

球状黒鉛鑄鉄の機械的性質と
切削性に及ぼすマイクロ組織の影響

平成26年 3月

窪田 哲

博士学位論文

球状黒鉛鑄鉄の機械的性質と 切削性に及ぼすマイクロ組織の影響

平成26年 3月

茨城大学大学院理工学研究科
応用粒子線科学専攻

窪田 哲

要旨

建設機械の主要部品の一つである油圧機器のケース類は、形状が複雑であることから鋳物が多く用いられており、高い圧力のかかる部材には球状黒鉛鋳鉄が多用されている。近年、エネルギー伝達効率向上の観点から、高圧化と油路拡大による圧力損失低減が求められており、油圧機器のさらなる耐久性向上が必要となっている。また、油圧機器の製作には多くの機械加工が必要であり、切削加工の能率を上げることは大きなコスト低減に繋がる。そこで、油圧機器に用いられる球状黒鉛鋳鉄は、信頼性向上とコスト削減の観点から、高い強度と良好な切削性の両方を合わせ持つことが望ましい。

鋳鉄は鋼とみなせる基地組織と黒鉛とからなる一種の複合材料である。基地組織や黒鉛の形態と分布を変化させることで、広範な材料特性をカバーすることが可能であるが、均質な材料と比べて破壊機構が複雑である。また、切削性と機械的性質との関係はあまり明らかにされていない。そこで本研究では、油圧機器に多く用いられているフェライト、パーライト基地の球状黒鉛鋳鉄について、マイクロ組織と機械的性質、切削性の関係を検討することにした。(第1章)

次に、第2章ではマイクロ組織を変化させた種々の球状黒鉛鋳鉄について各種の試験を行ない、機械的性質に及ぼすマイクロ組織の影響を調査した。その結果、(1)引張強さはパーライト(セメンタイト)体積率に大きく支配され、黒鉛粒の影響は小さい、(2)一方、疲労限は黒鉛粒数の影響を大きく受け、パーライト(セメンタイト)体積率との相関は小さい、(3)疲労き裂の発生や進展は、フェライトやパーライトの基地組織よりも黒鉛粒の影響と大きく受け、黒鉛粒を微細化して黒鉛球状化率を高くすることで、き裂の発生および進展を抑制することができることを明らかにした。

第3章では、変形中その場中性子回折実験により、球状黒鉛鋳鉄の各構成相の相ひずみとフェライト各粒群の格子面ひずみを測定して、第2章で示した結果の理由を明らかにした。引張応力の変化に伴う黒鉛の相ひずみの変化は極めて小さく、変形中の荷重をほとんど負担していないことがわかった。フェライトとセメンタイトの相ひずみは弾性域で直線的に増加し、巨視的な降伏応力付近でフェライトとセメンタイトの間で応力分配が生じ、フェライトだけが塑性変形することで加工硬化が大きくなる。基地組織がほとんどフェライトの場合、 $[hk1]$ 粒群間で応力分配が起こる、すなわち粒応力が生じる。基地組織がフェライトとパーライトの混合組織であれば、相応力にこの粒応力が重畳して発生する。このような内部応力が生じるため、パーライト(セメンタイト)体積率が大きくなるに従い加工硬化が大きくなり引張強さが増す。内部応力は特定方向の塑性変形を促進するため、引張圧縮繰り返し変形においては、内部応力が大きくなるとバウシinger効果が大きくなる。

第4章では、球状黒鉛鋳鉄のフライス切削における工具摩耗の特徴を把握し、種々の要因が工具寿命に及ぼす影響の度合いを品質工学の手法を用いて比較した。球状黒鉛鋳鉄の切削加工では、工具寿命がコストに大きく影響し、工具寿命は逃げ面最大摩耗幅で評価できる。工具摩耗に及ぼす影響が大きい要因は、球状黒鉛鋳鉄のマイクロ組織、軸方向切り込み量、切削速度であることがわかった。また、切削速度が大きくなるほど切削面粗さが向上することが明らかになった。さらに、黒鉛を微細に分散させた球状黒鉛鋳鉄を用いることで、工具摩耗の低減および切削能率の向上が可能であることを示した。

第5章では、本研究の総括として球状黒鉛鋳鉄のマイクロ組織と機械的性質、切削性の関係をまとめた。パーライト(セメンタイト)体積率が増加し、引張強さが増加すると、伸びと切削性は低減する。多くの実用部品は弾性域で使用することが多く、降伏強さ、疲労限、切削性が重要である。疲労強度と切削性を併せ持つためには、パーライト率を低くして黒鉛粒数を増加させることが有効であることを示した。

Abstract:

Most of the casing such as hydraulic equipment, which is one of the main parts for a construction machine, it is made by casting. This is because the shape is complicated. The component used in conditions of high pressure, the spheroidal graphite cast iron is often used. In recent years, we wish to reduce the pressure loss by the expansion of the oil passage or increasing the pressure, from the viewpoint of the energy transfer efficiency. It becomes necessary to more improved durability of the hydraulic equipment. In addition, production of the hydraulic equipment needs many machining process, therefore cost reduction can be achieved by increasing the cutting efficiency. Hence, it is more desirable that spheroidal graphite cast iron has both high strength and good machinability.

Since cast iron has the matrix same as steel and the graphite, it's a kind of composite material. In cast iron, it is possible to cover a wide range of material properties by changing the shape and distribution of graphite and matrix structure. However, fracture mechanism of the cast iron is more complicated than that of relatively homogeneous materials. Further, it is not well known relationship between mechanical properties and machinability. In this study, relationship between machinability and mechanical properties and microstructure in the spheroidal graphite cast iron of ferrite and pearlite matrix, which is often used in hydraulic equipment, were examined. (Chapter 1)

In Chapter 2, Effect of microstructure on mechanical properties of spheroidal graphite cast irons with different microstructures was studied. As a result, the followings were revealed. (1) Tensile strength was greatly affected by the volume fraction of pearlite (cementite), the influence of the graphite grains is slight. (2) Fatigue limit affected by the nodule count, the influence of the volume fraction of pearlite (cementite) is not strong. (3) Effects of graphite grain to fatigue crack initiation and propagation are stronger than that of the matrix such as ferrite and pearlite. Therefore graphite refinement is very effective to suppress fatigue crack initiation and propagation.

In Chapter 3, in order to reveal the reason for the results shown in Chapter 2, phase strain and intergranular strain of spheroidal graphite cast iron were measured by in situ neutron diffraction during deformation. It was found that graphite grains bear almost no stress during deformation, because of the graphite strains are always nearly zero during loading. The phase strain of ferrite and cementite increased linearly with the increase of the applied stress in the elastic deformation stage. The onset of stress partition among ferrite and pearlite was observed at a lower applied stress corresponding to their yield stress. The plastic deformation occurs only in the ferrite matrix resulting in an increase of work hardening. In case of almost ferrite matrix, the onset of stress partition among

the [hkl] oriented family grains, that is generation of intergranular stress. In case of ferrite-pearlite mixture matrix, such intergranular stresses overlap with phase stress. The phase stress and intergranular stress are generated with deformation resulting in high work hardening and high tensile strength with increasing pearlite volume fraction. In cyclic tension-compression deformation, the larger the internal stress or strain becomes, the larger the Bauschinger effect because such internal stress assist only the plastic deformation in a specific direction.

In Chapter 4, the characteristics of tool wear in face milling for spheroidal graphite cast iron were revealed. The magnitudes of the impact to the tool life of some factors were compared using the method of quality engineering. In machining of spheroidal graphite cast iron, tool life has a great influence on costs, and it can be evaluated by maximum width of flank wear. It was found that, the microstructure of spheroidal graphite cast iron, the depth of cutting, and the cutting speed has a great influence on the tool wear. Further, it was revealed that increasing cutting speed can improve the roughness of machined surface. In addition, it was shown that to improve cutting efficiency and to reduce the tool wear is possible by using the cast iron in which fine spheroidal graphite is dispersed.

In Chapter 5, the relationship between microstructure, mechanical properties and the machinability were summarized. Increase in volume fraction of pearlite, increases tensile strength and reduces machinability and elongation. Yield strength, fatigue source, and machinability are important for actual parts. It is shown that to obtain both of fatigue strength and machinability, increasing the number of graphite grains and decreasing the volume fraction of pearlite are effective.

目次

第1章 序論	1
1.1 建設機械に使用される鋳鉄の現状と課題	2
1.2 本研究の目的	6
第2章 球状黒鉛鋳鉄におけるマイクロ組織と引張特性および疲労特性の関係	7
2.1 緒言	8
2.2 実験方法	9
2.2.1 供試材の作製方法	9
2.2.2 ミクロ組織観察方法	9
2.2.3 硬さ試験方法	10
2.2.4 引張試験方法	10
2.2.5 衝撃試験方法	11
2.2.6 疲労試験方法	11
2.2.7 き裂進展試験方法	12
2.3 実験結果および考察	12
2.3.1 光学顕微鏡組織	12
2.3.2 硬さ	16
2.3.3 引張特性	18
2.3.4 衝撃特性	32
2.3.5 疲労強度と疲労亀裂進展特性	34
2.4 小括	40
第3章 球状黒鉛鋳鉄の弾塑性単軸変形挙動の中性子回折による検討	43
3.1 緒言	44
3.2 実験方法	46
3.2.1 供試材	46
3.2.2 中性子回折による残留ひずみ測定(ex-situ)	48
3.2.3 変形中のその場中性子回折実験(in-situ)	49
3.3 実験結果および考察	50
3.3.1 中性子回折による残留ひずみ測定(ex-situ)	50

3. 3. 2	引張変形中その場中性子回折実験 (in-situ)	5 4
3. 3. 3	引張圧縮変形中その場中性子回折	5 8
3. 4	小括	6 0
第4章 球状黒鉛鑄鉄の切削特性に及ぼすマイクロ組織の影響		6 3
4. 1	緒言	6 4
4. 1. 1	背景と目的	6 4
4. 1. 2	研究対象	6 4
4. 2	実験方法	6 5
4. 2. 1	供試材の作製方法	6 5
4. 2. 2	工具摩耗および面粗さの把握を目的とした切削試験方法	6 6
4. 2. 3	品質工学に基づく実験方法	7 0
4. 3	実験結果および考察	7 3
4. 3. 1	工具摩耗進行線および工具摩耗形態	7 3
4. 3. 2	切削速度が工具摩耗進行線と工具寿命に及ぼす影響	7 5
4. 3. 3	被削材のマイクロ組織が工具寿命に及ぼす影響	7 6
4. 3. 4	コーティング被膜の有無が工具摩耗進行線および工具寿命に及ぼす影響	7 7
4. 3. 5	被削材の違いおよび切削速度が切り屑形態に及ぼす影響	7 9
4. 3. 6	切削速度が切削面あらさに及ぼす影響	8 0
4. 3. 7	切削加工における能率向上の検討	8 2
4. 3. 8	品質工学を利用した切削実験の結果と考察	8 6
4. 3. 9	黒鉛を微細に分散させた球状黒鉛鑄鉄の切削実験	9 6
4. 4	小括	9 9
第5章 総括		1 0 3
謝辞		1 0 6

第 1 章

序論

1. 1 建設機械に使用される鋳鉄の現状と課題

図1-1に最近の日本の建設機械出荷額の推移を示す¹⁾。2002年度から2007年度まで海外の好調な経済成長を背景に出荷額が伸びてきた。2008年のリーマン・ショックを発端とする世界同時不況により大幅に需要が落ち込んだが、2010年度以降は新興国の需要増加により再び出荷額は伸びた。2012年度は中国の成長鈍化、欧州金融危機、資源価格低迷などにより需要の増加にブレーキがかかっているが、中長期的な観点で見ると建設機械産業は今後も成長していくと期待できる。

建設機械の製品構成を見ると、戦後は国土開発型のブルドーザが主力であったが、1975年以降は工事が都市整備型へと移行したため、多機能を有する油圧ショベルがブルドーザに取って代わり^{2,3)}、図1-1を見てもわかるように現在も主力製品となっている。ブルドーザは不整地を走行するのに適し、押土の反力に耐え得る頑丈で長寿命の足回りが必要であったため鋳鋼が多く使用されていたが、油圧ショベルは走行も少なく足回りの負荷は比較的低かったため、鋳鋼に代わって鋳鉄や板金溶接が適用されるようになった³⁾。

図1-2に中型油圧ショベルに使用される主な鋳物部品を示す。油圧機器のケース類は、形状が複雑であることから鋳鉄が多く用いられている。図1-3は中型ショベルの最高油圧の変化⁴⁾を示したもので、高機能化のための高圧化に伴い油圧機器用素材は片状黒鉛鋳鉄（FC）からCV黒鉛鋳鉄球（FCV）、状黒鉛鋳鉄（FCD）へと変化していった。近年では、エネルギー伝達効率の向上と寿命延長のため油圧機器のさらなる耐久性向上が求められている。

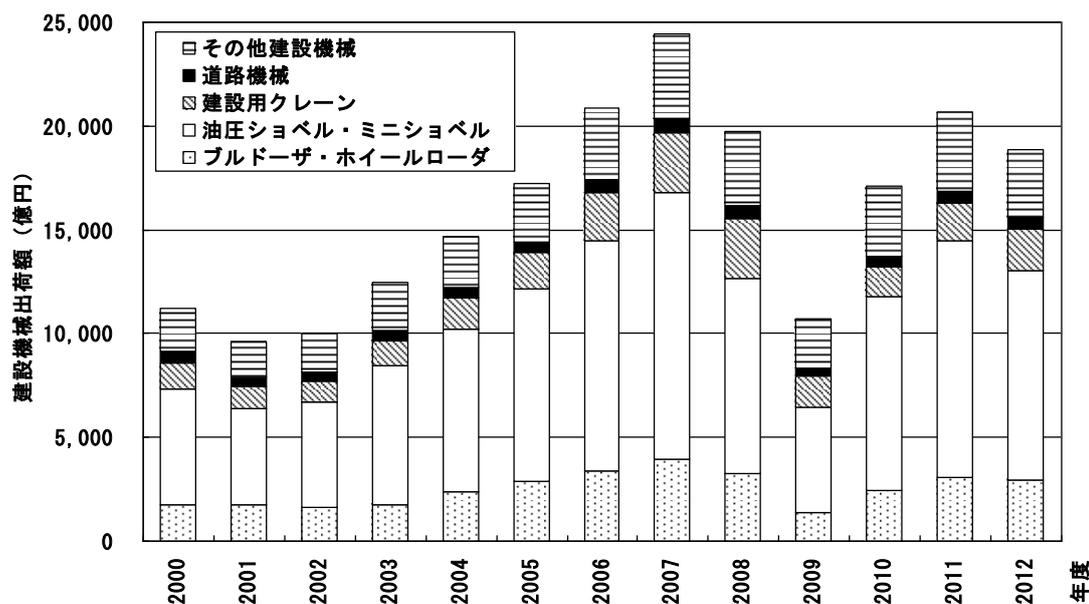


図1-1 日本の建設機械出荷金額実績

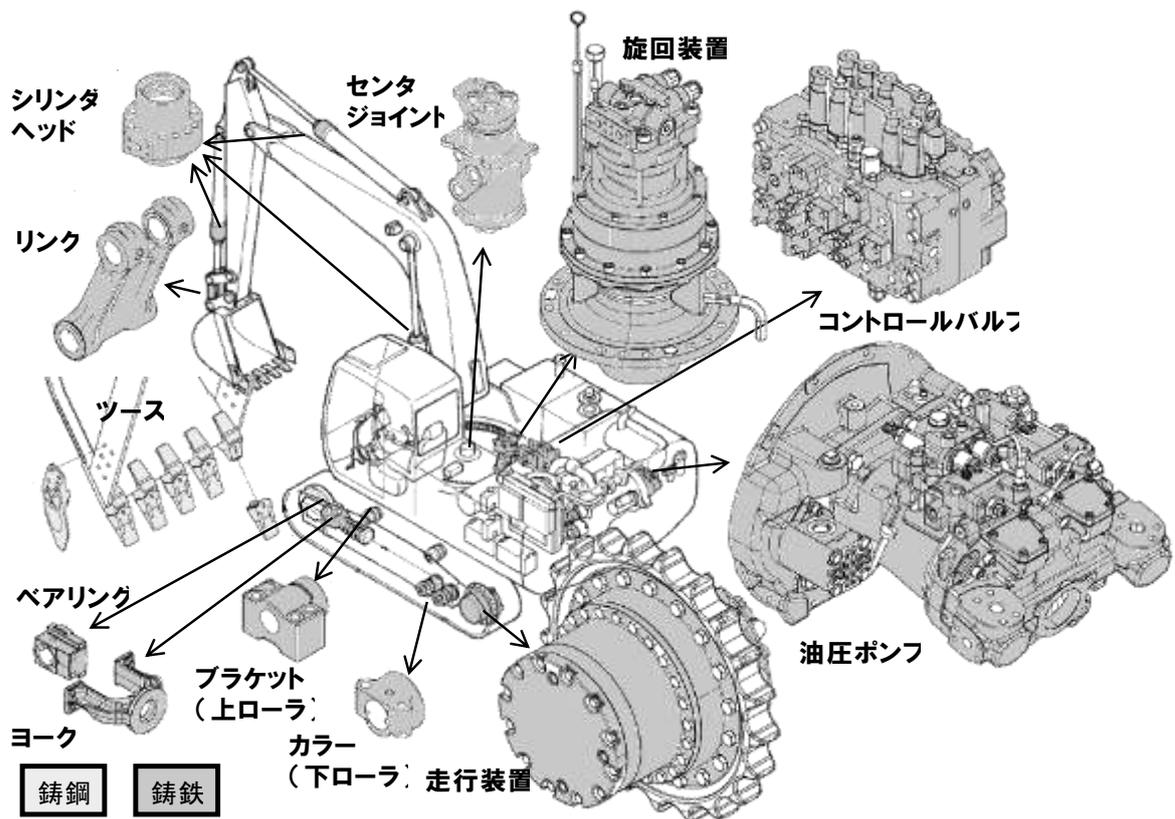


図1-2 中型油圧ショベルに使用されている主な鋳物

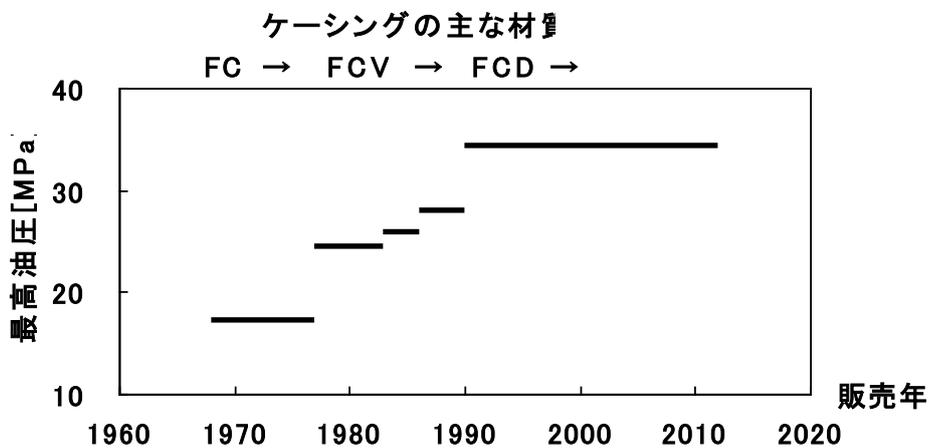


図1-3 油圧ショベルの最高油圧推移の例

鋳鉄は、黒鉛と鋼とみなせる基地組織からなり、破壊機構が複雑であり、加えて、マイクロ組織の定量的な評価を行わずに材質が比較されることも多く、材質がばらつくと認識されがちである。図1-4に金属材料疲労データベース⁵⁾の鋳鉄の回転曲げ疲労限を引張強さで整理した。鋳鉄は引張強さの増加に伴い疲労限も増すが、特にFCDで疲労限のばらつきが大きい。このことは、同じ引張強さであってもマイクロ組織の違いにより疲労限に差が生じているものと

予測される。マイクロ組織と材料特性との関係が把握できれば、適切なマイクロ組織を作り込むことによって、要求する材質を得ることが可能である。このことは、鋳鉄部品の信頼性を高めるだけでなく、鋳鉄部品の高機能化、用途拡大などを目的とした設計への反映にもつながる。

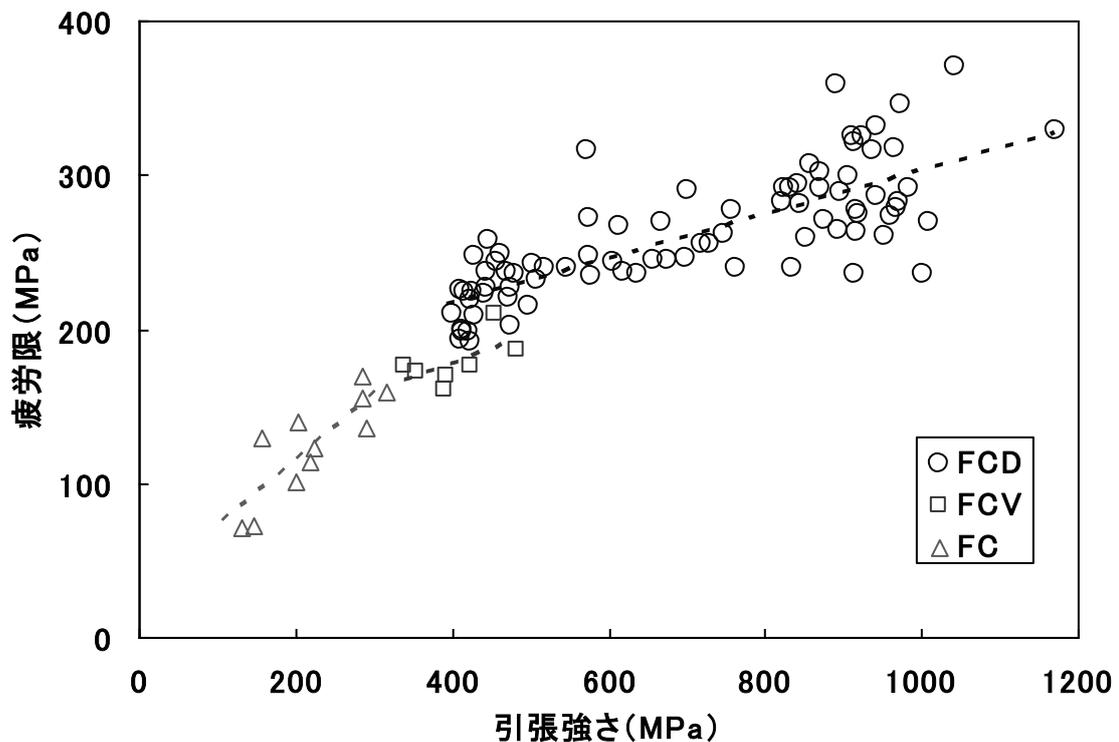


図1-4 鋳鉄の引張強さと疲労限（回転曲げ，常温）との関係

図1-5に代表的な建設機械における油圧機器の製造原価構成例を示す。鋳鉄の加工費が1/3以上を占めており、切削加工の能率を高めることは、油圧機器のコスト削減につながる。最近の機械加工現場では、市場ニーズにすばやく対応しながら高い生産性を実現させるため、切削速度を高くする高速切削が注目されており⁶⁻⁸⁾、加工時間の短縮、切削抵抗の減少、被削材への熱の流入制限、仕上面精度の向上などが同時に得られるものとして、取り組みが盛んである。切削速度を高くした場合には工具寿命の低下が懸念されるが、加工費に占める工具費の割合は比較的小さいので、トータルコストの削減が期待できる。また、省エネルギーの観点でも切削加工の能率を高める必要がある。

多くの切削加工が必要となる油圧機器部品は、形状が複雑なことからその多くを鋳物が占め、上述のように建設機械の油圧機器部品には、高い強度と靱性を有する球状黒鉛鋳鉄が多

く用いられている。また、片状黒鉛鋳鉄や鋳鋼が用いられている部品を球状黒鉛鋳鉄に置き換えることで、高強度化、軽量化や低コスト化の可能性がある。さらに、最近では油圧機器の機能や信頼性を向上させるため、より強度の高い球状黒鉛鋳鉄が使用されることが増えてきた。そのため、強度の向上に伴って切削が難しくなり、切削加工の能率は低下する傾向にある。さらに、生産量の増加に対応するために機械一台あたりの生産量も高める必要がある。

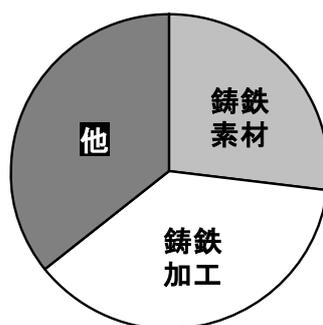


図1-5 代表的な建設機械の油圧機器における製造原価構成の例

切削加工における能率の向上は、機械一台あたりの生産性向上を目指す自動車メーカー、製作コストのほとんどを加工費が占める金型メーカーなどで取り組みが盛んである。工作機械メーカーや工具メーカーでも、切削加工における能率向上に適した加工機械や工具の開発が行なわれている。一方、自動車部品は軽量化のニーズから、エンジン部品やホイールなどにアルミニウム合金が多用され、足回り部品でも一部の部品にアルミニウム化が進んでいる⁹⁾¹¹⁾。また、機械加工工程の多いクランクシャフトには非調質鋼が用いられるなど、その他の部品では鋼の使用が主体となっている⁹⁾。さらに、金型材料としても鋼が多く用いられている。したがって、近年の切削加工における能率向上に関する研究は、アルミニウム合金、鋼を被削対象としたものが多く、公開されている情報で球状黒鉛鋳鉄に関するものはほとんど見られない。また、工具メーカーでも被削材の種類として、片状黒鉛鋳鉄と球状黒鉛鋳鉄とを同じ鋳鉄として分類していることが多く、鋳鉄用として販売されている工具は、必ずしも球状黒鉛鋳鉄に適したものとは限らない。

球状黒鉛鋳鉄の切削では工具摩耗が著しいため、アルミニウム合金や片状黒鉛鋳鉄のように切削速度を高くできないという話はよく聞くものの、なぜ工具摩耗が著しいかについてはよく知られていない。そこで、球状黒鉛鋳鉄の切削加工において能率を向上させるためには、工具摩耗が著しい原因を探る必要がある。

1. 2 本研究の目的

本研究の目的は、球状黒鉛鋳鉄のマイクロ組織と機械的性質および切削性との関係を把握することである。そのため、以下の2点についてそれぞれ（1）第2章，第3章，（2）第4章で述べた。

（1）マイクロ組織の異なる数種の球状黒鉛鋳鉄について、硬さ試験，引張試験，衝撃試験，疲労試験の結果を比較し，マイクロ組織の違いが機械的性質に及ぼす影響を考察した。

（2）球状黒鉛鋳鉄の切削加工における工具摩耗の特長を把握し，被切削材である球状黒鉛鋳鉄のマイクロ組織の調整による切削加工の能率向上の可能性を探った。

参考文献

- 1) 日本建設機械化協会機関紙編集委員会：機械の施工企画，755，（2013）97
- 2) 池田宏：鉄と鋼，73，（1987）1631
- 3) 奥村卓司，大久保英明，肥後信司，福田達：素形材，48，10，（2007）16
- 4) 村田泰彦：日立評論，91，2，（2009）160
- 5) 日本材料学会：金属材料データベース，（1996）
- 6) 新井実：機械と工具，44，6，（2000）15
- 7) 新井実：シンポジウム「高速切削の現状と課題」ワーキンググループ「高速切削」報告書，（2000）7
- 8) 松浦甫篁：機械と工具，44，6，（2000）10
- 9) 梶川義明：TOYOTA Technical Review，53，8，（2004）28
- 10) 日野光雄：神戸製鋼技報，47，2，（1997）2
- 11) 福田篤実，竹内浩二：神戸製鋼技報，52，3，（2002）87

第2章

球状黒鉛鑄鉄におけるミクロ組織と 引張特性および疲労特性の関係

2. 1 緒言

鋳物は複雑な形状の部品に適しており、中でも球状黒鉛鋳鉄は優れた強度と靱性を有していることから、建設機械の油圧機器部品に多く用いられている。最近では油圧機器部品の機能や信頼性を向上させるため、より強度の高い球状黒鉛鋳鉄が使用されることが増えてきた。鋳鉄は、鋼とみなせる基地組織と黒鉛とからなる一種の複合材料と言える。したがって、基地組織や黒鉛の形態と分布を任意に変化させることで、広範な材料特性をカバーすることが可能である。図2-1に鋳鉄の強度と伸びのバランスを示す¹⁻¹³⁾。片状黒鉛鋳鉄(FC)、CV黒鉛鋳鉄(FCV)、球状黒鉛鋳鉄(FCD)、と黒鉛球状化率の上昇に伴って強靱となり、また、同じ種類の鋳鉄でもマイクロ組織の違いなどによって材質には大きな幅がある。さらに、オーステンパ処理を行った球状黒鉛鋳鉄(ADI)は、極めて高い強度を有する。最近では熱処理をしなくても強靱な性質を持つ球状黒鉛鋳鉄の開発が進んでおり、1000MPaを超える引張強さを持つパーライト基地の球状黒鉛鋳鉄が鋳放しで得られている¹¹⁻¹³⁾。

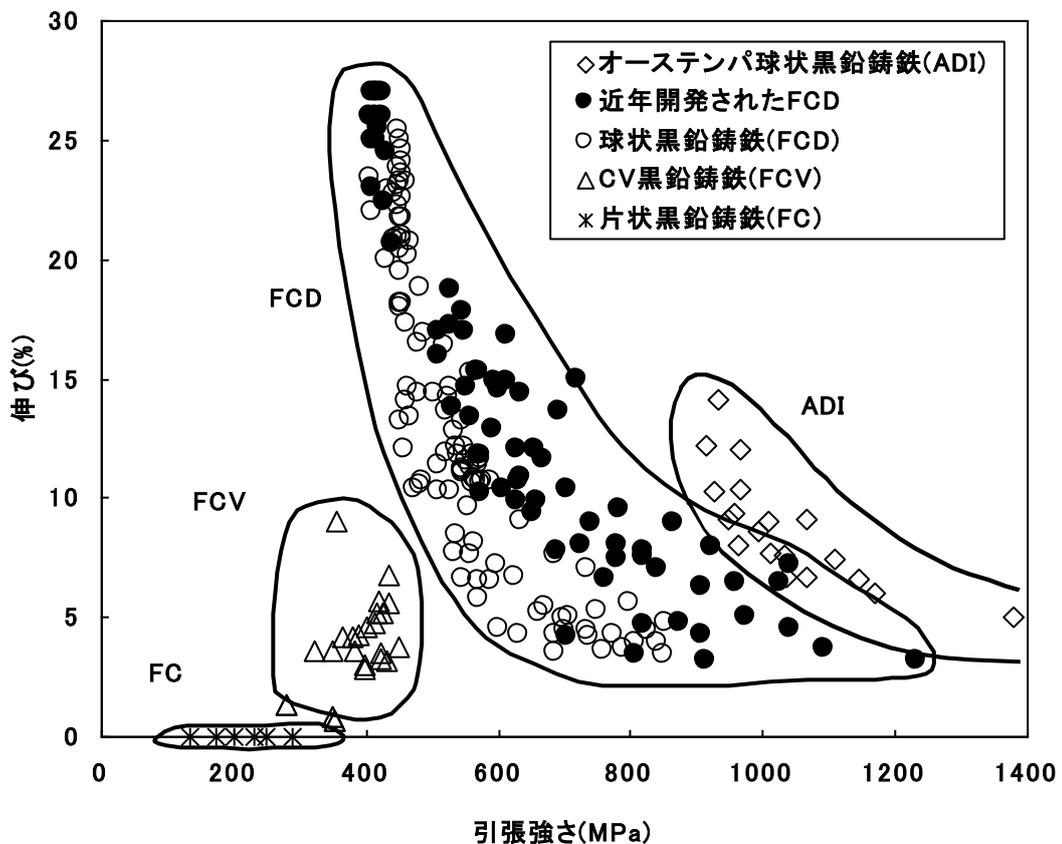


図 2-1 鋳鉄の強度と伸び

一方鋳鉄は、鋼やアルミ合金などの比較的均質な材料と比べて破壊機構が複雑であり、加えて、マイクロ組織の定量的な評価を行わずに材質が比較されることも多く、材質がばらつくと認識されがちである。マイクロ組織と材料特性との関係が把握できれば、適切なマイクロ組織を作り込むことによって、要求する材質を得ることが可能である。このことは、鋳鉄部品の信頼性を高めるだけでなく、鋳鉄部品の高機能化、用途拡大などを目的とした設計への反映にもつながる。

本研究では、緒言で述べたように、球状黒鉛鋳鉄のマイクロ組織と特性との関係を把握することを目的としている。この章では、油圧機器部品に多く用いられているFCD450およびFCD600について、硬さ試験、引張試験、衝撃試験、疲労試験の結果を比較し、マイクロ組織の違いが機械的性質に与える影響について考察した。

2. 2 実験方法

2. 2. 1 供試材の作製方法

用いた供試材は4種類であり、それぞれの発光分光分析による化学成分値を表2-1に示す。B28およびB63は低周波誘導電気炉で溶解し、球状化处理と接種の後Y型D号(平行部75mm×280mm×65mm)の砂型に鋳造した。A11はキュボラで、A11(I)は低周波誘導電気炉でそれぞれ溶解し、球状化处理と接種の後75mm×75mm×350mmの砂型に鋳造した。各素材は、鋳込み形状および姿勢が異なるが、いずれも肉厚は75mmで同じである。また、供試材はすべて鋳放しのままで使用した。なお、B28、A11およびA11(I)はJISFCD450相当材、B63はJISFCD600相当材である。

表 2-1 供試材の化学成分分析値(wt.%)

	C	Si	Mn	S	Cu	Cr	Mg
B28	3.66	2.55	0.28	0.004	0.17	0.045	0.030
B63	3.67	2.57	0.30	0.001	0.50	0.035	0.035
A11	3.72	2.02	0.24	0.006	0.30	*	0.046
A11(I)	3.66	2.28	0.36	0.008	*	*	*

*測定データなし

2. 2. 2 ミクロ組織観察方法

(1) 光学顕微鏡観察

供試材の中央部および鋳肌近傍について光学顕微鏡によるマイクロ組織観察を行った。中央部の組織については、画像解析装置を用いて黒鉛球状化率、黒鉛平均粒径、黒鉛粒数、黒鉛面積率、パーライト面積率を算出した。なお、各値は組織観察を5視野について行った平均のものであり、黒鉛粒は直径5 μ m以上のものを対象とした。また、黒鉛球状化率の算出には

新JIS法および旧JIS法を用いた。

(2) 走査電子顕微鏡観察

熱処理後あるいは試験後の試験片を研磨し、2%ナイトールで腐食して観察した。走査電子顕微鏡観察にはFE-SEM Hitachi 4300を用いた。

(3) EBSD

組織観察あるいは試験断面観察に用いた試料をコロイダルシリカで最終研磨し、EBSD測定を行った。測定にはTSL社のEBSDをFE-SEM Hitachi 4300に取り付けて、加速電圧を15kV、傾斜角度70° 走査ステップ0.5 μ mで行なった。

(4) 逐次研磨法による三次元図の構築

き裂進展試験片については、疲労き裂と黒鉛粒の関係を確認するため、逐次研磨を繰り返して連続的に写真を撮り、画像処理ソフトのAmiraにより三次元図の構築を行った。逐次研磨にはGenus-3Dを用いて自動観察法を用いた。

2. 2. 3 硬さ試験方法

組織全体の平均的な硬さ測定にはブリネル硬度計を用い、10mm標準球、試験力29.42kNで試験を行った。また、組織因子ごとの硬さ測定にはマイクロビッカース硬度計を用い、基地組織部分については試験力1.96kN、黒鉛部分については試験力98.07Nで試験を行った。

2. 2. 4 引張試験方法

常温(23℃)での丸棒引張試験を行った。各供試材のほぼ中央部分からJIS4号引張試験片(平行部径 ϕ 14mm, 標点距離50mm)を切り出した。またA11(I)については、試験片サイズと引張方向による違いを比較するため、JIS14A号試験片(平行部径 ϕ 5mm, 標点距離25mm)をA, Bの二方向から切り出した。各試験片の切り出し位置および切り出し方向を図2-2に模式図で示す。

引張試験ではある程度の荷重になるまで固定部が安定しないため、試験機のクロスヘッド変位につかみ部の変形やすべりが含まれる。そこで、降伏挙動を超えるところまでの初期の変形量測定にはひずみゲージを用い、それ以降はクロスヘッド変位を試験片の変形量とした。試験速度は、変形量測定にひずみゲージを用いた時は10MPa/s、クロスヘッド変位を変形量と

した時は $3.3 \times 10^{-3}/s$ とした。

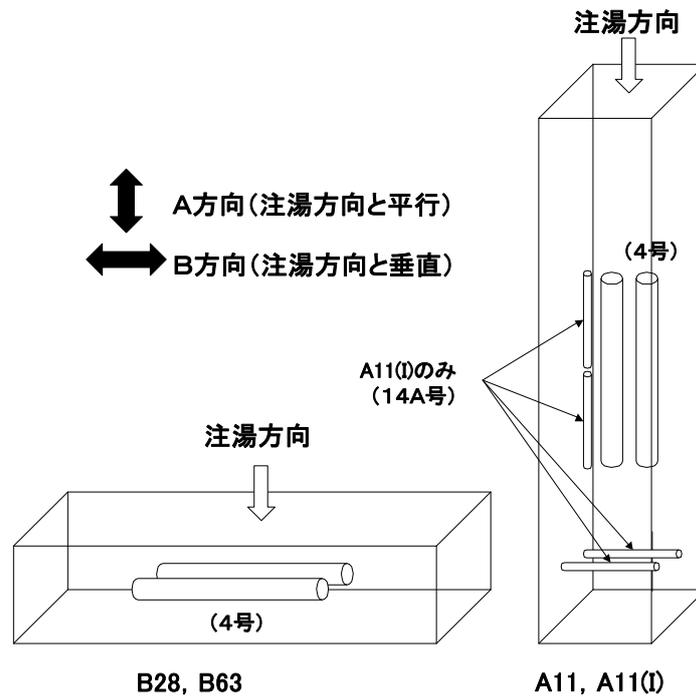


図 2-2 引張試験片の切り出し位置と方向

2. 2. 5 衝撃試験方法

B28, B63, A11についてシャルピー衝撃試験を行った。試験片はJIS4号試験片（10mm×10mm×55mm, 2mmUノッチ）を用いた。試験温度は、B28およびA11が-20, 0, 23, 50, 70, 100℃, B63が-20, 0, 23, 100, 200℃とした。各試験温度でそれぞれの供試材について3本ずつ試験を行い、衝撃吸収エネルギーと脆性破面率を求めた。

2. 2. 6 疲労試験方法

図2-3に示す直径8mmの疲労試験片を作製し、小野式回転曲げ疲労試験機を用い常温で3000回転/分にて疲労試験を行った。

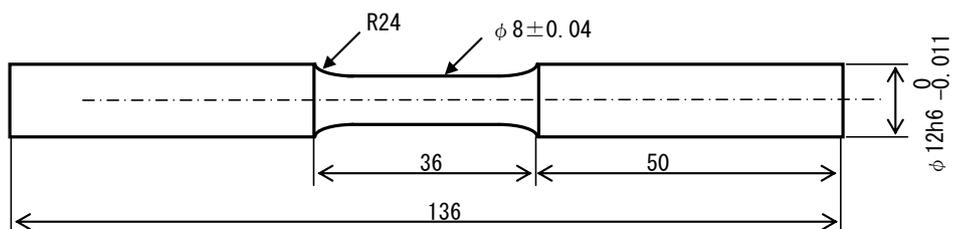


図2-3 回転曲げ疲労試験片

2. 2. 7 き裂進展試験方法

B28およびB63についてASTM E647に準じる方法でき裂伝播試験を行った。図2-4に示す1/2CT試験片に繰り返し荷重を付加し、その繰り返し回数とき裂長さからき裂伝播速度を算出した。

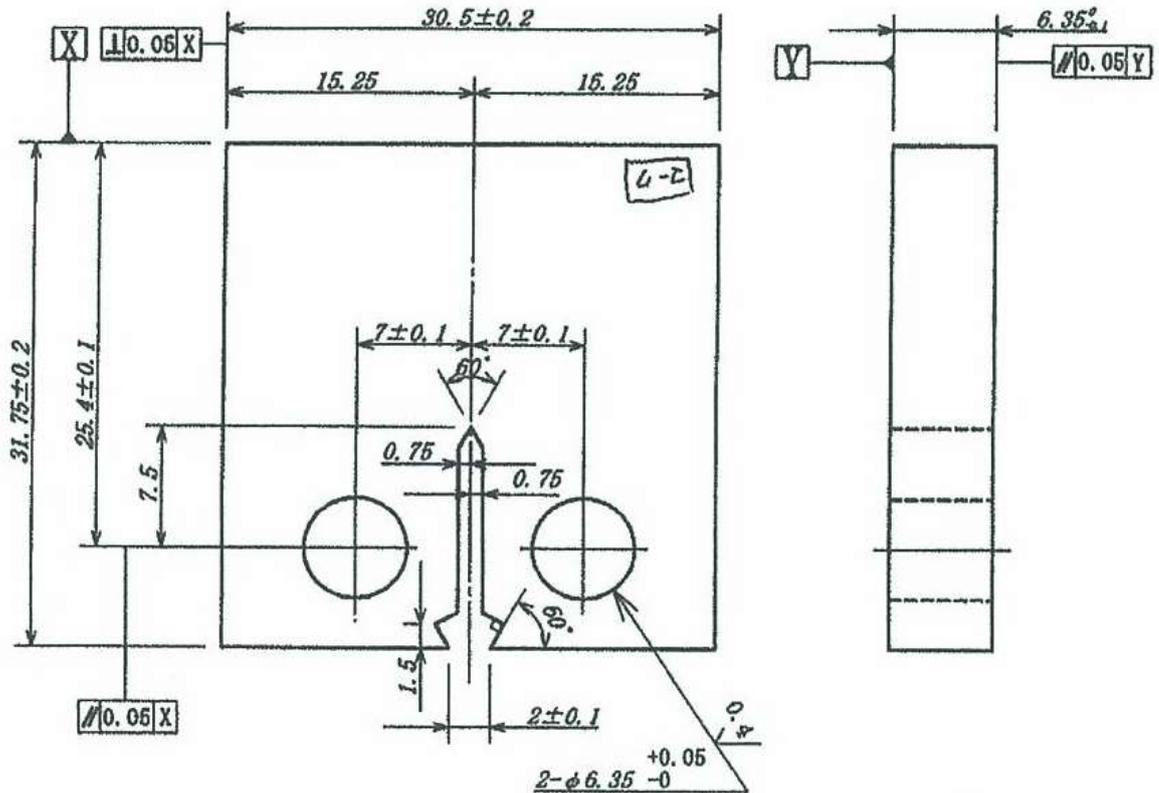


図2-4 1/2CT試験片

2. 3 実験結果および考察

2. 3. 1 光学顕微鏡組織

(1) ミクロ組織

A11, B28, B63の試料中央部のミクロ組織を図2-5に、組織性状を表2-2に示す。なお、図表には載せていないが、A11(I)のミクロ組織を観察したところ、A11とほぼ同じであることを確認した。

球状黒鉛鑄鉄のミクロ組織は、化学成分、溶湯処理方法、冷却速度などによって大きく変化する。表2-1に示した化学成分分析値を比較してみると、いずれの供試材もC含有量は同程度であるが、A11のSi量は他の二つより少なく、炭素当量が他より小さい。しかし、A11は炭素当量が小さいにも関わらず、黒鉛面積率が最も高く黒鉛粒数も多い。黒鉛粒数には、炭素当量の他に共晶凝固時の冷却速度と添加元素などが影響する。A11では黒鉛が多く晶出する溶

湯処理方法と冷却速度が選択されているようである。

表2-2および図2-5からわかるように、黒鉛球状化率は、黒鉛粒数が多く黒鉛平均粒径が小さいA11が最も高い。また、B28やB63では粗大な黒鉛において形状が崩れているのが確認される。球状黒鉛はオーステナイトに取り囲まれて成長し、隣接するオーステナイトによって成長が抑制されると形状が崩れるA11のように十分な球状黒鉛の晶出があれば、成長する前に共晶凝固が終了するため形状が崩れにくいと考えられる。

また、Cu量は多い順にB63, A11, B28である。Cuはパーライト化促進元素であり、Siはフェライト化促進元素であるが、三つの供試材のパーライト面積率は、Cu量とSi量だけでは説明できない。B63はCu添加によりパーライト面積率が高くなったと思われるが、A11は黒鉛を多数晶出させて黒鉛面積率を高めた分セメントタイトが析出しにくくなり、パーライト面積率が低くなったと考える。さらに共析反応時の冷却速度にも違いがあると思われる。

(2) 黒鉛粒の形態と数

図2-5および表2-2からわかるように、A11は、B28およびB63に比べて、黒鉛粒径が小さく黒鉛粒数が多い。また、B28, B63は黒鉛面積率が約10%であるのに対し、A11は12.5%とやや大きい。さらに、B28とB63はA11に比べて黒鉛球状化率が低く、図2-5を見ると粗大な黒鉛の形状が崩れているのが確認できる。

(3) 基地組織

基地組織はいずれの供試材もフェライトとパーライトの混合組織である。パーライト面積率はA11が最も低く、B28, B63の順に高くなり、B63においてはフェライトが黒鉛の周囲を囲むブルズアイ組織となっている。パーライト層間隔の違いは明確ではないが、フェライト粒はB28に比べるとA11のほうが小さいものが多い。

(4) 鋳肌近傍のマイクロ組織

図2-6にB28およびA11の鋳肌近傍のマイクロ組織を示す。いずれも鋳肌に酸化スケールが見られるが、厚さはほぼ同じ10 μ m程度である。図2-6(a)に示したB28は、鋳肌から約1mmの深さまで片状や芋虫状の黒鉛が多く見られ、基地組織は中央部よりフェライトが多い。ただし、鋳肌のごく近傍には硬質のパーライトと思われる部分も見られる。一方、図2-6(b)に示したA11は、球状黒鉛が中央部分より細かく分散しており、片状や芋虫状の黒鉛は見られない。また、鋳肌付近のフェライトが多い範囲は鋳肌から約50 μ mの深さまでであり、B28に比べると狭い。

図2-6で示したように、B28の鑄肌近傍に見られる黒鉛は、片状黒鉛に近い形状をしており、共晶凝固中にオーステナイト粒界に生成したものと推測される。溶湯中にSが多く存在するとMgと非常に強い親和性を持ち、MgSが生成されることで球状化に必要なMgが不足する¹⁴⁾。A11、B28ともにフラン樹脂の自硬性鑄型を用いており、硬化剤にSが多く含まれる場合、黒鉛の形状が崩れる可能性がある¹⁵⁾。このような鑄肌近傍に存在する片状や芋虫状の黒鉛は、加工肌と鑄肌とで機械的性質が異なる原因の一つとなり得る。

また、B28、A11ともに鑄肌近傍の基地組織にフェライトが多いのは、鑄型の蓄熱によって、部分的に共析反応時の冷却速度が遅くなるためと考えられる。このように鑄肌近傍の基地組織はフェライトが多いため、黒皮切削では内部の切削よりも工具摩耗が少なくなるものと予想される。

表 2-2 各供試材の組織性状(中央部)

	黒鉛球状化率		黒鉛 平均粒数 (個/mm ²)	黒鉛 平均粒径 (μ m)	黒鉛 面積率 (%)	フェライト 面積率 (%)	パーライト 面積率 (%)
	新JIS	旧JIS					
	(%)	(%)					
A11	86.7	84.6	283	23.9	12.5	76.5	11.0
B28	69.4	74.1	116	34.2	10.6	61.0	28.4
B63	67.2	72.9	70	43.9	10.2	26.6	63.2

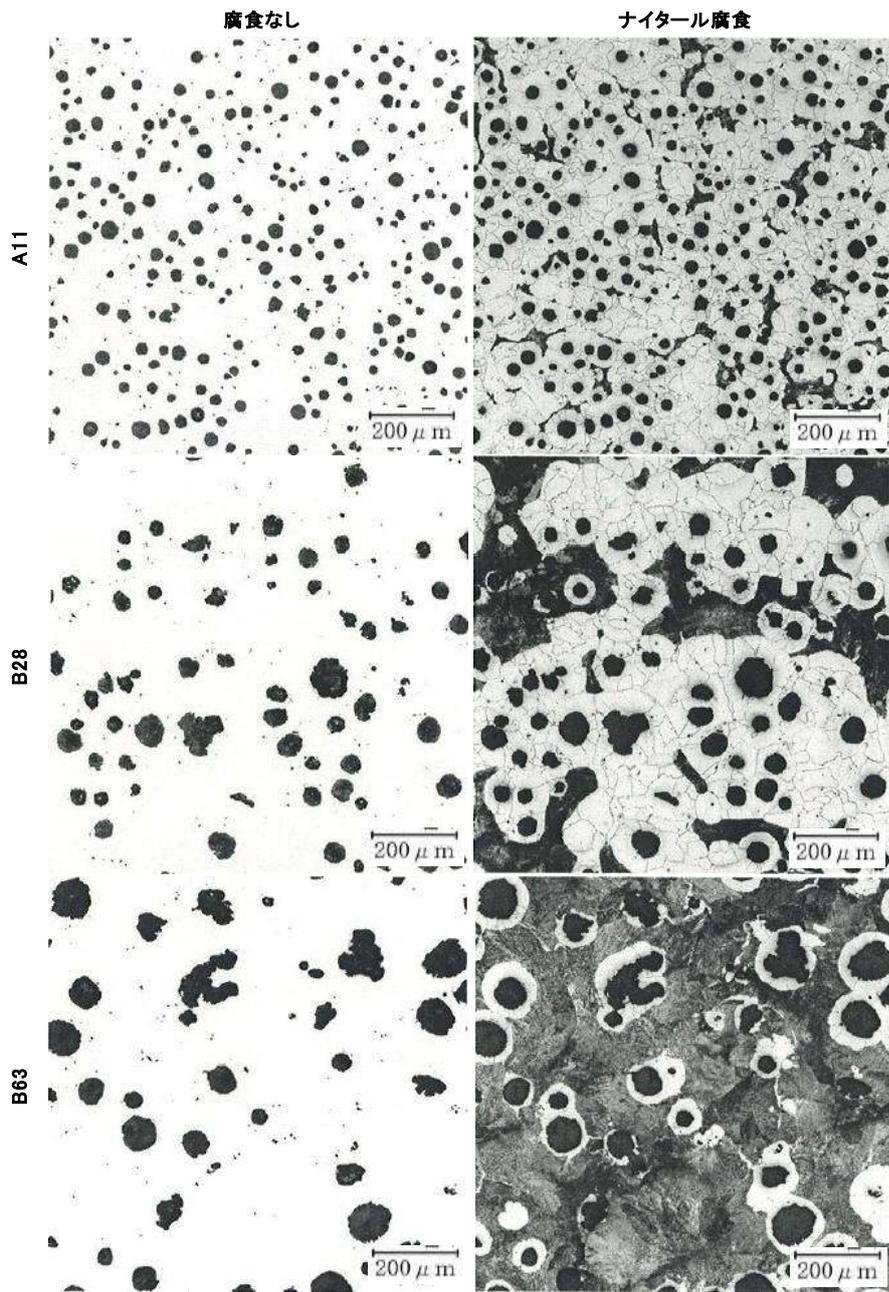


図 2-5 各供試材のマイクロ組織写真(腐食なしおよびナイトール腐食の同一視野)

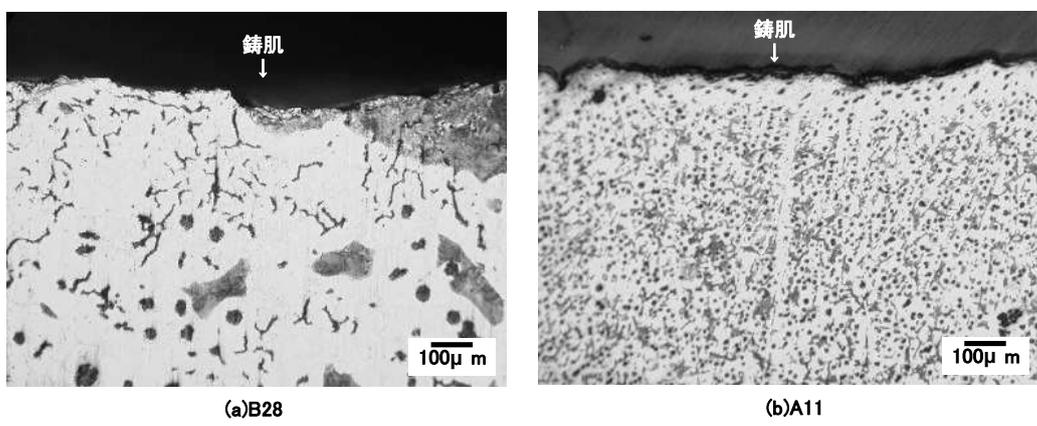


図 2-6 鑄肌近傍のマイクロ組織

2. 3. 2 硬さ

(1) 試料中央部の硬さ

図2-7にA11, B28, B63の中央部のブリネル硬さを示す。ブリネル硬さはB63が最も高く平均でHB246である。A11とB28はともにJIS規格のFCD450相当材であるが、ブリネル硬さの平均はA11がHB156, B28がHB178であり、その差は大きい。

また、図2-8に組織因子別のビッカース硬さを示す。黒鉛のビッカース硬さはHV50未満であり、基地組織であるフェライトやパーライトのビッカース硬さに比べると極めて低い。基地組織のビッカース硬さを比較すると、フェライトのビッカース硬さはA11が他より高く、パーライトのビッカース硬さは、B28が他よりわずかに高い。

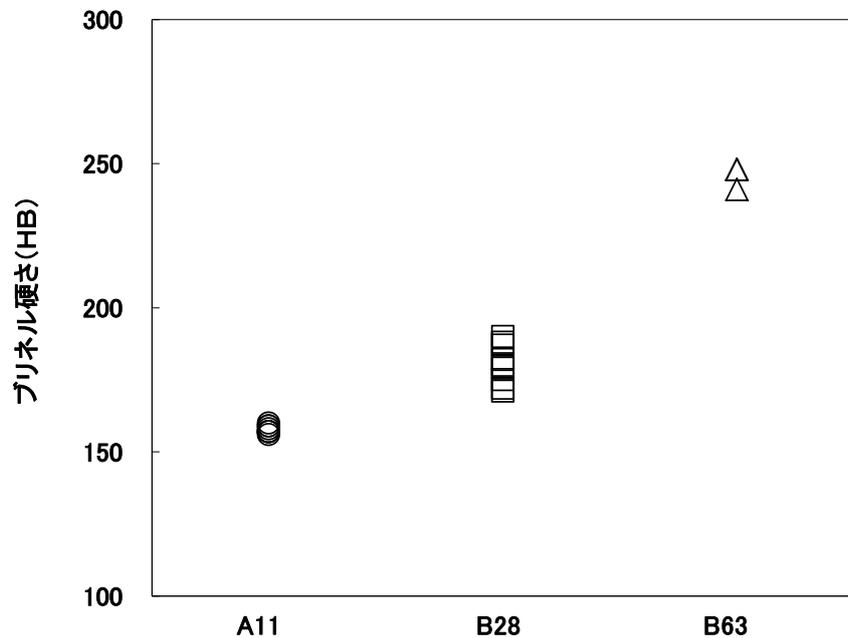


図 2-7 中央部のブリネル硬さ

図2-9にパーライト面積率と試料中央部のブリネル硬さとの関係を示す。組織全体の平均的な硬さを表すブリネル硬さは、パーライト面積率と良い相関がある。図2-8に示したように黒鉛のビッカース硬さは基地組織に比べて極めて小さいため、ブリネル硬さは黒鉛よりも基地組織の影響を大きく受ける。また、フェライトやパーライトのビッカース硬さにも差はあるが、両者のビッカース硬さの差は比較的大きく、組織全体の平均的な硬さを表すブリネル硬さはパーライト面積率に大きく支配されるようである。

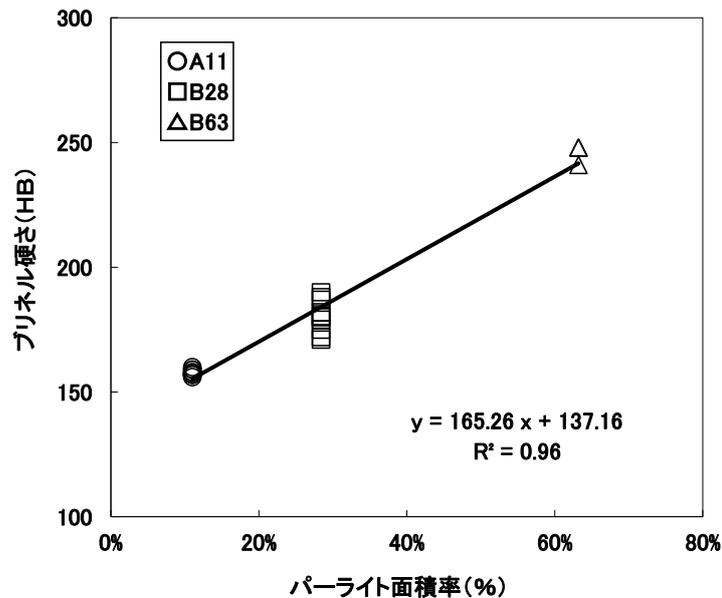


図 2-9 パーライト面積率と試料中央部のブリネル硬さとの関係

図2-8で示したように、基地組織のビッカース硬さには違いが見られた。A11はB28に比べると、フェライトのビッカース硬さが高く、パーライトのビッカース硬さがやや低い。フェライトの硬さについては、Cu含有量の違いによる固溶強化と、フェライト結晶粒度の違いによる結晶粒微細化強化の差と考えられる。一方パーライトの硬さは、上述のように黒鉛面積率の違いによるオーステナイト中の炭素濃度と共析反応時の冷却速度の違いによる差と考えられる。また、黒鉛のビッカース硬さの差は明確ではなかったが、黒鉛充填度が異なる場合には変形抵抗に差がでるものと思われる。

(2) 鋳肌近傍の硬さ

図2-10にB28およびA11の鋳肌近傍における基地組織の硬さ分布を示す。A11は基地組織の硬さのばらつきがHV200～HV300の間であり、鋳肌のすぐ近くでも大きな硬さの変化は見られない。一方、B28は、鋳肌から100 μ mの範囲で基地組織の硬さがHV150～HV400と大きくばらつき、硬さの著しく高いあるいは低いところもある。

図2-6からわかるように、A11は鋳肌近傍の組織が比較的均一であり、図2-10で示したように基地組織のビッカース硬さはばらつきが少ない。一方、B28は組織が不均一であり、基地組織の硬さのばらつきは、A11より大きい。図2-6(a)で示したB28の鋳肌近傍における灰色部分は、ビッカース硬さがHV400程度であり、微細なパーライトが生成していると考えられる。このような鋳肌近傍の硬さ分布の違いは、黒皮切削時の工具摩耗に影響を与えると思われる。

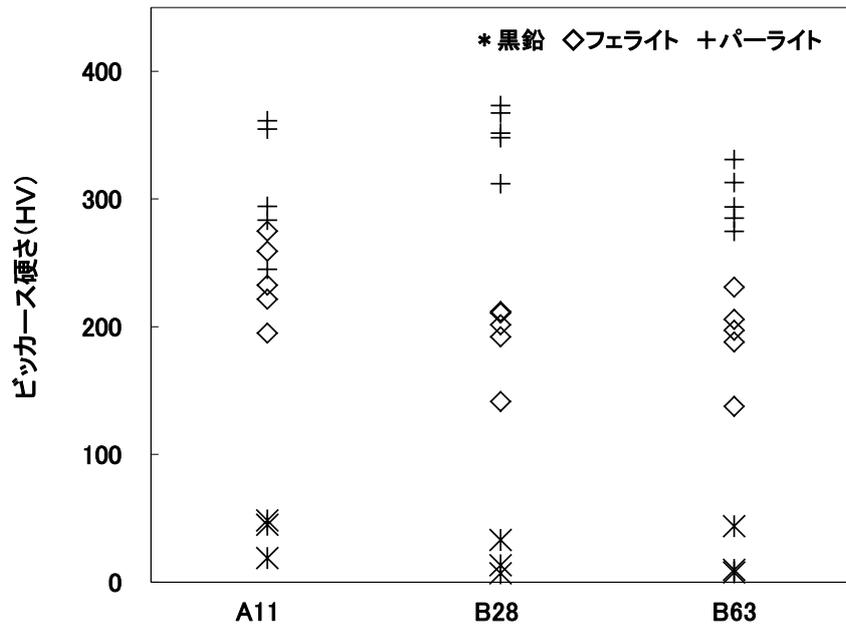


図 2-8 中央部の組織因子別ビッカース硬さ

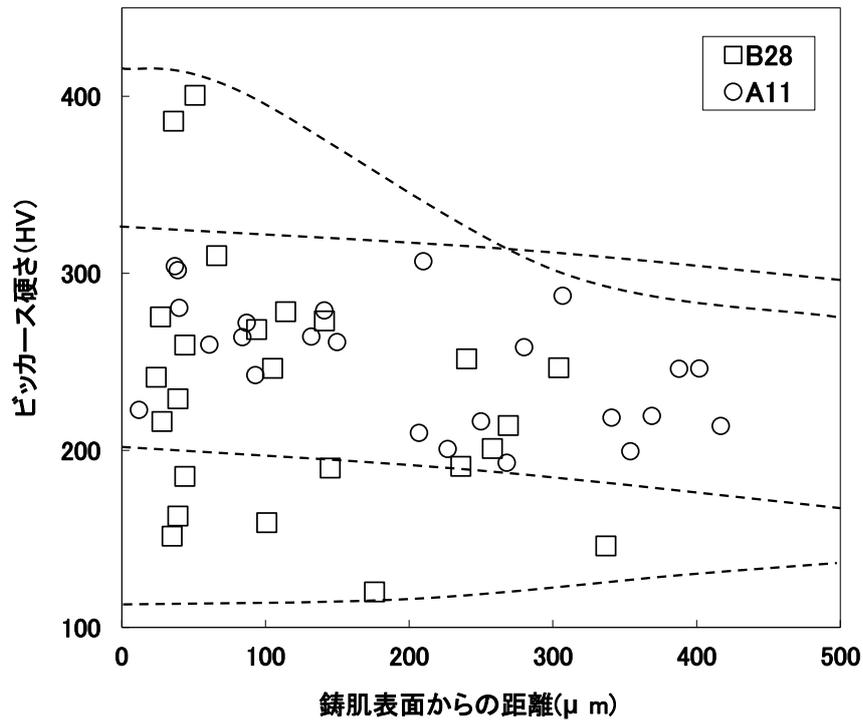


図 2-10 鋳肌近傍における基地組織のビッカース硬さ分布

2. 3. 3 引張特性

(1) 応力-ひずみ線

図2-11, 2-12にA11, B28, B63の応力-ひずみ線を示す。図2-11ではB28とB63, 図2-12ではB28とA11の曲線を重ねて示した。また, 図2-11(a), 図2-12(a)は応力-ひずみ線全体を, 図2

-11(b), 図2-12(b)は降伏挙動付近を示している。ひずみが1%を超えたところで変形量の測定をひずみゲージによるものからクロスヘッド変位へと切り替えたため、線に不連続が生じており、データの無い部分は破線で結んである。なお、引張強さ、0.2%耐力、破断伸び、絞り、ヤング率、の各値は表2-3に記載する。

1) 引張強さ, 伸び

B63はB28と比較して応力-ひずみ線が上方にあり、引張強さは670~680MPaとB28やA11より大きい。B28とA11は、応力-ひずみ線がよく似ており、引張強さも490~510MPaと同程度である。伸びはB63が最も小さく、A11はB28よりやや小さい。B28は破断前にネッキングが生じているのがわかるが、B63とA11はほぼ最大応力で破断に至っている。

2) 降伏挙動, 耐力, ヤング率, 加工硬化

いずれの供試材についても、応力-ひずみ線の立ち上がりの傾きはほぼ同じであり、ヤング率に大きな差は認められない。また、降伏点は明確ではなく降伏挙動が連続的である。0.2%の塑性ひずみを生じた時点の応力(0.2%耐力)を求めると、応力-ひずみ線の湾曲部の最大曲率を超えた点であり、明瞭な塑性変形が生じた後の応力となる。

0.2%耐力はB63が最も大きく、A11とB28とで同程度である。当然、塑性変形を生じ始める応力(弾性限)もB63が最も高いが、0.2%耐力が同程度であるA11とB28とでは、A11の方がB28より高い応力まで弾性変形が続く。また、塑性変形域での応力-ひずみ線の傾きは、B63が最も大きく、A11とB28はほぼ同じである。したがって、加工硬化もB63が最も大きくA11とB28は同程度と言える。

表 2-3 引張試験データ

材料	平行部径 (mm)	引張方向	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	破断強さ (MPa)	ヤング率 (Gpa)	伸び (%)	絞り (%)
B28-1	φ14	B方向	325	514	597	175	14.5	14.8
B28-2	φ14	B方向	312	482	566	181	16.3	17.9
A11-1	φ14	A方向	321	495	570	170	12.1	12.0
A11-2	φ14	A方向	315	467	528	173	11.3	12.6
A11(I)-1	φ14	A方向	319	493	573	165	14.0	11.4
A11(I)-2	φ14	A方向	320	495	571	167	13.7	11.7
A11(I)-3	φ5	A方向	328	509	578	166	12.8	10.3
A11(I)-4	φ5	A方向	322	500	565	162	12.2	10.9
A11(I)-5	φ5	B方向	329	514	606	167	18.2	20.6
A11(I)-6	φ5	B方向	330	512	585	166	13.6	12.5
B63-1	φ14	A方向	403	680	739	162	4.9	4.2
B63-2	φ14	A方向	404	671	726	163	5.1	4.2

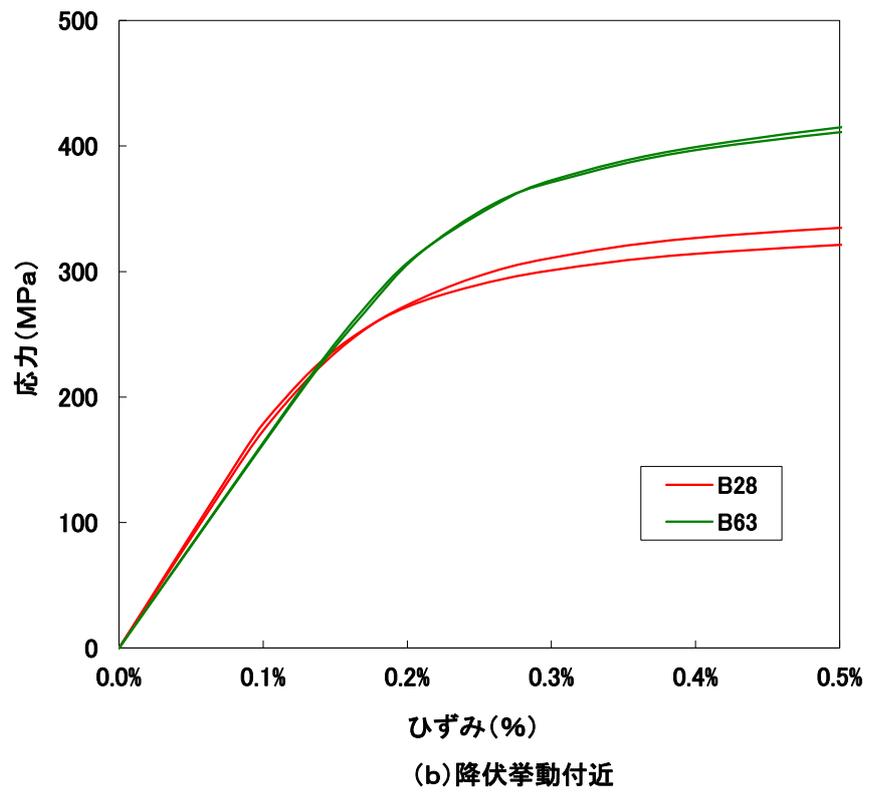
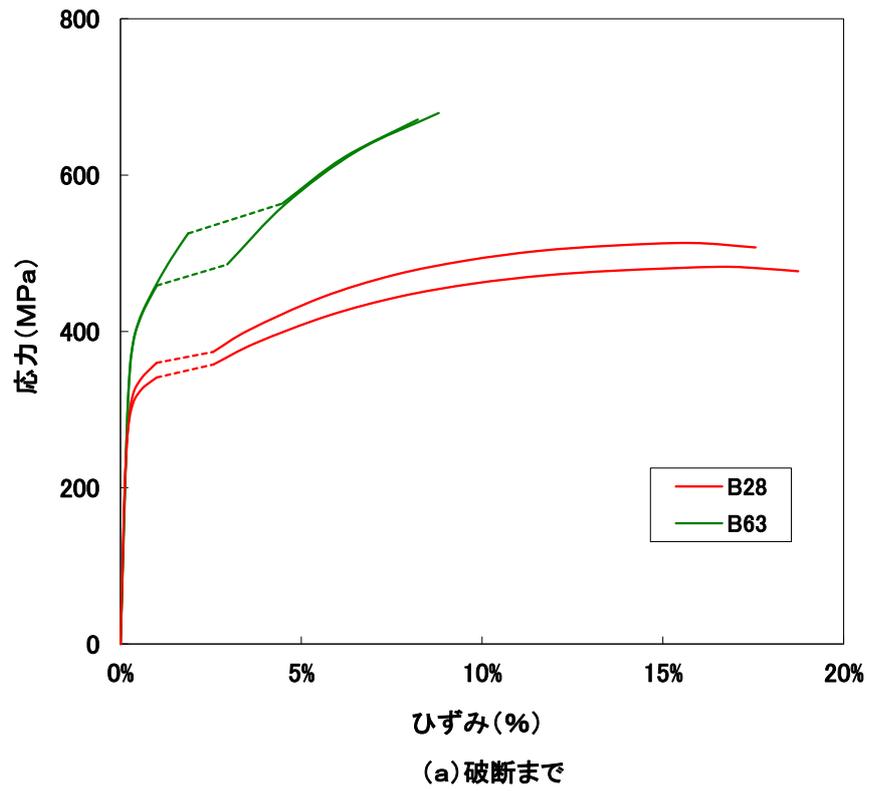
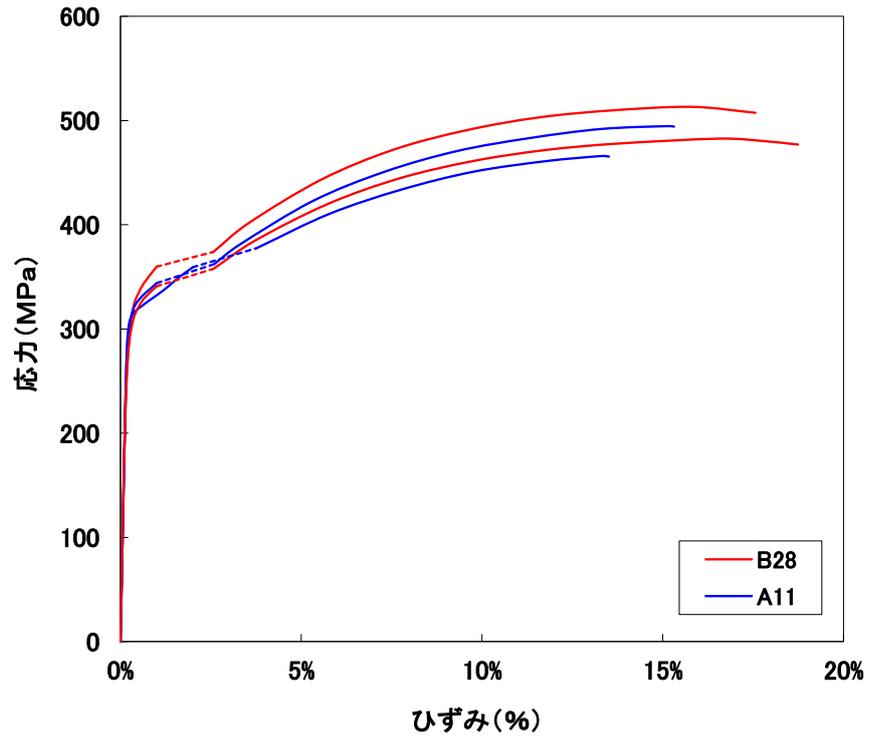
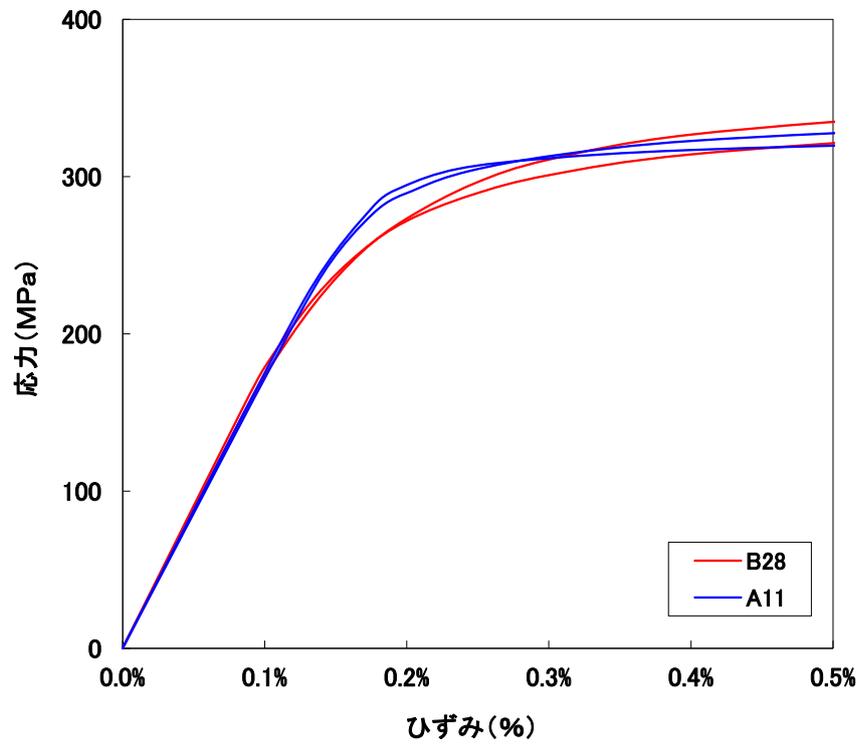


図 2-11 B28 と B63 の応力-ひずみ線



(a) 破断まで



(b) 降伏挙動付近

図 2-12 B28 と A11 の応力-ひずみ線

黒鉛面積率が増加すると有効断面積が減少する分だけ引張強さが低下する¹⁶⁾が、本研究で用いた供試材の黒鉛面積率の差は2%程度と小さく、引張強さには基地組織がより大きな影響を与えると考えられる。図2-13にパーライト面積率と引張強さとの関係を示す。パーライト面積率に比例して引張強さは増大しており、パーライト面積率の大きなB63が最も大きな引張強さを有している。しかし、B28とA11はパーライト面積率の違いほど引張強さに違いが表れていない。この原因の一つとして、図2-7に示したようなブリネル硬さの違いが考えられる。そこで、ブリネル硬さと引張強さとの関係を図2-14に示す。ブリネル硬さと引張強さの間にも比例関係に近い相関が認められるが、パーライト面積率で整理したものとほぼ同じである。

図2-15にパーライト面積率と伸びとの関係を示す。基地組織中のパーライトは伸びを低下させるため、パーライト面積率の大きなB63で伸びが小さくなっているものの、パーライト面積率だけでは整理できない。また、A11とB28は引張強さが同程度であるにも関わらず、弾性限はA11の方がB28より高い。塑性変形はフェライトから開始するため、図2-8に示したように、A11はB28よりフェライトの硬さが高く、B28より高い応力まで塑性変形が始まらないようである。

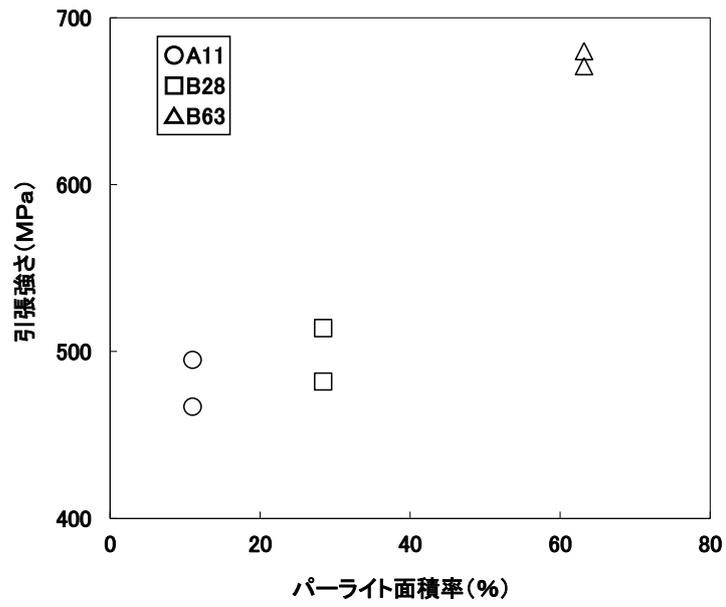


図 2-13 パーライト面積率と引張強さとの関係

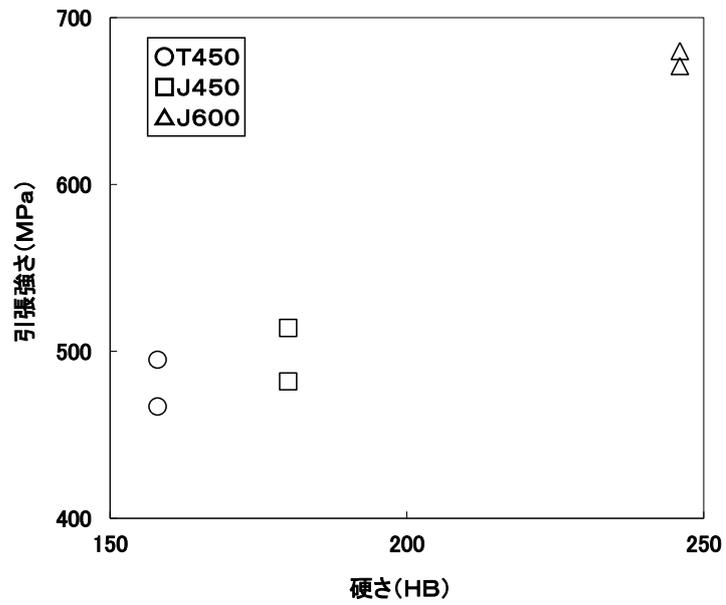


図 2-14 ブリネル硬さと引張強さとの関係

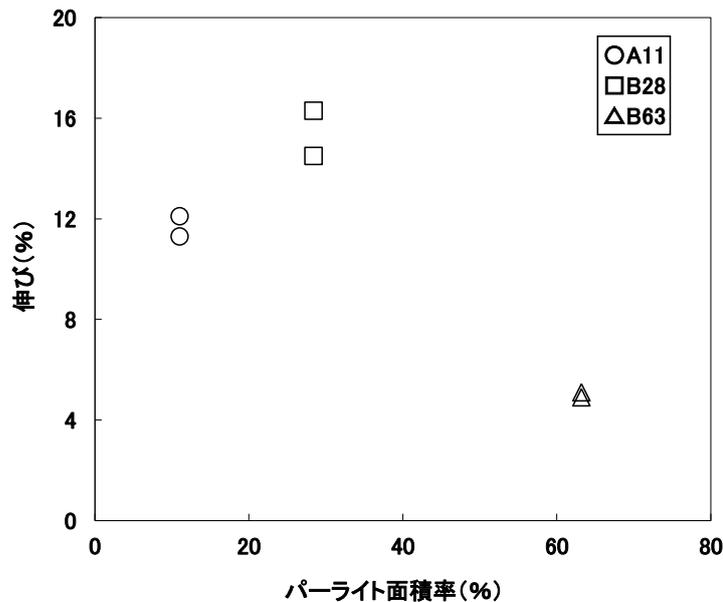


図 2-15 パーライト面積率と伸びとの関係

(2) 引張破面

図2-16に引張破面のマクロ写真を示す。B63は全面が白色の脆性破面を呈している。B28およびA11は、いずれも白色の脆性破面と灰色の延性破面とを持ち、脆性破面が全体の半分以上を占める。A11の脆性破面は、B28とB63より凹凸が小さい。B28とA11の延性破面割合は約20%で同程度であるが、A11に比べてB28の方が黒色に近く凹凸が大きい。

図2-17に引張破面のSEM写真を示す。B28およびA11の延性破面は、黒鉛の周りに大きな変形の跡が見られるとともに多くの凹凸が観察される。この変形や凹凸はB28のほうがA11よりやや大きい。また、B28とA11の脆性破面は、基地組織の一部が変形しているのが観察され、完全なへき開型の破壊であるとは言えない。一方、B63は黒鉛の周囲にわずかな窪みが見られるが、基地組織にはリバーパターンが観察され、ほぼ全面でへき開破壊の痕跡が見られる。

図2-18にB28およびA11の破面における黒鉛付近の状態を示す。延性破面における黒鉛周辺の基地組織には窪みがあり、黒鉛がこの窪みに埋まり球状であることがはっきりしている。B28、A11ともに黒鉛周辺の基地組織が大きく変形しているのがわかる。脆性破面でも黒鉛は球状が保たれており、延性破面ほど明確ではないが、黒鉛周辺の基地組織が変形している。

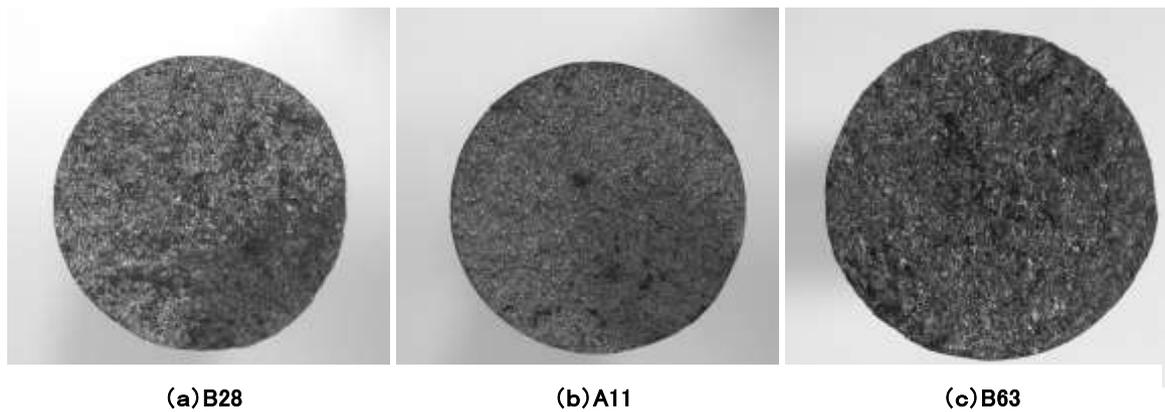


図2-16 引張破面のマクロ写真

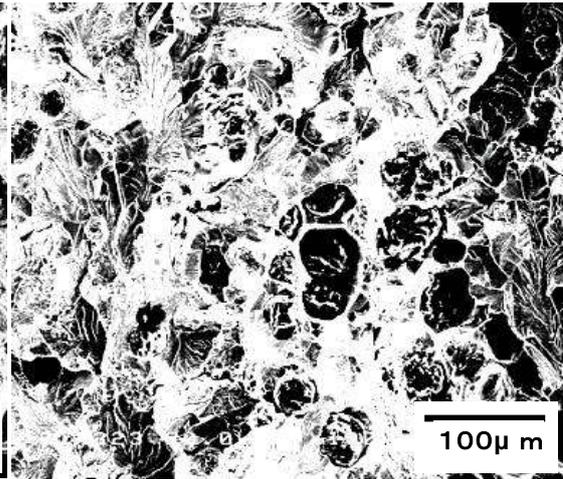
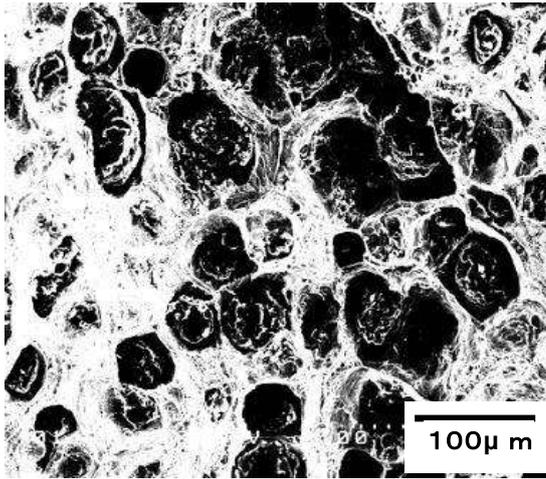
図2-18に示したように，引張破面は脆性破面であっても黒鉛周辺が変形しており，球状黒鉛から亀裂が発生しているわけではない。静的な破壊において球状黒鉛は，応力集中の効果は持たず，上述のように塑性拘束により変形抑制の効果があると考えられる。

延性破面は基地組織の変形によって生じたボイドが成長合体して形成され，脆性破面はフェライト粒界あるいはフェライトとパーライトの粒界に生じたき裂が伝播して形成されたものと予想できる。黒鉛粒数が多いA11の場合，B28に比べて黒鉛間の距離が短いため，破面の凹凸が小さくなったものと考えられる。また，変形は基地組織に集中するため，黒鉛粒数が多いほど基地組織の変形が抑えられることで，A11の伸びがB28より小さくなったものと考えられる。引張強さが同程度の場合，黒鉛粒径が小さく，黒鉛粒数が多いと伸びが小さくなる結果は，参考文献³⁾と一致する。

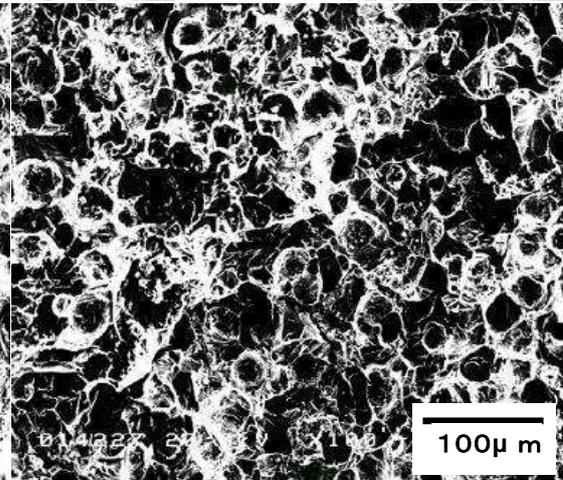
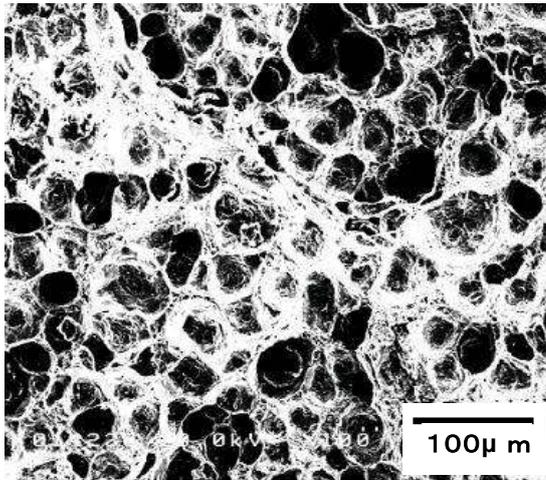
延性破面

脆性破面

B28



A11



B63

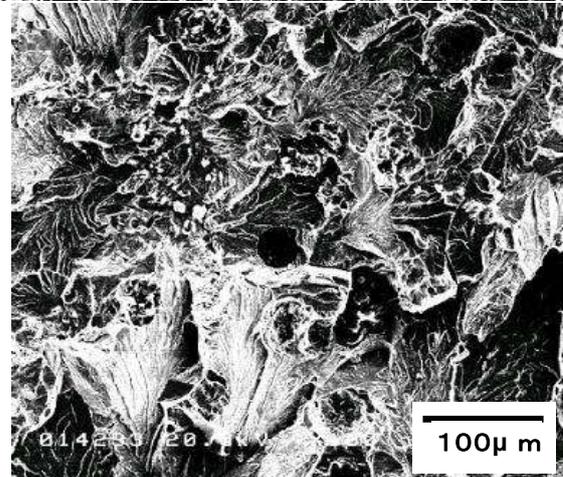


図 2-17 引張破面の SEM 写真

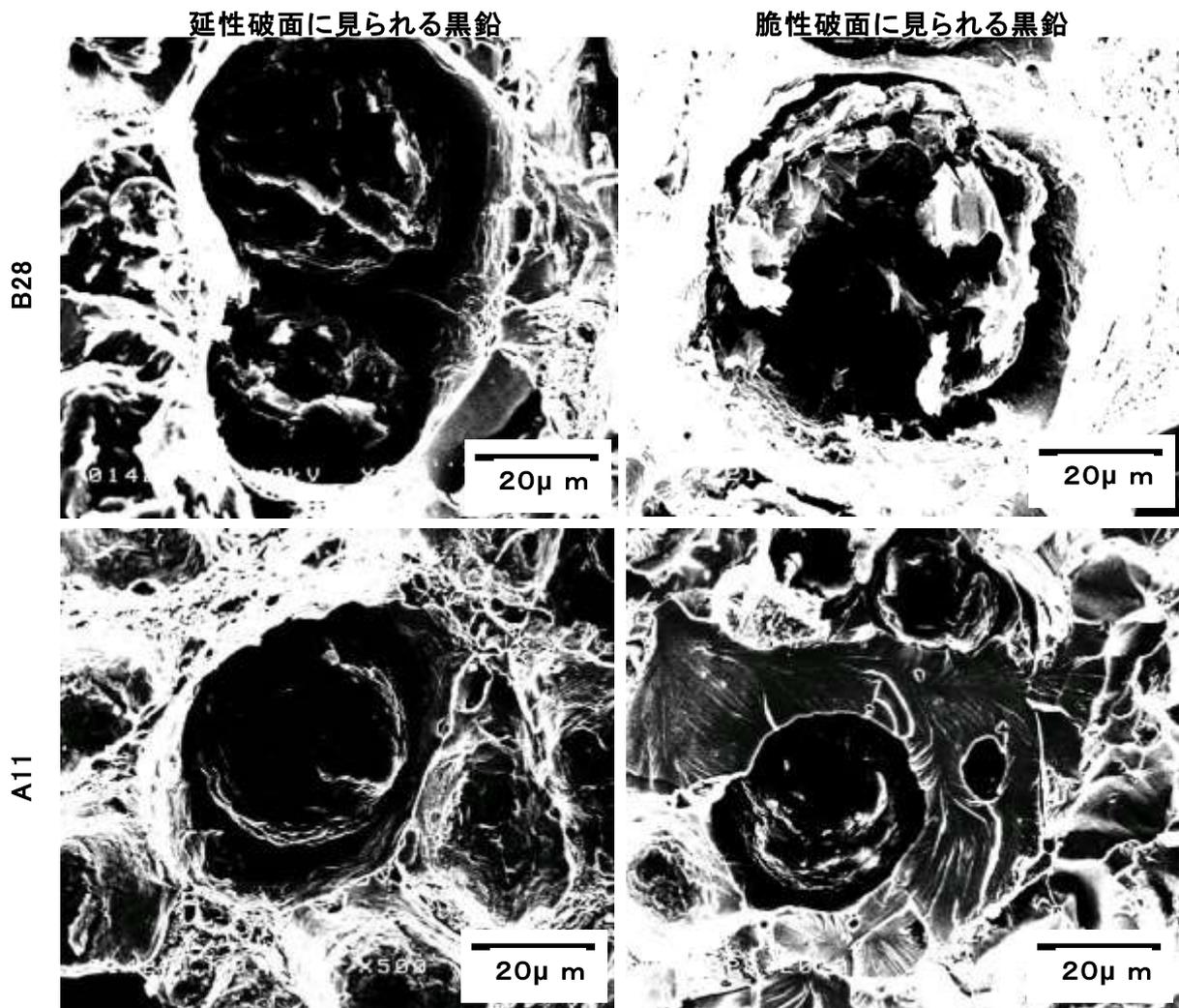


図 2-18 引張破面における黒鉛周辺の SEM 写真

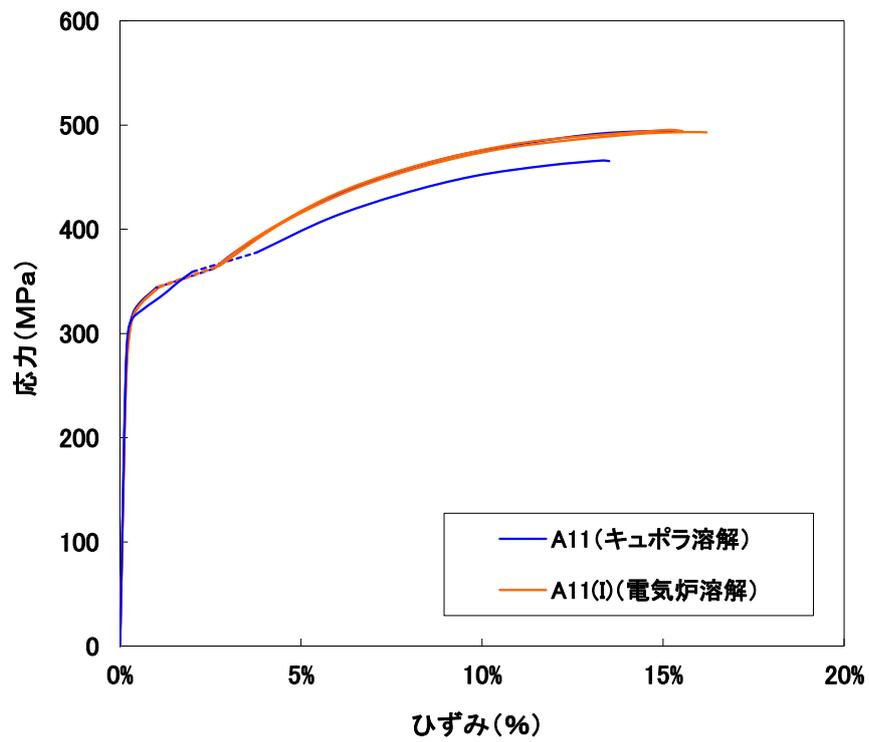
(3) 溶解方法の違いによる静的引張特性の違い

図2-19にキュボラで溶解したA11と電気炉で溶解したA11(I)の応力-ひずみ線を重ねて示す。引張強さはA11, A11(I)とも同程度であり、伸びにも明瞭な差は認められない。応力-ひずみ線の降伏挙動付近を比較すると、A11はA11(I)より弾性限がわずかに大きい。

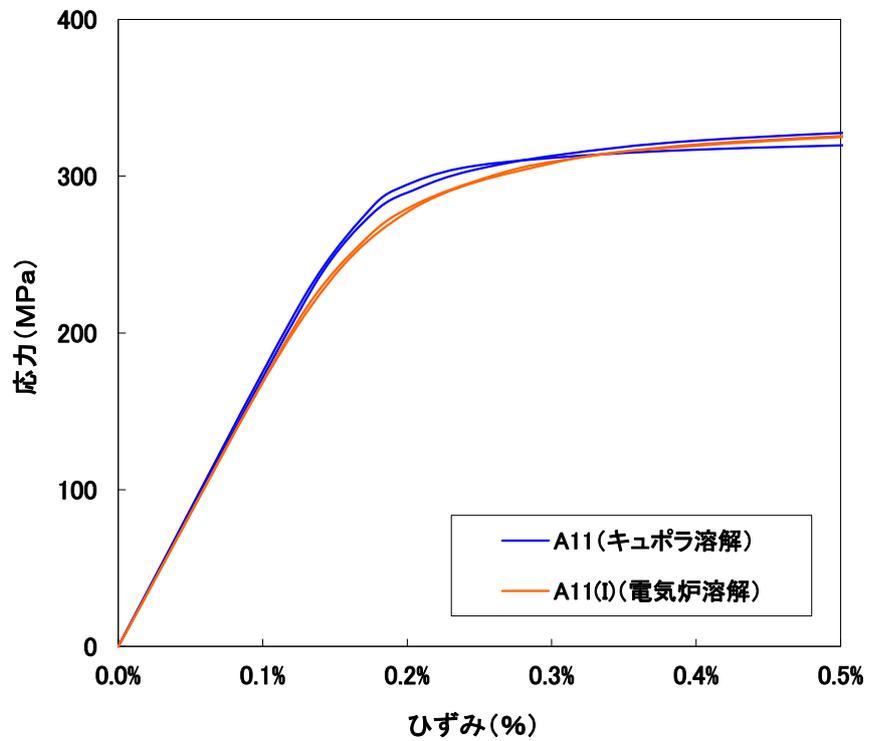
(4) 試験片のサイズおよび切り出し方向の違いによる静的引張特性の違い

図2-20に試験片サイズと引張方向の異なるA11(I)の応力-ひずみ線を重ねて示す。A方向は注湯方向と同方向であり、平行部の径がφ14mmとφ5mmの2種類の試験片、B方向は注湯方向と垂直方向であり、平行部の径がφ5mmの試験片の試験結果である。

φ5に比べてφ14の試験片の応力-ひずみ線が下方にあるが、それ以外は試験片サイズ、引張方向の違いによる応力ひずみ曲線の違いは見られない。

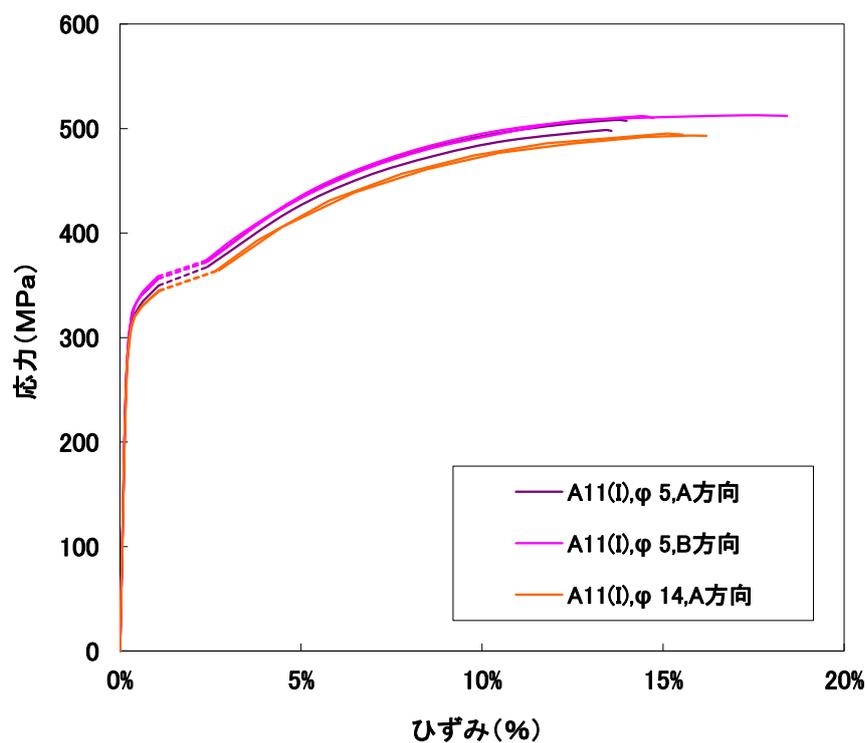


(a) 破断まで

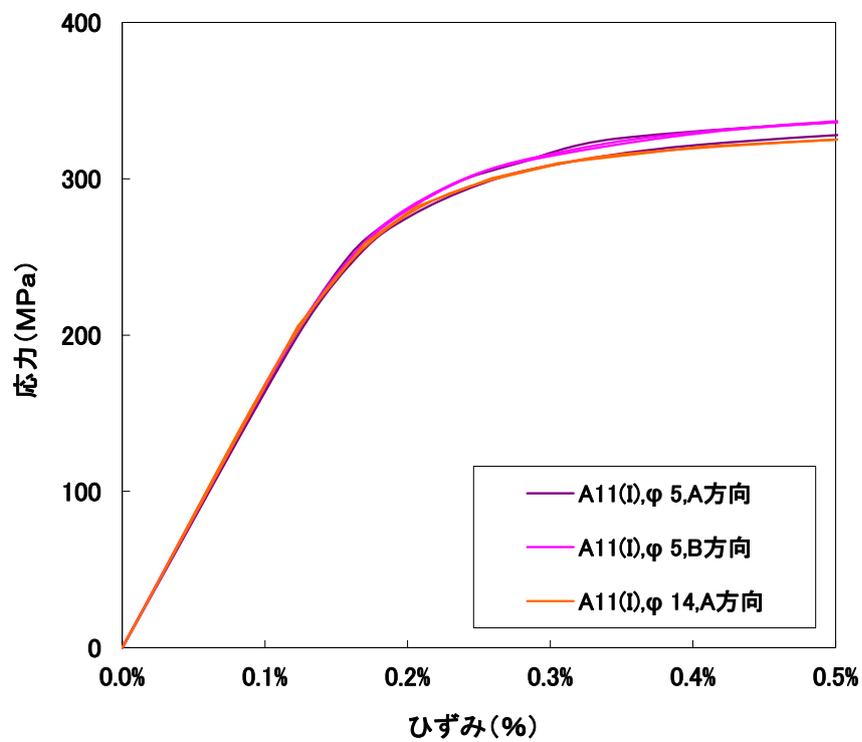


(b) 降伏挙動付近

図 2-19 キュボラ溶解材 (A11) 電気炉溶解材 (A11(I)) の応力-ひずみ線



(a) 破断まで



(b) 降伏挙動付近

図 2-20 試験片サイズおよび引張方向の異なる A11(I)の応力-ひずみ線

マイクロなスケールではどのような不均一変形が生じているのかを、SEM/EBSD測定により検討した。A11とB63の測定例を図2-21に示す。(a)と(b)はA11の引張破断させた試験片(均一変形部分)のIPF(Inverse pole figure)マップとKAM(Kernel Average Misorientation)値マップである。黒鉛粒は引張方向に細長く伸びているが、黒鉛結晶のすべり面は限られているので、内部で破壊も起きていると推定される。IPFマップからフェライト粒内ですべりに伴う結晶回転がみられる。KAM値は残存する転位組織に対応していると考えられ、マイクロに観てもすべり変形が不均一に生じた様相が推測される。黒鉛界面に近いフェライト粒内でKAM値が大きいところがあり、変形初期から黒鉛粒周辺には応力集中が生じ、試験片の随所でフェライトの塑性変形が分散して生じたと思われる。そのために、通常の軟鋼でよく観察されるリュウダース変形がフェライト基地の鉄では生じなかったと推定される。図2-21(c)と(d)はパーライト体積率が高いB63の場合である。KAM値の低い領域はパーライトであり、塑性変形がフェライト粒に集中したことが推定される。フェライト粒とパーライトコロニー間の不均一塑性変形がこの図からわかり、両者の間に内部応力が発生していると思われるが、中性子回折ではフェライト粒及びパーライト内のフェライト相を合わせた内部応力の平均値とパーライト内のセメンタイトの平均値を弾性ひずみの形で同定していることになる。DP鋼において硬いマルテンサイトが連結した組織¹⁰⁾のように、パーライトに囲まれたフェライト粒では塑性緩和が困難であり、引張の静水圧応力が大きくなることが予想される。

そこで、引張破断面の様相に及ぼすマイクロ組織の影響を調べた。代表的な観察例を図2-22に示す。(a)と(b)はパーライト体積率が低いA03の場合で、典型的な延性破壊を呈している。おおよそ半数のディンプルの底には黒鉛粒が観察される。黒鉛粒の存在しないディンプルについては反対側の破面に黒鉛粒が残っていると考えれば、ボイドの多くは黒鉛とフェライトの界面が剥離して発生し、(b)に観られるようにフェライト内のすべり分離によってボイドが連結して最終破断に至ったと推定される。一方、図2-22(c),(d)はパーライト体積率が高いB63の場合で、擬へき開状の領域が多く、黒鉛粒のごく近傍を除くとフェライト粒の延性破壊の痕跡は見あたらない。常温ではパーライト組織の延性が高くないのに加えて、延性に富むフェライト粒も硬質粒に囲まれてすべり変形が抑制され脆性破壊に至った¹¹⁾と予想される。

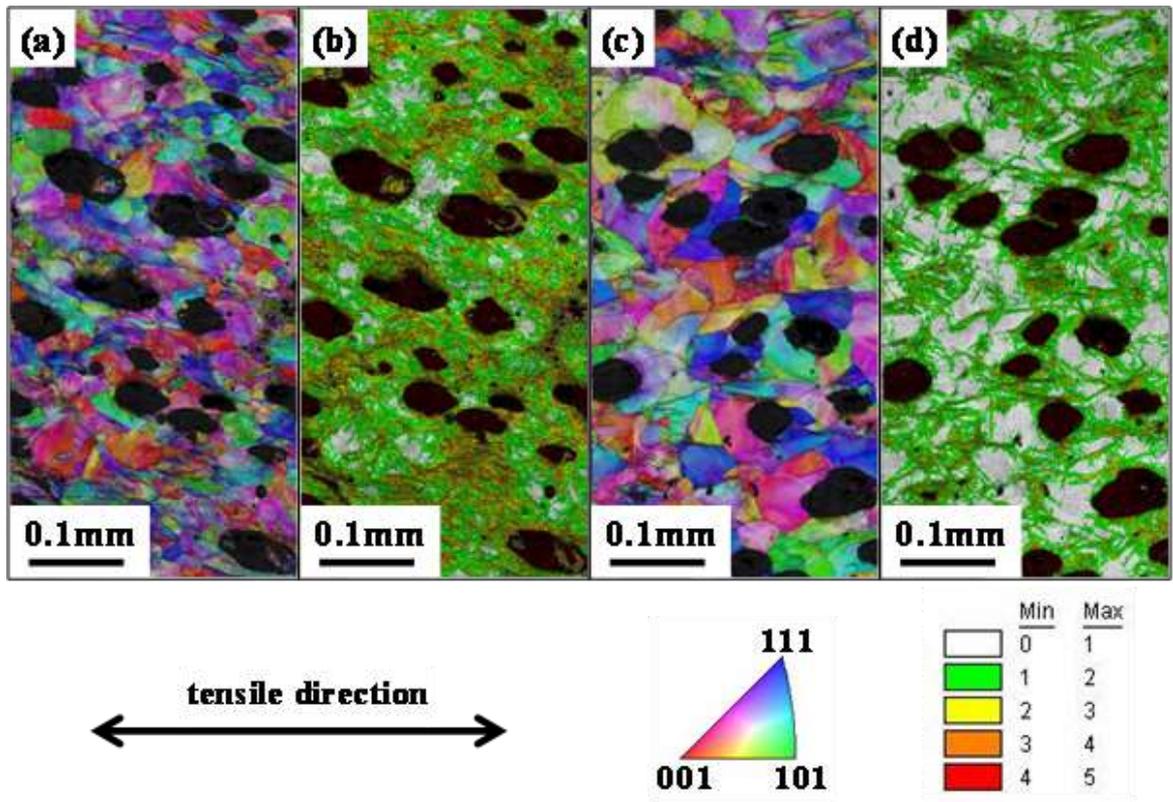


図2-21 (a), (b) A11, (c), (d) B63における引張破断後のEBSD測定結果
: (a), (c) IPF, (b), (d) KAM値

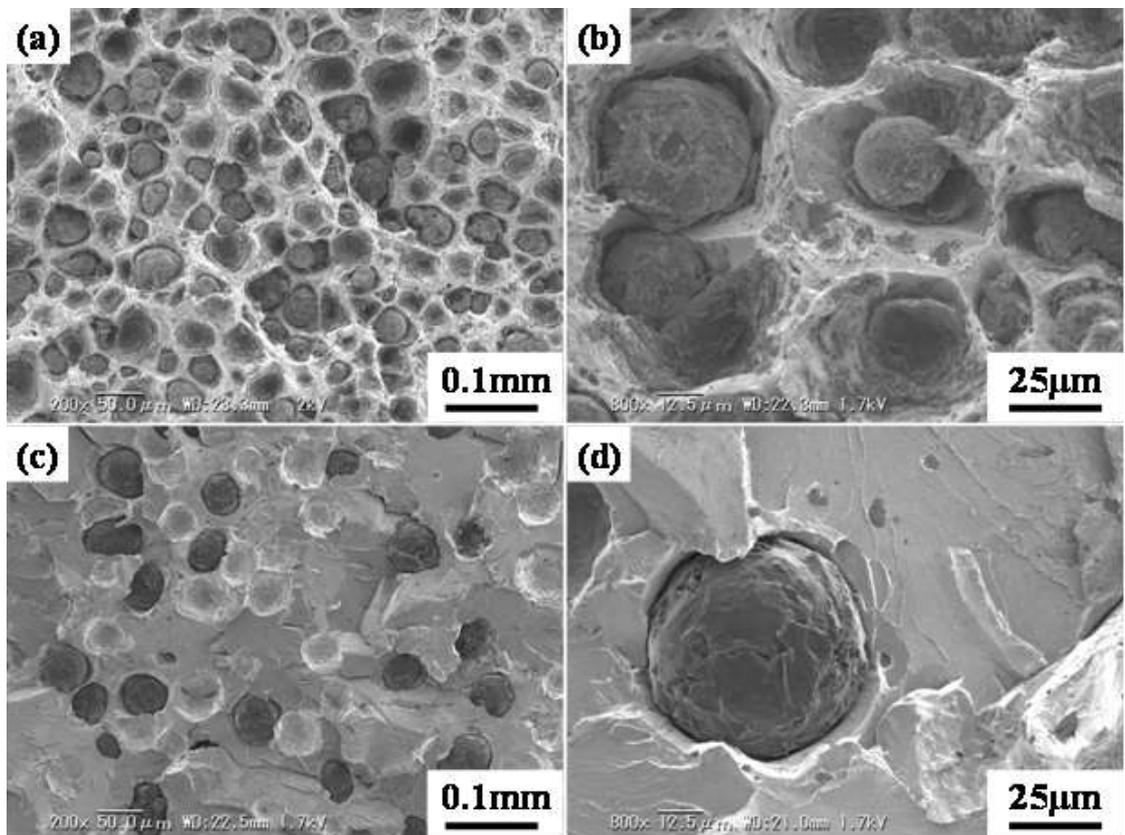


図2-22 引張破断面のSEM観察結果 (a), (b) A03, (c), (d) B63

2. 3. 4 衝撃特性

図2-23にシャルピー衝撃試験結果を示す。B63は他の2つに比べて衝撃値が著しく低く、室温での衝撃吸収エネルギーは5J程度である。また、B63の延性脆性遷移温度は100℃を超える。B28とA11の脆性破面率は、-20℃から100℃の試験温度でほぼ同様であり、延性脆性遷移温度は約35℃である。衝撃吸収エネルギーは、すべての試験温度でB28の方がA11より数J大きい。なお、衝撃吸収エネルギー、衝撃値、脆性破面率の各値は、表2-4に記載する。

基地中のパーライトは延性を大きく低下させることから、図2-23で示したようにパーライト面積率が最も高いB63は、延性脆性遷移温度が他より高く、延性破壊域での衝撃吸収エネルギーが著しく低くなっている。A11はB28に比べてパーライト面積率も低く、フェライト粒径も小さいにも関わらず、衝撃吸収エネルギーはB28より小さい。このことは、黒鉛の分布状態が衝撃特性に影響を及ぼしていることを示している。上述のように球状黒鉛鑄鉄の延性破壊は、発生したボイドの成長と合体によってき裂が進展する。したがって、黒鉛間の距離が大きくなるとボイド合体に要する塑性ひずみが増加し、衝撃吸収エネルギーが大きくなったと考えられる。

一方、脆性域でのA11とB28との衝撃吸収エネルギーの差は、延性域での差よりも小さくなっている。延性破壊と違い脆性破壊では、黒鉛が亀裂伝播阻止の役割を果たしていると考えられる。今回は-20℃以上の温度で試験を行ったが、さらに低い温度においては、両者の差はさらに小さくなるか、あるいは逆転する可能性もあると思われる。

今回用いた供試材のように黒鉛の形態が同じでも分布状態が異なる場合には、引張強さと伸びだけで材料の靱性を評価することはできないことがわかる。パーライト面積率や黒鉛粒数といった一つのパラメータだけで靱性を整理することは難しいが、伸びと衝撃吸収エネルギーの間にはある程度の相関が認められる。図2-24に室温での伸びと衝撃吸収エネルギーとの関係を示す。

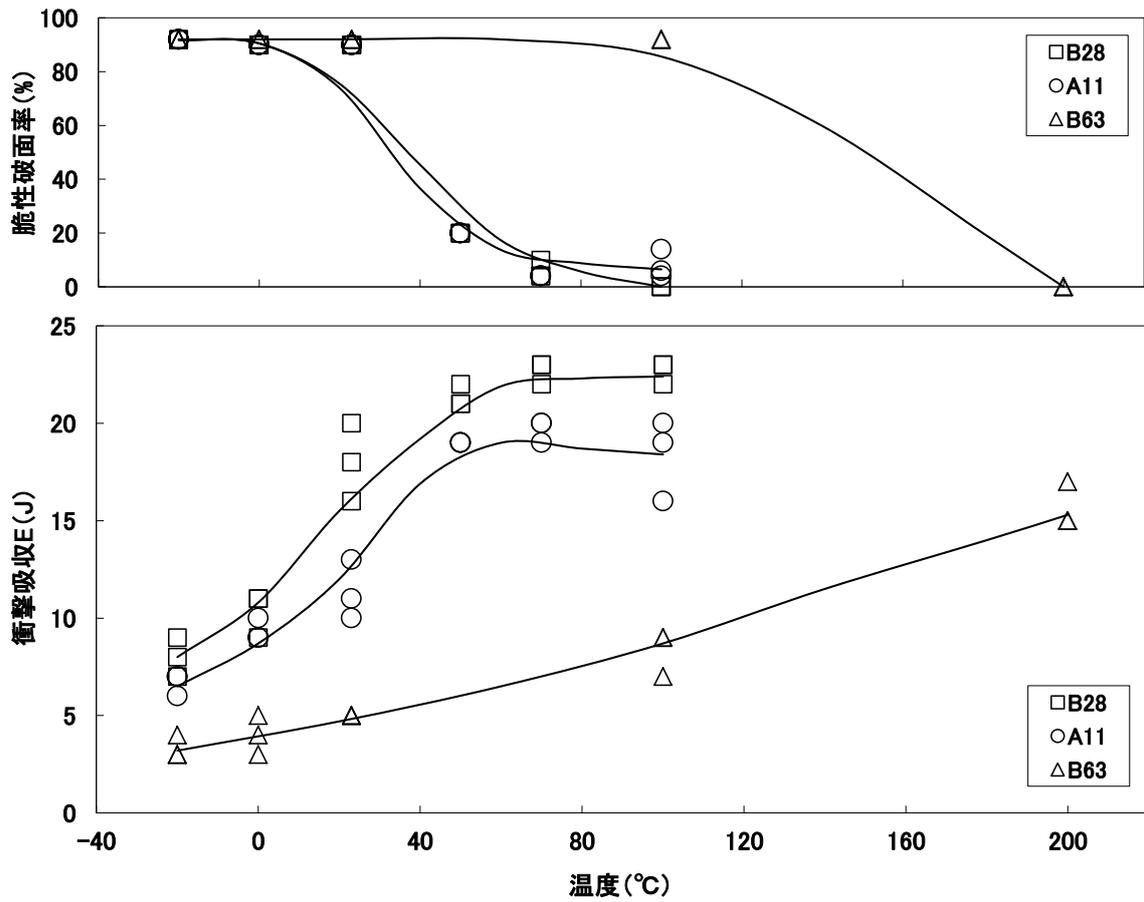


図 2-23 シャルピー衝撃試験の結果

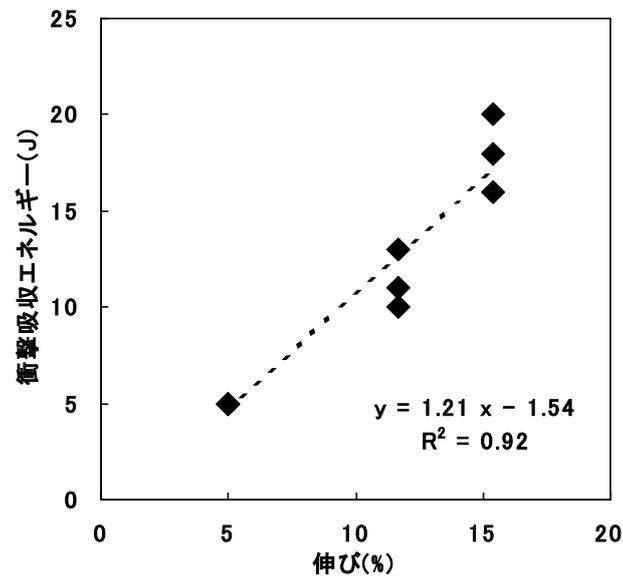


図 2-24 室温における伸びと衝撃吸収エネルギーとの関係

表 2-4 衝撃試験データ

試験温度 (°C)	B28			A11			B63		
	衝撃吸収エネルギー (J)	衝撃値 (J/cm ²)	脆性破面率 (%)	衝撃吸収エネルギー (J)	衝撃値 (J/cm ²)	脆性破面率 (%)	衝撃吸収エネルギー (J)	衝撃値 (J/cm ²)	脆性破面率 (%)
-20	9	11.3	92	6	7.5	92	3	3.8	92
	8	10.0	92	7	8.8	92	4	5.0	92
	7	8.8	92	7	8.8	92	3	3.8	92
0	11	13.8	90	10	12.5	90	3	3.8	92
	11	13.8	90	9	11.3	90	5	6.3	92
	9	11.3	90	9	11.3	90	4	5.0	92
23	20	25.0	90	10	12.5	90	5	6.3	92
	16	20.0	90	13	16.3	90	5	6.3	92
	18	22.5	90	11	13.8	90	5	6.3	92
50	21	26.3	20	19	23.8	20	-	-	-
	21	26.3	20	19	23.8	20	-	-	-
	22	27.5	20	19	23.8	20	-	-	-
70	23	28.8	4	20	25.0	4	-	-	-
	23	28.8	4	19	23.8	4	-	-	-
	22	27.5	10	20	25.0	4	-	-	-
100	23	28.8	0	20	25.0	6	9	11.3	92
	22	27.5	0	16	20.0	14	9	11.3	92
	23	28.8	0	19	23.8	4	7	8.8	92
200	-	-	-	-	-	-	17	21.3	0
	-	-	-	-	-	-	15	18.8	0
	-	-	-	-	-	-	15	18.8	0

2. 3. 5 疲労強度と疲労亀裂進展特性

回転曲げ疲労試験によるA11, B28, B63のS-N線を図2-25に示す。パーライト体積率が最も高いB63が疲労限も最も大きい。A11においてB28よりパーライト体積率が低いにも関わらず疲労限が大きいのは、微細化処理のためと思われるが、介在物が起点となって破壊した試験片もありばらつきが大きい。

図2-26に回転曲げ疲労破面の観察例を示す。破面から疲労き裂の発生場所を推定すると、ドロスや巣といった鑄造欠陥が主因と思われる場合もあったが、そのような場合でも同時に存在する黒鉛粒がき裂発生に関与していると思われた。多くの場合に、疲労き裂の起点は試験片表面近傍の黒鉛粒と予想され、き裂発生には黒鉛の形態が影響を及ぼすと考えられる。黒鉛粒による応力集中を抑制するには粒の微細化が効果的であり、図2-25において微細化を図ったA11の疲労限が高かったのはそのためであろうと思われる。

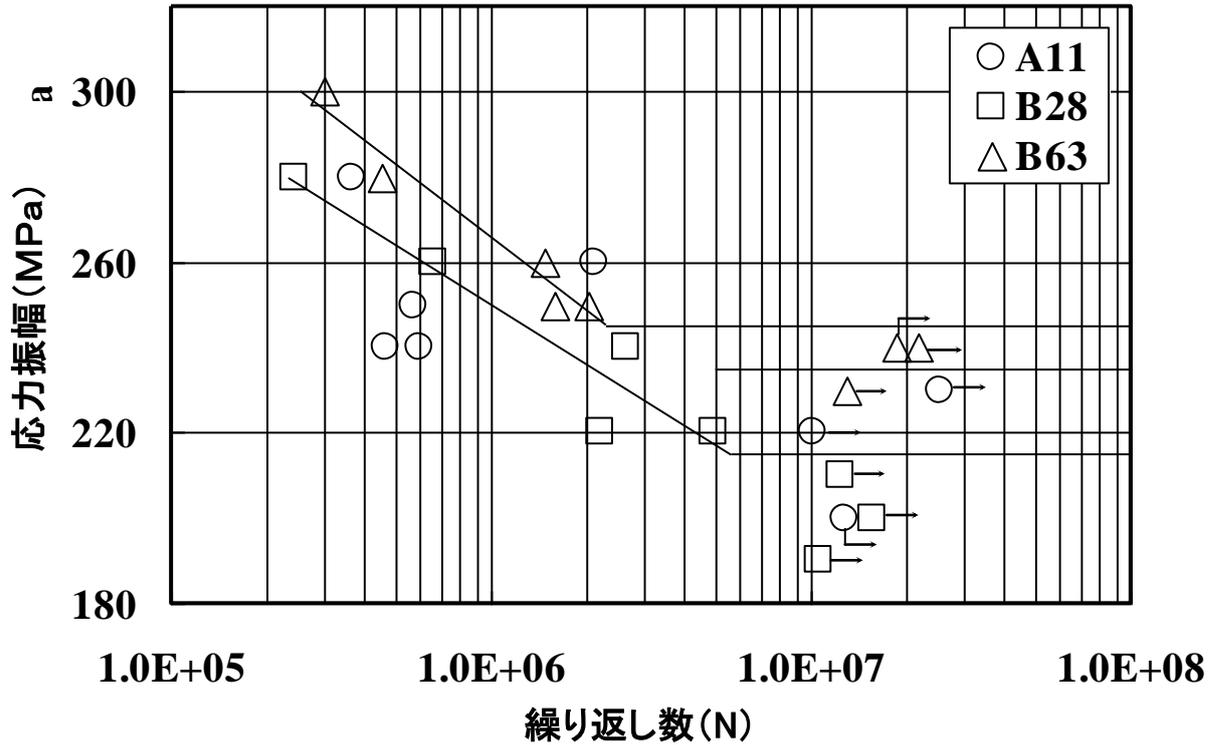


図2-25 回転曲げ疲労試験結果

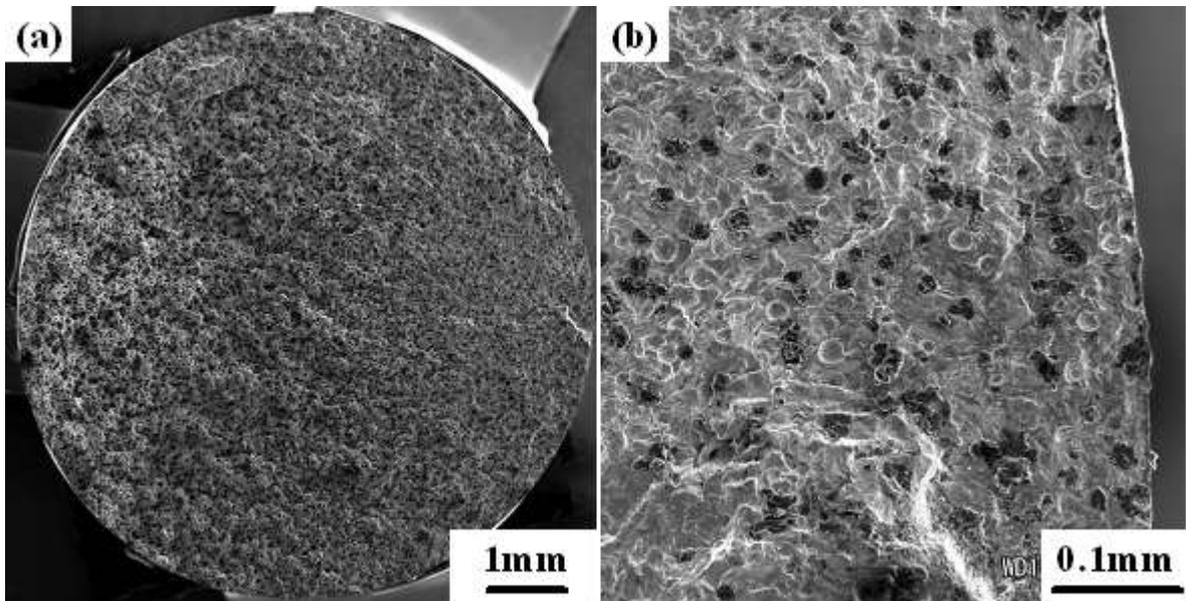


図2-26 回転曲げ疲労破面の例 (A11)

図2-27に荷重を付加した繰返し回数とき裂長さの関係を示す。B28とB63の結果を比較すると、約6万回の繰返し数までは、き裂長さに違いが見られないが、急激にき裂が長くなる繰返し数は、B63のほうがB28より長い。き裂進展速度はき裂の成長のしやすさを表しており、き裂先端の応力状態の影響を受ける。図2-28にき裂進展速度と式(2-1)で表す応力拡大係

数範囲の関係を示す。

$$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \dots \dots \dots (2-1)$$

ΔK : 応力拡大係数範囲, $\Delta \sigma$: 応力変動幅, a : き裂長さ

1サイクル当たりのき裂先端の応力状態の変化量は応力拡大係数範囲で表され, 同じ応力拡大係数範囲では, き裂進展速度が大きいほどき裂が成長しやすい。本実験での応力拡大係数範囲では, B63はB28に比べき裂が成長しにくい。

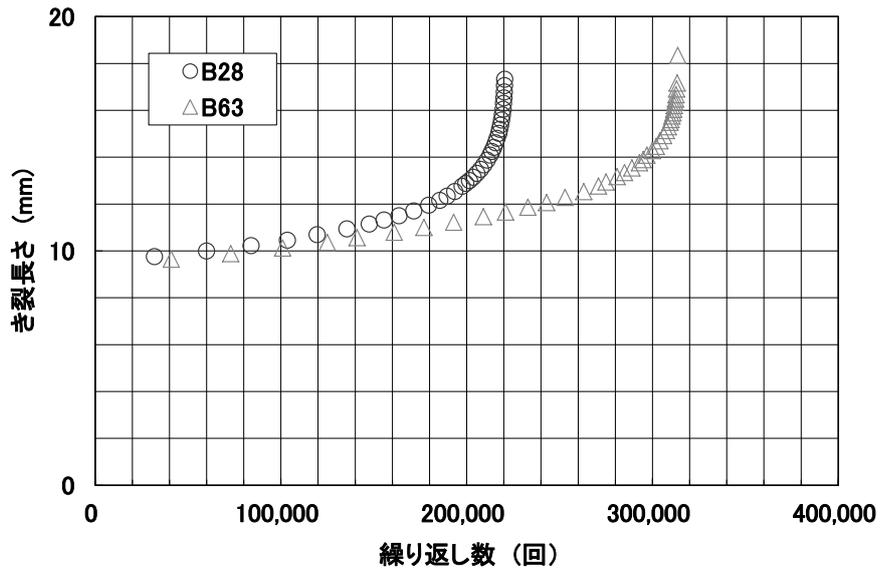


図2-27 き裂進展試験結果

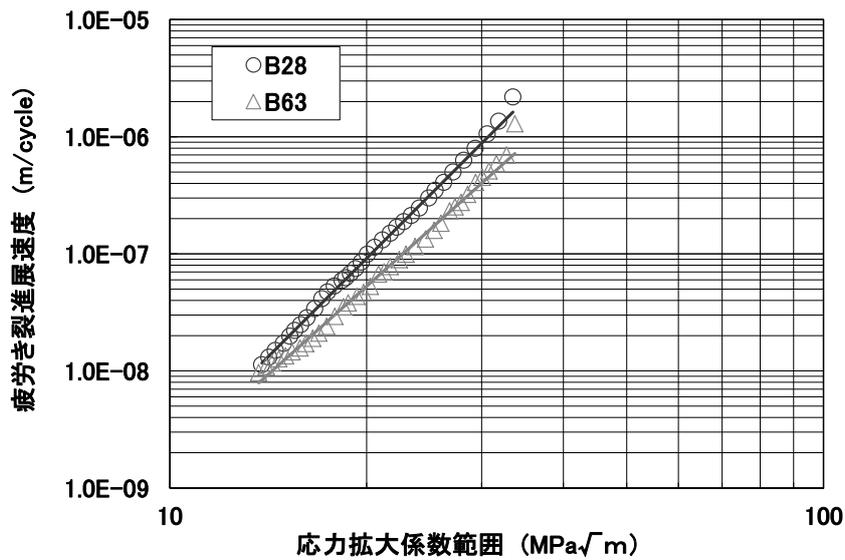


図2-28 き裂伝播速度と応力拡大係数範囲との関係

次に、疲労き裂の進展経路とマイクロ組織の関係を調べるため、1/2CT試験片中央付近のき裂に垂直な断面をSEM/EBSDで観察した。図2-29はB63の観察例で(a)はSEM像、(b)はIPFマップである。図の右端がノッチであり、疲労き裂はノッチ底のやや上側の黒鉛粒から発生しているように見えるが、他の箇所から発生してノッチ底の自由表面に沿って伝播するときこの黒鉛粒を経由して成長したのかもしれない。疲労き裂は左側の試料内部へ向かって二個の黒鉛粒を経由して伝播しているが、フェライトとパーライトに関しては特にマイクロ組織的な優先経路はなさそうである。フェライト組織及び黒鉛粒を通過するき裂の拡大図を図2-30に示す。粒内を右側から進展してきたき裂は一部でフェライト粒界も経由して黒鉛粒を通過している。(b)のKAMマップでは黒鉛粒近傍で塑性変形域が広がった様相がみられる。進展する疲労き裂の前方領域に黒鉛粒が存在するとその間ですべり変形が促進され、き裂は屈折して黒鉛粒を優先的に経由する傾向が見られる。また、き裂がいったん黒鉛粒に到達するとそこから再度進展する際には界面からのき裂発生の抵抗があるように思われる。続いて、パーライト体積率が低いB28の例を図2-31に示した。図2-31ではノッチ底に黒鉛粒はみあたらない。そこで、逐次研磨を繰り返して写真を撮り、疲労き裂と黒鉛粒の関係の三次元図の構築を試みた。図2-31の位置よりかなり研磨した後の位置になるが、図2-32に示すように右端のノッチ底に存在する黒鉛粒からスタートして試料内部に伝播する疲労き裂の三次元形態がわかる。進展初期において(右側の領域)、分岐や合体がみられマイクロ組織、特に黒鉛粒の存在形態に疲労き裂の伝播経路が依存していると思われる。

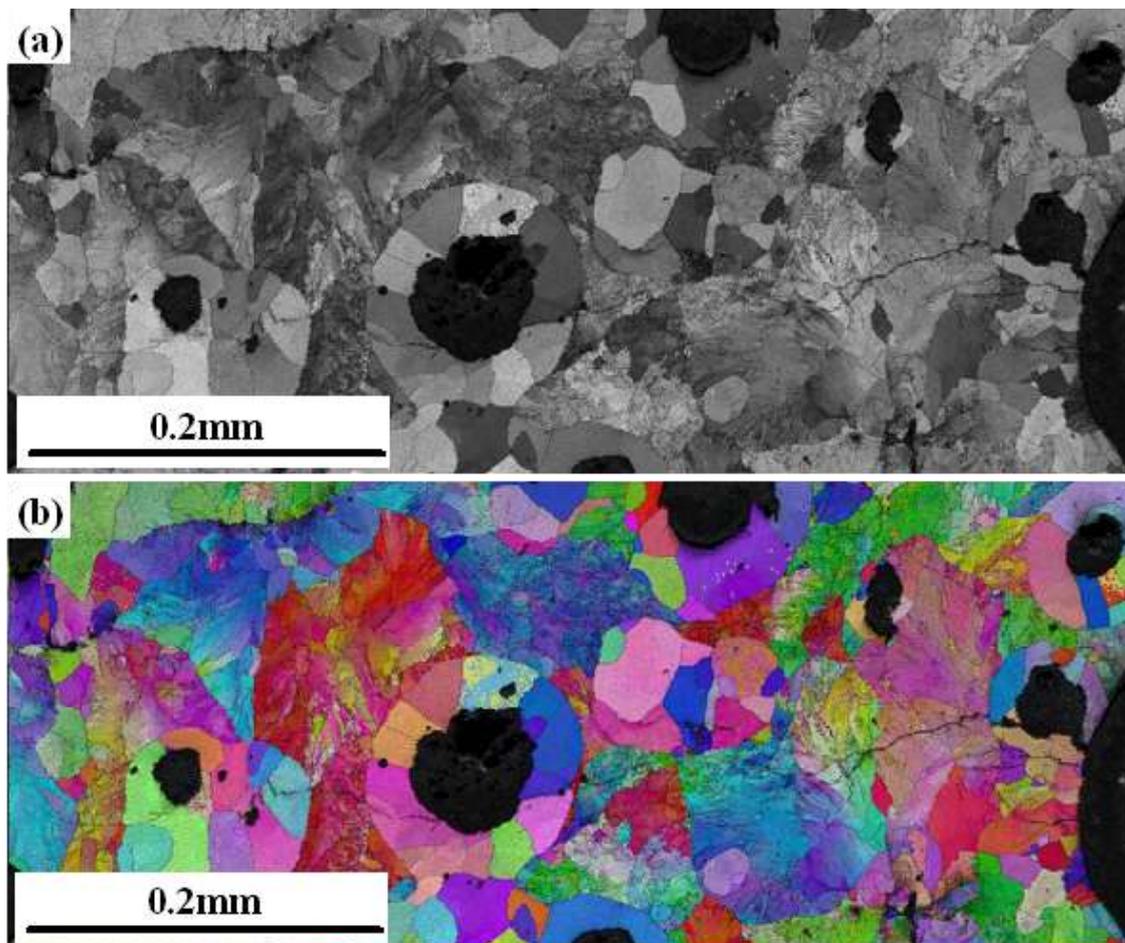


図2-29 B63における初期き裂部分のSEM(a)およびEBSD/IPF測定結果(b)

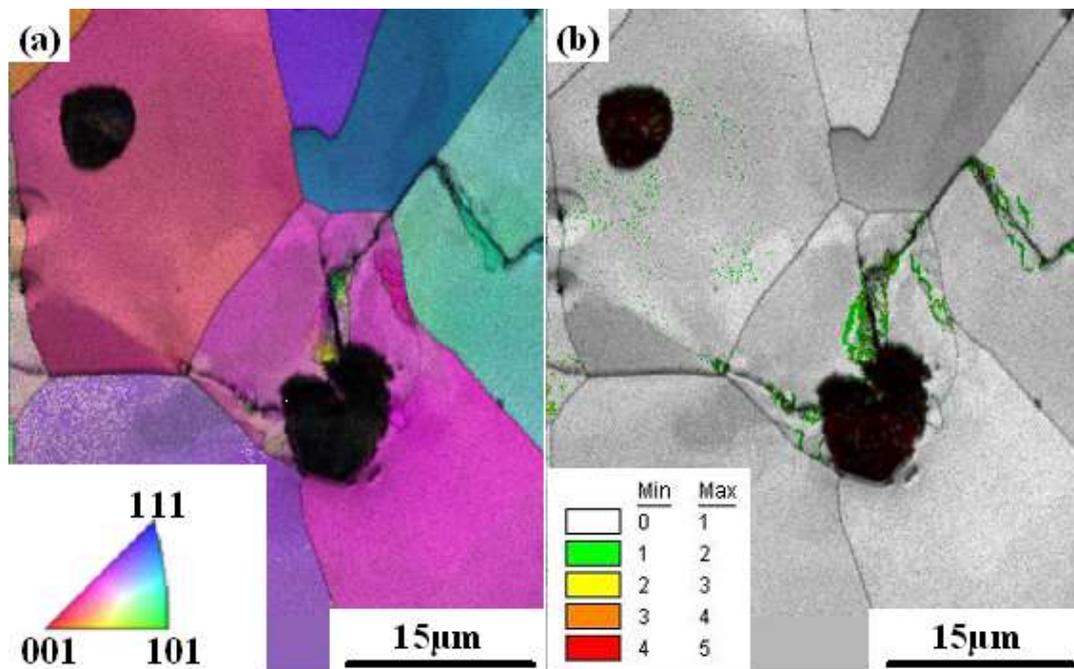


図2-30 図2-29の拡大図：(a) IPFマップ， (b) KAM値マップ

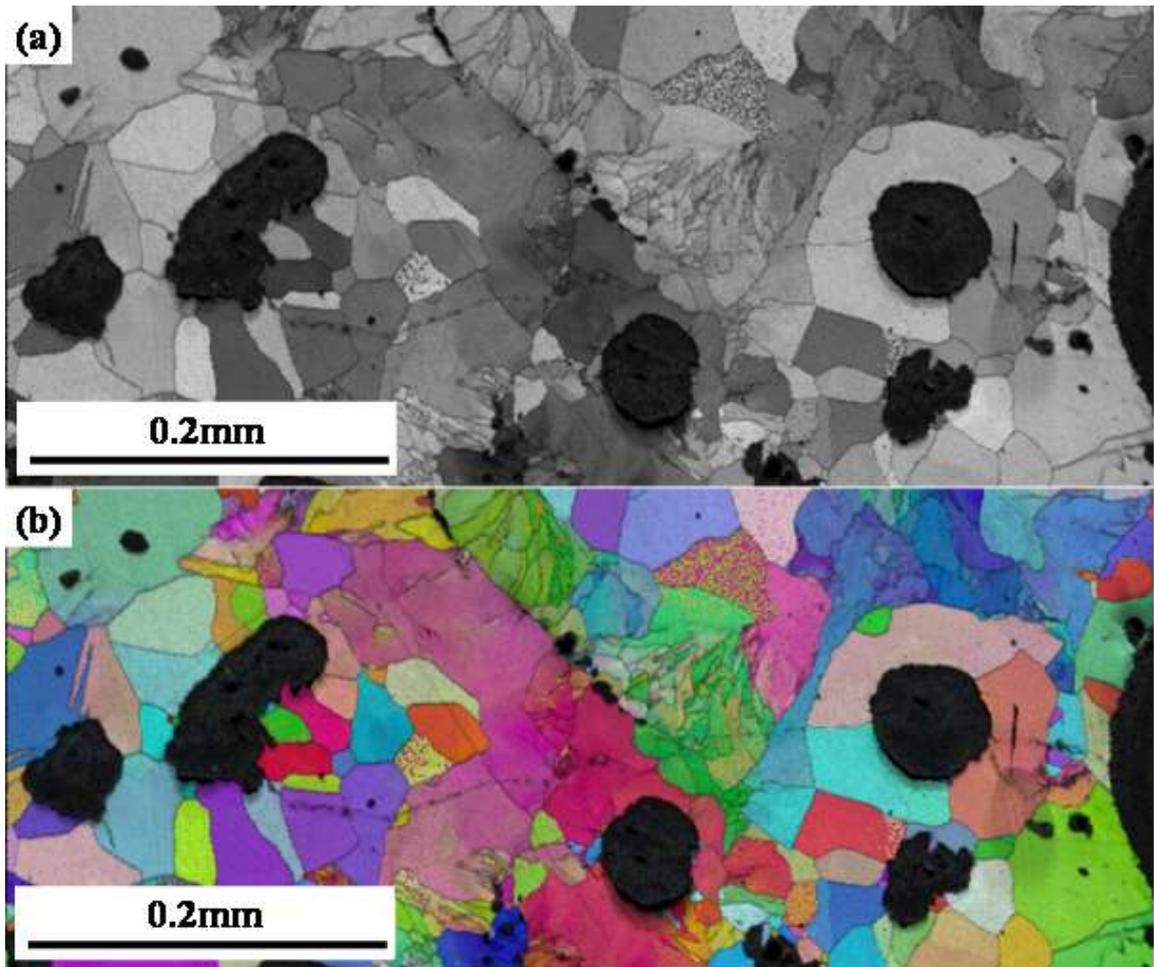


図2-31 B28におけるSEM(a)およびEBSD/IPF測定結果(b)

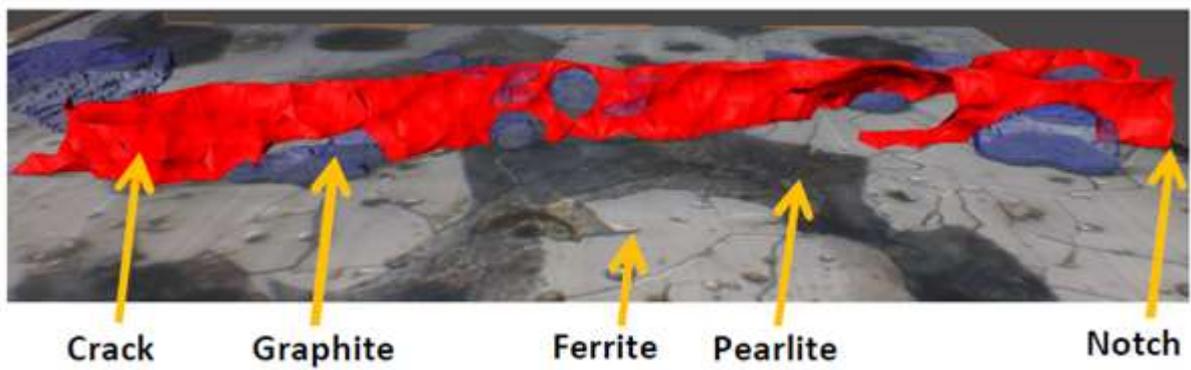


図2-32 逐次研磨法により作成したき裂の三次元形態 (B28)

2. 4 小括

種々なマイクロ組織に制御した球状黒鉛鑄鉄を用いて、引張試験および疲労試験を行った結果、以下の結論が得られた。

- (1) 引張強さはパーライト（セメントライト）体積率に大きく支配され、黒鉛粒の影響は小さい。
- (2) 疲労限は黒鉛粒数の影響を大きく受け、パーライト（セメントライト）体積率との相関は小さい。
- (3) 疲労き裂の発生や進展は、フェライトやパーライトの基地組織よりも黒鉛粒の影響と大きく受け、黒鉛粒を微細化して黒鉛球状化率を高くすることで、き裂の発生および進展を抑制することができる。
- (4) 球状黒鉛鑄鉄において、パーライト面積率とブリネル硬さとはよい相関があり、パーライト面積率の増加に伴い、ブリネル硬さは比例的に大きくなる。また、フェライト、パーライト等の組織因子別のビッカース硬さは、製造方法等により違いが生じる。
- (5) 球状黒鉛鑄鉄において、引張強さが同程度の場合、 -20°C 以上の温度では、黒鉛粒数が多いと衝撃吸収エネルギーはやや低くなったが、延性脆性遷移温度はほぼ同じであった。

参考文献

本章の主要な内容は

- ※ 窪田哲、内藤大幹、友田陽、ステファヌスハルヨ、飯尾知則、山口祥司
球状黒鉛鑄鉄の機械的性質と切削性に及ぼすマイクロ組織の影響、
鑄造工学 第85巻、第8号、489-496頁、2013年8月 にて公表した。

- 1) 鑄鉄の生産技術教本編集部会：鑄鉄の生産技術改訂版，（財）素形材センター（2002）
- 2) 鑄造技研：技術資料
- 3) 中門公明，市来伸彦：日立建機（株）社内報告書，未公開
- 4) 自動車鑄物（株）：技術資料
- 5) 旭テック（株）：製品カタログ
- 6) （有）日下レアメタル研究所：技術資料
- 7) 舟木克之，西村芳典，安井治之：超高強度・高靱性鑄物の開発，石川県工業試験場研究報告，46，（1997）
- 8) 木村鑄造：製品カタログ
- 9) 株式会社カトー：技術資料，<http://www.sanjo.jp/tieup/kato.html>

- 10) 戸畑鉄工(株)：技術資料
- 11) 晴山巧, 小綿利憲, 堀江皓, 雷富軍, 平塚貞人, 山田享：希土類元素添加鑄放し球状黒鉛鑄鉄の組織と機械的性質に及ぼすマンガン及び銅の影響, 鑄造工学, 75, 5, (2003), pp. 331-336
- 12) 晴山巧, 小綿利憲, 堀江皓, 山田享, 平塚貞人：希土類元素添加鑄放し球状黒鉛鑄鉄の材質に及ぼす肉厚の影響, 鑄造工学, 76, 10, (2004), pp. 830-836
- 13) 晴山巧, 堀江皓, 小綿利憲, 山田享, 平塚貞人：微細パーライト球状黒鉛鑄鉄の機械的性質に及ぼす黒鉛粒数とパーライト層間隔の影響, 鑄造工学, 76, 11, (2004), pp. 891-896
- 14) 窪田哲, 島倉俊輔：日立建機(株)社内報告書, 未公開
- 15) 窪田哲, 島倉俊輔：日立建機(株)社内報告書, 未公開
- 16) 佐々野茂樹：日立建機(株)社内報告書, 未公開
- 17) 堀江皓：各種元素の黒鉛球状化阻害作用, 鑄造工学, 76, 2, (2004), pp. 119-124
- 18) 菅野利猛：球状黒鉛鑄鉄における異常黒鉛, 鑄造工学, 76, 2, (2004), pp. 130-134
- 19) 原田昭治, 小林俊郎：球状黒鉛鑄鉄の強度評価, (株)アグネ技術センター, (1999)

第3章

球状黒鉛鑄鉄の弾塑性単軸変形挙動の 中性子回折による検討

3. 1 緒言

結晶材料の内部応力は回折法を用いて非破壊的に評価できる。鉄鋼材料では、X線は表面から数十 μm 程度しか進入しないが、中性子を用いればその大きな透過能力により試料全体の平均的な情報が得られるため、構造材料研究に最近よく利用されている¹⁻⁵⁾。

中性子による格子ひずみ測定の方法は大きく分けて、角度分散法 (Angular Dispersion (A D) method) と飛行時間法 (Time Of Flight (TOF) method) の二つがある。両者ともに回折の基本は(3-1)式のBraggの条件である。

$$\lambda = 2d_{hkl} \cdot \sin \theta \dots\dots\dots(3-1)$$

ここで d_{hkl} は格子面間隔、 2θ は回折角、 λ は波長である。AD法は図3-1(a)に模式図で示すように、原子炉による定常中性子源から連続的に発生する白色中性子を利用し、モノクロメータ等を用いて特定の波長を持つ単色中性子を取り出して試料に照射し、回折角を変化させて回折強度を測定する。波長 λ が既知であるので、測定された回折角 2θ から格子面間隔 d_{hkl} が決まる。無ひずみ状態の格子面間隔 d_{0hkl} がわかれば、回折ベクトル方向のひずみ ϵ_{hkl} を(3-2)式で求めることができる。

$$\epsilon_{hkl} = \frac{d_{hkl} - d_{0hkl}}{d_{0hkl}} \dots\dots\dots(3-2)$$

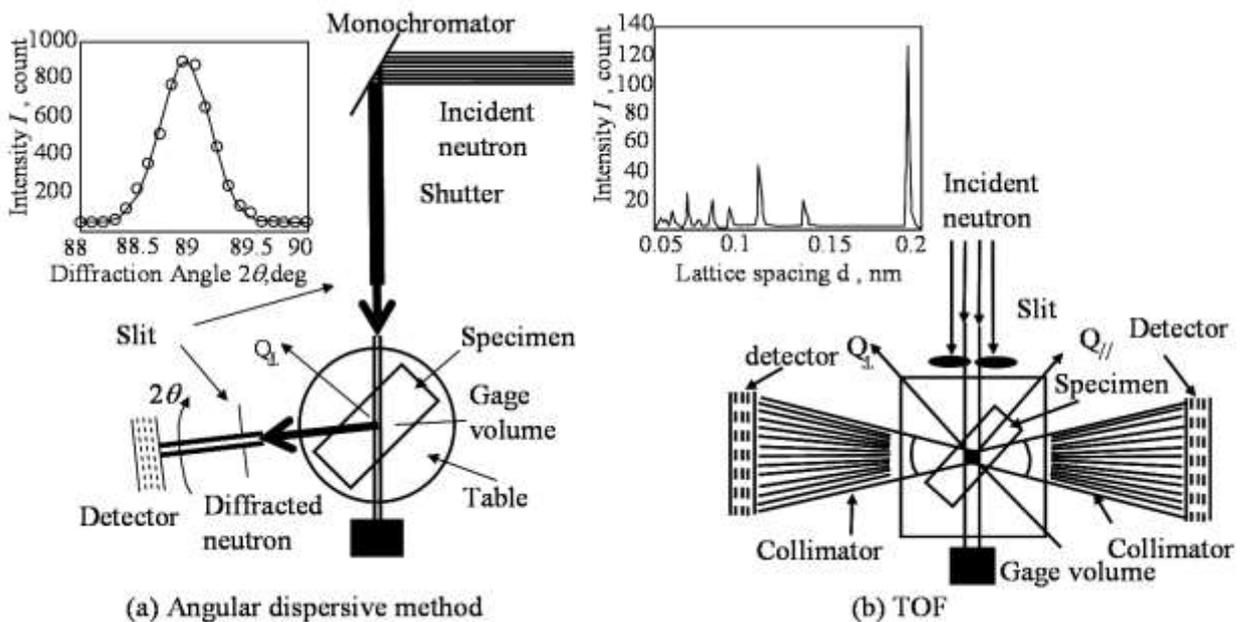


図3-1 中性子ひずみ測定の様式図⁶⁾: (a)AD法, (b)TOF法

一方、図3-1(b)に模式図で示すTOF法は、加速器による中性子源からの波長分布を有する白色中

中性子を試料に照射し、一定の回折角の位置にある検出器で回折中性子を検出する。このとき、中性子が検出器に到達するまでの時間を測定する。中性子の粒子としての性質と波動としての性質はアインシュタインとドブロイの関係で結び付けられる。中性子が速度 v で飛行するとき、波長および振動数 f は(3-3)式および(3-4)式を用いて求められる。

$$E = hf = \frac{1}{2}mv^2 \dots\dots\dots(3-3)$$

$$p = \frac{h}{\lambda} = mv \dots\dots\dots(3-4)$$

ここでは E エネルギー、 p は運動量、 h はプランク定数、 m は中性子の質量である。したがって、検出器までの中性子の飛行距離 L と飛行時間 TOF から波長 λ が決定でき((3-5)式),

$$\lambda = \frac{h}{mv} = \frac{h \cdot TOF}{mL} \dots\dots\dots(3-5)$$

(3-1)式より格子面間隔 d_{hkl} を各々の検出器で同時に同定できる。

工業材料の加工硬化特性は、変形中その場中性子回折により解明されている⁷⁻¹⁰⁾。加工硬化のメカニズムをより深く理解するためには、変形経路を変化させての試験¹¹⁻¹⁴⁾が効果的であり、代表的なのは引張圧縮試験である。HarjoらはAD法による中性子回折を用いて、オーステナイト-フェライト二相ステンレス鋼の引張圧縮特性を報告している¹¹⁾。彼らは変形中の相応力が基本となる3つの変形ステージを明確にし、相応力がバウシinger効果を増加させていると主張した。しかし、その研究はオーステナイト(111)とフェライト(110)の回折ピークのみを、一次元位置敏感型位置(PSD)を使って同時に測定したものである。彼らの実験のもう一つの欠点は、回折プロファイルの統計上の信頼性を増すために段階的に荷重を付加したことである。クロスヘッド変位を止めている時の応力緩和の間、荷重が保持されてクリープ変形が起こる。パルス中性子源を用いたTOF法を使えば、複合的な変形特性の情報が得られると考えられる。大強度陽子加速器施設(J-PARC)¹⁵⁾/物質生命実験施設(MFL)のビーム強度は2009年の18.5kWから2010年に116kW, 2011年に218kW(最終的に1MWの計画)と高くなってきた。ビーム強度が向上したことで、工業材料の動特性を研究するための強力なツールとなる。ビーム強度が218kWであれば、引張圧縮変形中のその場中性子回折実験を(データ取得のために)途中で変形を止めることなく行なうことができる。

Clausenらは、オーステナイト鋼においてEPSCモデル解析とその場(TOF)中性子回折を用いて、粒応力がバウシinger効果の増加による加工硬化に重要な役割を果たしていることを示した^{8,14)}。そこで、フェライト、セメンタイト、黒鉛からなる鑄鉄のような材料でも、相応力

と粒応力が重畳して発生することがバウシinger効果を引き起こしているものと仮定した。

第3章では第2章で得られた球状黒鉛鑄鉄の機械的特性について、中性子回折を用いて検討した結果を述べる。

3. 2 実験方法

3. 2. 1 供試材

実験に用いた8種類の試料の化学組成を表3-1に示す。黒鉛の微細化を狙った試料をA、通常で作製法による試料をBとし、試料名はA、Bの後にパーライト体積率を表す数値を付して示すことにする。A03, A06, B02, B20, B87は同一の溶湯を使用し、球状化処理後にA03, A06は幅約12.5mm, B02, B20, B87は幅約50mmの砂型に注湯した。A11, B28, B63は厚肉の油圧部品を想定し、球状化処理後に幅約75mmの砂型に注湯した。このうちA11については初晶域の冷却速度を上げるとともに2次接種を行い黒鉛の微細化を行った。また、A03とB02は直径11mmの丸棒に加工した後900℃×7.2ksの焼鈍を行い、基地組織をフェライト化した。さらに、B87は直径11mmの丸棒に加工した後900℃×7.2ks, 600℃×3.6ksの熱処理にて基地組織をパーライト化した。それ以外の試料は鑄放しで使用した。引張試験の結果、A03, B02はJIS FCD400相当, A06, A11, B20, B28はJIS FCD450相当, B63はJIS FCD600相当であった。

各供試材は、光学顕微鏡及びSEMにより組織観察を行い、画像解析装置を用いて、黒鉛、フェライト、パーライトの各割合、黒鉛球状化率、黒鉛粒数、黒鉛平均粒径、フェライト粒径を測定した。なお、黒鉛については直径5μm以上のものを測定対象とした。表3-2に各測定結果をまとめた。

表3-1 供試材の化学成分

試料名	化学成分 (%)					
	C	Si	Mn	S	Cu	Mg
A03 B02						
A06 B20	3.71	2.70	0.31	0.008	0.09	0.036
B87						
A11	3.72	2.02	0.24	0.006	0.30	0.046
B28	3.66	2.55	0.28	0.004	0.17	0.030
B63	3.67	2.57	0.30	0.001	0.50	0.035

表3-2 供試材の組織因子の定量測定結果および機械的性質

試料	黒鉛球状化率 (%)	黒鉛粒数 (/mm ²)	黒鉛粒径 (μm)	フェライト粒径 (μm)	黒鉛体積率 (%)	フェライト体積率 (%)	パーライト体積率 (%)	降伏強さ (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)	ヤング率 (GPa)
A03	89.7	194	27.6	37.5	12.7	84.2	3.1	305	453	24.0	31.3	167.8
A06	85.2	245	23.6	34.4	11.3	82.3	6.5	328	485	19.2	26.0	159.5
A11	86.7	283	23.9	30.4	12.5	76.5	11.0	322	496	19.0	12.3	180.6
B02	80.3	106	38.0	43.5	13.1	84.5	2.4	305	453	23.5	27.1	172.3
B20	79.9	77	38.9	46.8	10.1	70.3	19.6	318	473	20.1	24.0	142.1
B28	69.4	116	34.2	40.8	10.6	61.0	28.4	324	531	19.6	16.4	183.9
B63	67.2	70	43.9	42.4	10.2	26.6	63.2	404	680	11.1	4.2	178.4
B87	88.0	54	47.0	-	12.1	0.8	87.1	642	1002	7.9	7.0	175.3

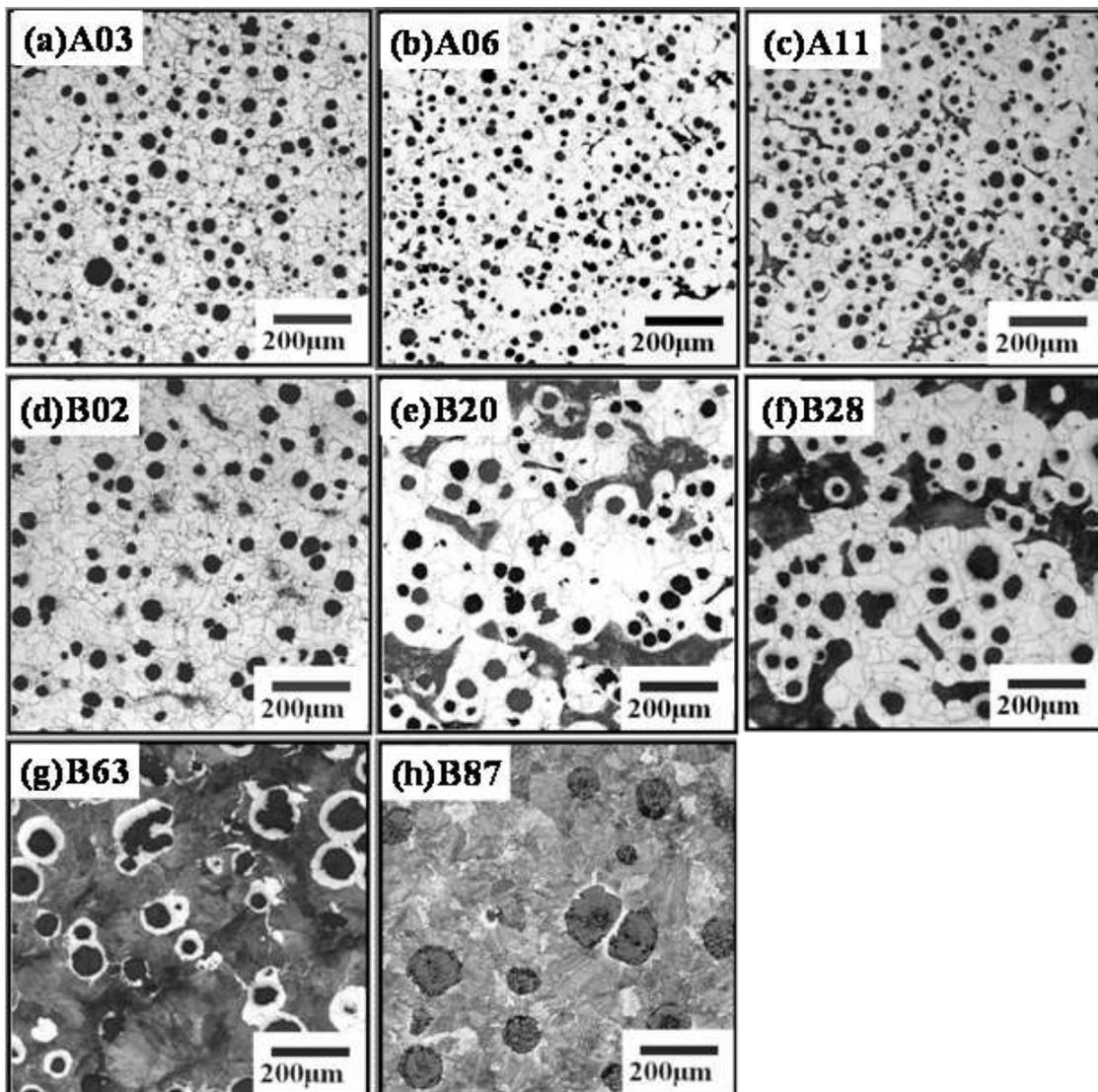


図3-1 供試材の光学顕微鏡組織：

(a)A03, (b)A06, (c)A11, (d)B02, (e)B20, (f)B28, (g)B63, (h)B87

3. 2. 2 中性子回折による残留ひずみ測定 (ex-situ)

日本原子力研究開発機構JRR-3の残留応力測定中性子回折装置RESA II およびJ-PARCの工學材料回折装置(匠)¹⁶⁾を用いて引張試験前後, 引張圧縮試験前後の中性子回折測定を行った。引張試験前後の測定にはA11およびB28材の引張試験片において, それぞれ14.6%, 7.8%伸びて破断した試験片を用いた。つかみ部を引張変形前, 破断部近傍の平行部を引張変形後とし, 各試験片について二方向のフェライト(110), (200), (211)粒群からの中性子回折測定を行った。測定時間は1条件につき2~3minである。引張圧縮変形前後の測定は, A03, B02, B06, B20材について, 図3-3に示す丸棒試験片を用い, 引張(ひずみ2%)—徐荷—圧縮(ひずみ2%)—徐荷を10サイクル繰り返した。図3-4に引張圧縮変形時の1サイクルおよび10サイクルの公称応力—ひずみ線と測定点S(Start), C10(Compression cycle at 10)の例を示す。変形前の試験片(S)と10サイクルの圧縮後に徐荷した試験片(C10)を図3-5のようにRESA II に設置し, 格子面間隔を測定して両者の差から変形による残留ひずみを得た。本実験では, フェライト相について引張圧縮軸方向に垂直な面 (Axial方向) からの回折を検出した。

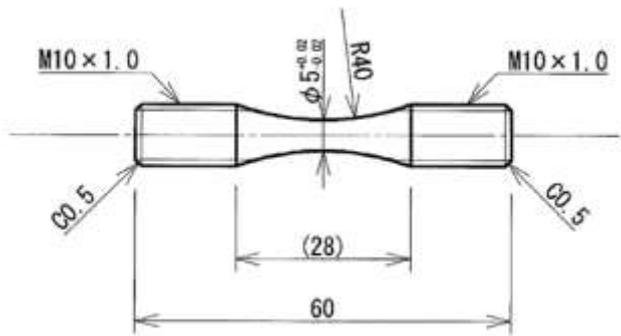


図3-3 引張圧縮試験片形状

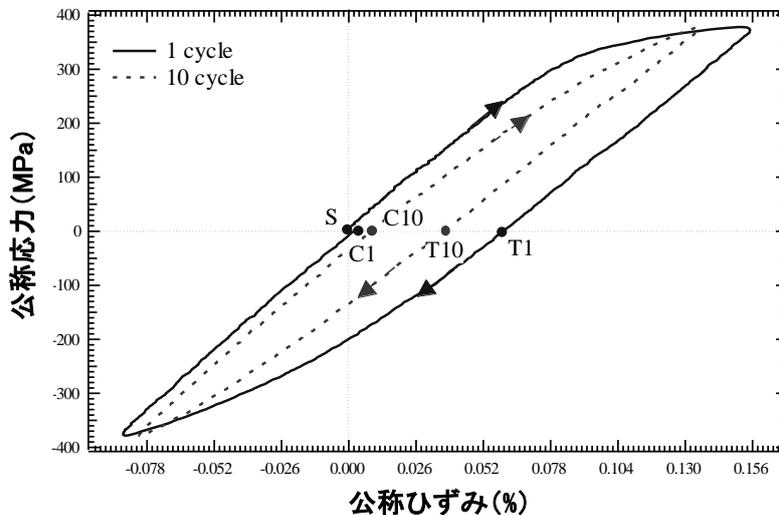


図3-4 公称応力—ひずみ線 (1サイクル, 10サイクルを重ねて表示)

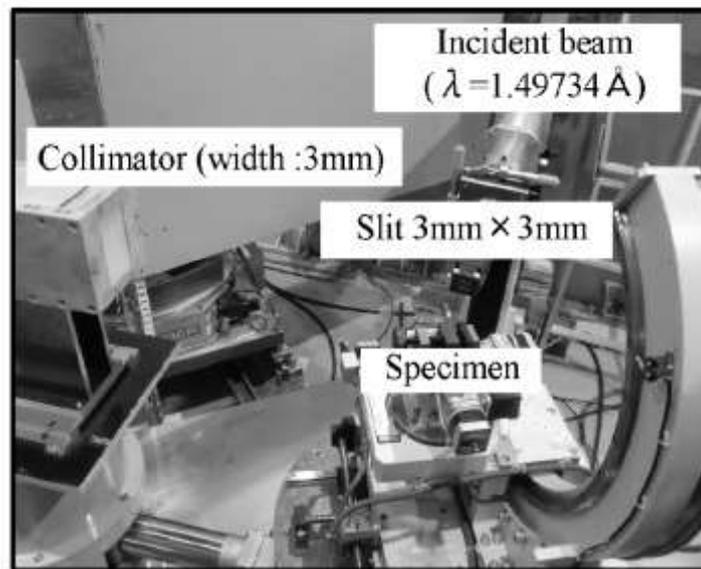


図3-5 RESA II への試験片設置状況

3. 2. 3 変形中のその場中性子回折実験 (in-situ)

J-PARCの匠を用い、TOF法により変形中その場中性子回折測定を行った。引張軸が入射ビームに対して45度の方向となるよう試験機を設置し、引張方向に垂直な面 (Axial方向) と平行な面 (Transverse方向) の測定を同時に行った。引張荷重が目標に達した状態で荷重を一定に保持し、中性子回折測定を繰り返した。測定及び解析方法に関しては文献¹⁰⁾等と同じである。また、引張圧縮変形中のその場中性子回折測定では、上記と同様に試験片を設置し、弾性域を0.5MPa/s、降伏の約50MPa手前から0.05MPa/sで荷重を加え連続測定を行った。それぞれの試験に用いた試験片形状を図3-6に、匠の実験空間の外観と試験片の設置状況を図3-7に示す。

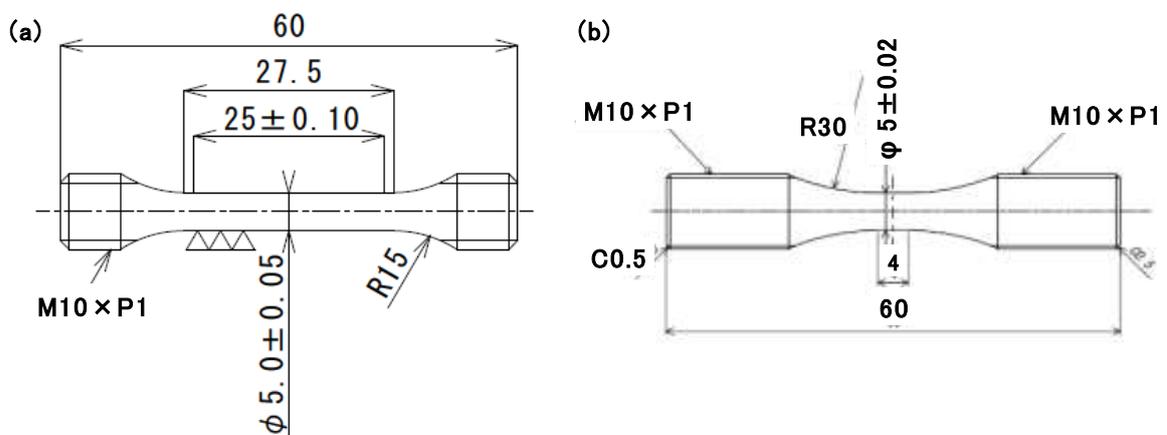


図3-6 試験片形状：(a)引張試験片, (b)引張圧縮試験片

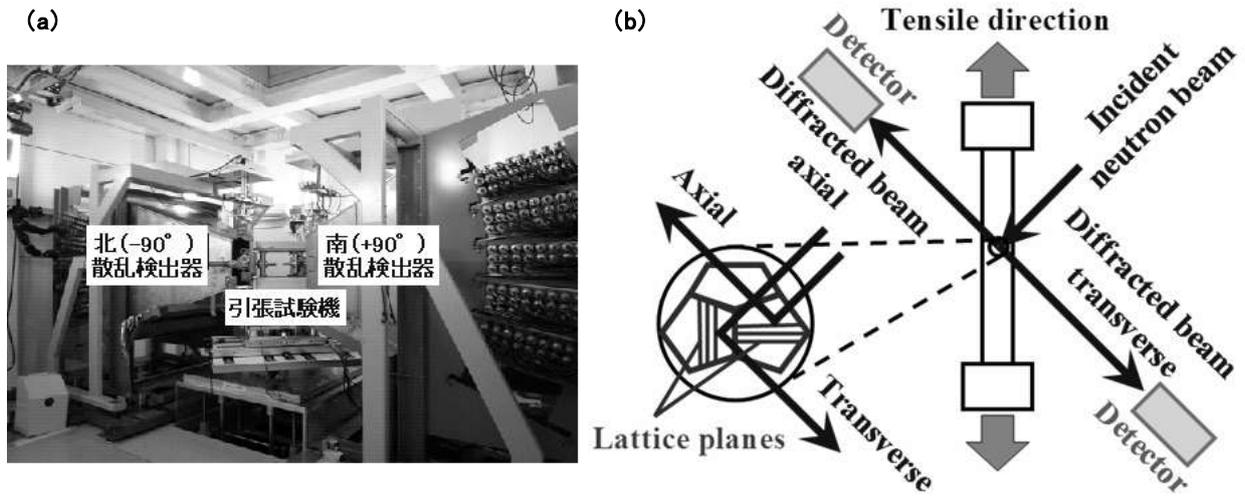


図3-7 (a) 匠の実験空間と (b) 試験片の設置状態

3. 3 実験結果および考察

3. 3. 1 中性子回折による残留ひずみ測定 (ex-situ)

(1) 引張変形後の残留ひずみ

図3-8に引張変形前のA11およびB28においてRESA IIを用いてAD法により得られたAxial方向のフェライト(110)粒群の中性子回折プロファイルを示す。得られた中性子プロファイルに対して、(3-6)式で示すLorentz関数とGauss関数を組み合わせた擬フォークト (Pseudo-Voigt) 関数でフィッティングを行なった。

$$F(\Delta t_{0i}) = A \left[\eta \left(1 + \frac{\Delta t_{0i}^2}{2\sigma_0^2} \right)^{-1} + (1-\eta) \exp \left(-\frac{\Delta t_{0i}^2}{2\sigma_1^2} \right) \right] \dots \dots \dots (3-6)$$

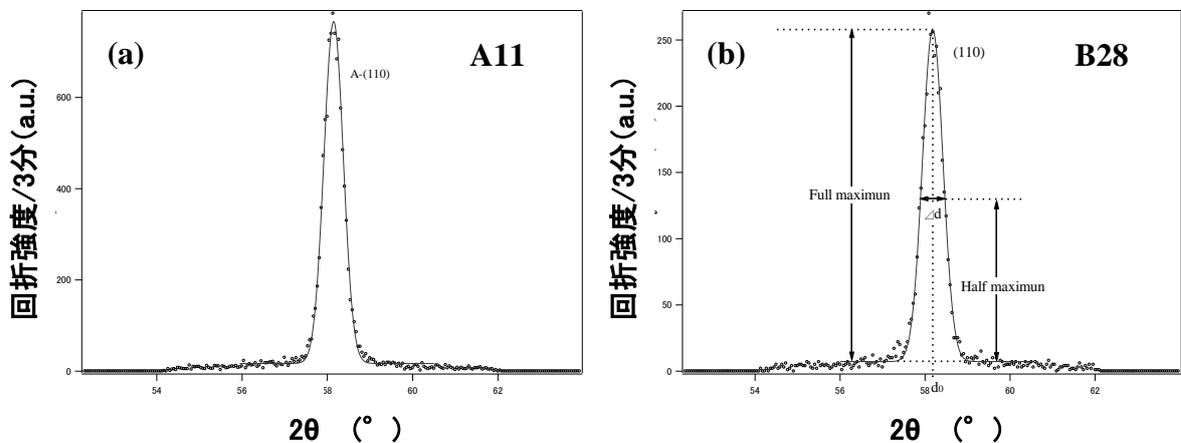


図3-8 AD法により得られたAxial方向のフェライト(110)回折プロファイル：(a)A11, (b)B28

図3-9にRESA II を用いて測定した引張試験後の試料（A11は14.6%，B28は7.8%伸びて破断）の残留格子ひずみを示す。フェライトはAxial方向で圧縮，Transverse方向で引張方向の残留格子ひずみが残る傾向を示した。ただしA11においてTransverse方向の(110)粒群だけがわずかに圧縮方向の残留格子ひずみが残った。

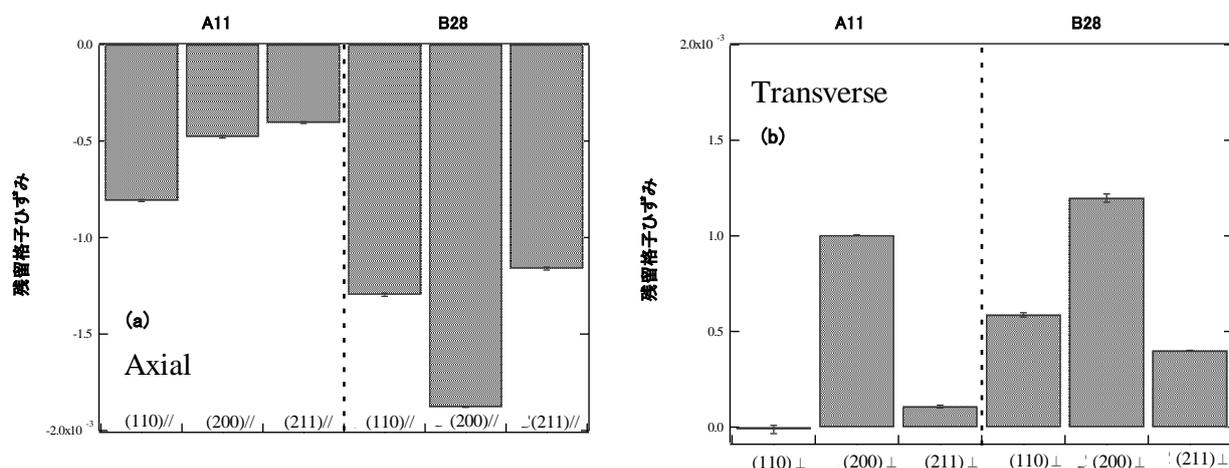


図3-9 A11(図中記号A)およびB28(図中記号C)の引張変形後の残留格子ひずみ：

(a)Axial方向，(b)Transverse方向

図3-10引張変形前のA11およびB28においてXRDを用いてTOF法により得られた中性子回折プロファイルを示す。A11の回折プロファイルからはフェライト(110)，(200)，(211)粒群と黒鉛(110)粒群，A28の回折プロファイルからはフェライト(110)，(200)，(211)粒群，黒鉛(110)粒群と，セメンタイト(122)，(212)粒群のピークが確認できた。黒鉛とセメンタイトのピーク強度はフェライトに比べて低く，パーライト率の低いA11ではセメンタイトのピークが確認できなかった。個々のピークについて(3-7)式のGauss関数でフィッティングを行なった。

$$F_1(\Delta t_{0i}) = A \left[\exp \left(- \frac{\Delta t_{0i}^2}{2\sigma_2^2} \right) \right] \dots \dots \dots (3-7)$$

図3-11にXRDを用いて測定した引張試験後の試料（A11は14.6%，B28は7.8%伸びて破断）の残留格子ひずみを示す。Axial方向では軟質相のフェライトが圧縮方向，硬質相のセメンタイトが引張方向に残留格子ひずみ残り，一方Transverse方向では，フェライトが引張方向，セメンタイトが圧縮方向に残留格子ひずみ残る傾向を示した。

測定した試料は丸棒試験片であるので，Axial方向をX方向，Transverse方向をY軸方向とし，Hoop(Z軸)方向をTransverse(Y軸)方向と同様の結果となるとして(3-8)式より残留応力を求めた。求めた残留応力の結果を図3-12に示す。

$$\sigma_{A,T,H} = \frac{E}{(1+\nu)} \left[\varepsilon_{A,T,H} + \frac{\nu}{1-2\nu} (\varepsilon_A + \varepsilon_T + \varepsilon_H) \right] \dots (3-8)$$

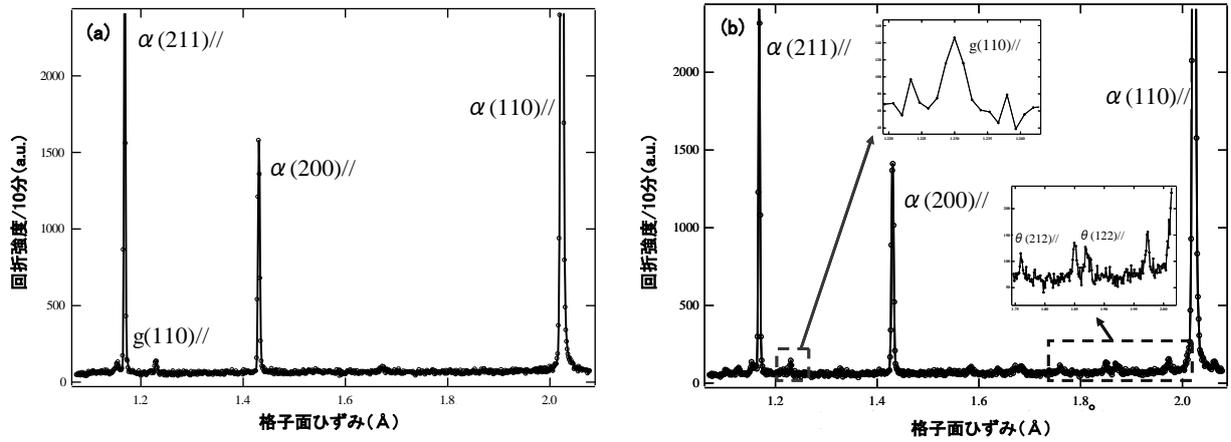


図3-10 TOF法により得られたAxial方向の回折プロファイルの例：(a)A11, (b)B28

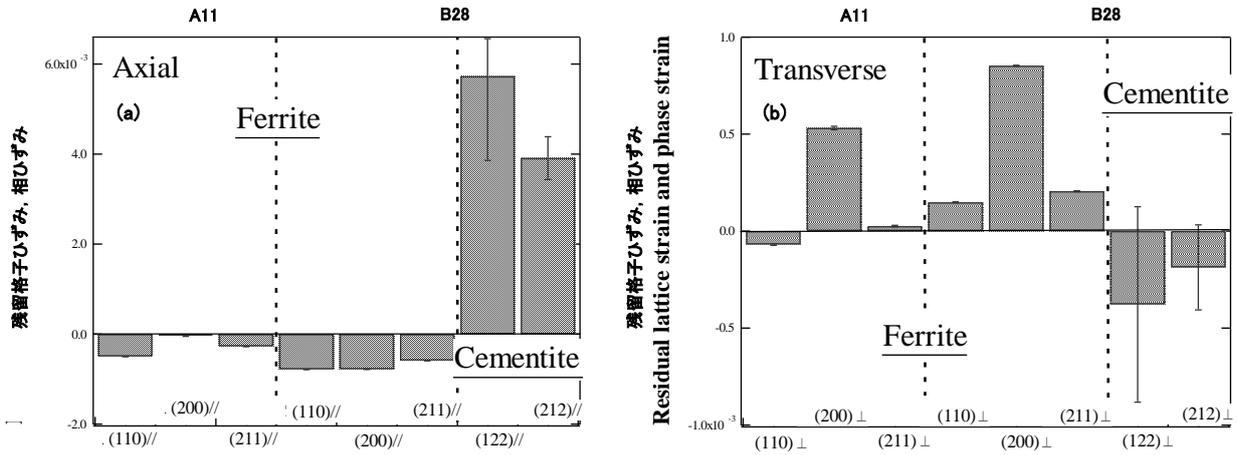


図3-11 A11(図中記号A)およびB28(図中記号C)の引張変形後の残留格子ひずみ：

(a)Axial方向, (b)Transverse方向

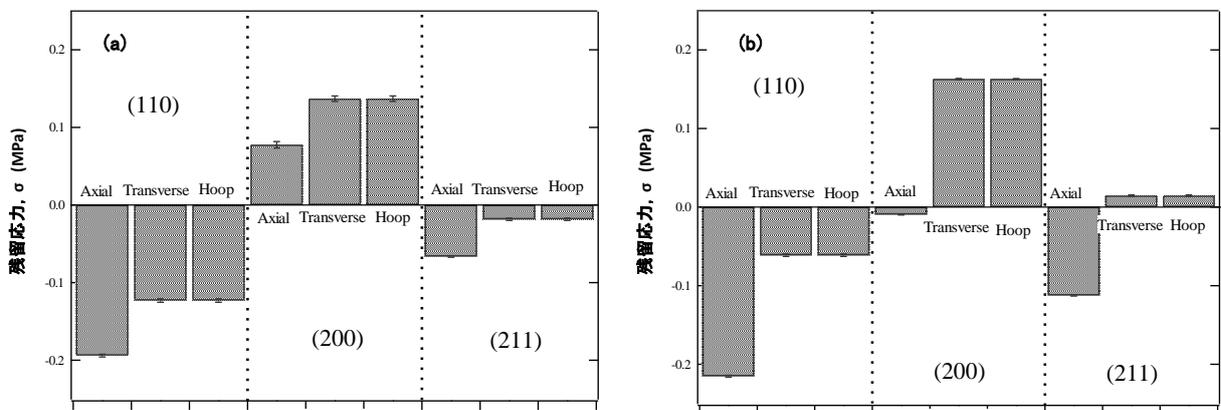


図3-12 フェライト各粒群の引張変形後の残留応力：(a)A11, (b)A28

(2) 引張圧縮

図3-13にA03, B02, A06, B20の10サイクルの引張圧縮変形前後(StartおよびC10)の半価幅の変化を示す。回折プロファイルの半価幅の変化には転位密度変化の効果が含まれる。よって、粒径が変化しないと仮定すると、半価幅の増加は転位密度の増加を意味する。(200)の半価幅はA03を除いて減少する傾向にあり、(110)と(211)の半価幅は増加傾向にある。これらの結果には、組織の違いによる差異はなく、10サイクルの変形後の半価幅は変形前にくらべて収束する傾向にあるので、引張圧縮試験特有の結果が得られた。

残留格子ひずみは、荷重を徐荷した後に残る弾性ひずみであり、内部応力情報を得ることができる。硬質相(硬質粒)と軟質相(軟質粒)が混在する組織を有する材料において、引張変形後の残留格子ひずみは、引張(Axial)方向では硬質相(硬質粒)に引張ひずみ、軟質相(軟質粒)に圧縮ひずみが残る。図3-14に基地組織がほとんどフェライト相であるA03, B02の残留格子ひずみを示す。(110), (211)は引張方向, (200)は圧縮方向に残留格子ひずみが残った。前述のように引張変形によって得られるAxial方向の残留格子ひずみは、硬質粒である(200)は引張, 軟質粒である(110)は圧縮の残留ひずみが残る。図3-14の結果は、圧縮からの残留格子ひずみのものであり、引張変形後と同様の結果が得られた。A06, B20については、基地組織にパーライトを含み結果が複雑となるが、測定時間の都合により結果を分析できるだけの測定は行えなかった。

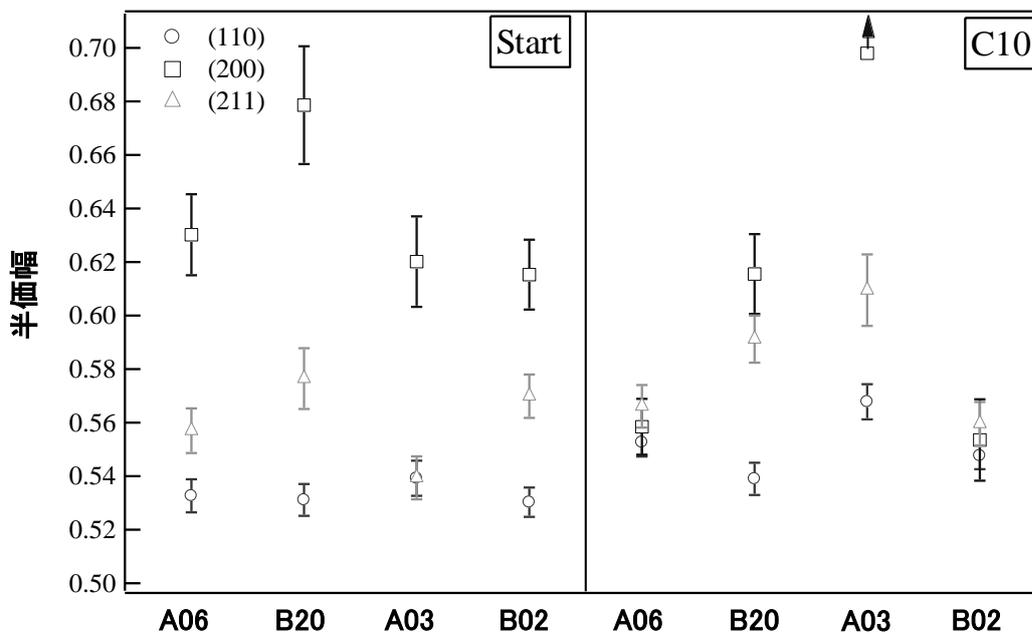


図3-13 引張圧縮変形前後の半価幅の変化

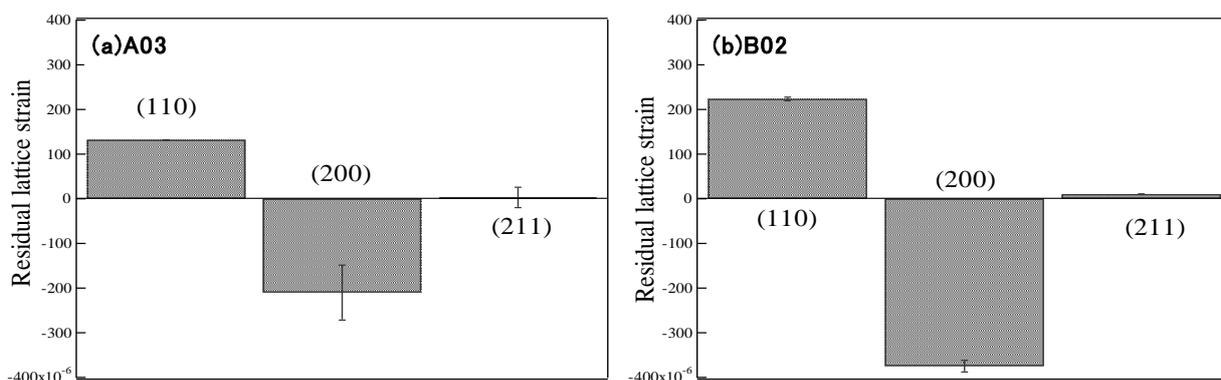


図3-14 引張圧縮変形後の残留格子ひずみ：(a)A03，(b)B02

3. 3. 2 引張変形中その場中性子回折実験 (in-situ)

表3-2で示したように引張特性は黒鉛粒のサイズにはあまり影響されず，パーライト体積率との相関が強い。パーライト体積率が高くなるにしたがい引張強さは増大し，伸びは低下するトレードオフの関係を示す。黒鉛の粒径というよりも，同時に変化するフェライト粒径の微細化が降伏強さを増加させると考えられる。粒径が引張強さや伸びに及ぼす影響は小さい。

ここでは，引張変形に伴う各構成相の個々の変形挙動についてB20を例に検討する。図3-15にB20における引張変形中のその場中性子回折実験の結果を示す。図3-15(a)に示す#0から#24までの各点で中性子回折プロファイルを取得した。例として#0の回折プロファイルを図3-15(b)に示す。フェライト(α)については(110)，(200)，(211)が統計精度の高い明瞭な回折ピークとして現れている。一方，黒鉛(g)及びセメントイト(θ)は拡大図で示すように回折強度が低いが変形に伴うピーク中心の変化を追うには十分な統計精度がある。引張変形に伴うフェライト(110)回折プロファイルの変化を図3-15(c)，(d)に示す。引張(Axial)方向では，引張変形の進行に伴って格子面間隔が広がり，回折プロファイルが右側にシフトし，反対にその垂直(Transverse)方向では左側にシフトする変化が見られる。変形前の格子面間隔を基準にすると負荷に伴う面間隔の変化(回折ピークの移動量)から(3-2)式を用いて格子(弾性)ひずみを求めることができる。これを粒ひずみと呼ぶ。一方，構成相全体の平均を求めるときは，多数の回折ピーク全体を一括してフィティングして格子定数を求めるリートベルト法がよく用いられる。ここでは，図3-15(b)の回折プロファイル全体を3つの構成相に対してZ-Rietveld code¹⁷⁾を用いて同定し(3-2)式の面間隔に代入して相ひずみを求めた。得られた各構成相の相ひずみの変化を図3-16に示す。引張応力の変化に伴う黒鉛の相ひずみの変化はきわめて小さく，変形中も荷重をほとんど負担していないことがわかる。ADIの黒鉛についても同様の報告がされている¹⁸⁾。球状黒鉛鑄鉄中の黒鉛は黒鉛の薄片が凝集したものであり，薄片

同士はファンデルワールス力により結合している。そのため荷重が加わると用意にすべりや破壊が生じると予測できる。Axial方向の変化を見ると，図中に破線で示した巨視的な降伏応力($\sigma_{0.2}$)の前からセメンタイトの相ひずみが大きく増加し始めている。一方フェライトの相ひずみは，巨視的な降伏の前から傾きが小さくなり，その後増加がほぼ止まる。これは，引張応力が増加していくとフェライトが先に塑性変形を開始し応力負荷が停滞し，その分をセメンタイトが補うためと考えられる。一方，Transverse方向では，ポアソン効果によるマイナスのひずみが同様の挙動を示している。このように基地組織がフェライトとパーライトの混合組織である場合は，フェライトとセメンタイト間で応力分配が起こり，セメンタイトの荷重負担が増すことにより，加工硬化が大きくなる。セメンタイト体積率が大きくなる，すなわちパーライト体積率が大きくなるほど，加工硬化が大きくなり引張強さが増大することが定量的にわかる。

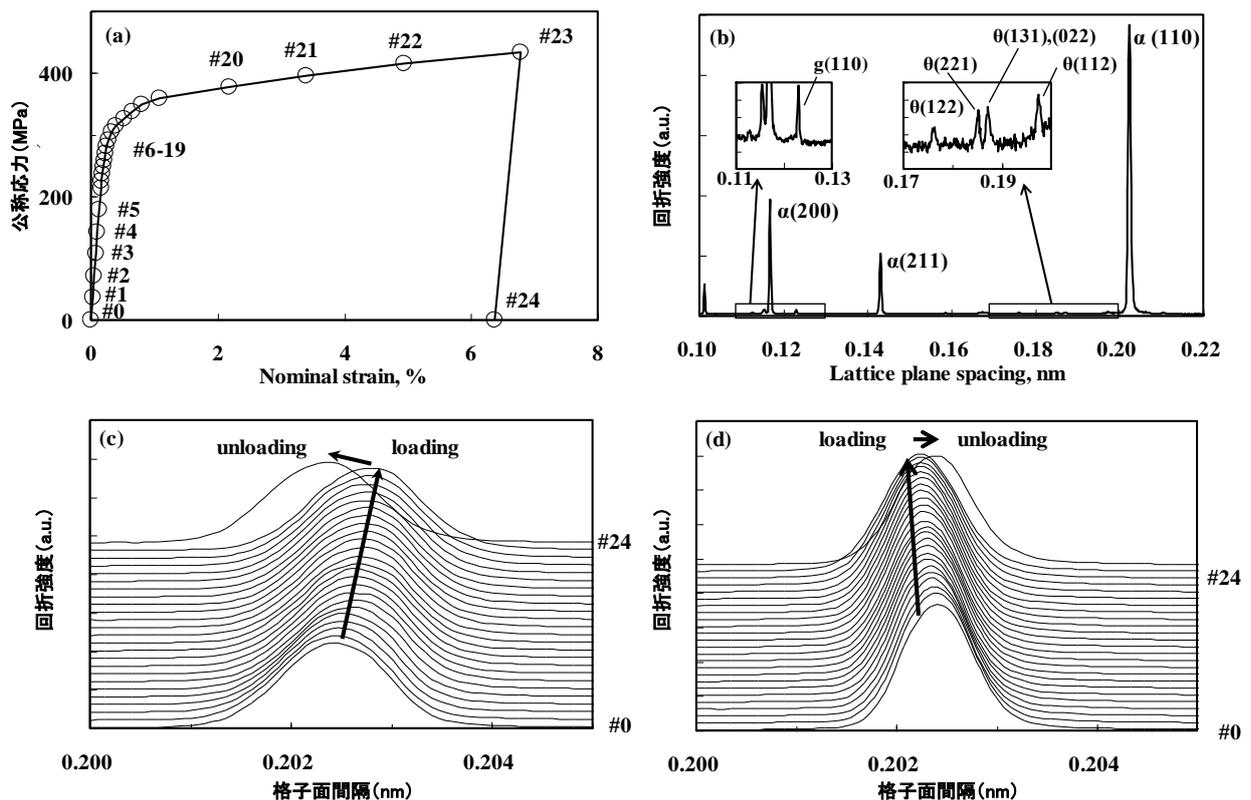


図3-15 B20の引張変形中その場中性子回折実験の結果：(a)公称応力ー公称ひずみ線(荷重を一定に保ち回折測定をした点を#0-#24で示す)，(b)全体の回折プロファイルの例(引張前)，(c)引張(Axial)方向および(d)垂直(Transverse)方向のフェライト(110)回折プロファイルの引張変形に伴う変化

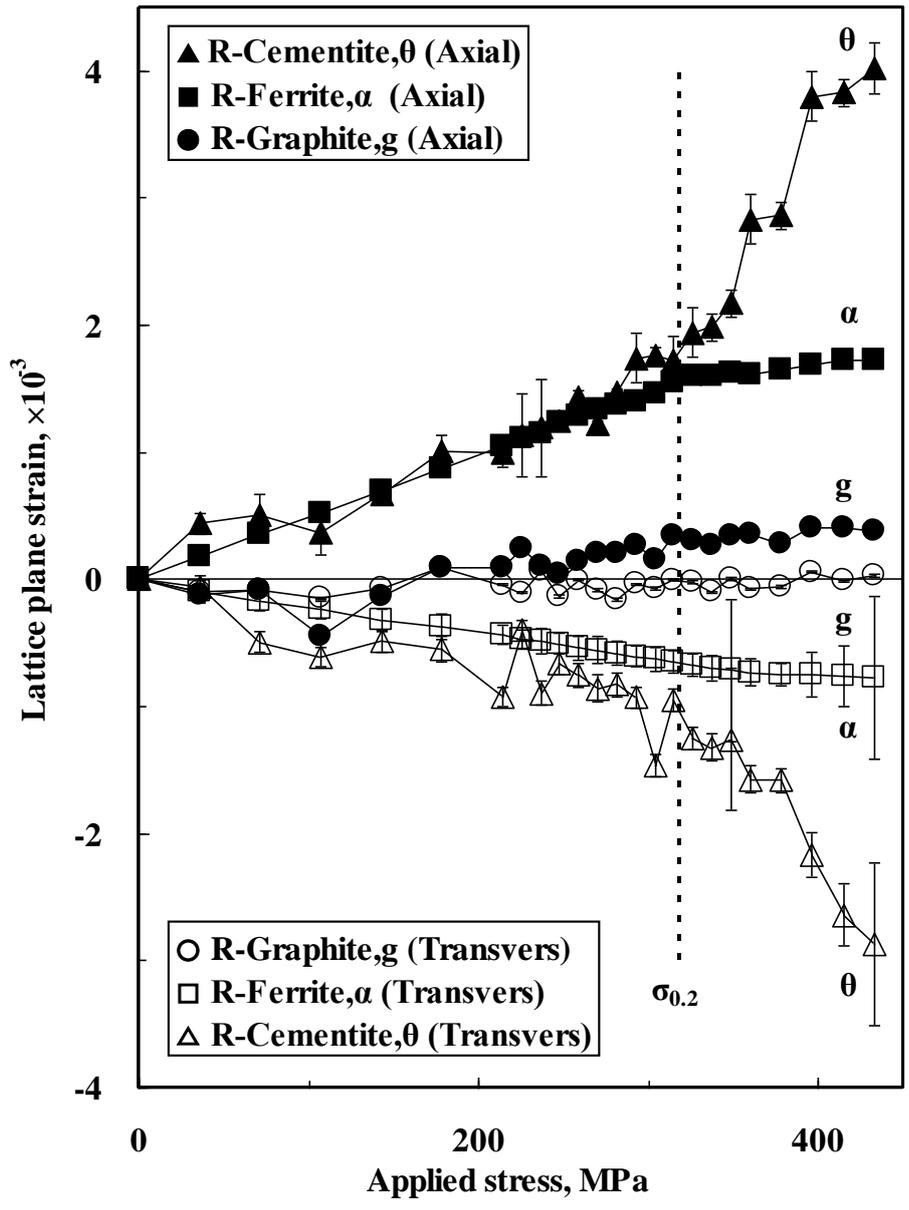


図3-16 B20における引張負荷に伴う構成相の格子面ひずみ変化

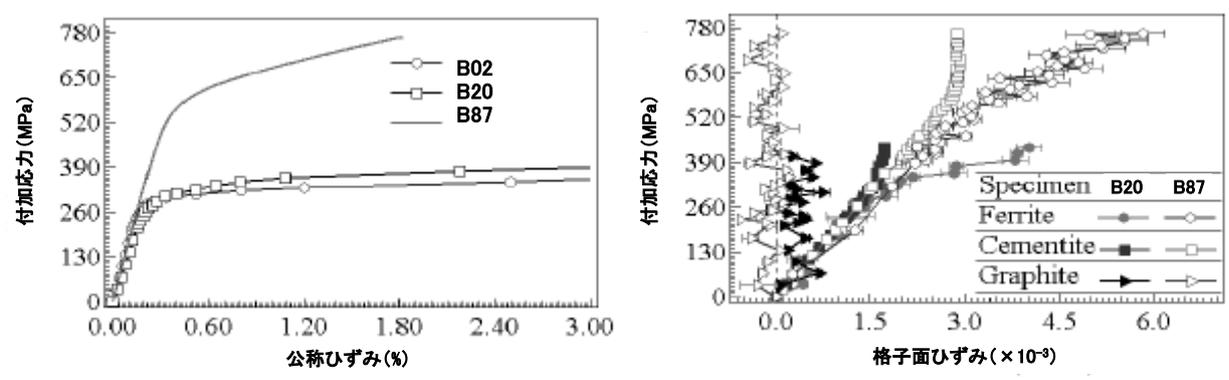


図3-17 引張特性：B02, B20, B87の応力-ひずみ線, (b) B20(B), B87(C)においてリートベルト解析で求めた相ひずみ, (ビーム強度：116kW)

図3-17(a)にB02(A), B20(B), B87(C)の応力ひずみ曲線を示す。パーライト体積率が大きいほど降伏強さ, 引張強さがともに大きくなっている。図3-18(b)に付加応力に対してプロットしたフェライト, セメントイト, 黒鉛それぞれの相ひずみを示す。B87でもB20と同様に弾性域において付加応力の増加に伴い, フェライトとセメントイトの相応力が直線的に増加しているのがわかる。B87よりもB20のほうが低い付加応力で応力(ひずみ)分配が観察される。これは, それぞれの0.2%耐力, 318MPa, 642MPaに対応している。塑性変形が始まるとセメントイトの相ひずみは急激に増加し, フェライトの相ひずみの増加は緩やかになる。セメントイト体積率の大きいB87では, 応力分配が著しく加工硬化が大きくなる。

次に基地組織がほぼフェライトである場合の挙動について検討する。A03及びB02の引張応力によるフェライト各(hkl)粒群の格子面ひずみの変化を図3-18に示す。ここではフェライトの個々の回折ピークに対してその移動量から(3-1)式により粒ひずみを算出した。A03とB02では黒鉛粒径が異なるが, hkl粒ひずみの変化はほぼ一致している。結晶方位によりヤング率や塑性変形の容易さが異なり, <110>を向いた結晶粒群は<200>群よりも小さい応力で降伏し始める(<110>が引張方向を向いている結晶粒群は<200>の結晶粒群よりも弾性異方性とシェミット因子の関係から優先的にすべり変形が始まる)。巨視的な降伏応力($\sigma_{0.2}$)付近から(200)粒ひずみの増加がやや大きくなり, 反対に(110)粒ひずみの増加は小さくなっている。巨視的な降伏以前にフェライト<110>粒群が優先的に塑性変形を始め, 巨視的な降伏後に<200>が降伏すると推定される。基地組織がフェライトとパーライトの場合には, 前述の相ひずみにここで示した粒ひずみが重畳されることになる。以上のように, 引張変形中の各構成相及び<hkl>結晶粒群の不均一変形挙動に関して試験片全体を対象としたグローバル平均状態がその場中性子回折実験により明らかになった。特に, 相応力の発生により, パーライトというよりセメントイト体積率の増加が加工硬化の増大に効果的で引張強さを大きくしている。

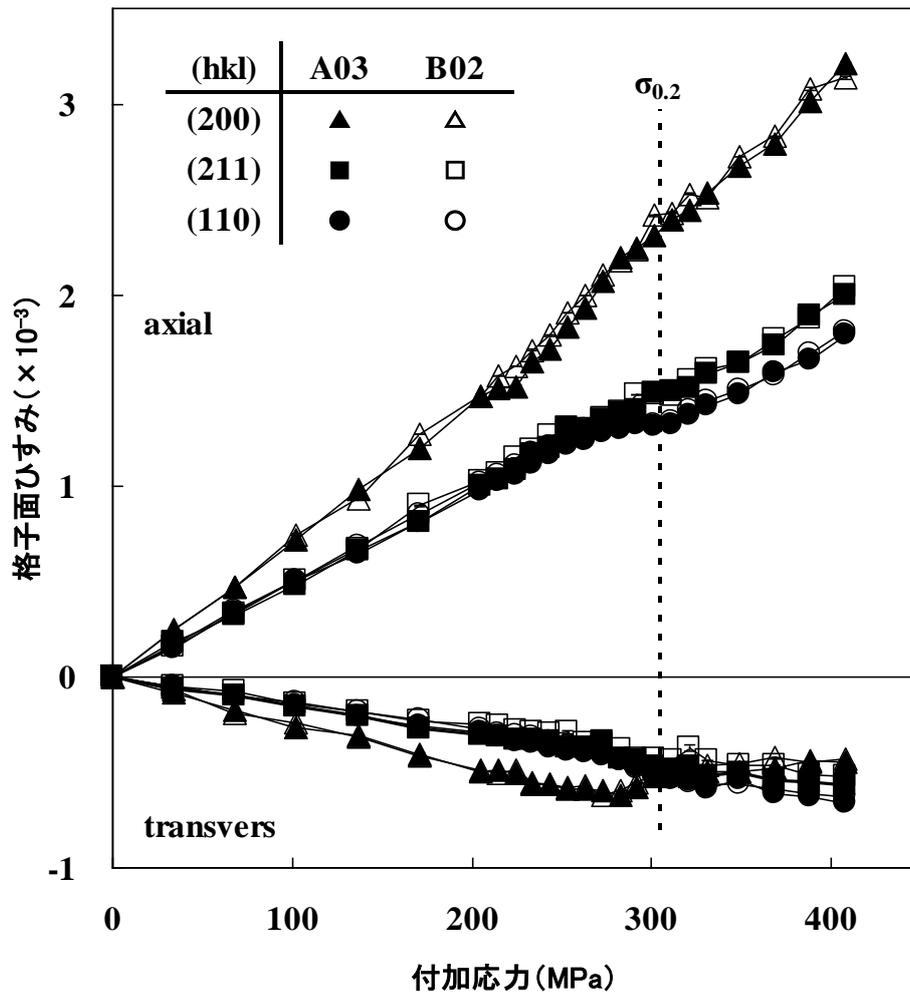


図3-18 A03, B02における引張変形に伴う各フェライト<hkl>粒群の格子ひずみ変化

3. 3. 3 引張圧縮変形中その場中性子回折

B02(A)とB02(A)の引張-圧縮変形での挙動をそれぞれ図3-19, 3-20に示す。友田と黒木¹⁹⁾によると、バウシinger効果の特性は、バウシinger応力 $\sigma_B (= \sigma_p - |\sigma_R|)$ かバウシingerひずみ $\beta_{0.5}$ のいずれかで評価できる。B02(A), B20(B), B87(C)のバウシinger応力はそれぞれ123MPa, 259MPa, 610MPaであり、バウシingerひずみはそれぞれ0.22, 0.30, 0.50であった。これらの結果は、パーライト(セメントait)体積率の増加に伴ってバウシinger効果が著しくなっていることを示している。ハルヨら¹¹⁾は、硬質第二相がバウシinger効果に影響を及ぼす同様の報告をしている。図3-19(a)を見ると、フェライト(110)の相ひずみのヒステリシスループは(200)と異なっており、軟質粒の(110)が先行して塑性変形することにより、内部応力分配が起こり、バウシinger応力とバウシingerひずみが生じる((a)と(b)のいく

つかの点は丸囲み数字で対応している)。B87(C)においては図3-20(a)に示すように、バウシ
 ンガー応力やバウシンガーひずみの増大に相ひずみがより有効的に働く。ここで、この回折
 プロファイルは2011年のビーム強度218kWの時に、連続付加中の0.48ksごとの情報を収集して
 得られたものである。Z-code リートベルト解析により求めたフェライトおよびセメンタイト
 の相応力とそのヒステリシスループが図3-20(a)に示されている ((a)と(b)の5つの点は丸囲
 み数字で対応している)。引張と同様圧縮でもフェライトが優先的に塑性変形しているのが
 明らかである。フェライトの相ひずみは引張徐荷後に圧縮側になり,圧縮徐荷後には引張側と
 なる(③および⑤)。フェライトが早く変形して生じた相応力が逆変形を加速し、バウシン
 ガー効果が大きくなる。相応力や粒応力の大きさは、基本的に構成する相や粒の強度の差か
 ら生じる。図3-7に示した引張徐荷後の点③において、フェライトとセメンタイトのひずみの
 差は 2.6×10^{-3} であり、フェライト[110]粒と[200]粒のひずみの差は 3.5×10^{-4} である。このよ
 うな内部応力が特定方向の塑性変形を支援するので、内部応力が大きいほどバウシンガー効
 果が大きくなる。

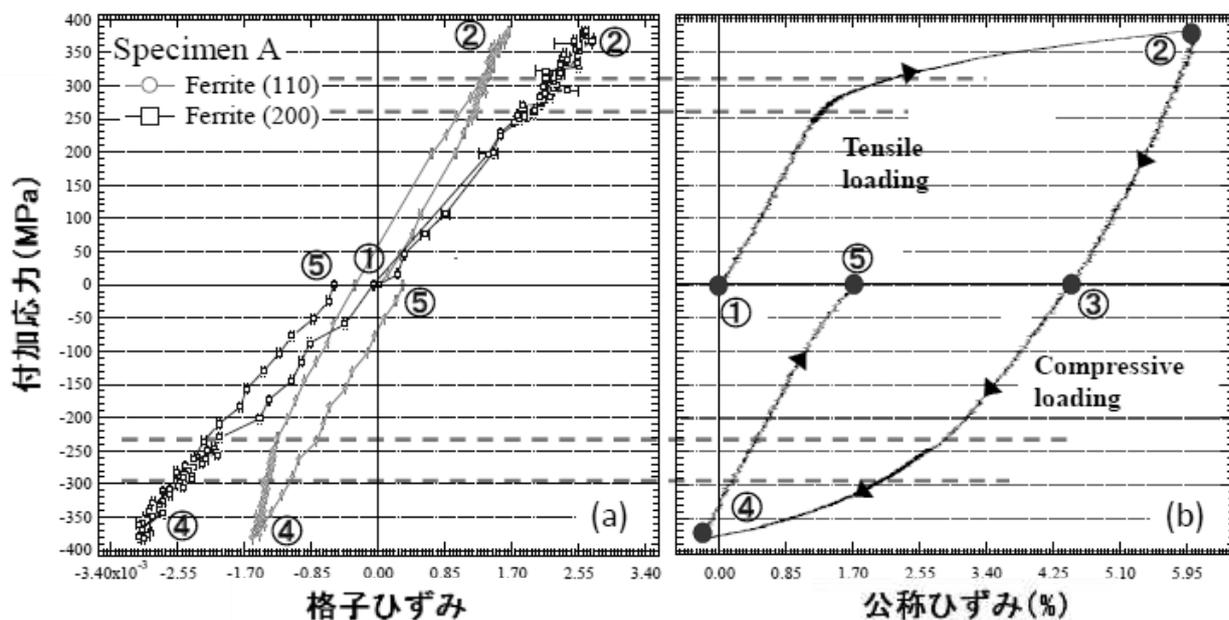


図3-19 B02(A)の引張-圧縮試験結果：(a) (b)で示す試験中の(110)および(200)格子ひずみ,
 (b)真応力-ひずみ線, (ビーム強度116kW)

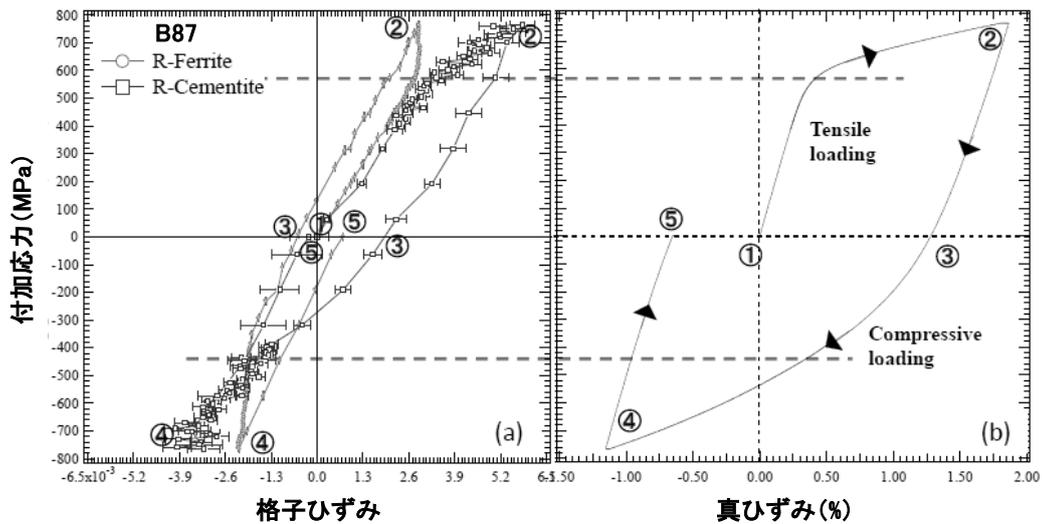


図3-20 B7の引張－圧縮試験結果：(a)付加応力とフェライトおよびセメンタイト相ひずみとの関係，③と⑤はそれぞれ引張と圧縮後の徐荷時の残留ひずみを意味する，(b)真応力－ひずみ線，（ビーム強度：218kW）

3. 4 小括

変形中その場中性子回折実験により，球状黒鉛鑄鉄の各構成相の相ひずみとフェライト各粒群の格子面ひずみを測定して，第2章で示した結果の理由を明らかにした。すなわち，

- (1) 引張応力の変化に伴う黒鉛の相ひずみの変化は極めて小さく，変形中の荷重をほとんど負担していないことがわかった。
- (2) 基地組織がフェライトとパーライトの混合組織である場合は，フェライトとセメンタイト間で応力分配が起こり，セメンタイトの荷重負担が増すことにより，加工硬化が大きくなる。すなわち，セメンタイト体積率が大きくなるほど加工硬化が大きくなり引張強さが増す。
- (3) 基地組織がほとんどフェライトの場合，巨視的な降伏以前に<110>粒群が優先的に塑性変形を始め，巨視的な降伏後に<200>粒群が降伏する。
- (4) 基地組織がフェライトとパーライトの混合組織であれば，相応力にこの粒応力が重畳して発生する。粒応力に比べて相応力は大きく，引張圧縮変形ではパーライト（セメンタイト）体積率が大きくなると応力分配が大きくなり，バウシinger効果も大きくなる。

参考文献

本章の内容の主要部分は以下に公表した。

※窪田 哲、内藤 大幹、友田 陽、ステファヌス ハルヨ、飯尾 知則、山口 祥司：

球状黒鉛鑄鉄の機械的性質と切削性に及ぼすマイクロ組織の影響，*鑄造工学* 第85巻、第8号、489-496頁、2013年8月

※D. Naito, S. Kubota, S. Harjo and Y. Tomota: In situ neutron diffraction during tension-compression deformation for Nodular graphite cast irons (球状黒鉛鑄鉄の引張圧縮変形中におけるその場中性子回折), *ISIJ International*, Vol.53, No.7 (2013), pp. 1292-1294, 2013年3月

- 1) 友田陽, 徐平光 : ふえらむ, 12, (2007), 15
- 2) 友田陽, 鈴木徹也 : ふえらむ, 12, (2007), 71
- 3) 鈴木裕士, 友田陽 : 波紋, 17, (2007), 228
- 4) 足立吉隆, 友田陽 : ふえらむ, 12, (2007), 753
- 5) 友田陽 : 金属, 78, 11, (2008), 1049
- 6) 諸岡聡 : 博士学位論文, (2008), 14
- 7) M.T. Huchings, P.J. Withers, T.M. Holden and T. Lorentzen, : Introduction to the Characterization of Residual Stress by Neutron Diffraction, CRC Press, Boca Raton, FL(2005)
- 8) B. Clausen, T. Lorentzen and T. Leffers, *ActaMater.* ,46 (1998), 3087
- 9) S. Morooka, Y. Tomota and T. Kamiyama, *ISIJ Int.*,48 (2008) 525
- 10) K. Asoo, Y. Tomota, S. Harjo and Y. Okitsu, *ISIJ Int.*,51 (2011) 145
- 11) S. Harjo, Y. Tomota, D. Neov, P. Lukas, M. Vrana, P.Mikula and M. Mikura, *ISIJ Int.* , 42 (2002) 551
- 12) S. Harjo, Y. Tomota, P. Lukas, M. Vrana, D. Neov, P. Mikula and M. Ono, *ActaMater.* ,49 (2001), 2471
- 13) X.L. Wang, Y.D. Wang, A.D. Stoica, D.J. Horton, H. Tian, P.K. Liaw, H. Choo, J.W. Richardson and E. Maxeyd, *Materials Science and Engineering A*,399 (2005),114
- 14) J.A. Wollmershauser, B. Clausen, S.R. Agnew, *International journal of Fatigue*,36 (2012), 181
- 15) たとえば, 新井正敏 : まてりあ 48 (2009) 347
- 16) たとえば, S. Harjo : まてりあ 48 (2009) 357

- 17) たとえば, T. Ohta, F. Izumi, K. Oikawa and T. Kamiyama: Physica B, B234-236 (1997),
1093
- 18) H. Ogawa, Y. Tomota, T. Kamiyama, H. Suzuki and M. Takanezawa: Trans. JSME, 74A (200
8) 377
- 19) Y. Tomota, K. Kuroki: Scr. Matal. 14(1980), 1037

第4章

球状黒鉛鑄鉄の切削性に及ぼす

ミクロ組織の影響

4. 1 緒言

4. 1. 1 背景と目的

切削加工の能率を高めることは大きなコスト削減につながる。最近の機械加工現場では、市場ニーズにすばやく対応しながら高い生産性を実現させるため、切削速度を高くする高速切削が注目されており^{1,2,3)}、加工時間の短縮、切削抵抗の減少、被削材への熱の流入抑制、仕上面精度の向上などが同時に得られるものとして盛んに取り組まれている。切削速度を高くした場合には工具寿命の低下が懸念されるが、加工費に占める工具費の割合は比較的小さいので、トータルコストの削減が期待できる。また、環境問題が地球規模でクローズアップされている現代においては、省エネルギーの面でも切削加工の能率を高める必要がある。

多くの切削加工が必要となる油圧機器部品は、形状が複雑なことからその多くを鋳物が占め、建設機械の油圧機器部品には、高い強度と靱性を有する球状黒鉛鋳鉄が多く用いられている。また、片状黒鉛鋳鉄や鋳鋼が用いられている部品を球状黒鉛鋳鉄に置き換えることで、高強度化、軽量化や低コスト化の可能性がある。さらに、最近では油圧機器部品の機能や信頼性を向上させるため、より強度の高い球状黒鉛鋳鉄が使用されることが増えてきた。そのため、強度の向上に伴って切削が難しくなり、切削加工の能率は低下する傾向にある。そして、当社では生産量の増加に対応するため、機械一台あたりの生産量を上げる必要が生じてきた。そこで本研究では、球状黒鉛鋳鉄の切削加工について、基礎的な実験を行い工具摩耗の特徴を把握するとともに、能率を向上させることを目的とした。

4. 1. 2 研究対象

切削加工における能率の向上は、機械一台あたりの生産性向上を目指す自動車メーカー、製作コストのほとんどを加工費が占める金型メーカーなどで取り組みが盛んである。工作機械メーカーや工具メーカーでも、切削加工における能率の向上に適した加工機械、工具の開発が行われている。一方、自動車部品は軽量化のニーズから、エンジン部品やホイールなどにアルミニウムが多用され、足回り部品でも一部の部品でアルミニウム化が進んでいる^{4,5,6)}。また、機械加工工程の多いクランクシャフトには非調質鋼が用いられるなど、その他の部品では鋼の使用が主体となっている⁴⁾。加えて、金型材料としては鋼が多く用いられている。したがって、近年の切削加工における能率の向上に関する研究は、アルミニウム合金、鋼を被削材としたものが多く、公開されている情報で球状黒鉛鋳鉄に関するものはほとんど見られない。また、工具メーカーでも被削材の種類として、片状黒鉛鋳鉄と球状黒鉛鋳鉄とを同じ鋳鉄として分類していることが多く、鋳鉄用として販売されている工具は、必ずしも球状黒

鉛鑄鉄の切削に適したものは限らない。

球状黒鉛鑄鉄の切削では工具摩耗が著しいため、アルミニウム合金の切削のように切削速度を高くできないという話はよく聞くものの、なぜ工具摩耗が著しいかについてはよく知られていない。そこで、球状黒鉛鑄鉄の切削加工において能率を向上させるためには、工具摩耗が著しい原因を探る必要がある。

本研究では、多くの油圧機器部品で使われているにも関わらず、切削加工の能率があまり上がっていない球状黒鉛鑄鉄を対象の被削材として選んだ。まず、実際に行われていることの多い、コーテッド超硬合金工具での正面フライス切削について工具摩耗の特徴を調べた。次に、種々の要因が工具摩耗に及ぼす影響の度合いを比較した結果を報告する。工具摩耗に影響を及ぼす要因としては、切削量、工具径、被削材の種類、切削速度、一刃あたりの送り量、切り込み量、インサートの種類、切削方向、切削雰囲気を取り上げた。それぞれの要因に対する比較試験を繰り返し行くと、多くの時間と労力を必要とするため、品質工学の手法を利用して実験の効率を高めた。

4. 2 実験方法

4. 2. 1 供試材の作製方法

供試材はB28、B63およびA11の3種類である。B28とB63は電気炉によって溶解され、Mg系合金による球状化処理の後、Y型D号試験片の砂型に鑄造されたもので、鑄放しのまま使用した。また、A11はJISFCD450相当品であるが、黒鉛を微細に分散させたもので、キュポラで溶解され球状化処理と接種の後75mm×75mm×350mmの砂型に鑄造されたものを鑄放しのまま使用した。図4-1にそれぞれの顕微鏡組織写真を示す。いずれの供試材も組織はフェライト、パーライトおよび黒鉛から成る。B28とB63の黒鉛平均粒径はほぼ同じであるが、A11の黒鉛平均粒径はそれらの約半分である。また、パーライト面積率は、B63、B28、A11の順で小さくなる。供試材の化学成分分析値を表4-1に、機械的性質を表4-2に示す。化学成分分析は、発光分光分析装置を用いて行われた。引張試験は、Y型D号試験片の平行部からJIS4号試験片を切り出して行われた。硬さ試験は、油圧ポンプ式ブリネル硬さ試験機を用いて、試験力2942N、圧子球径10mmにて行った。切削試験にはY型D号試験片の平行部の黒皮部分を約5mm切削して幅70mmの直方体としたものを使用した。B28とA11とは引張強さおよび降伏強さがほぼ同じであるが、パーライト面積率は異なる。尚、切削実験にはいずれの供試材も黒皮部分を約5mm切削して幅70mmの直方体としたものを使用した。

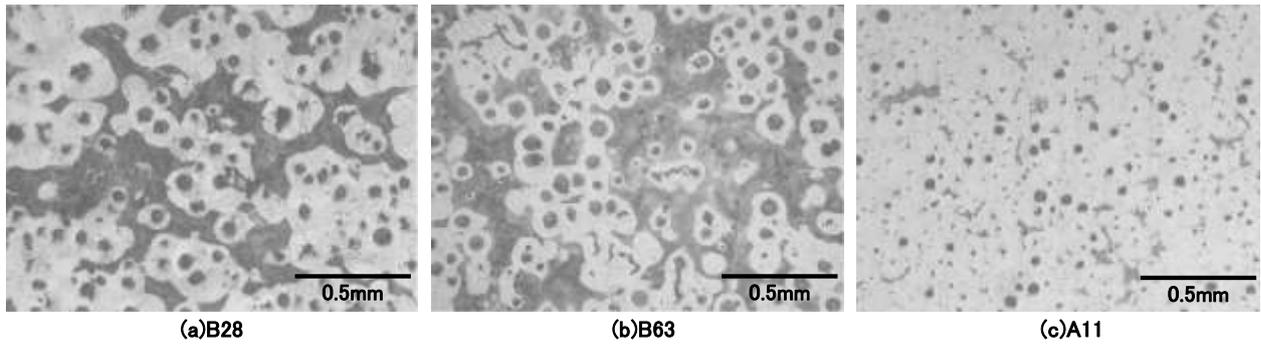


図 4-1 供試材の顕微鏡組織写真

表 4-1 供試材の化学成分分析値(wt.%)

	C	Si	Mn	S	Cu	Cr	Mg
B28	3.66	2.55	0.28	0.004	0.17	0.045	0.030
B63	3.67	2.57	0.30	0.001	0.50	0.035	0.035
A11	3.72	2.02	0.24	0.006	0.30	-	0.046

表 4-2 供試材の機械的性質

	引張強さ(MPa)	降伏強さ(MPa)	伸び(%)	ブリネル硬さ(HB)
B28	497	319	15.4	177
B63	676	404	5.0	235
A11	481	318	11.7	160

4. 2. 2 工具摩耗および面粗さの把握を目的とした切削試験方法

(1)加工機械

切削実験には立型マシニングセンタ((株)森精機製作所 MV-55/50)を使用した。主な仕様を表 4-3 に示す。

表 4-3 MV-55/50 の主な仕様

主軸	主軸回転数	4000min ⁻¹
	主軸変速レンジ	低速域 0~820min ⁻¹ 高速域 820~4000min ⁻¹
送り速度	切削送り速度	0.001~5000mm/min
	早送り速度	X,Y 軸 15000mm/min Z 軸 12000mm/min
電動機	主軸用電動機(連続定格)	AC7.5kW
	送り軸用電動機	X,Y 軸 AC1.8kW Z 軸 AC2.8kW
所要動力源	電源	32kVA
	空気圧源	0.5MPa
制御装置	制御装置名	FUNUC-15M

(2) 切削条件

本実験では、加工の種類、加工方法(切削幅と切削方向)、切削工具、軸方向および径方向の切り込み量、一刃あたりの送り量、切削雰囲気等を一定とし、切削速度を変化させた。それぞれの切削条件を表 4-4 に示し、以下に各条件の選択理由を簡単に述べる。

表 4-4 切削条件

項目	条件
加工の種類	正面フライス中央切削
切削幅	70mm
切削速度	100~800m/min
主軸回転数	318~2,546min ⁻¹
一刃あたり送り量	0.1mm/tooth
軸方向切り込み量	2mm
インサート取り付け数	1 枚
切削雰囲気	ドライ(エアブロー)

1) 加工の種類

工具が固定される旋削や切削時に軸方向への移動を伴わない正面フライス切削は、他の加工方法に比べて切削のメカニズムが単純と思われる。また、穴あけや旋削では切り屑のつまりや巻きつきなどの不具合が出る可能性があるが、正面フライス切削などの転削では必然的に断続切削となるため、切り屑処理に関するトラブルが少ない。さらに、研究目的の性質上、高い切削速度での実験が必要となるが、旋削において切削速度を高くした場合、被削材側が高速で回転することとなる。通常用いられる外径把握のチャック方式は、回転数とともに遠心力も増加するため把握力は低下していく。したがって、切削速度の高い旋削では、被削材がチャックより外れて飛び出す可能性が大きくなり危険性が増す。以上のことより、本実験では加工の形態および安全の面から正面フライス切削を選択した。

2) 切削速度

切削速度を高くする目的から、当社での最高切削速度である 200m/min より高い切削速度での実験を検討した。B28 での試削を行い、切削時の機械の振動と工具損傷の程度から十分安全と判断できる切削速度を最大 800m/min とした。また、比較のため 200m/min 以下の切削速度での実験も行った。

3) 送り量および切り込み量

当社での球状黒鉛鋳鉄の正面フライス切削では、軸方向の切り込み量を 2mm、一刃あたりの送り量を 0.1~0.2mm/tooth としているものが多い。本実験では、軸方向の切り込み量は同様に 2mm と

し、また、一刃あたりの送り量は切削速度を大幅に高くすることを考慮して、少ない方の条件である 0.1mm/tooth とした。なお、径方向の切り込み量は、切削幅を一定とし中央切削したことから 70mm で一定となる。

4) インサート取り付け枚数

フライスカッタは複数のインサートを取り付けるものが多いが、本実験ではインサートを一枚のみ取り付けた。複数のインサートを取り付けた場合、取り付け位置の違いやクランプねじの締め付けの程度によって位置の誤差を生じるため、すべての刃が全く同じ切削をするわけではない。一枚だけ取り付けることで位置誤差のない工具摩耗のデータを得られるものとした。

5) 切削雰囲気

正面フライス切削は断続切削となるため、切削油剤を使用した場合、切れ刃は切削時に切削熱で加熱され、空転時に切削油剤で強制急冷されるという現象が繰り返される。こうした加熱冷却の連続は、熱疲労クラックの発生につながる場合があり^{7,8)}、工具摩耗の適切な評価を妨げる可能性がある。そこで、本実験では切削油剤を使用せず、切屑の排出を目的としたエアブローを行った。

(3) 工具

工具は三種類のスローアウェイ式フライスカッタをNTツール(株)製のツールホルダ(BT50-FMA31.75-75)に取り付けて使用した。基本実験では日立ツール(株)製AHUB15100R(工具径100mm)、品質工学を利用した実験で三菱マテリアル(株)製OCTACUT1006DR(工具径100mm)、OCTACUT1608FR(工具径160mm)を使用した。インサートはH0, H1(日立ツール(株)製JDMT150508R)、およびM0, M1, M2(三菱マテリアル(株)製OEMX1705ETR1-JS)である。H1は日立ツール(株)が球状黒鉛鋳鉄の切削用として推奨するPVDコーテッド超合金工具であり、高硬度で耐酸化性に優れたTHコートが被覆されている。THコートは(Ti, Al, Si)炭窒化物系被膜で母材直上に被覆された(Ti, Al)Nを中心とする厚さ約3 μ mの第一層と、その上に被覆された(Ti, Si)Nを中心とする厚さ約1 μ mの第二層とから成る。工具H0は工具H1に被膜をコーティングする前の状態のものである。M0は超合金製でコーティングがされていないもの、M1, M2は超合金にそれぞれPVD被膜、CVD被膜がコーティングされたものである。それぞれのインサートの詳細を表4-5に示す。

表 4-5 フライスカッタ用インサートの仕様

記号	材種名	コーティング被膜	真のすくい角	外周切れ刃角
H0	PTH30E	なし	-3.4°	0°
H1	PTH30E	(Ti,Al,Si)炭窒化物系 PVD コート		
M0	UTi20T	なし	7.0°	48°
M1	AP20M	(Ti,Al)窒化物系 PVD コート		
M2	F7030	TiCN-Al ₂ O ₃ -TiN 系 CVD コート		

(4) 評価方法

1) 逃げ面最大摩耗幅

工具の逃げ面に生成された損傷について、切れ刃からの最大幅を逃げ面最大摩耗幅とした。図4-5に摩耗幅の測定を行った逃げ面の位置を示す。工具損傷には、摩耗、チップング、剥離、変形、き裂など様々な種類があるが、すべての損傷を含めた幅を摩耗幅として測定した。測定は光学顕微鏡において、観察倍率を50倍として行った。

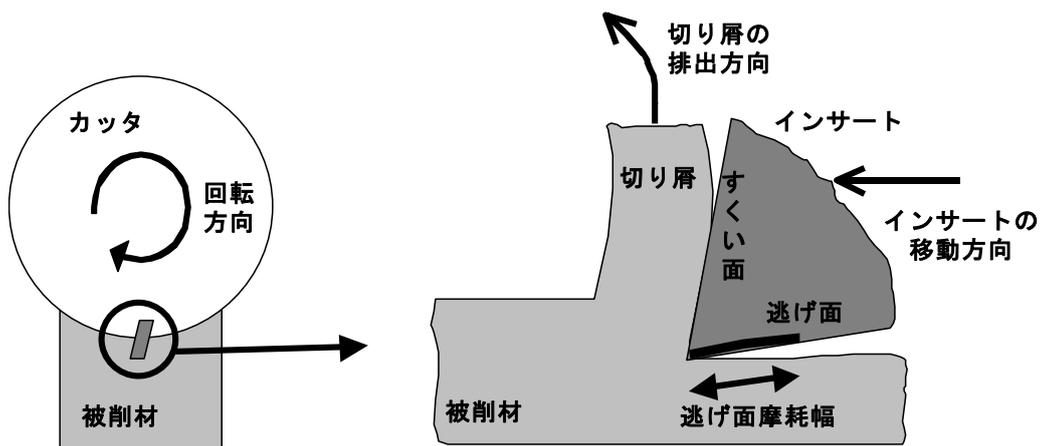


図 4-2 正面フライスカッタにおける逃げ面摩耗幅測定位置

2) 工具寿命

本来ならば加工部品の寸法精度に評価基準を設けて工具寿命が決定されるべきであるが、実際に寸法精度の評価で工具寿命を管理するのは難しい。そこで、生産現場では部品の加工個数に規定値を定めるなどしている。切削加工で使用する工具は、逃げ面摩耗幅が増大すると切れ味を著しく損なう⁹⁾ため、本実験では逃げ面最大摩耗幅で工具寿命の評価を行った。また、当社の生産現場において規定の加工個数まで使用して廃棄された、正面フライス工具のいくつかについて逃げ面を観察したところ、最大摩耗幅が200~600 μmの範囲であった。そこで、逃げ面最大摩耗幅が200 μmに達したときの切削量を工具寿命とした。

3) 被削材の切削面あらし

表面あらし計を用いて切削面の送り方向に測定して得られたあらし曲線より、 R_{max} (最大高さ)

及び R_z (十点平均あらさ)を求めた。 R_{max} , R_z とも基準長さを2mmとして、5ヵ所の抜き取り部分についての値を求め、最大と最小を除いた3つの値の平均をマイクロメートルで表した。また、切削速度200, 400, 800m/minで切削した場合の切削面については、レーザ顕微鏡を用いて表面の観察を行った。

4. 2. 3 品質工学に基づく実験方法

(1) 基本機能と評価方法

加工機械の能力を改善するのではなく、工具摩耗を低減することを目的とし、基本機能と評価方法を検討した。球状黒鉛鋳鉄の正面フライス切削における工具寿命は、逃げ面最大摩耗幅でほぼ管理できる。そこで、逃げ面最大摩耗幅を評価する二つの基本機能を考えた。図4-3にその概念図を示す。

1) 基本機能1 (望小特性)

図4-3(a)に示した基本機能1は、逃げ面最大摩耗幅が小さい(ゼロに近い)ことを理想とする。摩耗幅は切削量に関らず小さいほうが望ましいことを考えると、切削量を誤差因子とすることもできる。しかし、切削量の増加によって摩耗幅が増加することは明らかであり、基本機能1では切削量を標示因子として取り扱った。

尚、切削量は切削幅と切り込み量の指令値から求めた除去体積を使用した。切削重量ではないため、工具摩耗の違いによる誤差が生じるが、その誤差は十分小さいものと予想される。

2) 基本機能2 (動特性)

図4-3(b)に示した基本機能2は、摩耗の進行が目標の摩耗進行線に近いことを理想とする。さらに、標準SN比の手法を利用し、標準条件での逃げ面最大摩耗幅を信号とし、誤差条件下での逃げ面最大摩耗幅を出力とする動特性を考えた。本実験ではインサート取り付け位置の違いによる誤差を用いて異なる誤差条件 N_1 , N_2 での出力値を得た。取り付け位置については次項で詳しく説明する。

標準SN比の求め方を図4-4に示す。誤差条件 N_1 と N_2 での逃げ面最大摩耗幅の相加平均を標準条件 N_0 での逃げ面最大摩耗幅とし、これを改めて信号因子とした。その信号因子を横軸として N_1 , N_2 の逃げ面最大摩耗幅をプロットしてSN比を求めた。品質工学では、このようにして求めたSN比を平均値SN比または代用SN比とも呼ぶが、本報告では標準SN比と表現する。

また、感度の求め方を図4-5に示す。切削量 Q_1 , Q_2 , Q_3 における逃げ面最大摩耗幅の目標値を

横軸に置き、 N_0 の逃げ面最大摩耗幅をプロットする。このグラフの平均の傾きが感度の一次項(β_1)であり、目標からの平均的なずれを表している。 β_1 が1であれば、 N_0 の平均の摩耗率が目標の摩耗率に一致していることを意味する。一方、感度の二次項(β_2)は N_0 の摩耗進行線の形状が目標の摩耗進行線の形状からどれだけずれているかを表す。 β_2 が0であれば形状が一致することとなるが、本実験の場合、摩耗進行線の形状を目標に合わせ込むことはあまり重要ではないので、 β_1 のみを用いてチューニングするだけで、工具摩耗を低減させるという目的を十分達成できる。

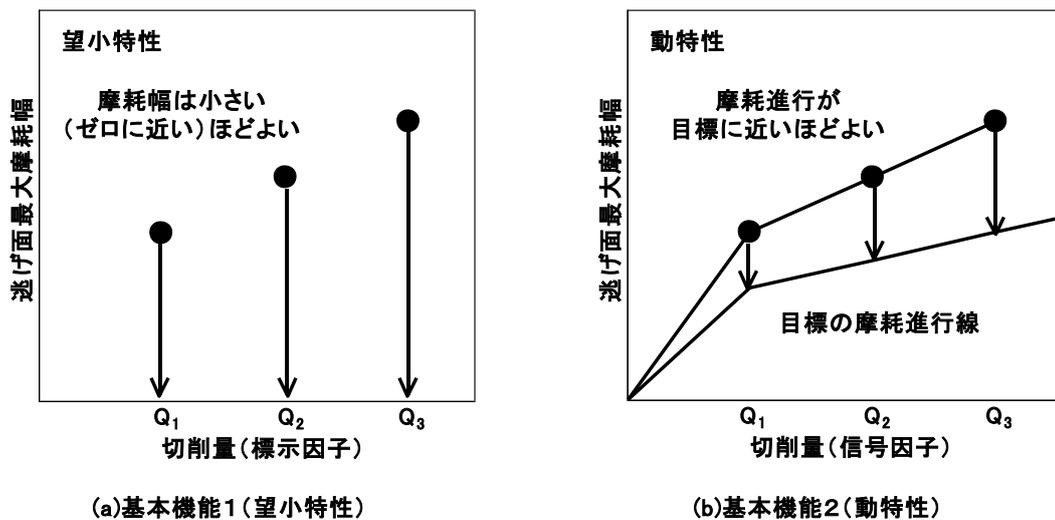


図 4-3 基本機能

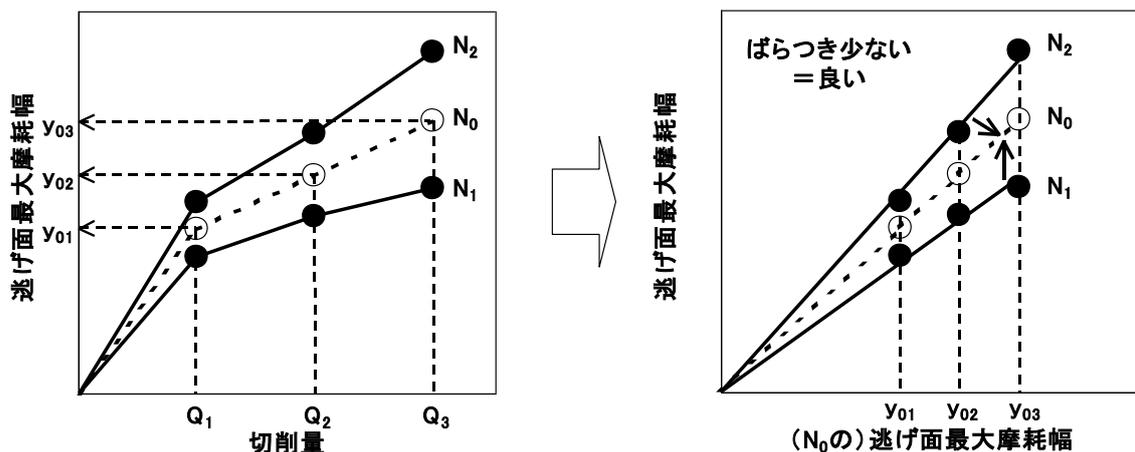


図 4-4 標準 SN 比の求め方

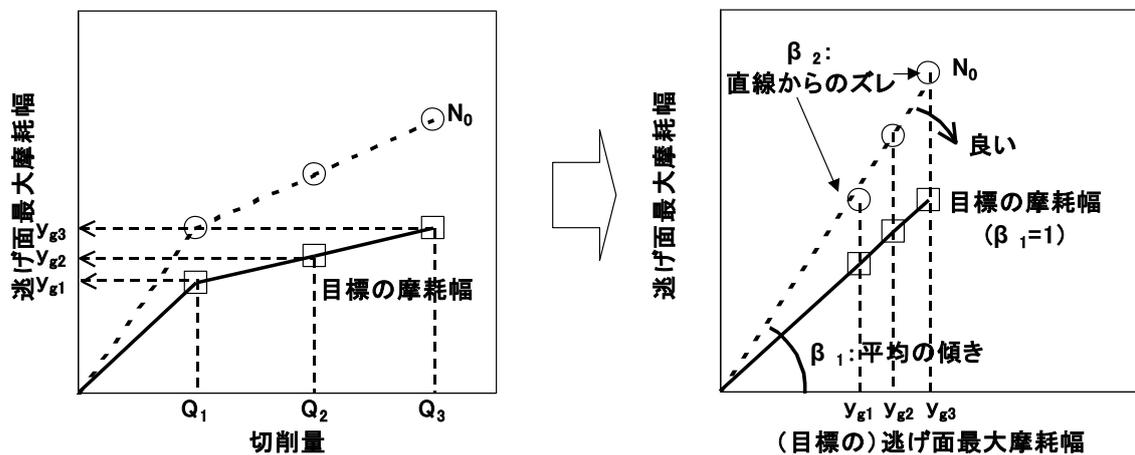


図 4-5 感度の求め方

(2) 因子と水準

表4-6に本実験での各因子と水準を示す。制御因子は2水準のAと3水準のB, C, D, E, F, G, Hであり，直交表L18に割り付けた。さらに，図4-6にインサート取り付け位置と切削方向を主軸方向から見た図で示す。フライスカッタには対角方向に2枚のインサートを取り付け，その位置の違いにより N_1 , N_2 とした。したがって， N_1 , N_2 の2つのインサートは，インサートサイズの寸法誤差および取り付け部分の形状誤差分の違いを除いて同じ高さに取り付けられる。また，二つのインサートが同時に切削を行うことはない。

18種類の実験条件において，切削量 Q_1 , Q_2 , Q_3 のときの逃げ面最大摩耗幅を，取り付け位置 N_1 , N_2 の2枚のインサートについてそれぞれ測定した。 N_1 , N_2 の二つの出力値は，基本機能1では繰り返しデータとなり，基本機能2では異なる誤差条件下での出力値となる。

また，アップカットおよびダウンカットは，主軸の位置を被削材の中央から被削材の幅方向に10mm移動して切削を行った。尚，切削油剤は水溶性切削油（Castrol Syntilo® 9954）を使用し，サイドスルー方式で供給した。

表 4-6 因子と水準

因子		水準 1	水準 2	水準 3	
制御因子	A	カット径	$\phi 100\text{mm}$	$\phi 160\text{mm}$	—
	B	被削材	B28	B63	A11
	C	切削速度	100m/min	200m/min	400m/min
	D	送り量	0.05mm/tooth	0.10mm/tooth	0.20mm/tooth
	E	軸方向切り込み量	1mm	2mm	3mm
	F	インサート	工具 M0	工具 M1	工具 M2
	G	切削方向	ダウンカット	中央切削	アップカット
	H	切削雰囲気	ドライ	エアブロー	切削油
信号因子	Q	切削量	56.7cm ³	113.4cm ³	170.1cm ³
標示因子					
誤差因子	N	取り付け位置	位置 1	位置 2	—

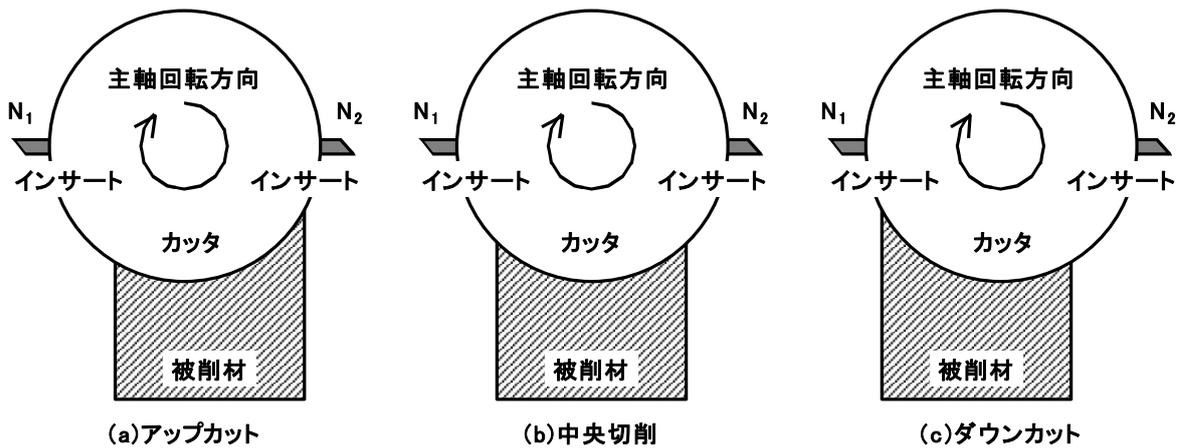


図 4-6 インサート取り付け位置と切削方向

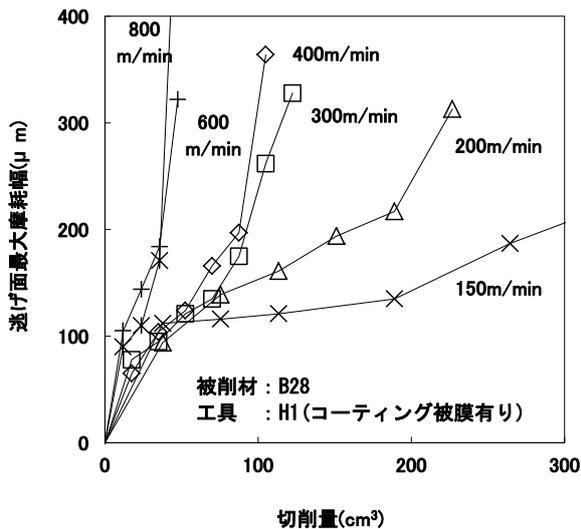
4. 3 実験結果および考察

4. 3. 1 工具摩耗進行線および工具摩耗形態

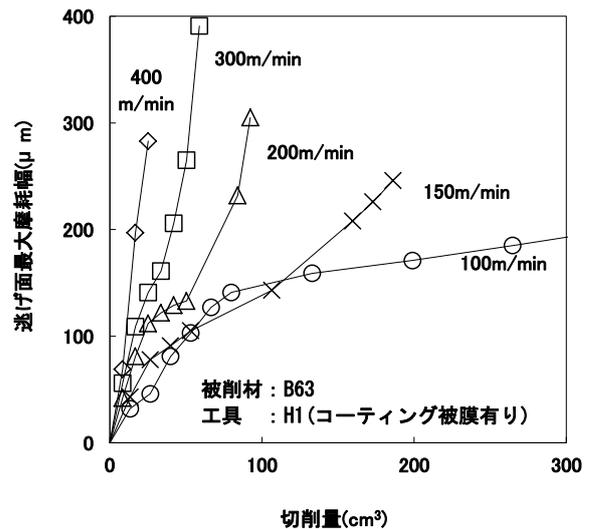
図4-7に工具H₁を用いて(a)B28および(b)B63を切削した場合の、切削量に対する逃げ面最大摩耗幅の変化を表した工具摩耗進行線を示す。切削量が増加すると逃げ面最大摩耗幅も大きくなっていくが、その摩耗率（単位切削量あたりの逃げ面最大摩耗幅の増加）を示す進行線の傾きは、切削量に対して一定ではなく変化が見られる。

また、図4-8に代表的な例として、工具H₁、切削速度200m/minでB63を切削した場合の、各切削量における工具の写真を示す。工具には大きな欠けや剥離は観察されず、切削量の増加に伴って、逃げ面、すくい面の損傷が進行しているのがわかる。最も損傷が激しかったのは逃げ面であり、軸方向の切り込み量とほぼ同じ長さにわたって切れ刃と平行な範囲に摩耗が見られる。すくい面の切れ刃から内側に約0.5mm離れたところにはクレータ状の摩耗が見られるが、母材が露出するほど深いものではない。前逃げ面は、逃げ面やすくい面に比較して損傷の程度が軽い。また、切れ刃付近には細かい付着物がいくつも見られ、切削量が増加するにつれてその量が多くなっている。

図4-7で示したように、本実験で用いたPVDコーテッド超合金工具の逃げ面摩耗は、摩耗の進行が三段階に分かれているのが特徴的である。代表的な例として、B63を工具H₁、切削速度200m/minで切削した場合の摩耗進行線を、図4-9に示して説明する。逃げ面摩耗は、ある切削量まで進行した後、摩耗率が小さくなり、切削量にほぼ比例して進行する。さらに切削量が増加すると、摩耗が急激に進行して工具寿命に達する。これ以降、摩耗進行線のそれぞれの段階を第一段階、第二段階、第三段階と表現する。

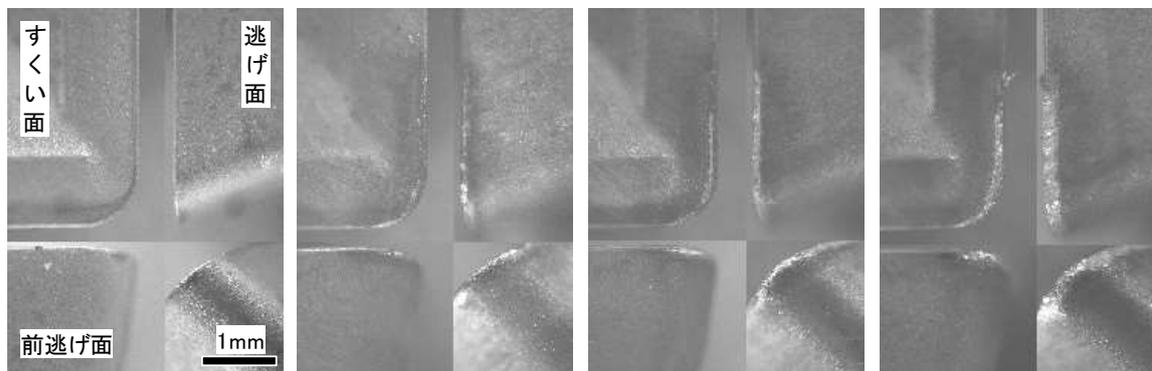
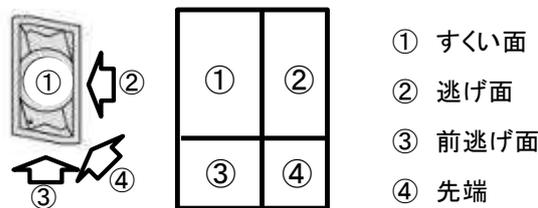


(a)被削材が B28 の場合



(b)被削材が B63 の場合

図 4-7 工具逃げ面の摩耗進行線



(a)切削量 0cm^3 (b)切削量 16.8cm^3 (c)切削量 50.4cm^3 (d)切削量 84.0cm^3

図 4-8 各切削量における工具損傷 (被削材: B63, 切削速度: 200m/min)

図4-8で示した工具の写真は、それぞれ(a)切削前、(b)第一段階、(c)第二段階、(d)第三段階の各段階に見られる工具損傷の様子を表している。いずれの段階においても工具の損傷は、すくい面、前逃げ面に比べて逃げ面でその程度が著しい。また、欠け、剥離などの突発的な損傷は観察されず、切削量の増加に伴って進行する摩耗が主体となっている。これらのことから、本実験のようなPVDコーテッド超合金工具による球状黒鉛鋳鉄の正面フライス切削では、工具損傷の評価を逃げ面の摩耗幅で行うのが妥当だと言える。

工具H1は銀白色の超合金母材に茶褐色の被膜がコーティングされたものである。よって、

図4-8に見られる刃先付近の周囲と比べて白く見える部分は、コーティング被膜が摩耗あるいは剥離してなくなり、母材が露出しているものと考えられる。刃先付近のこうした母材の露出は、第一段階から見られるため、摩耗は切削の初期から被削材と工具母材である超硬合金との摩擦によっても進行していくことが予想される。

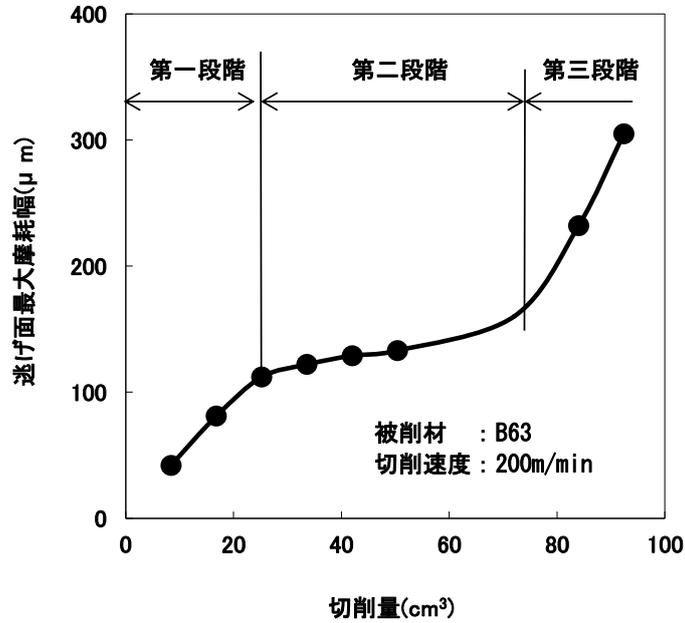
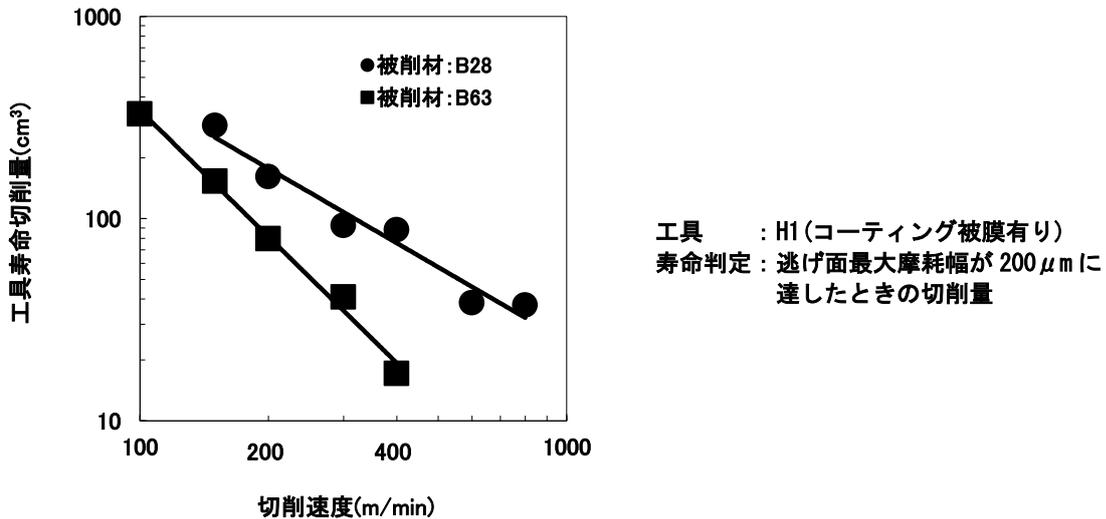


図 4-9 代表的な工具逃げ面の摩耗進行線

図4-10 切削速度と工具寿命との関係



4. 3. 2 切削速度が工具摩耗進行線と工具寿命に及ぼす影響

図4-7からわかるように、切削速度が高いほど摩耗進行線の傾きは大きくなり、同じ逃げ面最大摩耗幅に達するまでの切削量は少なくなる。逃げ面最大摩耗幅が200 μmに達した切削量

を工具寿命とした場合の工具寿命と切削速度との関係を、図4-10に両対数グラフで示す。B28とB63のいずれを切削した場合でも、切削速度が高くなるにしたがって工具寿命が減少し、本実験の切削速度範囲では工具寿命 Q (cm³)と切削速度 V (m/min)との関係を、以下のべき方程式で近似できる。

$$Q = 1.2 \times 10^5 \cdot V^{-1.2} \quad (\text{工具 : H1, 被削材 : B28}) \quad \dots \dots \dots (4-1)$$

$$Q = 4.9 \times 10^6 \cdot V^{-2.1} \quad (\text{工具 : H1, 被削材 : B63}) \quad \dots \dots \dots (4-2)$$

したがって(4-1), (4-2)式より、切削速度を二倍にした場合の工具寿命はB28で43.5%, B63で23.3%となる。

図4-7からわかるように、本実験での切削速度の場合における摩耗進行線は、図4-9で説明したような三段階に摩耗が進行する形態を示す。ただし、B63を切削速度400m/minで切削した場合は摩耗率が最も大きく、三段階の明確な違いが現れないうちに工具寿命に達している。

切削速度が異なっても摩耗進行線の形態はほぼ同じだが、その摩耗率には切削速度による違いが見られる。ばらつきはあるものの、第一段階、第二段階、第三段階のいずれも、切削速度の上昇に伴って摩耗率が増加している。そして、第二段階の摩耗率は第一段階や第三段階のそれと比較して、切削速度による差が顕著に現れている。したがって、摩耗率の切削速度依存性は第一段階や第三段階より第二段階の方が大きいと言え、切削速度が高くなるほど第一段階と第二段階の摩耗率は近づいていく。

本実験の結果は一つの工具における限られた切削条件での結果ではあるものの、B28とB63の正面フライス切削における工具寿命と切削速度との関係を(4-1), (4-2)式で近似できた。工具寿命と切削速度との関係は、工具の生産性と加工コストに直接結びつくため、被削性の一つの指標として用いられていることも多い。そして、加工費に占める工具費の割合は低いことが多いため、工具寿命を短くしても切削速度を高くした方がトータルコストを低く抑えられる場合もある。被削材がB28の場合には、切削速度を高くしても工具寿命の低下が比較的小さく、切削加工の能率が上がることによるコスト削減が期待できる。一方、被削材がB63の場合には、切削速度を高くすると工具寿命の低下が大きく、B28の場合と同様のコスト削減効果は期待できない。

4. 3. 3 被削材のマイクロ組織が工具寿命に及ぼす影響

図4-10に示したように、本実験の切削速度範囲では、B63を切削した場合の工具寿命は、B28を切削した場合より短くなった。また、B63を切削した場合の方が、B28を切削した場合より、切削速度の上昇による工具寿命の低下が著しい。当社の生産現場で最も高い切削速度200

m/minの場合を比較してみると、B63を切削した場合の工具寿命は、B28を切削した場合の工具寿命の34.7%となっている。また、B63を切削した場合において、B28を切削速度200m/minで切削した場合とほぼ同じ工具寿命が得られるのは、60%の切削速度にあたる120m/minで切削した場合である。

球状黒鉛鋳鉄は、球状の黒鉛が分散して存在し基地組織が連続しているため、切削加工においても基地組織の影響を強く受ける。本実験で用いた被削材の基地組織はフェライトとパーライトの混合組織であり、B63の方がB28よりパーライト率が大きい。球状黒鉛鋳鉄の切削加工では、パーライト率の増加に伴って工具寿命が低下するとされており¹⁰⁾、図4-10で示した本実験の結果と一致する。

本実験の結果から、被削材がB63の場合にはB28の場合に比べて、工具寿命の切削速度依存性が大きく、切削速度によっては必ずしも50%の設定が妥当だとはいえない。ここで、B28を切削速度 V_{B28} (m/min)で、B63を切削速度 V_{B63} (m/min)で切削するとする。(4-1)、(4-2)式より、B28とB63の二つの被削材の切削で同じ工具寿命が得られるのは、 V_{B28} と V_{B63} が次式の関係となる場合である。

$$V_{B63} = 5.8 \times V_{B28}^{0.57} \dots \dots \dots (4-3)$$

(4-3)式より V_{B28} が300m/minの場合は、 V_{B63} が V_{B28} の50%となる150m/minの場合にほぼ同じ工具寿命となる。しかし、同じ工具寿命が得られる V_{B63} の値は、切削速度が低くなるほど V_{B28} に近づく。

4. 3. 4 コーティング被膜の有無が工具摩耗進行線および工具寿命に及ぼす影響

図4-11はB63を切削した場合の工具H0と工具H1の逃げ面摩耗進行線を比較したものである。コーティングされていない工具H0と、コーティングされている工具H1とを比較すると、工具H0は工具H1より摩耗率が著しく大きく、同じ逃げ面最大摩耗幅に達するまでの切削量は少ない。また、図4-12に工具H0および工具H1の工具寿命と切削速度との関係を両対数グラフで示す。工具H0の工具寿命 Q (cm³)と切削速度 V (m/min)との関係は、以下のべき方程式で近似できる。

$$Q = 6.6 \times 10^7 \cdot V^{-2.9} \quad (\text{工具 : H0, 被削材 : B63}) \dots \dots \dots (4-4)$$

したがって(4-4)式より、切削速度を二倍にした場合の工具寿命は13.4%となる。また、工具H1の工具寿命は切削速度100, 150, 200m/minで、それぞれ工具H0の工具寿命の3.0, 4.1, 5.2倍となっており、コーティングによる工具寿命延長の効果は大きく、この切削速度範囲では切削速度が高くなるほどその効果は増加する。さらに、図4-12で示した工具H0の近似線と工具H1の近似線との傾きの差は、図4-10に見られるB28とB63との傾きの差より小さく、工具寿

命に及ぼす切削速度の影響は、本実験において、被削材の違いよりコーティング被膜の有無の方が小さい。

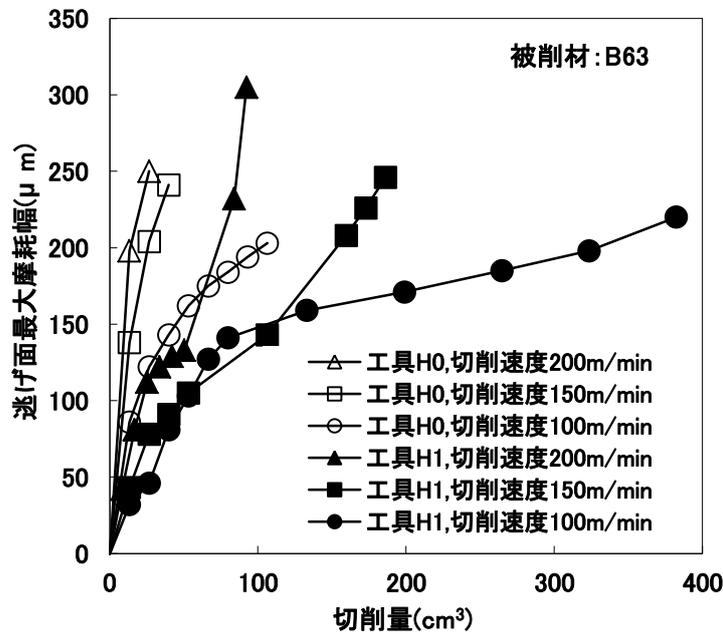


図4-11 コーティング被膜の有無による工具摩耗進行線の違い

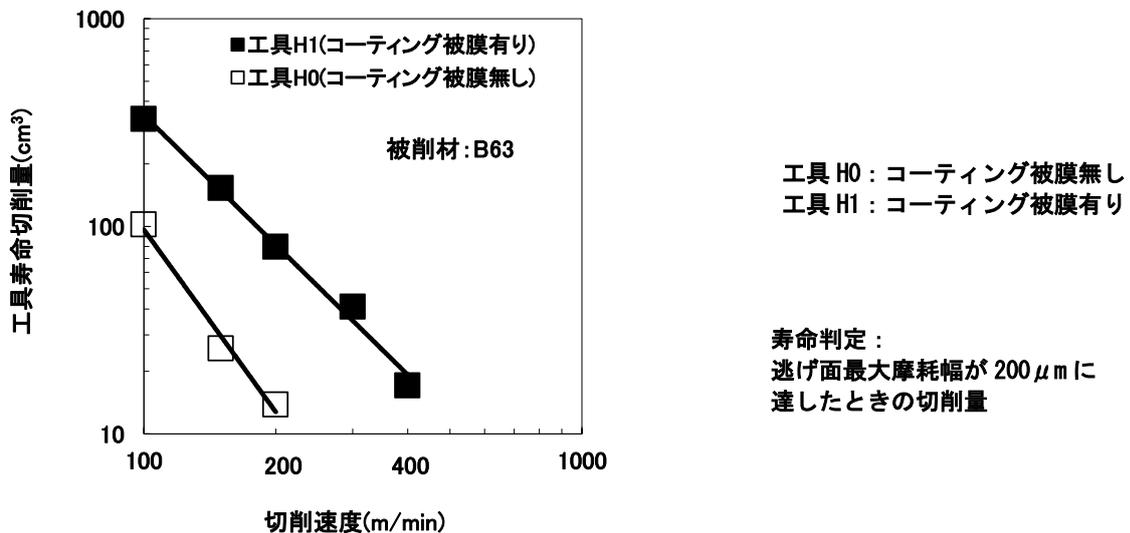


図 4-12 コーティングの有無による工具寿命の違い

図4-11で示したように、同じ切削速度で比較した場合、工具H1の第一段階および第二段階の摩耗率は、工具H0に比べて極めて小さくなっている。したがって、第二段階までの切削量ではコーティングの効果を確認できる。一方、工具H1の摩耗進行線において第三段階に移行

するのは、切削速度によって切削量に差はあるものの、逃げ面摩耗幅が150～200 μm 程度に達した時点である。また、工具H1の摩耗進行線における第三段階の摩耗率は、工具H1の母材である工具H0の摩耗率と近い。よって、逃げ面摩耗幅が150～200 μm を超えて母材の露出が多くなると、コーティングの効果はほとんどなくなり、摩耗進行線は母材の特性にほぼ支配されると考えられる。このことより、本実験におけるコーテッド超硬合金工具の工具寿命は、逃げ面最大摩耗幅が200 μm 程度に達した時点とするのが妥当だと言える。

4. 3. 5 被削材の違いおよび切削速度が切り屑形態に及ぼす影響

図4-13はB28およびB63を各切削速度で切削した場合に生成された切り屑の写真である。切り屑を同じ切削速度で比較すると、B63の切り屑の方がB28の切り屑より短い。B28を切削速度150～300m/minで切削した場合、およびB63を切削速度100m/minで切削した場合には、切削の途中で切り屑が分断せず連続した切り屑が生成した。いずれの被削材も、切削速度が高くなるにしたがって切り屑の長さは短くなり、B28を切削速度800m/minで切削した場合とB63を切削速度300, 400m/minで切削した場合には、一卷き以下の非常に細かい切り屑が生成された。切り屑の工具と接する側は、切削速度の高い場合には光沢が見られるものの、切削速度の低い場合には鈍い灰色を呈していた。よって、切り屑が連続して生成した切削速度の低い場合においても、単純にすべりだけによって切り屑が生成されるものではないことがわかる。また、切削速度が高い場合の切り屑は薄い褐色であり、温度が200℃程度まで上がっていたことを示した。切削速度が低い場合の切り屑は灰色であり、切削速度が高いときの方が切り屑の温度は高かったと見られる。

図4-13に示したように同じ切削速度で比較すると、B63を切削した場合は、B28を切削した場合より細かい切り屑が生成された。引張試験の結果ではB63の伸びは5.0%、B28の伸びは15.4%であり、両者の延性の差が切り屑長さに影響したと考えられる。

被削材に関わらず切削速度が低い場合の切り屑は、切削の途中で破断せず連続したものとなったが、光沢が見られないことから、流れ型よりもき裂型やむしろ型に近いと考えられる。また、切削速度が高い場合の切り屑は、細かく分断されて光沢が見られるため、せん断型に近いと考えられる。せん断型切り屑の生成では、切れ刃の加える力が被削材の結合力を上回ると、せん断面に沿ってすべりが発生し、被削材から離れて切り屑となる。切削速度が低いとせん断角が小さく、切り屑厚みが厚くなるため、せん断破壊が起こりにくく切り屑が連続する。逆に切削速度が高いとせん断角が大きくなり、切り屑厚みが薄くなるため、せん断破壊が容易に起こるようになる。したがって、切削速度の低い場合の切り屑は、むしろ型、き裂型

が主体となるが、切削速度が高くなるにつれてせん断型の割合が増加していくと考えられる。また、鋼やアルミニウムの切削において、切削により発生する切削熱は、被削材や工具にはあまり流入せず、ほとんどが切り屑へ流入し、切削速度の上昇と共に切り屑への流入割合が増加することが知られている¹¹⁾。本実験でも切削速度の高い場合に切り屑の温度が高くなっており、球状黒鉛鑄鉄の切削においても、切削速度の上昇と共に切削熱の切り屑への流入割合が増加していると考えられる。

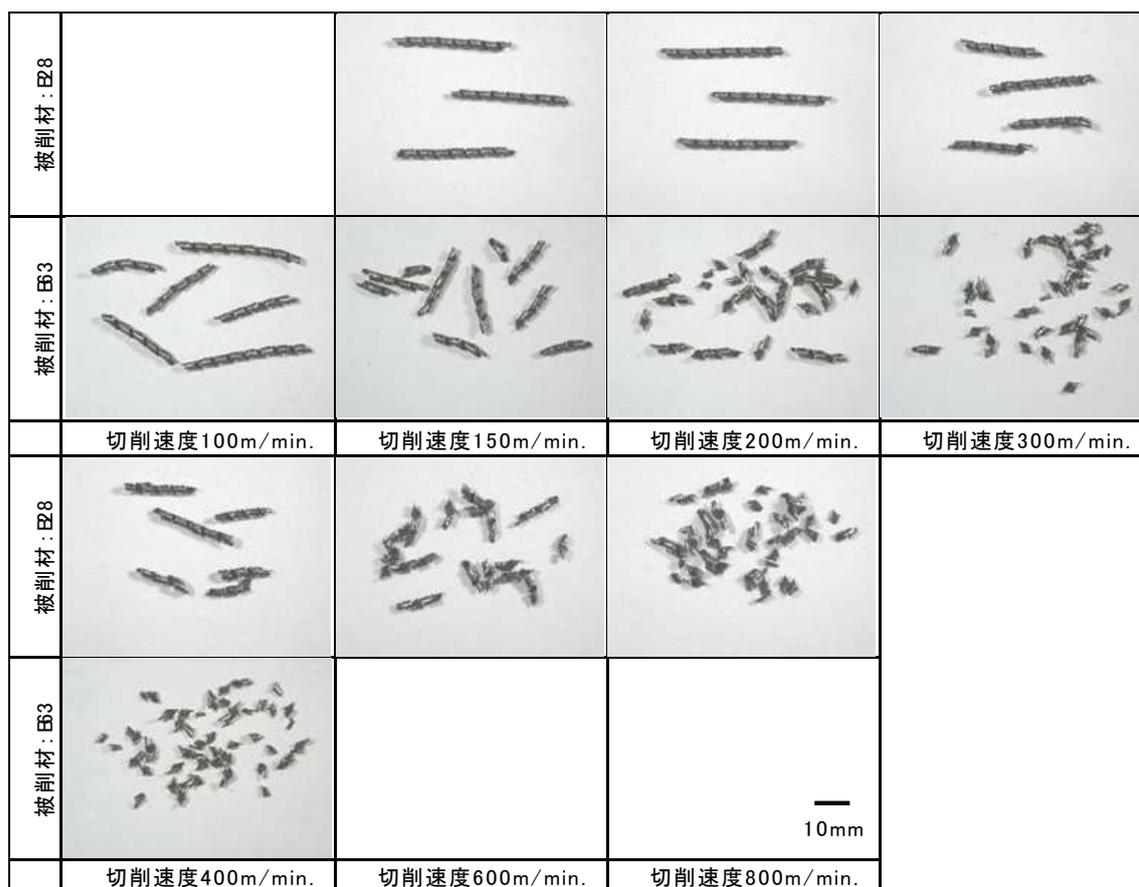


図 4-13 各切削速度における切り屑形態

4. 3. 6 切削速度が切削面あらさに及ぼす影響

図4-14にB28を切削速度150~800m/minで切削した場合の、切削面あらさ曲線、および切削速度と切削面の R_{max} 、 R_z との関係を示す。切削速度が高くなるにしたがって R_{max} と R_z がいずれも小さくなり、切削速度800m/minで切削した場合には、 R_{max} が $3.83\mu m$ 、 R_z が $2.96\mu m$ と最も良い面あらさが得られた。切削速度800m/minで切削した場合のあらさ曲線は、工具の送りピッチがはっきりしており、山形状の乱れも少なくなっている。また、切削速度が低いほど極端に低い谷部がいくつか見られる。

切削面も切り屑の工具と接する側で見られたのと同様に、切削速度の高い場合には光沢が

見られ、切削速度の低い場合には鈍い灰色であった。図4-15にB28を切削速度200, 400, 800m/minで切削した場合の、切削面のレーザ顕微鏡写真を示す。切削速度200m/minで切削した場合の切削面に見られる黒色部分は、周囲の基地組織より低くなっている部分であり、表面には黒鉛がほとんど観察されない。切削速度800m/minで切削した場合の切削面も、表面に黒鉛がほとんど観察されないが、切削速度200m/minの場合に見られたようなへこみはなく、その代わりに基地組織の塑性流動が観察される。切削速度400m/minで切削した場合の切削面は、へこみと基地組織の塑性流動の両方が観察される。

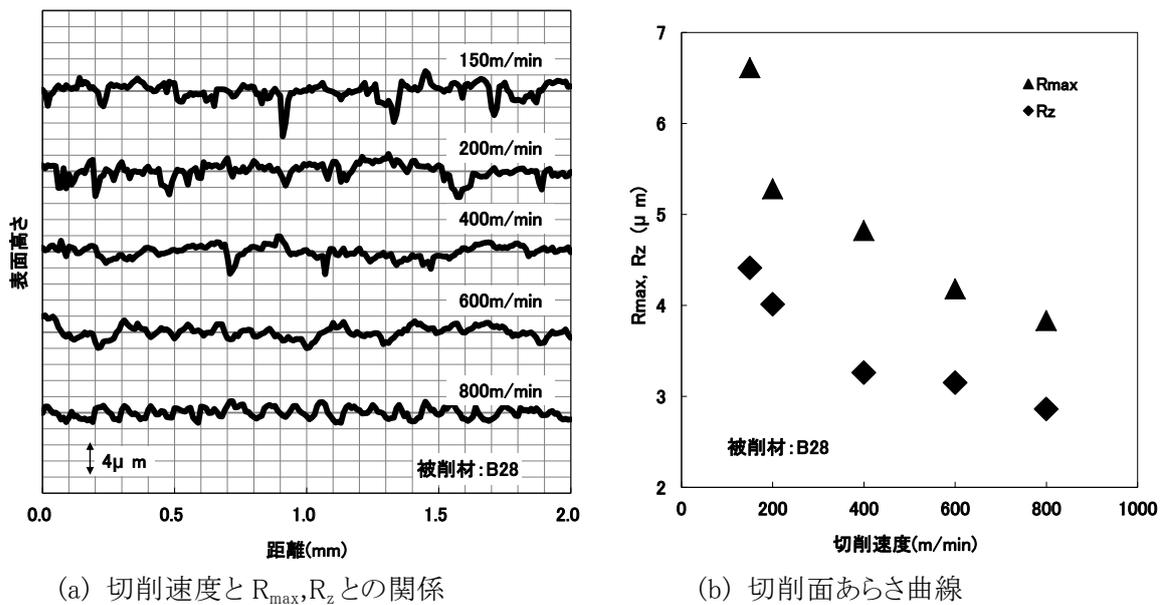


図 4-14 切削速度と切削面あらしとの関係

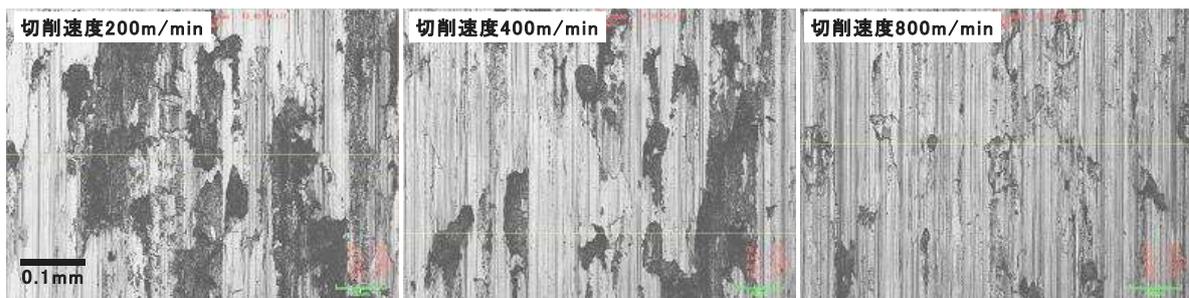


図 4-15 B28 を切削速度 200, 400, 800m/min で切削した場合の切削面

本実験で測定した送り方向の切削面あらしは、理論あらしと工具損傷の転写が主な原因となる。被削材の切削面と接するのは工具の前逃げ面であるが、図4-8からわかるように前逃げ面の損傷は逃げ面に比べて小さく、切削面あらしに大きな影響を与えるとは考えにくい。切削面の R_{max} の幾何学的な理論値は、コーナ半径や工具逃げ角に対して、軸方向の切り込み量または一刃あたりの送り量が十分小さい場合には、次式で与えられ¹²⁾、一刃あたりの送り量とコーナ半径によって決まる。

$$R_{m a \bar{x}} = \frac{f_z^2}{8r} \dots \dots \dots (4-5)$$

f_z : 一刃あたりの送り量(mm/tooth), r : コーナ半径(mm)

本実験での切削条件を(4-5)式に代入すると の理論値は1.56 μ mとなる。本実験で理論値に最も近い値となったのは切削速度800m/minで切削した場合で、 は3.83 μ mであった。切削速度800m/minで切削した場合のあらさ曲線は、刃の送りピッチがはっきりしており、理論あらさとの差は工具損傷や振動などの影響が加わったものと考えられる。しかし、切削速度が低いほど が大きく、あらさ曲線に見られる刃の送りピッチも不鮮明になっていることから、切削速度が低い場合には、送り方向よりも切削方向の切削面あらさの方が大きくなり、あらさ曲線に表れたものと思われる。

上述のように低い切削速度において、き裂型やむしれ型が主体であった切り屑は、切削速度が高くなるにつれてせん断型の割合を増していくと考えられる。き裂型やむしれ型の切り屑生成では、被削材内部に向かって発生するき裂を伴うため切削面あらさが大きくなるが、せん断型の切り屑生成ではこのようなき裂が発生しないため、切削速度が高いほど切削面あらさは小さくなったと考えられる。

さらに図4-14(b)では切削速度が低いほど極端に低い谷部が観察され、特に切削速度150m/minで切削した場合はこの谷部が多く、図4-14(a)に示したように が非常に大きくなっている。図4-15に示したように、切削速度200m/minで切削した場合は、多くのへこみが観察された。これは、切削時に球状黒鉛が粉砕あるいは脱落するため、黒鉛の存在していた部分がへこみとなったと考えられる。一方、切削速度800m/minで切削した場合は、研削加工で見られるような塑性流動¹³⁾によって黒鉛が基地組織に被覆されて脱落しづらくへこみが作られにくい。このことが、切削速度の低い場合ほどあらさ曲線に低い谷部が見られた原因と考える。

4. 3. 7 切削加工における能率向上の検討

球状黒鉛鋳鉄の切削加工において能率を向上させるためには、切削速度を高くしたときの工具摩耗を低減させる必要がある。工具の逃げ面摩耗の原因を推察し、工具摩耗を低減する方法について、工具および被削材の方向から検討した。

(1) 工具の逃げ面摩耗における摩耗原因の推察

本実験において最も損傷の激しかった工具の逃げ面と被削材とは、切削速度と等しい速度で接触している。また、正面フライス切削のような断続切削において、工具は切削と空転を

繰り返す。工具の損傷は様々な原因により複合的、相乗的に起こるものであるが、工具と被削材との摩擦、衝突という観点から、逃げ面摩耗の主な原因として、アブレッシブ摩耗、凝着摩耗、拡散による摩耗の助長、機械的衝撃によるチッピングを考えた。それぞれについて以下に説明する。

1) アブレッシブ摩耗

アブレッシブ摩耗は硬い物質がやわらかい物質を削るという摩耗で、摩耗量は摩擦距離に比例する。球状黒鉛鋳鉄中には、超硬合金の硬さを上回る、炭化物、窒化物、酸化物などの硬質粒子も存在し、それらは工具に対して砥粒のように働いて工具を摩耗させる。球状黒鉛鋳鉄に存在する炭化物の一つに、パーライト組織を構成するセメンタイト(Fe_3C)がある。本実験では、被削材がB28の場合に比べB63の場合に工具寿命が大幅に低下した。B63はB28に比べてパーライト率が高いため、セメンタイトの量も多く、アブレッシブ摩耗が大きくなったと考えられる。

アブレッシブ摩耗は、工具材料の硬さが最も影響を与える要因であり、その摩耗量は材料の押し込み硬さに逆比例する¹⁴⁾。そこで、この摩耗を少なくするためには、工具の硬さを高くすることが有効な方法となる。また、被削材中の硬質粒子は、少ないあるいは小さいほど、アブレッシブ摩耗が抑えられると考えられる。

2) 凝着摩耗

工具と被削材とが接触すると凝着が起こり、それがせん断される時に工具材料の一部が持ち去られて摩耗が生ずる¹⁵⁾。このようなくっついてちぎれるタイプの摩耗は、凝着摩耗と呼ばれている。凝着摩耗は多くの場合、最初摩耗率（単位摩擦距離あたりの摩耗量）の比較的大きい初期摩耗の期間があり、ある摩擦距離に達したところで初期摩耗より摩耗率の小さい定常摩耗に移行する。このことは、図4-9で説明した本実験の逃げ面摩耗線図の第一段階、第二段階の特徴と一致する。また、凝着摩耗は、摩擦速度が高くなると定常摩耗の摩耗率が大きくなり¹⁷⁾、工具逃げ面摩耗に見られた切削速度特性は、凝着摩耗の摩擦速度特性と良く似ている。

凝着摩耗は二固体間の相互溶解度が大きいほど摩耗率が大きくなることが知られている¹⁸⁾。そこで、凝着摩耗を抑える一つの方法として、工具材料と被削材との親和性を低くすることが有効と考えられる。

3) 拡散による摩耗の助長

超硬合金は、WCを始めとする炭化物の結晶が、結晶同士が直接接するか、あるいは結合材であるCoを介して結合されている。被削材との間で摩擦があると、まず表面付近のCoとFeとの間で拡散が進む。次にWC中のCが拡散によってFe中に入り、WCは脱炭されて結晶構造が変化して結晶間の結合が弱くなる。そして、結合の弱くなった結晶は表面から次第に被削材に持ち去られるようになる^{15, 18, 19, 20)}。このような現象は拡散摩耗とも呼ばれているが、拡散によって結晶間の結合が弱くなることで、アブレッシブ摩耗や凝着摩耗などが助長されるものと考えられる。

拡散は凝着と同じように化学的親和性の影響を受けるほか、温度が高くなると活発になるため、工具と被削材との親和性を低くすることに加えて、切削時の工具温度を下げるのが有効となる。

4) 機械的衝撃によるチッピング

フライス切削のような断続切削では、工具が被削材と衝突することによって衝撃による細かいチッピングが起これ、損傷が衝突回数に比例して進んでいく。本実験では、送り量、切り込み量を一定としたため、切削量が同じであれば衝突回数が同じとなり、衝突回数の違いによる損傷の違いはわからない。

機械的衝撃によるチッピングに対しては、工具の靱性を高くすることが有効であり、逆に被削材は脆い方が望ましい。また、被削材内部の硬さの変動も少ない方が良い。

(2) 工具摩耗の低減による切削加工の能率向上

1) 工具の改善による工具摩耗の低減

・工具形状の変更

工具摩耗は切削距離や衝突回数が増加すると大きくなるため、同じ体積を切削する場合に、一回あたりの切削体積を大きくして切削回数を少なくするほど摩耗を小さくすることができる。一回あたりの切削体積は種々の制限を受けるため、大きな変更はできないが、工具の形状を変更することで、単位切れ刃あたりの切削量を少なくすることはできる。例えば、コーナ角の大きな工具を用いると、被削材と接する切れ刃の幅が長くなり、単位切れ刃あたりの切削量が少なくなるため、工具摩耗の低減が期待できる。

- ・工具の硬度および靱性の向上

アブレッシブ摩耗に対しては工具の硬さが高い方が良く、機械的衝撃によるチッピングに対しては工具の靱性が高い方が良い。しかし、加工方法、切削条件、被削材の材質などによって、必要な工具の性質は異なる。そこで今後の研究では、個々の要因によって工具摩耗がどのように影響を受けるかを確認する必要がある。

- ・工具母材の変更による被削材との親和性低下

凝着摩耗や拡散を抑えるためには、工具材料と被削材との化学的親和性を低くすることが有効である。超硬合金母材にはWCより親和性の低いTiCやTaCを多く含むP種の使用や、Co量が少ないものの使用が考えられる。しかし、TiC、TaC量の増加やCo量の減少は、親和性と同時に靱性も低下させるため、強度の高い被削材や断続の多い加工には使用できない。反対に、強度が低い被削材で比較的断続が少ない加工であれば、さらに親和性の低いサーメットやセラミックスの利用を検討しても良いと思われる。

- ・コーティング被膜による工具母材と被削材との親和性遮断

工具と被削材との親和性を低下させるためには、工具母材と被削材との接触面に第三の物質からなる層をつくることも有効となる。本実験では工具H0に比べて工具H1の摩耗が大幅に小さくなったが、コーティング被膜は工具母材と被削材との親和性を遮断する作用を持つ^{7,21)}ため、特に凝着摩耗の抑制にコーティング被膜の効果があったものと考えられる。最適な被膜の種類は、加工方法によっても変わってくるが、コーティング被膜が剥離しにくいことも重要である。

2) 被削材の改善による工具摩耗の低減

- ・硬質粒子の低減

被削材中に存在する酸化物、窒化物、硫化物などの介在物は、硬質粒子としてアブレッシブ摩耗に寄与する。このような介在物を少なくするか、あるいは小さくすることでアブレッシブ摩耗を小さくすることができる。

- ・パーライト率の低下

被削材のパーライト率を下げることで、特にアブレッシブ摩耗が抑えられると考えられる。工具摩耗に対してパーライト率が支配的であるとすれば、パーライト率を減少させることで工具摩耗を低減させることが可能となる。パーライト組織因子の構成をコントロールすることで、必要な材料特性を維持したままパーライト率を変化させ、例えば、B63のパーライト率をB28と同程度にすれば、工具摩耗もB28を切削した場合に近づくと考えられる。

3) 基地組織の連続状態の緩和

高い切削速度での切削が可能な片状黒鉛鋳鉄は、片状の黒鉛が三次元的に連続した状態で存在し、切断面において基地組織は不連続なものとなる。そのため、黒鉛の影響が強く現れ、切り屑が黒鉛部分で破断して連続せず、黒鉛量が増加するほど切削は容易になる。一方、球状黒鉛鋳鉄は黒鉛が球状に分散して存在し基地組織が連続しているため、切削加工においては黒鉛よりも基地組織の影響が強く現れる。球状黒鉛鋳鉄でも黒鉛量を増加したり、基地組織の連続状態を緩和したりすることで、被削性が片状黒鉛鋳鉄に近づく可能性がある。最近、疲労強度向上のために黒鉛を微細に分散させた球状黒鉛鋳鉄が注目されているが、切削加工の面でも期待が持てる。

4. 3. 8 品質工学を利用した切削実験の結果と考察

(1) 測定結果

品質工学を利用した切削実験の測定結果を、直交表への制御因子の割り付けと合わせて表6に示す。実験No. 6, 14, 15においては、切削量Q3に至る前に摩耗が著しく進行したため、切削を途中で中止しQ₃の測定データが得られなかった。

表 4-7 制御因子の割り付けと測定結果

実験 No.と制御因子の割り付け									逃げ面最大摩耗幅の測定結果(μm)					
									Q ₁		Q ₂		Q ₃	
実験 No	A	B	C	D	E	F	G	H	N ₁	N ₂	N ₁	N ₂	N ₁	N ₂
1	1	1	1	1	1	1	1	1	86	84	101	137	119	154
2	1	1	2	2	2	2	2	2	72	68	106	92	117	102
3	1	1	3	3	3	3	3	3	137	146	172	178	254	235
4	1	2	1	1	2	2	3	3	91	104	169	192	208	314
5	1	2	2	2	3	3	1	1	152	149	181	193	297	276
6	1	2	3	3	1	1	2	2	366	327	729	748	-*	-*
7	1	3	1	2	1	3	2	3	86	98	96	107	104	117
8	1	3	2	3	2	1	3	1	37	34	62	60	96	79
9	1	3	3	1	3	2	1	2	55	57	72	67	93	86
10	2	1	1	3	3	2	2	1	66	46	73	55	79	59
11	2	1	2	1	1	3	3	2	161	204	295	371	397	547
12	2	1	3	2	2	1	1	3	139	144	291	281	316	322
13	2	2	1	2	3	1	3	2	50	49	68	73	91	87
14	2	2	2	3	1	2	1	3	125	90	952	723	-*	-*
15	2	2	3	1	2	3	2	1	291	482	548	825	-*	-*
16	2	3	1	3	2	3	1	2	85	89	109	101	131	129
17	2	3	2	1	3	1	2	3	23	26	42	46	49	55
18	2	3	3	2	1	2	3	1	101	74	189	177	258	233

*:測定データ無し

(2) 基本機能1 (望小特性) による解析

1) SN比

表4-8に基本機能1で解析した各切削量におけるSN比(η_1)を示す。実験No. 6, 14, 15はQ₃の測定データが無いため η_1 が得られなかった。そこで6次近似までの逐次近似²²⁾を行い、実験No. 6, 14, 15のQ₃の η_1 をそれぞれ-53.71, -59.47, -59.47dbと推定した。基本機能1は逃げ面最大摩耗幅を望小特性で評価しており、 η_1 が大きいほど逃げ面最大摩耗幅が小さいことを意味する。

表 4-8 基本機能1で解析した SN 比(η_1)

実験 No.	SN 比(η_1)[db]		
	Q ₁	Q ₂	Q ₃
1	-38.59	-41.61	-42.77
2	-36.91	-39.93	-40.81
3	-43.02	-44.86	-47.77
4	-39.80	-45.15	-48.51
5	-43.55	-45.44	-49.15
6	-50.81	-57.37	(-53.71)
7	-39.29	-40.14	-40.88
8	-31.01	-35.71	-38.88
9	-34.97	-36.85	-39.04
10	-35.10	-36.21	-36.87
11	-45.29	-50.51	-53.59
12	-43.02	-49.13	-50.08
13	-33.89	-36.97	-38.99
14	-40.74	-58.54	(-59.47)
15	-52.00	-56.91	(-59.47)
16	-38.79	-40.43	-42.28
17	-27.80	-32.88	-34.33
18	-38.94	-45.25	-47.81

2) 分散分析

表4-9に η_1 の分散分析表を示す。切削量を標示因子として取り扱ったため、分散分析を行うことで制御因子の主効果の他に、標示因子である切削量の主効果、各制御因子と切削量との交互作用(表中では要因を「*×Q」で示す)が求められる。

表4-9において寄与率を比較すると、最も大きいのは被削材の主効果であり、以下大きい順に切り込み量、切削速度、切削量、インサートの主効果である。これら五つの要因と比較して、工具径、送り量、切削方向、切削雰囲気の主効果の寄与率は極めて小さい。また、制御因子と切削量との交互作用は、制御因子や標示因子の主効果と比較すると小さいものが多いが、切削速度と切削量との交互作用は比較的大きい。

分散分析の結果、工具摩耗を低減するには、材料側の改善が効果的であることが示された。

また、工具については、形状、母材材質が同じものを比較したが、寄与率が高いことから、工具の改善も工具摩耗の低減に効果が大きいことが予想される。

表 4-9 SN 比(η_1)の分散分析表

要因	自由度	変動	分散	純変動	寄与率
	f	S	V	S'	ρ (%)
A (カッタ径)	1	27.809	27.809	25.069	0.83
B (被削材)	2	952.454	476.227	946.974	31.45
C (切削速度)	2	517.657	258.829	512.177	17.01
D (送り量)	2	27.988	13.994	22.508	0.75
E (切り込み量)	2	616.412	308.206	610.932	20.29
F (インサート)	2	277.431	138.715	271.951	9.03
G (切削方向)	2	25.408	12.704	19.928	0.66
H (切削雰囲気)	2	6.009	3.005	0.529	0.02
Q (切削量)	2	364.576	182.288	359.096	11.93
A×Q	2	19.554	9.777	14.074	0.47
B×Q	4	25.171	6.293	14.211	0.47
C×Q	4	34.458	8.614	23.497	0.78
D×Q	4	8.164	2.041	-	-
E×Q	4	27.671	6.918	16.711	0.55
F×Q	4	20.131	5.033	9.171	0.30
G×Q	4	22.774	5.694	11.814	0.39
H×Q	4	21.096	5.274	10.135	0.34
e(誤差)	6	16.440	2.740	-	-
(e)(統合誤差)	(10)	(24.604)	(2.460)	142.425	4.73
T(合計)	53	3011.202		3011.202	100.00

3) 要因効果

図4-16に基本機能1で解析した結果から作成した η_1 の要因効果図を示す。寄与率の大きい制御因子について水準別の η_1 を比較してみると、被削材はA11, B28, B63の順に、切削速度は低いほど、切り込み量は大きいほど、 η_1 が大きい。また、インサートは工具M0, 工具M1と比べると工具M2の η_1 が小さい。一方、切削量は Q_1, Q_2, Q_3 と増加するに従い η_1 が小さくなるが、 Q_1 と Q_2 の η_1 の差は Q_2 と Q_3 に比べて大きい。

被削材のパーライト率は、B63が最も大きくA11が最も小さい。そして、B28とA11の引張強さ、降伏強さは表2のようにほぼ同じである。これらのことから、工具摩耗には被削材の引張強さや降伏強さよりパーライト率のほうが大きく影響するものと考えられる。また、切り込み量が大きいほど η_1 は大きいですが、切り込み量が大きくなるほど一回あたりの切削体積が大きく、切削距離や衝突回数は少なくなる。切り込み量と同様に、送り量が大きくなっても切削距離や衝突回数は少なくなるが、工具への衝撃も大きくなることで工具が損傷しやすくなり、送り量の大小に関わらず η_1 がほぼ同じになったものと思われる。また、インサートは工

具M2の η_1 が最も小さくなったが、工具M2には衝撃によりチップングを生じやすいCVD被膜がコーティングされており、チップングによる損傷が大きいことが η_1 を小さくした原因と考えられる。一方、 Q_1 と Q_2 の η_1 の差が Q_2 と Q_3 に比べて大きいことは、切削の初期で摩耗率が比較的大きい期間があり、その後摩耗率が小さくなるという摩耗進行形態を表している。

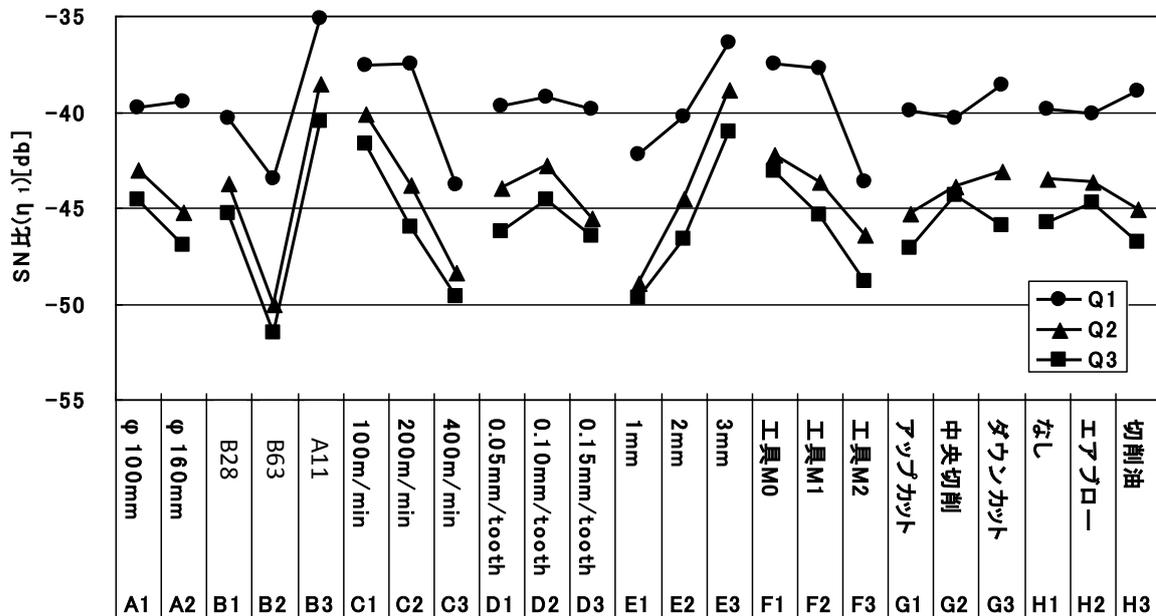


図 4-16 基本機能1で解析したSN比(η_1)の要因効果図

(3) 基本機能2 (動特性) による解析

1) 標準SN比および感度

Q_1 , Q_2 , Q_3 の逃げ面最大摩耗幅の目標値をそれぞれ30, 40, 50 μm として、基本機能2 (動特性) で解析した標準SN比 (η_2) , 感度の一次項 (β_1) および感度の二次項 (β_2) を表4-10に示す。 η_2 はインサート取り付け位置による逃げ面最大摩耗幅のばらつきを表しており、 η_2 が大きいほどそのばらつきが小さいことを意味する。 β_1 は N_0 の摩耗進行線の平均の傾きを表し、 β_1 が小さいほど摩耗が進行しにくいことを意味する。 β_2 は N_0 と目標との摩耗進行線の形状のずれを表し、 β_2 がゼロに近いほどずれが小さいことを意味する。目標の摩耗進行線は、切削開始から Q_1 までの摩耗率より Q_1 から Q_3 までの摩耗率のほうが小さく、二段階に摩耗が進行する形状である。したがって、目標の摩耗進行線と比較して、切削量の増加に伴い摩耗率が大きくなる摩耗進行線の場合は、 β_2 が正の値となり、逆に切削量の増加に伴い摩耗率が小さくなる摩耗進行線の場合は、 β_2 が負の値となる。

表 4-10 基本機能2で解析した標準 SN 比(η_2)および感度(β_1, β_2)

実験 No.	標準 SN 比 (η_2)[db]	感度の一次項 (β_1)[db]	感度の二次項 (β_2)[db]
1	25.01	2.827	-0.0086
2	30.87	2.307	-0.0109
3	36.65	4.694	0.0163
4	22.66	4.639	0.0936
5	36.72	5.264	0.0480
6	36.28	15.974	0.6913
7	31.55	2.469	-0.0410
8	29.23	1.576	0.0273
9	36.12	1.787	-0.0022
10	23.29	1.538	-0.0239
11	23.87	8.479	0.1578
12	44.03	6.327	0.0548
13	38.64	1.751	0.0057
14	22.03	14.690	1.7354
15	18.18	15.622	0.4279
16	39.27	2.662	-0.0128
17	32.35	1.019	0.0081
18	31.32	4.444	0.0879

2) 分散分析

(a) 標準SN比 (η_2)

η_2 の分散分析表を表4-11に示す。 η_2 に対して寄与率が最も大きい制御因子は送り量であり、次いで切削雰囲気、インサートである。それ以外の制御因子は寄与率が小さい。

本研究ではチッピング、欠けなど摩耗以外も含めた損傷幅を逃げ面最大摩耗幅としている。チッピングや欠けが発生するとばらつきは大きくなるため、送り量、切削雰囲気、インサートのように条件によって工具損傷の形態が変化する要因の寄与率が高くなったものとする。

表 4-11 標準 SN 比(η_2)の分散分析表

要因	自由度 f	変動 S	分散 V	純変動 S'	寄与率 ρ (%)
A (カッタ径)	1	8.148	8.148	-	-
B (被削材)	2	54.789	27.394	19.117	2.2
C (切削速度)	2	70.916	35.458	35.244	4.0
D (送り量)	2	251.575	125.787	215.903	24.5
E (切り込み量)	2	95.634	47.817	59.962	6.8
F (インサート)	2	128.314	64.157	92.642	10.5
G (切削方向)	2	81.714	40.857	46.042	5.2
H (切削雰囲気)	2	144.743	72.371	109.071	12.4
e (誤差)	2	45.360	22.680	-	-
(e) (統合した誤差)	(3)	(53.508)	(17.836)	303.211	34.4
T (合計)	17	881.191		881.191	100.0

(b) 感度の一次項 (β_1)

β_1 の分散分析表を表4-12に示す。 β_2 に対しては被削材，切削速度，切り込み量の寄与率が大きい点は η_1 と同じであるが， η_1 に比べてインサートの寄与率が小さい。

上述のようにインサートの η_2 に対する寄与率は大きく，ばらつきの違いが大きいことが，基本機能1による解析で η_1 に対するインサートの寄与率を大きくした原因と思われる。

表 4-12 感度の一次項(β_1)の分散分析表

要因	自由度 f	変動 S	分散 V	純変動 S'	寄与率 ρ (%)
A (カッタ径)	1	12.492	12.492	11.572	2.7
B (被削材)	2	171.829	85.914	169.990	40.3
C (切削速度)	2	90.645	45.323	88.806	21.0
D (送り量)	2	29.452	14.726	27.613	6.5
E (切り込み量)	2	89.867	44.933	88.028	20.8
F (インサート)	2	10.564	5.282	8.725	2.1
G (切削方向)	2	15.031	7.516	13.192	3.1
H (切削雰囲気)	2	0.567	0.284	-	-
e (誤差)	2	1.839	0.919	-	-
(e) (統合した誤差)	(4)	(2.406)	(0.602)	14.358	3.4
T (合計)	17	422		422.285	100.0

(c) 感度の二次項 (β_2)

β_2 の分散分析表を表4-13に示す。 β_2 に対しては誤差の寄与率が42.9%と大きい。また，制御因子では被削材，切削速度，切り込み量の寄与率が大きい。

表 4-13 感度の二次項(β_1)の分散分析表

要因	自由度 f	変動 S	分散 V	純変動 S'	寄与率 ρ (%)
A (カッタ径)	1	0.14712	0.14712	0.06803	2.2
B (被削材)	2	0.91989	0.45994	0.76170	24.3
C (切削速度)	2	0.32694	0.16347	0.16875	5.4
D (送り量)	2	0.47833	0.23916	0.32013	10.2
E (切り込み量)	2	0.61454	0.30727	0.45635	14.6
F (インサート)	2	0.16077	0.08038	0.00257	0.1
G (切削方向)	2	0.16975	0.08487	0.01156	0.4
H (切削雰囲気)	2	0.15906	0.07953	0.00086	0.0
E (誤差)	2	0.15819	0.07910	1.34465	42.9
T (合計)	17	3.13459		3.13459	100.0

3) 要因効果

図4-17に基本機能2で解析した結果から作成した η_2 ， β_1 および β_2 の要因効果図を示す。 η_2 の要因効果図は切削速度，送り量に山谷がある。 β_1 の要因効果図は， η_1 の要因効果図を

上下逆にしたものとはほぼ一致する。また、 β_2 の要因効果図は β_1 のものに似ている。

η_2 の要因効果図に山谷が現れたが、その原因として交互作用の他に誤差条件が考えられる。本実験では誤差因子をインサート取り付け位置としたため、最悪条件を意図的に作れず、要因効果が正確に現れていない可能性が高い。また、 β_2 の要因効果図は β_1 のものと似ているが、平均の摩耗率が大きいほど、摩耗率が減少する摩耗形態にはなりにくく、摩耗率が增加する場合もあることから、 β_1 が大きいほど β_2 も大きくなったと考える。

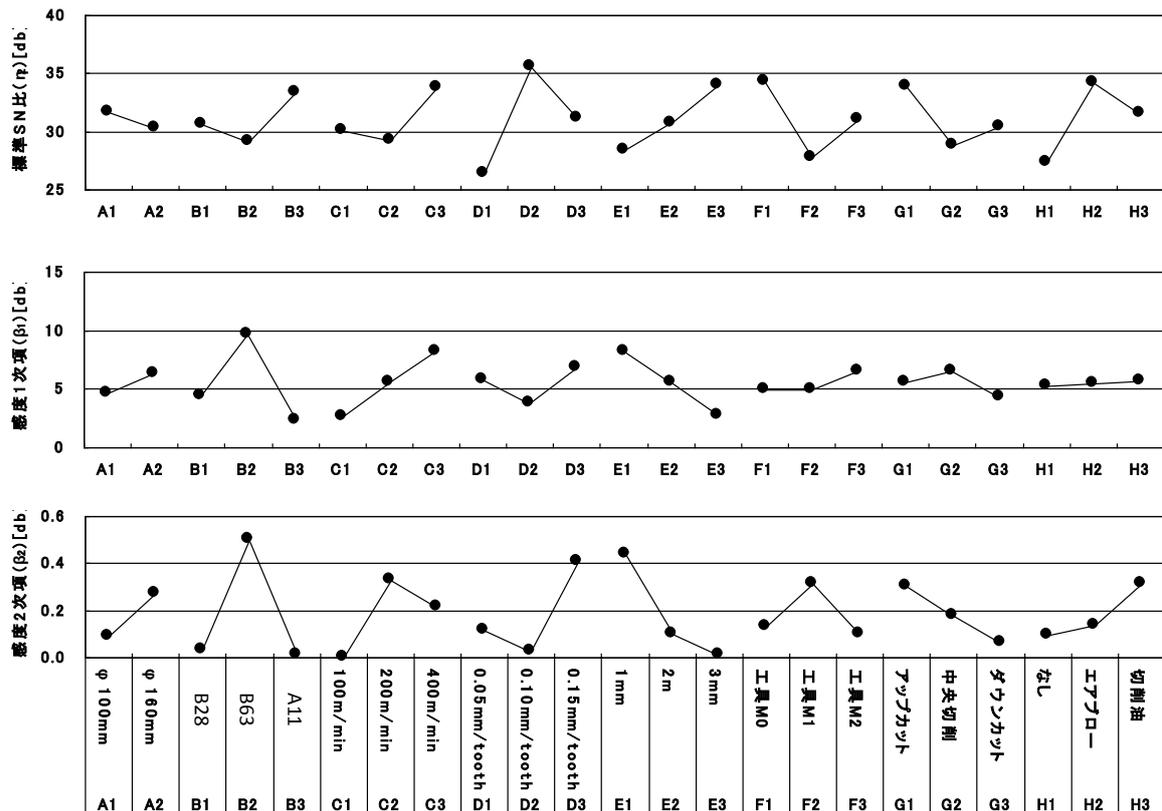


図 4-17 基本機能2で解析した要因効果図

(4) 最適条件の選択と確認実験

1) 最適条件の選択

解析結果から二つの最適条件を選んだ。制御因子のうちC（切削速度），D（一刃あたり送り量），E（軸方向切り込み量）の三つは切削諸元であり，加工の目的等により変更することとなる。そこで，最適条件1は，C，D，Eを初期条件と同じ水準として工具摩耗の低減を図った。また，最適条件2は，最適条件1の条件のうちCとEを水準3として切削の能率を大幅に上げた。尚，初期条件は当社の生産現場での条件に近いものを選択した。初期条件および最適条件の制御因子の水準を表4-14に示す。

表 4-14 初期条件および最適条件の制御因子の水準

条件	A	B	C	D	E	F	G	H
初期条件	1	1	2	2	2	3	3	3
最適条件1	1	3	2	2	2	1	3	2
最適条件2	1	3	3	2	3	1	3	2

2) 確認実験の測定結果

確認実験の測定結果を表4-15に示す。最適条件1ではいずれの切削量においても、逃げ面最大摩耗幅が初期条件の約1/3である。また、最適条件2でも初期条件より逃げ面最大摩耗幅が小さいが、切削量が大きくなると摩耗幅は初期条件との差が小さくなる。

表 4-15 確認実験の測定結果

制御因子の水準									逃げ面最大摩耗幅の測定結果(μm)					
									Q ₁		Q ₂		Q ₃	
因子	A	B	C	D	E	F	G	H	N ₁	N ₂	N ₁	N ₂	N ₁	N ₂
初期条件	1	1	2	2	2	3	3	3	136	164	185	225	242	257
最適条件1	1	3	2	2	2	1	3	2	58	54	69	64	81	77
最適条件2	1	3	3	2	3	1	3	2	73	87	134	136	193	201

3) 基本機能1 (望小特性) による解析

基本機能1で解析した確認実験の結果を表4-16に示す。最適条件のSN比の推定にすべての要因効果を用いると過大な推定となってしまう8)ため、分散分析の結果から効果の大きいB, C, E, FおよびQを用いて η_1 を推定した。最適条件1はいずれの切削量でも η_1 の利得が9db前後と大きく、利得も再現した。しかし、最適条件2は切削量が多いほど利得の再現性が悪かった。

最適条件1は初期条件と切削速度が同じであるが、最適条件2は初期条件と切削速度が異なる。表4-9で示したように切削速度と切削量との交互作用は大きく、そのことが、最適条件2の利得の再現性が悪くなった原因の一つと考える。

表 4-16 基本機能1(望小特性)で解析した確認実験結果

	SN比(η_1)[db]					
	Q ₁		Q ₂		Q ₃	
	推定値	確認値	推定値	確認値	推定値	確認値
初期条件	-28.69	-43.56	-49.84	-46.28	-59.95	-47.95
最適条件1	-17.37	-34.97	-40.57	-36.46	-49.45	-37.96
利得1	11.32	8.59	9.27	9.81	10.51	9.99
最適条件2	-19.75	-38.09	-39.46	-42.61	-47.41	-45.89
利得2	8.95	5.46	10.38	3.67	12.54	2.05

4) 基本機能2 (動特性) による解析

基本機能2で解析した確認実験の結果を表4-17に示す。最適条件1では η_2 の利得が7.0db, β_1 の利得が-3.4dbと大きく改善できた。最適条件2は切削能率を三倍に上げたにも関わらず, η_2 の利得が6.9dbと大きく, また, β_1 も利得が-1.5dbであり η_2 , β_1 とも改善ができた。基本機能1での解析結果と同様, 最適条件1は η_2 , β_1 ともに利得が再現したが, 最適条件2は利得の再現性があまりよくない。

基本機能1での解析結果と同様に, 切削速度と切削量との相互作用が大きいことが最適条件2の利得の再現性を悪くしたと考えられる。その上, 本実験では工具取り付け位置を誤差因子としたため, 誤差条件が正側, 負側の最悪条件とはならない。このこともまた利得の再現性に悪影響を及ぼしているものと考えられる。

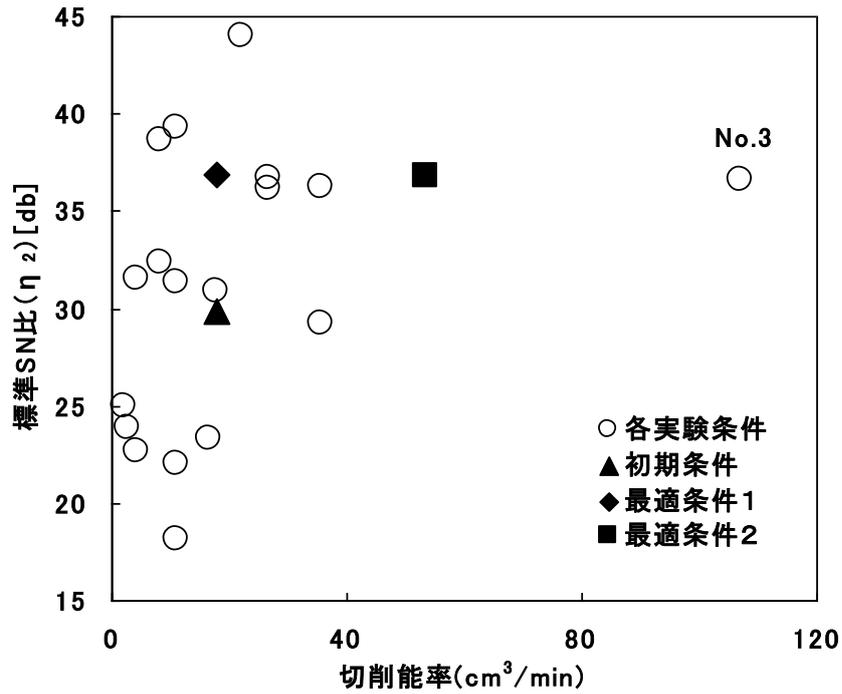
表 4-17 基本機能2(動特性)で解析した確認実験結果

	標準 SN 比(η_2)[db]		感度の一次項(β_1)[db]		感度の二次項(β_2)[db]	
	推定値	確認値	推定値	確認値	推定値	確認値
初期条件	33.65	29.87	2.11	5.04	-0.221	-0.003
最適条件1	42.19	36.85	-1.69	1.66	-0.383	-0.013
利得1	8.53	6.98	-3.80	-3.38	-0.162	-0.010
最適条件2	50.03	36.82	-1.95	3.53	-0.586	0.062
利得2	16.37	6.94	-4.06	-1.51	-0.365	0.065

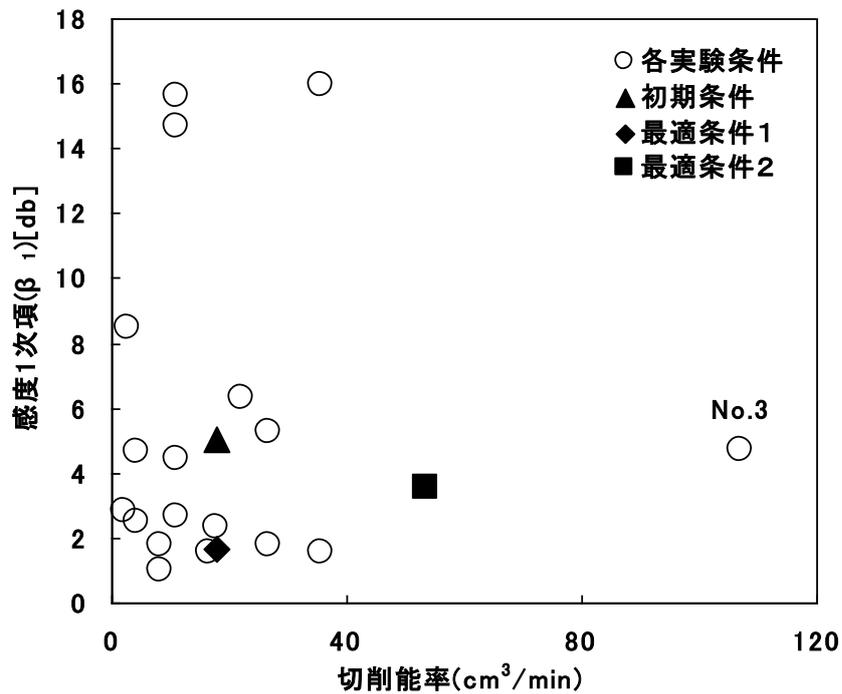
(5) 効果

基本機能1による解析結果では, 最適条件1において Q_1 , Q_2 , Q_3 の平均の利得が9.46dbである。この真数は8.83であるので, 同じ切削量では逃げ面摩耗幅が $1/\sqrt{8.83} \approx 1/3$ に低減されることになる。また, 基本機能2による解析結果では, 最適条件1, 2ともに η_2 の利得が約7dbであった。したがって, 取り付け位置による摩耗幅のばらつきが約1/2.6に低減することになる。

図4-18に η_2 および β_1 と切削能率との関係を示した。 η_2 と β_1 のいずれも切削能率との相関は認められず, η_2 や β_1 と切削能率とを同時に改善することが可能である。最適条件1は切削能率が初期条件と同じであるが, η_2 および β_1 を大幅に改善することができた。さらに, 最適条件2では切削能率を初期条件の三倍としたにも関わらず η_2 および β_1 の改善ができた。つまり, 切削能率の向上と工具摩耗の低減とを同時に達成できたことになる。また, 実験No.3の切削条件は極めて高い切削能率であるが, η_2 , β_1 がともに初期条件より良い値であるので, 水準の選択によってはさらに高能率化の可能性があるとと言える。



(a) 切削能率と標準SN比(η₂)との関係



(b) 切削能率と感度の一次項(β₁)との関係

図 4-18 標準 SN 比(η₂)および感度の一次項(β₁)と切削能率との関係

4. 3. 9 黒鉛を微細に分散させた球状黒鉛鋳鉄の切削実験

品質工学を利用した実験の結果、 η_1 および β_1 への寄与率が最も大きいのは被削材の主効果であることがわかった。そして、A11は引張強さが同程度であるB28と比べて η_1 および β_1 が大きく、B28をA11に置き換えた場合に工具摩耗の低減が期待できる。そこで、A11の切削実験を行い、工具摩耗および切り屑形態についてB28との比較を行った。

(1) 黒鉛を微細に分散させた球状黒鉛鋳鉄を切削した場合の工具摩耗進行線の特徴

図4-19に工具H1を用いてA11を切削した場合の工具摩耗進行線を示す。切削量が増加すると逃げ面最大摩耗幅も大きくなっていくが、その摩耗率（単位切削量あたりの逃げ面最大摩耗幅の増加）を示す進行線の傾きは、切削量に対して一定ではなく変化が見られる。また、切削速度が高いほど進行線の傾きは大きくなり、同じ逃げ面最大摩耗幅に達するまでの切削量は少なくなる。さらに、A11を切削した場合もB28、B63を切削した場合と同様に、摩耗が三段階に進行する摩耗形態となる。

このようなA11を切削した場合の工具摩耗進行線に見られる特徴は、前述のB28、B63を切削した場合の工具摩耗進行線の特徴とよく似ている。

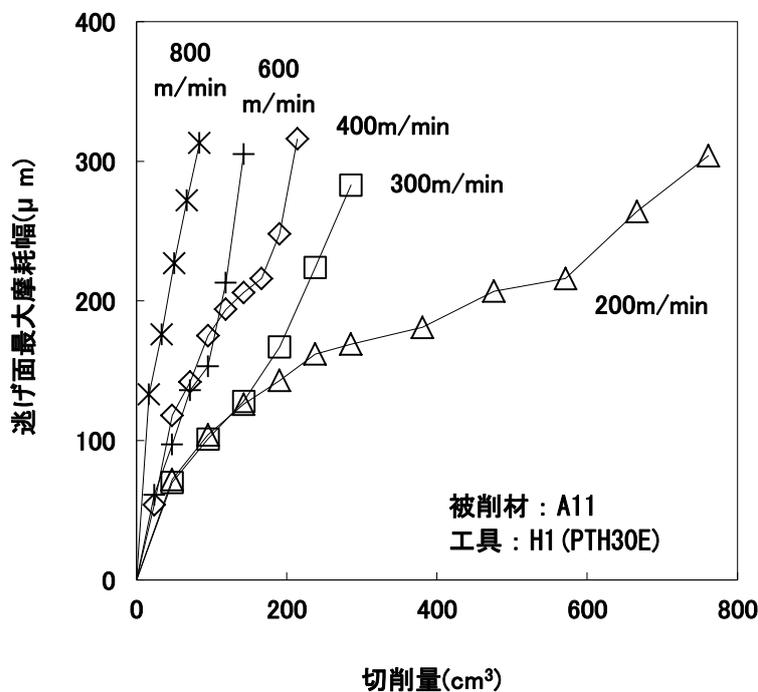


図 4-19 A11 の切削における工具逃げ面の摩耗進行線

(2) 被削材マイクロ組織の違いが工具摩耗進行線に及ぼす影響

B28、B63、A11を切削速度200m/minで切削した場合の逃げ面摩耗進行線を図4-20に示す。被

削材がA11の場合もB28, B63と同様に, 摩耗進行線が三段階に進行する形態となっている。A11の場合の摩耗進行線は, B28, B63の場合と比べて三段階すべての摩耗率が小さくなっている。

B28とA11は, ほぼ同じ引張強さ, 降伏強さを有するが, B28よりA11のほうが硬さおよびパーライト面積率は小さい。工具摩耗に対しては引張強さ, 降伏強さよりも硬さあるいはパーライト面積率の影響のほうが大きいと言える。

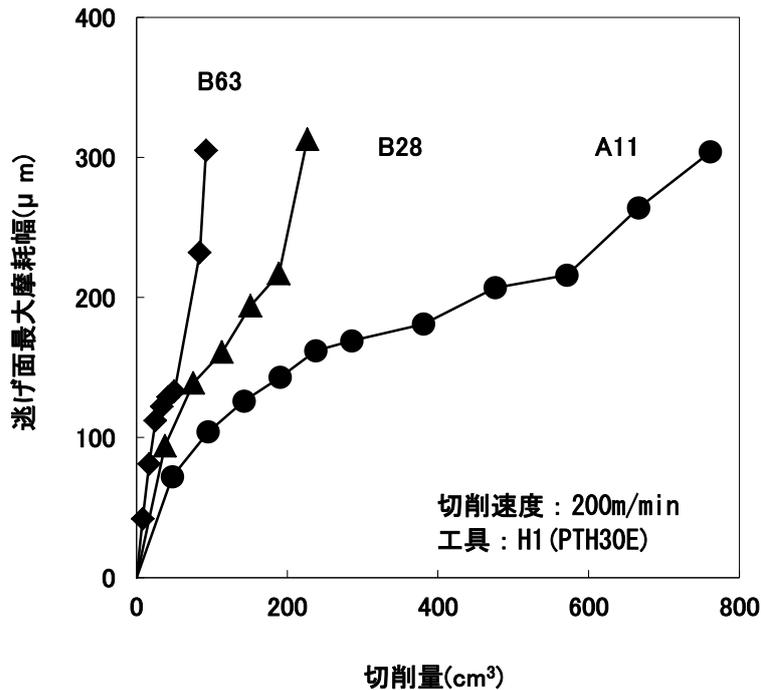


図 4-20 被削材の違いによる摩耗進行線の比較

(3) 被削材マイクロ組織の違いが工具寿命に及ぼす影響

逃げ面最大摩耗幅が200 μmに達した切削量を工具寿命とした場合の, 切削速度と工具寿命との関係を, 図4-21に両対数グラフで示す。本実験の切削速度範囲ではA11を切削した場合に工具寿命が最も長い。いずれの被削材でも切削速度が高くなるにしたがって工具寿命は減少し, 本実験の切削速度範囲では工具寿命 Q (cm³) と切削速度 V (m/min) との関係を, 以下のべき方程式で近似できる。

$$Q = 1.6 \times 10^6 \cdot V^{-1.5} \quad (R^2 = 0.938) \quad (\text{工具: H1, 被削材: A11}) \quad \dots \quad (4-6)$$

$$Q = 1.2 \times 10^5 \cdot V^{-1.2} \quad (R^2 = 0.960) \quad (\text{工具: H1, 被削材: B28}) \quad \dots \quad (4-7)$$

$$Q = 4.9 \times 10^6 \cdot V^{-2.1} \quad (R^2 = 0.992) \quad (\text{工具: H1, 被削材: B63}) \quad \dots \quad (4-8)$$

三種類の被削材のうち引張強さがほぼ同じであるB28とA11とを比較してみる。切削速度200m/minで切削した場合を比較すると, 被削材がA11の場合には, B28の約三倍の工具寿命が得られ

る。また、B28を切削速度200m/minで切削した場合とほぼ同じ工具寿命となるのは、A11を二倍の切削速度にあたる400m/minで切削した場合である。

B28をA11で置き換えた場合、同じ切削速度200m/minで切削した場合は工具寿命を約三倍に、あるいは、同じ工具寿命であれば切削速度を二倍にすることが可能である。

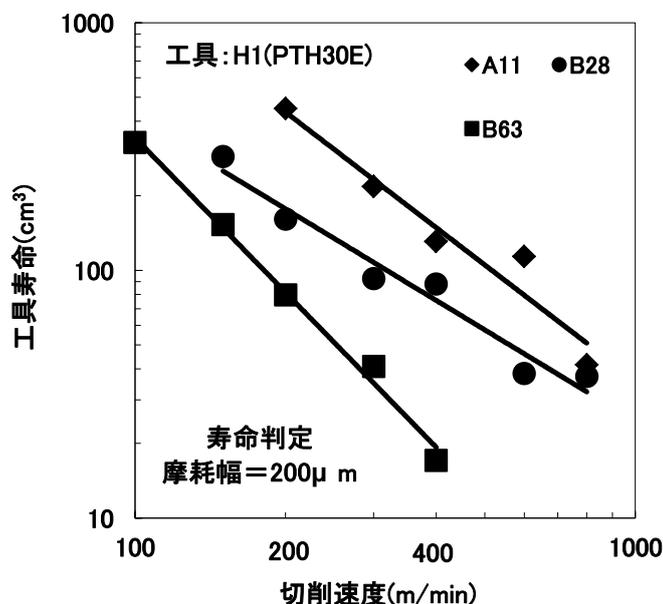


図 4-21 被削材の違いによる工具寿命の比較

(4) 被削材マイクロ組織の違いが切り屑形状に及ぼす影響

図4-22にB28およびA11を各切削速度で切削した場合の切り屑形態を示す。切削速度300m/min以下で切削した場合には、B28、A11ともに切削の途中で分断されずに連続した切り屑が生成した。切削速度400m/minで切削した場合には、B28では切り屑が分断しているが、A11の切り屑は連続している。また、切削速度600, 800m/minで切削した場合には、切り屑はB28よりA11のほうが細かい。

A11はB28に比べると硬さが小さく、延性に富むフェライトの割合が大きいため、切削速度400m/minで切削した場合に切り屑が分断されなかったものと考えられる。一方、切削速度が高くなると切り屑厚みは薄くなり、切り屑が細かくなりやすくなる。切り屑が薄い場合の切り屑の分断は、基地組織のパーライト面積率の影響よりも、黒鉛間距離の影響を大きく受け、黒鉛間距離がB28より短いA11の切り屑のほうが細かくなったと考えられる。

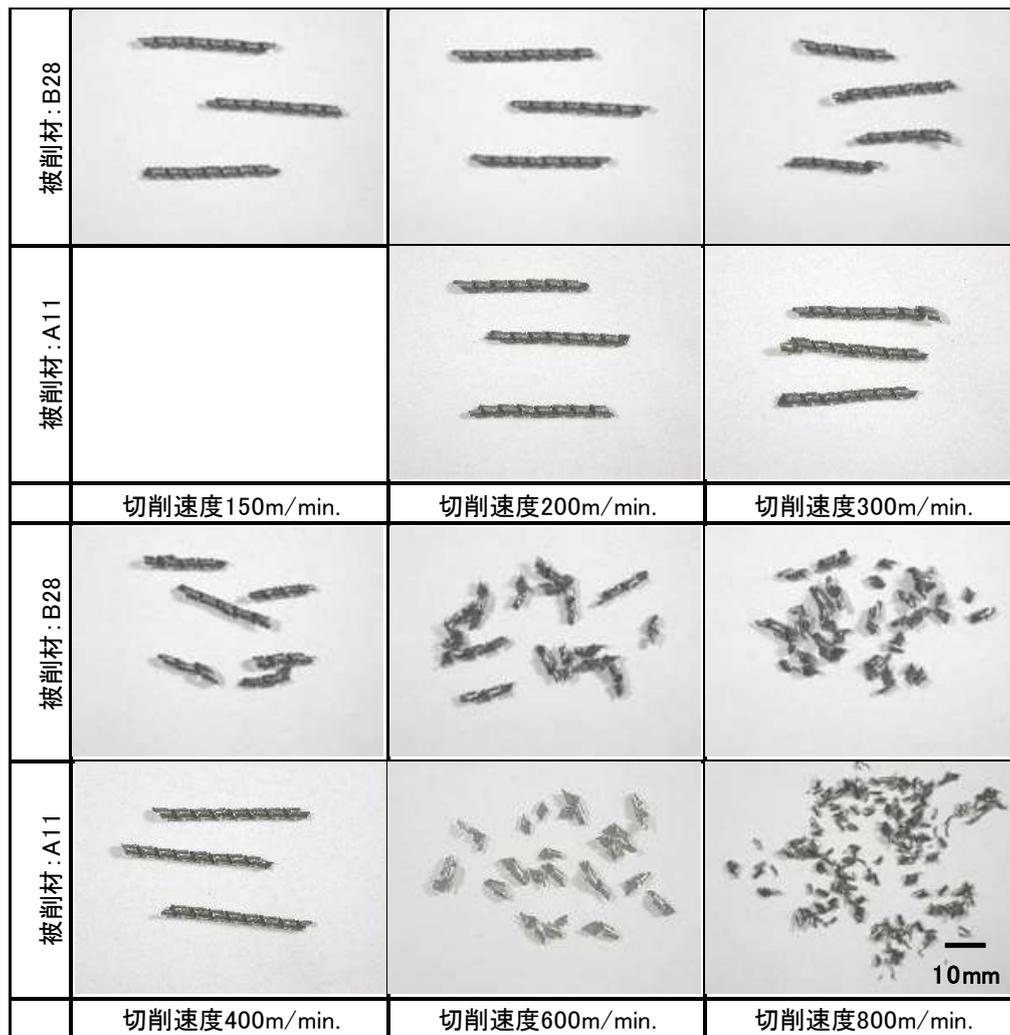


図 4-22 B28 および A11 の切り屑形態の比較

(5) 被削材の改善による工具摩耗の低減

本実験の結果、黒鉛を微細に分散させた新しい球状黒鉛鋳鉄（A11）は、引張強さおよび降伏強さが同程度である従来の球状黒鉛鋳鉄（B28）と比較して、切削した場合の工具摩耗が著しく小さかった。このことは、B28からA11へ材料を置き換えることで工具摩耗の大幅な低減が可能であることを示している。

工具を改善して工具摩耗の低減を図る場合には、工具あるいは加工毎の改善が必要となるが、材料を置き換えた場合にはすべての加工に影響を及ぼすこととなる。本報告は、正面フライス切削での一つの結果に過ぎない。しかし、A11は高い切削速度での切り屑がB28より細くなるため、切り屑排出性が必要である加工においても、工具摩耗の低減が期待できる。

4. 4 小括

本実験では、コーテッド超硬工具を用いて、球状黒鉛鋳鉄の正面フライス切削を行った。

その結果、工具摩耗、工具寿命、切り屑形態および切削面あらさについて以下のことがわかった。

(1) 工具損傷は摩耗が主体であり、すくい面や前逃げ面に比べて逃げ面で最も大きいため、工具寿命の評価は逃げ面の摩耗幅で行うことができる。また、工具逃げ面の摩耗率は切削量に対して一定ではなく変化が見られる。

(2) 切削速度が高くなるほど摩耗率が大きくなり、切削速度の上昇に伴い工具寿命は低下する。工具寿命 Q (cm³) と切削速度 V (m/min) との関係は以下の式で近似でき、B28の切削では加工時間短縮によるトータルコストの削減が期待できる。

$$Q = 1.2 \times 10^5 \cdot V^{-1.2} \quad (\text{被削材 : B28}) \quad \dots \dots \dots (4-9)$$

$$Q = 4.9 \times 10^6 \cdot V^{-2.1} \quad (\text{被削材 : B63}) \quad \dots \dots \dots (4-10)$$

(3) B63を切削した場合は、B28を切削した場合よりも工具寿命が短くなり、切削速度の上昇による工具寿命の低下も著しい。B63の切削において、B28を切削速度 V_{B28} で切削した場合と同等の工具寿命が得られる切削速度 V_{B63} は以下の式で表すことができる。

$$V_{B63} = 5.8 \times V_{B28}^{0.57} \quad \dots \dots \dots (4-11)$$

(4) コーティングによって工具寿命は大幅に長くなり、切削速度が高くなるほどその効果は大きくなる。コーティングされた工具の工具寿命は、コーティングされていない工具の工具寿命と比べて、切削速度100, 150, 200m/minで切削した場合、それぞれ約3.0, 4.1, 5.2倍となる。

(5) B63の切削ではB28の切削に比べて細かい切り屑が生成する。また、B28, B63のいずれの被削材も、切削速度が高くなると切り屑が細かくなり、切り屑温度も高くなる。

(6) 切削速度が高くなると、切削面で基地組織の塑性流動が起こり、へこみが作られにくくなるため、切削速度が高いほど切削面あらさが向上する。

(7) 工具逃げ面摩耗に対しては、被削材、軸方向切り込み量、切削量、インサートの寄与率が大きく、カッタ径、一刃あたり送り量、切削方向、切削雰囲気への寄与率は小さい。した

がって、切削条件以外で工具摩耗の低減を図るためには、被削材およびインサートの改善が効果的であることがわかった。

(7) パラメータ設計により選択した最適条件により、初期条件と同じ切削能率の場合には工具摩耗を約1/3とすることが可能である。また、初期条件より工具摩耗を低減させると同時に切削能率を三倍とすることが可能である。

(8) 黒鉛を微細に分散させた球状黒鉛鋳鉄は、引張強さが同程度である従来の球状黒鉛鋳鉄に比べて、工具摩耗を大幅に低減することができる。A11を切削速度200m/minで切削した場合の工具寿命は、B28を切削した場合の約三倍である。また、A11はB28を切削する場合の二倍の切削速度で切削しても、ほぼ同程度の工具寿命が得られる。

参考文献

- 1) 新井実：現場の動向から見る高速切削の現状と課題，機械と工具，44，6，pp.15-19(2000)
- 2) 新井実：高速切削の実態と課題（切削加工専門委員会アンケート調査報告），シンポジウム「高速切削の現状と課題」ワーキンググループ「高速切削」報告書，pp.7-26(2000)
- 3) 松浦甫篁：高速切削とトータルコストダウンの両立，機械と工具，44，6，pp.10-14(2000)
- 4) 梶川義明：パワートレーン材料，TOYOTA Technical Review，53，8，pp.28-33(2004)
- 5) 日野光雄：乗用車のアルミ化の動向，神戸製鋼技報，47，2，pp.2-5(1997)
- 6) 福田篤実，竹内浩二：自動車足回りアルミニウム合金鍛造品及び一貫生産体制，神戸製鋼技報，52，3，pp.87-89(2002)
- 7) 狩野勝吉：難削材・新素材の切削加工技術-24，ダクタイル鋳鉄/ADI/可鍛鋳鉄/オーステナイト鋳鉄/チルド鋳鉄，機械と工具，46，1，pp.93-102(2002)
- 8) 狩野勝吉：工具損傷からみた工具材種の選択と適用，機械技術，51，11，pp.52-55(2003)
- 9) 新谷一博：鋳物の切削加工技術－I 切削加工技術の基礎，鋳造工学，74，9，pp.678-683(2002)

- 10) RIO TINTO IRON & TITANIUM INC.: DUCTILE IRON DATA for Design Engineers (1990)
- 11) 平尾政利: 高速切削時における切削熱の挙動に関する研究, シンポジウム「高速切削の現状と課題」ワーキンググループ「高速切削」報告書, pp. 43-47(2000)
- 12) 例えば, 飯田喜介: 機械加工学, 現代工学社(1983)
- 13) 杉下潤二, 藤吉正之進, 和出清弘: 摩擦摩耗特性におよぼす鋳鉄黒鉛の影響, 潤滑, 24, 1, pp. 47-53(1978)
- 14) 笹田直: 凝着摩耗とアブレシブ摩耗, トライボロジスト, 34, 5, pp. 306-309(1989)
- 15) 竹山秀彦: 切削工具の摩耗, 潤滑, 22, 5, pp. 269-267(1977)
- 28) 笹田直, 野呂瀬進, 志村好男: 摩耗進行曲線と速度特性, 潤滑, 20, 10, pp. 719-726(1975)
- 16) 笹田直, 野呂瀬進, 三科博司: 摩耗に対する金属間相互溶解度の影響, 潤滑, 22, 3, pp. 169-176(1977)
- 17) 中村裕道: 超硬工具の摩耗, 潤滑, 21, 4, pp. 219-227(1976)
- 18) 江田弘, 貴志浩三: 加工工具材料と摩擦・摩耗, 潤滑, 26, 5, pp. 325-332(1981)
- 19) 會田俊夫, 井川直哉, 岩田一明, 岡村健次郎, 中島利勝, 星鐵太郎: 切削工学, コロナ社(1973)
- 20) 佐々木恒: 工具における硬質膜の役割, トライボロジスト, 36, 12, pp. 941-946(1990)
- 21) 前田淳: 工具の視点から見た高速・高能率加工, 機械と工具, 44, 6, pp. 43-47(2000)
- 22) 矢野宏: 品質工学計算法入門, (財)日本規格協会, pp. 259-261(1998)
- 23) 田口玄一: 品質設計のための実験計画法, (財)日本規格協会, pp. 297-301(1988)

第5章

総括

建設機械への使用を念頭において、球状黒鉛鑄鉄のマイクロ組織と機械的特性および切削性の関係を研究した結果、以下のような知見が得られた。

(1) 引張強さはパーライト（セメンタイト）体積率に大きく支配され、黒鉛粒の影響は小さい。一方、疲労限は黒鉛粒数の影響を大きく受け、パーライト（セメンタイト）体積率との相関は小さい。疲労き裂の発生や進展は、フェライトやパーライトの基地組織よりも黒鉛粒の影響を大きく受け、黒鉛粒を微細化して黒鉛球状化率を高くすることで、き裂の発生および進展を抑制することができる。これらの結果を第2章にまとめた。

(2) 変形中その場中性子回折実験により、球状黒鉛鑄鉄の各構成相の相ひずみとフェライト各粒群の格子面ひずみを測定して、第2章で示した結果の理由を明らかにした。引張応力の変化に伴う黒鉛の相ひずみの変化は極めて小さく、変形中の荷重をほとんど負担していないことがわかった。基地組織がフェライトとパーライトの混合組織である場合は、フェライトとセメンタイト間で応力分配が起こり、セメンタイトの荷重負担が増すことにより、加工硬化が大きくなる。すなわち、セメンタイト体積率が大きくなるほど加工硬化が大きくなり引張強さが増す。基地組織がほとんどフェライトの場合、巨視的な降伏以前に<110>粒群が優先的に塑性変形を始め、巨視的な降伏後に<200>粒群が降伏する。基地組織がフェライトとパーライトの混合組織であれば、相応力にこの粒応力が重畳して発生する。粒応力に比べて相応力は大きく、引張圧縮変形ではパーライト（セメンタイト）体積率が大きくなると応力分配が大きくなり、バウシinger効果も大きくなる。これらの結果を第3章にまとめた。

(3) 球状黒鉛鑄鉄のフライス切削における工具摩耗の特徴を把握し、種々の要因が工具寿命に及ぼす影響の度合いを品質工学の手法を用いて比較した。球状黒鉛鑄鉄の切削加工では、工具寿命がコストに大きく影響し、工具寿命は逃げ面最大摩耗幅で評価できる。工具摩耗に及ぼす影響が大きい要因は、球状黒鉛鑄鉄のマイクロ組織、軸方向切り込み量、切削速度であることがわかった。また、切削速度が大きくなるほど切削面粗さが向上することが明らかになった。さらに、黒鉛を微細に分散させた球状黒鉛鑄鉄を用いることで、工具摩耗の低減および切削能率の向上が可能であることを示した。これらの結果を第4章にまとめた。

最後に、本研究の総括として球状黒鉛鑄鉄のマイクロ組織と機械的性質、切削性の関係を図5-1に、疲労強度と工具寿命のバランス向上の材料開発指針の概念図を図5-2にまとめた。パーライト（セメンタイト）体積率が増加し、引張強さが増加すると、伸びと切削性は低減する。多くの実用部品は弾性域で使用することが多く、降伏強さ、疲労限、切削性が重要である。疲労強度と切削性を併せ持つためには、パーライト率を低くして黒鉛粒数を増加させフェライト粒径を微細にすることが有効であることを示した。

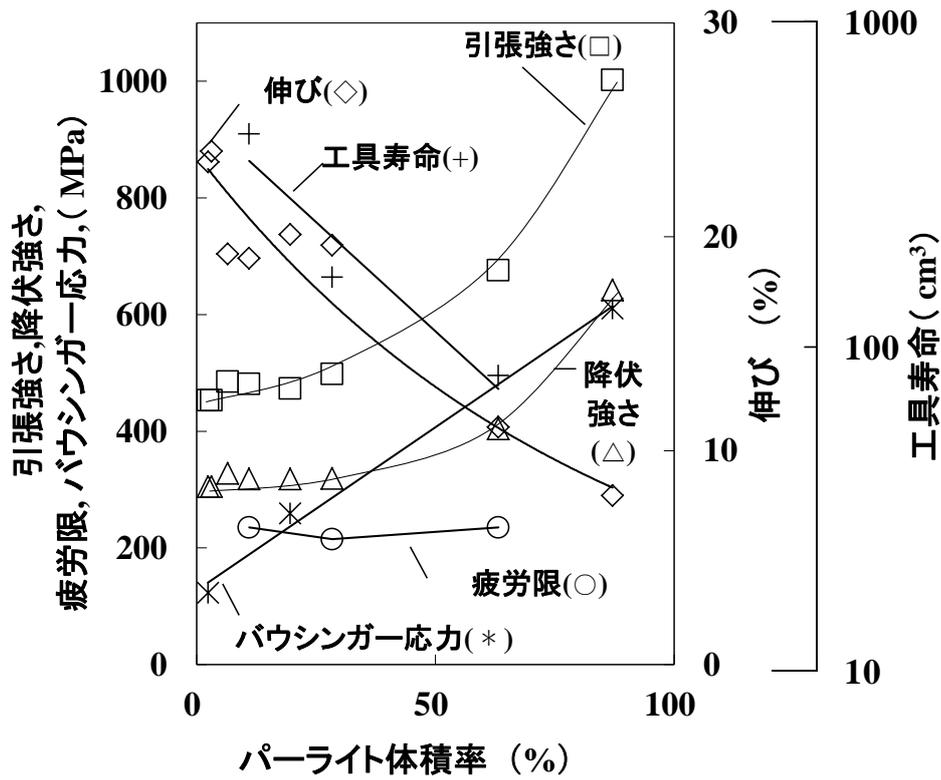


図5-1 パーライト体積率と各種機械的性質および切削製との関係

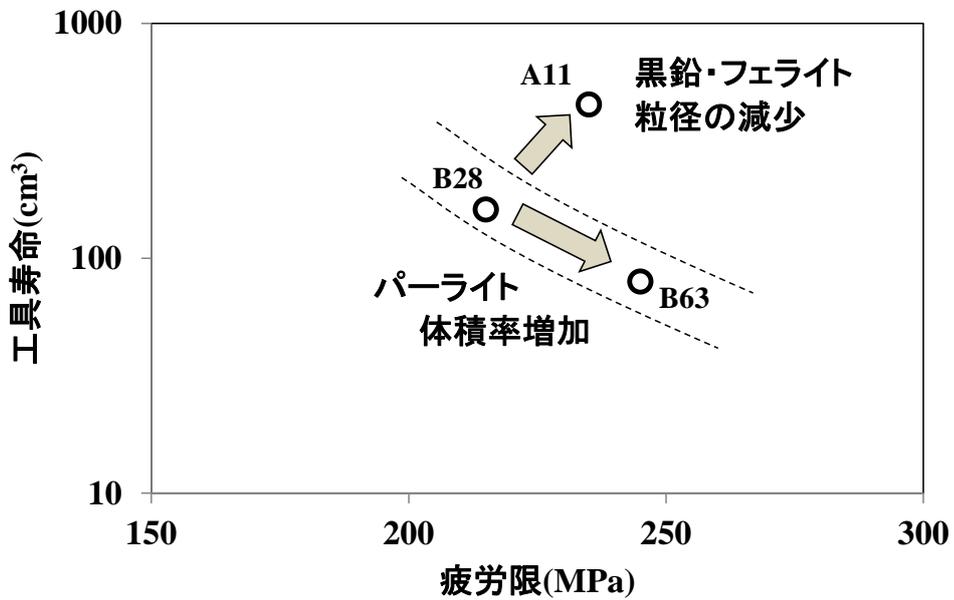


図5-2 疲労強度と工具寿命バランス向上の材料開発指針

謝辞

本研究は、著者が2010年4月から2013年3月までの四年間、茨城大学大学院理工学研究科博士後期過程に社会人学生として在籍し、友田陽教授のご指導のもとに行ったものである。

友田陽教授には共同研究としてスタートするときより、暖かく受け入れてくださり大変感謝しております。長期にわたり親身になってご指導いただきましたことを厚くお礼申し上げます。学位審査をお引き受けくださりご助言いただきました、高橋東之教授、西野創一郎准教授、伊藤吾朗教授、鈴木徹也教授に深く感謝いたします。

研究を進めるにあたり、友田研究室の皆様には多大な支援をいただきお礼申し上げます。特に内藤大幹さんは、三年間にわたり本研究の多くの部分を一緒に行っていただきました。大変感謝しております。

中性子実験においては、日本原子力研究開発機構のステファヌス・ハルヨ博士、相澤一也博士、伊藤崇芳博士にご指導いただきました。逐次研磨法による三次元イメージについては鹿児島大学工学部足立吉隆教授のご指導のもとに、茨城大学工学部学生大和田祐樹さんに実験を行っていただきました。また、日立建機(株)山口祥司主管研究員、飯尾知則技師、平出博司さん、日立オートモティブシステムズ(株)中谷伸也技師に実験の支援を受けました。関係各位にお礼申し上げます。

最後に社会人学生として研究させていただく機会を作っていただいた日立建機(株)関係各位と、いつも支えてくれた家族にお礼申し上げます。

本論文の公表状況

- (1) 窪田 哲、内藤 大幹、友田 陽、ステファヌス ハルヨ、飯尾 知則、山口 祥司
球状黒鉛鋳鉄の機械的性質と切削性に及ぼすマイクロ組織の影響
鋳造工学 第85巻、第8号、489-496頁、2013年8月
- (2) D.Naito, S.Kubota, S.Harjo and Y.Tomota
In situ neutron diffraction during tension-compression deformation for
Nodular graphite cast irons
(球状黒鉛鋳鉄の引張圧縮変形中におけるその場中性子回折)
ISIJ International, Vol.53, No.7 (2013), pp.1292-1294, 2013年3月