速度集中係数及び平滑材，切欠き材のひずみ速度と引張速度の関係

A.4 結言

高速引張試験において、切欠き底のひずみ速度を実験的に正確に測定することは極めて困難である。そこで本研究では、既往研究で提案されている手法に基づき、ひずみ速度集中係数を用いて、第4～5章での環状切欠き付き丸棒試験片(切欠き材, 切欠き半径 $\rho=0.25$ mm)の切欠き底におけるひずみ速度を求めた。

- (1) ひずみ速度集中係数 $K_{t\dot{\epsilon}}$ を切欠き材と平滑材のひずみ速度の比により定義した。これにより、ひずみ速度集中係数を求めておけば、切欠き底に生じる最大ひずみ速度 $\dot{\epsilon}^{\text{notch}}$ は、引張速度 $u(t) / t$ から $\dot{\epsilon}^{\text{notch}} = K_{t\dot{\epsilon}} \cdot \dot{\epsilon}^{\text{smooth}}$ により容易に求めることができる。
- (2) 切欠き試験片の切欠き底のひずみ速度 $\dot{\epsilon}^{\text{notch}}$ と平滑試験片のひずみ速度 $\dot{\epsilon}^{\text{smooth}}$ の比 $K_{t\dot{\epsilon}} = \dot{\epsilon}^{\text{notch}} / \dot{\epsilon}^{\text{smooth}}$ は引張速度に拘らず一定値を示す。
- (3) 第4～5章で用いた切欠き材の $K_{t\dot{\epsilon}}$ は9.49である。

なお、応力集中係数は弾性解析で行うのが一般的である。先の研究で、弾性解析と弾塑性解析のマスターカーブの比較から、弾塑性変形における延性-脆性破壊の遷移点の予測は解析の容易な弾性解析でも可能となることが明らかになっている[77]。したがって、この研究においても、弾性解析を用いて解析を行っている。

参考文献

1. H. Morrogh and W. J. Williams, “Graphite formation in cast irons and in nickelcarbon and cobalt-carbon alloys”, Journal of Iron and Steel Institute, Vol. 155, pp. 321-371, 1947.
2. A. P. Gagnebin, K. D. Millis and N. B. Pilling, “Ductile cast iron - a new engineering material”, The Iron Age, Vol. 163, pp. 77-84, 1949.
3. 中江秀雄, “鉄鋳物の技術系統化調査”, かはく技術史大系(技術系等価調査報告書), 共同研究編第6集, p. 37, 2013.
4. 矢野満, “球状黒鉛鋳鉄部品の信頼性試験とその結果”, 鋳造工学, 第77巻, 第9号, pp. 641-647, 2005.
5. 原田昭治, 小林俊郎, 野口徹, 鈴木秀人, 矢野満, “球状黒鉛鋳鉄の強度評価”, アグネ技術センター, pp. ii-iii, 24, 250-252, 1999.
6. 経済産業省大臣官房調査統計グループ, “経済産業省生産動態統計年報 鉄鋼・非鉄金属・金属製品統計編”, pp. 155, 2015.
7. P. Mikoleizik and G. Geier, “SiWind – Development of materials for offshore wind power plants of the multi megawatt range”, Casting Plant & Technology, 2/2015, pp. 8-15, 2015.
8. C. Bleicher, R. Wagener, H. Kafmann and T. Meiz, “SiWind – New material for offshore wind energy tubines”, GIESSEREI FORSCHUNG / International Foundry Research, 2/2015, pp. 30-37, 2015.

9. 国土交通省, “平成27年度中間評価・革新的研究調査(FS)評価結果 (平成25, 26, 27年度採択分) 道路政策の質の向上に資する技術研究開発 研究状況報告書 (2年目の研究対象) ”, pp. 1-20, 2016.
10. 山口栄輝, 飛永浩伸, 梅谷拓郎, 村山稔, “鑄鉄床板の開発”, 橋梁と基礎, 第51巻, 第8号, pp. 38-41, 2017.
11. R. Laker, “Solution Strengthened Ferritic Ductile Iron ISO 1083/JS/500-10 Provides Superior Consistent Properties in Hydraulic Rotators”, China Foundry, Vol. 6, No. 4, pp. 343-351, 2009.
12. R. Laker, “Paradigm Shift in Revised EN 1563 (GJS) Enables Improved Properties and Production Economy in Both As-Cast and Austempered (ADI) States”, Abstracts of NEWCAST Forum, pp. 42-46, 2011.
13. H. Löblich, “Werkstoff- und Fertigungstechnische Grundlagen der Herstellung und Anwendung von hoch Silizium-haltigem Gusseisen mit Kugelgraphit”, Schlussbericht der Forschungsstelle(n), IGF-Vorhaben Nr. 41 EN, pp. 1-88, 28, 2012.
14. H. Löblich and W. Stets, “Die Einführung von nichtmischkristallverfestigtem Gusseisen mit Kugelgraphit in die Industrie-eine Erfolgsstory”, Proc. Deutscher Gießereitag 2013 und 5. NEWCAST Forum, pp. 14-17, 2013.
15. F. Zanardi, F. Bonollo, N. Bonora, A. Ruggiero and G. Angella, “A contribution to new material standards for Ductile Irons and Austempered Ductile Irons”, Proceedings of the 72nd World Foundry Congress, O-22, 2016.

16. 梅谷拓郎, 池田朋弘, 須浦直之, 芦塚康佑, 根本嵩, 高田洋吉, 大城桂作, “高Si フェライト基地球状黒鉛鑄鉄の引張強さ, 疲労強度, 衝撃強さ”, 鑄造工学, 第 86 卷, 第 1 号, pp. 36-42, 2014.
17. British Standards Institution, “EN1563 (2011) Founding-Spheroidal graphite cast iron”, pp. 11, 2011.
18. 永井恭一, 岸武勝彦, 大和田野利郎, “フェライト球状黒鉛鑄鉄の衝撃破壊特性に及ぼすけい素量の影響”, 鑄物, 第 58 卷, 第 5 号, pp. 350-355, 1986.
19. 永吉英昭, 安田久, 今西幸平, “球状黒鉛鑄鉄品の衝撃特性に及ぼすけい素量の影響”, 鑄造工学, 第 68 卷, 第 6 号, pp. 506-511, 1996.
20. 日本規格協会, “JIS ハンドブック 鉄鋼 I JIS G 5502 (2001) 球状黒鉛鑄鉄品”, pp. 1880-1893, 2013.
21. J. Hodgson and G. M. Boyd, “Brittle Fracture in Welded Ships”, Transactions of the Institution of Naval Architects, Vol. 100, No. 3, pp. 141-180, 1958.
22. 松縄秀範, “鋼道路橋における経年鋼材の使用安全性評価に関する研究”, 北海道大学博士学位論文, pp. 10-11, 2014.
23. 金沢武, “鋼材の破壊靱性値評価法と溶接構造物の欠陥評価”, 鉄と鋼, 第 64 年, 第 7 号, pp. 990-1000, 1978.
24. 作井誠太, 中村正久, 大森正信, “軟鋼の低温における引張諸性質におよぼす結晶粒度ならびに変形速度の影響”, 鉄と鋼, 第 49 年, 第 7 号, pp. 996-1003, 1963.
25. 杉浦伸康, 小林俊郎, 山本勇, 西戸誠志, 林勝三, “AC4CH-T6 アルミニウム合金鑄物の衝撃引張り及び三点曲げ特性”, 軽金属, Vol. 45, No. 11, pp. 638-642, 1995.

26. 豊田政男, “材料・溶接施工からみた阪神・淡路大震災における建築鉄骨損傷: 被害から何を学ぶか”, まてりあ, 第 35 巻, 第 4 号, pp. 370-379, 1996.
27. 岡下勝彦, 大南亮一, 道場康二, 山本晃久, 富松実, 丹治康行, 三木千壽, “兵庫県南部地震による神戸港港湾幹線道路 p75 橋脚隅角部におけるき裂損傷の原因調査・検討”, 土木学会論文集, No. 591, pp. 243-261, 1998.
28. 野田尚昭, 大塚駿, 安藤誠人, 佐野義一, 高瀬康, 篠崎貴宏, 菅文海, “高速引張試験における切欠き試験片の動的応力集中とひずみ速度集中の解析”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 79, No. 804, pp. 1182-1190, 2013.
29. 安藤誠人, 野田尚昭, 黒島義人, 石川康弘, 竹田英俊, “ポリジメチルシロキサンを共重合したポリカーボネートの衝撃特性と時間-温度換算則の適用”, 日本機械学会論文集, Vol. 80, No. 814, DOI: 10.1299/transjsme. 2014smm0149, 2014.
30. N.-A. Noda, H. Ohtsuka, H. Zheng, Y. Sano, M. Ando, T. Shinozaki and W. Guan, “Strain rate concentration and dynamic stress concentration for double-edge-notched specimens subjected to high-speed tensile loads”, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Vol. 38, pp. 125-138, 2015.
31. 廣畑幹人, “経年橋梁に使用された鋼材の材料特性および溶接性に関する基礎的検討”, 鉄と鋼, Vol. 103, No. 11, pp. 629-635, 2017.
32. 日本溶接協会, “WES 2805-2011 溶接接手のぜい性破壊及び疲労き裂進展に対する欠陥の評価方法”, pp. 1-42, 2011.
33. 電力中央研究所 鋳鉄キャスク品質保証研究会, “鋳鉄キャスクの品質保証に関する研究(その 1) 昭和 61 年度成果報告書”, pp. 372-405, 1987.

34. 日本規格協会, “鑄造品の丸み JIS B 0703”, pp. 2-13, 1987.
35. 野田尚昭, 高瀬康, “設計に活かす切欠き・段付き部の材料強度”, 日刊工業新聞社, pp. 4-5, 2010.
36. X. Lei, C. Li, X. Shi, X. Xu and Y. Wei, “Notch strengthening or weakening governed by transition of shear failure to normal mode fracture”, Scientific Reports , 5, 10537; doi: 10.1038/srep10537, 2015.
37. 山本博, 小林俊郎, 藤田秀嗣, “球状黒鉛鑄鉄の延性-脆性遷移挙動のひずみ速度依存性”, 鑄造工学, Vol. 72, No. 2, pp. 107-112, 2000.
38. 山本博, 小林俊郎, 藤田秀嗣, “球状黒鉛鑄鉄における衝撃引張特性の歪速度-温度依存性と延性破壊挙動”, 鉄と鋼, Vol. 85, No. 10, pp. 765-770, 1999.
39. 中川憲治, 岸田敬三, 谷村眞治, “材料の衝撃問題の基礎と応用 2. 高速変形に対する材料の構成式”, 材料, 第 34 巻, 第 384 号, pp. 113-118, 1985.
40. U. S. Lindholm, “Dynamic deformation of metals”, Behavior of Materials under Dynamic Loading, N. J. Huffington (ed.), pp. 42-62, 1965.
41. 豊貞雅宏, 藤井英輔, 野原和宏, 川口喜昭, 有持和茂, 井坂和実, “破壊靱性に及ぼすひずみ速度の影響”, 日本造船学会論文集, Vol.161, pp.343-356, 1987.
42. 田口一男, 花井圭介, 山下昌夫, “溶接構造物の低温靱性値におよぼす歪速度の影響”, 鉄と鋼, Vol. 58, No. 11, p.155, 1972.
43. 伊藤義人, 劉斌, 宇佐見康一, 草間竜一, 貝沼重信, “車両衝突を受ける橋梁用鋼製防護柵の材料ひずみ速度効果と性能照査に関する研究”, 土木学会論文集, No. 759, pp.337-353, 2004.

44. 上田幸雄, 村川英一, 谷川雅之, 米田尚弘, 岩田節雄, 後藤浩二, “衝突時における船体構造不連続部の延性破壊評価法に関する研究”, 日本造船学会論文集, Vol.177, pp.371-380, 1995.
45. 向井陽一, 渡辺憲一, “高強度鋼板の衝突特性と評価方法”, 神戸製鋼技報, Vol. 52, No. 3, pp. 32-34, 2002.
46. 木口昭二, 曲田淳, “球状黒鉛鑄鉄と鑄鋼の衝撃特性の比較”, 鑄造工学, 第 69 卷, 第 6 号, pp. 499-504, 1997.
47. 磯部大吾郎, 森下真臣, “ASI 有限要素法による大規模宇宙骨組構造のデブリ衝突解析”, 日本機械学会論文集 A 編, 64 卷, 627 号, pp. 58-65, 1998.
48. 日本規格協会, “JIS ハンドブック 鉄鋼 I JIS Z 2241 (2011) 金属材料引張試験方法”, pp. 321-365, 2013.
49. 山下実, 佐藤裕久, “高ひずみ速度材料試験”, 塑性と加工, Vol. 50, No. 586, pp. 1009-1013, 2009.
50. 山内良昭, 中野元博, 岸田敬三, 尾崎典雅, 笠井孝郎, 笹谷育史, 天木英彦, 田中和夫, “レーザー加速飛翔体を用いた超高速衝撃試験における CFRP の変形と破壊”, 日本航空宇宙学会論文集, Vol. 49, No. 571, pp. 262-267, 2001.
51. 日本規格協会, “JIS ハンドブック 鉄鋼 I JIS Z 2243 (2008) ブリネル硬さ試験-試験方法”, pp. 378-395, 2013.
52. 日本規格協会, “JIS ハンドブック 鉄鋼 I JIS Z 2242 (2005) 金属材料のシャルピー衝撃試験方法”, pp. 366-377, 2013.

53. R. Sandström and Y. Bergström, “Relationship between Charpy V transition temperature in mild steel and various material parameters”, Metal Science, Vol. 18, pp. 177-186, 1984.
54. 松木一弘, 坂東学, 佐々木元, 柳沢平, “フェライト基地球状黒鉛鑄鉄の高温破壊特性”, 鑄造工学, 第 79 卷, 第 5 号, pp. 229-234, 2007.
55. 小林俊郎, 松原等, 上田倅完, “原子炉圧力容器用 A533B 鋼の軽装化衝撃試験からえられる破壊特性に関する情報”, 鉄と鋼, 第 69 年, 第 9 号, pp. 97-103, 1983.
56. 布村成具, 中代雅士, “シャルピー衝撃試験による破壊特性の評価”, 鉄と鋼第 64 年, 第 7 号, pp. 32-41, 1978.
57. 信木関, 塩田俊雄, 旗手稔, “フェライト基地球状及び CV 黒鉛鑄鉄の切欠衝撃・曲げ特性”, 鑄造工学, 第 75 卷, 第 11 号, pp. 749-756, 2003.
58. 信木関, 塩田俊雄, 旗手稔, “パーライト基地球状及び CV 黒鉛鑄鉄の切欠衝撃・曲げ特性”, 鑄造工学, 第 76 卷, 第 7 号, pp. 555-561, 2004.
59. 奥本武臣, 相沢達志, “球状黒鉛鑄鉄の衝撃繊維曲線に及ぼす珪素, 燐およびパーライト量の影響”, 鑄物, 第 35 卷, 第 11 号, pp. 25-34, 1963.
60. P. E. Bennett, and G. M. Sinclair, “Parameter representation of low-temperature yield behavior of body-centered cubic transition metals”, Transactions of the ASME, Vol. 65, pp.518-524, 1966.

61. 藤井英輔, 大熊勇, 川口喜昭, 塚本雅敏, “鋼材の動的破壊靱性特性における温度および歪速度の影響の検討”, 日本造船学会論文集, Vol. 158, pp. 619-629, 1985.
62. 後藤浩二, 平澤宏章, 豊貞雅宏, ひずみ速度, “温度を考慮した構造用鋼構成方程式の簡易推定法”, 日本造船学会論文集, Vol. 176, pp. 501-507, 1994.
63. 南二三吉, 橋田知幸, 豊田政男, 森川潤, 大村剛, 有特和茂, 誉田登, “ローカルアプローチの適用による構造用鋼の動的破壊靱性評価”, 日本造船学会論文集, Vol. 184, pp. 453-464, 1998.
64. 杉本繁利, 水野慎也, “オーステンパー球状黒鉛鑄鉄の衝撃特性に及ぼす組織の影響”, 鑄物, 第 60 巻, 第 7 号, pp.436-440, 1988.
65. 信木関, 塩田俊雄, 旗手稔, “切欠を付したフェライト基地球状黒鉛鑄鉄の靱性特性に及ぼす負荷速度の影響”, 鑄造工学, 第 77 巻, 第 9 号, pp. 601-607, 2005.
66. 日本鑄造工学会編, “鑄造工学便覧”, p.12, 2002.
67. 栗原正好, “鋼材の引張特性に及ぼす歪速度の影響”, 溶接学会誌, Vol. 66, No.1, p. 6, 1997).
68. 野口徹, “環状切欠きを有する鑄鉄丸棒の破断強度について”, 材料, Vol.29, No.319, pp.387-393, 1980.
69. E. A. Davis and F. M. Connelly, “Stress distribution and plastic deformation in rotating cylinders of strain hardening material”, Journal of Applied Mechanics Transactions of the ASME, Vol. 26, pp. 25-30 , 1959.

70. 間島保, 安西政徹, 中澤一, “延性材料の切欠き引張強さ”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 52, No. 476, pp. 1171-1176, 1986.
71. 坂巻清司, 稲田貞俊, “極低炭素鋼の曲げ遷移挙動に及ぼす変形速度の影響について”, 材料, Vol.26, No.286, pp. 658-664, 1976.
72. 信木関, 旗手稔, 鳥谷豪, 宮本輪卓, 浜坂直治, 加納慎也, “球状黒鉛鑄鉄の引張と衝撃特性に及ぼす Cu 添加及び熱処理の影響”, 鑄造工学, 第 86 卷, 第 9 号, pp. 719-727, 2014.
73. 旗手稔, 信木関, 河崎裕介, 浜坂直治, “窒化处理した高強度球状黒鉛鑄鉄の疲労強度特性”, 日本鑄造工学会第 163 回全国講演大会講演概要集, p. 55, 2013.
74. H. Huh, S. B. Kim, J. H. Song and J. H. Lim, “Dynamic tensile characteristics of TRIP-type and DP-type steel sheets for an auto-body”, International Journal of Mechanical Sciences, Vol. 50, pp. 918-931, 2008.
75. 竹田英俊, “樹脂材料の高速引張試験”, マテリアルライフ学会誌, Vol. 20, No.3, pp. 118-124, 2008.
76. 野田尚昭, 高瀬康, “設計に活かす切欠き・段付き部の材料強度”, 日刊工業新聞社, pp. 77-110, 2010.
77. 野田尚昭, 田中賢, 鄭宏彬, 安藤誠人, 佐野義一, 高瀬康, 赤木大地, “高速引張試験の弾塑性解析に基づくポリカーボネートの衝撃特性における時間-温度換算則の適用”, 自動車技術会論文集, Vol. 48, No. 2, pp. 535-542, 2017.

謝辞

本論文は、筆者が九州工業大学大学院工学府博士後期課程工学専攻機械知能工学領域に在籍中の研究成果をまとめたものである。九州工業大学工学部機械知能工学科教授 野田尚昭 先生には、指導教官として本研究の実施の機会を与えて戴き、その遂行にあたって終始、ご指導とご鞭撻を戴いた。ここに深謝の意を表す。また、同学科研究員 佐野義一 先生には、研究遂行にあたり、機械工学と材料工学の両面からの有益なご助言を戴くとともにご指導を戴いた。ここに深謝の意を表す。同工学部マテリアル工学科教授 惠良秀則 先生、同工学部機械知能工学科教授 赤星保浩 先生、同学科教授 松田健次 先生には、副査として、本研究をまとめるにあたってご助言を戴くとともにご指導を戴いた。ここに深謝の意を表す。九州大学名誉教授 大城桂作 先生には、研究計画立案とその遂行にあたって終始、貴重なご助言を戴くとともにご指導を戴いた。ここに深謝の意を表す。第4章、第5章、付録に関わる解析では、九州工業大学工学部技術専門職員 高瀬康 博士、弾性力学研究室の諸氏に多大なるご協力を戴いた。ここに感謝の意を表す。日之出水道機器株式会社 R&D 総合センター 梅谷拓郎 博士には、研究遂行にあたり日頃より有益なご討論ご助言を戴いた。ここに深謝の意を表す。

平成 30 年 3 月

池田朋弘