OUKA
The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	金属切削加工における破壊機構の基礎的研究
Author(s)	上田, 完次
Citation	大阪大学, 1978, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://hdl.handle.net/11094/2823
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

金属切削加工における破壊機構の基礎的研究

昭和52年7月

上田完次

目　　次

第1章　緒　　論…… 1

第2章　実験方法ならびに解析方法…… 5
第1節　緒　　言…… 5
第2節　実験方法…… 6
2.1　走査型電子顕微鏡直接観察法…… 6
2.1.1　温度制御微小切削試験装置の概要…… 6
2.1.2　温度制御微小切削試験装置の性能…… 7
2.2　被削材および工具…… 9
2.3　実験手順ならびに観察例…… 9
第3節　解析方法…… 10
3.1　三角形要素を用いたVisioplasticity法…… 10
3.1.1　基礎理論…… 11
3.1.2　解析手順…… 15
3.2　大変形有限要素法によるシミュレーション…… 17
3.2.1　基礎的概念…… 17
3.2.2　解析に用いた仮定と解析手順…… 18
第4節　結　　言…… 20

第3章　準連続型切りくず生成過程における局所的破壊機構…… 21
第1節　緒　　言…… 21
第2節　被削材ならびに実験条件…… 22
2.1　被削材…… 22
2.2　実験条件…… 24
第3節　実験結果…… 25
3.1　準連続型切りくず生成過程のＳＥＭ直接観察…… 25
3.1.1　四・六黄銅…… 25

3.1.2　Cr－Mo鋼…… 27
3.1.3　硫黄快削鋼…… 28
3.2　準連続型切りくず生成に伴う局所的破壊挙動…… 29
3.2.1　1次塑性域で発生する局所的破壊…… 29
3.2.2　切刃近傍で発生する局所的破壊…… 31
3.3　Cr－Mo鋼鋼の縞状組織の変形挙動…… 33
第4節　解析結果…… 34
4.1　準連続型切りくず生成に伴う巨視的な応力・ひずみ場…… 34
4.1.1　Visioplasticity 法による解析結果…… 34
4.1.2　有限要素法による解析結果…… 36
4.2　介在物および縞状組織まわりの不均質変形…… 38
4.2.1　介在物近傍のひずみ集中…… 38
4.2.2　縞状組織近傍のひずみ分布…… 39
4.2.3　有限要素法による局所的応力・ひずみ場の解析…… 39
第5節　考　　察…… 41
5.1　塑性変形域における巨視的応力・ひずみ場と不均質変形…… 41
5.2　局所的破壊の発生機構…… 43
5.2.1　微視的脆性要因に起因する局所的破壊の発生機構…… 43
5.2.2　刃先近傍の引張場に起因するき裂の発生機構…… 45
5.3　局所的破壊の成長および成長停止機構…… 46
5.3.1　介在物まわりの局所的破壊…… 46
5.3.2　刃先き裂…… 47
5.4　切削現象に及ぼす局所的破壊の影響…… 48
第6節　結　　言…… 49

第4章　不連続型切りくず生成過程におけるき裂の発生・成長・伝播機構…… 51
第1節　緒　　言…… 51
第2節　被削材ならびに実験条件…… 52

2.1　被削材…… 52
2.2　実験条件…… 53
第3節　実験結果…… 53
3.1　せん断型切りくず生成過程…… 53
3.1.1　典型的なせん断型切りくず生成過程の1周期…… 53
3.1.2　き裂の発生・成長・伝播挙動…… 55
3.1.3　破断面および仕上面の観察結果…… 56
3.1.4　せん断型切りくず生成に及ぼす前歴ひずみの影響…… 57
3.2　むしれ型切りくず生成過程…… 58
3.2.1　むしれ型切りくず生成挙動…… 58
3.2.2　き裂の発生・成長挙動…… 59
3.2.3　縞状組織のき裂挙動に及ぼす影響…… 60
3.2.4　破断面および仕上面の観察結果…… 60
3.3　き裂型切りくず生成過程…… 62
3.3.1　普通鋳鉄…… 62
3.3.2　四・六黄銅…… 62
3.3.3　き裂の発生・成長・伝播挙動…… 63
3.3.4　破断面および仕上面の観察結果…… 64
3.4　不連続型切りくず生成に伴う切削力の変動…… 65
第4節　解析結果…… 67
4.1　せん断型切りくず生成に対する解析結果…… 67
4.2　むしれ型切りくず生成に対する解析結果…… 70
4.3　き裂型切りくず生成に対する解析結果…… 70
4.4　有限要素法による非定常切削過程の応力・ひずみ場…… 71
第5節　考　　察…… 74
5.1　せん断型切りくず生成に伴うき裂の発生・成長・伝播機構…… 74
5.2　むしれ型切りくず生成に伴うき裂の発生・成長・伝播機構…… 76
5.3　き裂型切りくず生成に伴うき裂の発生・成長・伝播機構…… 77
5.4　不連続型切りくず生成機構におけるき裂挙動の役割…… 78

5.5　切削現象に及ぼすき裂の影響…… 80
5.5.1　切削力変動に及ぼす影響…… 80
5.5.2　仕上面性状に及ぼす影響…… 81
第6節　結　　言…… 82

第5章　構成刃先を伴う切りくず生成過程における破壊機構…… 85
第1節　緒　　言…… 85
第2節　被削材ならびに実験条件…… 86
2.1　被削材…… 86
2.2　実験条件…… 87
第3節　実験結果…… 87
3.1　準連続型切りくずに伴う構成刃先の動的挙動…… 87
3.2　不連続型切りくずに伴う構成刃先の動的挙動…… 89
3.3　構成刃先の生成・成長・脱落に伴う破壊挙動…… 90
3.4　構成刃先現象に及ぼす切削試験温度の影響…… 93
3.5　仕上面の観察結果…… 94
第4節　解析結果…… 95
4.1　構成刃先近傍の相当ひずみ分布の推移…… 95
4.2　構成刃先近傍の相当ひずみ増分分布およびすべり線場…… 96
第5節　考　　察…… 97
5.1　構成刃先に伴うき裂の発生機構…… 97
5.2　構成刃先に伴うき裂の成長・伝播機構…… 98
5.3　構成刃先の生成・成長・脱落機構…… 99
5.3.1　構成刃先の生成機構…… 99
5.3.2　構成刃先の成長機構…… 100
5.3.3　構成刃先の脱落機構…… 102
5.4　構成刃先の生成に及ぼす切削試験温度の影響…… 103
5.5　仕上面性状に及ぼす構成刃先の影響…… 104
第6節　破壊機構の観点からみた切りくず形態の分類の一考察…… 105

第7節　結　　言…… 106

第6章　単結晶切削における連続型切りくず生成に伴う層状すべり構造の
形成機構…… 109
第1節　緒　　言…… 109
第2節　被削材ならびに実験条件…… 110
2.1　被削材…… 110
2.2　実験条件…… 111
第3節　実験結果…… 112
3.1　四・六黄銅の切りくず生成現象に対する切込み深さの影響…… 112
3.2　純アルミニウム粗大結晶粒…… 114
3.2.1　切りくず生成形態…… 114
3.2.2　仕上面性状およびサイドフロー…… 115
3.2.3　切削力の変動に及ぼす結晶粒方位の影響…… 116
3.3　純　　鉄…… 119
3.3.1　切りくず生成形態…… 119
3.3.2　層状すべり構造形成過程の連続観察…… 120
3.4　β黄銅単結晶…… 121
3.4.1　せん断面層状すべり構造…… 121
3.4.2　層状すべり構造に及ぼす切込み深さの影響…… 122
3.4.3　層状すべり構造に及ぼす結晶方位の影響…… 124
3.4.4　切削力の測定結果…… 126
3.4.5　仕上面性状…… 126
第4節　考　　察…… 127
4.1　単結晶の切りくず生成形態…… 127
4.2　β黄銅の層状すべり構造の形成機構…… 127
4.2.1　層状すべり角…… 128
4.2.2　切削力…… 130
4.3　純アルミニウムの切りくず生成機構…… 131

4.3.1　すべり系…… 131
4.3.2　切削力の変動に及ぼす結晶粒方位の影響…… 131
4.4　切りくず生成機構に対する寸法効果…… 132
第5節　結　　言…… 133

第7章　快削鋼の破壊機構における介在物の役割…… 135
第1節　緒　　言…… 135
第2節　被削材ならびに実験条件…… 136
2.1　被削材…… 136
2.2　実験条件…… 137
第3節　実験結果…… 138
3.1　硫黄快削鋼中の各種介在物の動的挙動…… 138
3.1.1　球状MnS介在物 …… 138
3.1.2　長楕円体状MnS介在物 …… 140
3.2　硫黄・鉛快削鋼中の各種介在物の動的挙動…… 140
3.2.1　球状MnS－Pb複合介在物 …… 140
3.2.2　針状MnS－Pb 複合介在物…… 142
3.3　切りくず形態に及ぼす切削試験温度の影響…… 143
3.4　切削力に及ぼす切削試験温度の影響…… 145
3.5　破断面ならびに仕上面観察結果…… 146
第4節　解析結果…… 147
4.1　球状MnS介在物近傍のひずみ集中 …… 147
4.2　長楕円体状MnS介在物近傍のひずみ分布 …… 147
4.3　針状MnS－Pb複合介在物近傍のひずみ分布 …… 148
第5節　考　　察…… 149
5.1　球状MnS介在物近傍でのボイドの生成・成長・合体機構 …… 149
5.2　球状MnS－Pb複合介在物による内部き裂の発生機構 …… 152
5.3　長楕円体状および針状介在物の破壊機構…… 154
5.4　各種介在物の挙動ならびに切削現象に及ぼすその影響…… 155

5.4.1　各種介在物の切削中の挙動の総括…… 155
5.4.2　切りくず形態に及ぼす介在物挙動の影響…… 156
5.4.3　切削力の変動に及ぼす介在物挙動の影響…… 157
5.4.4　仕上面性状に及ぼす介在物挙動の影響…… 158
第6節　切削仕上面の摩耗挙動に及ぼす介在物の影響…… 159
6.1　概　　説…… 159
6.2　実験装置ならびに実験方法…… 159
6.3　実験結果ならびに考察…… 160
6.3.1　表面損傷挙動…… 160
6.3.2　接触面近傍の介在物挙動…… 163
6.3.3　薄片状摩耗粉の形成機構…… 164
第7節　結　　言…… 165

第8章　結　　論…… 167

参考文献…… 170

謝　　辞…… 177

第１章　緒　　論

切削加工は工具を介して機械的エネルギを被削材の局部に集中させることにより，被削材に塑性変形と破壊を発生させて、被削材の不要な部分を切りくずとして除去し、所定の寸法精度，形状精度ならびに仕上面性状を有する部品または製品を得ることを目的としている。この目的を達成するために，切削加工に及ぼす支配的要因，被削性，切削の本質などの諸問題が，19世紀末に学問の対象として取り上げられて以来，今日まで塑性力学，材料学，表面工学などの関連学問分野の発達と相呼応しながら，その時代の要請に答える形で数多く研究されて来た。

最近の切削加工工学においては，加工能率と加工精度を評価基準として，被削材料，工具材料，工作機械，雰囲気など切削加工系を構成する諸要素の新しい開発，各要素の相互作用との関連，系全体の最適化などが究明されつつある。例えば，加工の自動化に関連を持つ効果的な切りくず処理，製品の質的な品位向上と高付加価値に結びつく高精度化，さらには微小切削加工などが肝要な課題となっている。

このような課題を解決あるいは実現するためには，切削に伴う切りくず生成機構の解明と，切削加工の超精密化(1-1)や精度限界(1-2)に関係する加工面生成機構の解析が必須になるものと考えられる。言い換えれば，これらの課題は“切れるとは何か”と言う切削加工の本質と限界に関する古くて新しい命題に深く関係していると言え，その核心にせまる基礎的研究の必要性が知られるのである。

従来から，多くの研究者(1-3)がこのような問題意識のもとで研究を進めて来ており，関連する主要な研究成果については各章の緒言において述べるが，従来の研究を概観するに，切削の本質にせまると考えられる破壊の挙動とその機構，さらには切りくず分離機構の問題などが十分明らかにされているとは言えない。例えば，いわゆる連続型，あるいは不連続型と呼ばれる切りくず生成過程において発生する破壊とはそもそもどのようなものか，すなわち，どのような形態でどの程度のレベルの破壊が発生するのか，さらに，発生した破壊が如何なる機構で成長・伝播して切りくずの分離や仕上面の生成に関与するのかなどの諸点が十分に解明されていない。また，構成刃先を伴う切りくず生成過程において，構成刃先の生成，脱落機構に破壊がどのように寄与するのか，さらに，快削鋼の破壊機構に対する快削介在物の役割は如何なるものかなどについても十分に明らかにされていないと言える。

このように，切削加工における破壊現象が未解明である主な背景として，切削特有の境界条件に起因する変形域での複雑な応力場の存在と，被削材に含まれる微視的因子，例えば，介在物，析出物，結晶粒界などの挙動が明らかにされていないことがあげられる。

前者の応力場については，定常２次元切削状態においても，１次塑性域における静水圧を伴うせん断応力，切刃近傍における応力集中，逃げ面下方における静水引張場の出現の傾向など極めて特徴的な点が多い。

また，後者の変形破壊挙動に影響する微視的因子については，その主要なものを整理すると表１－１のようになる。これら微視的因子の役割の重要性は応力が負荷される変形領域の大きさに依存する。２次元

切削過程においては，この変形領域の大きさは，ほぼ切込み深さ程度のオーダである。このような意味から，表1－1では切込み深さにより金属切削加工のレベルを位置づけている。表1－1に示すように，切削領域を通常切削領域（10^{-2}～1 cm），微小切削領域（10^{-4}～10^{-2} cm），および，超微小切削領域（10^{-4} cm以下）の3領域に分けて考えると，各領域における微視的因子の役割がかなり異なるのがわかる。

表1－1　各種微子的因子と切削加工のレベル

寸法（cm）	10^{-9}	10^{-8}	10^{-7}	10^{-6}	10^{-5}	10^{-4}	10^{-3}	10^{-2}	10^{-1}	1
微視的因子	10^{-12} ←原子核	原子半径 バーガースベクトル 原子空孔 格子間原子 不純物原子		平均転位間隔 マイクロ・ボイド マイクロ・クラック			ボイド き裂 介在物 析出物 結晶粒	切欠		
切削加工のレベル（切込み深さ）	←---------超微小切削領域→			←微小切削領域→			←通常切削領域→			

すなわち，通常切削領域においては，材料が均質でかつ連続的であるという仮定が近似的に成立する。つまり，結晶粒や介在物などの微視的因子の大きさが切込み深さに比較して十分小さいため，その影響は材料の平均的な変形・破壊特性に現われることになり，従って，切りくず生成機構は，被削材の平均的な塑性特性や破壊条件によって，ある近似度で予測ないしは記述が可能である。従来のいわゆる切削機構に関する研究[1-4]の多くはこのレベルに対するものであり，連続体力学，あるいは，模型的な解析に基づいて，平均的せん断角や平均的なせん断応力・ひずみなどが議論されて来た。

一方，微小切削領域においては，結晶粒，析出物，介在物，ボイド，き裂などの微視的因子の大きさが無視できなくなり，材料はもはや均質な連続体とはみなせなくなる。それ故，これらの微視的因子の近傍における応力・ひずみ集中などの局所的な要因が極めて重要になってくる。また，このレベルにおける微視的因子の種類は多く，個々の作用因子の働きや，因子間の相互作用などが複雑となるため，切りくず生成現象は極めて複雑な様相を呈することが考えられる。しかしながら，このことは，切削過程を所望の状態に，あるいは，最適にするための制御因子が多いことを意味し，その点からは，このレベルにおける微視的因子の役割を解明することは意義深いと言える。

さらに，超微小切削領域においては，ほぼ単結晶の切削状態となり，変形破壊挙動における重要な因子は転位であると考えられる。また，その運動や増殖に深い関係のある結晶構造や結晶方位，固溶原子などが重要な因子となるため，このレベルの切りくず生成機構の解析を行う場合には，主として結晶塑性学的な観点からなされる必要がある。また，約1 μm以下の極表面層では転位密度は急激に減少するという現象[1-5]を想起すると，例えば，転位の平均間隔以下の除去加工が実現されれば，極めて良質なほぼdislocation－freeな仕上面が得られることも期待される。このような発想のもとに進められているEEM[1-6]の試みは極め

て注目される。しかしながら，切りくず生成による除去加工としては，工具刃先丸味の創生限界などの問題点もあり[1-7]，ultramicrotomy[1-8]による試験的な例を除いては今日未だ実現されていないと言える。

以上検討して来たように，金属切削加工においては，負荷される応力状態と，各種微視的因子の挙動，さらに，切込み深さなどに依存して，極めて多様な破壊の発生が考えられる。発生した破壊はまた，多様な成長・伝播形態を呈し，様々の影響を切削過程に与えることが考えられる。このように複雑な破壊挙動を解明するためには，まず，各種切りくず生成過程に伴う破壊形態の微視的な観察を行い，ついでその発生・成長・伝播機構を明らかにする必要がある。

上述のような観点に基づいて，本研究では，主として微小切削領域における破壊機構の基礎的解析を行うことを目的とし，それを遂行するための新しい実験的手法を確立する。すなわち，走査型電子顕微鏡内で駆動可能な温度制御微小切削試験装置を開発し，切削過程ならびに破壊挙動を微視的かつ動的に観察するとともに，局所的な力学的解析を行うことにより，破壊機構を基礎的に解明する。ついで，切りくず生成機構や仕上面生成機構に対する破壊の役割について検討する。本論文の概要を各章ごとに示すと次の通りである。

まず，第２章では，切削中の破壊挙動の高倍率かつ連続的な観察を可能にするために新しく開発した走査型電子顕微鏡による切削過程の直接観察法ならびに局所的な応力・ひずみ解析を行うための新しいVisioplasticity法について述べる。

ついで、予備試験の結果に基づいて，微視的な破壊挙動の観点から，切りくずの形態を，連続型，準連続型，不連続型，および構成刃先を伴う場合の４種類に大別する。このうち不連続型切りくずをさらに，せん断型，むしれ型，き裂型に細分し，また，構成刃先を伴う切りくずを準連続型および不連続型の２種類に分類し，各々の切りくず生成過程に伴う破壊機構を第３章以下において解析する。

第３章では，巨視的には連続型ではあるが，微視的にはボイドやき裂を伴う準連続型切りくず生成過程における局所的破壊機構を解析する。

第４章では，不連続型切りくず生成過程を取上げ，せん断型，き裂型，および，むしれ型の各切りくず生成に伴う破壊の発生・成長・伝播機構を明らかにするとともに，切削力や仕上面性状に対する破壊の影響についても検討する。

第５章では，構成刃先の生成・成長・脱落機構における破壊挙動の役割を明らかにする。

第６章では，単結晶ないしは粗大結晶粒の切削試験を行い，その連続型切りくず生成過程に伴う層状すべり構造の形成挙動を考察する。

さらに，第７章では，前章までの基礎的検討に基づき，硫黄快削鋼ならびに硫黄・鉛複合快削鋼を取上げ，切削中の破壊機構に及ぼす各種介在物の役割を明らかにする。

第 2 章　実験方法ならびに解析方法

第 1 節　緒　　言

切削現象は被削材および工具の機械的，物理的性質や熱的性質，工作機械の静的・動物的特性，切削条件，雰囲気などの種々の要因によって支配されることが一般に知られている。切削機構の本質を解明するためには，切削過程におけるこれら諸要因の破壊挙動に果たす役割を詳細に調べることが必要であるが，特に微視的観点からの検討が要求されることは緒論において指摘したとおりである。

従来，微視的観点からの実験的研究は光学顕微鏡，透過型電子顕微鏡[2-1]，走査型電子顕微鏡[2-2]，X線マイクロアナライザ[2-3]，Ultra-microtomy技術[2-4]などを用いたものがあるが，これらの研究のほとんどは，いわゆる急停止法によってなされて来た。これは切削を急停止して得られる試験片の微視的観察に基づいた研究であるが，この方法によると，次に述べる二つの重大な問題点を包含することになる。まず第1は，切削停止後の凍結状態の静的な観察に基づいて，動的あるいは非定常な切削現象の推察を行う点である。動的に観察する方法としては，高速度カメラや[2-5]，モータドライブ方式による光学顕微鏡連続観察[2-6]などが試みられているが，現状では微視的因子が論じられるほどの高倍率観察はほとんど不可能と言える。次に，第2の問題は，切削温度の影響で，従来の急停止法では実切削中とは異なった温度条件での観察に依拠するという点である。すなわち，被削材の塑性変形や工具との摩擦に伴う熱，また，加熱切削のように外部から与えられた熱による切削温度の上昇は，材料の微視的組織や変形・破壊特性の質的変化を引き起こし，破壊機構や切削機構などに本質的な影響を及ぼすものと考えられるが，従来の方法では十分な解析は困難である。

このように，従来の研究方法は，切削中の真の微視的挙動を把握する上で極めて大きな制限があり，それ故，特に，被削材の破壊機構の解析という本研究の目的を達成するためには，有効な研究手段となり得ないと言えよう。

さらに切削の力学的解析についてみると，介在物やボイド，き裂などの微視的欠陥の近傍では，切削中に応力やひずみの集中が起こることが予想されるので，破壊機構，さらには，切削機構を詳細に検討するためには，これら微視的欠陥近傍の局所的な解析を行う必要がある。従来行われて来た代表的な力学的解析としては，実験的にはVisioplasticity法によるもの[2-7,8]，理論的には有限要素法[2-9,10]やすべり線場法によるもの[2-11,12]などがある。しかしながら，これらは被削材を均質連続体と考えて，切削変形域の応力・ひずみ場のいわば巨視的な解析を行ったものがほとんどであり，また，解析方法としても多少の問題点を含んでいる。

例えば，実験的な解析方法としてよく用いられて来たいわゆる格子線Visioplaticity法[2-13]は，被削材表面にあらかじめ刻印された格子線の変形を測定し，ひずみ速度分布，ひずみ分布，すべり線場などを求めるものである。この方法によると，格子線の太さが通常 100 μm前後にもなるため，微小領域の解析は

不可能であり，また，刻印そのものが変形破壊機構に対して影響を及ぼすことが考えられ，微視的因子の役割を解明するような場合には不適当な解析方法であると言わざるを得ない。また，有限要素法による解析では，切りくず生成過程のシミュレーションに対して詳細な検討が行われている例[2-9,10]があるものの，例えば，介在物まわりの応力・ひずみ分布などの局所的な解析については研究の端緒についたばかりと言える。

以上の諸点を考慮して，本研究においては，微視的かつ動的観点に立脚した新しい実験的手法ならびに解析方法を確立する[2-14]。すなわち，走査型電子顕微鏡（以下，ＳＥＭと略記する）内で駆動可能な温度制御微小切削装置を試作し，室温から約800℃に至る切削試験温度のもとで，切削過程ならびにそれに伴う破壊挙動を，高倍率で，かつ連続的に観察するとともに，同時に切削力を測定する。また，微視的因子近傍の力学的解析を行うために，ＳＥＭ連続観察写真を用いて，従来の格子線Visioplasticity法に代り，被削材中の微小介在物，析出物，エッチ・ピット，あるいは結晶粒界の特異点などを節点とする三角形要素を用いたVisioplasticity法を適用する。さらに，大変形有限要素法による力学的シミュレーションを行い，これらの結果を総合的に検討することにより，切削機構を微視的観点から明らかにせんとするものである。

以下，第２節では，まず，開発したＳＥＭ直接観察を可能にする実験装置の概要およびその性能について述べる。ついで，第３節では局所的な応力・ひずみ解析に適用した三角形要素によるＶisioplasticity法，ならびに，大変形有限要素法による力学的解析方法について述べる。

第２節　実　験　方　法

2.1　走査型電子顕微鏡直接観察法

2.1.1　温度制御微小切削試験装置の概要

ＳＥＭ内で，切削過程の微視的かつ動的観察を行うために開発した実験装置を図2-1に示す。本実験装置は同図に見られるように，ＳＥＭ本体（日本電子製　Ｕ－３型），温度制御微小切削試験装置，二次電子検出器，記録用ＶＴＲ（Video-Tape Recorder），モニタＴＶ，切削力および切削試験温度測定装置，加熱用電源などから構成されている。

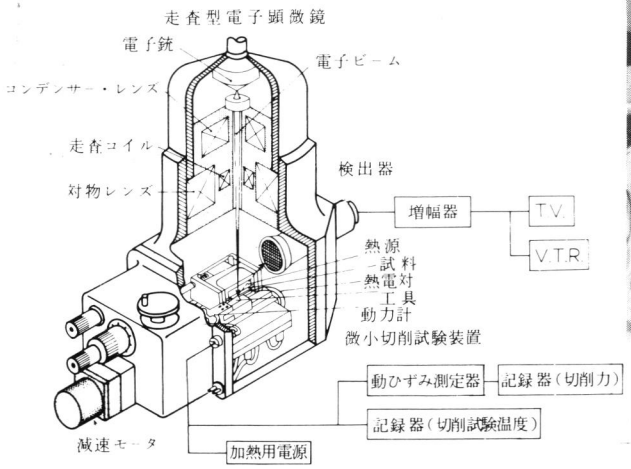
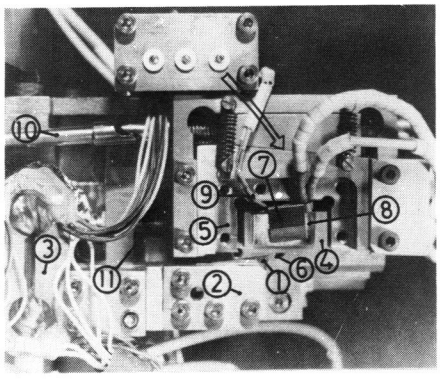


図２－１　実験装置の概要



(1)工具　(2)工具保持部　(3)弾性リング
(4)試験片　(5)試験片保持部　(6)切りくず
(7)熱源　(8)雲母箔　(9)熱電対
(10)軸Ａ（切込み用）　(11)軸Ｂ（切削用）

図2-2　温度制御微小切削試験装置

図2－2は本装置の主要部である温度制御微小切削試験装置を示すが，説明を容易にするために加熱炉の上部を取り外した状態で示している。本試験装置は主に，工具保持部，試験片保持部，加熱炉および切削駆動系で構成されている。また，この装置はＳＥＭ内で駆動可能であり，通常のＳＥＭ観察に用いる試料台との互換性をもたせている。

まず，被削材の切削試験温度の設定は，モリブデン細線（0.3㎜φ）を板状に折り曲げたもの２枚を熱源⑦として用いて，雲母箔⑧を介して試験片④を両側からはさみ，被削材を加熱昇温させることにより行う。この際，加熱効率を上げるには，伝導による放熱を極力抑えなければならず，そのため，試験片は断熱効果の良いアルミナ製のブロックで固定し，また試験片との接触面積をできるだけ小さくし，さらに外部の支持ブロックはステンレス製としている。加熱用電源は二次電子像への交流成分の干渉を避けるために直流安定化電源を用いる。切削試験温度は白金－ロジウム熱電対⑨により測定する。

ついで，切削試験は，工具①を固定し，ＳＥＭ外部の減速モータで試料台全体を送ることにより行う。切込みの設定は軸⑩をＳＥＭ外部で操作して，試料台をくさび機構により切削方向に対して垂直移動させて行う。また，切削力は弾性リング③の抵抗線ひずみゲージ出力より，主分力および背分力を測定するが，加熱による温度ドリフトを抑えるため，冷却器を設けて熱を吸収するようにしている。

2.1.2　温度制御微小切削試験装置の性能

設定できる切削速度は0.15，0.20，1.5，15㎜／minの４種であるが，変速ギアの交換でさらに広範囲の変速が可能である。切込みの設定は0.5㎜から数μm程度までは比較的容易に行える。さらにそれ以下の超微小切込みの設定はかなり困難となるが，約0.2μmまでの設定は，短い切削距離に対してならば可能である。

図2－3は切削試験温度の設定特性を示すが，これは，硫黄快削鋼を加熱した時の材料温度－消費電力曲線の例である。被削材の熱的性質や試験片の寸法により，多少異なるが，100Ｗ程度で30分以内に約800℃までの昇温は可能である。温度制御は直流安定化電源の出力パワーをマニュアル調整して行うが，±約10℃の誤差範囲に設定が可能である。切削試験温度の設定において問題となるのは，試験片の温度分布である。この点を調べるために試験片内の異なる４点について，温度を測定した例を図2 4に示す。

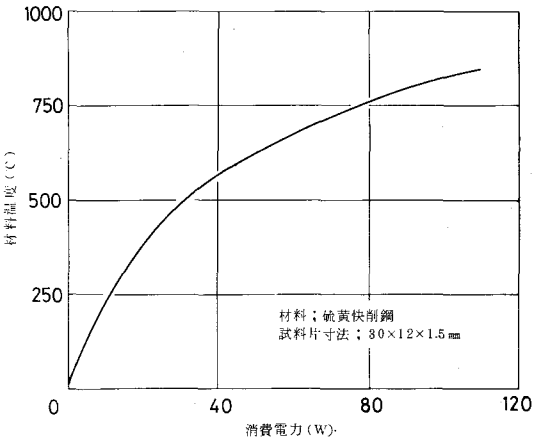


図2－3　材料温度－消費電力曲線の例

同図からわかるように，各点においてかなりの温度差が認められる。熱源に最も近いT_1は最高温度を示し，T_4は工具を介しての伝導による放熱のために最低温度を示しており，その温度差は最大120℃程度もある。しかしながら，表面に近いT_2，T_3，T_4間においては温度差は小さく，特に，T_3とT_4の間では最大30℃程度である。また，長時間維持して熱的な平衡状態に達すれば，温度差は減少する傾向を示す。

この程度の温度勾配が切削挙動に影響を与える可能性はあるが，本研究における微小切削においては，切込みが主に100 μm 以下であり，安定した切りくずの生成状態に達するには2 mm程度の切削距離で十分であるために，この意味からは温度勾配はさらに小さくなり，あまり問題にならないとも言える。従って，T_3の位置に埋め込んだ熱電対により測定される温度を切削試験温度とし，必要に応じて，複数の熱電対により数点の温度を測定して，温度勾配の補正を行うことにする。なお，測定した切削試験温度は，実際の切削加工において現われる切削温度分布とは異なっているため，切削試験温度の影響について検討する際には，この点も考慮しなければならない。

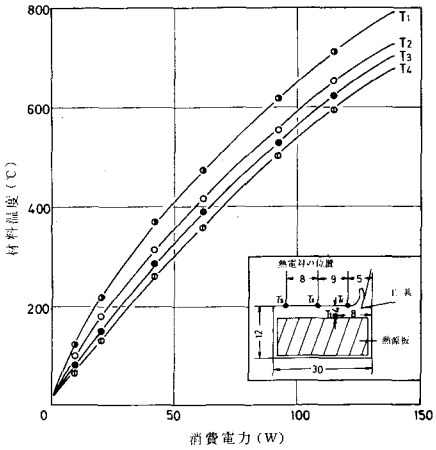


図2－4　試験片各部における昇温挙動

図2－5は動力計の検定曲線を示す。主分力，および，背分力ともに良い直線性を示し，両分力の相互干渉も高々5％であり，十分使用に供せるものと考える。

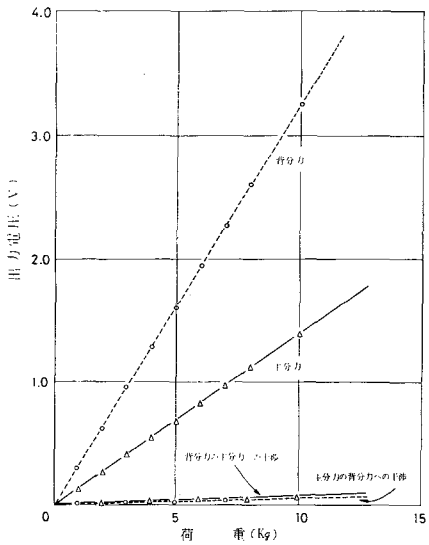


図2－5　動力計の検定曲線

ところで，加熱により生じる問題点で最も重要なものは二次電子像の解像度の高温での劣化である。解像度へ影響する要因としては熱電子と輻射光がある(2-15)。熱電子は試料を高温にした時発生し，そのエネルギ・レベルが二次電子のそれと類似しているため，雑音記号として検出器に混入し二次電子像のS／N比を悪くする。また，熱源あるいは加熱された試料表面からの輻射光も検出器に混入して，やはり像を劣化させる。前者については負電位を与えたフィルターを用いることにより熱電子と二次電子の分離をはかる。また，後者については，光の漏れを最小限に抑えさらに画像信号の直流成分をカットすることにより，像の改善を期することができる。

なお，本微小切削試験装置は，観察のために前後約60mm，左右約20 mmおよび回転角約90°の回転をSEMの外部より操作できるようになっている。また，観察倍率は50～10,000倍の範囲で行える。

以上に述べた本実験装置は，工具保持部や試料保持部などの装置の部分的な改造により，せん断加工機構や，摩擦・摩耗機構あるいは材料の変形・破壊機構などの基礎的研究手段としても応用が可能であると思われる。

2.2　被削材および工具

被削材は丸棒材より直方体形状にノコ盤を用いて切り出した後，適当な条件で熱処理を施す。その後，研削切断（水溶性研削液使用）により，試料の表層部を取り除き，図2-6に示す所定の形状に作製する。また，試料の所定の位置に熱電対挿入用の細い穴を開ける。その後，表面近傍の加工変質層の除去のためエメリ紙（1500番）による機械研摩およびバフ仕上げを行い，さらに電解研摩を施す。さらに微細組織の挙動の詳細な観察を容易にするために，適当なミクロ腐食を行う。なお，各被削材の化学的組成ならびに熱処理条件および表面処理条件については各章において示す。

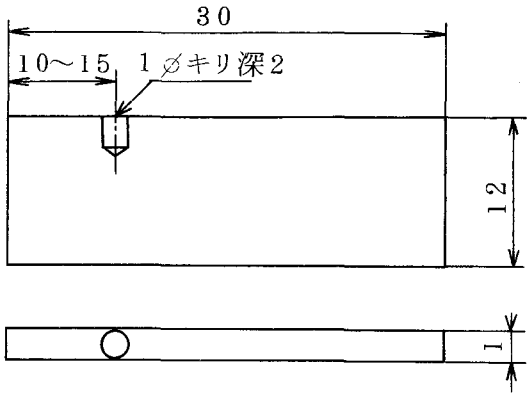
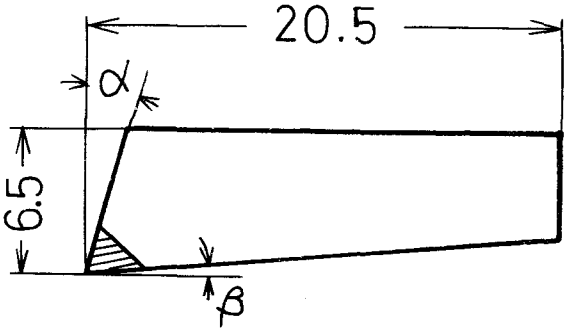


図2-6　試　験　片　形　状

工具は，ダイヤモンド工具および高速度鋼工具（SKH9）を用いる。使用工具の寸法形状を図2-7に示す。なお，逃げ角は2°～6°であり，すくい角は-20°～+35°の範囲に変化させて使用する。その他の工具形状の詳細は各章の実験方法の項，あるいは実験結果とともに示す。



α：すくい角（-20°～+30°）
β：逃　げ　角（2°～6°）

図2-7　工　具　形　状

2.3　実験手順ならびに観察例

これまでに述べて来た微小切削試験装置，試験片および工具を用いて，SEMによる切削過程の直接観察を次の手順に従って行う。

(1)　試験片を雲母箔で絶縁されたモリブデン線の2枚の熱源の間にはさみ，加熱炉に組み込み，微小切削試験装置の試料台に取り付ける。

(2)　工具を工具保持部に取り付け，試料切削面との平行度を調整した後，熱電対を設置する。

(3)　アセトンで試料および工具を清浄にした後，微小切削試験装置をSEMの試料室に装着する。

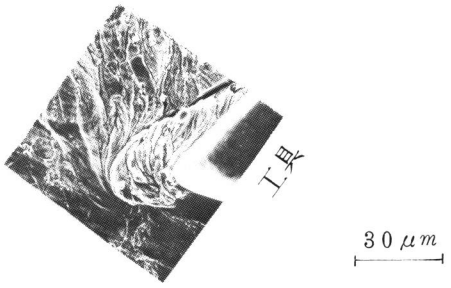
(4)　動力計，熱電対，熱源用リード線および冷却装置をそれぞれSEMの外部回路に接続する。

(5)　切込みの設定は二次電子像をモニタTVで観察しながらSEM外部より行う。切削速度は，所定の変速ギアを組み込んで設定する。

(6)　所定の切削試験温度に設定した後，切削試験を開始し，切りくず生成状態が安定するようになった時点でVTRによる記録あるいは写真撮影を行う。同時に切削力および切削試験温度の測定も行う。また必要に応じて切削系全体を回転させて被削材の自由面側からの観察，さらには工具を後退させて仕上面の観察なども行う。

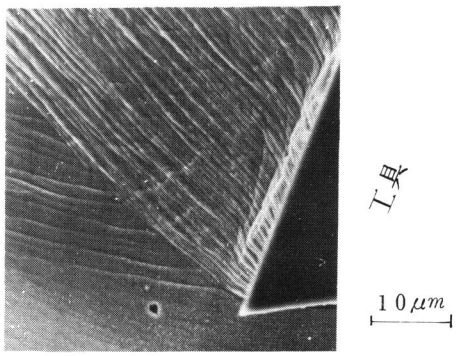
以上の実験手順において特に留意する点は次のとおりである。まず，切削試験温度設定については，あらかじめ工具を試験片に接触させて加熱し，十分な昇温時間を要して工具と被削材間の温度差をできるだけなくするように配慮する。第2にスロースキャン画像で写真撮影を行う場合には，切削を停止する必要があるが，ＶＴＲ画像，および切削力の変動をチェックすることにより，連続観察との差異が認められないことを確認してから行う。第3に，ＳＥＭ観察は試料表面に限られるため，内部の変形破壊挙動が異なるかどうかを調べる必要のある場合は，切削を急停止して，ニッケルメッキおよび樹脂により切りくずを固定した後，研摩により表面を除去し，試料内部の観察を行う。第4にＸ線マイクロアナライザによる元素の同定あるいはＸ線背面反射ラウエ法による単結晶試料の方位決定の際にも，同様に停止試験片を用いる。

以上に述べた実験手順に従って行った直接観察の例を図2－8に示す。図2－8(a)は低炭素鋼を450°Cで切削した場合の鼻型構成刃先の観察例であるが，十分な鮮明さで二次電子像が得られているのがわかる。また，図2－8(b)は，純鉄単結晶の切りくず生成状態を2000倍で観察した例であり，良好な観察結果と言える。



(a)　構成刃先の成長挙動

切削試験条件
被削材：低炭素鋼
工　具：SKH9（すくい角20°）
切込み：90 μm，切削速度：0.15㎜／min
試験温度：450℃，観察倍率：600倍



(b)　純鉄単結晶のせん断面変形挙動

切削試験条件
被削材：純　鉄
工　具：ダイヤモンド工具（すくい角20°）
切込み：100 μm，切削速度：0.15㎜／min
試験温度：室温，観察倍率：2000倍

図2－8　ＳＥＭ直接観察例

第3節　解　析　方　法

3.1　三角形要素を用いたVisioplasticity法

緒言で述べた様に，実験的な応力・ひずみ解析法として従来よく用いられている格子線Visioplasticity法は，格子線の刻印精度あるいは刻印そのものの影響などのため，本研究で目的とする局所的な解析には不適当である。従って，本研究では被削材中の微小介在物，エッチピット，粒界の特異点などを節点として用いて，三角形要素を構成し，その節点変位を実験的に求めることにより，各ひずみ成分の増分，相当ひずみ，最大せん断ひずみ速度方向，応力分布などを算出する新しいVisioplasticity法を適用

する。

本節では，まず解析のための基礎理論について述べ，ついで具体的な解析手順について述べる。なお，解析にあたり，変形域の全体の平均的な挙動を対象とする場合には，等方均質体と仮定する。また，介在物や縞状組織の近傍の解析を目的とする場合には，不均質性を考慮する。Bauschinger 効果は無いものとし，非圧縮性材料と仮定する。さらに，解析は主として平面ひずみ条件のもとで行うが，必要な場合は平面応力条件による検討も行う。

3.1.1　基　礎　理　論

(a)　ひずみ解析

変形を $x-y$ 平面内での平面問題とし，図2－9に示すような一つの三角形要素を考え，要素の力学的特性は，その節点の変位によって表わされるものとする。反時計回りに各節点に i，j，k の番号を付けると，要素の3節点に関する変位成分の増分 $\{d\delta\}$ は次のようにベクトル表示できる。

$$\{d\delta\} = \begin{Bmatrix} du_i \\ dv_i \\ du_j \\ dv_j \\ du_k \\ dv_k \end{Bmatrix} \qquad (2-1)$$

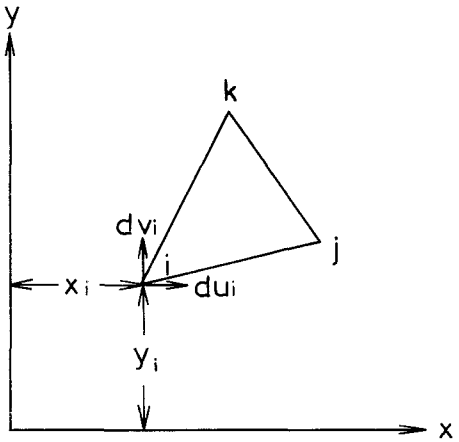


図2－9　三　角　形　要　素

要素内の変位は，式（2－1）の6成分により一義的に定められ，それは次の1次式で表示されるものとする。

$$\begin{aligned} du &= \alpha_1 + \alpha_2 x + \alpha_3 y \\ dv &= \alpha_4 + \alpha_5 x + \alpha_6 y \end{aligned} \qquad (2-2)$$

α_1，α_2，……α_6 は x，y 節点座標を代入して，二組の三元連立方程式を解くことによって求めることができ，節点の変位増分によって表示できる。従って，要素の変位増分は式（2－2）より，各節点の変位増分により次式で表わされる。

$$\left.\begin{aligned} du &= \frac{1}{2\Delta}\{(a_i+b_i x+c_i y)du_i+(a_j+b_j x+c_j y)du_j+(a_k+b_k x+c_k y)du_k\} \\ dv &= \frac{1}{2\Delta}\{(a_i+b_i x+c_i y)dv_i+(a_j+b_i x+c_j y)dv_j+(a_k+b_k x+c_k y)dv_k\} \end{aligned}\right\} (2-3)$$

ここで，

$$\begin{aligned} a_i &= x_j y_k - x_k y_j \\ b_i &= y_j - y_k = y_{jk} \\ c_i &= x_k - x_j = x_{kj} \end{aligned}$$

他の系数 $a_j, b_j, \cdots\cdots c_k$ は i, j, k の添字を循環的に置き換えて得られる。また，

$$2\Delta = \det \begin{vmatrix} 1 & x_i & y_i \\ 1 & x_j & y_j \\ 1 & x_k & x_k \end{vmatrix}$$

さらに，要素の各ひずみ増分の成分 $\{d\varepsilon\}$ は次式によって与えられる。

$$\{d\varepsilon\} = \begin{Bmatrix} d\varepsilon_x \\ d\varepsilon_y \\ d\gamma_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \dfrac{\partial (du)}{\partial x} \\ \dfrac{\partial (dv)}{\partial y} \\ \dfrac{\partial (du)}{\partial y} + \dfrac{\partial (dv)}{\partial x} \end{Bmatrix} \qquad (2-4)$$

式（2－3）を式（2－4）に代入して

$$\{d\varepsilon\} = [B]\{d\delta\} \qquad (2-5)$$

ここで

$$[B] = \frac{1}{2\Delta} \begin{bmatrix} b_i & 0 & b_j & 0 & b_k & 0 \\ 0 & c_i & 0 & c_j & 0 & c_k \\ c_i & b_i & c_j & b_j & c_k & b_k \end{bmatrix}$$

次に相当塑性ひずみ増分は次式で与えられる。

平面ひずみの場合

$$d\bar{\varepsilon}^p = \sqrt{\frac{2}{3}} \left\{ (d\varepsilon_x)^2 + (d\varepsilon_y)^2 + \frac{1}{2}(d\gamma_{xy})^2 \right\}^{\frac{1}{2}} \qquad (2-6)$$

平面応力の場合

$$d\bar{\varepsilon}^p = \sqrt{\frac{2}{3}} \left\{ (d\varepsilon_x)^2 + (d\varepsilon_y)^2 + (d\varepsilon_z)^2 + \frac{1}{2}(d\gamma_{xy})^2 \right\}^{\frac{1}{2}} \qquad (2-7)$$

となる。ただし，非圧縮性の仮定より，$d\varepsilon_z = -(d\varepsilon_x + d\varepsilon_y)$ が成立する。

ひずみ経路が既知であれば，相当塑性ひずみは各増分段階の相当ひずみ増分を無変形時から積分することにより得られる。また，各変形段階における最大せん断ひずみ速度方向，および主ひずみ速度方向は式（2－4）の結果を用いて求められる。

(b) 応力解析

材料が降伏するまでの弾性応力解析は，次に示すHookeの法則を用いて行う。平面ひずみの場合，

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \\ \sigma_z \end{bmatrix} = \frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} \begin{bmatrix} 1 & \frac{\nu}{1-\nu} & 0 \\ \frac{\nu}{1-\nu} & 1 & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{2}\cdot\frac{1-2\nu}{1-\nu} \\ \frac{\nu}{1-\nu} & \frac{\nu}{1-\nu} & 0 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} \qquad (2-8)$$

となる。ここで，Eは縦弾性係数，νはポアソン比である。

また，相当応力は次式で与えられる。

$$\sigma e=(\sigma x^2+\sigma y^2+\sigma z^2-\sigma x\sigma y-\sigma y\sigma z-\sigma z\sigma x+3\tau xy^2)^{\frac{1}{2}} \tag{2-9}$$

塑性計算は，L'evy-Misesの式を用いる。すなわち，ひずみ増分の主軸が応力の主軸と一致するとして，ひずみ増分テンソルと応力テンソルの間に比例関係が成立するものとする。

従って，平面ひずみの条件のもとでは，

$$\left.\begin{aligned}\sigma x&=\sigma x'+\sigma m=\frac{2}{3}\ \frac{1}{d\lambda}\ d\varepsilon x+\sigma m\\ \sigma y&=\sigma y'+\sigma m=\frac{2}{3}\ \frac{1}{d\lambda}\ d\varepsilon y+\sigma m\\ \tau xy&=\frac{1}{3d\lambda}\ d\gamma xy\\ \sigma z&=\frac{1}{2}\ (\sigma x+\sigma y)\end{aligned}\right\} \tag{2-10}$$

ただし，$\sigma x'$，$\sigma y'$は偏差応力成分，$\sigma m=\frac{1}{3}(\sigma x+\sigma y+\sigma z)=\frac{1}{2}(\sigma x+\sigma y)$は平均垂直応力である。

また，相当応力－相当ひずみ曲線が$\bar{\sigma}=C(a+\bar{\varepsilon})^m$で表わされる場合，$d\lambda=\frac{d\bar{\varepsilon}}{C(a+\bar{\varepsilon})^m}$となる。

さらに，相当塑性応力$\bar{\sigma}^p$は次式で表わされる。

$$\bar{\sigma}^p=(\sigma x^2+\sigma y^2+\sigma z^2-\sigma x\sigma y-\sigma y\sigma z-\sigma z\sigma x+3\tau xy^2)^{\frac{1}{2}} \tag{2-11}$$

本論文では，以上の応力解析の他に，いわゆるすべり線場法による解析も行う。平面ひずみ条件のもとでの塑性応力場は，すべり線場が既知であれば，Henckyの方程式により求められるが，ここでは，加工硬化を考慮したOxley[2-12]らによる修正したHenckyの方程式を用いてすべり線に沿う垂直応力を求める。すなわち，

$$\left.\begin{aligned}&\sigma-2\int k\frac{\partial\phi}{\partial s_1}\ ds_1+\int k\frac{\partial k}{\partial s_2}\ ds_1=const.(\text{第1すべり線上})\\ &\sigma+2\int k\frac{\partial\phi}{\partial s_2}\ ds_2+\int k\frac{\partial k}{\partial s_1}\ ds_2=const.(\text{第2すべり線上})\end{aligned}\right\} \tag{2-12}$$

ここで，kはすべり線上のせん断応力であり，これは相当応力－相当ひずみ関係が与えられていると次式で求められる。

$$k=\frac{\bar{\sigma}}{\sqrt{3}} \tag{2-13}$$

また，s_1，s_2はそれぞれ第1および第2すべり線に沿う距離であり，ϕは最大せん断ひずみ速度方向である。

従って，すべり線場と，ひずみ場が得られていると，式(2-12)および式(2-13)を用いて，境界条件を満たすように積分を行えば，すべり線に沿うせん断応力ならびに垂直応力の分布が求められることになる。

(c) ひずみ成分の平滑化

以上の解析は，ひずみ増分理論に基づいているので，その増分間隔は応力解析の誤差の原因となる。そこで，その間隔はできるだけ小さいのが望ましい。しかしながら，実際には，SEMによる連続観察写真を用いて行うため，無制限に小さくすることはできず，その節点変位の読み取り誤差を考えると，変位増分にして1 μm 程度が限度である。また，ある特定の段階の誤差が全体の解析精度に影響を与えるようなことが起こりうる。そこで，本研究では，得られたひずみ成分を最小二乗法により多項式近似(2-16)して，平滑化し，また，十分に小さい増分間隔を得るようにする。

データの組が

$$x = x_i \text{ で } y = y_i \qquad \text{ここで } i = 1, 2, \cdots\cdots m \tag{2-14}$$

のように，m組与えられている時，これを近似的に次のような$n-1$次の多項式で表現することを考える。

$$y = a_1 + a_2 x + a_3 x^2 + \cdots\cdots + a_n x^{n-1} \tag{2-15}$$

ここで，xを変形開始時点から経過時間，yをひずみ成分とすると，

$$\left.\begin{aligned} y_1 &= a_1 + a_2 x_1 + a_3 x_1^2 + \cdots\cdots + a_n x_1^{n-1} \\ y_2 &= a_1 + a_2 x_2 + a_3 x_2^2 + \cdots\cdots + a_n x_2^{n-1} \\ &\cdots\cdots\cdots\cdots \\ y_m &= a_1 + a_2 x_m + a_3 x_m^2 \cdots\cdots + a_n x_m^{n-1} \end{aligned}\right\} \tag{2-16}$$

の連立方程式が得られ，未知数$a_1, a_2 \cdots\cdots a_n$を求めることが問題となる。次に，

$$A = \begin{Bmatrix} 1 & x_1 & x_1^2 & \cdots\cdots & x_1^{n-1} \\ 1 & x_2 & x_2^2 & \cdots\cdots & x_2^{n-1} \\ \vdots & \vdots & \vdots & & \vdots \\ 1 & x_m & x_m^2 & \cdots\cdots & x_m^{n-1} \end{Bmatrix} \tag{2-17}$$

$$b = \begin{Bmatrix} y_1 \\ y_2 \\ \vdots \\ y_m \end{Bmatrix} \tag{2-18}$$

$$x = \begin{Bmatrix} a_1 \\ a_2 \\ \vdots \\ a_n \end{Bmatrix} \tag{2-19}$$

とおくと，対応する正規方程式は次式

$$B = A' A = \begin{bmatrix} \Sigma 1 & \Sigma x_i & \Sigma x_i^2 & \cdots\cdots & \Sigma x_i^{n-1} \\ \Sigma x_i & \Sigma x_i^2 & \Sigma x_i^3 & \cdots\cdots & \Sigma x_i^n \\ \Sigma x_i^2 & \Sigma x_i^3 & \Sigma x_i^4 & \cdots\cdots & \Sigma x_i^{n+1} \\ \vdots & \vdots & \vdots & & \vdots \\ \Sigma x_i^{n-1} & \Sigma x_i^n & \Sigma x_i^{2n-2} & \cdots\cdots & \Sigma x_i^{2n-2} \end{bmatrix} \qquad (2-20)$$

$$C = A' b = \begin{bmatrix} \Sigma y_i \\ \Sigma x_i y_i \\ \Sigma x_i^2 y_i \\ \Sigma x_i^{n-1} y_i \end{bmatrix} \qquad (2-21)$$

を用いて

$$B x = C \qquad (2-22)$$

となる。ここで$\Sigma = \sum_{i=1}^{m}$

式（2－22）を解くと最適の近似多項式の係数a_1，a_2 ……a_nが求まる。なお，変形関始時点のひずみ成分は残留ひずみがない場合0となる。その時は，x－y座標系の原点を通る関数に近似するため，Bの第1行目，第1列目およびCの第1行目は0とする。

3.1.2　解　析　手　順

SEM連続写真を用いて，三角形要素によるVisioplasticity法に基づいて，応力・ひずみ解析を行う具体的手順について述べる。

図2－10は，解析手順の概略を示す。各変形段階のSEM連続写真より，対象とする解析領域を定め，その領域を適当な三角形要素に分割する。三角形要素の構成は，粒界の特異点，微小介在物，微小析出物，エッチ・ピットなどの適当な質点を選定し，番号を付して行う。番号によって識別される質点を節点と呼ぶ。なお，この要素分割において，介在物や縞状組織などの近傍の局所的解析を行う場合には，母材との界面近傍ではできるだけ細かい要素分割となるように配慮し，また介在物や析出物と母材は異質材料として扱う。

節点座標の測定は，工具顕微鏡（東京光学KK，最小目盛1μm）を使用して，60×60㎜のネガフィルムまたは，その密着焼付写真で行う。この節点座標値を入力とし，ひずみおよび応力の算出を電子計算機を利用して行う。図2－10において，破線に囲まれた部分は，電子計算機により計算処理されるところを示す。

図2－10により，計算手順を説明すると次のようになる。まず，各要素に対して，式（2－5）より各ひずみ成分の増分，最大せん断ひずみ速度方向，および相当ひずみ増分を求める（図2－10(5)）。つぎに，各変形段階でのひずみ成分を各々四次関数に最小二乗近似し（図2－10(6),(7)），平滑化されたひずみ成分値

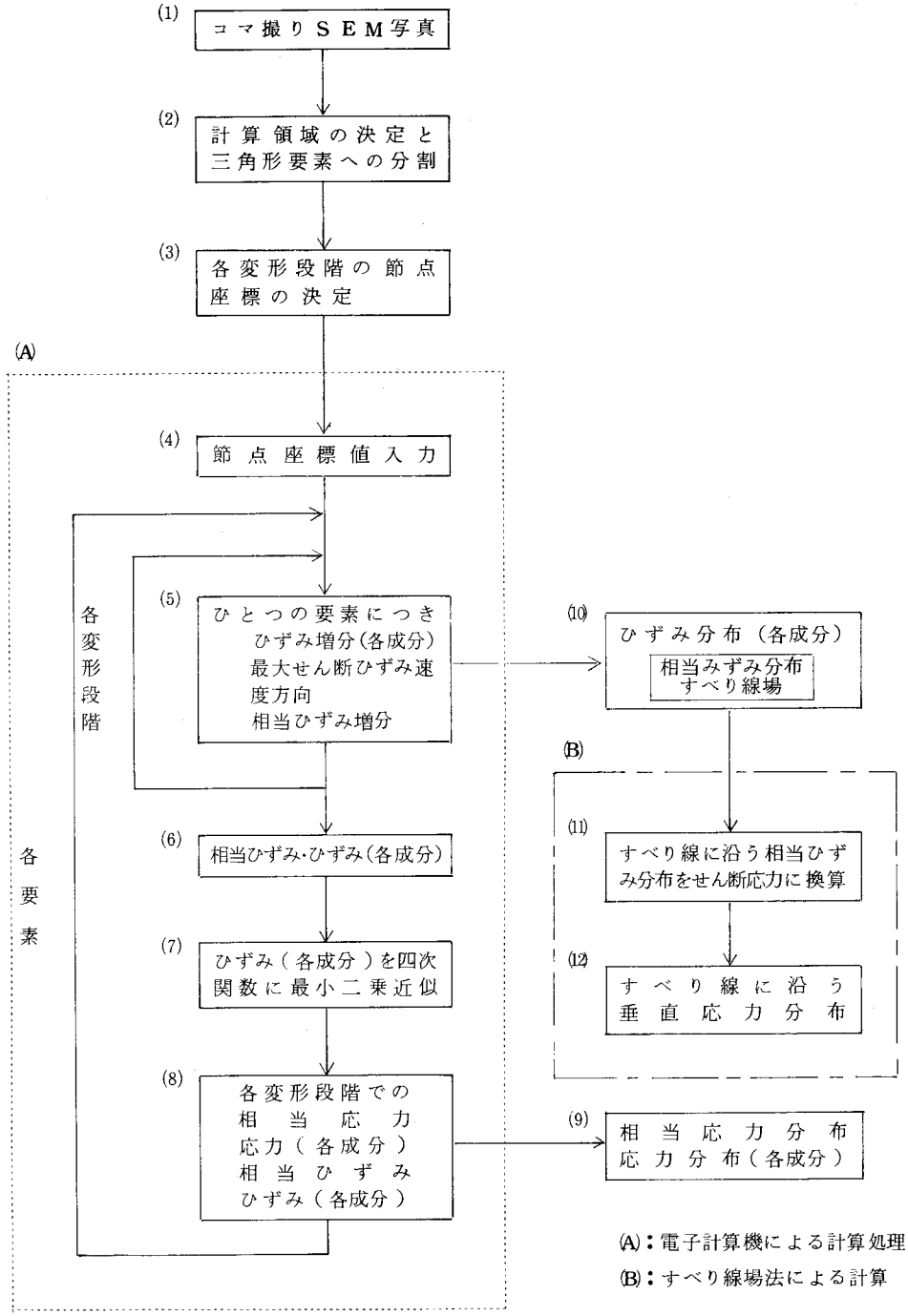


図2－10　三角形要素を用いたVisioplasticity法による解析手順

から微小ひずみ増分間隔で，応力解析を行う（図2－10(8)）。これまでの計算を各要素に対してくりかえし行い，全領域の各ひずみ分布，ひずみ速度場，および応力分布を求める。また，平面ひずみの場合，最大せん断ひずみ速度方向よりすべり線場を求め，式（2－12）によってすべり線に沿う垂直応力分布を求める（図2－10(11),(12)）。

3.2　大変形有限要素法によるシミュレーション

有限要素法は電子計算機の高速化，大規模化に伴って，最近，構造力学や材料力学を始めとして，広く金属加工や材料学などの分野において適用され，その実用的評価はほぼ確定したと言える。切削機構の解析に対する有限要素法の適用は，垣野[2-9]らを始めとし，最近では，白樫[2-10]らによる定常切削過程のシミュレーション解析などが行われている。

本研究においては，擬似定常切削モデルおよび過渡的切削モデルを用いて，切削変形域の巨視的な応力ひずみ場を求める。また，1次塑性域を想定した境界条件のもとでの，微視的因子近傍の局所的解析も行う。なお，切削に伴う変形は大変形・大ひずみであることに留意して，大変形有限要素法を適用する。

ところで，本研究で目的とする微視的な破壊機構の解析に対しては，現在の有限要素理論は極めて不十分であるため，その適用には種々の問題点を伴う。しかしながら，破壊の発生以前の応力・ひずみ場の定性的な特徴を把握しておくことは必ずしも無意味なことではない。このような観点から本研究では2，3の解析を試みる。従って，その解析結果に関する議論は破壊の発生の前提条件ないしは具備条件についての定性的なものにならざるを得ない。それ故，観察結果ならびに実験的な解析結果と合わせて，破壊機構を総合的に考察するという観点からその解析結果を扱う必要がある。

3.2.1　基礎的概念

有限要素法は変形物体を独立した有限要素の集合体と考え，仮想仕事の原理に基づき，各要素の節点における力の平衡条件と変位の適合条件を満足するように各要素を結合して，変位・ひずみ・応力の近似的な分布を得ようとする解析方法である。現在ではこの有限要素法は広く一般化しているため，その詳述は避ける。

本研究で用いる大変形有限要素法は瀬口[2-17,18]らによって開発されたものに準拠しており，弾塑性変形する物体の大変形における形状非線形性を考慮している。すなわち，その定式化はラグランジェ法により，増分変形中は変形途上の物体の現在の形状を基準とする物体座標に従って変形を追跡し，各増分段階で空間固定の基準座標に戻すことにより行う。この方法により，初期応力や初期変位などを考慮した解析が可能となる。

なお，降伏条件はMisesの条件に従うものとし，また，応力－ひずみ関係はPrandtl－Reussの式に基づいて山田[2-19]らが求めた次の関係式を用いるものとする。すなわち，塑性状態においては，

$$\sigma = \frac{E}{1+\nu} D^{p} d\varepsilon \qquad (2-23)$$

を用いる。ここで，Eは縦弾性係数，νはポアソン比である。また，D^{p}は次式で与えられる対称行列で

である。

$$
D^{p}=\left\{\begin{array}{lllllll}
\frac{1-\nu}{1-2\nu}-\frac{\sigma x'^{2}}{S} & & & & & & \\
\frac{\nu}{1-2\nu}-\frac{\sigma x'\sigma y'}{S} & \frac{1-\nu}{1-2\nu}-\frac{\sigma y'^{2}}{S} & & & S\ Y\ M & & \\
\frac{\nu}{1-2\nu}-\frac{\sigma x'\sigma z'}{S} & \frac{\nu}{1-2\nu}-\frac{\sigma y'\sigma z'}{S} & \frac{1-\nu}{1-2\nu}-\frac{\sigma z'^{2}}{S} & & & & \\
-\frac{\sigma x'\tau xy}{S} & -\frac{\sigma y'\tau xy}{S} & -\frac{\sigma z'\tau xy}{S} & \frac{1}{2}-\frac{\tau xy^{2}}{S} & & & \\
-\frac{\sigma x'\tau yz}{S} & -\frac{\sigma y'\tau yz}{S} & -\frac{\sigma z'\tau yz}{S} & -\frac{\tau xy\tau yz}{S} & \frac{1}{2}-\frac{\tau yz^{2}}{S} & & \\
-\frac{\sigma x'\tau zx}{S} & -\frac{\sigma y'\tau zx}{S} & -\frac{\sigma z'\tau zx}{S} & -\frac{\tau xy\tau zx}{S} & -\frac{\tau yz\tau zx}{S} & \frac{1}{2}-\frac{\tau zx^{2}}{S} &
\end{array}\right\}
\qquad (2\text{-}24)
$$

ここで，$\sigma x'$，$\sigma y'$は偏差応力成分であり，$S=\frac{2}{3}\bar{\sigma}^{2}\left(1+\frac{H'}{3G}\right)$である。また，Gは横弾性係数であり，$H'=d\bar{\sigma}/d\bar{\varepsilon}^{p}$である。

3.2.2　解析に用いた仮定と解析手順

解析に用いたモデルならびに仮定は該当する各項において示すが，基本的には次のような考えのもとに行う。変形は平面ひずみ条件を満すものとし，また，Bauschinger効果はないものとする。さらに，極低切削速度を対象としているため，ひずみ速度効果ならびに温度効果は無いものとする。

切削変形場の巨視的な応力・ひずみ場を解析する場合には，材料を均質等方体とし，工具との摩擦境界ではAmontonsの法則が成立するものとする。また，解析モデルは擬似定常切削モデルおよび過渡的切削モデルを用いる。前者は，あらかじめ想定した連続型切りくず生成模型に対して工具を前進させ，計算される合成切削力の増分がある設定値以下になった時を定常状態とみなすものである。後者はせん断型切りくず生成における初期変形状態に対応する模型を用いて行う。

局所的な応力・ひずみ場の解析には，1次塑性域における巨視的な応力状態に基づいて微小領域の境界条件を仮定し，析出物まわりの力学的解析を行う。この際，母材と析出物は異なる応力－ひずみ関係を有するものとしてその不均質性を考慮する。また，界面は変位の連続性を保持するものとする。従って，その結合強度は析出物内部ならびに母材に比べて理想的に高いとみなされる場合に相当する。これは，パーライト相とフェライト相の界面のような場合には無理な仮定とはならないと考えられる。

解析は図2－11に示す手順に従って行う。まず，節点の座標，要素番号，材料特性，境界条件などを読み込み，任意の境界変位の増分を与える。ついで，各要素の剛性行列を求めた後全体の剛性行列を求める。剛性方程式を解いて各節点の変位増分および節点外力増分を求める。さらに，各要素ごとに節点変位よりひずみ増分，応力増分を求め，ひずみおよび応力の各成分を求める。相当応力により降伏判定を行い降伏

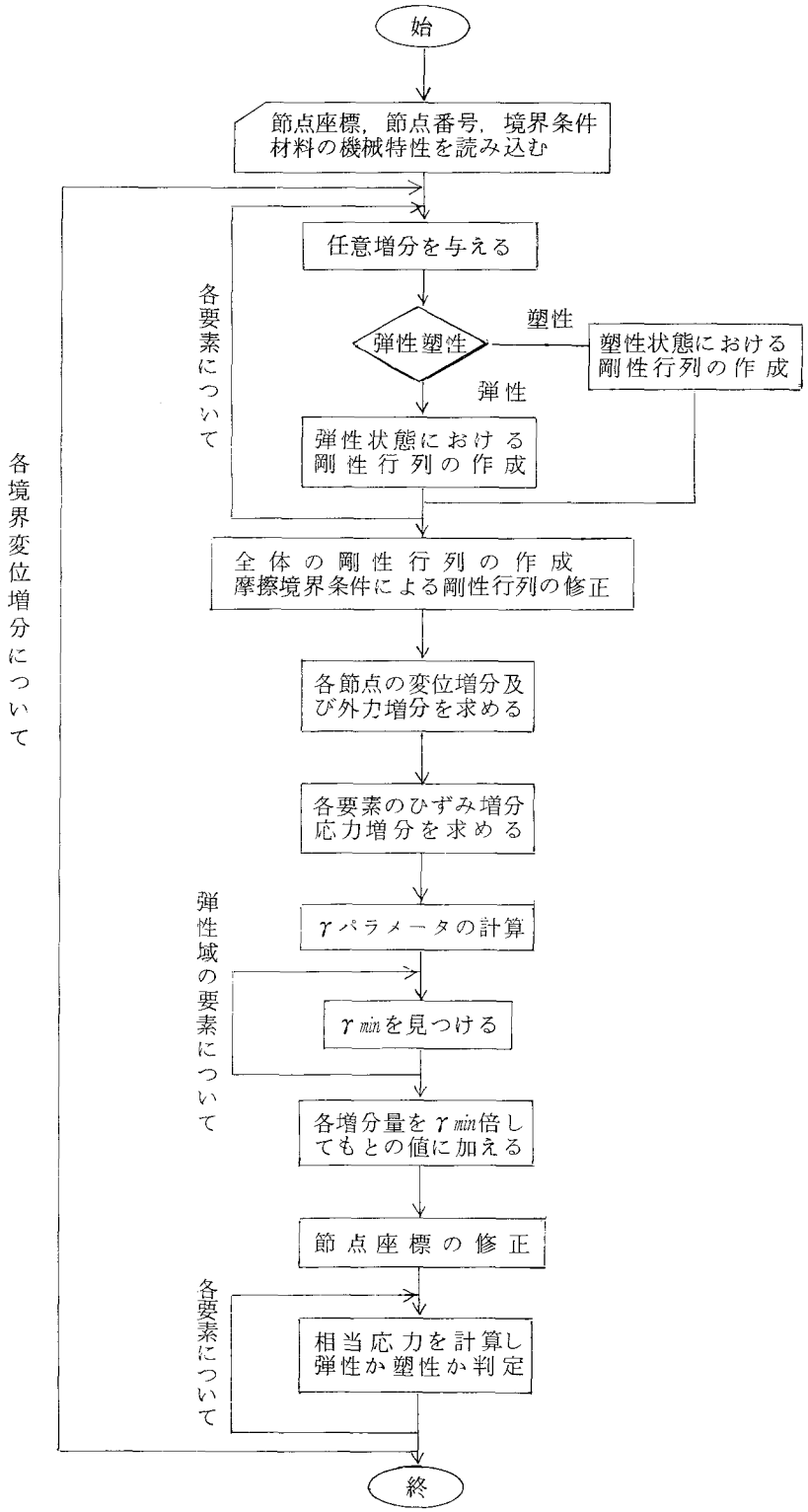


図２－１１　有限要素法による解析フローチャートの例

要素については以後の計算は塑性計算を行う。また，除荷判定を行い除荷要素については弾性計算を進める。各要素ごとの応力，ひずみ，変位，主応力，さらに主応力方向などの結果を出力して，次の増分段階に進み，所定の変形段階まで繰り返し計算を続行する。

第4節　結　　言

本章では，本研究の目的である金属切削過程における破壊機構を基礎的に解明するための新しい実験的手法ならびに解析手法を確立した。その概要および主な特徴について述べると次のようになる。

まず，切りくず生成過程およびそれに伴う破壊挙動の微視的かつ動的な観察を可能にするＳＥＭ内温度制御微小切削試験装置を開発した。本試験装置を用いると，室温から約800℃に至る切削試験温度のもとでの切削現象を50～10,000倍の倍率で直接観察でき，また，同時に切削力の測定を行うことができる。従って，本実験方法は介在物や析出物，ボイド，き裂などの各種微視的因子の切削中の動的挙動を明らかにすることができ，破壊機構を詳細に解析する上で有効な研究手段になるものと言える。

つぎに，介在物まわりやき裂近傍の局所的応力・ひずみ解析を行うために，ＳＥＭ連続観察に基づいたVisioplasticity法を開発した。本解析法は被削材中の微小析出物や微小介在物，エッチ・ピット，結晶粒界の特異点などを節点として三角形要素を構成し，その節点変位をＳＥＭ連続観察に基づいて測定することにより，微小領域内の力学的解析を行うものである。この方法は従来の格子線Visioplasticity法に比べて，より微小領域の解析が可能であり，また，格子線の刻印の必要もなく，さらに，刻印線の精度や刻印そのものの変形・破壊挙動に対する影響などの問題点を避けることができるという利点がある。

第 3 章　準連続型切りくず生成過程における局所的破壊機構

第1節　緒　　言

従来，いわゆる流れ型あるいは連続型として分類されている切りくず生成過程は，巨視的には連続型であっても，微視的に観れば，数μm程度のき裂やボイドなどの局所的破壊，あるいは，局所的な応力やひずみの集中などの不均質変形を伴っている場合がほとんどである。従来の切りくず分類法においては，流れ型切りくずとは，いわゆる主せん断域における変形機構が，ほぼ連続的なすべり変形によってのみ行われている場合を言うが，そのような意味での連続型切りくずの生成は，多結晶や多相からなり，また，種々の欠陥を有する通常の被削材を結晶粒よりも大きい切込み深さで切削するような普通の切削状況においては，ほとんど見られない。それは，これらの通常の被削材においては，介在物や析出物，結晶粒界，潜在き裂などの局部応力集中源が多かれ少なかれ必ず存在しており，このような応力集中源は切削中種々の破壊の発生をもたらす大きな要因となるからである。

本研究では，その発生が起りはするが，巨視的な大きさには成長せず，例えば切込み深さの１～２割程度でその成長を停止して全破断に至らない破壊を局所的破壊と呼ぶ。また，このような局所的破壊を内包する切りくず形態を準連続型切りくずと称し，本章においては，それに伴う破壊機構を取扱う。一方，単結晶や結晶粒に対して十分小さい切込による切削においては，結晶塑性に基づいたすべり変形による連続的な切りくず生成がしばしば観察されることがあるが，これについては第６章で取上げる。

以上のような観点からみれば，これまで最も多く切削機構の研究対象とされて来たいわゆる流れ型ないしは連続型切りくず生成形態のほとんどは，本研究における準連続型切りくず生成の範ちゅうに属することになる。このような意味では，準連続型切りくず生成に関する研究は数多くなされて来ていると言える。例えば，Merchant[3-1]，LeeとShaffer[3-2]，Shaw[3-3]，Oxley[3-4]，大越[3-5]，奥島ら[3-6]，臼井ら[3-7]による各種のせん断域模型や塑性力学に基づいた研究が数多くあり枚挙にいとまがない。これらの研究の多くはいわゆる切削方程式の導出に努力が費され，せん断面上の平均せん断応力やひずみ，あるいは，平均垂直応力，さらには，塑性域の応力・ひずみ分布などを求めている。そして，それらの力学的変数と被削材の機械的性質や切削条件との関連を論じることにより，切削機構の記述あるいはその予測に対して，概略としては妥当な知見を数多く与えて来ていると言える。

しかしながら，切刃近傍におけるき裂の発生や被削材中の各種欠陥まわりのボイド挙動などの局所的破壊については，その発生・成長を通じて，切りくず生成機構や仕上面生成機構に深く関与し，切削の諸現象に大きな影響を与えることが予想されるにもかかわらず，ほとんど不問に付されており，その詳細な検討は皆無と言ってよい。切りくず生成機構の本質を解明する上で，その発生・成長機構を明らかにすることは非常に重要であり，特に，本論文で主な研究対象とする微小切削領域においては，局所的破壊の大きさは無視できず，その機構の解析が極めて肝要と言える。

そこで，本章では，まず，前章において開発した新しい実験方法により，各種実用材料の準連続型切りくず生成過程を微視的かつ動的に観察し，切りくず生成に伴う種々の局所的破壊の挙動を明らかにする。ついで，塑性変形域ならびに局所的破壊の近傍の応力・ひずみ場の解析を行うことにより，その発生，成長機構ならびに成長停止機構を明らかにする(3-8)。さらに，この局所的破壊挙動の仕上面性状などの切削現象に及ぼす影響についても検討する。

なお，本章で用いる切削変形域に関する用語を模式図3－1のように定める。すなわち，切削に伴って，被削材が塑性変形する領域全体を塑性変形域と称し，これを1次塑性域および2次塑性域に分ける。特に，1次塑性域において，せん断変形の著しい，いわゆるせん断面に相当する領域を強調する時は，これを主せん断域と呼び，また，工具逃げ面摩擦などに起因する変形域を逃げ面下方領域と呼ぶ。さらに，1次塑性域の開始する境界および終了する境界を，それぞれ1次塑性変形開始境界および1次塑性変形終了境界と呼ぶ。これらの呼称は特にことわりのない限り次章以下でも同様とする。

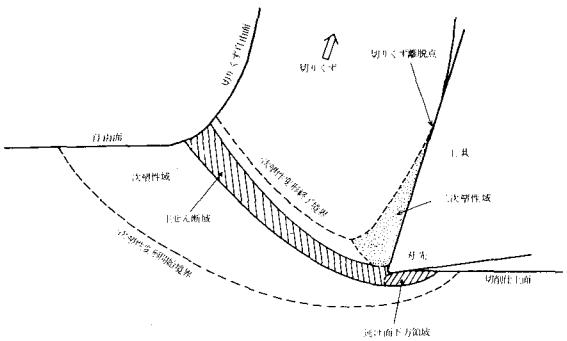


図3－1　2次元切削状態における変形域各部の呼称

第2節　被削材ならびに実験条件

2.1　被　削　材

本章で用いる被削材は四・六黄銅，クロム・モリブデン鋼（以下Cr－Mo鋼と記す）A，B，C，および，硫黄快削鋼A，Bである。表3－1にこれら各種被削材の化学的組成，ならびに熱処理条件を示す。

四・六黄銅はα相（fcc）およびβ相（bcc）の異なる2相を有する実用材料として選んだ。α相の結晶粒径は20～40 μmであり，主として結晶粒界にはPb介在物が分布している。また，Cr－Mo鋼はパーライトやセメンタイトの析出物の形状や分布，方向性などの切削機構ならびに破壊機構に及ぼす影響を主に調べる目的で用いた。そのため，表3－1に示した各種熱処理を施し，図3－2に示す異なる顕微鏡組織を得たものである。すなわち，Cr－Mo鋼Aは圧延材のままであり，分散したパーライト組織を示しており，同Bは焼準材であり，フェライトとパーライトの縞状組織を呈している。また，同Cは球状化焼鈍材であり，球状化したセメンタイト粒子が分散している。さらに，硫黄快削鋼は非金属介在物であるMnSの局所的破壊挙動に果たす役割を検討するために使用した。硫黄快削鋼Aは粒径数 μm～20 μm程度の球状MnS介在物を含んでおり，同Bはアスペクト比（介在物の長径／介在物の短径）が約3～10の長楕円体状MnS介在物を含有している。

表３－１　被削材の化学的組成（Wt％）および熱処理条件

	Cu	Pb	Fe	Sn	Zn	熱処理条件
四・六黄銅	59.65	2.50	0.53	0.41	Bal.	真空焼鈍 500℃ 2時間

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al
Cr－Mo鋼（SCM22H）	0.19	0.29	0.76	0.019	0.005	0.04	1.03	0.18	0.045

	熱処理条件	顕微鏡組織	ブリネル硬さ（H_B）
Cr－Mo鋼A 圧延材	―――	フェライト＋パーライト	198
Cr－Mo鋼B 焼準材	890℃ 2時間 空冷	フェライト＋パーライト 縞状組織	163
Cr－Mo鋼C 球状化焼鈍材	770℃ 2時間 炉冷（－5℃／時間）	球状化セメンタイト	140

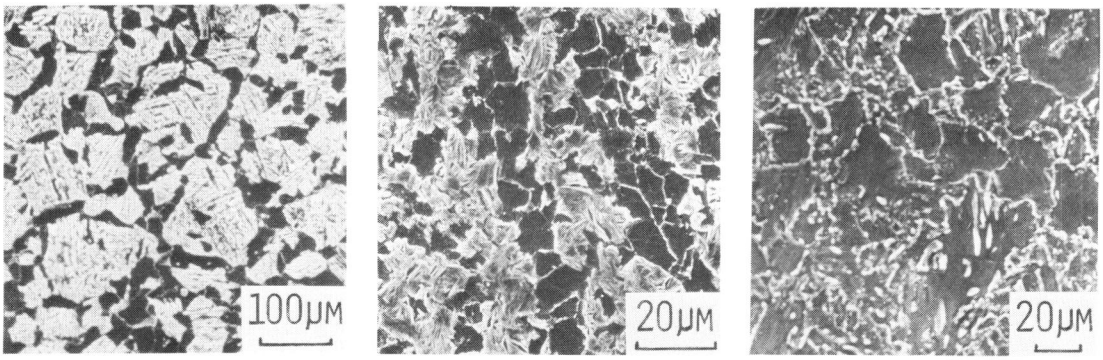
	C	Si	Mn	P	S	Pb	熱処理条件
硫黄快削鋼A（球状MnS）	0.070	0.010	1.130	0.046	0.207	－	真空焼鈍 950℃ 3時間
硫黄快削鋼B（長楕円体状MnS）	0.080	0.008	0.880	0.100	0.259	－	同上

表３－２　表面処理条件

材料	電解研摩		ミクロ腐食	
	電解液	研摩条件	腐食液	腐食条件
四・六黄銅	三酸化クロム 25g 酢酸 133cc 水 7cc	陰極 Ti 電圧 10V 電流 0.03A 時間 約1分 液温 室温	塩化第２鉄 10g 塩酸 20cc 水 120cc	1～2分
快削鋼 A．B	同上	陰極 Ti 電圧 23V 電流 0.1A 時約 約30秒 液温 室温	硝酸 10cc エチルアルコール 30cc	5～6秒
Cr-Mo鋼 A．B．C	同上	陰極 Ti 電圧 23V 電流 0.1A 時間 約1分 液温 室温	同上	20～30秒

被削材は所定の熱処理を施した後，前加工による表面変質層の除去ならびに表面仕上げのために，表3－2に示す研摩条件で電解研摩を行う。さらに，顕微鏡組織を顕在化させるためにミクロ腐食を施す。この時の腐食条件は表3－2に示すとおりである。

なお，Cr－Mo鋼については，精機学会切削加工専門委員会より提供されたものである。



(a) Cr－Mo鋼A（圧延材）
フェライト，パーライト

(b) Cr－Mo鋼B（焼準材）
フェライト，パーライトの縞状組織

(c) Cr－Mo鋼C（球状化焼鈍材）
球状化セメンタイト

図3－2　Cr－Mo鋼A，B，Cの顕微鏡組織

2.2　実　験　条　件

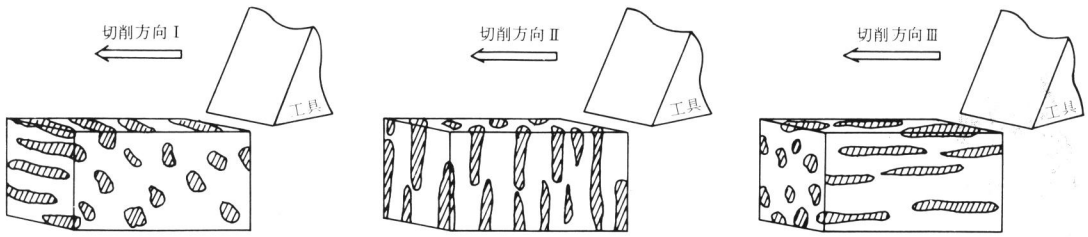
本章で用いる工具は，高速度鋼工具SKH－9であり，表3－3にその化学的組成を示す。また，すくい

表3－3　高速度鋼工具の化学的組成（Wt％）

	C	Si	Mn	P	S	Cr	W	Mo	V
SKH 9	0.86	0.27	0.34	0.017	0.010	4.15	6.10	5.00	1.80

角は－20°～+30°，逃げ角は6°のものを用いる。刃先丸味半径は3 μm～10 μmである。切削条件は次の通りである。切削速度は0.15 mm／minおよび0.20 mm／minである。切込みは80 μm～250 μmであり，切削幅は約1 mmである。また，切削試験温度は室温（約20℃）である。切削方式は切削幅と切込みの比が10以上の2次元乾切削である。

なお，Cr－Mo鋼Bについては，顕微鏡組織の方向性の影響を調べるために，図3－3に模式的に示すような種々の方向に切削を行う。なお，本論文では，説明の便宜上，図3－3に示す切削方向Ⅰについては横切削，また，方向Ⅱについては垂直切削，さらに方向Ⅲについては平行切削と呼ぶことにする。



(a) 横　切　削　　(b) 垂 直 切 削　　(c) 平 行 切 削

：フェライト母相

：パーライト

図３－３　Ｃｒ－Ｍｏ鋼の縞状組織と切削方向

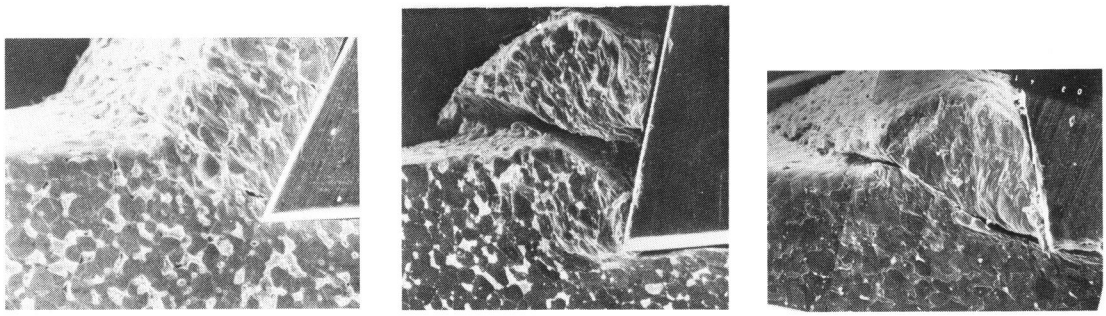
各実験に対する詳細な実験条件は結果とともに示す。

第３節　実　験　結　果

3.1　準連続型切りくず生成過程のＳＥＭ直接観察

3.1.1　四・六黄銅

図３－４ (a) (b) (c)は，四･六黄銅を異なるすくい角で切削した場合の切りくず生成過程のＳＥＭ直接観察結果の例である。同図(a)，(b)，(c)は，それぞれ，すくい角が２５°，１０°，－１０°の場合を示すが，すくい



(a)　すくい角：２５°　　(b)　すくい角：１０°　　(c)　すくい角：－１０°

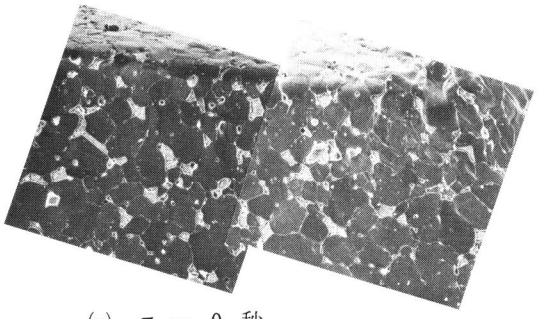
切削試験条件

被削材：四・六黄銅，工具：ＳＫＨ９，切込み：９５μm(a)，８８μm(b)，８５μm(c)，
切削速度：０.２㎜／min，試験温度：室温

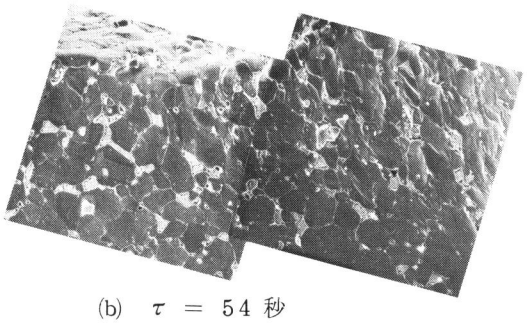
図３－４　四・六黄銅の切りくず生成を示すＳＥＭ直接観察写真（すくい角の影響）

角が１０°および－１０°の場合には，典型的なせん断型切りくずを生成しているのに対し，２５°の場合は準連続型切りくずを生成している。本章では，準連続型切りくず生成過程を対象としており，せん断型切りくず生成については次章において取り上げる。

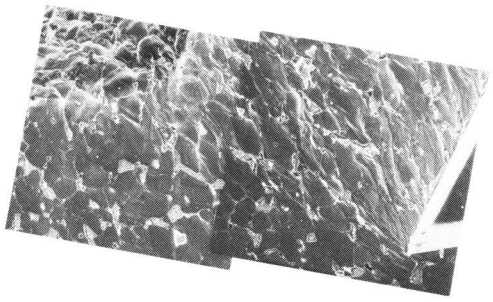
図３－５(a),(b),(c)は，すくい角３０°で切削した時に見られる準連続型切りくず生成過程のＳＥＭ連続観察の例である。図中τは無変形状態からの時間経過を示す。同図(a)は観察領域のほとんどの領域が無変形



(a) τ = 0 秒



(b) τ = 54 秒



(c) τ = 104秒

50 μm

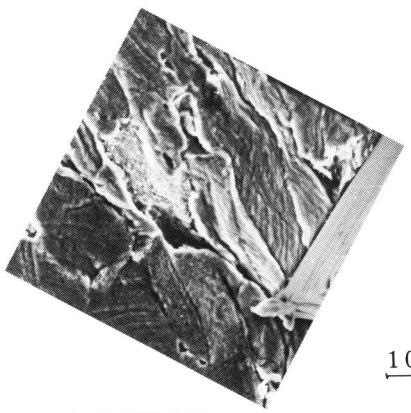
切削試験条件

被削材：四・六黄銅
工具：SKH9（すくい角30°）
切込み：120 μm，切削速度：0.2 mm／min
試験温度：室温

図３－５　四・六黄銅の準連続型切りくず生成のＳＥＭ連続観察写真

の状態を示しており，切削の進行とともに，切刃に近い観察領域の右端部が塑性変形を開始し，図3－5(b)の段階になると，観察領域のほぼ半分程度が，塑性変形している状態になり，多くのα相内にすべり帯が観察される。図３－５(c)では，工具切刃が観察領域内に現われており，刃先近傍から自由面に至るいわゆる主せん断域の形成が認められる。この主せん断域では結晶粒は著しく伸ばされ，粒界近傍では著しいすべり帯の形成がみられ，また，すくい面近傍でも，いわゆる２次塑性変形に伴う変形が認められる。さらに，逃げ面下方の領域でも変形を受けているのが観察される。

ところで，図３－５の切りくず生成形態は，巨視的には，いわゆる連続型を示すが，詳細に観察すれば微視的な破壊が生じているのがわかる。例えば，図３－６は，切刃近傍の比較的高倍率の観察例であるが，β相境界附近でき裂状のものが認められる。このような局所的破壊挙動については次項3.2で詳細に述べる。



10 μm

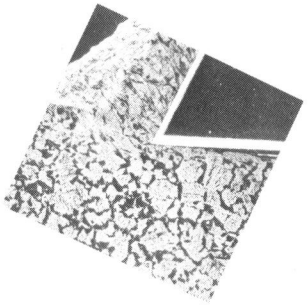
切削試験条件

被削材：四・六黄銅
工具：SKH9（すくい角20°）
切込み：100 μm，切削速度：0.15 mm／min
試験温度：室温

図３－６　四・六黄銅の準連続型切りくずに伴う刃先近傍のき裂

3.1.2　Cr－Mo鋼

図3－7はCr－Mo鋼の圧延材Aを切削した場合に生成する切りくず生成過程の低倍率観察例である。



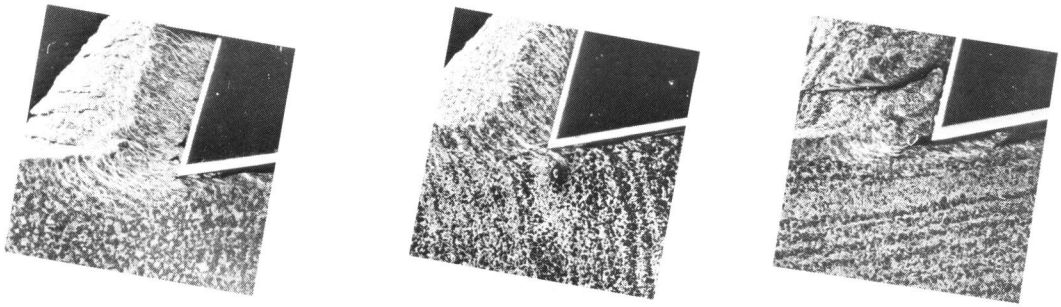
切削試験条件

被削材：Cr－Mo鋼A
工　具：SKH9（すくい角20°）
切込み：120μm
切削速度：0.15 mm／min
試験温度：室温

200 μm

図3－7　Cr－Mo鋼Aにおける準連続型切りくず生成の観察例

また，図3－8(a),(b),(c)，図3－9はそれぞれ，焼準材Bおよび球状化焼鈍材Cの観察結果を示す。



(a) 横　切　削　　(b) 垂　直　切　削　　(c) 平　行　切　削

200 μm

切削試験条件

被削材：Cr－Mo鋼B，　工　具：SKH9（すくい角20°）
切込み：100μm，　切削速度：0.15mm／min，　試験温度：室温

図3－8　Cr－Mo鋼Bの縞状組織と切削方向による切りくず生成形態の変化



切削試験条件

被削材：Cr－Mo鋼C
工　具：SKH9（すくい角20°）
切込み：120μm，　切削速度：0.15 mm／min
試験温度：室温

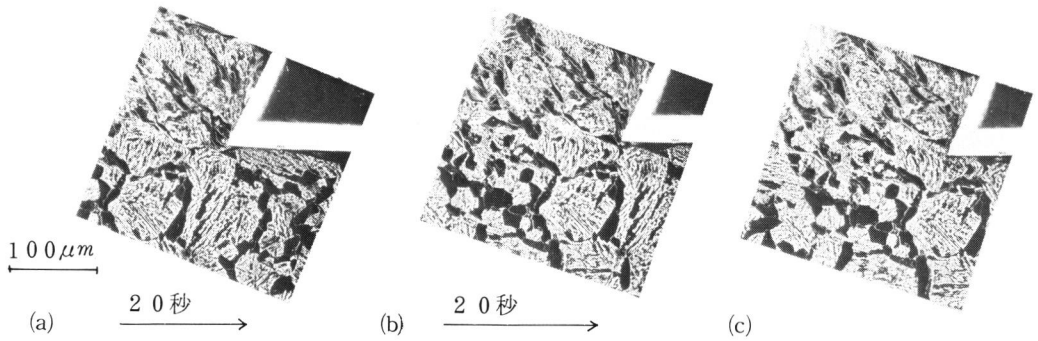
200 μm

図3－9　Cr－Mo鋼Cにおけるむしれ型切りくず生成の観察例

圧延材A（図3－7）と焼準材Bの横切削（図3－8(a)），および垂直切削（図3－8(b)）の場合には，切刃近傍に微小なき裂を伴う準連続型切りくずを生成するのに対し，焼準材Bの平行切削（図3－8(c)），

ならびに球状化焼鈍材C（図３－９）の場合は，切刃近傍でき裂が顕著に成長しており，もはや準連続型とはみなせなくなり，いわゆるむしれ型の形態を示している。また，準連続型の場合に比較して，むしれ型の場合は塑性変形域が広く，例えば図３－９の場合では切込みの約７倍程度前方まで及んでいる。このむしれ型切りくず生成過程については次章の不連続型切りくず生成過程において取り上げる。

図3－10(a),(b),(c)は，圧延材Aの切削中の切刃近傍の変形過程を示すＳＥＭ連続観察結果である。同



切削試験条件

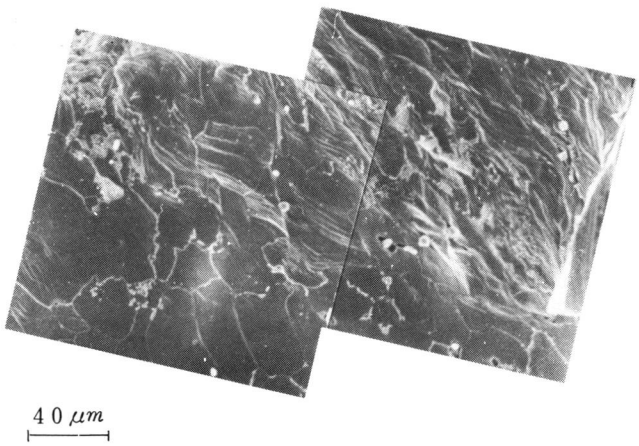
被削材：Ｃｒ－Ｍｏ鋼Ａ，　工　具：ＳＫＨ９（すくい角20°）
切込み：８０μm，　切削速度：0.15 mm／min，　試験温度：室温

図３－10　Ｃｒ－Ｍｏ鋼Ａの刃先き裂の挙動

図(a)では刃先のやや後方の逃げ面下方においてき裂の発生が認められ，切刃の進行とともに前方に成長しているのがわかる（同図(b)）。その後，同図(c)から明らかなようにき裂はすくい両側に移行し，切りくずとともに流出する傾向を示す。このように，Ｃｒ－Ｍｏ鋼の準連続型切りくず生成過程においては，刃先近傍のき裂挙動が極めて興味深いが，この点については次項3.2であらためて示す。

3.1.3　硫黄快削鋼

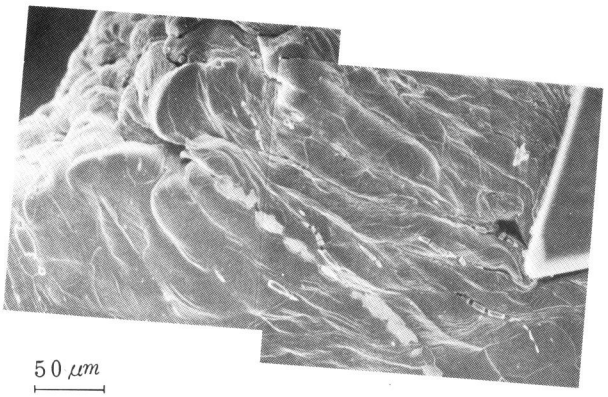
球状ＭｎＳ介在物を含む硫黄快削鋼Ａおよび楕円体状ＭｎＳ介在物を含む硫黄快削鋼Ｂの準連続型切りくず生成過程のＳＥＭ観察結果を図３－11，図３－12に示す。両図から明らかなように，切刃近傍で多



切削試験条件

被削材：硫黄快削鋼Ａ
工　具：ＳＫＨ９（すくい角24°）
切込み：９５μm
切削速度：0.2 mm／min
試験温度：室温

図３－１１　硫黄快削鋼Ａの切りくず生成の観察例

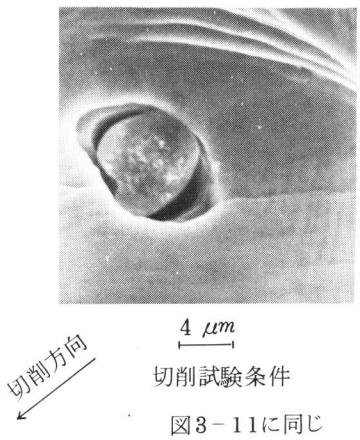


切削試験条件

被削材：硫黄快削鋼B
工　具：SKH9（すくい角24°）
切込み：220 μm
切削速度：0.2 mm／min
試験温度：室温

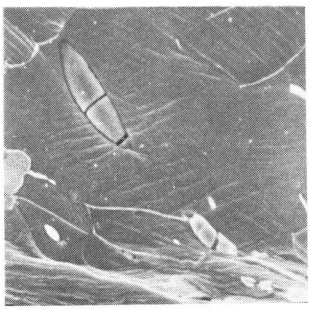
図3－12　硫黄快削鋼Bの切りくず生成の観察例

数の微小なき裂が観られ，切りくずは準連続型を呈している。しかしながら，先述した四・六黄銅ならびにCr－Mo鋼の場合と異なる点は，局所的破壊の発生が切刃近傍に限らず，1次塑性域あるいは塑性変形域全域にわたって観察されることである。すなわち，図3－11の硫黄快削鋼Aの場合には，球状MnS介在物の近傍でボイドが生じており，図3－13の高倍率観察からはこのボイド生成が介在物とフェライト母相の界面において起こっていることが明瞭に認められる。さらに図3－14に示すように硫黄快削鋼Bの場合には，楕円体状MnS介在物自体が破断して，局所的破壊が生じているのがわかる。これらの介在物の挙動に起因する局所的破壊については次項3.2で詳細に示す。



切削試験条件
図3－11に同じ

図3－13　球状MnSまわりのボイド生成



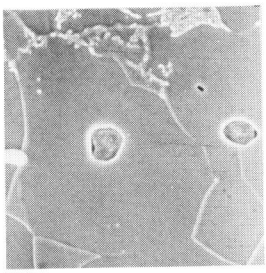
切削試験条件
図3－12に同じ

図3－14　長楕円体状MnSの破断

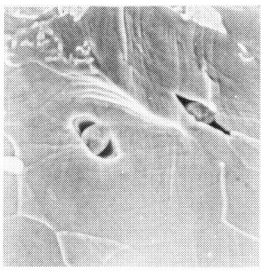
3.2　準連続型切りくず生成に伴う局所的破壊挙動

3.2.1　1次塑性域で発生する局所的破壊

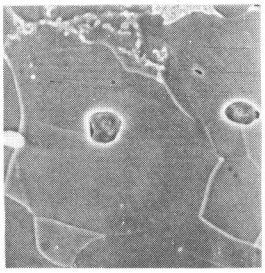
図3－13および図3－14で既に示した様に，1次塑性域においては，介在物近傍で局所的破壊挙動が認められる場合が多い。図3－15(a)～(h)は，硫黄快削鋼Aの切削中に観察される球状MnS介在物近傍でのボイドの生成および成長挙動を示すSEM連続写真である。図中τは注目する介在物の周辺領域が無変形状態にある時点からの経過時間を示す。図3－15(a)では介在物を含む周囲の領域は無変形状態にあるが，切削の進行とともにフェライト母相にすべり帯の発生が見られるようになり（同図(b)），注目している領



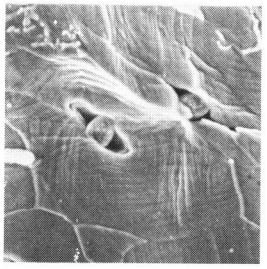
(a)　τ ＝ 0 秒



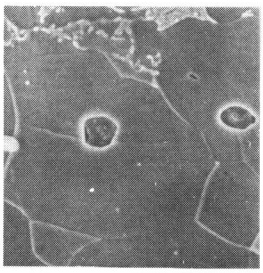
(e)　τ＝104秒



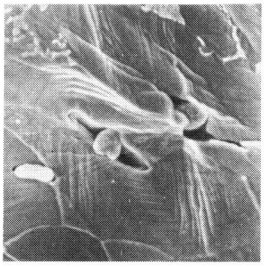
(b)　τ＝67秒



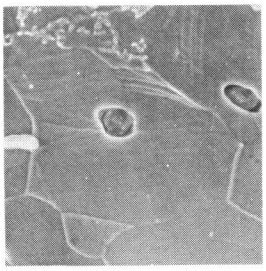
(f)　τ＝109秒



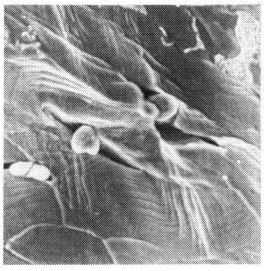
(c)　τ＝79秒



(g)　τ＝114秒



(d)　τ＝92秒



(h)　τ＝119秒

10 μm

切削方向

切削試験条件

図3－11に同じ

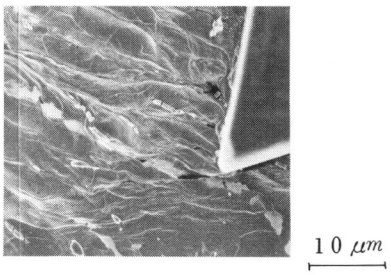
図3－15　球状MnS介在物の切削中の挙動を示すSEM連続観察写真

域が１次塑性域に流入しているのがわかる。さらに，(c)から(d)の段階にかけて，介在物と母相の界面に剝離が起こり，ボイドが生成するのが観察される。さらに，主せん断域に近づく(e)，(f)の段階では，ボイドは著しく成長し，やがて(g)の段階に至るとボイドは最大で介在物直径の約３倍に成長した後，圧着され母相界面の再接触が生じて切りくず内へ流出するのが観察される（同図(h)）。

一方，長楕円体状ＭｎＳ介在物の場合には，図３－１４で示したように，顕著なボイド生成は認められず，介在物自体の破断が起こる。また，アスペクト比が大きくなるほど，介在物は数個に分断される傾向を示した。

以上に述べた，局所的破壊挙動は，硫黄快削鋼中のＭｎＳ介在物近傍に限らず，普通鋼に不純物として含有されるＭｎＳ介在物の場合も同様に認められた。さらに，セメンタイト，パーライト，あるいは，四・六黄銅におけるβ相などの析出物においても観察される場合が多い。

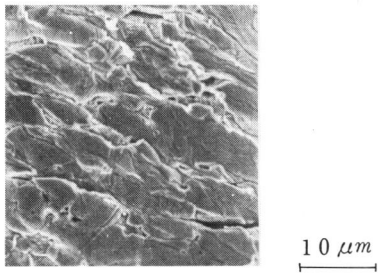
例えば，図３－１６は帯状のパーライト組織の一部が破断して局所的破壊を生じている例を示す。また，図３－１７は四・六黄銅のβ相が破断している場合を示す。さらに，粒界に分布するセメンタイト粒子に沿って，き裂が生じている場合も観察された。



切削試験条件

図３－１２に同じ

図３－１６　パーライトの破断の観察例



切削試験条件

図３－５に同じ

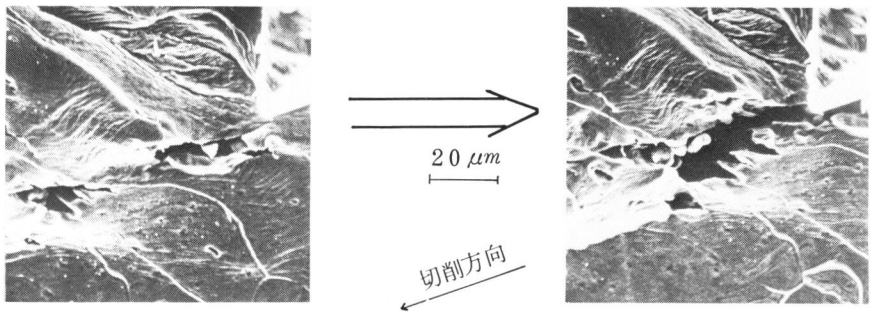
図３－１７　四・六黄銅のβ相の破断の観察例

このように，１次塑性域においては介在物や析出物，結晶粒界などの各種欠陥に起因した局所的な破壊が発生することが，多くの観察例から認められた。

3.2.2　切刃近傍で発生する局所的破壊

準連続型切りくず生成に伴う局所的破壊には，前項3.2.1で示したような1次塑性域での各種欠陥に起因するものの他に，切刃近傍で発生するものがある。この切刃近傍で発生する局所的破壊には大別して２つの種類がある。

ひとつは，先に述べた各種欠陥が切刃に遭遇した場合に生じるもので，切刃先端近くで発生する。図３－１８(a),(b)および図３－１９はその典型例を示す。図３－１８では刃先前方で生成した球状介在物周りのボイドが成長しつつ，切刃に遭遇して比較的大きなき裂が発生しているのがわかる。また，図３－１９では，分断された長楕円体状介在物が切刃と遭遇してやはりき裂の発生を引き起こしているのが見られる。さらに，四・六黄銅のβ相が切刃に遭遇した場合にもβ相ないしは相境界近傍（図３－６）の破壊が生じるのが観察



(a)　ボイドの生成　　(b)　刃先近傍でのき裂の生成

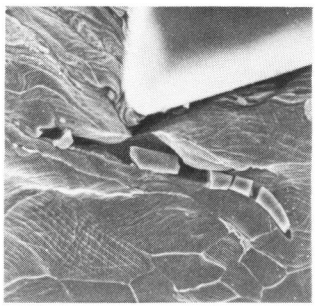
切削試験条件
図3－11に同じ

図3－18　球状介在物まわりのボイド生成および切刃との遭遇によるき裂の発生

された。

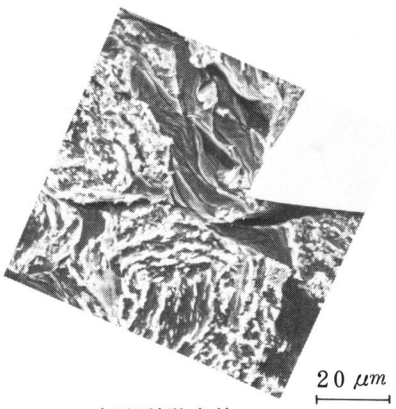
切刃近傍における局所的破壊のもうひとつの種類は，既に図3－10のCr－Mo鋼の圧延材Aの例で示したように，切刃先端のやや後方の逃げ面下方において発生するき裂である。この種のき裂は，必ずしも直接的には微視的な欠陥に起因していない。図3-20はCr－Mo鋼Aの逃げ面下方領域で発生したき裂の高倍率観察例を示す。このような逃げ面下方領域でのき裂の発生は，Cr－Mo鋼の焼準材Bの垂直切削の場合にも認められる。図3－21 (a),(b),(c) に示すように，き裂は，はじめ切刃のやや後方の逃げ面下方の切削仕上面近傍で発生した後，切刃前方ななめ下方に成長する。その後，すくい面側に移動して，切りくず内へ流出する。この挙動は，図3－10の圧延材Aの場合と極めてよく似ている。さらに，同様のき裂の発生挙動は，四・六黄銅の切削においても認められた。

ところで，以上の局所的破壊のSEM直接観察は，被削材側面の自由表面からの情報に限られているため，観察された破壊挙動が試料内部と異なっているのではないかという問題がある。そこで，切削急停止した試験片をニッケルメッキで保護した後，電解研摩法により表面を切削幅の¼程度除去して，試料内部をSEM観察した。Cr－Mo鋼の圧延材Aに対する観察例を図3－22に示す。同図から明らかなように，切刃のやや後方においてき裂が発生しており，また，切りくず



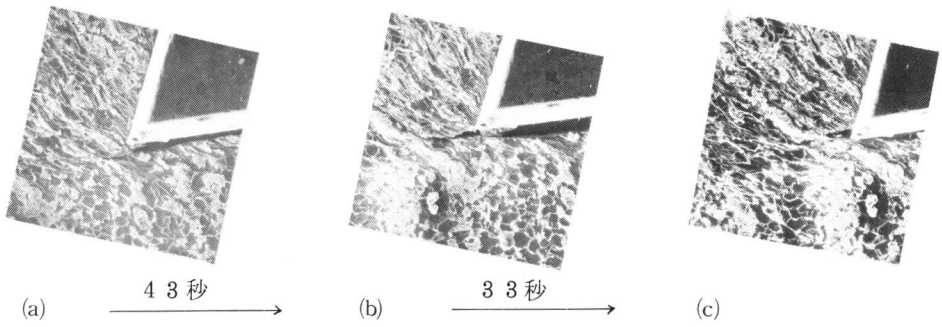
切削試験条件
図3－12に同じ

図3－19　分断した楕円体状介在物と切刃との遭遇によるき裂の発生



切削試験条件
図3－10に同じ

図3－20　刃先のやや後方に発生するき裂の観察例

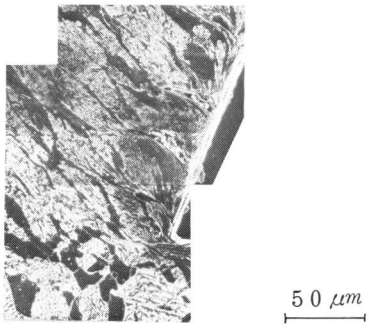


切削試験条件

図3－8に同じ

図3－21　Cr－Mo鋼Cの垂直切削におけるき裂挙動の観察例

内に流出したき裂がすくい面に沿って数個認められ，試料表面とほぼ同様のき裂形態を示していると言える。



切削試験条件

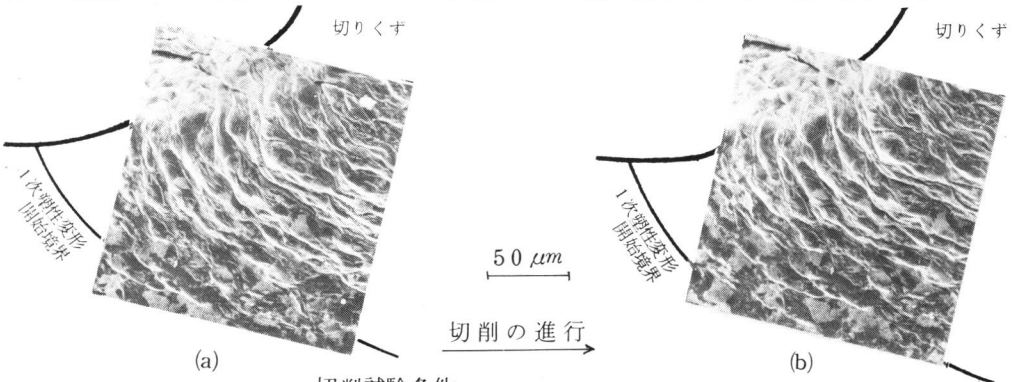
図3－10に同じ

図3－22　被削材内部に観察される刃先き裂の例

3.3　Cr－Mo鋼の縞状組織の変形挙動

Cr－Mo鋼の焼鈍材Bは縞状組織を呈するために，切削方向が異なれば切りくず形態が異なることは既に3.1.2項において示したとおりである。ここでは，準連続型切りくずを生成する横切削と垂直切削の場合の縞状組織の変形挙動について述べる。

まず，横切削の場合については，模式図3－3に示したように，切削方向と切込み方向のなす平面内で多角形ないしは円形状のパーライトが分散している状態になる。このような形態を示すパーライト近傍の変形挙動に注目して観察を行った結果を図3－23に示す。同図は1次塑性変形開始境界近傍の連続観察例であるが，



切削試験条件

被削材：Cr－Mo鋼B，　工　具：SKH9（すくい角20°）

切込み：120 μm，切削速度：0.15 mm／min，試験温度：室温

図3－23　Cr－Mo鋼Bの横切削における不均質変形

すべり帯の発達の様子などから不均質な変形が生じていることがわかる。すなわち，変形はパーライト相に比べてフェライト母相内で著しく，特に，両者の界面近傍の母相内で顕著なすべり帯の発達が観察される。また，その変形集中域は巨視的なせん断方向に沿う傾向がある。

次に，垂直切削の場合の縞状組織の変形挙動を観察した例を図３－24 (a)～(d)に示す。同図(a)においては，観察領域が切刃のかなり前方に位置するため，ほとんど変形が認められないが，切削の進行とともに塑性域に流入するに従い，同図(b)に示すように，すべり帯の発生や結晶粒のゆがみが見られるようになり，また縞状組織の方向も巨視的なせん断方向に傾いて来る。さらに主せん断領域に近づくに従って，フェライトバンドの変形が著しくなり（同図(c)），同図(d)の段階に至ると，変形が集中したフェライトバンドに沿ってき裂が成長しているのが明らかに認められる。

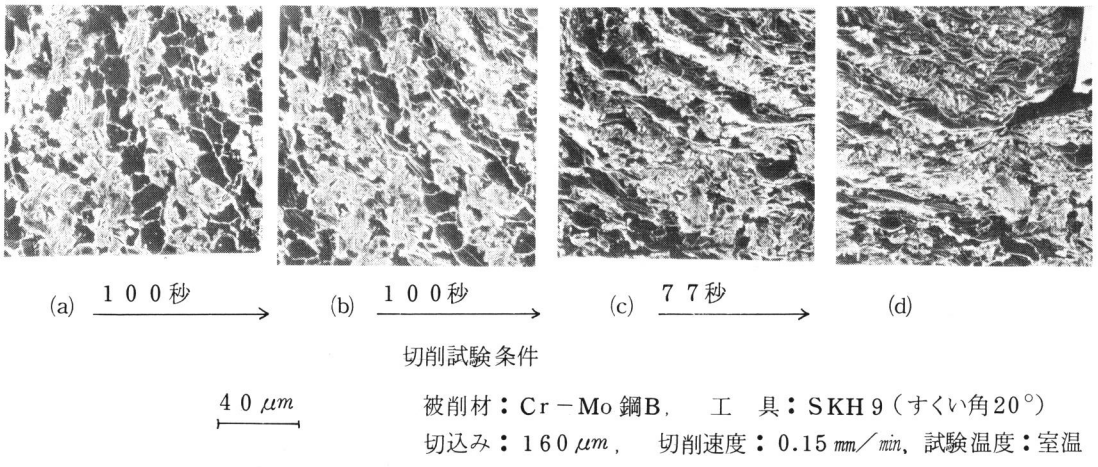


図３－24　Cr－Mo鋼Bの垂直切削における縞状組織近傍の不均質変形

なお，むしれ型を生成する平行切削の場合には以上の結果とは異なる挙動が観察されるが，これについては次章において詳述する。

第４節　解　析　結　果

4.1　準連続型切りくず生成に伴う巨視的な応力・ひずみ場

準連続型切りくずは，前節で示した様に，ボイドやき裂などの局所的破壊を内包しているが，巨視的には連続体とみなすことができる。ここでは，被削材を連続体と仮定して，塑性域における巨視的な応力・ひずみ場を求める。これは，局所的な変形・破壊挙動を検討する上で，まず全体の平均的な力学的な場の特徴を求めておくことが必要であるという観点に基づいている。解析は第２章で述べた三角形要素を用いたVisioplasticity法ならびに大変形有限要素法を適用して行う。

4.1.1.　Visioplasticity法による解析結果

図３－５に対応するＳＥＭ連続観察写真（19変形段階）を用いて解析を行った。図３－25は解析対象領域と要素分割を示しており，節点数248，三角形要素数は462個である。なお，解析に用いた応力－ひず

み曲線を図3－26に示す。

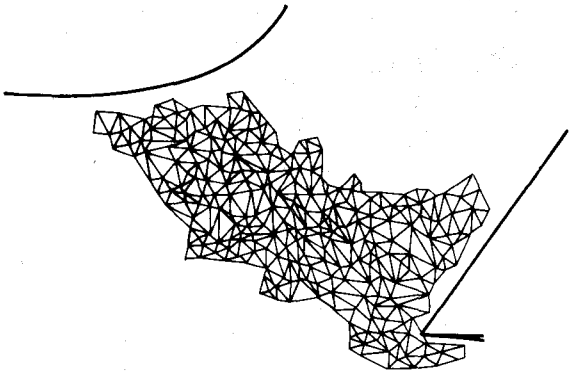


図3－25　Visioplasticity法による解析に用いた要素分割

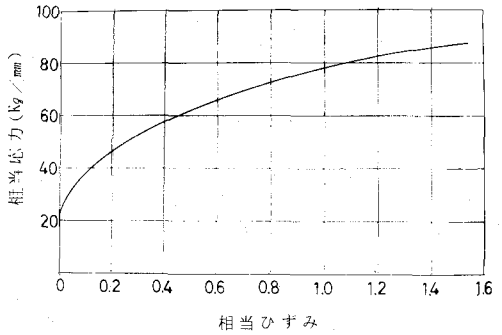
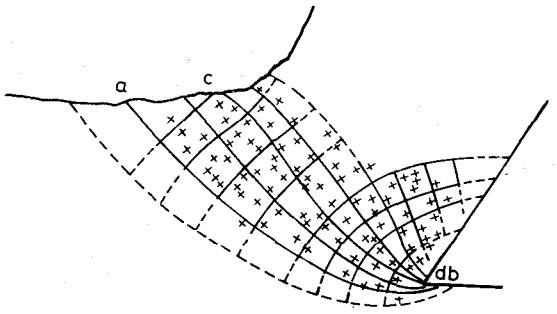
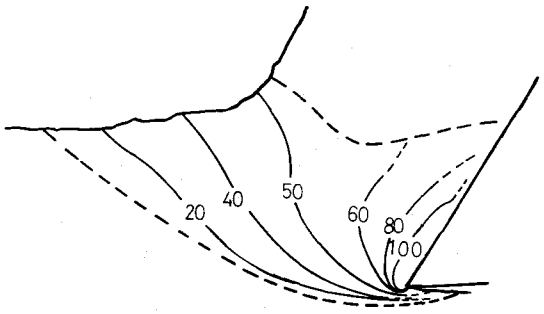


図3－26　解析に用いた応力－ひずみ曲線

図3－27 (a), (b)はすべり線場と相当ひずみ分布をそれぞれ示す。同図(a)のすべり線場から，1次塑性変



(a) すべり線場



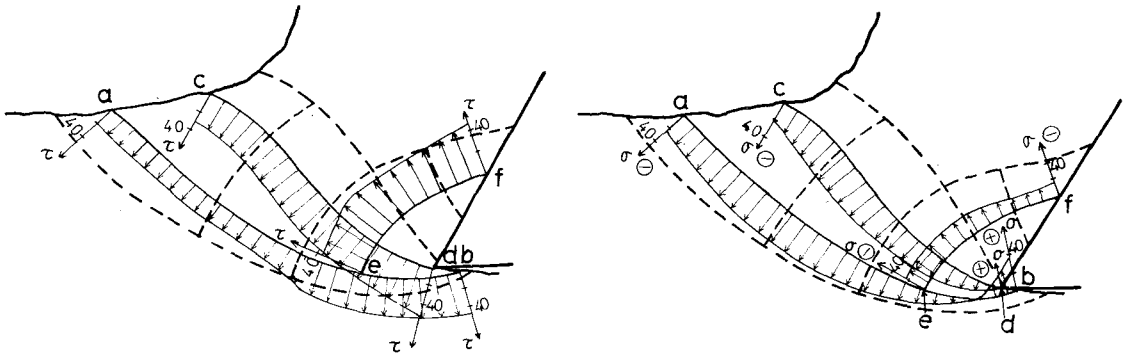
(b) 相当ひずみ分布 (%)

図3－27　Visioplasticity法による解析結果

形開始境界近傍の第2すべり線ａｂは下に凸であるのに対し，主せん断域内のすべり線ｃｄは自由面側で上に凸を示した後，せん断域中央附近で反転して下に凸になる傾向を示すのがわかる。同図(b)の相当ひずみ分布から，主せん断域において材料は著しいせん断変形をうけているのが認められる。また，すくい面に沿う2次塑性域においても強いせん断変形が生じているのがわかる。さらに，逃げ面下方においても比較的高いひずみの分布が見られる。

図3－28は主要なすべり線に沿うせん断応力および垂直応力を求めた結果であるが，この図からは次のような特徴が認められる。まず，第2すべり線に沿うせん断応力は，自由面側から刃先側に近づくに従い高い値を示している。また，垂直応力についてみると，すべり線ｃｄに沿っては全域にわたって高い静水圧縮応力状態を示しているのに対し，すべり線ａｂに沿う分布を見れば，刃先近傍，特に，先端のやや後方で静水引張応力状態に転じているのが注目される。また，すくい面前方での第1すべり線ｅｆに沿う垂直応力分布についてみると，刃先先端から遠ざかるに従って低下しているのが認められる。

以上のような塑性変形域の応力・ひずみ場の主な特徴は，これまでに報告されている臼井ら(3-7)やOxley(3-4)らの解析結果と定性的によい一致を示している点が多い。



(a) せん断応力 τ（kg／mm²）　　(b) 垂直応力 σ（kg／mm²）

図3－28　主要なすべり線に沿う応力分布

なお，図3－27，3－28の解析は平面ひずみ状態が満されているものとして行ったものであるが，切削方式としては2次元切削を採用しているものの，観測面は自由面であるため切削幅方向の変形が無視できない可能性がある。この点を確かめるために，切削幅方向の垂直ひずみ増分 $d\varepsilon_z$ を求めた。すなわち，塑性変形に伴う体積変化が無いものと仮定すると，他の2方向の垂直ひずみ増分 $d\varepsilon_x$，$d\varepsilon_y$ から $d\varepsilon_z$ が求められる（$d\varepsilon_z=-(d\varepsilon_x+d\varepsilon_y)$）。実際に算出された $d\varepsilon_z$ は切刃の極く近傍や自由面近傍を除けば $d\varepsilon_x$，$d\varepsilon_y$ に比較して十分に小さく，解析結果に有意な影響を及ぼさなかった。

4.1.2　有限要素法による解析結果

前項4.1.1と同様に本項においても解析にあたり，準連続型切りくず生成を巨視的には連続型切りくずとみなされるものと仮定する。従って，解析モデルは定常切削モデルである必要がある。しかしながら，有限要素法はひずみ増分理論に基づいているため，本来非定常な過渡的変形解析に適しており，定常な変形問題における厳密解を得ることはできない。また，精度よい近似解を得るにしても，極めて大規模な計算量と膨大な計算時間を要し，実際上は不可能に近い。しかも，そのようにして得られた近似解の妥当性は結局のところ実験結果によって検証せざるを得ない。

以上のような点に留意して，ここでは，あらかじめ実験で得られた切りくず生成形態に基づいて図3－29に示すような解析モデルを作成し，切刃を微小量前進させる擬似定常解析[2-9]を行った。解析モデルの妥当性は，得られた最大せん断応力方向と想定した主せん断域の方向との一致を検討することにより行った。また，計算された合成切削力の増分がある設定値（この場合は絶対値に対する増分の比が0.010）以下になった時を，近似的な定常切削状態とみなした。この基準は，上記の設

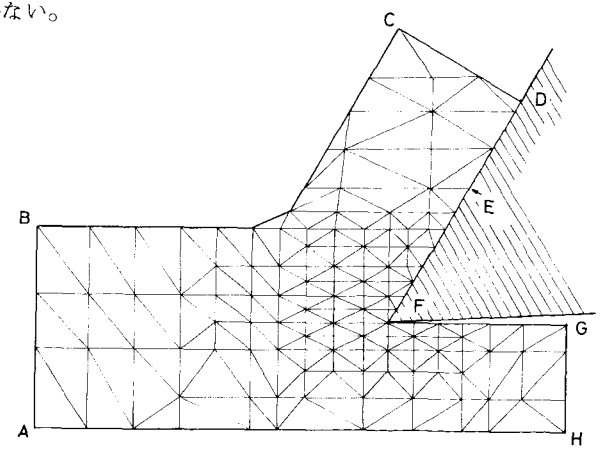


図3－29　有限要素法による切削過程の擬似定常解析モデル

定値附近では応力・ひずみ場の定性的な特徴がほとんど変化しなくなること，および，切刃の前進量を過大にすると刃先き裂の影響が無視できなくなることの2点を考慮して設けたものである。また，刃先先端の材料はdead metalと仮定した。

なお，最近，白樫と臼井[2-10]は反復法シミュレーションによる定常切削状態の解析を試みているが，その結果は以下に述べる解析結果と定性的な特徴はほとんど一致している。

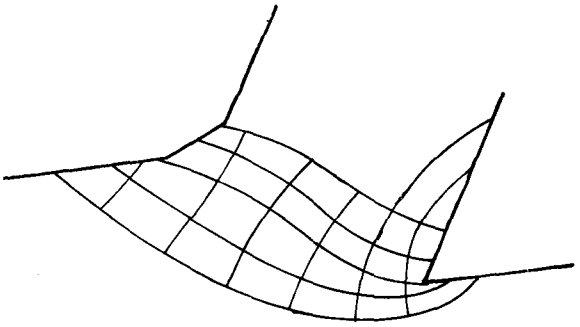
解析に用いたモデルおよび要素分割は図3－29に示したが，境界条件は次のように仮定した。まず，境界GHABは固定とし，境界BCDEおよびFGは拘束自由とする。また，境界EFは摩擦係数 $\mu = 0.6$ 一定とする。用いた応力－ひずみ曲線は図3－26と同じである。

図3－30 (a),(b),(c)は得られたすべり線場，主要なすべり線に沿うせん断応力，および，垂直応力分布をそれぞれ示す。

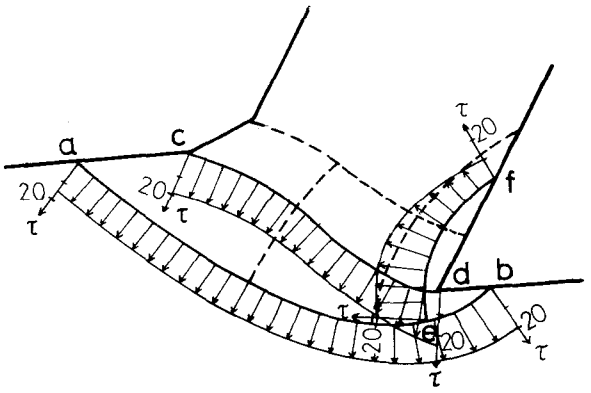
同図から明らかなように，定性的な傾向はVisioplasticity法による解析結果とよく一致している。すなわち，すべり線の形態，およびすべり線に沿う応力分布，特に，主せん断域での高いせん断応力分布や刃先のやや後方の逃げ面下方における静水引張場の出現など類似点が多い。

なお，Visioplasticity法では解析領域に含まれなかった切りくずの離脱点近傍では平均垂直応力状態は圧縮から引張りに転じる傾向を示している。

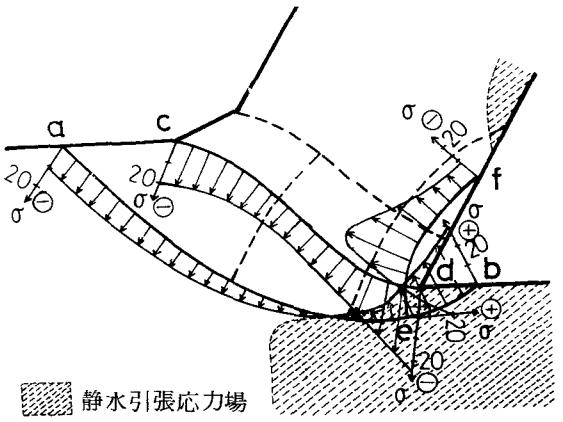
ところで，Visioplasticity法による結果と定量的に比較すれば，両者の差異は大きく，特に，有限要素法によって求めたせん断応力のレベルがかなり低い。これは主として先に述べた定常状態と判定する設定値が大きすぎるため，十分に近似的な定常状態に達していないことによるものと考えられる。しかしながら，設定値が約0.013以下では応力－ひずみ場の定性的な特徴はほとん



(a) すべり線場



(b) 主要なすべり線に沿うせん断応力 τ（kg／㎟）



(c) 主要なすべり線に沿う垂直応力 σ（kg／㎟）

図3－30　有限要素法による解析結果

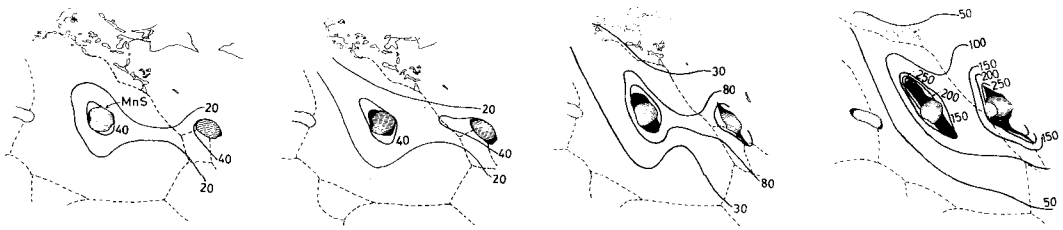
ど変化せず，設定値をさらに厳しくしても応力レベルは上昇するものの，ほとんど同様の傾向が得られるだけである。また，そもそも局所的な変形・破壊を除外した巨視的な解析としては，これ以上の定量的検討はあまり意味がないとも言える。それ故，本項では，応力場の定性的特徴を指摘しただけにとどめる。

4.2　介在物および縞状組織まわりの不均質変形

前項では，準連続型切りくずを巨視的には連続体であるとみなして，塑性変形域のいわば平均的な力学的な場を求めた。しかし，当然のことながら，介在物や縞状組織などの近傍では，応力集中やひずみ集中が生じ，被削材の変形・破壊機構や切りくず生成機構などに種々の影響を及ぼすことが考えられる。本項では，図3－15で示した介在物まわりのボイド生成，および，図3－24に示した縞状組織近傍のき裂挙動に伴う不均質変形をVisioplasticity法により解析した結果を示す。また，円形状パーライトを想定して行った有限要素法による局所的変形の解析結果も示す。

4.2.1.　介在物近傍のひずみ集中

図3－31は図3－15に示した球状MnS介在物とフェライト母相の界面に生じたボイドの生成，成長に



(a)　τ ＝ 79 秒　　(b)　τ ＝ 92 秒　　(c)　τ ＝ 104 秒　　(d)　τ ＝ 114 秒

図3－31　球状MnS介在物近傍における相当ひずみ分布 (%) の時間的推移（図3－15に対応）

伴う，相当ひずみの時間的推移を示す。同図中τは図3－15と対応する。解析に用いた要素分割を図3－32に示すが，要素数および節点数は，それぞれ78および52である。

図3－31において，ボイドの生成が顕著に認められるτ＝92秒の変形段階（同図(b)）で介在物近傍の相当ひずみは約40%に達している。相当ひずみは，ボイドの成長とともに増加し，介在物がいわゆるせん断面を通過してボイドが最大に成長する同図(d)の段階では，250%を越えるひずみの集中がボイド界面近傍に見られる。

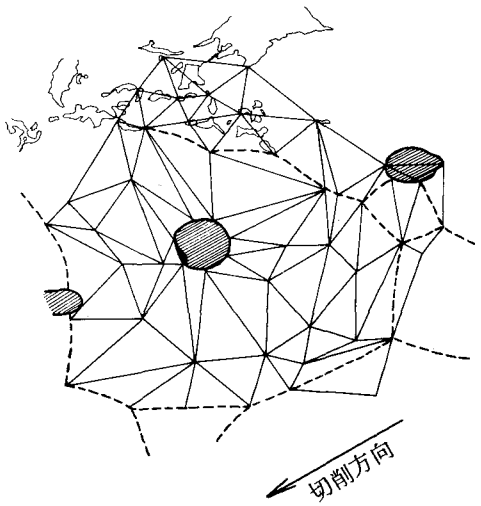


図3－32　解析に用いた三角形要素分割

4.2.2. 縞状組織近傍のひずみ分布

図3－33は図3－24に示したフェライトとパーライト縞状組織の変形挙動に対応する相当ひずみ分布の

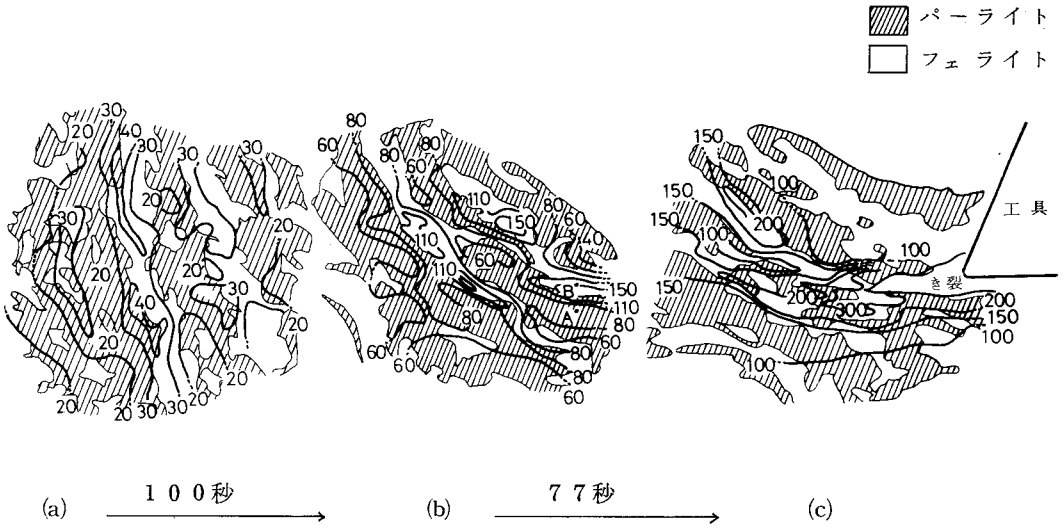


図３－３３　Ｃｒ－Ｍｏ鋼Ｂの縞状組織近傍の相当ひずみ分布（%）（図3－24に対応）

時間的推移を示す。解析に用いた要素分割は図3－34に示す通りである。

図3－33(a)からわかるように，パーライトに比較して変形能の大きいフェライト部に相当ひずみのやや高い分布が認められるが，この段階ではあまり顕著ではない。同図(b)になって，解析領域が主せん断域に近づく段階になると，フェライト部での相当ひずみの集中は著しくなり，例えば，A点近傍（パーライト部）で相当ひずみが約７０%程度であるのに対し，B点近傍（フェライト部）では約150%を越えており，両者の差はほぼ2倍である。さらに，変形が進行して切刃近くに至ると（同図(c)），このフェライトバンドのひずみの集中域に沿うようにき裂が成長しているのがわかる。

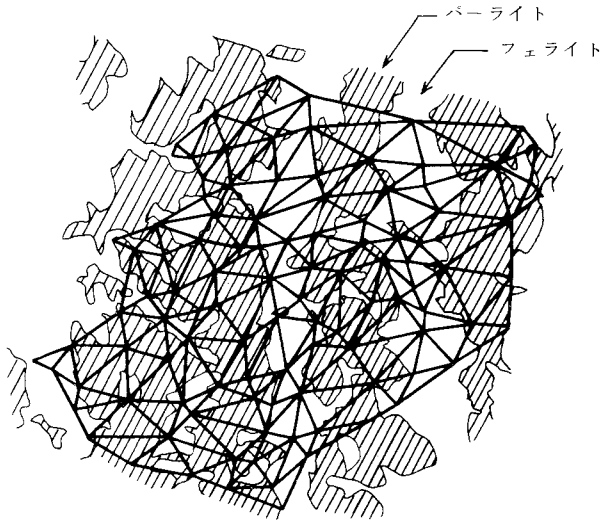


図3－34　解析に用いた三角形要素分割

4.2.3　有限要素法による局所的応力・ひずみ場の解析

図3－35に示す要素分割モデルを用いて，析出物まわりの応力・ひずみ解析を行った。解析にあたり，析出物は円形状パーライトを想定し，母相としてはフェライト相を想定した。それぞれの材料特性値は表3－4に示すものを用いた。また，変形は平面ひずみ条件を満すものとし，両相の界面は理想的強度で結

合するものとした。さらに，モデルの境界条件は，１次塑性域内の変形を念頭において，静水圧縮応力を伴うせん断応力を生ぜしめるように，２軸の境界変位増分を設定して，シミュレーションを行った。境界の平均応力状態は結果とともに示す。

図3－36は相当ひずみ分布の推移を示すが，(a)，(b)，(c)はそれぞれフェライト母相が全面降伏した段階，パーライトの一部が降伏した段階，および，全要素が降伏した段階に対応する。図3－36から明らかなように，フェライト母相内で高いひずみの分布が見られ，特に，図中のｘ，ｙ両軸（それぞれ，最小主応力方向，最大主応力方向にほぼ一致）近傍および両相

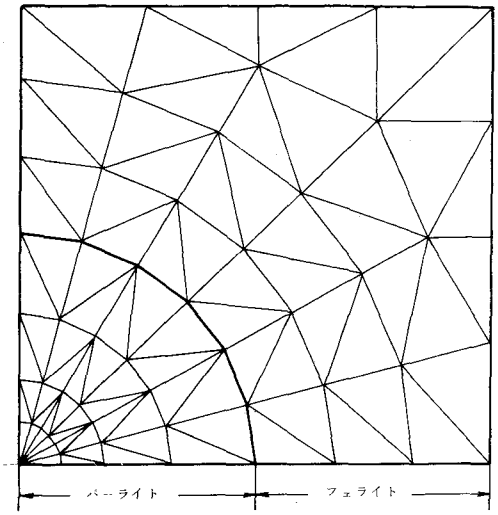
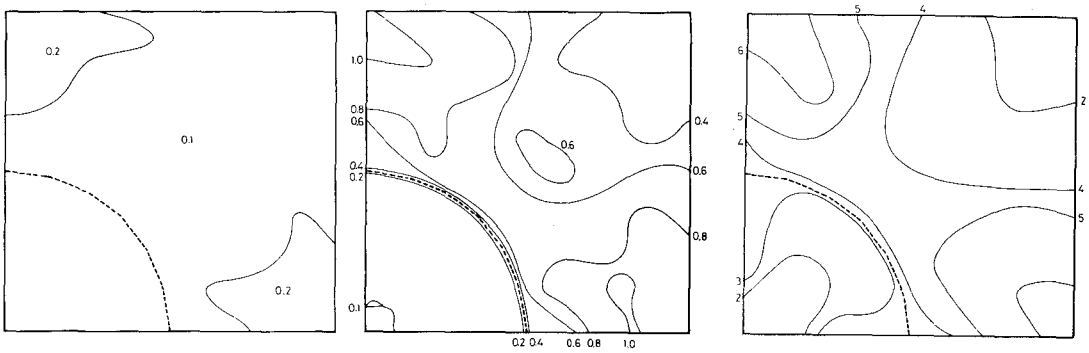


図３－３５　有限要素法による解析モデル

表 3－4　解析に用いたフェライトとパーライトの材料特性値

	弾性係数	ポアソン比	降伏応力	加工硬化係数
パーライト	21000 kg／mm²	0.3	50 kg／mm²	400 kg／mm²
フェライト	21000 kg／mm²	0.3	20 kg／mm²	25 kg／mm²



(a)
境界平均応力状態
最大せん断応力：12.1 kg／mm²
平均垂直応力：－3.9 kg／mm²

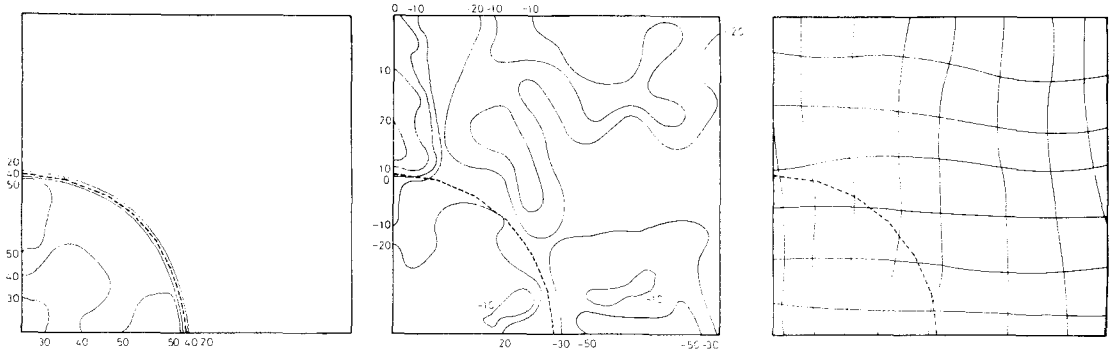
(b)
境界平均応力状態
最大せん断応力：16.5 kg／mm²
平均垂直応力：－17.4 kg／mm²

(c)
境界平均応力状態
最大せん断応力：20.0 kg／mm²
平均垂直応力：－135.6 kg／mm²

図３－３６　相当ひずみ分布（%）の推移

の界面近傍にひずみの集中が見られる。例えば，同図(c)ではパーライト内部とフェライト相内のひずみの最大比は3.1になっている。

また，図3－37(a)，(b)，(c)は図3－36(b)に対応する変形段階における相当応力分布，平均垂直応力分布，および主応力線図を示す。この図からは，パーライト相内でフェライト母相に比べて約2.6倍の53kg／㎟



(a) 相当応力分布（kg／㎟） (b) 平均垂直応力分布(kg／㎟) (c) 主応力線図

図3－37 相当応力分布，平均垂直応力分布および主応力線図
（図3－36(b)の変形段階に対応する）

の相当応力分布が生じているのが認められる。また，フェライト母相内の最大主応力方向（ほぼy軸方向）の界面近傍で静水引張場が生じているのが興味深い。

以上の解析結果から，変形はフェライト相内で著しく，特に，ほぼ最大せん断応力方向に沿うように，その集中域が形成されることがわかる。また，応力の集中がパーライト相内で認められる。

次に，この解析モデルに最も近い実験は縞状パーライト組織（Cr－Mo鋼B材）の横切削であるが，その観察結果（図3－23）と比較すると，すべり帯の発達の様子から判断されるように変形の集中が界面近傍のフェライト母相内で起こっていること，また，その集中域が巨視的には最大せん断応力方向に沿う傾向があることなど，よく対応している点があると言える。

第5節 考　　察

5.1 塑性変形域における巨視的応力・ひずみ場と不均質変形

準連続型切りくず生成に伴う局所的破壊機構を考察する前に，塑性変形域における巨視的な応力－ひずみ場の特徴について検討を行う。前節4.1における解析結果から，その主な特徴をあげると次のようになる。

1) 主せん断域では，静水圧縮応力を伴う高いせん断応力が働いており，また，相当ひずみも高い。

2) 刃先近傍ではせん断応力および相当ひずみは高い値を示す。

3) 1次塑性変形開始境界近傍の第2すべり線に沿う垂直応力は自由面側では高い圧縮であるが，刃先

側へ近づくに従い引張りに転じ，刃先のやや後方の逃げ面下方では顕著な引張りとなる。

4) 2次塑性域では，刃先の近くでは高いせん断応力が働いており，相当ひずみも高い値を示す。また，平均垂直応力は刃先の近傍では圧縮を示すが，刃先から遠ざかるに従い減少し，切りくずのすくい面からの離脱点附近では引張りを呈する傾向にある。

このような特徴は，これまでの解析結果[3-7]ともほぼ一致するが，特に，注目すべき点は，3)および4)である。すなわち，3)の逃げ面下方の顕著な静水引張応力場は，切刃の進行に伴って，予定切削面より上部の材料が前方に引張られるために生じるものと考えられる。また，4)の切りくずのすくい面からの離脱点附近の引張場の傾向は，すくい面での摩擦のために材料の流動の遅滞が生じるのに対し，切りくずは上方へ流出されるために起こるものと考えられるが，この点は，従来，ほとんど指摘されていない。図3-38はこのような応力場の特徴を模式的に示したものである。

準連続型切りくず生成過程においては，巨視的には上述のような応力場が現われるものと考えられるが，ここで問題となるのが微視的な不均質変形である。図3－38のような力学的な場は，材料が均質材料であると仮定して求められたものであるが，微視的には，介在物や析出物などの近傍ではさらに複雑な不均質変形を生じるものと考えられる。

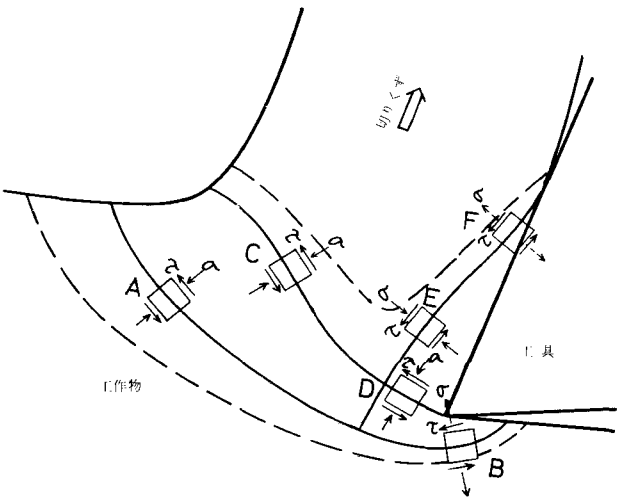


図3－38　塑性域の応力場を示す模式図

例えば，模式図3－38のA点近傍では静水圧縮応力を伴うせん断応力場になっているが，この領域内に微視的因子が存在する場合を考える。前項4.2.3において指摘したように，A点近傍の巨視的応力場に相当する境界条件のもとで，円形状パーライトまわりの変形挙動を有限要素法によってシミュレーションを行った結果，フェライト母相内で高いひずみ分布が生じ，特に界面近傍に沿って最大せん断応力方向に変形が集中する傾向が見られた。また，パーライト内には高い応力の集中が生じた。これは，フェライトとパーライトの弾・塑性特性の差異に起因するものである。さらに，この例に限らず，各種介在物や縞状組織など，母相と性質の異なる微視的因子が材料内に存在すればそのまわりには不均質変形が生じることが考えられる。

以上検討して来たように，被削材は巨視的には均質変形を起こすものと考えられても，微視的には不均質な変形挙動を示す場合が多い。また，刃先近傍のように，そもそも特異な応力場においてはより複雑な変形挙動を呈することが考えられる。従って，切りくず生成機構あるいは切削の諸現象を十分に解明するためには，巨視的な検討に加えて，局所的な変形・破壊機構を明らかにすることが肝要であり，以下の各項において，詳細な考察を行う。

5.2　局所的破壊の発生機構

準連続型切りくず内には種々の局所的破壊が生じることがＳＥＭ観察によって明らかにされたが，この局所的破壊は大きく２つの種類に分けて考えられる。第１のものは，非変形介在物や析出物あるいは脆性的な結晶粒界などの微視的な脆性要因に起因して発生するものである。第２のものは，このような材料内の微視的な脆性要因が１次的な原因にならず，主として切刃近傍の力学的な場に起因して発生すると考えられるものである。本項では，これらの２種類の局所的破壊の発生機構について順次考察する。

5.2.1　微視的脆性要因に起因する局所的破壊の発生機構

被削材内に存在する脆性要因としては，介在物や析出物，あるいは脆性結晶粒界などがある。例えば，炭素鋼における介在物について言えば，ＭｎＳやＦｅＳなどの硫化物，ＭｎＯやＦｅＯなどの酸化物，Al_2O_3 などのアルミナ，SiO_2 などのケイ酸塩などが代表的なものとしてあげられる。これらの介在物は不純物としてのＳがＭｎとともにＭｎＳを生成したり，Ｍｎの含有量が少ない場合は鉄と共晶してＦｅＳを作ったり，さらには脱酸剤として用いたＡｌやＳｉが脱酸中に酸素と反応して生成したものである。また，硫黄快削鋼中のＭｎＳは人為的に添加されたものであり，鉛快削鋼や快削黄銅に含まれるＰｂも介在物の例である。

一方，析出物としては，炭素鋼の場合は，セメンタイトあるいはパーライトがあげられ，四・六黄銅におけるβ相もその例として考えられる。さらに，結晶粒界には，例えば，鋼中のＦｅＳやＦｅＯ，Ｐ，あるいは四・六黄銅中のＰｂなどのように，析出物や介在物が偏析することが多いため，しばしば粒界は脆い性質を示す。

これらの脆性要因を有する被削材を切削した場合，実験結果において示したような種々の局所的破壊が発生する。

まず非金属介在物であるＭｎＳについて考察する。球状ＭｎＳ介在物の場合には，図3－15に示したように，塑性域でフェライト母相との界面の剝離が起こりボイドが生成するのが観察された。一方，アスペクト比の大きい長楕円体状介在物の場合には，介在物自体が破断するのが認められた。このような介在物に起因する破壊挙動について，これまで多くの研究がなされて来ており，一般に考慮すべき要因としては，介在物と母相の弾・塑性特性の差異，介在物の大きさと形状，母相との界面密着度ないしは結合力，隣接介在物との相互作用，さらには介在物周囲の応力場の性質などがあげられる。

まず，介在物と母相の弾・塑性的性質に関しては，Ｅｄｗａｒｄ[3-9]や，Ｌａｒｓｓｏｎ[3-10]らの解析があり，それによると，介在物の弾性係数が母相のそれより小さい場合は母相界面に応力集中が生じ，逆の場合は介在物内部に応力集中が生じる傾向がある。言いかえれば，軟粒子は硬粒子に比べて母相界面での応力集中源となる。例えばＰｂ粒子はそのような例であり，材料中に存在する空洞もその極端な例と言える。一方ＭｎＳ介在物の場合はフェライト母相に比べて数倍程度以上硬い硬粒子であり，この場合には界面を通して介在物に内部応力が生じることが考えられる[3-11]。

この硬粒子の内部応力についてはＫｅｌｌｙとＴｙｓｏｎ[3-12]による解析があり，それによると介在物のアスペクト比が応力集中に対して大きく影響する。すなわち，介在物の長軸が引張軸と一致する単軸引張状態のもと

での内部応力は次式で与えられる。

$$\sigma in = 2\alpha\tau_S \qquad (3-1)$$

ここで，σinは介在物内部の引張応力，αは介在物のアスペクト比，τ_Sは界面近傍の母相の流動応力である。αが大きい場合，および母相の変形が進行してτ_Sが増加するに従いσinは増加するが，この時，σinが介在物の降伏強度σyより高くなると介在物は降伏する。さらに，σinが介在物の破壊強度σfより高くなると介在物自体が破壊する。すなわち，介在物の破壊条件として次式が成立する。

$$\sigma f \leqq 2\alpha\tau_S \qquad (3-2)$$

この破壊条件式は応力条件によって導かれたものであるが，田中ら[3-13]は，エネルギ条件によって，同様の条件式を導いている。式（3－2）から明らかなように，σfがτ_Sの数倍程度あるとしても，αが十分大きければ，この条件は多くの場合みたされることになる。本実験結果について検討すると，アスペクト比が約3倍以上の介在物では介在物の破壊が観察されており，ＭｎＳ介在物とフェライト母相の硬さ比（数倍程度）から推察して，この結果は上述の条件と定性的にはよい一致を示すものと言えよう。

一方，アスペクト比が小さく介在物内部の応力集中が生じ難い球状介在物の場合は，破壊を伴わず，引張り方向への界面の剝離およびボイド生成によって，介在物と母相の変形能の差異が解消されるものと推察される。Ashby[3-14]らによれば，介在物内部に生じる応力と，それによる弾性エネルギーは介在物近傍の局所的な塑性変形で緩和されると考え，その時の最大引張応力が結合強度に等しくなった時，最大引張方向へ剝離すると指摘している。母相との界面が全く不整合なＭｎＳ介在物の場合，その結合力は小さく，このようなボイド生成は十分に考えられることである。図3－39はボイド生成時における介在物近傍の最大せん断ひずみ速度方向を示しているが，ボイドの生成方向ないしは初期成長方向は最大せん断ひずみ速度方向と，41°をなしており，言いかえれば，ほぼ最大主応力方向と一致しており，先の議論とよく対応しているものと言える。

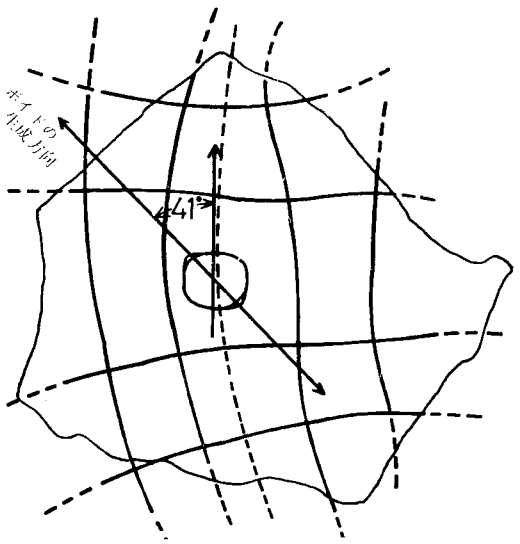


図3－39　ボイドの生成段階の介在物まわりのすべり線場（ボイドの生成方向と平均的な最大せん断ひずみ速度方向が41°をなしている。）

次に介在物の大きさと介在物間の相互作用について検討する。前者については，介在物は大きい程界面の剝離が生じ易いという報告[3-15]はあるが，本研究においては，直径約2～20μmのほとんど全ての球状介在物の場合にボイド生成が認められたのに対し，アスペクト比が約3以上の長楕円体状介在物の場合はその大きさにかかわらず，ボイド生成がほとんど認められず，介在物が破断した。また，後者については，介在物の大きさ程度の距離で近接する場合から数十倍離れて分布する場合まで，多くの介在物挙動を観察した結果，ボイドの成長や合体などには影響を与えるものの，ボイドの生成そのもの，あるいは介在物の破断そのものについては

ほとんど有意な影響を与えないことが確かめられた。従って，介在物の大きさや介在物間距離に比べて，その形状がより重要な役割を演じることが，実験範囲内では言える。

以上の考察より，球状ＭｎＳ介在物の場合はボイド生成が起こり，長楕円体状介在物の場合は介在物自体が破断するという挙動は，切削中のＭｎＳ介在物による局所的破壊に関する基本的挙動と考えることができる。さらに実用切削状態では，切削温度の影響なども考える必要があるが，それについては快削鋼の被削性に関連しているため，第７章で詳細に検討する。

以上の考察は主として，ＭｎＳ介在物について行って来たが，他の非金属介在物についても若干検討を加える。非金属介在物の多くはＭｎＳよりもさらに硬い粒子である。例えば，SiO_2はＨｖ（ヴィッカース硬さ）＝８５０～９３０であり，さらに，Al_2O_3では，Ｈｖ＝１８００～３０００にもなりＭｎＳのＨｖ＝１９０～２６０に比較して極めて硬いと言える。また，母相との界面強度については詳細は未知であるが，その生成過程から推察して，あまり強固な界面が生じているとは考え難い。従って，これらの基本的性質から推察すると，界面でのボイド生成が起こる可能性が高い。事実，延性破壊に関する研究[3-16,17,18]において，各種非金属介在物界面でのボイド生成を扱ったものが多くあり，それらの結果を合わせ考えると，母相よりも変形能が小さく，かつ，結合強度が小さい非金属介在物の場合，その程度の差はあれ，局所的破壊が発生することは十分に推察できることである。

次に，セメンタイト，パーライト，β相（四・六黄銅）などの析出物は，元来，材料を強化せしめる作用を有しており，また，その母相との界面は介在物に比べると，通常強固であるため，界面の剥離などの破壊の発生は起こり難いと言える。しかしながら，例えば，解析結果（図３－３６）にも示した様に，析出物まわりの不均質変形は著しく，母相でのひずみの集中や，析出物内部の応力集中などが生じる。このことから，界面以外の母相あるいは析出物のいずれかの領域において，破壊の発生条件が満された場合にその発生が起こることが考えられる。析出物は通常脆性を示すという点を想起すれば，内部の応力集中が高くなれば，それ自体の脆性破壊が起こり得ると思われる。一方，母相においては，ひずみの集中の結果生じる延性破壊の発生が考えられる。ＳＥＭ観察によれば，β相の破壊（図３－１７），パーライトの破壊（図３－１６）あるいは，フェライトバンド内のひずみ集中によるき裂の生成（図３－２４）など，析出物に起因する各種の局所的破壊が認められており，上述の議論とよく対応していると言える。

ところで，以上の考察は，局所的破壊の発生要因となる介在物や析出物が１次塑性域内の切刃から離れた領域に位置する場合の挙動に関するものであるが，これらの微視的脆性要因が切刃に遭遇する場合には，図３－１８，図３－１９などに示した様に，かなり明瞭な刃先き裂が発生する。これは，刃先近傍の高い応力集中と引張応力が破壊の発生ないしは成長を促進させるためと考えられる。

本項における考察を通して，多相からなり，また各種欠陥を含む通常の多結晶金属材料を切削した場合，介在物や析出物などの微視的脆性要因に起因して，ボイドやき裂などの局所的破壊が，言わば不可避的に発生することを示し，その基本的な発生機構を明らかにしたと言える。

5.2.2.　刃先近傍の引張場に起因するき裂の発生機構

前項では，被削材中の微視的脆性要因に起因する破壊機構について明らかにした。一方，刃先のやや後

方（数 μm～15 μm程度）の逃げ面下方においては，微視的な脆性要因に特に関係せずに発生すると考えられるき裂がしばしば観察される。本項ではこの種のき裂の発生機構について考察する。

この種の刃先き裂は，既に3.2.2節で示したように，本研究で対象とした材料の範囲内ではその種類の如何にかかわらず，また，パーライトやβ相，あるいは介在物や結晶粒界などのような微細組織の形態にあまり関係なく，刃先のやや後方の逃げ面下方において発生するという傾向が常に見られた。このことは，その発生機構が比較的巨視的な要因に支配されていることを示唆する。

そこで，逃げ面下方領域の応力状態に注目してみると，図3－28あるいは，模式図3－38に示したように，顕著な静水引張場が出現しているのがわかる。また，この領域における最大せん断ひずみ速度方向から考えて最大主応力方向はほぼ切削面に平行であると言える。この引張場は，先にも考察したように，切刃の進行に伴って，予定切削面より上方の被削材が前方に引張られるために生じるものと考えられる。このように，刃先の前方領域に比べて，後方あるいは逃げ面下方領域では，き裂の発生の，言わば，必要条件が常に具備されていると言える。

実験結果を詳細に検討すれば，図3－20を始めとする多くの観察例からも明らかなように，き裂は切削面の開口により発生しており，その発生の第1次的な要因として引張場の出現を考えるのが妥当であろう。もちろん，このことは微視的要因が全く無関係であることを意味しているのではなく，その近傍に脆性的因子が存在するような場合は，当然のことながら，局所的にはより高い引張場が生じることが考えられ，従って，それに依拠してき裂が発生するものと思われる。

また，逃げ面と切削面との摩擦も影響を与えることが考えられる。すなわち，逃げ面での摩擦は切刃の進行とともに接触部近傍の材料を切削方向に多かれ少なかれ引張る作用をするために，高い引張場は接触の終了する切削面の離脱点近傍に移ることが推察される。

このように，き裂の発生時期や発生場所についての定量的な議論は，刃先丸味や逃げ面との摩擦特性あるいは微視的要因などの詳細な検討を通じてなされねばならない。ここでは，準連続型切りくず生成に伴う逃げ面下方のき裂の基本的な発生機構としては，主としてそこでの引張場の出現が考えられることを指摘しておきたい。

5.3　局所的破壊の成長および成長停止機構

5.3.1　介在物まわりの局所的破壊

5.2.1で明らかにしたように，介在物や析出物，結晶粒界などの微視的脆性要因の近傍では，種々の局所的破壊が発生するが，その後これらの破壊は成長を始める。ここでは，主として，MnS介在物に関連した破壊の成長および成長停止機構について考察する。

まず，球状介在物の場合は，1次塑性域において母相との界面で主応力方向に剝離およびボイドの生成が起こり，後，主せん断域に近づくに従い成長する。この成長の際には，ボイド界面において著しいひずみの集中が起こり，最大250％に達し母相の約5倍にもなる。しかしながら，ボイドは介在物直径の約3倍程度に成長した後はあまり成長しなくなる。これはボイドが主せん断域を通過する時に，圧着されるた

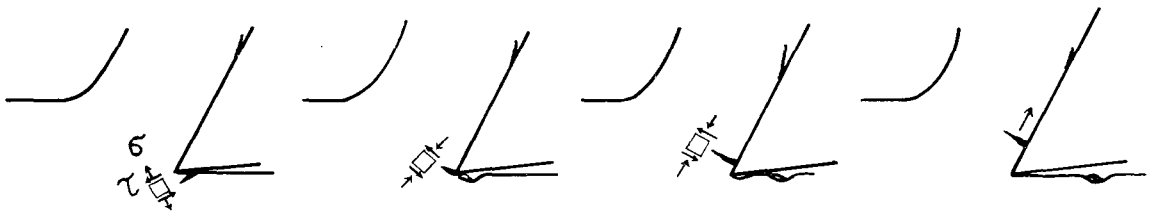
めである。この圧着現象は主せん断域での高い静水圧の効果によるものと考えられ，それは図3－38の応力分布からも十分に考えられる。

一方，長楕円体状介在物の場合には，介在物内部の応力集中のために介在物自体が破断することは既に指摘した。これが母相の破壊の核としての役割を演じることが考えられるが，多くの観察例から，主せん断域では大きく成長しないのが認められた。また，分断された介在物はアスペクト比が約3以下に小さくなるとボイド生成を伴う傾向を示すが，この場合にもその成長は顕著でない。これらは，やはり，主せん断域での静水圧効果によるものと考えられる。

以上考察して来たように，介在物まわりの局所的破壊は主せん断域では高い静水圧のためにあまり大きくは成長せず，内部き裂として切りくず内へ流出することになる。しかしながら，隣接介在物との距離が十分小さいような場合には，ボイドの合体やき裂の合体が起こり，破壊が成長することが考えられるが，この合体機構については，第7章において考察する。

5.3.2　刃先き裂

逃げ面下方において，静水引張場の出現に起因するき裂が発生するが，この刃先き裂は発生した後，ほぼ最大せん断ひずみ速度方向に沿って成長する。従って，き裂は逃げ面下方から刃先前方に向かうが，この時，工具が進行するため切刃先端と遭遇する場合が多い。その後，き裂はすくい面側に移行して，やや成長した後，成長を停止し，切りくずとともに流出する。このき裂挙動を模式的に示したのが図3－40(a)～(d)である。同図は観察結果（図3－21）とほぼ対応している。



(a)　き裂の発生と初期成長　　(b)　切刃との遭遇とすくい面側への移行　　(c)　主せん断域での成長と成長停止　　(d)　切くずの流出

図3－40　刃先き裂の発生・成長・成長停止挙動を示す模式図

ところで，き裂が刃先に遭遇する段階(b)においては，切刃がき裂に食込む傾向があるため，やや開口され明瞭な形態を示すようになり，図3－18に示したようなボイドや介在物が切刃に遭遇する場合によく似た状態となる。また，以後の成長挙動も類似している。

次に，図3－40(b)から(c)にかけての成長機構を検討する。図3－41は主せん断域を成長するき裂近傍のすべり線場および相当ひずみ増分分布の解析結果の例を示す。同図はCr－Mo鋼Bの垂直切削の場合を示し，図3－24あるいは図3－33に対応するものである。

図3－33から明らかなように，き裂はフェライトバンド内の200%以上のひずみ集中域を成長し，また

その方向は，ほぼ第2すべり線に沿っている。もちろん，縞状組織は切削幅方向に対しても分布しているため，き裂の成長挙動が全く2次元的であるとは考えられない。しかしながら，内部観察によっても主にフェライトバンド内を成長することが確かめられており，平均的には以上のことは妥当であると言える。

ところで，主せん断域で生成するき裂の先端の前方においては，静水圧縮応力状態となっていることが推察される。従って，延性の高い材料であれば，き裂は，その成長を停止させられる傾向にあり，また，同時に，切りくずとともにすくい面に沿って流出するため，巨視的な大きさまでには成長しなくなるものと思われる。図3－7や図3－22の切りくず裏面に見られるき裂は上述の機構で生じたものと思われる。

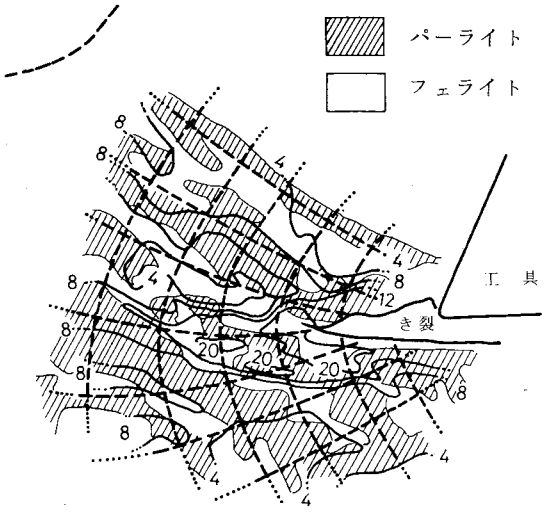


図3－41　き裂近傍のすべり線場と相当ひずみ増分の分布

5.4　切削現象に及ぼす局所的破壊の影響

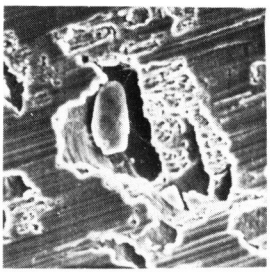
これまでの検討から，準連続型切りくず生成には各種の局所的破壊挙動が伴っており，その破壊機構には巨視的な要因に加えて，微視的な要因が関与していることを明らかにして来た。本項では，この局所的破壊が切りくずの破断性や仕上面性状などに如何なる影響を与えるかという点について考察を行う。

まず，切りくずの破断性に及ぼす影響を検討する。1次塑性域で切刃の近傍ではほとんど常に微小なボイドやき裂が発生しているため，切りくずは破断されやすい。例えば，剛性の変化や切込みの変化などの切削系のわずかな擾乱によって，局所的な破壊が不安定に伝播して，巨視的な破壊に至り，切りくずの形態を不連続型に変化せしめることが考えられる。

この全破断に至るき裂の成長・伝播機構は，次章の不連続型切りくず生成の場合に詳細に検討するが，たとえ全破断に至らなくても，準連続型切りくず内に内部き裂として残留するため，その破断性，従って，切りくず処理性の向上には大きな役割を果すものと思われる。特に，硫黄快削鋼のＭｎＳのように人為的に添加された介在物の場合は，切りくずの処理性を著しく改善せしめると思われるが，この点については第7章においてあらためて考察する。

ついで，切削力に対する影響が考えられる。主せん断域に生じるボイドや内部き裂の近傍では応力集中やひずみ集中が起こるため，均質変形と考えた場合と比較して変形抵抗は小さくなることが推察される。また，主せん断域は平均的には脆化することになり，巨視的なせん断角は増加し，その結果，いわゆるせん断面積が減少し，切削力が相対的に低下することも考えられる。さらに，刃先き裂の発生は，刃先先端での応力集中を緩和する作用もするであろう。

さらに，仕上面性状に対しても影響を与えることが考えられる。これまで，しばしば指摘したように，準連続型切りくずを生成するような切削状態では，常に切刃近傍でき裂が発生するため，不可避的に仕上面性状を劣化することが考えられる。すなわち，図3－21や模式図3－40からも明らかなように逃げ面下方のき裂の発生は，わずかながらも過切削をもたらす。また，介在物が切刃に遭遇する場合も切削仕上面上にはボイドやき裂の痕跡が残されることになる。図3－42はそのような例を示し，刃先き裂の発生によって引き起こされた仕上面の劣化が認められる。

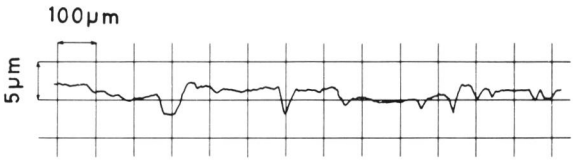


切削試験条件

図3－11に同じ

図3－42　仕上面に観察されるボイド

従って，逃げ面でのバニシ作用などの2次的効果が特に期待できない場合は，切刃形状と切削条件によって決定される理想的な表面あらさを得ることは極めて困難と言える。図3－43は，切削仕上面のあらさ曲線（切削方向）の測定例を示す。なお測定はTALYSURF－4（倍率：2000倍）で行った。同図から最大高さあらさRmaxは4.8 μmとなるのがわかる。これは，低切削速度で得られる鋼類の通常の仕上面あらさにほぼ対応している。



切削試験条件

図3－11に同じ

図3－43　仕上面のあらさ曲線（切削方向）の測定例

このように，切削仕上面上には局所的破壊が残留するため，切削仕上面あらさを大きくさせるが，それのみならず，残留したボイドやき裂は製品としての強度を低下せしめる原因にもなる。それ故，刃先き裂の発生を極力抑える必要があるが，そのために考えられる一つの方法は介在物や析出物が応力集中源とならないような微小な切込み深さ，例えば結晶粒よりも小さい切込み深さによる切削である。そのような観点から，本研究では数 μmから1 μm以下での切込みによる超微小切削機構についても検討を加えるが，それは第6章において取上げる。

第6節　結　　言

準連続型切りくず生成過程ならびにそれに伴う局所的な破壊挙動をSEM直接観察により明らかにするとともに，塑性変形域および局所的破壊近傍の力学的解析を行うことにより，次の結論を得た。

1）従来，連続型あるいは流れ型と称されて来た切りくず形態においても，微視的には1次塑性域ならびに刃先近傍において種々の形態の局所的破壊を伴っており，切りくずは準連続型となる。

2）局所的破壊には，1次塑性域における各種の微視的欠陥まわりの応力やひずみの集中に起因して発生するものと，刃先のやや後方，逃げ面下方における静水引張場が第1次的な要因となって発生する

ものがある。前者には，球状介在物と母相との界面における剝離によるボイド生成，および，長楕円体状介在物や析出物の破断による内部き裂の生成，さらに，結晶粒界の破壊などが含まれる。後者の刃先き裂は，逃げ面下方に発生するほぼ切削方向の最大引張主応力に起因して，切削面の開口によって発生する。なお，前者に関係した微視的脆性要因が切刃に遭遇する場合も刃先き裂を発生する。

3）微視的欠陥まわりで発生した局所的破壊は，1次塑性域において切削の進行とともに成長するが，主せん断域に至ると高い静水圧のために成長を抑制され，内部き裂として切りくず内へ流出する。

4）刃先き裂は発生した後，ほぼ最大せん断ひずみ速度方向に成長するが，主せん断域においては高い静水圧のために成長が抑制され，また，同時にすくい面に沿って切りくず内へ流出するために，巨視的な大きさには成長せず，切りくず裏面に残留する。

5）以上の種々の局所的破壊は，切りくずの破断性や仕上面性状に影響を与える。特に，切削系のわずかな擾乱などにより，局所的破壊が不安定に成長・伝播し，切りくずを全破断に至らしめる場合がある。また，刃先き裂の発生は不可避的に仕上面性状を劣化させる。

第 4 章　不連続型切りくず生成過程におけるき裂の発生・成長・伝播機構

第 1 節　緒　　言

前章では，準連続型切りくず生成に伴う局所的破壊機構を明らかにしたが，発生した破壊が切削条件や被削材の性質に依存して，切削の進行とともに，成長あるいは伝播を起こし，切りくずを破断に至らしめ，その結果，切りくず形態が不連続型を呈するようになる場合がある。本章では，このように，巨視的な大きさに成長し，遂には，切りくずを破断せしめるような破壊挙動を伴う不連続型切りくず生成過程を取り扱う。従って，本章での議論は，主として不連続型切りくず生成に伴うき裂の成長・伝播挙動の観察ならびにその機構の解析を中心としてなされる。

ところで，従来，不連続型と称される切りくず形態には，せん断型，むしれ型，および，き裂型の3種類の形態が主に含まれていることが知られている。このうち，せん断型切りくずは四・六黄銅のように比較的脆い材料を小さいすくい角で切削するような場合に見られ，また，むしれ型切りくずは鉛や純銅のように極めて延性に富む材料を工具と被削材の摩擦が著しい状態で切削するような時にしばしば生成する形態である。さらに，き裂型は，鋳鉄のような脆性材料の場合に見られることが知られている。

このような不連続型切りくず生成機構に関する研究は，いわゆる連続型切りくずに比較してあまり多くなされていない。例えば，Field[4-1]とMerchant[4-2]，Cook[4-3]，Finnie[4-4]とShaw，Lee，Luk[4-5]とBrewer，奥島[4-6]と人見ら，さらに，Oxley[4-7,8]らや臼井，中山[4-9]らの研究があげられるが，これらの研究の多くは，連続型切りくず生成機構の場合と同様に単一せん断面モデルないしは類似のモデルに基づくものであり，十分な解明がなされているとは言えない。

例えば，Field[4-1]らは，非定常な切削過程に単一せん断面モデルを適用して，最小仕事原理に基づいて不連続型切りくずを生成する際のせん断角を求めている。また，Cook[4-2]らによれば，単一せん断面上の平均せん断応力が破断応力に達した時，不連続型切りくずが生成するとしている。これに対し，奥島[4-5]らは塑性流れ領域（1次塑性域に相当）の概念を導入し，その領域の終了境界線上のせん断応力ないしはせん断ひずみが破壊限に達した時，不連続型切りくずが生成するとした。しかしながら，これらの研究は，結局のところ，主せん断域の平均的な応力ないしはひずみの解析に基づいて，ある臨界条件を満した時，いわば，瞬間的に切りくずの全破断が発生するとしており，また，実験的な確認はいわゆる急停止法に依拠しているために，実際の破壊挙動とはかなり異なった指摘がなされている点もあると思われる。

これらの研究に対して，ひずみ分布あるいは応力分布の過渡的な解析を行うことにより，せん断型切りくず生成機構を詳細に検討したものとしては，臼井らの光学顕微鏡連続観察に基づいたVisioplasticity法による一連の実験的研究[4-7,8]がある。この研究は，非定常過程であるせん断型切りくず生成過程を動的に把握していること，ひずみ分布や応力分布などの詳細な力学的解析を行っていること，また，き裂の成長というものを初めて考慮したことなど，注目すべき点が多い。しかしながら，主として実験方法上の制約か

ら，巨視的な解析の域を出ず，特に，き裂の発生，成長，さらには伝播といった，動的でかつ微視的な機構については十分な解析がなされているとは言いがたい。

以上，概観した様に，従来の研究はほとんどせん断型切りくず生成に関するものであり，むしれ型やき裂型に関しては，概念的な説明が2.3の研究において見られるにすぎない。例えば，田口や奥島[4-10]らによるマイクロフラッシュを用いた普通鋳鉄の切削過程の連続観察[4-11]がある。この研究は各種不連続型切りくず生成を切削条件との関係で詳細に検討しているものの，各々の切りくず形態の差異や，切削機構が必ずしも明確にされているとは言えないようである。また，最近，中山[4-9]は鋸歯状切りくず生成について検討を行っているが，やはり，巨視的な解析に終始しており，詳細は不明な点も多いように思われる。

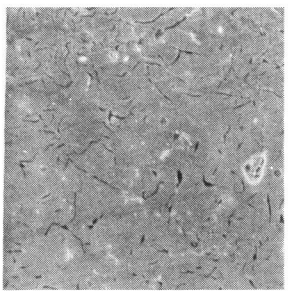
本章では，以上のような諸点を考慮し，せん断型，き裂型およびむしれ型の各種不連続型切りくず生成過程ならびにき裂挙動を動的かつ微視的に観察するとともに，き裂近傍の力学的解析を行うことにより，き裂の発生・成長・伝播機構を明らかにして，各々の不連続型切りくず生成機構に果たす役割を検討する[4-12,13,14]。

なお，本章では，き裂の成長と伝播について，き裂が負荷応力の増大とともに安定して進展するような場合を成長と呼び，一方き裂が負荷応力の増大がなくても不安定あるいは脆性的に進展するような場合を伝播と呼ぶ。また，き裂の発生については，前章と同じく，き裂が数μm程度（最大で1結晶粒程度）の大きさで顕在化した状態に対して発生と呼ぶ。なお，特にことわりのない限り，これらの呼称は次章以降においても同様とする。

第2節　被削材ならびに実験条件

2.1　被削材

本章で用いる被削材は，四・六黄銅，普通鋳鉄，および，Cr－Mo鋼A，B，C，D，Eである。四・六黄銅およびCr－Mo鋼は前章と同じ材料を用いており，その化学的組成は表3－1に示した通りである。また，普通鋳鉄はFC20材であり，図4－1に示すような片状黒鉛が分散する顕微鏡組織を有する。



熱処理条件

焼鈍（電気炉），600℃，4時間

図4－1　普通鋳鉄FC20の片状黒鉛

四・六黄銅はせん断型切りくずならびにき裂型切りくずを生成する被削材として用いる。また，普通鋳鉄はき裂型切りくずを生成する被削材として選んでいる。さらに，Cr－Mo鋼A，B，C，D，Eはそれぞれ圧延材，焼準材，完全球状化焼鈍材，高温焼準材，低温焼鈍材であるが，むしれ型切りくずを生成する傾向の強いB材およびC材を主として用いる。なお，A材，B材，C材については表3－1と同様の，また，D材，E材については表4－1に示す熱処理を施している。

被削材の表面処理は四・六黄銅とCr－Mo鋼については表3－2と同じ条件で，普通鋳鉄の電解研摩についてはCr－Mo鋼と同じ条件で行う。

表4－1　Cr－Mo鋼D，Eの熱処理条件

	熱処理条件	顕微鏡組織	ブリネル硬さ（H_B）
Cr－Mo鋼D 高温焼準材	1000℃　2時間　空冷	フェライト＋パーライト	166
Cr－Mo鋼E 低温焼鈍材	1000℃　2時間　空冷 680℃　2時間　空冷	フェライト＋パーライト 縞状組織	158

2.2　実験条件

本章で用いる工具は，高速度鋼工具SKH－9，およびダイヤモンド工具である。高速度鋼工具SKH－9は表3－3に示した化学的組成を有している。すくい角は－20°～＋30°であり，逃げ角は5°である。刃先丸味半径は，高速度鋼工具については3～10 μm，ダイヤモンド工具については0.5 μm以下である。

切削条件は次のとおりである。切削速度は，0.15 mm／minおよび，0.20 mm／min，切込みは70～140 μm 切削幅は約1 mmである。また，切削試験温度は室温～約500℃である。切削方式は，切削幅と切込みの比が10以上の2次元乾切削とする。なお，各実験に対する詳細な実験条件は結果とともに示す。

第3節　実験結果

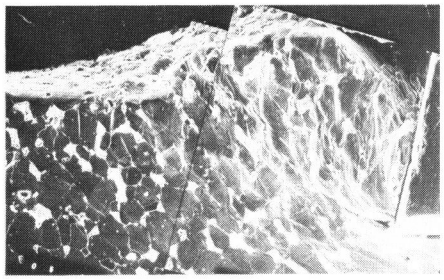
3.1　せん断型切りくず生成過程

3.1.1.　典型的なせん断型切りくず生成過程の1周期

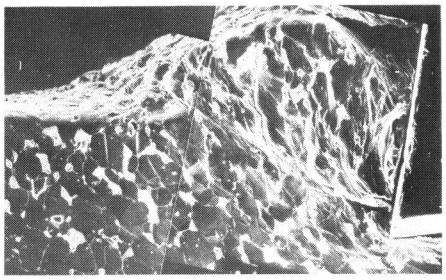
㋐　六黄銅を比較的大きなすくい角で切削した場合，切りくずは準連続型切りくずを生成するのに対し，すくい角が小さくなればなるほど，せん断型切りくずを生成する傾向が強くなることは，既に前章第3節で示した。

図4－2(a)～(j)は四・六黄銅をすくい角11°で切削した場合に見られる典型的なせん断型切りくず生成過程のSEM連続観察写真を示す。図中㋑は注目するせん断型切りくず生成の1周期の開始時点からの経過時間を示す。図4－2からせん断型切りくず生成の1周期は，主に4段階から成立っているものとみなされる。すなわち，(1)切刃の食い込みによる初期段階（同図(a)～(c)），(2)全破断に至るき裂の発生段階（同図(c)～(f)），(3)主せん断域でのき裂の成長段階（同図(f)～(h)），および，(4)き裂が自由面に伝播・貫通してせん断型切りくず生成の1周期を終える段階（同図(h)～(j)）である。

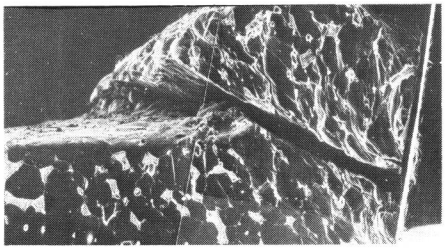
初期段階（同図(a)～(c)）では，1周期前の切りくずの全破断が終了する前に切刃の食い込みが開始しているのが興味深い。また，この段階では，変形は刃先およびすくい面近傍に限られている。変形が進行して，同図(d)の段階になると，前破断面（1周期前の破断面）の自由面の形状が切りくず流出方向に凸形を呈し，盛り上がりとすくい面への巻き込みが生じているのが観察される。またこの時，切りくずの接触長さが増大しているのが認められる。この(c)から(d)にかけて，刃先近傍でき裂の発生が認められ，このき裂



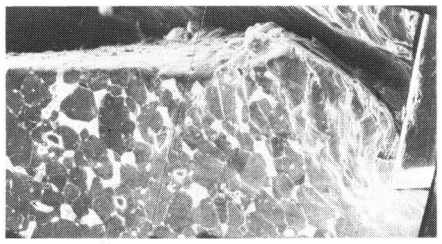
(a)　τ = 8 秒



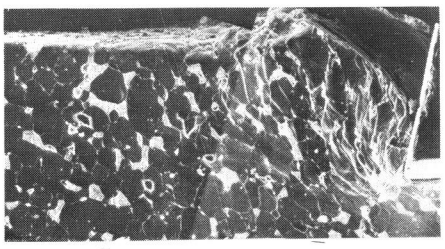
(b)　τ = 16 秒



(c)　τ = 3 2 秒

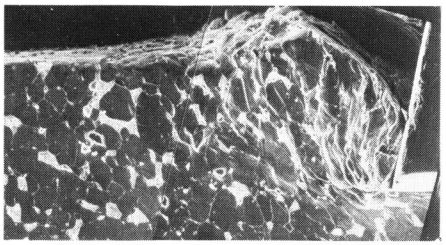


(d)　τ = 4 6 秒

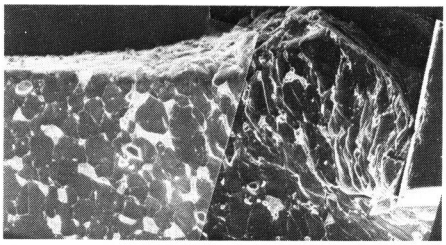


(e)　τ = 5 1 秒

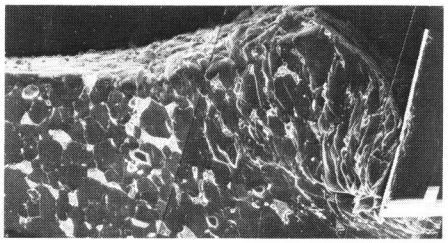
50 μm



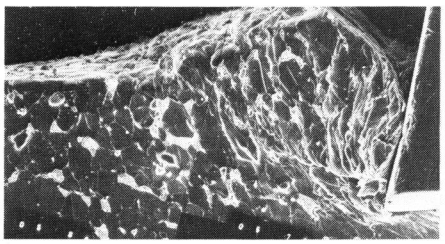
(f)　τ = 5 6 秒



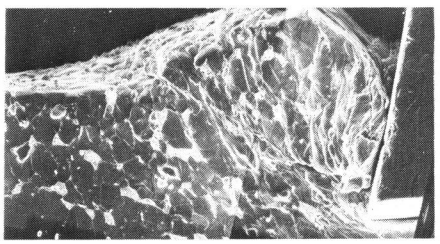
(g)　τ = 6 3 秒



(h)　τ = 7 1 秒



(i)　τ = 7 8 秒



(j)　τ = 8 3 秒

切削試験条件
被削材：四・六黄銅，工 具：SKH9 (すくい角11°)
切込み：8 8 μm，切削速度：0.2 mm／min
試験温度：室温

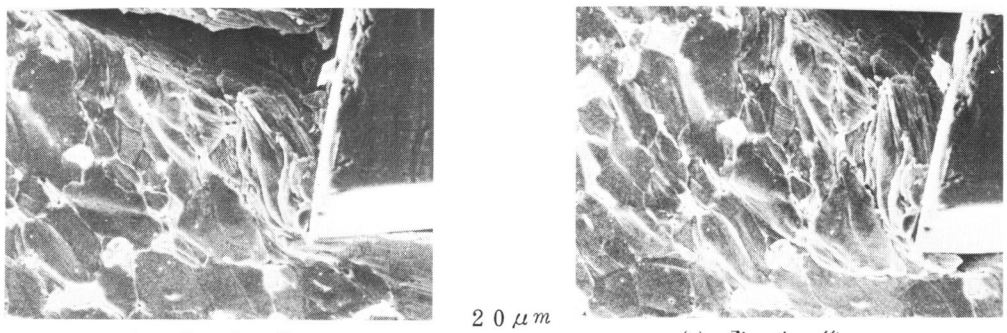
図4 － 2　四・六黄銅の典型的なせん断切りくず生成の連続観察写真

は後に全破断に至るようになる。さらに，同図(e)～(f)の段階になると，塑性変形域がほぼ自由面側に達するようになり，また，この段階では刃先き裂がかなり明瞭になって来る。この後，過渡的な状態が一応終了し，主せん断域がほぼ形成される段階になり（同図(f)～(h)），き裂がすくい面に沿って上昇しながら主せん断域を成長するのが認められる。最終段階（(h)～(j)）においては，き裂は主せん断域を著しい変形を伴いながら伝播し，遂には自由面に貫通しているのが認められる。なお，この最終段階は次の周期の初期段階にほぼ対応しているのが同図(a)～(b)と同図(i)～(j)を比べることから分る。

3.1.2.　き裂の発生・成長・伝播挙動

前項3.1.1で，せん断型切りくず生成過程，および，それに伴うき裂の挙動を概述したが，本項では主としてき裂の高倍率観察結果について示す。

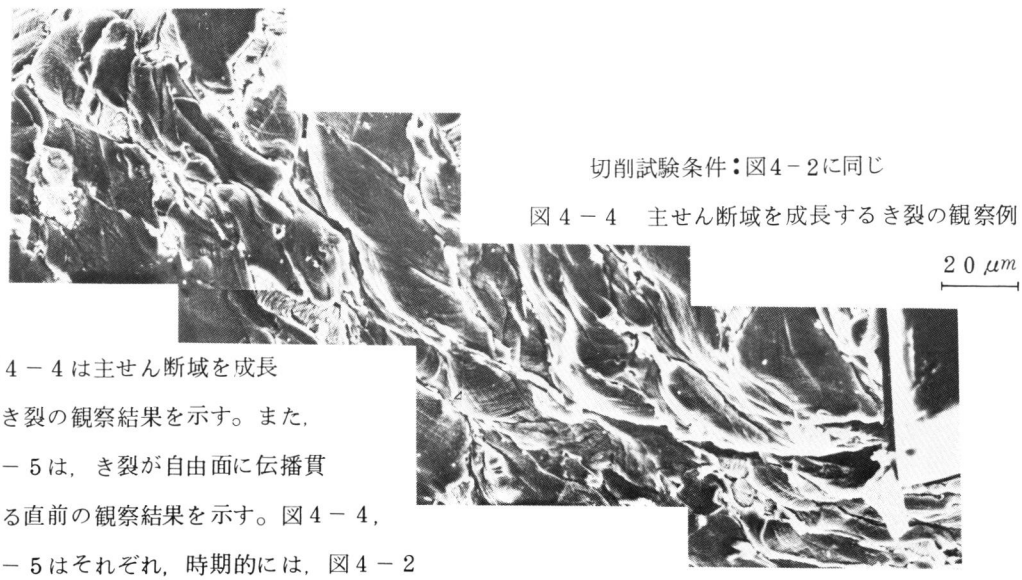
図4－3(a),(b)は全破断に至るき裂の発生前後のＳＥＭ連続観察結果を示し，時期的には，図4－2(c)，(d)にそれぞれほぼ対応する。図4－3から，き裂が刃先の先端からやや後方（この場合約10μm）の切削面の自由面近傍で発生しているのが認められる。



(a) 発　生　前　　(b) 発　生　後

切削試験条件：図4－2に同じ

図4－3　刃先き裂の発生挙動を示す連続観察写真

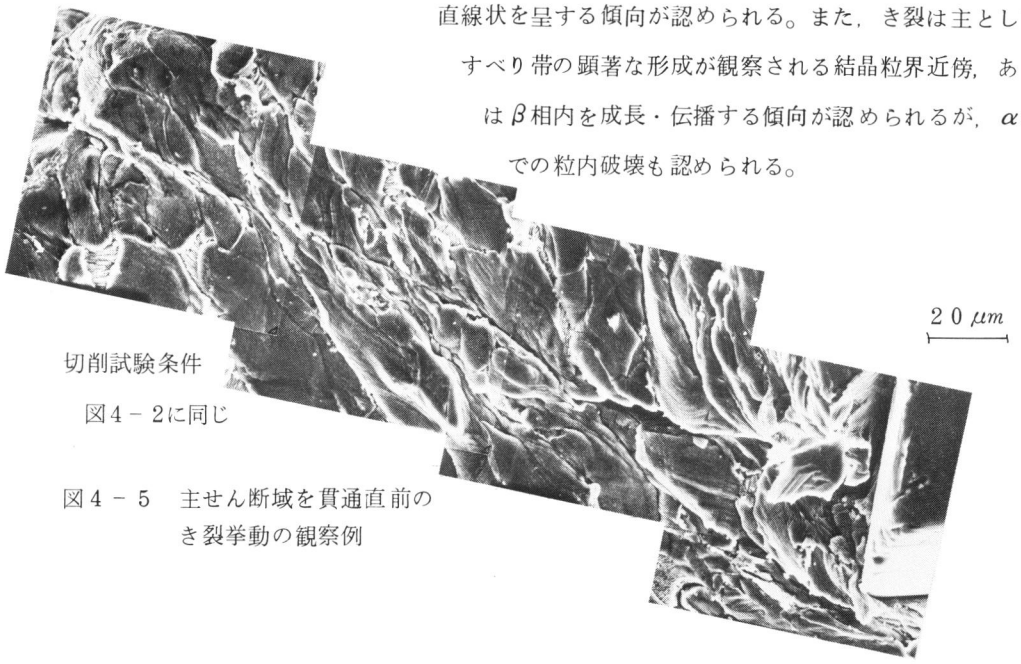


切削試験条件：図4－2に同じ

図4－4　主せん断域を成長するき裂の観察例

図4－4は主せん断域を成長するき裂の観察結果を示す。また，図4－5は，き裂が自由面に伝播貫通する直前の観察結果を示す。図4－4，図4－5はそれぞれ，時期的には，図4－2

の(g)，(i)にほぼ対応する。これらの観察から，主せん断域を安定して成長する段階ではき裂径路は切りくずの流出方向に対して凹形の形態を示すのに対し，主せん断域を伝播貫通して巨視的なすべりを起こす最終段階では，ほぼ直線状を呈する傾向が認められる。また，き裂は主として，すべり帯の顕著な形成が観察される結晶粒界近傍，あるいはβ相内を成長・伝播する傾向が認められるが，α相内での粒内破壊も認められる。



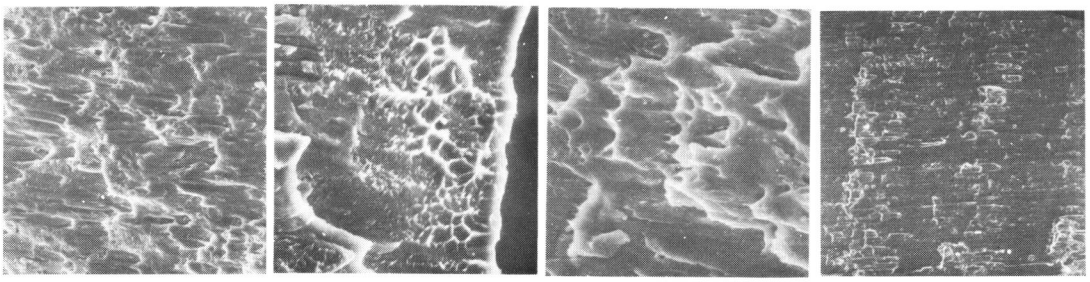
切削試験条件

図4－2に同じ

図4－5　主せん断域を貫通直前のき裂挙動の観察例

3.1.3　破断面および仕上面の観察結果

全破断を終了したせん断型切りくずの破面観察を行った結果を図4－6に示す。図中の模式図に示す様



切削試験条件

図4－2に同じ

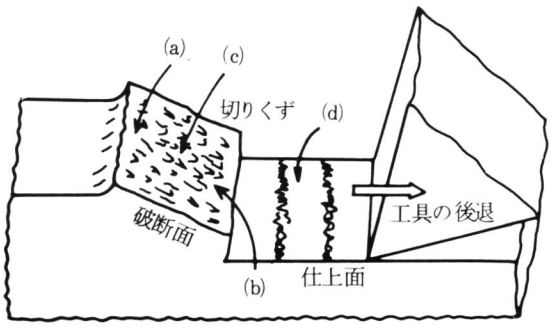


図4－6　せん断型切りくずにおける破断面および仕上面の観察例

に，同図(a)は主せん断域の中央部からやや自由面に近い位置での破面写真であり，同図(b)はすくい面に接する表面に近い位置での破面写真である。また，同図(c)は，主せん断域のほぼ中央部の高倍率観察結果を示す。これらの観察から，破断面のほぼ全域にわたって，せん断方向に長く伸びたDimpleパターンがみられ，破断の様式が，いわゆるBeachem[4-15]のⅡ型の延性破壊に依っていることが知られる。なお，切りくずのすくい面側の，言い換えれば，き裂の発生場所の近傍では引張型の等軸のDimpleが含まれる傾向を示している。

図4－6(d)は，仕上面を観察したものであるが，仕上面性状の周期的な損傷が認められる。この周期は，せん断型切りくずの周期に対応している。

3.1.4　せん断型切りくず生成に及ぼす前歴ひずみの影響

通常の切削状況では，被削材は前加工を受けており，この前加工によって生じる前歴ひずみが切りくず生成に影響を与えることが考えられる。そこで，異なる圧縮前歴ひずみを与えた4種類の四・六黄銅A（前歴ひずみ無し），B（同12.2％），C（同37.2％），D（同51.3％）に対して，切削実験を行った結果を示す。

図4－7はビッカース硬さの測定結果であり，当然のことながら，前歴ひずみの増加とともに硬さは増加している。

切りくず生成形態のSEM直接観察によると，前歴ひずみの程度にかかわりなく，せん断型切りくずを生成しているのがわかるが，その形状は多少異っている。この切りくず形状の変化を調べるために，せん断型切りくず長さLa，最終破断面長さLb，および，せん断周期Tを多数（同一条件につき約20個）の切りくずに対して，測定した結果を図4－8に示す。なお，La，Lb，Tは同図の模式図に示すように，切込み100μmに対する相当量に換算している。前歴ひずみの程度が高くなるに従い，せん断周期および切りくず長さは減少する傾向がある。また，全破断面長さも同様に減少の傾向を示しており，このことは全破断の時点における平均的なせん断角が増加する傾向にあることを意味している。

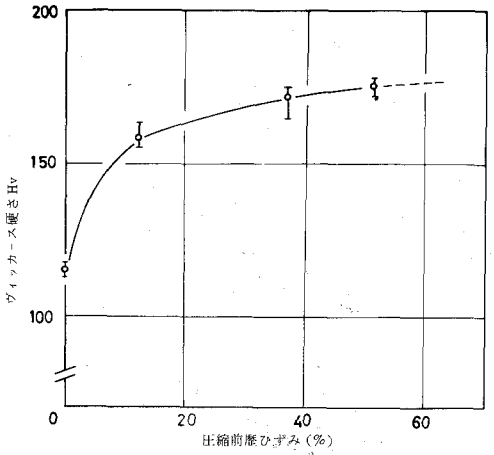
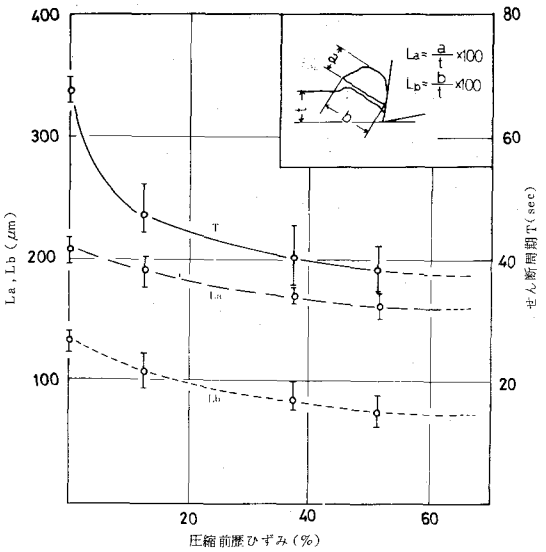


図4－7　圧縮前歴ひずみによるヴィッカース硬さの変化



切削試験条件
被削材：四・六黄銅
工　具：SKH9（すくい角9°）
切込み：90～120μm
切削速度：0.2mm/min
試験温度：室温

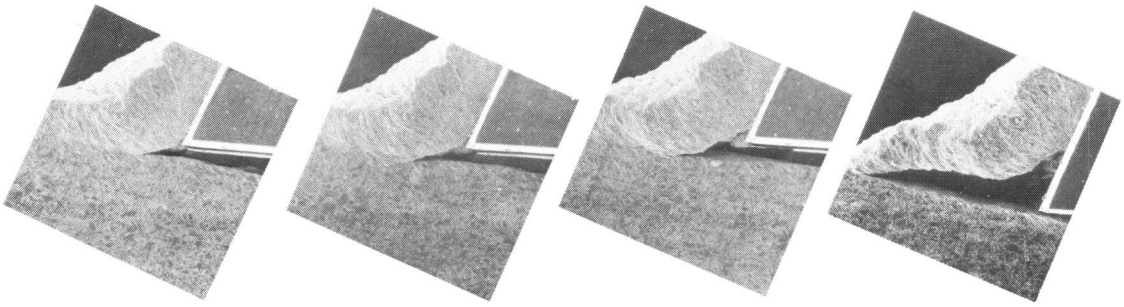
図4－8　圧縮前歴ひずみによるせん断型切りくず形状の変化

3.2　むしれ型切りくず生成過程

3.2.1　むしれ型切りくず生成挙動

むしれ型切りくずは，延性に富んだ被削材を工具面での潤滑性の悪い状態で切削した場合に，しばしば生成することが知られている。本項では，Cr－Mo鋼の各種熱処理材に対して実験を行ったが，圧延材A（ブリネル硬さH_B＝198）の場合は準連続型を示すのに対し，低温焼鈍材E（H_B＝158），および球状化焼鈍材C（H_B＝140）についてはむしれ型切りくずを生成した。また，縞状組織を有する焼準材B（H_B＝163），および高温焼準材D（H_B＝166）の場合は平行切削においてむしれ型切りくずを示す傾向が強かった。このように，被削材の硬さが減少するほどむしれ型切りくずを生成する傾向が大きく，また，材料の異方性も影響を与えることが知られた。次にSEM観察例を示す。

図4－9は球状化焼鈍材Cを切削した場合に見られるむしれ型切りくず生成の連続観察結果を示す。また，図4－10は焼準材Bの平行切削の場合に観察されたむしれ型切りくずである。

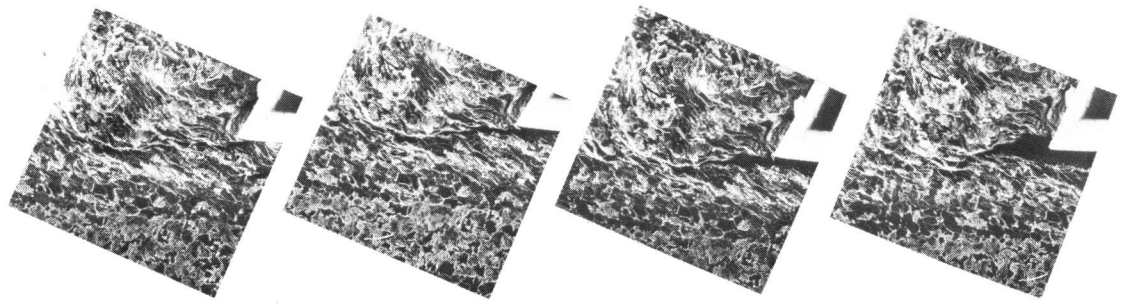


200 μm

切削試験条件

被削材：Cr－Mo鋼C，　工　具：SKH9（すくい角20°）
切込み：140 μm，　切削速度：0.15 mm／min
試験温度：室温

図4－9　Cr－Mo鋼におけるむしれ型切りくず生成挙動の観察例



100 μm

切削試験条件

被削材：Cr－Mo鋼B，　工　具：SKH9（すくい角20°）
切込み：100 μm，　切削速度：0.15 mm／min
試験温度：室温

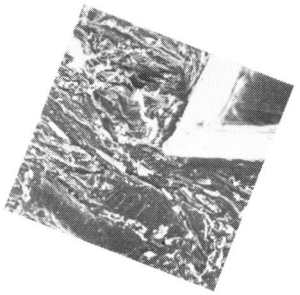
図4－10　Cr－Mo鋼Bの平行切削におけるむしれ型切りくず生成挙動

両図から明らかなように準連続型およびせん断型の場合とはかなり異った切りくず生成挙動を示している。特に異なる点は，塑性変形域の大きさ，変形の程度，さらに，き裂の成長挙動である。すなわち，準連続型やせん断型に比べて塑性変形域はかなり前方（切込みの３～５倍程度）まで及んでおり，また，その変形程度もかなり著しいことが微細組織の変形からわかる。特に２次塑性域では，すくい面の近傍で顕著な滞留を生じているのが認められる。さらに切削幅方向への変形も大きく現われる傾向が強い。き裂挙動も大きく異なり，ほぼ切刃の進行方向に著しく成長している。また，き裂が自由面に貫通するまでの切削距離は図４－９の例では切込みの約１０倍あり，せん断型の場合（図４－２）の約1.5倍に対して非常に大きい。

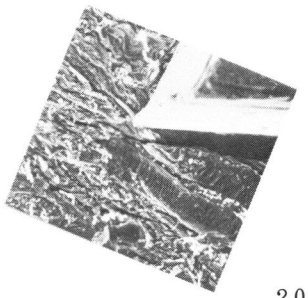
3.2.2　き裂の発生・成長挙動

本項では，むしれ型切りくず生成に伴うき裂の発生・成長挙動の観察結果を示す。まず，発生段階におけるＳＥＭ連続観察例を示したのが図4－11である。同図はＣｒ－Ｍｏ鋼の球状化焼鈍材の場合であるが，き裂は，刃先のやや後方（この場合は約１５μm）の逃げ面下方の切削面において発生した後，切削の進行とともに前方へ成長するのが認められる。

き裂は，その後，切刃先端と遭遇して大きく開口される。この挙動は，図4－10の例からもわかる。この後，切刃の進行とともに，さらに，著しく開口されながら，前方に成長する。この成長過程においては図４－９に示したように，ほぼ切削方向に平行に成長し，同図(d)の段階になると，著しく成長したき裂が自由面に向かって進展し，切りくずが破断される。なお，図4－12は切削急停止試験片の内部観察写真であ



(a)　き裂の発生

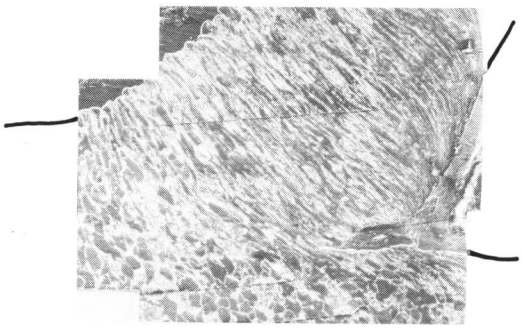


(b)　き裂の初期成長　20 μm

切削試験条件

被削材：Ｃｒ－Ｍｏ鋼Ｃ
工　具：ＳＫＨ９（すくい角20°）
切込み：１００μm
切削速度：0.15 mm/min
試験温度：室温

図4－11　むしれ型切りくず生成に伴うき裂の発生および初期成長挙動



切削試験条件　　100 μm

被削材：Ｃｒ－Ｍｏ鋼Ｅ，工具：ＳＫＨ９（すくい角20°）
切込み：１００μm，切削速度：0.15 mm/min
試験温度：室温

図４－12　むしれ型切りくずの試験片内部で観察される開口したき裂の例

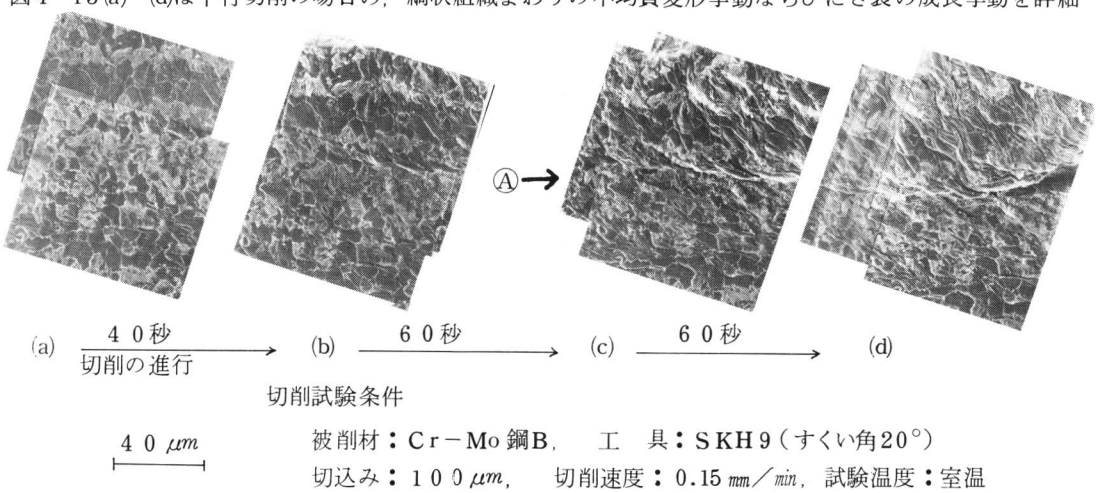
るが，内部においても同様に切刃で開口されたき裂が認められる。

以上の挙動は，本研究で観察された多くのむしれ型切りくずの生成過程において，基本的にはほぼ共通して言えることである。

3.2.3　縞状組織のき裂挙動に及ぼす影響

Cr－Mo鋼の焼準材はフェライトとパーライトの縞状組織を有し，この縞状組織に対して垂直方向に切削した場合は，準連続型切りくずの生成が見られるのは既に前章第3.1.2.項で明らかにした通りである。これに対し縞状組織に平行方向の切削を行った場合には図4－10に示した様にむしれ型切りくずを生成する傾向が強い。両者の差異はき裂挙動に及ぼす縞状組織の方向の影響が大きいためと考えられ，本項では，その点に注目して行った観察結果について述べる。

図4－13(a)～(d)は平行切削の場合の，縞状組織まわりの不均質変形挙動ならびにき裂の成長挙動を詳細



切削試験条件

被削材：Cr－Mo鋼B，　工　具：SKH9（すくい角20°）
切込み：100 μm，　切削速度：0.15 mm／min，試験温度：室温

図4－13　縞状組織に沿うき裂挙動

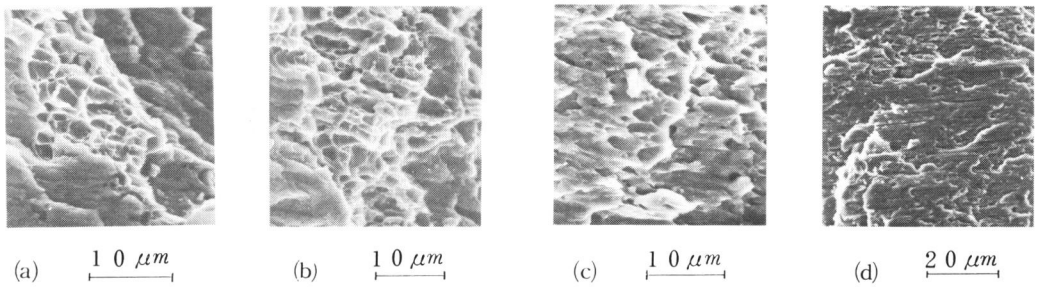
に観察したSEM連続写真である。同図(a)は観察領域が塑性変形域の前方約600 μm に位置する段階で，無変形状態である。同図(b)の段階では観察領域の右上方部においてすべり帯の生成や結晶粒のゆがみが認められ，1次塑性域に流入していることがわかる。その後，変形が進んだ(c)の段階になるとあるフェライトバンド内（図中Aで示す）に変形の集中が起こっているのが，著しいすべり帯の発達により判断される。さらに切削が進行して(d)の段階になると，この変形の集中したフェライトバンドに沿ってき裂が成長しているのが明らかに観察される。

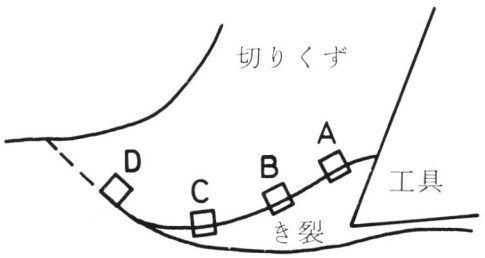
以上のような，平行切削の場合に比べて，垂直切削の場合は，前章図3－24で示したように，き裂は同様にフェライトバンド内を成長するが主せん断域で成長を停止し，巨視的な大きさに至らず，切りくずは準連続型を示す。この差異については第5.4節で考察する。

3.2.4　破断面および仕上面の観察結果

Cr－Mo鋼の球状化焼準材のむしれ型切りくず生成の結果生じる破断面の観察結果を図4－14(a)，(b)，(c)，(d)に示す。

全破断面にわたって延性破壊に伴うDimpleパターンが観察されるが，その特徴をあげると，き裂の発





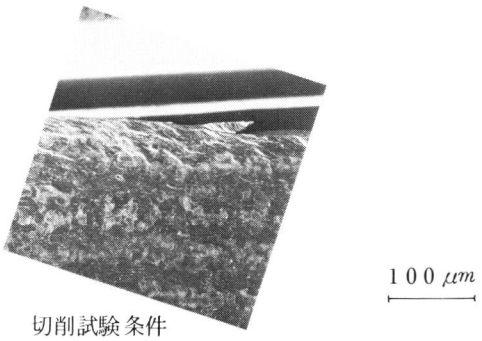
切削試験条件

被削材：Cr－Mo鋼C
工　具：SKH9（すくい角20°）
切込み：140 μm，　切削速度：0.15 mm／min
試験温度：室温

図4－14　むしれ型切りくずの破面観察例

生領域から中央部にかけては等軸ないしは引張成分の大きいDimple が多数見られる（同図(a)，(b)）のに対し，き裂が自由面に到達する段階に形成されたと考えられる破面領域（同図(c)，(d)）ではせん断による長く伸ばされたDimple が支配的になる点である。このような特徴はせん断型の場合（図4－6）と異なり，引張りによる破壊の占める程度がかなり大きいと言える。

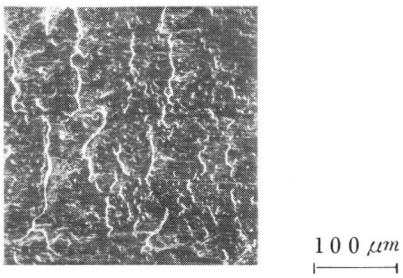
次に仕上面観察結果を示す。図4－15は切削面の側方から観察した例であるが，この図からは，切削自由面の近傍が大きい変形を受けており，加工変質層がかなり顕著であることが認められる。この場合は変



切削試験条件

被削材：Cr－Mo鋼B（平行切削）
工　具：SKH9（すくい角20°）
切込み：100 μm
切削速度：0.15 mm／min
試験温度：室温

図4－15　仕上面（側面）の観察例



切削試験条件

被削材：Cr－Mo鋼C
工　具：SKH9（すくい角20°）
切込み：80 μm
切削速度：0.15 mm／min
試験温度：室温

図4－16　仕上面の観察例

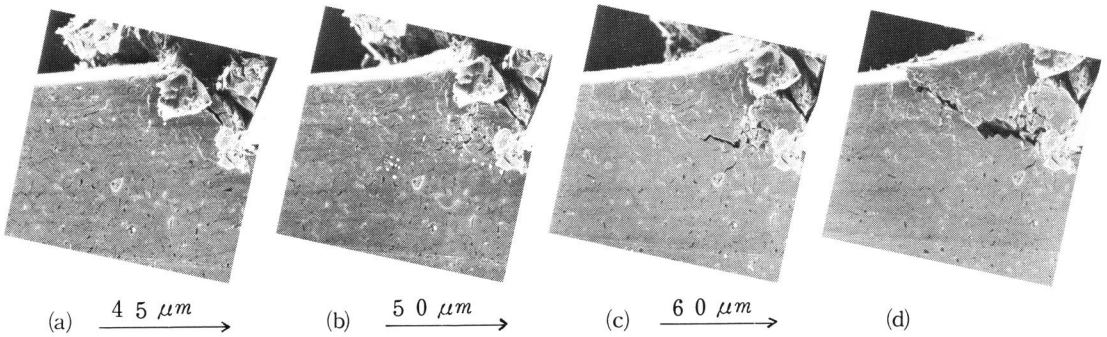
形が深さ約70 μmまで及んでいる。また，き裂の発生・成長挙動に起因するとみなされる切削面の損傷が見られる。さらに図4－16に示す切削仕上面の観察例からも，かなりの損傷が認められる。

3.3　き裂型切りくず生成過程

3.3.1　普 通 鋳 鉄

(4-10)

鋳鉄のような極めて脆い材料を切削した場合，切りくず形態はき裂型を呈することはよく知られている。図4－17(a)～(b)は普通鋳鉄ＦＣ２０のき裂型切りくず生成過程の連続観察結果を示す。同図(a)ではほとんど



切削試験条件

被削材：普通鋳鉄ＦＣ２０，　工　具：ＳＫＨ９（すくい角30°）
切込み：１４０μm，切削速度：0.15 mm／min，試験温度：２００℃

図４－１７　普通鋳鉄のき裂型切りくず生成の観察例

塑性変形が認められないが，切刃が食い込むに従って切刃近傍および前方で多数のき裂の発生が認められ，その後(c)の段階になると，これらのき裂の合体が起こり，約１５０μmの巨視的なき裂が生じるのが観察される。さらに，切削の進行とともにき裂が自由面に貫通して切りくずは破断される。（同図(d)）。

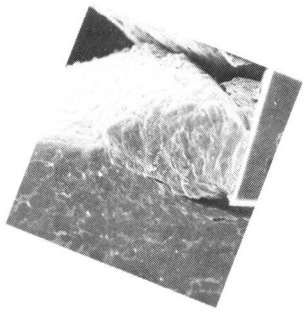
このように，き裂型切りくず生成の最も大きな特徴は変形が極めて脆性的でほとんど塑性変形を伴わない破壊現象が支配的であるという点である。き裂挙動も非常に特徴的であるが，これについては3.3.3項に述べる。なお，以上の切りくず生成挙動は，切削試験温度が室温から約４００℃に至るまでほとんど同様であった。

3.3.2　四・六 黄 銅

前項で示した普通鋳鉄ＦＣ２０のように，非常に脆い材料を切削した場合，いわゆるき裂型切りくずを生成する。しかしながら，通常の環境のもとで極端に脆性を示さなくても，切削条件によって，被削材が著しく脆化するような場合には，き裂型切りくずが生成されることが考えられる。このような観点から，本項では，切削試験温度を上昇させて四・六黄銅に対して切削試験を行った結果について示す。

図4－18(a),(b)はそれぞれ２００℃，および４００℃の切削試験温度で切削した場合の結果を示す。切削試験温度が２００℃の場合は，図4－2に示した室温の場合と同様なせん断型切りくずを生成するのに対し，４００℃では切りくず形態は大きく変化し，き裂型を呈するようになる。

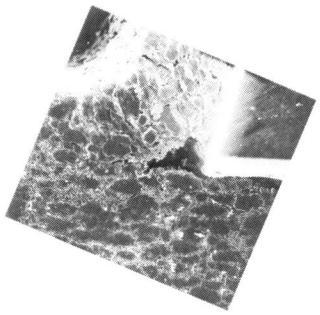
このき裂型切りくず生成過程の連続観察結果を示したのが図4－19(a)～(d)である。き裂は切刃に先行してほぼ切削方向に伝播しながら切りくず生成を営んでおり，き裂が先行して伝播している間は切刃自身は切りくずの分離に直接関与していないと言える。また，切りくず生成に伴う塑性変形は非常に局所的であり，２次塑性域およびき裂の近傍に限られている。



(a)　80 μm

切削試験条件

被削材：4－6黄銅,
工　具：SKH9（すくい角10°）
切込み：80 μm,
切削速度：0.15 mm／min
試験温度：200℃

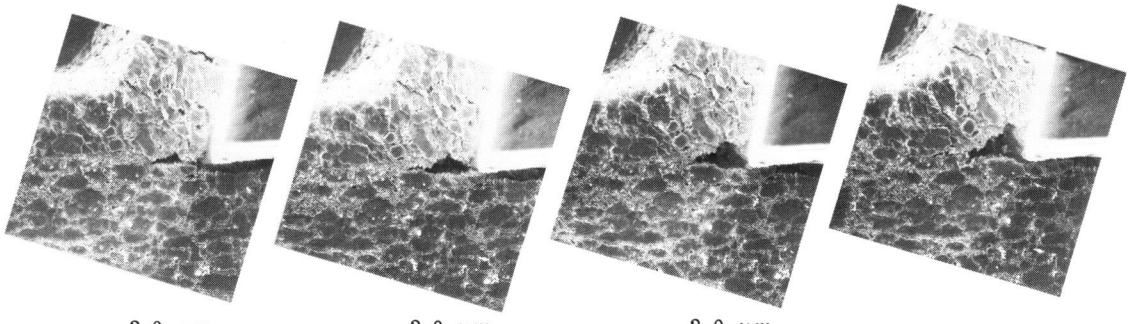


(b)　100 μm

切削試験条件

被削材：4－6黄銅
工　具：SKH9（すくい角10°）
切込み：92 μm
切削速度：0.15 mm／min
試験温度：400℃

図4－18　四・六黄銅の切りくず生成に対する切削試験温度の影響



(a)　30 μm　(b)　30 μm　(c)　30 μm　(d)

100 μm

切削試験条件

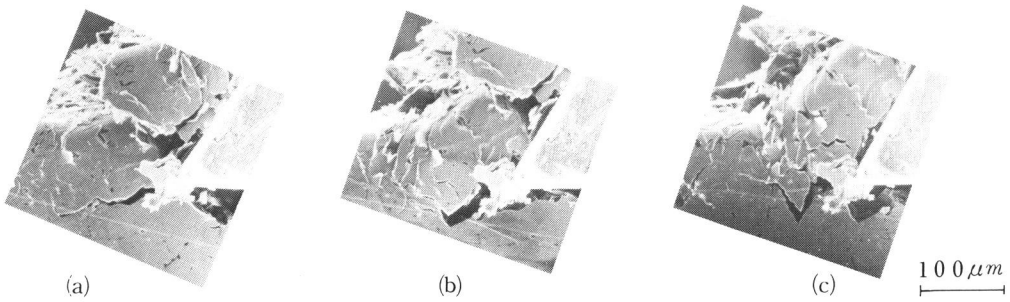
図4－18(b)に同じ

図4－19　四・六黄銅の高温切削におけるき裂型切りくず生成挙動の観察例

3.3.3　き裂の発生・成長・伝播挙動

普通鋳鉄FC20ならびに四・六黄銅を切削した場合（四・六黄銅については約400℃の高温切削），切りくず形態はいわゆるき裂型の範ちゅうに属するものになるが，両者におけるき裂の挙動には異なる点が多い。

普通鋳鉄FC20におけるき裂挙動を連続観察した結果を図4－20(a)～(c)に示す。き裂は刃先近傍で発生した後，極めて脆性的に伝播している。また，そのき裂挙動には分散する片状黒鉛が大きな影響を与えることがわかる。すなわち，き裂は片状黒鉛あるいはその近傍の潜在き裂に沿って伝播しており，その径路は黒鉛の分布状態に強く依存し，予定切削面より下方へ向う場合もある。このようにき裂の伝播方向は極めて不安定であり，切りくずは言わば分裂状の形態を呈する。



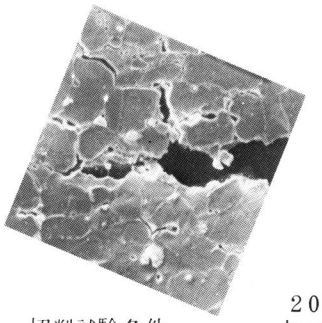
切削試験条件

被削材：普通鋳鉄FC20，　工　具：SKH9（すくい角30°）
切込み：95 μm，　切削速度：0.15 mm／min，　試験温度：250℃

図4－20　普通鋳鉄におけるき裂の伝播挙動の観察例

一方，四・六黄銅の場合は，その伝播挙動は比較的安定してはいるが，やはり塑性変形をほとんど伴わない脆性き裂と言える。例えば，図4－21はき裂の先端近傍の観察結果を示すが，き裂の極く近傍を除けば，ほとんど塑性変形は認められない。また，その伝播径路は主に結晶粒界ないしはβ相に沿っているのが注目される。また，図4－22はき裂の発生挙動を示すが，き裂は切刃の先端付近でやや下方に向かって発生しているのがわかる。き裂は発生後比較的安定して伝播を続けるが，切削系の擾乱やき裂近傍の微視的要因に起因して，自由面側へ不安定に伝播して切りくずの破断に至る場合がある。

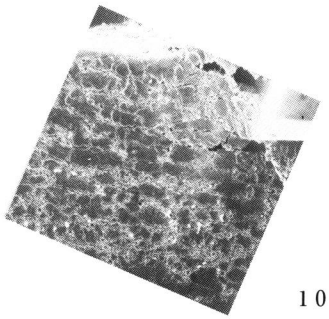
以上のように，普通鋳鉄FC20および四・六黄銅（高温切削）におけるき裂はともに脆性き裂と言えるが，普通鋳鉄の場合はその伝播挙動が黒鉛の分布に強く依存して極めて不安定であるのに対し，四・六黄銅の場合には比較的安定して切刃に先行して切削方向に成長・伝播する傾向が強い。従って，以後両者を区別する必要がある時には前者については不安定き裂，後者については先行き裂と呼ぶ。



切削試験条件

被削材：四・六黄銅
工　具：SKH9（すくい角15°）
切込み：140 μm
切削速度：0.15 mm／min
試験温度：400℃

図4－21　先行き裂の先端近傍の観察例



切削試験条件

図4－18 (b)に同じ

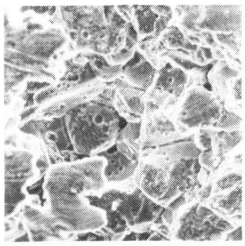
図4－22　先行き裂の発生挙動の観察例

3.3.4　破断面および仕上面の観察結果

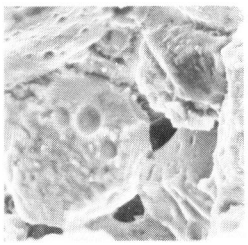
図4－23(a),(b)は四・六黄銅の先行き裂の伝播によって形成された破断面の観察結果を示す。同図(a)の破面からは，これ

までのせん断型やむしれ型の切りくず生成の場合の破断面に観察されたDimpleパターンは見られず，極めて脆性的な破面を呈している。同図(b)の高倍率写真に見られるファセットの形態と図4－21の側面観察結果を合わせ考えると，粒界破壊の結果生じた破面であると思われる。また，この場合，ファセット上には微小なDimpleが認められることから，粒界に分布する鉛介在物のような微粒子に起因した微小ボイドの連結による粒界破壊であると考えられる。

図4－24(a),(b)はそれぞれ，普通鋳鉄および四・六黄銅の切削仕上面の観察例を示すが，両者ともに破断面に近い様相を呈しており，激しく損傷されているのがわかる。



(a)　30 μm



(b)　10 μm

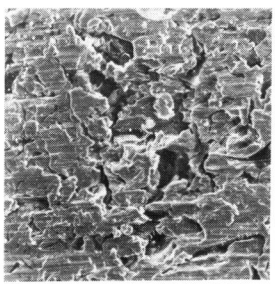
切削試験条件
図4－21に同じ

図4－23　四・六黄銅のき裂型切りくずの破断面観察の例

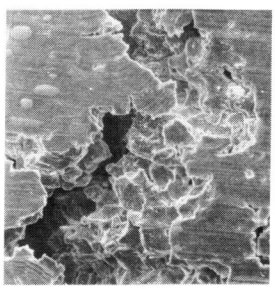
3.4　不連続型切りくず生成に伴う切削力の変動

不連続型切りくず生成過程は非定常過程であるため切削力は増減を繰返し変動する傾向を示す。これまで観察して来た各種不連続型切りくず生成過程のうちで，先行き裂型の切りくず生成の場合は，き裂が比較的安定して伝播するため，過渡状態を終えてからはほぼ一定の切削力を維持することが認められた。また，むしれ型切りくずの場合も，き裂は延性型であり，その成長が緩慢であるため，全破断に至るまでのかなりの長時間にわたって（切削距離にして切込みの10倍以上）切削力は緩やかな変動を示す傾向が見られた。

これらに対して，せん断型切りくずの場合，および，不安定き裂による切りくず生成の場合は，かなり顕著な切削力の増減が見られ，また，その周期も小さい（切削距離にして切込みと同程度）。そこで，本項では主として四・六黄銅のせん断型切りくず生成に伴う切削力の変動を測定した結果を示す。



(a)　普通鋳鉄（FC20）
（図4－17に対応）　100μm



(b)　四・六黄銅
（図4－21に対応）　100μm

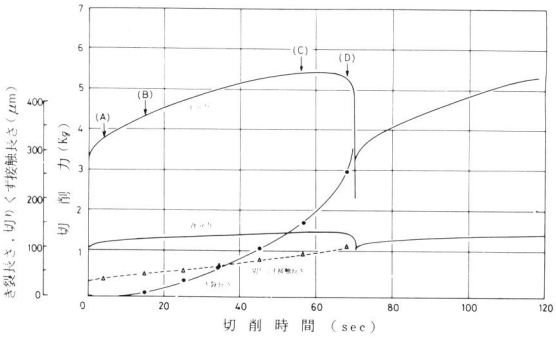
図4－24　き裂型切りくず生成過程における仕上面の観察例

図4－25はSEM連続観察と同期して測定した切削力の周期的な変動を示す。同図に示した(A),(B),(C),(D)は，連続写真図4－26(a),(b),(c),(d)にそれぞれ時間的に対応する。また，図4－25には，き裂の成長長さならびに切りくず接触長さをあわせ示している。

切削力は初期段階(A)から(B)にかけて切刃の食い込みおよび

切りくずの盛り上りとともに増加し，その後，ほぼ一定の勾配で増加を続ける。その後，切削力は(B)点近くで全破断に至るき裂が発生した後も増加を続け，最大切削力点(C)に至って減少を始め，き裂が自由面に伝播する(D)点を経て急激に低下する。この傾向は主分力において著しいが背分力においてもほぼ同様である。

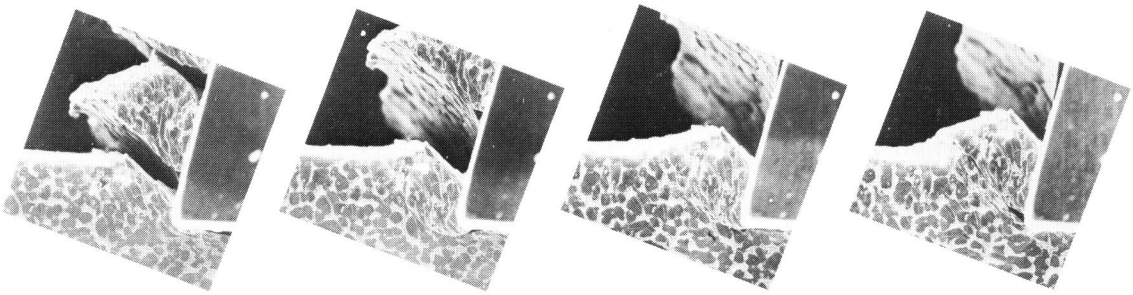
切削力変動曲線において興味深い点が二つある。一つはき裂の発生後も切削力がしばらくの間増加の傾向を維持することであり，他の一つは全破断を生じても切削力が0値にまで低下しないことである。特に，前者については，最大切削力点をき裂の発生時とする従来の指摘(4-16)とは大きく異なるところである。詳細な検討は，後の考察の項において行う。



切削試験条件

被削材：四・六黄銅，工具：SKH9 (すくい角9°)
切込み：76μm，切削速度：0.2 mm／min

図4－25　せん断型切りくず生成に伴う切削力，すくい面切りくず接触長さおよびき裂長さの変化（図4－26(a),(b),(c),(d)に対応）



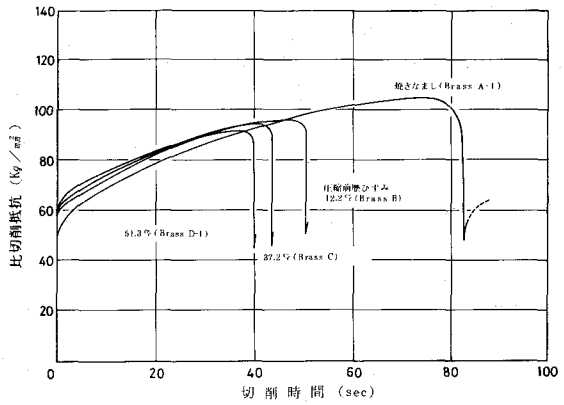
切削試験条件

図4－25に同じ

図4－26　切削力の測定（図4－25）と同時に観察したせん断型切りくず生成過程

図4－27は異なる圧縮前歴ひずみを有する四・六黄銅被削材に対して求めた切削力の測定結果である。切削力の立ち上がり挙動については，前歴ひずみの程度にあまり影響されないように思われるが，最大切削力およびせん断型切りくず生成の周期は前歴ひずみの増加とともに減少している。また，図4－28は同一条件で10回の繰返し実験に対して得られた最大切削力の測定結果をまとめて示しているが，前歴ひずみの影響が顕著に認められる。

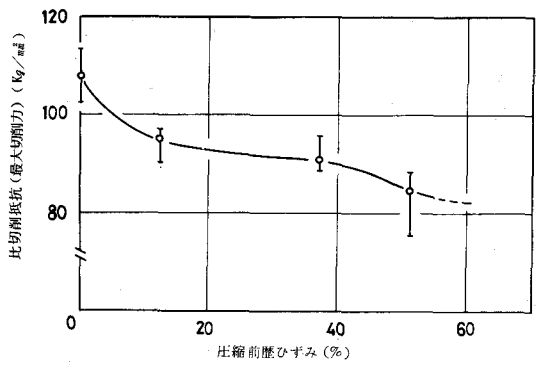
次に，図4－29は普通鋳鉄のき裂型切りくず生成の場合の測定結果の例を示す。同図の(A),(B),(C),(D)はそれぞれ図4－17(a),(b),(c),(d)と時間的に対応する。切削力は(A)から(B)への切刃の食い込みに伴って増加



切削試験条件

被削材：四・六黄銅,
工　具：SKH9（すくい角9°）
切込み：100 μm，切削速度：0.2 mm/min
試験温度：室温

図4－27　切削力の変動曲線に及ぼす圧縮前歪ひずみ

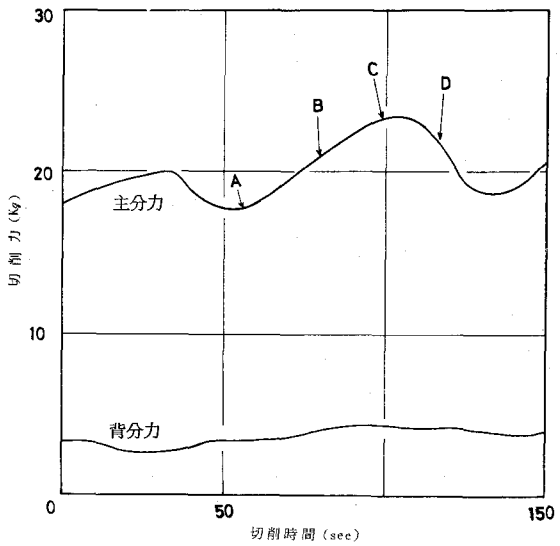


切削試験条件

被削材：四・六黄銅
工　具：SKH9（すくい角9°）
切込み：90～120 μm
切削速度：0.2 mm/min

図4－28　最大切削力点での比切削抵抗に及ぼす圧縮前歪ひずみの影響

し，き裂が明確に生成するⒸの段階でほぼ最大切削力点に達し，その後，急激に減少する。せん断型の場合と比べて類似している点もあるが，全破断に至るき裂が発生した後はほとんど切削力は増加しなくなり急激に低下する点が異なる。また，本来，不安定き裂の挙動に左右される切りくず生成現象であるために，図4－29に示した切削力の変動曲線が常に見られるわけではなく，一般にはき裂の発生と伝播挙動に強く依存した複雑な切削力の増減現象が認められる。



切削試験条件
図4－17に同じ

図4－29　普通鋳鉄のき裂型切りくず生成に伴なう切削力の測定結果の例
（A，B，C，D点は図4－17(a)，(b)，(c)，(d)に対応）

第4節　解　析　結　果

4.1　せん断型切りくず生成に対する解析結果

せん断型切りくず生成過程における変形挙動を詳細に検討するために，第2章で述べた三角形要素を用いたVisioplasticity法により，ひずみ解析を行った。図4－30に解析対象領域と要素分割を示す。節点数は262個，要素数は472個である。

図4－31はせん断型切りくず生成に伴う相当ひずみ分布を示しており，同図(a)～(h)はそれぞれ図4－2の(c)～(j)に時間的に対応している。

同図(a)は一周期前の全破断が終了して，あらたに切刃が食い込みを開始している初期段階であり，変形はほぼ切刃近傍に限られている。自由面近傍に認められる相当ひずみの高い値は，前破断に伴って生じた残留ひずみである。同図(b)，(c)，(d)と変形が進行するに従

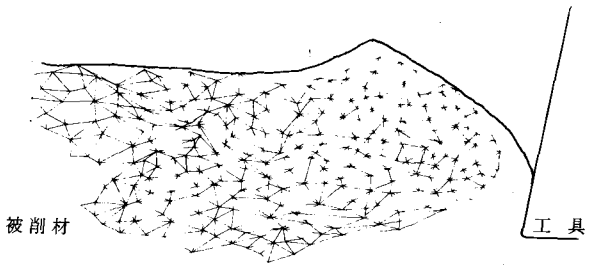


図4－30　解析に用いた三角形要素分割

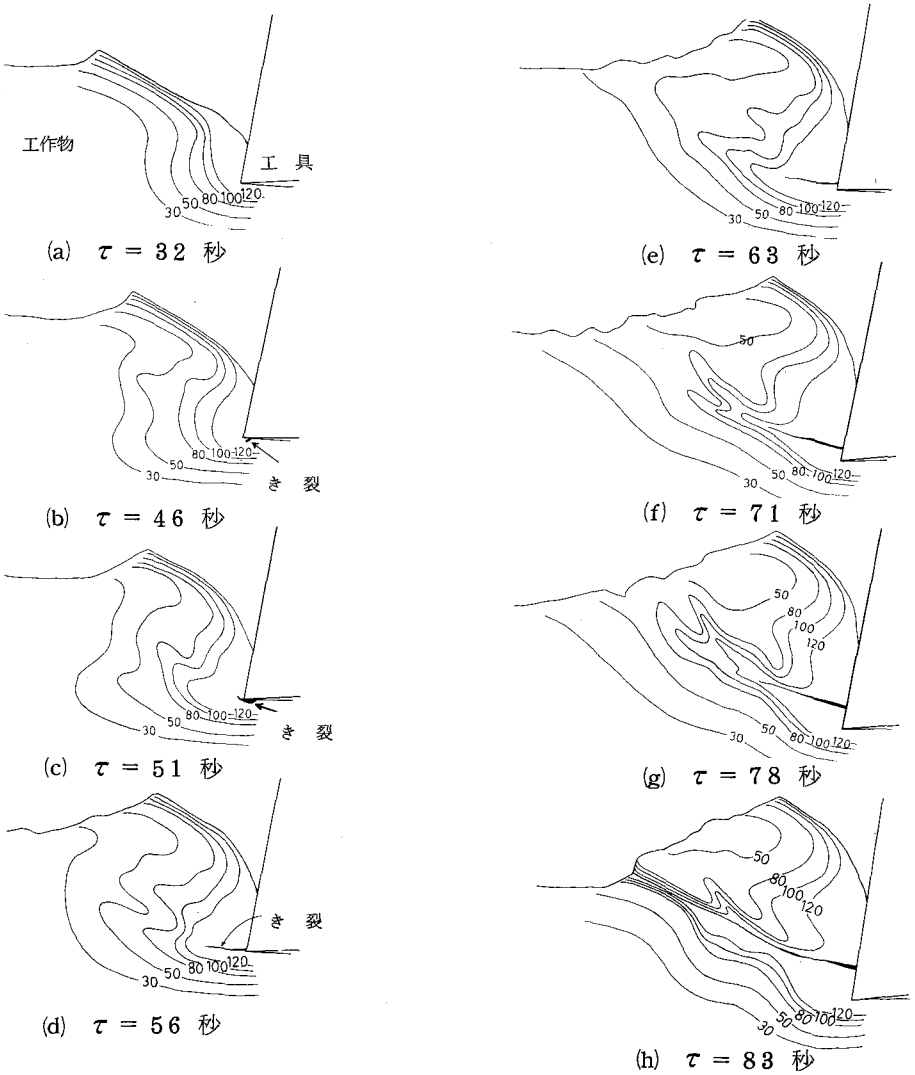
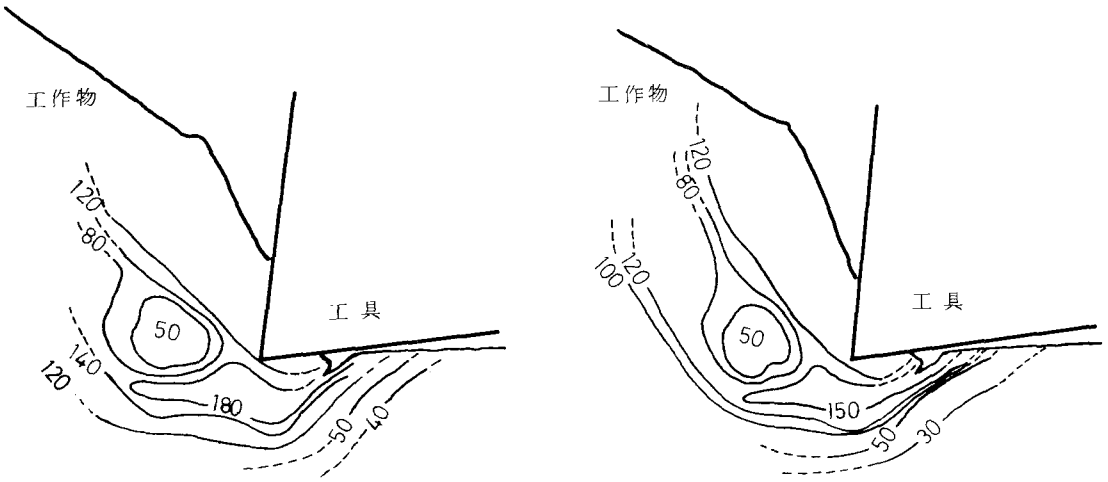


図4－31　せん断型切りくず生成に伴なう相当ひずみ分布(%)の時間的推移

（図4－2に対応）

って，塑性変形域が拡大するのがわかる。この(b)の段階附近で刃先のやや後方でき裂が発生しており，(c)から(d)にかけてき裂が切刃と遭遇して，かなり明瞭な形態を示すようになる。この(d)の段階になっても塑性域は自由面に完全には到達しておらず，切りくず生成は過渡的な段階にあることが知られる。この後，(e)の段階になると塑性域は自由面を含むように拡大し，また，き裂前方に高いひずみの分布が見られるようになる。この(a)～(e)にかけて，いわゆるせん断（平均的な）方向が前破断面側から自由面側へ移行するが，ほぼ(e)の段階で過渡状態を終えているといえる。さらに，(f)から(g)にかけては，き裂前方から自由面に向かって主せん断域が形成され，き裂はこの主せん断域を120％を超える著しい相当ひずみの集中を伴いながら，成長するのが認められ，最終的には(h)に示すように伝播・貫通してせん断型切りくず生成の１周期を終了する。

以上の解析は平面ひずみ条件のもとで行っているが，切刃近傍やき裂のごく近傍の領域では平面塑性流れをあまりよく満足しておらないことが考えられるため，そのような領域の分布の図示を避けている。このため，切刃近傍のひずみ解析を平面応力ならびに平面ひずみ条件のもとで算出した相当ひずみ分布を図4－32(a)，(b)に示す。両図はき裂の発生段階にほぼ対応する相当ひずみ分布である。両図の比較から知られるように，平面応力条件で求めた結果の方が全体的にやや高い分布を示しているが，き裂近傍のひずみ集中などの定性的な傾向はほとんど変わらないと言える。



(a) 平面応力条件　　(b) 平面ひずみ条件

図４－３２　き裂の発生段階における刃先近傍の相当ひずみ分布(%)

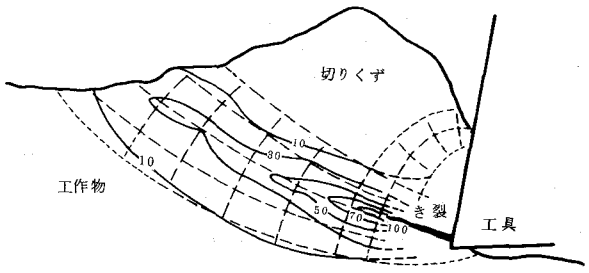
次に，せん断型切りくず生成に伴うき裂の成長段階におけるすべり線場ならびに相当ひずみ増分を求めたのが，図4－33である。この図から，き裂の先端から前方自由面にかけて高い相当ひずみ増分の分布が認められ，またその集中領域はほぼ最大せん断ひずみ速度方向に沿っていることから，明確に主せん断域が形成されていると言える。また，き裂はこの主せん断域を著しい塑性ひずみの集中を伴いながら成長しているのがわかる。

4.2　むしれ型切りくず生成に対する解析結果

本項では，むしれ型切りくず生成に伴うひずみ解析結果のうち，特に，き裂の成長挙動に着目して行った解析結果を示す。解析に用いた要素分割の図示は省略するが要素数は251個，節点数は140個である。図4－34はすべり線場および相当ひずみ増分を示したものであり，同図は図4－10(d)に時間的に対応する。

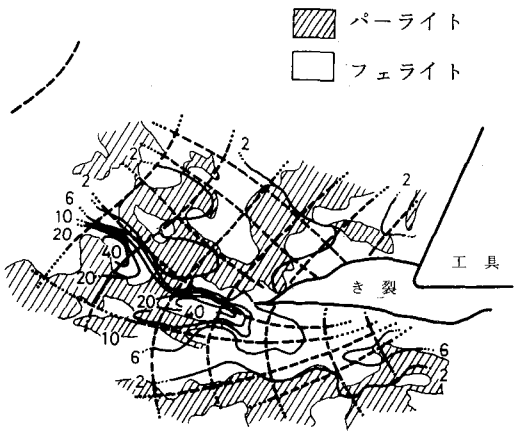
同図から，き裂の近傍，特に，先端から前方へ向って高い相当ひずみ増分の分布が認められる。また，き裂先端近傍の第2すべり線に注目すると，き裂の成長方向に対して約35°～50°傾いており，せん断型の場合とは質的に異なる点であると言える。さらに，結果の図示は省略するが，き裂先端近傍の相当ひずみは過小に評価しても約300％を越える高い値に達していることが求められた。

図4－34のすべり線場とひずみ場の特徴は，き裂が切刃によって大きく開口され，ほぼ切削方向に成長している間，基本的には維持される。



相当ひずみ増分：10^{-3}/sec
図4－31(f)に対応

図4－33　き裂の成長・伝播段階におけるすべり線場および相当ひずみ増分分布



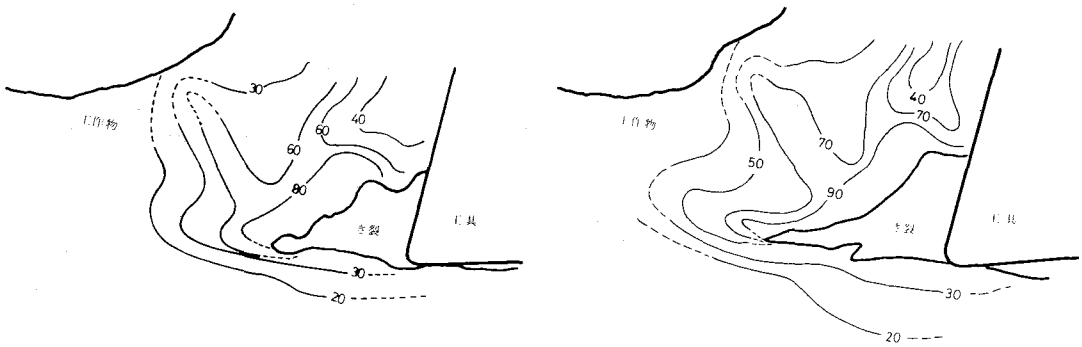
相当ひずみ増分：10^{-3}/sec
図4－10(d)に対応

図4－34　むしれ型切りくず生成過程におけるき裂の成長に伴う相当ひずみ増分分布およびすべり線場

4.3　き裂型切りくず生成に対する解析結果

き裂型切りくず生成過程にともなう変形挙動ならびにき裂挙動を検討するために，四・六黄銅における先行き裂に対して行ったひずみ解析結果を示す。図4－35はき裂が比較的安定して切刃に先行して伝播している段階での相当ひずみ分布を示す。同図における変形段階(a)，(b)はそれぞれ図4－19(c)，(d)に対応する。同図からわかるように，切りくずとすくい面の接触領域およびき裂前方での局部的な変形は比較的大きいと言えるが，全体的にはひずみのレベルが小さく，塑性変形の程度が低い切りくず生成であると言える。このことは，特に，むしれ型の場合と大きく異る点である。また，このようなひずみ場の特徴は切削が進行してもあまり大きくは変化せず，先行き裂が安定して伝播している間は同様の変形状態が維持されることが同図(a)，(b)の比較からも知られる。

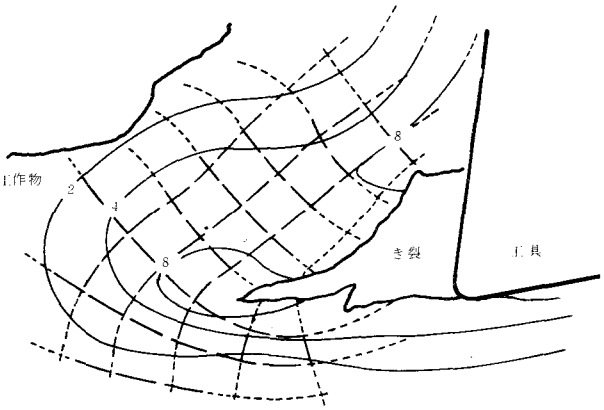
図4－36は先行き裂の近傍のすべり線場ならびに相当ひずみ増分分布を示す。き裂の先端附近およびす



(a) 図4－19(c)に対応　　(b) 図4－19(d)に対応

図4－35　き裂型切りくず生成過程における相当ひずみ分布 (%)

くい面の前方で比較的高い分布が認められる。また，き裂の成長する方向に注目すると，第2すべり線と約30°～50°傾いた方向に向う傾向があるが，これは，むしれ型の場合と同様の傾向である。



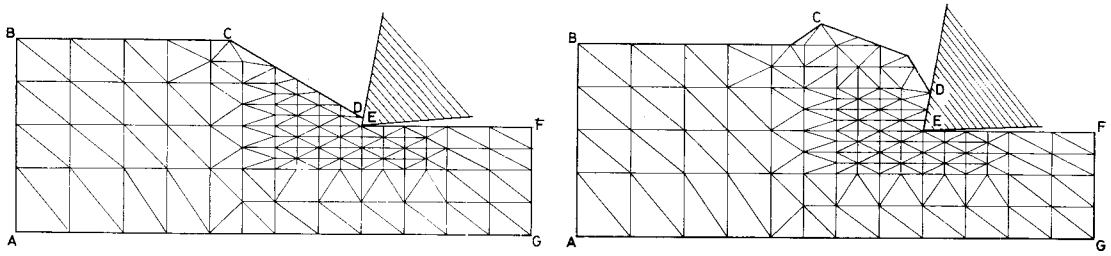
相当ひずみ増分：10^{-3}/sec
図4－19(d)に対応

図4－36　先行き裂まわりのすべり線場および相当ひずみ増分分布

4.4　有限要素法による非定常切削過程の応力・ひずみ場

不連続型切りくず生成過程においては，いずれの切りくず形態においてもその変形過程は全破断の後，切刃の食い込み，き裂の発生・成長・伝播と推移する非定常過程である。従って，その応力・ひずみ解析には非定常過程としてのモデルを用いる必要がある。本項では，実際の切削で得られた切りくず生成形態を基にして，四・六黄銅のせん断型切りくず生成過程を想定した力学的シミュレーションを行った結果を示す。解析は図4－37(a)，(b)に示すように，切刃の食い込み開始段階（モデルA）と，き裂が発生する直前の変形の初期段階（モデルB）に対応する過渡的切削モデルを用いて，切刃を微小量（5.1 μm）前進させる方法で行った。解析にあたり，材料は均質等方体と仮定し，すくい面と材料の摩擦はその係数が一定値0.6であるとした。また，切刃先端の材料はdead metalとした。用いた応力－ひずみ曲線は図3－26に示したものと同じである。

このようないくつかの仮定のもとで行う近似解析において，最大の問題点は，微視的因子まわりの局所的変形を取扱っていないことである。そのため得られる結果は巨視的な，言い換えれば平均的な応力・ひ



(a) モデルA：切刃の食込み段階　　(b) モデルB：変形の初期段階

弾　性　係　数：10300 kg／㎟
ポ ア ソ ン 比：0.33
降　伏　応　力：22.6 kg／㎟

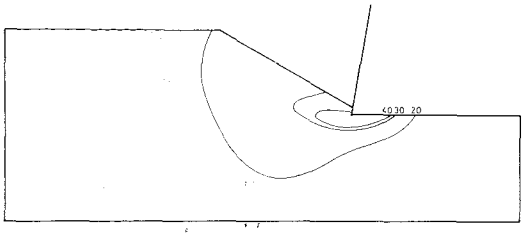
図４－３７　有限要素法による非定常切削過程の解析モデル

ずみ場と解釈しなければならない。しかしながら，前項までの結果から推察して，不連続型切りくず生成に伴うき裂挙動は，個々の微視的欠陥に加えて比較的巨視的な力学的な状態によっても支配されるという傾向が強い。このことは，巨視的な応力・ひずみ場との対応を議論することの必要性を示唆するものである。ここでは，全破断に至る刃先き裂の発生する以前の変形段階に解析を限る。また，得られた結果は，刃先き裂の発生のための具備条件ないしは必要条件について後に検討する際の一つの考察対象とする。

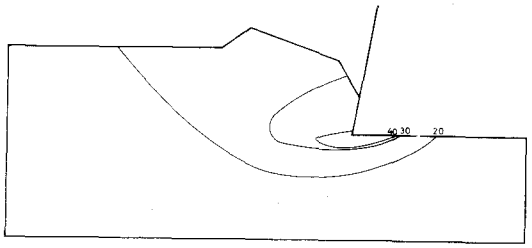
図4－38，図4－39はそれぞれモデルAおよびBにおける相当応力分布，平均垂直応力分布，および，すべり線場を示す。これらの結果から主な応力場の特徴として次のような点があげられる。切刃の食い込み開始段階に相当するモデルAにおいては，塑性変形域が切刃近傍に限られている。相当応力の最大値は４０ kg／㎟で切刃の生端近傍で認められる。また，平均垂直応力分布は，主せん断域では圧縮場を示しているのに対し，逃げ面下方領域で引張場に転じる傾向が認められ，最大４０kg／㎟に達している。

次に，モデルBにおいては，塑性変形域は切刃の前方に拡大し，自由面側にもほぼ到達しているが，相当応力の分布からみて，主な変形は未だ切刃近傍に限られており，主せん断域の形成までには至っていないと言える。また，平均垂直応力分布をみると，刃先やや後方の逃げ面下方で約５０ kg／㎟の高い引張場が生じており，注目される。

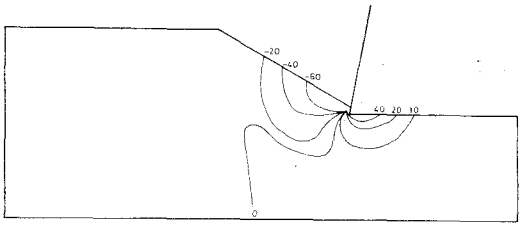
以上の解析結果をVisioplasticity法による解析結果と比較すると，塑性域の拡大過程や，切刃近傍の変形の集中など共通点が多くみられる。



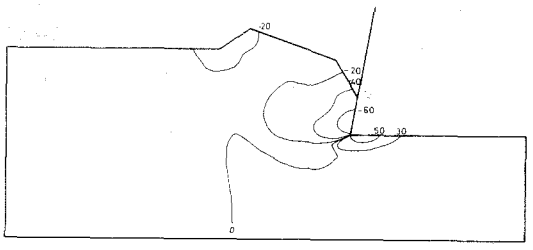
(a) 相当応力分布（kg／㎟）



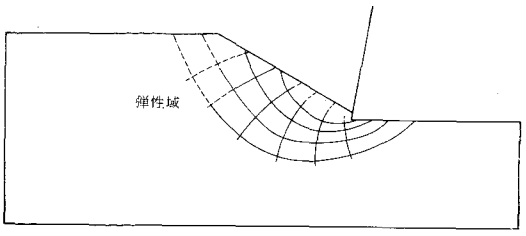
(a) 相当応力分布（kg／㎟）



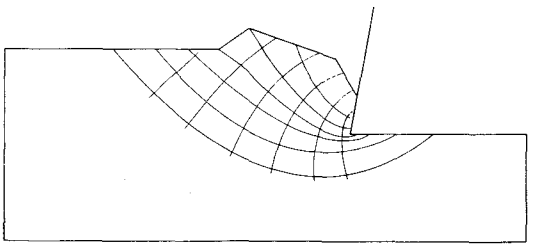
(b) 平均垂直応力分布（kg／㎟）



(b) 平均垂直応力分布（kg／㎟）



(c) すべり線場



(c) すべり線場

図4－38　モデルAに対する解析結果

図4－39　モデルBに対する解析結果

第5節　考　　察

5.1　せん断型切りくず生成に伴うき裂の発生・成長・伝播機構

本項では，まず，せん断型切りくず生成に伴うき裂の発生・成長・伝播機構について検討する。せん断型切りくず生成においては，全破断に至るき裂挙動の他に，前章で取り上げた局部的な脆性要因に起因する局所的破壊が見られるが，せん断型切りくず生成機構を明らかにする上で，より重要と考えられるのは，全破断に至るき裂の発生・成長・伝播機構である。

全破断に至るき裂の挙動ならびにせん断型切りくず生成機構については，臼井らの光学顕微鏡連続観察による研究[4-8]が詳しいが，主に実験方法上の制約により，き裂の発生時期や発生場所，さらには成長挙動について，十分に把握されておらず，本研究とはかなり異なった指摘がなされている。すなわち，同報告によれば，き裂の発生時期は塑性域が自由面を含む領域に拡大して，主せん断域が形成された後に発生すると指摘しているのに対し，本研究ではき裂の発生そのものは塑性域が切刃近傍に限られている段階ですでに認められていることである（図4－2(b)，図4－31(d)）。また，発生場所について臼井は刃先前方の最大せん断ひずみ速度領域で発生すると述べているが，本研究では図4－3に示した様に刃先先端よりやや後方の逃げ面下方において認められるという差異がある。

従って，き裂の発生を考察する際には，刃先近傍，とくに，逃げ面下方での変形状態を検討する必要がある。図4－40はき裂発生段階における最大せん断ひずみ速度方向を示したものであり，図4－3に対応している。き裂は逃げ面下方の切削面近傍における開口により発生した後，ほぼ最大せん断ひずみ速度方向に沿って成長する傾向を示している。開口によるき裂の発生はこの近傍

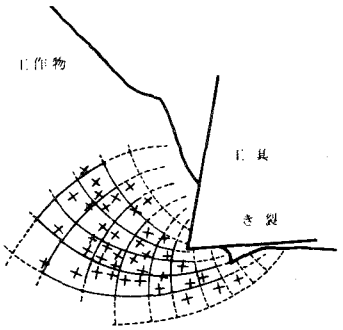


図4－40　き裂発生段階における最大せん断ひずみ速度方向（図4－3に対応）

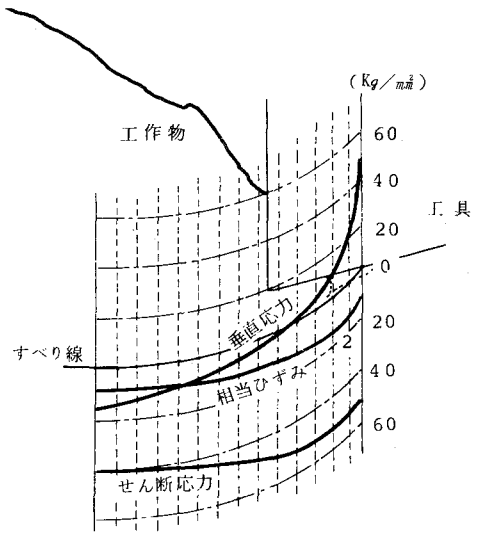


図4－41　き裂の発生段階における応力分布

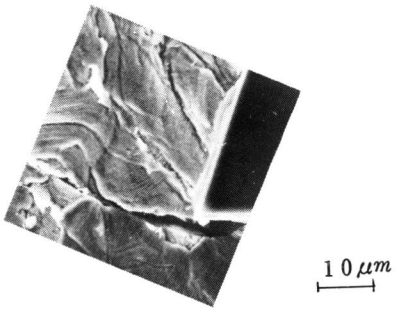
で引張場が出現することを示唆しており，また，その成長方向と，図4－32に示した相当ひずみ分布を合わせ考えると，き裂の成長機構が延性せん断破壊に基づくものであることが示唆される。

ところで，逃げ面でのき裂の発生挙動については，前章で明らかにした準連続型切りくず生成過程における逃げ面側き裂の発生挙動とよく似ており，その発生機構には近傍での静水引張場の出現

が大きく関係しているものと考えられる。図4－41は第2章，式（2－12）を用いて，第2すべり線に沿う応力分布を求めたものである。同図において切削面の自由面近傍でかなり顕著な静水引張場（51kg／㎟）が現われているのがわかる。さらにまた，有限要素法による解析結果（図4－39）からも，せん断切りくず生成の初期段階において，50kg／㎟の静水引張場が出現していることを合わせ考えると，このき裂の発生機構には静水引張場が第1次的な要因であると考えるのが妥当であろう。

また，このき裂の発生位置に対しては逃げ面での摩擦が深く関与しているものと推察される。すなわち，逃げ面での摩擦は，切刃の進行とともに切削面近傍の材料を切削方向に引っ張る働きをするために，逃げ面との接触が終了する切削面の離脱点近傍で高い引張場が出現することは十分に推測される。したがって，逃げ面での摩擦状態が軽微になるほど，例えば，逃げ面での接触長さが短くなるほど，き裂の発生は刃先先端に近づくであろう。図4－42はダイヤモンド工具で切削した場合のき裂の発生挙動を示すが，き裂は刃先先端近くで下方に向って発生しており，上述のことを裏付けているものと考えられる。

次にき裂の成長・伝播機構について検討する。図4－43は切刃近傍のき裂挙動を模型的に示したものである。同図の(a)，(b)，(c)，(d)，(e)は，それぞれ観察結果図4－2の(b)～(c)，(d)～(e)，(f)～(g)，(h)～(i)，(j)にほぼ対応する。発生したき裂はほぼ最大せん断ひずみ速度方向に沿うように成長する。すなわち，はじめは下方へ，つまり，切込み方向へ向かうが次第に上方へ向かうように成長する。この時，最大せん断ひずみ速度の方向は刻々変化し，また変形の著しい領域も変化するため，



切削試験条件

被削材：四・六黄銅
工　具：ダイヤモンド工具（すくい角10°）
切込み：77 μm
切削速度：0.15 mm／min

図4－42　ダイヤモンド工具の場合のき裂の発生

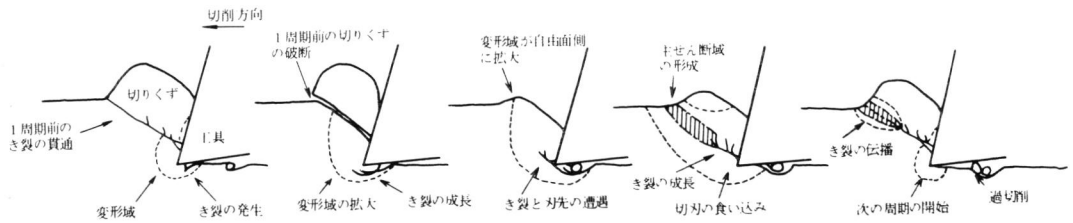


図4－43　せん断型切りくず生成機構におけるき裂の発生・成長・伝播機構を示す模式図

き裂の成長方向は一定でなく，模式図に示すようになる。図4－43(c)に示すように，刃先がき裂に遭遇する段階になると，き裂に食い込む傾向を示すため，き裂はやや開口され極めて明瞭な形態を呈するようにな

る。これまでの研究において，例えば先述の報告においてき裂の発生とされているのはおそらくこの段階を指しているものと思われる。最大せん断ひずみ速度方向が前破断面側から自由面側に移行して，いわゆる主せん断域が形成される段階になると，図4－43(e)に示すようにき裂の成長方向はほぼ一定となり，ほぼ直線的に伝播・貫通する。この段階に対応する最大せん断ひずみ速度方向および相当ひずみ増分を示した図4－33より，き裂は明らかに主せん断域において高いひずみをともないながら，せん断方向に伝播することが認められる。

また，図4－44は，き裂前方における相当ひずみの時間的推移を示したものであるが，先述の議論をよく裏付けている。すなわち，き裂の先端近傍では高いひずみ分布が見られ，また，き裂の成長とともに，自由面にかけての著しいひずみの集中が生じているのが認められる。さらに，き裂は全破断長さの半分程度に成長した後は，それまでの成長速度より数倍大きな速度で自由面に向かって伝播することがわかる。図4－5のき裂経路はこの段階におけるき裂が材料の流れにほとんど影響されずに急速に伝播・貫通したことを示唆している。

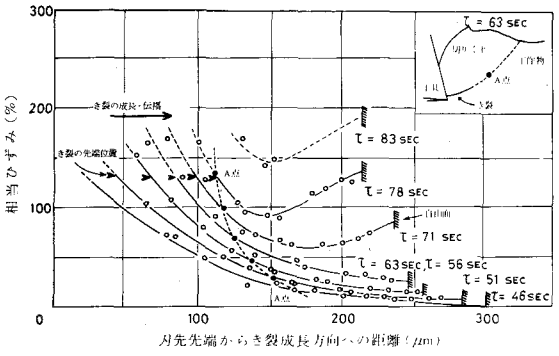


図4－44　き裂の成長・伝播にともなうき裂前方のひずみの集中

以上の考察から，せん断型切りくず生成過程におけるき裂の成長・伝播機構は，塑性ひずみの集中をともなうせん断破壊に基づくものであることが明らかにされたが，このことをさらに確認するために行った破面観察の結果を示した図4－6(a)～(c)から，破断面はき裂の発生，ないしは，初期成長に対応する領域では，引張によるDimpleを示す傾向があるが，ほぼ全域にわたり典型的なせん断破壊に伴うDimpleパターンを示しているのがわかる。

5.2　むしれ型切りくず生成に伴うき裂の発生・成長・伝播機構

むしれ型切りくず生成に伴うき裂は，例えば図4－10および11に示したように，刃先のやや後方の逃げ面下方における切削面の開口によって生じ，材料内部へ向かって初期成長した後，成長方向を上方へ転じ，切刃と遭遇して大きく開口される。このき裂の発生，ならびに初期成長挙動は，せん断型切りくず生成に伴うき裂の場合と類似しており，同様の発生，ならびに初期成長機構が考えられる。すなわち，き裂は，切刃下方の引張場の出現で開口し，その後，最大せん断ひずみ速度方向へ初期成長するものと考えられる。

次に，き裂の成長機構について考察を行う。図4－34に示した様に，むしれ型切りくず生成におけるき裂は，最大せん断ひずみ速度方向に対して35°～50°傾いた方向に成長しており，言い換えれば，最大主ひずみ速度方向（異方性がなければ最大主応力方向）と80°～95°をなす方向に成長していることになる。

このことは，き裂の成長が，せん断型切りくず生成の場合のようなせん断破壊によるものではなく，むしろ，引張り破壊に基づくものであることを示唆する。また，図4－45はき裂の成長方向に垂直なひずみ増分を示したものであるが，かなりの前方まで引張状態であることを示しており，上述の議論とよく対応する。この領域における引張場の出現は，主としてき裂への切刃の食い込みによる強制的な開口作用に起因するものと考えられる。さらに破断面観察結果（図4－14(a),(b)）はこの段階におけるき裂の成長が延性引張り破壊によるものである可能性を示唆している。

き裂は，著しく成長した後は，その先端と自由面の間に形成される主せん断域に沿って自由面へ貫通して，切りくずを破断に至らしめる。図4－14(c)，(d)に示した破面観察結果はこのこととよく対応している。

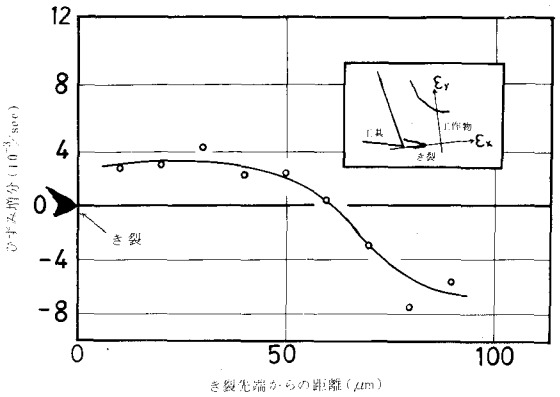


図4－45　き裂（むしれ型）前方領域における垂直ひずみ増分分布（図4－34に対応）

5.3　き裂型切りくず生成に伴うき裂の発生・成長・伝播機構

き裂型切りくず生成に伴うき裂の発生挙動には2つの形態が認められる。一つは，準連続型やせん断型，あるいは，むしれ型にも見られる逃げ面下方で発生するき裂である。図4－22に示した四・六黄銅の高温切削の場合がこれに含まれる。従って，準連続型などと同様に切刃近傍の引張場に起因して発生するものと考えられる。しかし，やや異る点は，元来き裂型切りくずを生成するような材料は，極めて脆い性質を有しており，そのためき裂伝播速度が早く，発生後すぐに切刃に遭遇し，大きく開口される傾向にある点である。

もう一つの発生形態は普通鋳鉄の片状黒鉛のような大きい応力集中源が含まれる場合に見られる。このような材料内には前加工において生じたGriffith型の潜在き裂が存在することが多く，また，変形域の弾性的な応力場で容易に脆性き裂が発生する可能性があるため，これらのき裂が合体して切刃に至るまでに比較的巨視的なき裂が生じることさえある（図4－17(b)）。従って，潜在き裂や黒鉛などが切刃に遭遇するとたちまち，き裂の大きな成長，ないしは，伝播を引き起こす。

次に，き裂の成長・伝播機構について考察する。図4－46は先行き裂の前方での相当ひずみ$\bar{\varepsilon}$ならびに，伝播方向に対してほぼ垂直方向のひずみ増分$d\varepsilon_y$の時間的推移を示したものである。同図より，変形域は工具の進行に伴って前方に移動するが，相当ひずみ$\bar{\varepsilon}$ならびに垂直ひずみ増分$d\varepsilon_y$の分布状態は顕著な変化を示さない。相当ひずみの値は，せん断型やむしれ型の場合に比較してかなり小さく，き裂の先端近傍に限られている。また，$d\varepsilon_y$に注目すると，き裂の前方で引張を示しており，引張場の出現を示唆する。さらに，図4－36に示したき裂近傍のすべり線場からは，き裂が最大主ひずみ速度方向に対してほぼ直角

の方向に伝播するのが認められる。

これらの諸点から，き裂型切りくず生成に伴うき裂の伝播機構は引張りによる脆性破壊によるものと考えることができる。破断面の観察結果（図4－23）は，典型的な粒界破壊による脆性破面を示しており，上の考察とよく対応している。

ところで，この脆性破壊は四・六黄銅の高温での主として引張強さの低下によるものと考えられる。すなわち，室温で約39 kg／㎟の引張強さを示すのに対し,300℃では約22 kg／㎟に，さらに400℃では約10kg／㎟と室温の¼程度まで低下する。一方，約600 ℃附近までは延性を回復しないことも知られており，高温切削における脆性き裂の発生は十分に考えられる。また，含有される鉛介在物は粒界に分布する傾向が強く，このことも粒界での熱間脆性破壊に寄与するものと思われる。

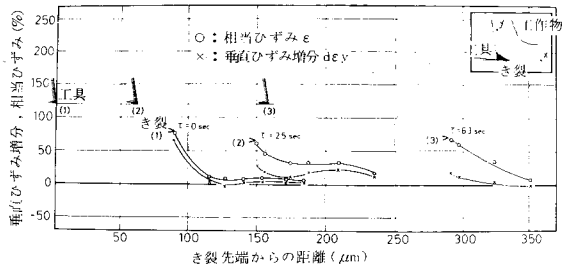


図4－46　先行き裂前方の相当ひずみ分布および垂直ひずみ分布の推移（図4－19に対応）

一方，普通鋳鉄の場合は，き裂の伝播方向は先行き裂の場合と同様に，切削方向にほぼ平行となる場合も見られるが，応力集中源としての黒鉛の大きさ（平均約30μm）とその分布の不均質性のために，極めて不安定に伝播する傾向が非常に強い。

5.4　不連続型切りくず生成機構におけるき裂挙動の役割

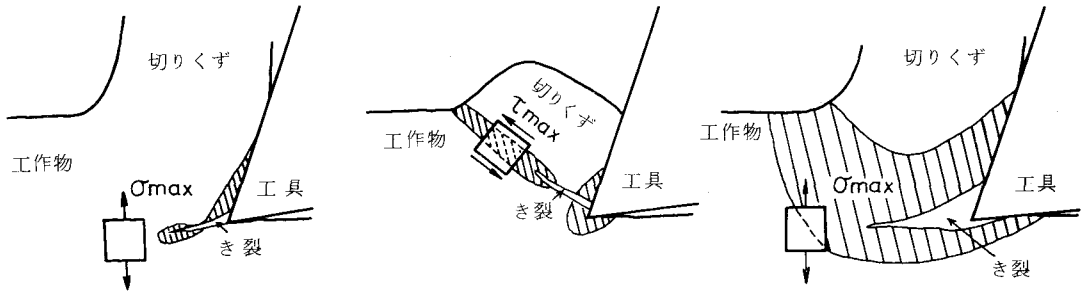
本項では，これまで明らかにして来た各種のき裂挙動の総括を行うとともに，切りくず生成機構におけるその役割について論じる。

まず，被削材が均質連続体であると考えられる場合の応力場の特徴に基づいて考察する。

模式図4－47 (a)に示すように，刃先き裂は被削材が非常に脆い材料であれば，最大主応力方向に対して直角の方向に，言い換えれば，切刃に先行してほぼ切削方向（ないしはやや下方）に伝播するため，切りくずの分離はほとんど脆性的な引張破壊によるものと言える。

これに対し，模式図4－47(b)に示すように，それほど極端に脆くない材料の場合（ここでは概念的に記述している）には，き裂は塑性ひずみの集中を伴うせん断破壊によって成長しながら，すくい面に沿って上昇する。この時，き裂が主せん断域を伝播・貫通すれば，切りくずはせん断型になる。従って，この切りくず生成過程においては，切刃の食い込み作用と，き裂の成長・伝播機構が併存することになる。

一方，被削材が延性に富む場合は，き裂は十分に成長せず，切りくずとともに流出し，準連続型切りくずを呈するようになる。従って，この場合は，き裂はその発生と初期成長の段階でのみ切りくずの分離作用に関与する。



(a) き　裂　型　　(b) せ ん 断 型　　(c) む し れ 型

σmax：最大主応力
τmax：最大せん断応力
▨：ひずみ集中域

図４－４７　各種不連続型切りくずにおけるき裂の成長・伝播機構を示す模式図

しかしながら，延性に富む材料は多くの場合すくい面の摩擦が著しくなることが考えられ，その場合には，図4－47(c)に示すように，切刃近傍にき裂が滞留し，その結果，切刃がき裂に食い込み，き裂は大きく開口され，材料は延性に富んでいてもいわば強制的に成長させられて，切りくずはむしれ型となる。従って，この場合には引張延性破断により切りくずが分離されることになる。

以上の議論は平均的な材料特性に基づいて行ったものであるが，大局的な議論としては妥当であると言える。例えば，Ｃｒ－Mo鋼の各種熱処理材のように，延性が増加すればするほどむしれ型切りくずを生成する傾向は強くなる。また，四・六黄銅のように，高温における脆性や前加工による硬化によって，切りくず形態や切削現象が変化することがある。このような諸事実からも推察されるように，材料が均質体と考えられる場合，言い換えれば，微視的因子が応力の負荷される領域（切込み深さに相当）に比べてかなり小さく，その影響が材料の平均的な変形・破壊特性に現われる場合には，比較的巨視的な把握によっても，き裂挙動と切りくず生成機構の関係を概略としてはよく説明できるものと言える。

しかしながら，微視的因子の大きさが無視できない場合には局所的な変形・破壊機構を検討する必要がある。例えば，普通鋳鉄においては，黒鉛や潜在き裂がき裂挙動に対して決定的な役割を演じることは既に述べた。また，Ｃｒ－Mo鋼の焼準材Ｂにおいては，その平均的な硬さが同じであっても，縞状組織の方向性によりき裂挙動ならびに切りくず生成機構は著しく異なる。すなわち，平行切削の場合には，局所的な変形が集中するフェライトバンドが最大主応力方向とほぼ直交するため，き裂はほぼ切削方向に成長することになり，切りくずはむしれ型になる。一方，垂直切削の場合は，局所的なひずみの集中域がほぼ最大せん断ひずみ速度方向に沿うため，き裂は主せん断域へ向かおうとする。このため，近傍の静水圧によりその成長を抑えられ，本来延性に富む材料であるために伝播・貫通するにはいたらず，停止したまま切りくず内へ去り，切りくずは準連続型を呈するようになる。

以上のように，切りくず生成機構におけるき裂挙動の役割に対しては，巨視的な応力場の性質に加えて，微視的因子まわりの変形・破壊機構が重要な影響を与えることが言える。また，当然のことながら，切込み深さが1 μm～約100 μmの微小切削領域においても，切込み深さが大きい程巨視的取り扱いによって説明が可能になるのに対し小さくなればなるほど，微視的要因を考慮する必要がある。表4－2はこれまでの検討に基づいて，各種不連続型切りくず生成に伴うき裂の発生・成長・伝播機構ならびにその役割を概略的に総括したものである。

表4－2　各種不連続型切りくず生成過程におけるき裂の発生・成長・伝播機構と切りくず分離機構

被削材		き裂機構				切りくず分離機構	切りくず形態	
均質材料（四・六黄銅）		発生機構	初期成長機構	成長機構	伝播機構	せん断破壊と切刃の食込み	せん断型	
		引張（延性）	せん断（延性）	せん断（延性）	せん断（延性）			
均質延性材料（Cr－Mo鋼C）		引張（延性）	せん断（延性）	引張（延性）	せん断（延性）	引張延性破壊	むしれ型	
脆性材料	均質脆性材料（四・六黄銅・高温切削）	引張（脆性）	引張（脆性）			引張脆性破壊	き裂型	先行き裂型
	不均質脆性材料（鋳鉄）	局所破壊	引張（脆性）（不安定）			不安定き裂伝播による脆性破壊		不安定き裂型

ところで，これまでの解析を通して，各々の切りくず生成機構におけるき裂の発生・成長・伝播機構をかなり明確にして来たと言えるが，切削条件と材料特性の入力情報からき裂挙動さらには切りくず生成挙動を予測すると言う意味での定量的検討をなすまでには至っていない。これは主として，現在のところ一般的な破壊の法則が未だ確立されていないことによる。き裂の力学を含むいわゆる破壊力学の分野における最近の発達には目覚しいものがあり，非線形問題も多く解かれるようになって来てはいる。しかしながら，切削の力学場における大変形・大ひずみを伴い，かつ微視的因子が重要となる破壊問題に適用するには極めて不十分な段階であり，今後の課題と言える。

5.5　切削現象に及ぼすき裂の影響

5.5.1　切削力変動に及ぼす影響

従来不連続型切りくず生成過程における切削力の変動について検討を行ったものとしては，いくつかの研究があげられるが，き裂挙動との関連で詳細に論じたものはほとんど見られない。例えば，せん断型切りくずの場合は臼井ら(4-16)が，またき裂型やむしれ型などについては田口ら(4-10)が，き裂挙動と関係づけた検討を行っているが，これらの検討は，光学顕微鏡連続観察に基づいているため，き裂挙動が微視的に把握されておらず，推測に頼っている点もあるように思われる。

ここでは，主として，せん断型切りくず生成過程のき裂の動的挙動をＳＥＭ直接観察と同期して測定した切削力変動について考察を行う。3.4節で指摘したように，き裂の発生後も切削力が増加を続けるが，これは従来の報告と大きく異る点である。すなわち，ＳＥＭ連続写真からも明らかなように，き裂は逃げ面下方で発生した後，初期成長を経て切刃先端に遭遇し，やや開口され，比較的明瞭な形態を呈するようになるが，この段階に至っても，切削力は増加を維持する。その後，き裂が最終破断長さの約½程度に成長して，不安定に自由面に伝播する段階に至って減少を始める。これは，最大切削力点をき裂の発生時期とする従来の指摘(4-16)とはかなり異なるところである。この点については，次のように考えることができる。せん断型切りくず生成過程にともなうのは延性き裂であるために，応力の解放やせん断面積の減少が急激に起こらず，むしろ，切削の進行に伴う塑性域の拡大，加工硬化，平均的せん断角の減少によるせん断面積の増加，すくい面接触面積の増大による摩擦力の増加などの過渡状態により切削力は増加を続けるものと考えられる。しかしながら，前節で述べた様にき裂はある程度成長すると急速に伝播するが，この段階では，先述の切削力を増大させる要因のほとんどは飽和状態に達しており，その結果切削力は急激に低下することが考えられる。

さらに，切削力は全破断の後も0値まで低下しないのは，これまで主に逃げ面での摩擦によるものと考えられていたが，それに加えて次の効果が考えられる。すなわち，前節で明らかにしたように，き裂の成長・伝播と同時に切刃の食い込みが進行しており，全破断の時点でもかなりの抵抗が生じていることが考えられる。

次に，不安定き裂型の場合は，き裂が発生してから切削力が減少するまでの時間は短かく，また変動周期が一定ではない。また，先行き裂型の場合はき裂の発生後切削力は飽和の傾向を示し，き裂が安定して伝播している間はほぼ一定の切削力を維持し，自由面へ貫通した段階で急激に低下する。さらに，むしれ型の場合は，き裂の成長挙動は緩慢であるため，切削力の変動も緩やかとなり，増減の周期も，せん断型やき裂型に比較して１０倍近くにもなる。

このように，不連続型切りくず生成過程における切削力の変動は，き裂挙動と密接な関係があることが明らかにされた。

5.5.2　仕上面性状に及ぼす影響

図4－48(a),(b),(c)は，それぞれ，せん断型（四・六黄銅），むしれ型（Ｃｒ－Ｍｏ鋼Ｃ），き裂型（四・六黄銅，切削試験温度４００℃）の各種切りくず生成過程において得られた切削仕上面の表面あらさ曲線（切削方向）の測定例である。測定はＴＡＬＹＳＵＲＦ－４（倍率：１０００）で行った。以下，仕上面のＳＥＭ観察と合わせて考察する。

まず，せん断型切りくず生成過程においては，き裂は逃げ面下方で発生した後，予定切削面より下方へ向かうため，過切削状態を引き起こし，仕上面は図4－6(d)に示したように周期的に劣化する。そのため，図4－48(a)に示すような表面あらさ曲線が得られるものと思われる。また，同図からは仕上面あらさRmaxが8.2 μmになっているのがわかる。

次に，むしれ型の場合には，切りくずは主に切削方向ないしはやや下方に向かう延性き裂により分離さ

れるため，仕上面は図4－16に示したような破断面が残留することになる。また，図4－48(b)に示した表面あらさ曲線から非常に劣化しているのがわかる。この場合には仕上面あらさRmaxは17.5 μmである。

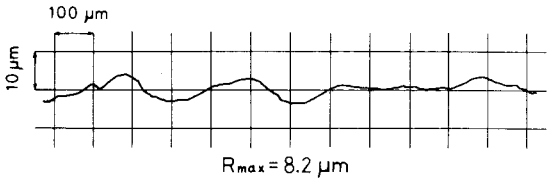
さらに，き裂型の場合には，切りくずの分離は主として脆性破壊によりなされるため，仕上面は脆性破面を呈する傾向がある（図4－24）。従って，その表面あらさ曲線は図4－48(c)に示すような鋭い凸凹を有するものが得られる。その仕上面あらさRmaxは10 μmと大きい。

以上述べて来たように，不連続型切りくず生成においては，き裂の発生や初期成長あるいは伝播が予定切削面より下方へ向かう傾向が強く，また，切りくずの分離が破断によりなされるため，仕上面は一般に劣化される。この劣化はそのまま仕上面のあらさとして残ることになり，前章で述べた準連続型切りくず生成の場合（約5 μm）に比較して一般に仕上面あらさは大きい。

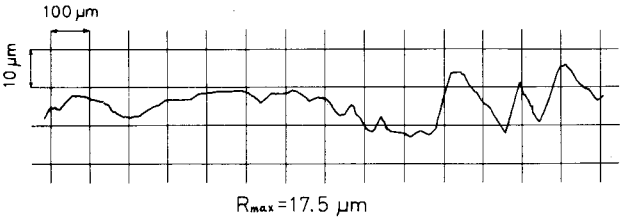
また，仕上面の幾何学的性状を劣化させるのみでなく，残留したき裂の痕跡は製品としての強度を低下せしめる要因ともなり得る。従って，仕上面性状の観点からは，言うまでもなく，き裂の発生は避けがたいにしろ，その著しい成長や伝播を生じないような切削条件を選ぶ必要があるものと思われる。

第6節　結　　言

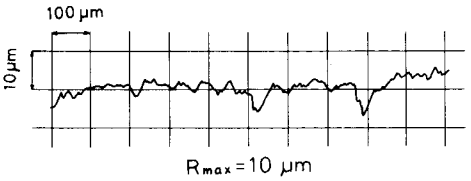
せん断型，むしれ型，および，き裂型の各種不連続型切りくず生成過程に伴うき裂挙動の動的観察，破断面観察，ならびに，き裂近



(a)　せん断型切りくず生成（四・六黄銅，室温）



(b)　むしれ型切りくず生成（Cr－Mo鋼C）



(c)　先行き裂型切りくず生成（四・六黄銅 400℃）

図4－48　各種不連続型切りくず生成過程における仕上面の表面あらさ曲線（切削方向）の測定例

傍の力学的解析に基づいて，き裂の発生・成長・伝播機構を明らかにするとともに，各々の不連続型切りくず生成機構，および，切削力変動や仕上面性状に及ぼすき裂の役割について検討した結果，次の結論を得た。

1) 不連続型切りくず生成に伴うき裂の発生は，切りくず形態にかかわらずほぼ同様に刃先下方で起こるが，き裂型の場合が最も刃先近くでおこり，ついでせん断型，むしれ型の順により刃先後方で発生する傾向にある。き裂の発生機構は近傍の引張場の出現に起因する切削面の開口によるものである。

2) 発生後のき裂の成長・伝播機構は切りくず形態により明らかに異なる。せん断型切りくず生成過程においては，発生後，き裂ははじめ予定切削面より下方へ向かい，後に，上方へ向かって刃先に遭遇して明瞭な形態を呈するまでの初期成長段階を経て，主せん断域をほぼ最大せん断ひずみ速度方向に成長する。全破断長さの半分程度に成長した後は，明確な主せん断域の形成ならびにひずみの著しい集中により，き裂は急速に伝播・貫通する。き裂の成長・伝播機構はせん断延性破壊による。

3) むしれ型切りくず生成に伴うき裂は，せん断型と同様の初期成長の後，切刃のき裂への食い込みにより大きく開口されることにより成長する。その成長方向は，最大主ひずみ速度方向にほぼ直角な方向であり，成長機構は引張延性破壊による。

4) き裂型切りくず生成の場合は2種類のき裂形態が認められる。すなわち，切刃に先行してほぼ切削方向に伝播する先行き裂と，その伝播方向が一定とならない不安定き裂がある。前者の伝播方向は，最大主応力方向とほぼ直角であり，その伝播機構は引張脆性破壊によるものである。後者の伝播機構は微視的な脆性要因に大きく支配された局所的な脆性破壊に依存するため，その伝播方向も極めて不安定である。

5) 2),3),4) で示したように，き裂の成長・伝播機構は大局的には巨視的な応力・ひずみ場に支配されるが，詳細には縞状組織や片状黒鉛，先在き裂，介在物，あるいは結晶粒界などの微視的因子に依存するため，その挙動に対しては，切込み深さによる影響が考えられる。

6) き裂の成長・伝播挙動は仕上面性状を劣化せしめる。すなわち，せん断型の場合は逃げ面下方のき裂の初期成長により周期的な過切削を引き起こす。また，むしれ型の場合は，切りくずが主として引張延性破壊により分離されるため，仕上面には破断面が残る。さらに，き裂型の場合は，主に引張脆性破壊により切りくずの分離がなされるため，仕上面は脆性破面を呈する傾向にある。最大仕上面あらさ Rmax は，せん断型が最も小さく，ついでき裂型，むしれ型の順で大きくなり，また，準連続型に比較して一般に大きい値となる。

7) き裂の発生・成長・伝播挙動は切削力の変動にも影響を与える。延性き裂の場合（せん断型，むしれ型）は，き裂の発生後も切削力は増加を続け，巨視的な大きさに成長するまで低下しない。一方，脆性き裂については，先行き裂が安定して伝播する間は，切削力はほぼ一定の状態を維持するが，不安定き裂の場合は，発生した後，短時間で減少する傾向が強い。

第５章　構成刃先を伴う切りくず生成過程における破壊機構

第１節　緒　　言

前章までに，各種切りくず生成過程に伴う破壊機構を明らかにすることにより，破壊は切りくずの生成機構に対して直接的あるいは間接的に関与し，また，切削力変動や仕上面性状にも種々の影響を与えることを指摘して来た。このように，破壊挙動は切削過程のほとんど全ての現象にいわば本質的な役割を演じていると言っても過言ではない。本章では，さらに構成刃先を伴う切りくず生成過程における破壊機構を明らかにする。

構成刃先が生成すると，実質すくい角，切込み，せん断角，あるいは切りくず接触長さなどが変化し，切削機構に根本的な影響を与えるのみならず，仕上面性状の劣化などをもたらすことが一般に知られている。そのため，古くは，１８９０年のHausnner の発見以来，多くの研究がなされて来ている。主なものをあげると次のようである。

すでに１９３１年には，Schwerd(5-1)は高速度連続写真により構成刃先を観察しており，構成刃先の発生には切削速度が支配的な要因であるとし，被削材固有の構成刃先が消滅する限界速度があることを主張した。星ら(5-2)は，構成刃先は被削材の一部が極めて硬化された変質物となって工具先端に層状に堆積して構成されるものであると指摘した。また，竹山ら(5-3)も，被削材の加工硬化が構成刃先の生成と成長に不可欠な条件であるとした。さらに中山ら(5-4)は，切削温度が重要な影響を与えることを指摘し，被削材の再結晶温度に刃先温度が達すると構成刃先は消滅することを報告している。また，構成刃先の成分に関しては，X線回折やX線マイクロアナライザによる分析から被削材と同一成分であることがほぼ確かめられている。さらに最近では，岩田ら(5-5)(5-6)により工具－被削材間のせん断凝着力がその消滅に対して極めて重要な因子であることが指摘されている。

以上あげたものの他に，簡単な力学モデルや，塑性力学に基づいた解析，あるいは切削条件とその生成・消滅現象との関係を実験的に検討したものなど極めて多数の研究(5-7)がなされて来ている。しかしながら，Pekelharing(5-8)も強調しているように，現在においても構成刃先に関する諸現象あるいはその機構については十分解明されているとは言えない。

その主な理由のひとつとしてあげられるのが，将来の実験方法上の問題である。すなわち，構成刃先現象は生成・成長・脱落を繰り返す非定常な過程であるにもかかわらず，これまでの実験的研究のほとんどは，切削急停止試験片の観察に基づいているために，構成刃先現象のある瞬間的な状態しか把えられないという制約がある。それ故，切削条件と構成刃先の形状や大きさの関係を論じるような場合，実際の挙動とはかなり異なった結論に至る可能性が強い。また，高速度カメラ(5-9)などによる動的観察もみられるものの，その場合には構成刃先現象を解明する上で重要と考えられる刃先近傍の局所的な変形状態や微視的因子の挙動を把えるほどの高倍率観察はほとんど不可能であり，やはり不十分な解析にとどまらざるを得ないと言える。

このような観点から，本章では，切削過程を動的かつ微視的に観察することのできるＳＥＭ内温度制御

微小切削装置を用いて，構成刃先の生成・成長・脱落機構を直接観察するとともに，構成刃先現象に伴う破壊機構ならびにその役割を明らかにする(5-10)。なお，本章では，主に炭素鋼切削において見られる鼻型構成刃先について検討する。

第2節　被削材ならびに実験条件

2.1　被　削　材

本章で用いる被削材は低炭素鋼，およびチタン合金である。表5－1にこれら被削材の化学的組成を示す。なお低炭素鋼については第3章で用いた硫黄快削鋼Aと同材料である。また，被削材は切削試験に先立ち，所定の熱処理および表面処理を行うが，それぞれの処理条件は表5－1，表5－2に示したとおりである。

表5－1　被削材の化学的組成（Wt.％）と熱処理条件

	C	Si	Mn	P	S	熱処理条件
低炭素鋼	0.07	0.01	1.13	0.046	0.207	真空焼鈍 950℃　3時間

	Al	Fe	Cr	Si	C	熱処理条件
チタン合金	5.51	1.03	2.40	0.012	0.016	圧延材

表5－2　被削材の表面処理条件

被削材	電解研摩		ミクロ腐食	
	電解液	研磨条件	腐食液	腐食条件
低炭素鋼	二酸化クロム 25g 酢酸 33cc 水 7cc	陰極 Ti 電圧 23 V 電流 0.1 A 時間 30秒 液温 室温	硝酸 10cc エチルアルコール 30cc	5～6秒
チタン合金	過塩素酸 100cc 酢酸 7cc	陰極 Ti 電圧 35 V 電流 0.2 A 時間 約2分 液温 室温	腐食なし	

2.2　実　験　条　件

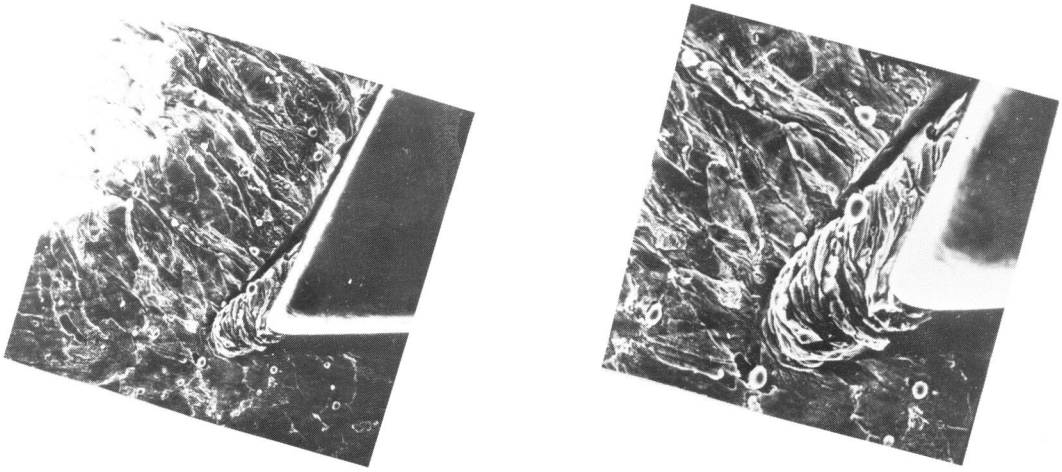
本章で使用する工具は，高速度鋼工具ＳＫＨ－９であり，表３－３に示した化学的組成を有している。すくい角は＋18°～＋25°であり逃げ角は約6°である。刃先丸味半径は８～35 μm である。

切削条件は次のとおりである。切削速度は 0.15 および 0.20 mm／min である。切込みは６７～１００ μm であり，切削幅は約１mmである。また，切削試験温度は室温～約６００℃である。なお，切削方式は2次元乾切削である。各実験に対する詳細な実験条件は結果とともに示す。

第３節　実　験　結　果

3.1　準連続型切りくずに伴う構成刃先の動的挙動

図５－１(a)は低炭素鋼を切削試験温度 ４５０ ℃で切削した時に観察された典型的な鼻型構成刃先の一例である。同図(b)は，その高倍率観察写真を示す。同図から明らかなように，すくい面前方および逃げ面下方でき裂状の破壊が見られ，すくい面側の破壊は切りくずの構成刃先からの分離に関与しており，一方，逃げ面側の破壊は仕上面生成に寄与している。この二種類の破壊挙動が構成刃先現象において基本的な役割を演ずるものと考えられる。



(a)　構成刃先を伴う切りくず生成　　(b)　鼻　型　構　成　刃　先

切削試験条件

被削材：低炭素鋼，工具：ＳＫＨ9（すくい角20°）

切込み：９０ μm，切削速度：0.15 mm／min

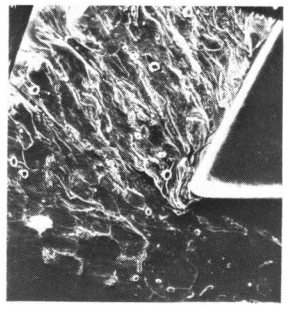
試験温度：４５０℃

図５－１　典型的な鼻型構成刃先の観察例

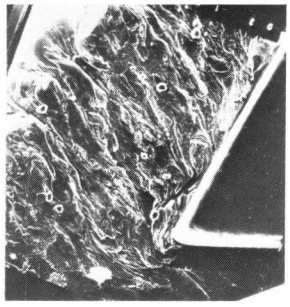
次に，構成刃先の生成・成長・脱落挙動を連続的に観察した例を図５－２(a)～(h)に示す。図５－２(a)では刃先近傍に微小な付着物らしきものが見られるが，明確な形態を示してはいない。この状態から次の(b)



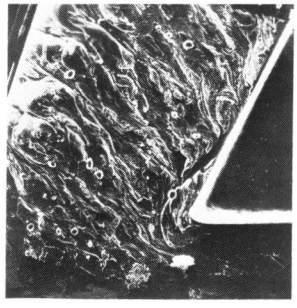
(a)　$\tau =$　0　秒



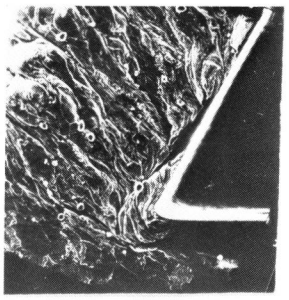
(b)　$\tau =$ 7 0秒



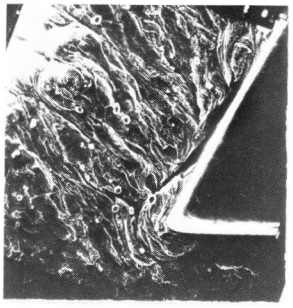
(c)　$\tau =$ 1 0 5秒



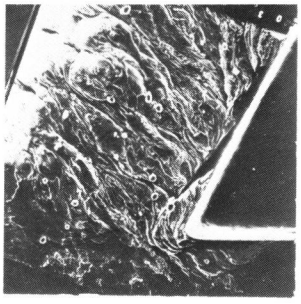
(d)　$\tau =$ 1 3 0秒



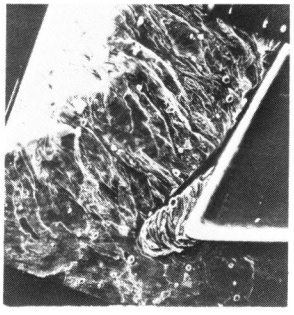
(e)　$\tau =$ 1 6 0秒



(f)　$\tau =$ 1 9 0秒



(g)　$\tau =$ 2 1 0秒



(g)　$\tau =$ 3 1 0秒

100 μm

切削試験条件

図５－１に同じ

図５－２　準連続型切りくずに伴う構成刃先の生成・成長・脱落挙動の連続観察例

の段階にかけて，逃げ面下方にき裂の発生が認められる（以後このき裂を逃げ面側き裂と呼ぶ）。さらに，(c)の段階にかけて，今度は，すくい面側にき裂が生じるのが観察される（以後このき裂をすくい面側き裂と呼ぶ）。このように，逃げ面側，ついですくい面側に発生したき裂により，構成刃先の形態がかなり明確に形成されるのがわかる。この後，切削が進行するに従い，同図(d)，(e)からわかるように，構成刃先の先端に変形を著しく受けた材料が堆積するように成長する。また，この時，両き裂は成長を示している。さらに(f)の段階では，構成刃先の先端に堆積した被削材の一部が，分裂を始めており，次の(g)の段階では仕上面上にその分裂片が脱落しているのが明らかに認められる。その後，構成刃先は安定した形態を保ち少しづつ成長して同図(h)の状態に至る。

このように，構成刃先の生成・脱落過程は，1）塑性流れの滞留部である被削材の一部が刃先まわりに付着ないしは凝着して核が生じる発生段階，2）切刃の逃げ面下方，ついで，すくい面前方で発生するき裂により，滞留層から明確に識別できる形態を呈するようになる形成段階，3）構成刃先の先端に被削材の一部が層状に堆積する成長段階，4）構成刃先の全体あるいは一部分が分離あるいは分裂を起こす脱落段階の4段階に分けられる。

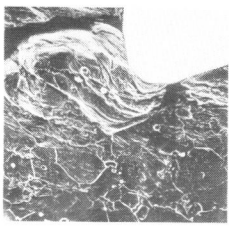
3.2　不連続型切りくずに伴う構成刃先の動的挙動

前項では準連続型切りくずに伴う構成刃先の挙動を示したが，被削材や切削条件が変われば，切りくず形態は変化し，不連続型切りくず生成過程においても構成刃先が観察される場合がある。

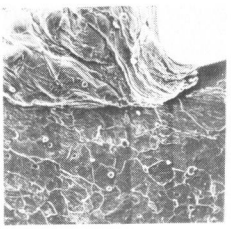
図5－3(a)～(e)は刃先丸味を人為的に大きくした場合（丸味半径：約35μm）に見られた不連続型切りくずに伴う構成刃先の動的挙動を示す。なお，被削材種ならびに他の主要な切削条件は図5－2の場合と



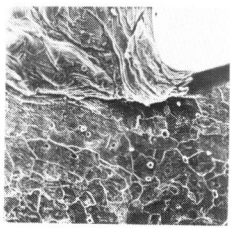
(a)　τ＝ 0 秒



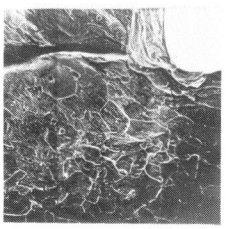
(b)　τ＝20秒



(c)　τ＝40秒



(d)　τ＝80秒



(e)　τ＝120秒

50 μm

切削試験条件

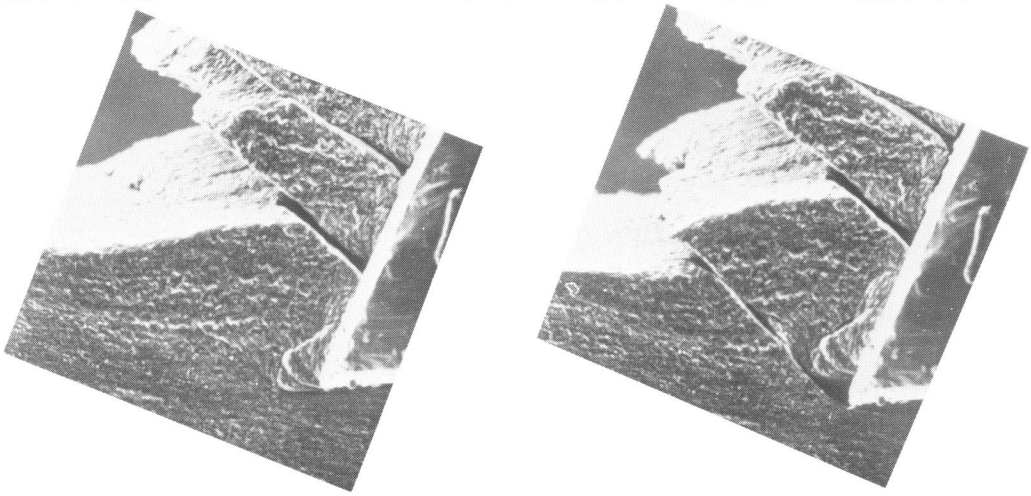
被 削 材：低炭素鋼
工　　具：SKH9（すくい角24°）
切 込 み：70μm
試験速度：0.15㎜／min
試験温度：450℃

図5－3　不連続型切りくずに伴う構成刃先の生成・成長・脱落挙動の観察例

同じである。

図５－３の連続写真からわかるように，不連続型切りくず生成の場合も，基本的には図５－２に示した準連続型切りくず生成に伴う構成刃先と同様の現象が認められる。すなわち1)切刃に変形を著しくうけた材料の一部が付着する構成刃先の発生段階（図５－３(a)），2)逃げ面側き裂，および，すくい面側き裂の発生による構成刃先の形成段階（同図(b)～(c)），3)構成刃先の成長段階（同図(c)～(d)），および4)構成刃先の脱落段階（同図(e)），の４つの主な段階が準連続型の場合と同様に認められる。

しかしながら，不連続型の場合における構成刃先は，切りくずの全破断によって分裂ないしは脱落することが多く，切削時間の長きにわたって安定して存続することはほとんどない。図５－３(d)～(e)から明らかなように，逃げ面側き裂が主せん断域を成長・伝播して切りくずが破断するに至っており，それと同時に構成刃先が脱落していることがわかる。また，図５－４(a)(b)はチタン合金に対する観察結果を示すが，



(a)　構成刃先の生成　　(b)　構成刃先の脱落

100 μm

切削試験条件
被削材：Ti合金，工具：SKH9（すくい角18°）
切込み：80 μm，切削速度：0.20 mm／min
試験温度：400℃

図５－４　チタン合金の不連続型切りくず生成に伴う構成刃先の挙動

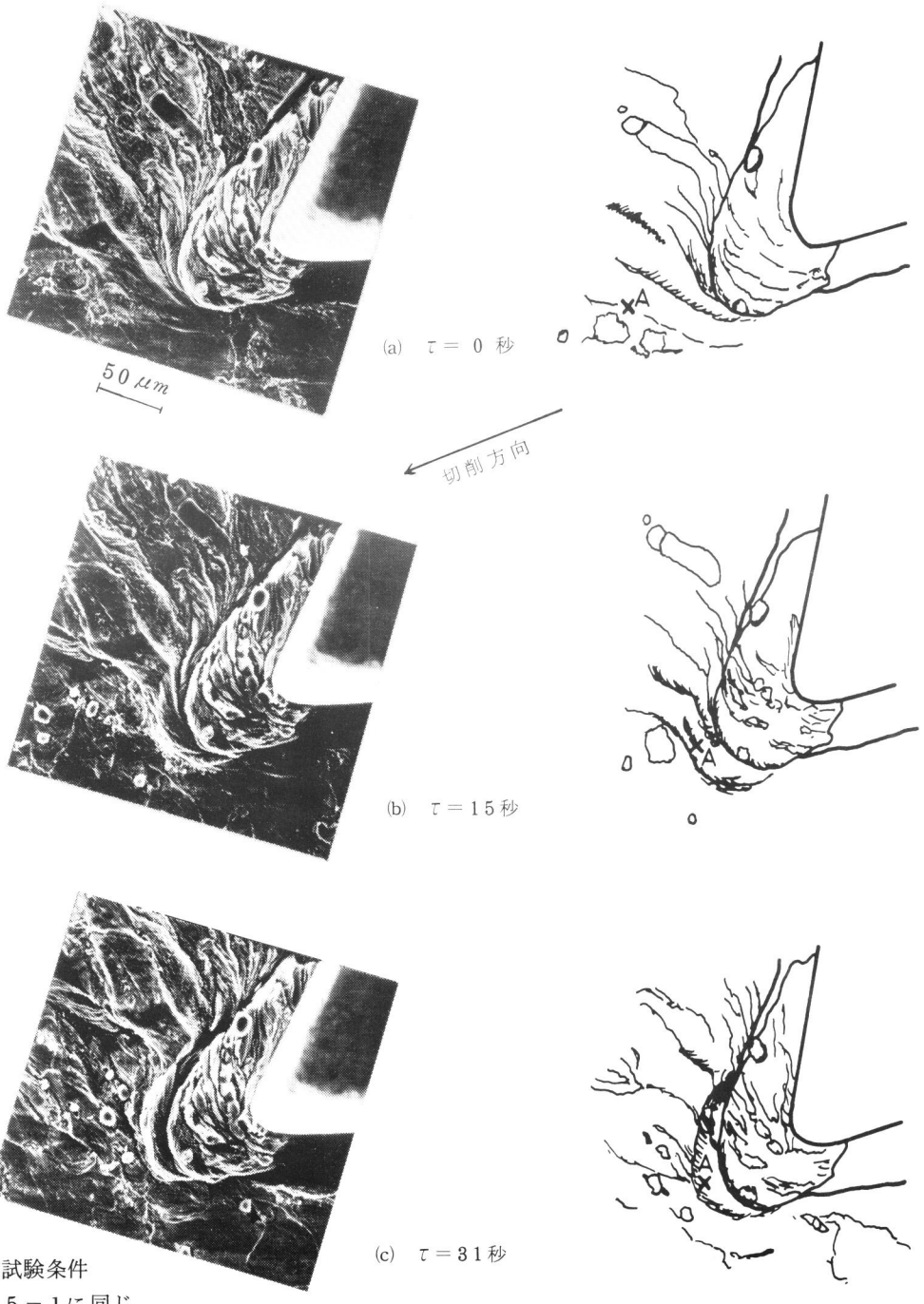
典型的なせん断型切りくず生成に伴う構成刃先が認められる。この場合には，逃げ面側き裂が主せん断域を成長・伝播する結果，せん断型切りくずとともに構成刃先が流出するのがわかる。

3.3　構成刃先の生成・成長・脱落に伴う破壊挙動

構成刃先の形成過程では，図５－２(b)あるいは図５－３(b)に示した様に，まず逃げ面下方の切削面の開口によるき裂が発生する。ついですくい面前方で，著しい塑性変形を伴う破断によりき裂が発生する（図５－２(c)，図５－３(c)）。この２種類のき裂によって構成刃先がいわゆる刃先滞留層，付着層，あるいは

2次塑性流れ域などから識別される明確な形態を呈するようになる。

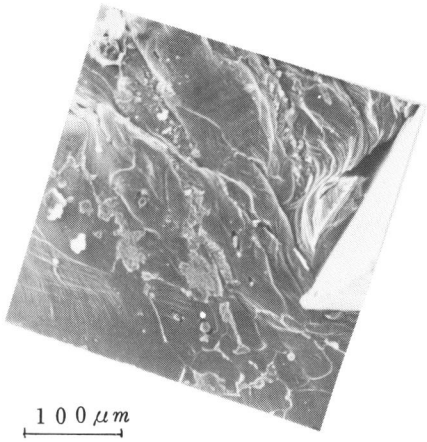
次に，構成刃先の成長過程およびそれに伴うき裂挙動を連続観察した結果を図5－5に示す。同図に添えた説明図からも理解されるように，構成刃先の先端に，変形を著しくうけた材料の一部が次から次へと堆積して構成刃先が成長してゆく様子がわかる。また，この時，逃げ面側およびすくい面側の両き裂は成長する傾向を示している。



切削試験条件
図5－1に同じ

図5－5　構成刃先の成長挙動

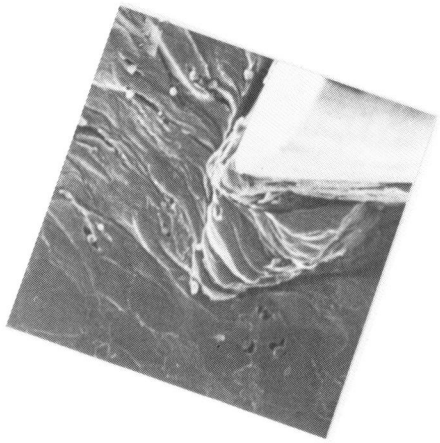
さらに，構成刃先の脱落に伴う破壊挙動について示すが，この場合には脱落形態の多様さに伴って種々の破壊挙動が観察される。まず，図5－2(f)，(g)示した様に，構成刃先の一部が塑性流動的に脱落する場合には，明確なき裂挙動は介在しない。また図5－6および図5－7に示す様に，構成刃先のほぼ全体が



切削試験条件

被削材：低炭素鋼
工　　具：SKH9(すくい角20°)
切込み：100μm
切削速度：0.15㎜／min
試験温度：500℃

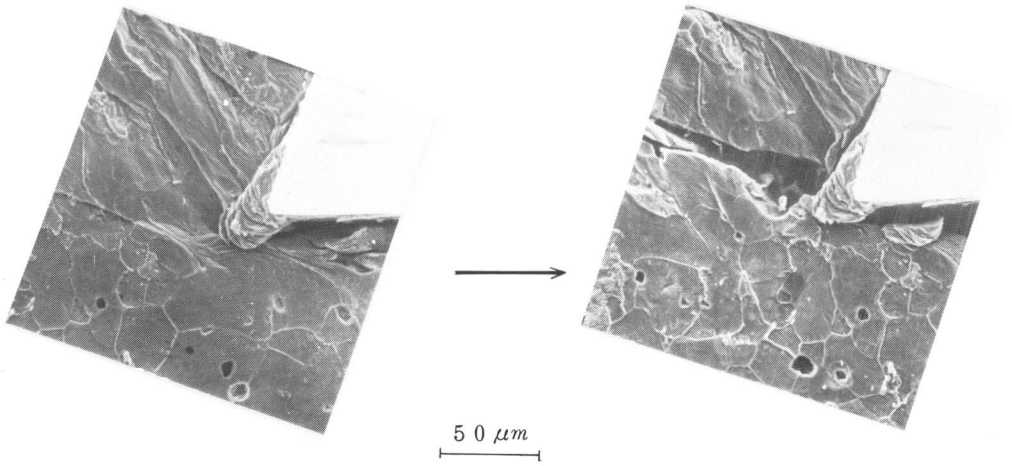
図5－6　構成刃先のすくい面側への脱落挙動



切削試験条件

図5－1に同じ

図5－7　構成刃先の逃げ面側への脱落挙動



(a)　構成刃先の分裂　　(b)　分裂に伴うき裂の発生

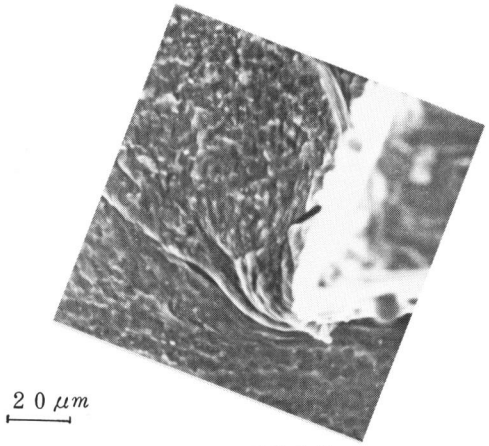
切削試験条件

被削材：低炭素鋼，工具：SKH9(すくい角20°)
切込み：170μm，切削速度：0.15㎜／min，試験温度：440℃

図5－8　構成刃先自体の破壊による分裂挙動

すくい面側へ，あるいは逃げ面側へ，脱落する場合にもほとんどき裂挙動は関与せずに塑性流動的に分離している。ついで，図5－8に示す様に分裂により脱落する時には，構成刃先自体の破壊が起こる。また，この破壊が原因となって同図(b)に示す様に構成刃先先端で前方に向かってき裂が生じる場合も多い。さらに，不連続型切りくずの場合は，逃げ面側き裂の成長・伝播により，構成刃先は切りくずとともに流出される。図5－9はその様な場合の典型的な例である。

以上のように，構成刃先現象においては，き裂などの破壊挙動が重要な役割を演じていることが知られたが，これらの破壊の発生・成長機構などについては第5節で詳細に考察する。



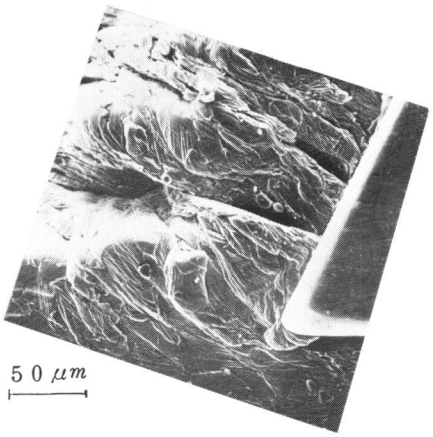
切削試験条件
図5－4に同じ

図5－9　逃げ面側き裂の成長・伝播による構成刃先の脱落挙動

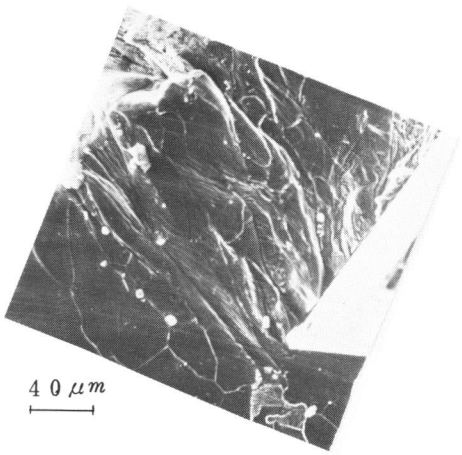
3.4　構成刃先現象に及ぼす切削試験温度の影響

構成刃先の生成・消滅に対しては，切削温度の影響が極めて大きいことはよく指摘されているとおりである。

図5－10は低炭素鋼に対して，切削試験温度を室温から約600℃まで変化させた時の切りくず生成過



(a)　200℃



(b)　600℃

切削試験条件
被削材：低炭素鋼，工具：SKH9（すくい角(a)22°，(b)25°）
切込み：(a)80 μm，(b)90 μm，切削速度：(a)0.15 mm／min，(b)0.2 mm／min

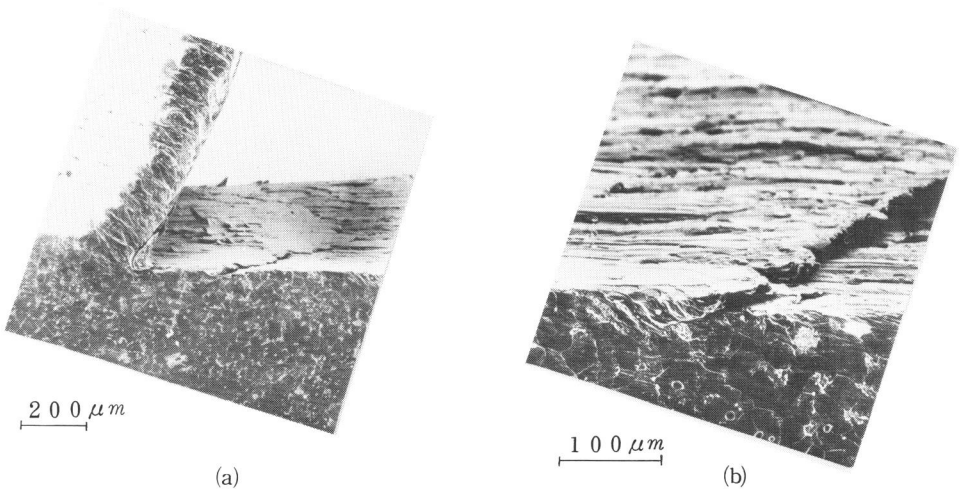
図5－10　切削試験温度による切りくず生成状態の変化の観察例

程の代表的な観察結果を示す。室温では準連続型切りくずが生じており，刃先近傍ではわずかな付着物ら

しきものが見られたが，構成刃先の生成は認められなかった。次に約200℃になると，切りくずは不連続型の形態を示すようになり，また，刃先近傍ではかなり顕著な付着物が生じるのが認められるが，あまり顕著な形態は示していない。切削試験温度が450℃附近になると，図５－１から明らかなように，典型的な鼻型構成刃先の生成が認められた。さらに高温の600℃になると，構成刃先が消滅していることがわかる（図５－10(b)）。

3.5　仕上面の観察結果

構成刃先の脱落過程において，逃げ面側に脱落した分裂片はそのまま，切削仕上面に残されて，仕上面性状を著しく劣化せしめる。図５－１１は切削を停止して工具を後退させて観察したものであるが，仕上面に脱落片が見られる。また，同図(b)の高倍率写真からは，逃げ面側き裂が脱落片とともに残留しているのがわかる。



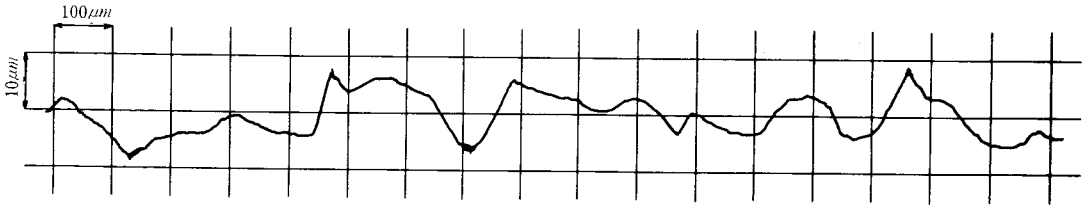
切削試験条件

図５－1に同じ

図5－11　構成刃先の脱落の観察例

構成刃先の生成は，また，過切削状態をもたらす。図５－１や図５－２などに示した様に，主として逃げ面側き裂により切削面が生成されるため，設定した切刃先端より深い切込みでの切削状態となるのが理解される。

このように，過切削や脱落片により，構成刃先を伴う切削過程においては，仕上面性状が著しく劣化する。図５－１２はＴＡＬＹＳＵＲＦ－４（倍率：２０００倍）で測定した仕上面あらさ曲線（切削方向）の例であるが，Rmaxは18.5 μmとなり著しく劣化しているのがわかる。



切削試験条件

図５－１に同じ

図５－１２　構成刃先を伴う切りくず生成過程における仕上面あらさ曲線（切削方向）の測定例

第４節　解析結果

切削中に実際に生じる塑性変形状態から，切刃近傍の詳細なひずみ分布やすべり線場を得ることにより，構成刃先の生成・成長・脱落機構および，それに伴う破壊機構を明らかにするために，第２章で述べた三角形要素を用いたＶisioplasticity法によりひずみ解析を行った。図5－13に解析領域と要素分割を示す。三角形要素数は191個，節点数は８１個である。

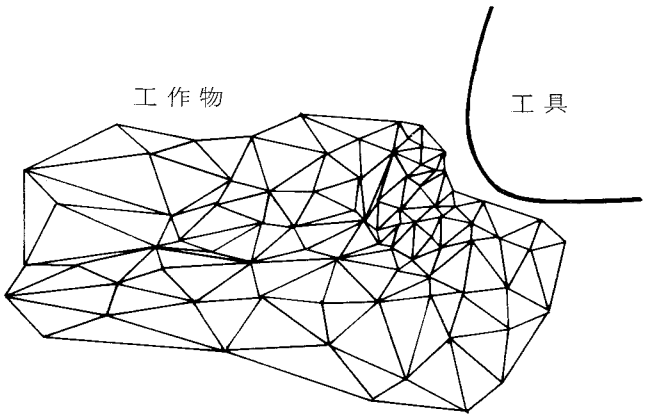


図５－１３　解析に用いた三角形要素分割

4.1　構成刃先近傍の相当ひずみ分布の推移

図５－１４は構成刃先の生成・成長・脱落に伴う相当ひずみ分布の時間的推移を示す。図中τは無変形状態からの経過時間である。また，同図のτは連続観察写真（図５－３）に示した切削経過時間τに対応している。構成刃先生成の初期段階（図５－１４(a)）では，工具刃先近傍で高い相当ひずみ分布が見られ，また，刃先先端からやや離れた前方領域に勾配の急なひずみ分布が見られる。逃げ面側き裂の近傍ではこの傾向が顕著である。変形が進行するに従い相当ひずみのレベルが上昇し，また，すくい面前方でもひずみの急勾配がかなり顕著になっているのが同図(b)よりわかる。さらに(c)の段階に至ると，ひずみの集中域に沿ってすくい面側き裂が生じているのが認められる。また，この構成刃先の形成段階で注目されるのは，相当ひずみの最大値（約３００％）を示すのは工具刃先先端から離れた前方領域であり，刃先との接触面近傍ではむしろ低い値（約２２０％）を示していることである。従って，この段階では切りくず生成に伴う変形が集中するのは形成された構成刃先と被削材の境界近傍であることが知られる。この段階から次の(d)の段階にかけて，相当ひずみの集中域が前方に拡大して行く傾向があるが，これは構成刃先の成長に対応している。また，この時，逃げ面側き裂はひずみの集中域に沿うように，構成刃先の先端付近まで成長して

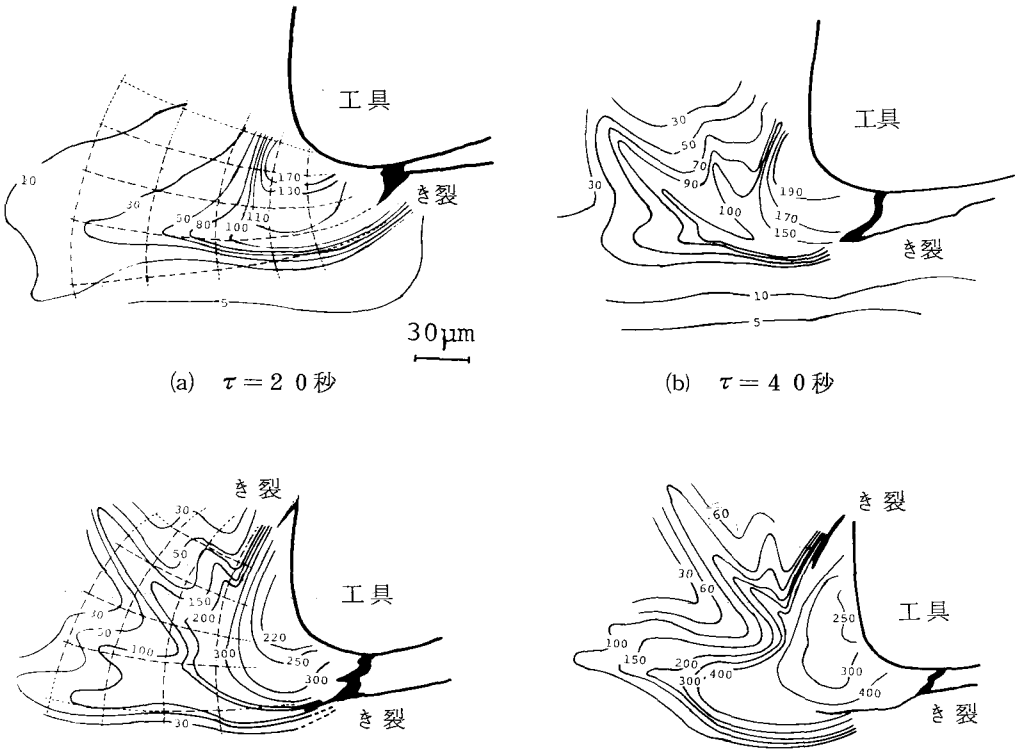


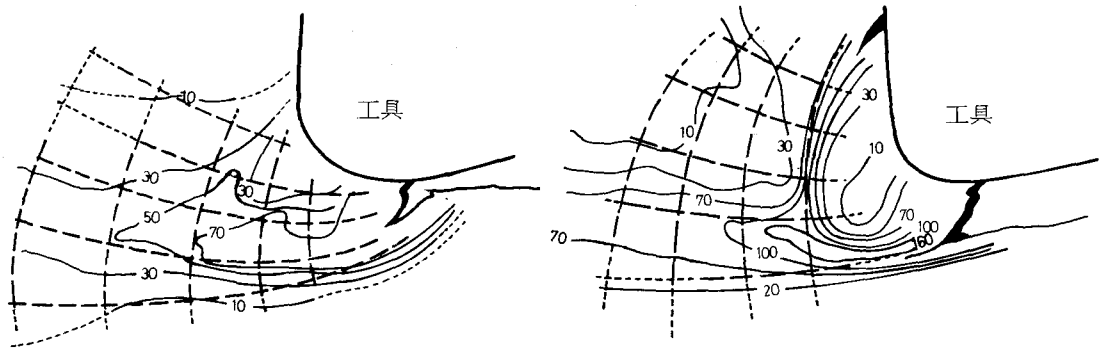
図５－１４　構成刃先近傍の相当ひずみ分布の時間的推移
（(a)，(c)の破線はすべり線場）

いるのが認められる。この後，さらに切削が進行すると，逃げ面側き裂が構成刃先前方の主せん断域に向かって成長し，図５－３(e)から明らかな様に，このき裂は主せん断域を伝播・貫通して不連続型切りくずを生成するに至る。

4.2　構成刃先近傍の相当ひずみ増分分布およびすべり線場

図５－１５(a)，(b)は構成刃先の生成・成長に伴う，近傍の相当ひずみ増分分布およびすべり線場の推移を示す。同図に示したτは無変形状態からの経過時間であり図５－３のτと対応する。

同図(a)の段階では切刃近傍および逃げ面下方から前方にかけて高い相当ひずみ増分領域が現われており，また，この高ひずみ増分域は，第２すべり線にほぼ沿っているのが認められる。同図(b)の段階になると，すくい面前方でも相当ひずみ増分の高い領域が顕著になり，また，この領域は第１すべり線にほぼ沿っているのが知られる。また，この変形段階では，変形の集中域は刃先より約50μm，前方に移動し，形成された構成刃先の先端付近で160%の高い相当ひずみ増分が現われている。すなわち，刃先の近傍ではむしろ摩擦あるいは凝着により材料の変形が拘束される傾向にあることを示す。



(a) $\tau = 20$秒　　(b) $\tau = 80$秒

相当ひずみ増分：%
τは図5－3に対応

図5－15　構成刃先近傍の相当ひずみ増分分布とすべり線場（破線）

以上のひずみ解析の結果から，構成刃先の生成あるいは成長に対しては，相当ひずみあるいは相当ひずみ増分の局所的な集中，ならびにそれに起因するとみなされるき裂の生成・成長挙動が重要な役割を演じているものと考えられる。これらの点については後に考察する。

第5節　考　　察

5.1　構成刃先に伴うき裂の発生機構

構成刃先の生成に伴うき裂には，逃げ面側き裂とすくい面側き裂の2種類があることは，前項までに指摘して来たとおりである。本項では両き裂の発生機構を考察する。

まず，逃げ面側き裂であるが，これは図5－2(b)あるいは図5－3(b)などから明らかなように，切削面近傍での材料の開口によって生じており，また，図5－15(a)からわかるように，その初期成長方向はほぼ第2すべり線に沿う最大せん断ひずみ速度方向である。この発生挙動は第4章および第5章で検討した逃げ面下方のき裂の発生挙動に極めて類似している。本章の構成刃先に伴う場合は，準連続型あるいはせん断型切りくず生成に伴うき裂に比べて，その発生場所が刃先よりかなり後方（例えば，図5－1では約25μm）になる傾向があるが，これは，工具逃げ面と切削面との摩擦・凝着が切削試験温度の上昇により他の場合に比べてより著しくなるためと考えられる。言い換えれば，工具逃げ面での凝着が激しい時に，構成刃先生成に関与するき裂が発生しやすいと言える。このように多少の差異はあるものの，基本的な特徴すなわち，1）逃げ面下方の切削面の開口によって発生すること，2）発生場所近傍で相当ひずみの集中が見られること，さらに，3）開口後の初期成長は最大せん断ひずみ速度方向に塑性ひずみの集中を伴いながら起こっていること，などの諸点は，両者において同様である。従って，構成刃先の生成に伴う逃げ面側き裂の発生は，準連続型および不連続型切りくず生成に伴う刃先き裂の発生と同じく静水引張場の出現に起因する延性破断によるものであると考えることができる。

次に，すくい面側き裂について考察する。図５－２(c)や図５－５などに示した組織の流れ状態から推察されるように，このき裂はすくい面前方の激しい塑性流動層に沿うように生じている。また，図５－１４，図５－１５のひずみ分布および，すべり線場から知られるように，工具に強く接触している領域では摩擦あるいは凝着により材料の変形が拘束される傾向にあるため，むしろ，刃先から上方の離れた領域（図５－１では約１００μm）で塑性変形が集中し，その結果，延性的な破断が生じるものと考えられる。また，そのき裂の形態が第１すべり線にほぼ沿っていることから，せん断破壊によるものであると言える。

ところで，逃げ面側き裂の発生には近傍の静水引張場の出現が必要な条件であることはすでに指摘したが，すくい面前方の応力場に注目してみると，通常，工具の前進により圧縮場になっていることが考えられる。しかしながら，第３章，第４節で述べたように，すくい面前方においても，刃先から離れるに従い静水圧縮状態は軽減し，また，切りくずがすくい面から離脱する点の近くでは，引張場が出現する傾向にある。図５－１６はすくい面側き裂の近傍での代表的な要素における相当ひずみおよびき裂に対してほぼ直角方向の垂直ひずみ増分の時間的推移を示したものである。切削時間の経過とともに，当然のことながら，相当ひずみは増加するが，注目すべき点は，垂直ひずみ増分が圧縮から引張りに転じていることである。破線で示している８０秒前後でき裂の明確な発生が認められており，これらのき裂近傍の解析結果と上述の点を合わせて考えると，すくい面前方においても，かなり上方の切りくず離脱点近傍では静水引張場の出現が考えられ，その引張場がき裂の発生に対して促進効果などの影響を与えることが示唆される。

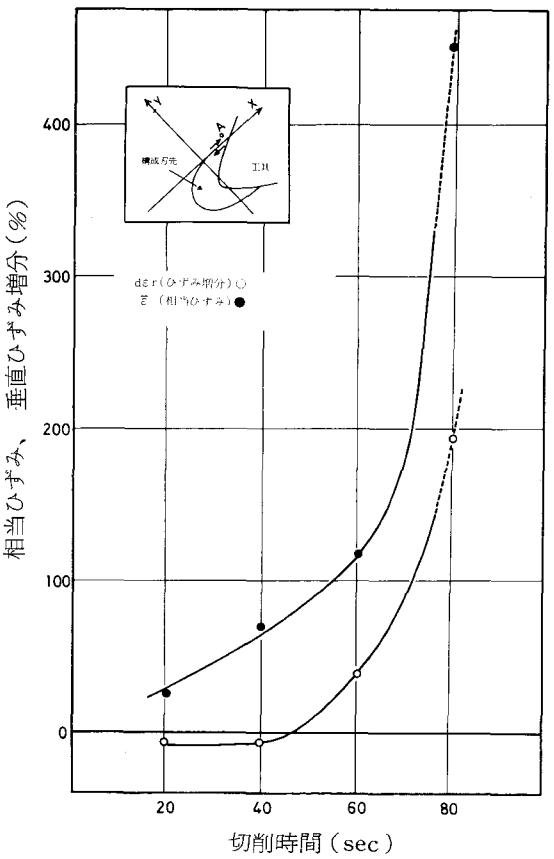


図５－１６　すくい面側き裂近傍の相当ひずみ$\bar{\varepsilon}$および垂直ひずみ増分$d\varepsilon_y$の時間的変化

5.2　構成刃先に伴うき裂の成長・伝播機構

逃げ面側およびすくい面側で発生したき裂は切削の進行とともに成長あるいは伝播を起こし，構成刃先挙動に種々の影響を与えることが考えられる。

逃げ面側き裂の発生挙動は準連続型やせん断型などにおいてみられるものと同様であることは前項で指摘したが，成長挙動はやや異なるようである。準連続型やせん断型においては，初期成長を経てき裂は上

方に向い刃先と遭遇し，開口された後，主せん断域を成長する傾向を示すのに対し，構成刃先に関する逃げ面側き裂は，刃先に遭遇することなく，第2すべり線に沿うように最大せん断ひずみ速度方向に成長する傾向が強い。この理由として考えられるのは，強い摩擦あるいは凝着により切刃近傍の変形が拘束されるため，塑性域がかなり前方に拡大することがあげられる。すなわち，第2すべり線に沿う塑性変形の集中域が，準連続型などの場合に比較して，刃先のかなり前方および下方に大きく張り出すような状態になるためと考えられる。

この後，き裂は第2すべり線にほぼ沿って成長するが，途中で停止する傾向がある。これには第2すべり線に沿う垂直応力分布の影響が考えられる。多くの場合，第2すべり線に沿う垂直応力分布は逃げ面下方からやや前方にかけて引張状態を示すのに対し，主せん断域では高い圧縮に転じる傾向があり，この圧縮応力が，延性破壊によるき裂の成長を抑制するものと考えられる。しかしながら，刃先丸味などの切削条件や被削材の脆性，さらに微視的因子の影響などにより，この逃げ面側き裂が主せん断域を伝播して切りくずが不連続型となる場合がある。このような例を示したのが図5－3や図5－9である。

次に，すくい面側き裂はあまり顕著な成長を示さない。これは第1すべり線に沿う垂直応力が，切りくずのすくい面からの離脱点近傍を除いては，一般的にすくい面前方の領域が高い圧縮応力場であるためと考えられる。

ところで，このように両き裂は成長を停止するが，構成刃先の成長に伴って，一端停止した後また成長を始める。それについては，次項の構成刃先の成長機構について論じる際に詳細に考察する。

5.3　構成刃先の生成・成長・脱落機構

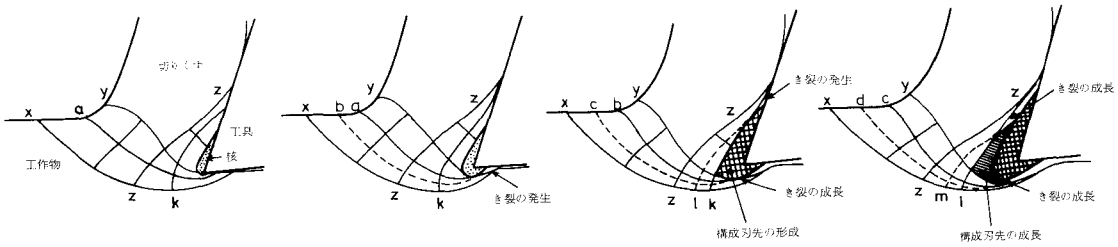
これまでの実験結果ならびに解析結果の検討より，構成刃先の生成脱落過程には，4段階があることを指摘した。すなわち，1）塑性流れの滞留部が刃先に付着して核が生じる発生段階，2）逃げ面側およびすくい面側き裂の発生により構成刃先の形態が明確になる形成段階，3）構成刃先先端での著しく変形した被削材の一部の堆積と両き裂の成長による成長段階，および，4）構成刃先の部分あるいは全体が分離してゆく脱落段階の4段階である。

本節では，まず，上述の発生段階と形成段階を構成刃先の生成段階と呼び，その生成機構を明らかにする。ついで，成長機構，および脱落機構について考察する。

5.3.1　構成刃先の生成機構

構成刃先の生成には，まず核の発生が必要であり，この核の発生については，工具と被削材の凝着および加工硬化が重要な要因であることは，これまでにもしばしば指摘されている。本研究においても，例えば，図5－2(a)からも推察できるように，刃先近傍では塑性流動の滞留が生じて，材料はいわばdead metalと化しており，とくに，刃先まわりでは著しく変形をうけた被削材の一部が付着して核を生成している様子がうかがわれる。また，例えば図5－7に示した様に，構成刃先の脱落が完全に起こらず，一部が刃先に付着したままであるような場合には，それが新しい構成刃先の核となる。しかしながら，これらの滞留層あるいは付着物の生成は，構成刃先の核とはなり得ても，工具切刃に代って切りくず生成機構

を営むような意味での構成刃先そのものの生成とは言えない。既に述べたように，本研究においては 明確に構成刃先が形を成す段階を形成段階と呼び，それにはき裂挙動が決定的な役割を演じていることを指摘した。



(a) 核 の 生 成　　(b)逃げ面側き裂発生　　(c)すくい面側き裂発生　　(d)構成刃先の成長
（構成刃先の形成）

図5－17　構成刃先の生成・成長機構を示す模式図

x：1次塑性変形開始境界
y：1次塑性変形終了境界
z：2次塑性変形終了境界
a，b，c，d：第2すべり線
k，l，m：第1すべり線

このような，構成刃先の生成・成長機構を模式的に示すと図5－17のようになる。同図において，実線で示すa，b，c，dおよび，k，l，mはそれぞれ第2および第1すべり線であり，各変形段階において，最大せん断ひずみ速度が最大となるすべり線を表わしている。同図(a)の段階で核が発生した後，逃げ面下方にき裂が発生し（同図(b)），第2すべり線aに沿うように成長するが途中で停止する。その後，同図(c)に示すように，すくい面前方の第1すべり線kに沿うようにき裂が生じ，この段階に至って，構成刃先の形態がかなり明確になり，単なる付着物や滞留層との差が顕著になる。

以上，検討したように，構成刃先の発生に対しては，核の発生，従って，工具と被削材間の強い凝着や加工硬化が必要な具備条件であることは確かであるが，それだけでは十分と言えず，き裂の発生条件が満されている必要があると言える。これは，明瞭な構成刃先の生成は，純銅や純アルミニウムなどの極めて延性な材料では顕著でなく，炭素鋼，アルミニウム合金，四・六黄銅などのように，比較的脆性な（あるいは，切削条件によってはそのような状態が起こり得る）材料に限られているという従来の経験とよく対応するものと言えよう。

5.3.2　構成刃先の成長機構

構成刃先は形成された後成長を始めるが，この成長機構を詳細に検討するために，構成刃先近傍の相当ひずみ増分分布の時間的推移を図5－18に示す。同図の分布は，前節のひずみ解析結果を用いて求めたものである。

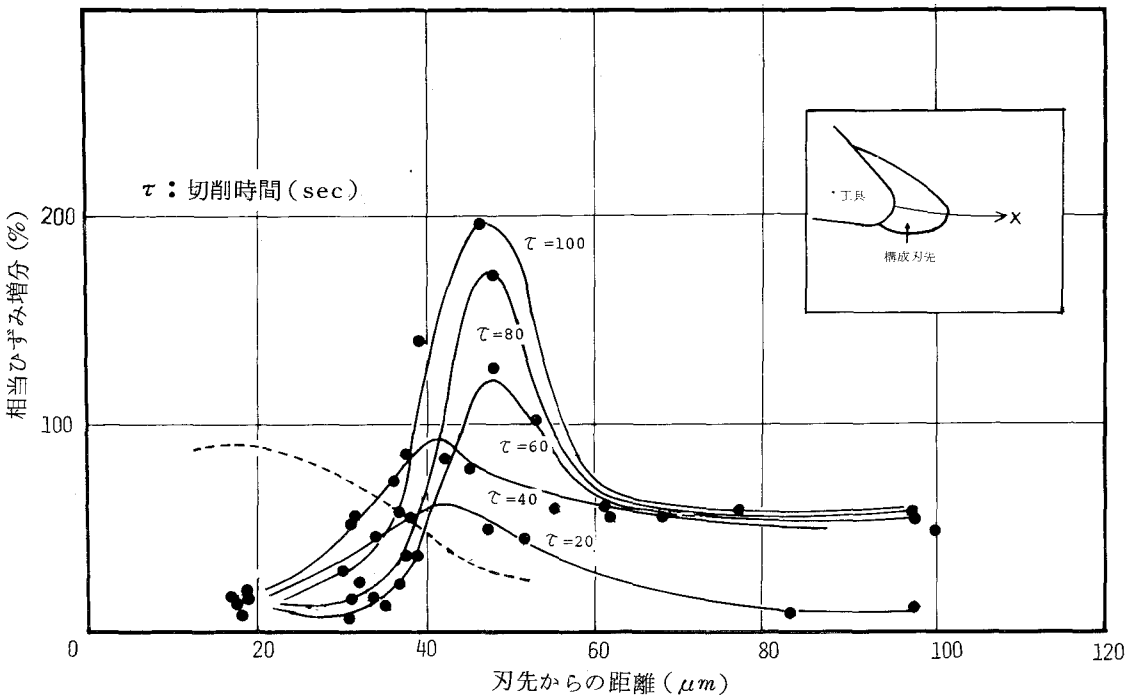


図５－１８　構成刃先前方の相当ひずみ増分分布の時間的推移

同図より，変形の初期段階では，刃先の近傍で高いひずみ増分の分布が認められるが，切削時間の経過とともに，刃先から前方に離れた場所（この場合は約40μm）にひずみ増分の極大値（約５５％）が見られるようになるのがわかる。この極大値を示す変形集中域の移動時期は，構成刃先の形成段階にほぼ対応している。また，この後は，刃先近傍ではほとんど塑性変形が認められないことから，両き裂によって狭まれた刃先近傍の領域は，ほぼdead metalと化していると言える。変形が進むに従い，ひずみ増分のレベルも上昇し，また，ひずみ集中域は刃先前方に移動してゆく傾向がある。これは，構成刃先の成長に対応しているものと言える。

図５－１８に示したような変形集中域の進展挙動，および，き裂の成長挙動に基づいて，構成刃先の成長機構を次のように考えることができる。模式図５－１７(b)(c)(d)に示した様に，一度成長を停止したき裂の先端近傍から自由面にかけて形成される第２すべり線ｂに沿って，き裂は新たに成長を開始し，ほぼ同様に，すくい面側き裂も新たな第１すべり線ℓに沿って成長するものと考えることができる。これらのき裂の成長とともに，変形領域が前方に進展し，両き裂の先端を結ぶ領域，すなわち，構成刃先の先端近傍に著しいひずみ集中が起こる。従って，この附近の材料は著しい加工硬化をうけることになり，変形集中域はさらに前方へ進む。その結果，新たに形成されたすべり線に沿うように変形集中域をさらにき裂が成長する。

このように，切削の進行に従い，き裂の成長と成長停止および塑性変形の集中域の進展がくり返されるため，構成刃先の成長は言わば不連続に起こると言える。このように考えると，従来からしばしば指摘さ

れているように，構成刃先の微細構造が微粒による連続的な堆積の状態を呈さず，不連続なブロック状の堆積状態を示すという観察事実がよく理解される。

5.3.3　構成刃先の脱落機構

構成刃先の脱落には，先端部だけが脱落して残留部分がさらに成長する場合（例えば，図5－2(g)）や，2つに分裂してすくい面および逃げ面に沿って脱落する場合（例えば，図5－3(e)），ほぼ全体がすくい面（図5－6）あるいは逃げ面（図5－7）のどちらかに沿って脱落する場合など，切削条件や介在物，析出物あるいは粒界などの微視的要因に影響されて，極めて多様な形態が観察される。脱落の主要な形態を図5－19に模式的に示す。

まず，図5－19(a)および(b)は工具面近傍のせん断応力が工具面と構成刃先間のせん断凝着強さを越え

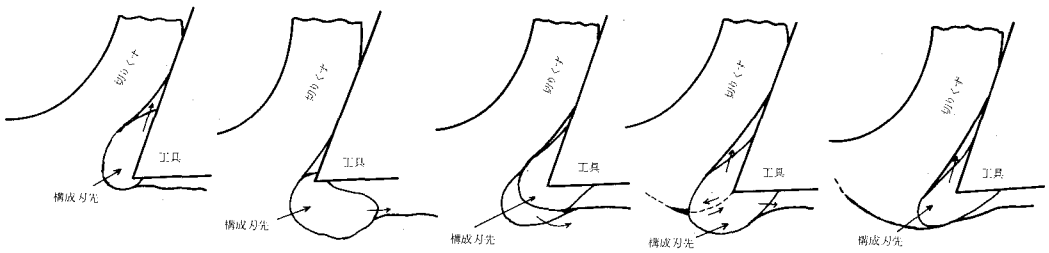


図5－19　構成刃先の脱落挙動を示す模式図

る場合に起こるものと考えられる。同図(c)は構成刃先内部の堆積層の一部が近傍にかかるせん断応力により塑性流動的に脱落する場合である。また(d)の形態は構成刃先内部の応力状態が破壊条件を満たした時に発生すると推察される。この種の脱落形態に伴う構成刃先自体の破壊は，構成刃先の先端近くでき裂の発生を誘起する場合が多い（図5－8）。さらに，(e)の形態は図5－4に示した様に主として不連続型切りくず生成の際に認められ，逃げ面側から成長したき裂が主せん断域を伝播・貫通して切りくずが全破断に至り，その切りくずとともに流出する場合である。

このように，脱落機構としては，(e)型の様に逃げ面側き裂の成長・伝播機構，言い換えれば主せん断域の破壊機構に支配されるもの以外は，主として構成刃先境界部あるいは内部の力学的な不平衡に起因するものと考えられる。すなわち，構成刃先が著しく成長すると，実質刃先丸味の増大や過切削を引き起こすこと，また，切りくずとすくい面の実質的接触がほとんど無くなることなどのために応力状態が変化し，構成刃先と被削材の境界近傍や構成刃先内部，あるいは構成刃先の足場となる工具面との接触域近傍において大きい応力の集中が起こることが推察できる。それ故，これらの領域のどこかで破壊の条件ないしは塑性流動の条件を満たした時，脱落が生じるものと考えられる。従って，模式図の(a)(b)(c)(d)のそれぞれの脱落機構は，主として，工具面と構成刃先の凝着部の破壊機構に依存するもの（(a)および(b)），構成刃先先端近傍の堆積層の塑性流動特性に支配されるもの（(c)），さらに，構成刃先自体の破壊機構に基づく

もの（(d)）に分けられるものと考えられる。

5.4　構成刃先の生成に及ぼす切削試験温度の影響

前項5.3において，構成刃先の生成機構について検討して来たが，それは主として，典型的な構成刃先を生じる切削試験温度（低炭素鋼に対しては，約450℃）に関して論じたものである。しかしながら，実験結果（図5－10）が示すように，また，従来からしばしば指摘されて来たように，構成刃先現象には切削温度が極めて重要な要因となっている。そこで，本項では，既に明らかにした構成刃先生成に必要な2つの基本的な要件であるところの被削材と工具面間の付着，あるいは，凝着特性，ならびに，被削材の破壊特性に及ぼす切削温度の影響を吟味することにより，構成刃先の生成する温度領域について考察する。

従来，切削温度の影響については，主として構成刃先が消滅するいわゆる限界速度の関係で論じられて来た。例えば，中山[5-4]らは切削速度の増加に伴う切削温度の上昇により被削材の温度がその再結晶温度を越えるようになると，材料の加工硬化性が失なわれ，構成刃先の生成は認められなくなると指摘している。また，最近，岩田[5-6]らは被削材と工具材料間の摩擦・凝着特性に関する詳細な研究を行っている。それによると，材料の組合わせで決まるある一定接触面温度以上では，接触面近傍における摩擦力あるいは凝着力が減少することを見出し，この結果，構成刃先が消滅に至るとしている。これらの研究は，構成刃先の生成にとって必要な具備条件は，接触面における強い凝着，ならびに被削材の加工硬化であるという従来からの推察に対して明解な説明を与えるものと言える。

しかしながら，もし，これらの条件さえ満たされておれば必ず構成刃先が発生するのかと言えばそうではない。すなわち，強い凝着というものは，工具との組み合わせ，あるいは適当な接触面温度が実現されれば，どのような被削材でも起こり得る。したがって，適当な条件のもとでは，如何なる材料であっても構成刃先は生じていいはずである。しかしながら，実際には，明瞭な構成刃先を生じるのは炭素鋼やアルミニウム合金，四・六黄銅などに限られている。一方，加工硬化について言えば，例えばfcc金属である純銅やオーステナイト系ステンレス鋼などは極めて高い加工硬化性を示すにもかかわらず，顕著な構成刃先が生じにくいとされている。

ところで，本研究では前項までにき裂挙動が構成刃先現象において本質的な役割を演ずることを明らかにした。このことは，き裂挙動，言い換えれば被削材の破壊機構に及ぼす切削温度の影響を検討することが極めて肝要であることを示唆する。

図5－20は低炭素鋼（S20C相当）の機械的強さと摩擦力（対超硬工具P10）に対する試験温度の影響を最近の研究成果[5-11]に依拠してやや模式的に示したものである。同図から温度領域は機械的強さに注目すると，青熱脆性が現われるまでの低温領域$\mathrm{I_D}$，青熱脆性温度領域$\mathrm{II_D}$，延性が回復する高温領域$\mathrm{III_D}$に大別することができる。一方，摩擦特性からみると，摩擦力が室温と大差ない低温領域$\mathrm{I_F}$，主として凝着による摩擦力の増大が顕著になる中間温度領域$\mathrm{II_F}$，摩擦力が減少する高温領域$\mathrm{III_F}$に分けることができる。

温度領域$\mathrm{I_F}$においては，構成刃先の核の生成に必要な凝着力ないしは摩擦力が十分でないため，構成

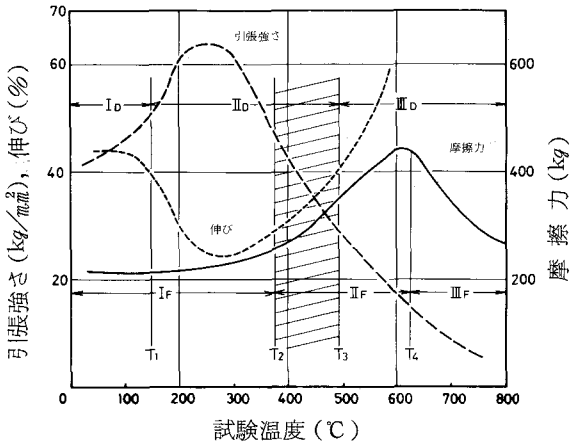


図５－２０　低炭素鋼の機械的強さと摩擦力（対Ｐ２０）に対する温度の影響

刃先の生成は起らないと考えることができる。温度の上昇に伴って，摩擦力がやや増加して構成刃先状のものが生じても，一方では材料の脆化のために，明確な形態を示すほどには成長せず脱落する場合が多い。ついで，温度領域II_DとII_Fが重なる温度領域では，凝着力が著しく増大し，また，延性の回復の傾向もあるもののなお脆性を示す領域であり，構成刃先の生成に必要な強い凝着とき裂の発生をともに起しやすい領域であると考えることができる。高温領域III_Dでは，材料の延性の回復が起こるためにき裂が発生しがたくなり，また，さらに高温領域III_Fでは摩擦力も低下するため構成刃先が消滅してしまうことが考えられる。すなわち，構成刃先が最も生じやすいのは，核が生成しやすく，かつき裂の発生しやすい温度領域（T_2～T_3）であると言える。

以上の考察を本研究における観察結果と対比すると，よく対応していると思われる。もちろん，これらの検討は，低炭素鋼における一般的な性質に基づいた定性的な議論にとどまっており，定量的な検討には材料組成やひずみ速度効果，あるいは温度分布など考慮すべき点が多い。例えば，炭素量が増加すれば，青熱脆性域がより高温側へ移行することが予想され，ひずみ速度の上昇もまた高温側へ移行させる効果を持つものと考えられる。従って，構成刃先の生成領域もより高温側へ移行することが推察される。また，領域I_Fにおいても，必ずしも物理化学的な凝着作用がなくても，いわゆる象嵌作用などに基づく機械的な付着力が十分ある場合は，構成刃先が生じることも考えられる。さらに，また，温度分布について言えば，本実験においては試料がほぼ一様な温度分布となるため，実用切削においてみられる温度分布とは対応していない。しかしながら，例えば図５－２あるいは図５－５に示した鼻型構成刃先の概観は従来観察されて来ているものと形態的にはほとんど差はなく，この点からは，逆に構成刃先の生成そのものにとっては，温度分布が必ずしも第１次的な要因ではないことを示唆しているものとも言える。

以上の検討を通して，炭素鋼類などにおいてみられる鼻型構成刃先の生成現象に及ぼす切削温度の影響としては，従来指摘されている凝着作用や付着作用に対する効果の他に，被削材のき裂の発生・成長機構に及ぼす役割が重要であることが明らかにされた。

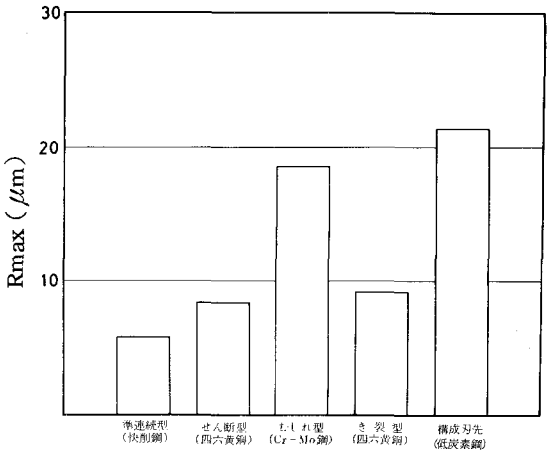
5.5　仕上面性状に及ぼす構成刃先の影響

仕上面あらさに影響を与える主要な因子としては，次の４項目があげられることはよく知られている。すなわち，1）工具形状と送り運動から幾何学的に求められる理想あらさ，2）切刃と工作物間の相対運動の

変化（例えば，びびり振動など），3）摩耗や欠損，あるいは，溶着物などによる切刃性状の劣化，および，4）切削機構の4因子である。

本研究においては，主として4）の切削機構の観点からみた仕上面あらさについて考察している。前章までに切りくず生成機構に依存して仕上面性状の劣化が生じることを明らかにして来た。第3章では，準連続型切りくず生成過程に伴う刃先近傍のボイドやき裂が，その劣化要因になることを明らかにした。この局所的破壊が各種微視的欠陥を含む通常材料の切削においてはいわば不可避的である以上，それに基づく仕上面性状の劣化もまた避けがたいものであることを指摘した。第4章においては，せん断型，むしれ型，および，き裂型の各種不連続型切りくず生成過程においては，刃先逃げ面下方において開口するき裂が，予定切削面よりも下方に成長するため，また，切りくずの分離が主として刃先前方での破断によるために，仕上面性状は著しく劣化することを明らかにした。

ところで，本章で取扱っている構成刃先の生成は，従来からもしばしば言われているように，さらに著しい劣化の要因となる。前項5.3で示したように，構成刃先の生成に伴う逃げ面側き裂の成長挙動，過切削，および構成刃先の逃げ面側への脱落によって仕上面は激しく損傷される。したがって図5－21からも認められるように，その仕上面あらさRmaxは21.3μmで，構成刃先を伴わない準連続型の場合の約5.8μmに比較してかなり大きく，また不連続型切りくず生成に比べても大きい。



Rmax：各切くず生成に対して5個の算術平均値

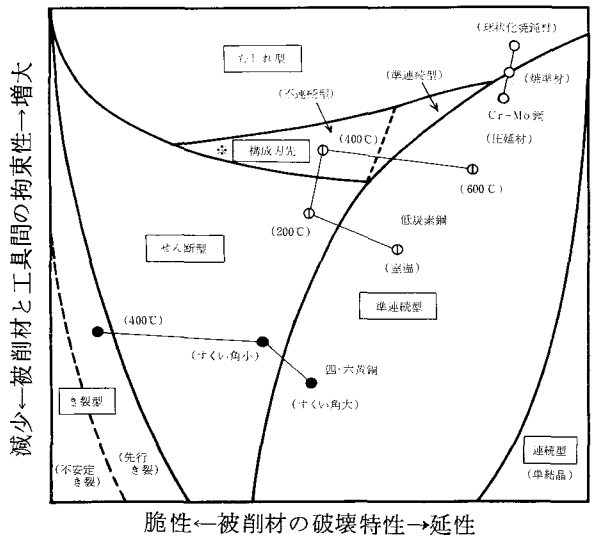
図5－21　各種切くず生成過程と仕上げ面あらさRmax

このように，構成刃先の生成は，仕上面あらさを著しく劣化せしめるが，これに加えて，重大な問題は脱落片が大きなき裂（図5－11の場合は約30μm）を伴っているという点である。この残留き裂は単なる幾何学的な品位の低下のみならず，製品としての強度を非常に低下せしめる原因となることが考えられる。

第6節　破壊機構の観点からみた切りくず形態の分類の一考察

第3章から本章前節までの検討を通して，通常の多結晶材料の切りくず生成機構においては，き裂やボイドなどの破壊挙動が本質的な役割を演じることを明らかにした。そこで，本節では，これまでの実験結果および解析結果に基づいて，破壊機構，特にき裂の発生・成長・伝播機構の観点からみた切りくず形態の分類について，総括的な考察を行う。

被削材のき裂挙動，従って，破壊特性を表示する指標として選んだ延性と，被削材と工具間の摩擦や凝



※構成刃先を伴う準(不)連続型切りくず

図５－２２　破壊機構の観点からみた切りくず形態を示す概念図

着などによる拘束性の２要因によって，各種切りくず形態を生成する領域を，概念的に整理すると図５－２２のようになると考えられる。

同図に示すように，被削材の延性が低下すれば，き裂は発生しやすくなり，また，その形態は延性型から脆性型に変化し，その成長・伝播は不安定になる。それに対応して切りくずは準連続型，せん断型，き裂型（先行き裂型），き裂型（不安定き裂型）を呈するようになる。また，凝着力や摩擦力が増加することにより，切刃近傍での塑性流動が拘束される程度が増加すればするほど，構成刃先あるいはむしれ型切りくずを生じる傾向を示す。もちろん，これらの延性や拘束性という要因は，材料固有の性質というよりは，切削条件や工具との親和性などにも支配されるものと考えるべきである。

本研究で行った実験結果を検討してみると次のようになる。例えば，四・六黄銅を室温で20°程度以上の大きいすくい角で切削した場合には準連続型になるが，すくい角が小さくなると刃先き裂が切りくずとともに流出されがたくなり，巨視的な成長・伝播を引き起こして，せん断型を呈するようになる。また，切削試験温度が約400℃になると，材料は脆化し刃先き裂は脆性的な伝播をし，先行き裂型となる。また，Ｃｒ－Ｍｏ鋼の場合には，刃先き裂が圧延材の時は切りくずとともに流出するのに対し，軟化した球状化焼鈍材の時は，工具との粘着性が増すために，流出せずに切刃によって開口されてむしれ型を生じるようになる。さらに，硫黄快削鋼の場合は，室温では，ボイドや微視き裂などが局所破壊を伴いながらも切りくずは準連続型を示すのに対し，青熱脆性温度領域ではせん断型を呈すようになり，やや高温になれば，工具との凝着力の増加により構成刃先を生じやすくなる。また，最大の凝着強さを示す温度を越えてからは，延性の回復もあり，切りくずは再び準連続型を示すようになる。

以上，総括的に検討したように，き裂の発生・成長・伝播機構に基づいて切りくず生成機構を吟味することにより，切りくず形態の分類はかなり明確になされるものと言える。なお，図５－２２に示した連続型切りくず生成は主に単結晶切削の場合にみられ，これについては次章で取り扱う。

第７節　結　　言

構成刃先現象ならびにそれに伴う破壊挙動を動的かつ微視的に観察するとともに，構成刃先近傍のひずみ解析を行うことにより，鼻型構成刃先の生成・成長・脱落機構を検討した結果，次の諸点が明らかにさ

れた。

1) 構成刃先の生成・脱落過程は，1) 加工硬化を著しくうけた被削材料の一部が，刃先に付着ないしは凝着する発生段階，2) 逃げ面側き裂，ついで，すくい面側き裂の発生により，2次滞留層や単なる付着物などから明確に識別される形態を示すようになる形成段階，3) 両き裂の成長と塑性ひずみの集中域の進展により，断続的に被削材の一部が先端に堆積する成長段階，および，4) その一部または全体がき裂の伝播に伴い，あるいは塑性流動的に分離する脱落段階の4段階に大別される。

2) 逃げ面側き裂の発生機構は，せん断型やむしれ型切りくず生成過程に伴う刃先き裂と，ほぼ同様であり，主として，逃げ面下方の静水引張場に起因する。一方，すくい面側き裂は，切刃近傍の塑性変形が拘束されるために，刃先から離れたすくい面前方の2次せん断域でひずみの集中域が形成され，その結果生じるせん断延性破壊によるものである。このき裂は，構成刃先に特有のものと言える。

3) 逃げ面側き裂は第2すべり線に沿って，また，すくい面側き裂は第1すべり線に沿って，それぞれほぼ最大せん断ひずみ速度方向に成長する傾向がある。この時，最大せん断ひずみ速度方向は刻々変化し，き裂先端から前方にかけて順次新しいすべり線およびひずみの集中域が形成されるため，き裂の成長過程は不連続となり，構成刃先は層状の堆積構造を呈することになる。

4) 構成刃先の脱落機構は，構成刃先自体の破壊，構成刃先の一部の塑性流動的な分離，工具接触面近傍の凝着部の破壊などによってもたらされ，多様である。また，逃げ面側き裂が主せん断域を伝播・貫通して不連続型切りくずとともに流出する場合もある。逃げ面側へ脱落した分裂片は，き裂を伴っているため仕上面性状を著しく劣化せしめる。

5) 低炭素鋼における構成刃先は室温から約200℃にかけては，工具と被削材間の十分な凝着が起こらないために生成しがたい。約200℃～400℃の青熱脆性温度領域では構成刃先状のものが形成されるが，逃げ面側き裂が頻繁に発生し，またその伝播が容易であるため，切りくずは不連続型となり安定した構成刃先の生成が見られない。約400℃を越える温度領域では凝着力の増大とき裂の適度な発生・成長により安定した典型的な構成刃先を生成する。さらに600℃以上の高温領域では，延性の回復と凝着力の低下により構成刃先はほとんど生成しなくなる。

6) 前章までの結果と合わせて，準連続型，せん断型，むしれ型，き裂型，および構成刃先を伴う各種切りくず形態を総括的に検討した結果，き裂の発生・成長・伝播機構に基づくと，その分類はかなり明確になされる可能性があることが示された。

第6章　単結晶切削における連続型切りくず生成に伴う層状すべり構造の形成機構

第1節　緒　　言

第3章から第5章までの解析は，主として数10μmから100μm 前後の切込み深さにおける各種切りくず生成過程における破壊機構を対象として来た。それによると，このレベルの切削過程では金属材料に含まれる介在物や析出物などの各種欠陥が，応力やひずみの局所的集中源として作用するため，数μm程度以上のボイドやき裂などの種々の破壊現象を不可避的に伴うことになり，その結果，切りくず形態は準連続型ないしは不連続型を呈するようになることが明らかにされた。また，これらの破壊挙動は切りくずの処理性の向上や切削力の低減などの観点からは望ましい影響を与えると言えるが，切りくずの分離機構が主として破壊によって行われるため，切削仕上面性状には一般に悪影響を与え，バニシ作用などの2次的効果が特に期待できないような場合には，例えば切削方向の最大高さあらさは数μm程度になることが指摘された。

より高精度な加工面を得るためには，まず，上述の微視的欠陥の寸法に比較して十分小さな切込み深さ（例えば10μm～1μm前後）による切削を行なう必要がある。さらに，津和によれば[6-1]，1μm～10μm程度の精度を目的とするのは精密加工と呼び，それ以上の精度が要求される場合にはこれを超精密加工と呼んで両者を分離して考える必要があることを指摘している。このような1μm以下の超精度を単一切刃による切削加工によって実現しようとする場合，切りくず除去量も例えば1μm以下の切込み深さという超微小切削過程を問題にする必要がある。この超微小切削に関する加工限界については，井川らによる系統的な研究[6-2]がある。それによると，切刃先端近傍の力学的解析に基づいて，切込み量の限界は刃先丸味半径の20%程度であることを指摘し，また，ダイヤモンド工具などにおいて創成される切刃の鋭利さの限界を理論的に予測することにより，加工限界としての最小切込み量（ないしは最小切取り厚さ）は50 Åのオーダであることを予測している。

ところで，10μm～1μm前後の切込み深さによる切削のレベルにおいては，単結晶を切削するような状態となり，その切りくず生成機構には結晶構造，結晶方位，転位などのより微視的な結晶学的因子が支配的な役割を演じることが考えられ，そのような観点からの解析が要求される。結晶塑性学的な観点から切削機構が論じられるようになったのは比較的最近のことであり，主要な成果は1970年代に入って見られるようになったと言える。例えば，Turkovich[6-3, 4]，Black[6-5, 6]，Ramalingam[6-7, 8, 9]らは，fcc金属の単結晶の切削機構の転位論的な解釈を行っている。また，長谷川と花崎らはFe−3.5%Si(bcc)[6-10]，銅(fcc)[6-11]，亜鉛（hcp）[6-12]の各粗大結晶粒の切削機構を結晶塑性学に基づいて詳細な解析を行っている。この他にも，転位論あるいは結晶塑性学に基づいた2，3の研究[6-13, 14]がある。

単結晶ないしは粗大結晶粒を十分小さい切込みで切削する場合には，切りくず形態は通常連続型であるとみなせる。これは，塑性域において，運動転位が結晶粒界や介在物，析出物などの障害物と出合う確率が小さく，従って集積転位に基づく応力集中が起こりがたいと考えることができ，それ故，亜鉛[6-12]などのよ

うに特定のへき開面に沿う破壊を発生せしめる場合はあるものの，少くとも前章までに問題にしたようなレベルの破壊が生じ難いためである。しかしながら，この連続型切りくず生成においても，より微視的に見れば，不均質な変形パターンを呈しており，例えば，Ramalingam[6-7]らは切りくずの自由面にその平均間隔が2 μm 程度のlamellar−structure（層状構造）が観察されることを指摘している。従って，厳密な意味では，切りくずは連続型とは言えないが，少くとも前章までに問題として来たレベルの破壊を伴わないという意味で，ここでは連続型と称することにする。

以上のような諸点を念頭にして，本章では単結晶ないしは粗大結晶の切りくず生成機構を取り扱う。被削材として，純アルミニウム，純鉄，β 黄銅および四・六黄銅を用いて，主にSEM内で最小切込みが約0.4 μm に至る切削試験を行うことにより，結晶方位や微小切込み深さの切りくず生成機構や切削力などに及ぼす影響について検討する。また，主として，β 黄銅において典型的に観察される主せん断域での層状すべり構造の形成機構について，結晶塑性学的な基礎的考察を試みる。

第2節　被削材ならびに実験条件

2.1　被　削　材

本章で用いる被削材は純アルミニウム，純鉄，β 黄銅および四・六黄銅の四種類である。被削材の化学的組成あるいは純度および粗大結晶粒の作製条件を表6－1に示す。また，各試料の表面処理条件を表6－2に示す。

表6－1　被削材の化学的組成（Wt.%）と熱処理条件

	純　　度	粗大結晶粒作製条件
純アルミニウム	99.99%	ひずみ焼鈍法 予備焼鈍　600℃ 30分 予ひずみ　約0.2% 結晶粗大化焼鈍 630℃ 24時間で粗大結晶粒（20～40 mm）作製

	粗大結晶粒作製条件
β 黄　銅	等重量の電解亜鉛と電解銅より Bridgman 法で粗大結晶粒（20～70 mm）作製

	C	S	N	O	熱処理条件
純　鉄	0.003	0.006	0.0025	0.0064	90% 圧延後 850℃ 3時間焼鈍 結晶粒径約1 mm

表6－2　被削材の表面処理条件

被削材	電解研摩		ミクロ腐食	
	電解液	研摩条件	腐食液	腐食条件
純アルミニウム	過塩素酸 20 ml エチルアルコール 80 ml	陰極 Ti 電圧 30 V 電流 07 A 時間 3～6分 液温 常温	フッ酸 5 ml 水 95 ml	5～10分
β黄銅	三酸化クロム 25 g 酢酸 133 cc 水 7 cc	陰極 Ti 電圧 10V 電流 0.03A 時間 2～3分 液温 常温	硝酸 10 ml 水 90 ml	5～6分
純鉄	同上	陰極 Ti 電圧 25V 電流 0.1A 時間 2～4分 液温 常温	硝酸 5 ml エチルアルコール 100 ml	5～6秒

純アルミニウムは，ひずみ焼鈍法により粒径２０～４０mmの粗大結晶を作製したものを用いる。純鉄は圧延材を真空焼鈍し粒径1mm程度の結晶粒を得た。またβ黄銅は等重量の電解銅および電解亜鉛を用いてBridgman 法により粗大結晶粒（20～70mm）を得たものである。さらに，四・六黄銅は実用材料の１例として選び，第３章の表３－１に示したものと同一材料である。

なお，結晶方位の決定は背面反射ラウエ法により行った。

2.2　実験条件

使用工具は主にダイヤモンド工具（すくい角20°および25°)であるが，一部高速度鋼工具SKH－9（すくい角＋10°～＋35°）を用いた。刃先丸味半径は，ダイヤモンド工具については，0.5 μm以下であり，高速度鋼工具については約6 μmである。

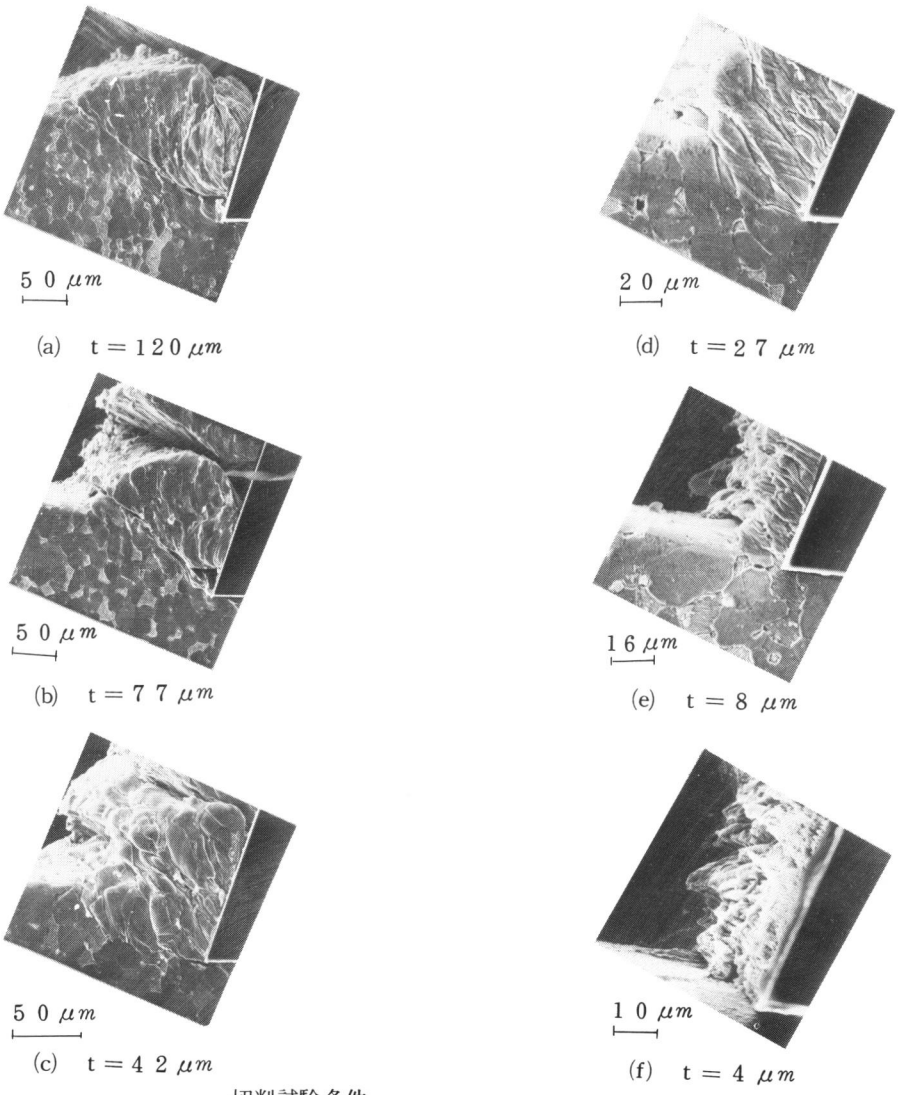
切削条件は次の通りである。切込みの範囲は，約0.4～１７０μmであるが，粗大結晶に対してはその粒径よりも十分小さい切込みを設定した。また，四・六黄銅に対しては，切削現象に及ぼす切込みの影響を調べるために，通常切削（約１００μm）から微小切削（数１０μm)，さらに，超微小切削（１μm以下）の３領域にわたる切込み深さを設定した。切削幅は0.7～3.85mmである。切削速度の範囲は0.15～22.0mm／minである。切削試験温度は室温である。各実験に対する詳細な条件は結果とともに示す。

なお，実験は第2章で示したＳＥＭ内微小切削試験装置を用いて行うが，一部立てフライス盤のテーブル横移動を利用して行っている。

第3節　実験結果

3.1　四・六黄銅の切りくず生成現象に対する切込み深さの影響

図6－1(a)～(f)は，切込みを120 μmから4 μmまで変化させて四・六黄銅を切削した場合の切りくず生成現象の変化を示す。切込みが120～77 μmの範囲では，切りくずは典型的なせん断型を呈している。

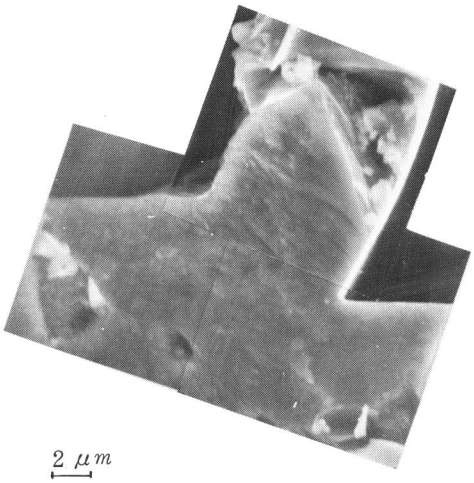


切削試験条件

被削材：四・六黄銅，工具：ダイヤモンド工具（すくい角10°）
切削速度：0.15 mm/min

図6－1　四・六黄銅の切りくず生成形態に及ぼす切込みｔの影響

これに対して，切込みが減少し，平均結晶粒径の1～2倍程度になると切りくずは準連続型を示す傾向にある。切込みが42 μmの場合（同図(c)）は，刃先き裂の成長がある程度認められるものの，完全な破断には至らず，不安定ないわばせん断型から準連続型への過渡的な切りくず形態を示していると言える。さらに，切込みが減少して，結晶粒径よりも十分小さくなると，切りくず自由面にlamellar−structreがかなり顕著に観察されるようになる。この時の変形状態は結晶粒に依存して不均質となり，切りくず厚さが変化したり三次元的に複雑な変形を示す傾向がある。しかしながら，図6－2に高倍率観察例を示すように，刃先近傍にき裂（0.1 μm程度以上）は認められず，切りくずは連続型を呈していると言える。



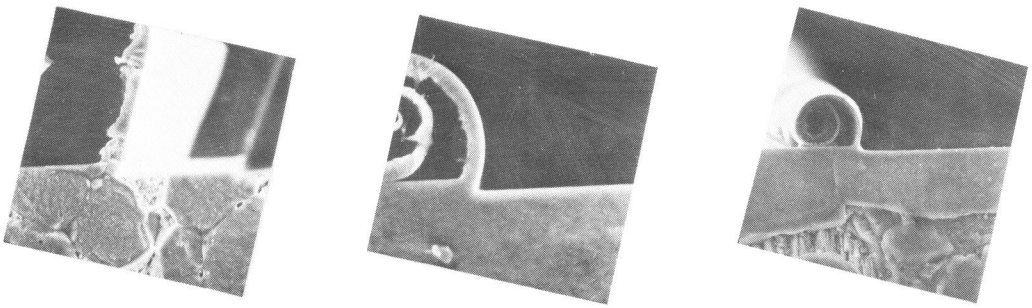
2 μm

切削試験条件

被削材：四・六黄銅
工　具：ダイヤモンド工具（すくい角20°）
切込み：5 μm，切削速度：0.15 mm/min

図6－2　刃先近傍の高倍率観察写真
（工具切刃を後退させている）

図6－3(a)，(b)，(c)は切込みが2 μm，0.8 μm，および0.5 μmの場合を示す。このような切込みになると試料端面のだれの影響が出るため処女面の定常な切削は困難となり，図6－3は再切削の結果を示す。また，観察を容易にするために，切削を停止して工具を後退させている。同図(a)，(b)から，結晶粒に依存する不均質な変形に加えて，1つの結晶粒を切削している間にも，自由面のlamellar−structureに対応



10 μm　　4 μm　　4 μm

(a)　t＝2 μm　　(b)　t＝0.8 μm　　(c)　t＝0.5 μm

切削試験条件

被削材：四・六黄銅，工具：ダイヤモンド工具(すくい角20°)
切込み：t，切削速度：0.15 mm/min

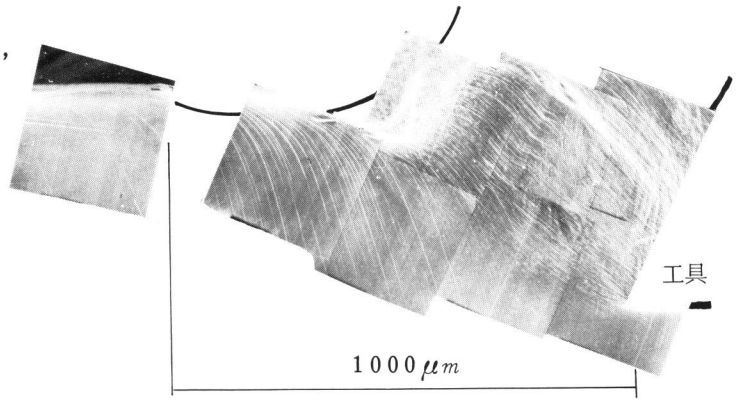
図6－3　切込みが1 μm前後の切りくず生成形態

する不均質変形が生じていることがわかる。また，同図(c)は観察倍率の点からやや不鮮明ではあるが，き裂（0.1 μm以上の）などの破壊を伴わない連続型切りくずが生成している様子がうかがえる。

3.2　純アルミニウム粗大結晶粒

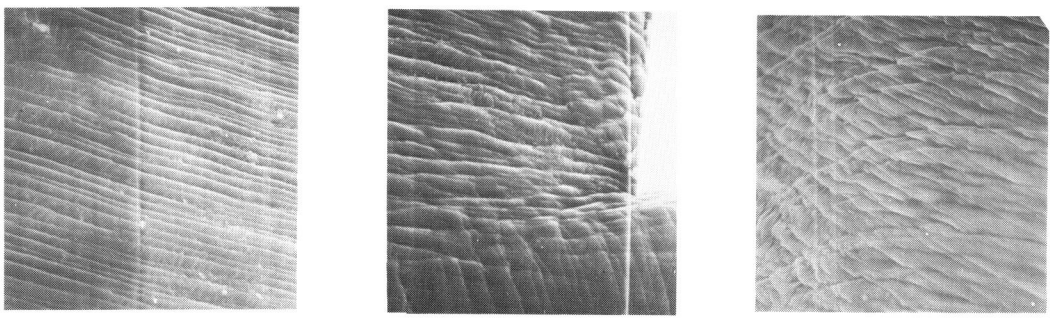
3.2.1　切りくず生成形態

図６－４は純アルミニウムの変形域の観察例である。主せん断域の前方で切削方向に対して約67°傾いた長いすべり帯がみられるが，主せん断域に近づくに従い，その間隔は小さくなっている。また，このすべり帯の発生は刃先前方1000μm程度，したがって，切込みの６倍以上の領域まで及んでおり，１次塑性域は極めて広いことがわかる。主せん断域近傍では，単一せん断面とほぼ平行な第２のすべり帯が観察される。図６－５(a)は主せん断域の中央部の高倍率観察写真であるが，交叉すべりが生じているのが認められる。このことは他の観察側からも確かめられた。従って，主せん断域での変形はほぼｆｃｃ金属におけるステージⅢの変形段階に達している可能性がある。また，切りくず内には変形帯状のものが認められ，激しい変形をうけていることが推察される。次に刃先近傍（同図(b)）に注目すると，ほぼ切削方向に直角な第３のすべり帯の発生が観察される。また，すくい面との接触域では複雑な変形がみられる。



切削試験条件
被削材：純アルミニウム，工具：ダイヤモンド工具（すくい角25°），切込み：170μm
切削速度：1.5 mm/min

図６－４　純アルミニウムの粗大結晶粒切削の切りくず生成の観察例



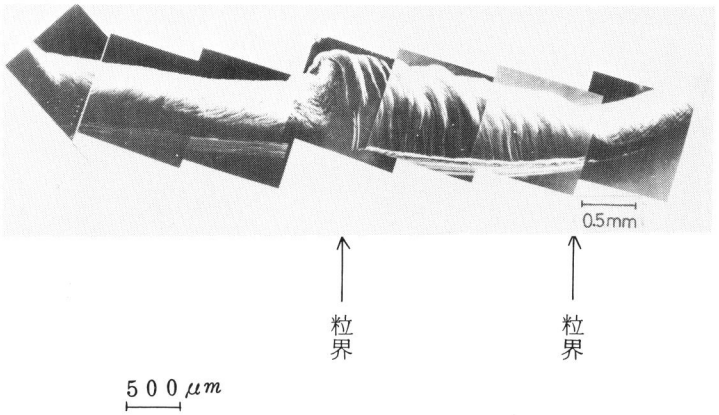
(a)　主せん断域中央部　　(b)　刃先近傍　　(c)　切りくず自由面近傍

20μm

図６－５　図６－４における各部の高倍率写真

ところで，このような変形域の形態は，結晶粒方位が異なれば，著しい差異が認められる。例えば，図6－6は，3個の粗大結晶粒の連続切削により生成した切りくずを示すが，結晶粒により切りくず厚さやすべり帯の様子が大きく異っているのが明確に認められる。

次に，切りくずの自由面に注目すると図6－5(c)からわかるようにいわゆるlamellar－structureが観察される。結晶粒により多少異なるが，その形態からは，変形がほぼ破壊のレベルまで進んでいることが推察される。



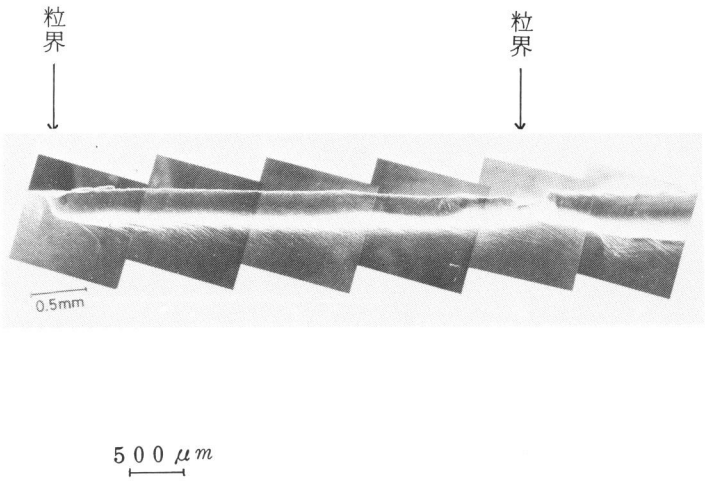
切削試験条件

被削材：純アルミニウム，工具：SKH 9(すくい角30°)
切込み：160 μm，切削速度：1.5 mm／min

図6－6　結晶粒による切りくず形態の変化

3.2.2　仕上面性状およびサイドフロー

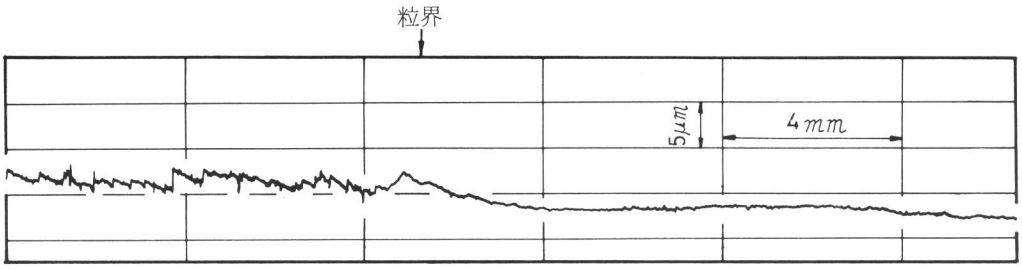
結晶粒方位が異なれば切りくず生成状態が著しく変化することは先に述べたが，仕上面性状やサイドフローにも影響を与える。図6－7は結晶粒によりサイドフローの程度が異なることを示している。また，図6－8は高速度鋼工具による切削仕上面の表面あらさ曲線（切削方向）の例を示すが，結晶粒AではRmaxは約3.0 μmであるのに対し，結晶粒Bでは約1.0 μmであり，かなり異なっているのがわかる。



切削試験条件

被削材：純アルミニウム，工具：SKH9(すくい角25°)
切込み：50 μm，切削速度：1.5 mm／min

図6－7　結晶粒により異なるサイドフローの観察例



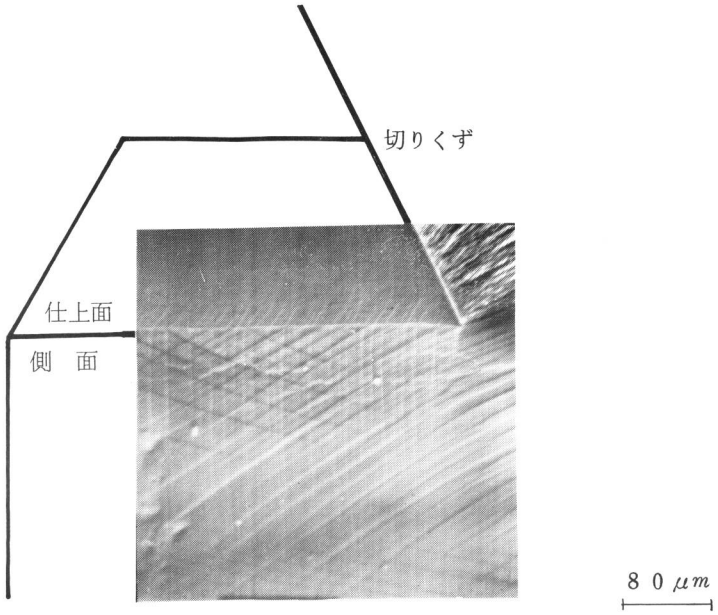
切削試験条件

被削材：純アルミニウム，工具：SKH9（すくい角35°）

切込み：95 μm，切削速度：22 mm/min

図6－8　結晶粒により異なる表面あらさ曲線の例

さらに，図6－9からは，刃先近傍で生じるすべり帯に対応した段差が仕上面に観察されるのが興味深い。



切削試験条件

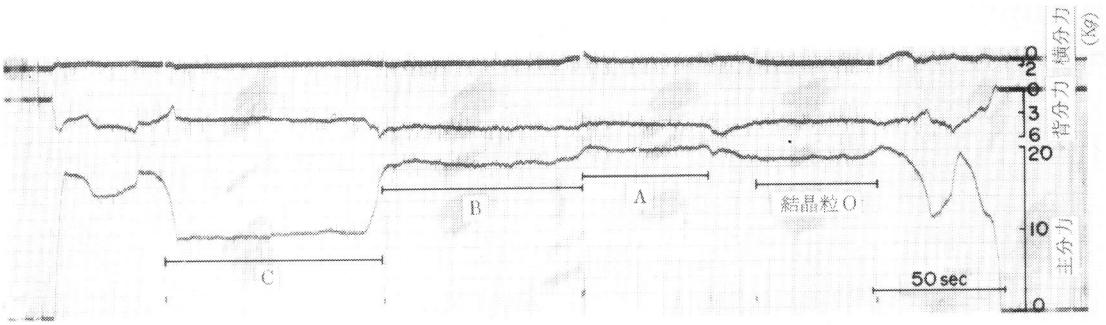
被削材：純アルミニウム，工具：ダイヤモンド工具（すくい角20°）

切込み：60 μm，切削速度：0.15 mm/min

図6－9　すべり帯と対応する仕上面上の微小な段差の観察例

3.2.3　切削力の変動に及ぼす結晶粒方位の影響

結晶粒方位の相違による切削力変動の測定例を図6－10に示す。これは，立てフライス盤のテーブル横移動を利用して，図6－11に示す粗大結晶粒を連続切削したものである。切削力は結晶粒方位に依



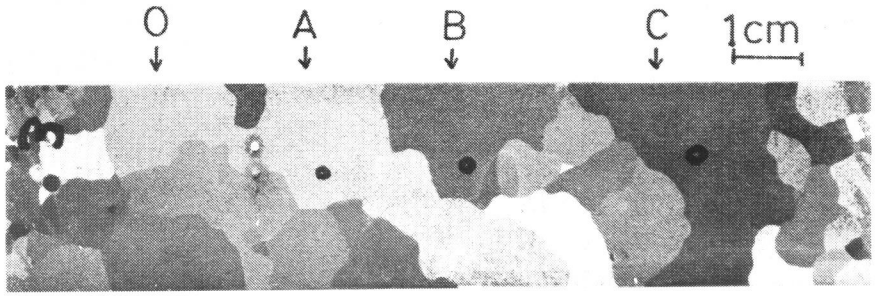
結晶粒O，A，B，Cは図６－１１に対応

切削試験条件

被削材：純アルミニウム，工具：ＳＫＨ９（すくい角３５°）

切込み：９５ μm，切削速度：２２ mm/min

図６－１０　結晶粒による切削力変動の測定例

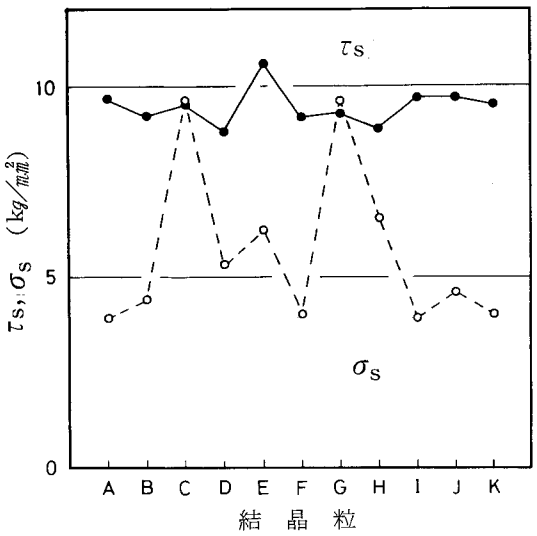


９９.９９％アルミニウムの粗大結晶粒

図６－１１　純アルミニウムの粗大結晶粒試験片

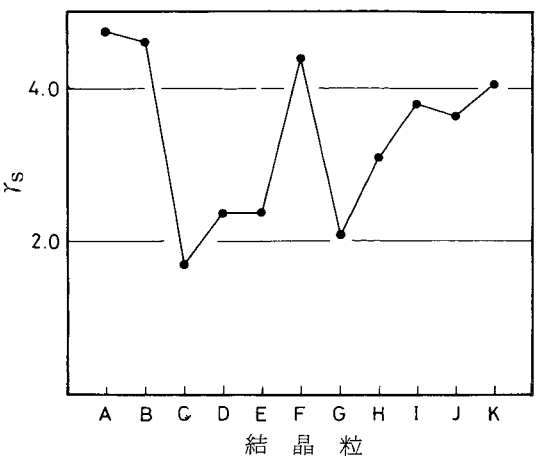
存して大きく変動しており，例えば，C粒は主分力，背分力ともに４個の結晶粒の中で最小の値を示している。また，横分力（切削幅方向の分力）は，全ての結晶粒に対してかなり小さい値を示している。

図６－１２は単一せん断面モデルを用いてせん断面平均せん断応力 τs，せん断面平均垂直応力 σs を求めたものである。また図６－１３は切りくず厚さから求められた平均せん断ひずみ γs を示す。図6－12および図６－１３には，図６－１１に示した試料とは別の試料による測定結果も含めており，結晶粒の数は合計１１であり，それぞれにA～Kの記号を付す。なお，A～Cはそれぞれ図６－１１のA～Cに対応する。A～Kに対する切削力の測定において，横分力は他の分力に比較して非常に小さかった。図6－14は結晶粒Bの方位を示す。また，図６－１５に各結晶粒の，切削方向および合成切削力方向を標準三角形に示している。



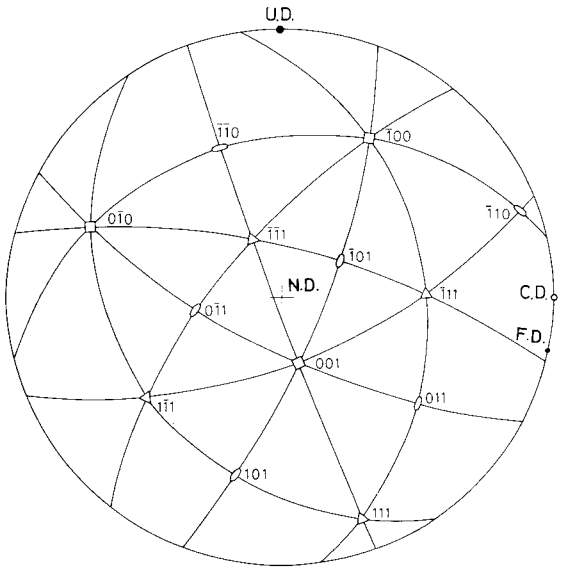
切削試験条件：図６－１０に同じ

図６－１２　せん断面平均せん断応力 τs と平均垂直応力 σs の結晶粒による変化



切削試験条件：図６－１０に同じ

図６－１３　平均せん断ひずみ γs の結晶粒による変化



N．D：観察面法線方向
U．D：切削面法線方向
C．D：切　削　方　向
F．D：合成切削力方向

図６－１４　結晶粒Bの方位と切削方向を示すステレオグラフ

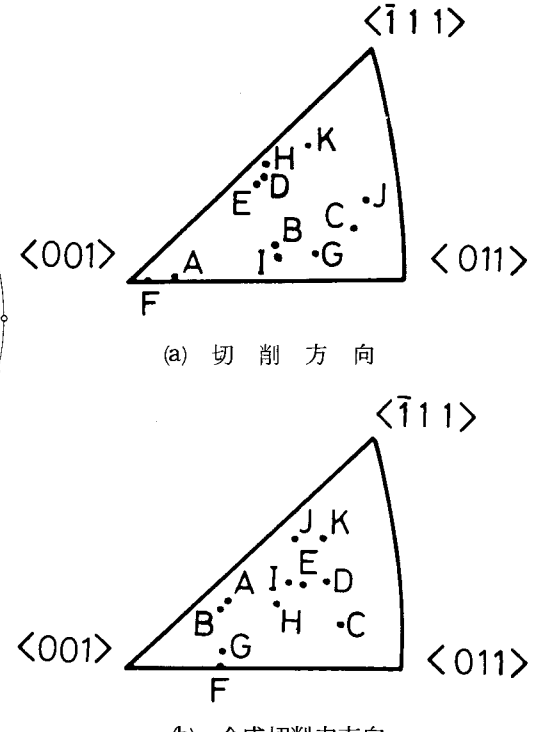


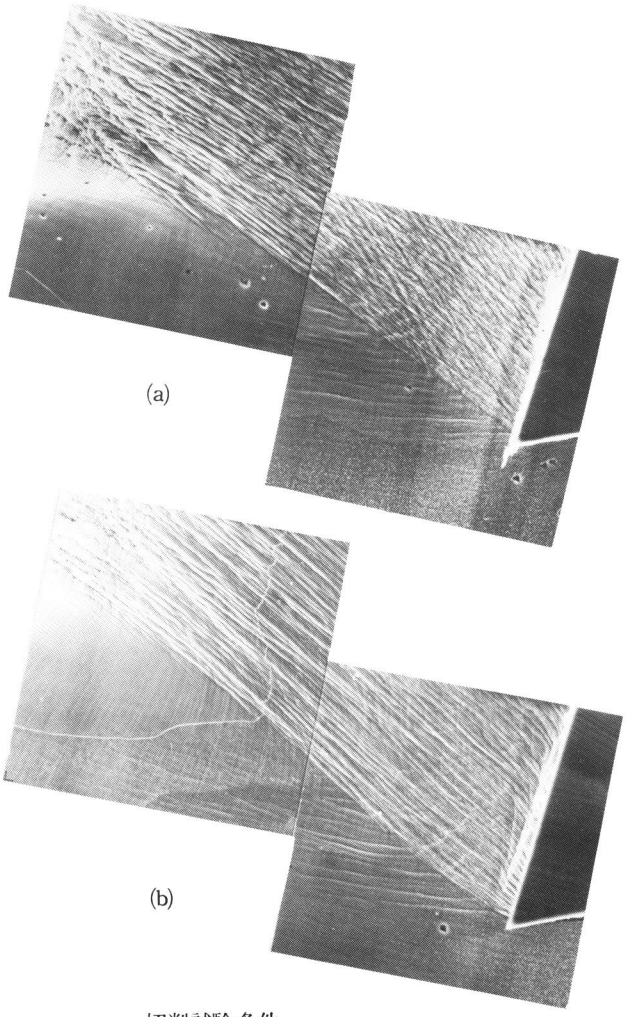
図６－１５　各結晶粒（A～K）の切削方向と合成切削力方向

図６－１２および図６－１３より，τs は方位にほとんど関係なく，8.8～10.6 kg／㎟の範囲にあるのに対し，γs は方位によりかなり変化している。例えば，結晶粒Ｃ，Ｇはかなり小さい値を示しているが，この結晶粒は切削力が低くなる結晶粒に対応している。この切削力に対する結晶粒方位の影響については後にあらためて考察する。

3.3　純　鉄

3.3.1　切りくず生成形態

図 6－16 (a)(b)は純鉄の粗大結晶粒に対する観察例を示す。刃先近傍から自由面にかけての主せん断域



20 μm

切削試験条件
被削材：純鉄，工具：ダイヤモンド工具（すくい角 20°）
切込み：１００μm，切削速度：0.１５㎜／min
試験温度：室温

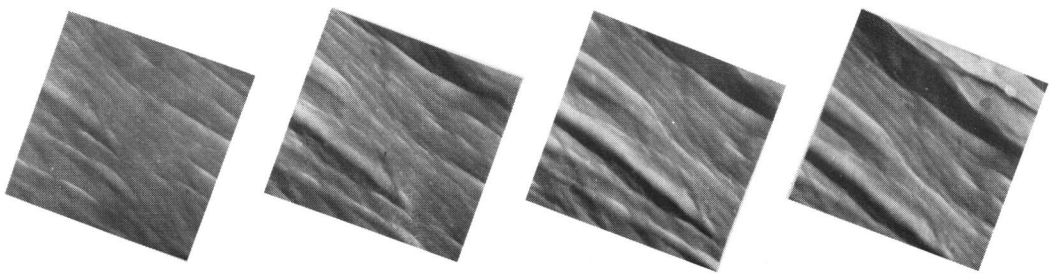
図６－１６　純鉄粗大結晶粒の切りくず生成の観察例

に沿ってほぼ平行に直線的な層状すべりが観察される。また，主せん断域の前方では多数の波状すべり線がみられる。主せん断域の層状すべり構造の平均間隔は，約1.7 μm であるが，層と層の間は極めて狭い領域であり，急激なすべり変形が生じていることが推察される。また，同図(b)では主せん断域での小傾角粒界の存在にかかわらず，層状すべりが直線的に生じており，せん断面における変形がかなり高いレベルに達していることが知られる。

ところで，純鉄は多数のすべり系を有しており，ダイヤモンド工具との親和性が高いことなどより，切りくず生成は一般には3次元的な複雑な変形状態を呈する場合が多い。

3.3.2　層状すべり構造形成過程の連続観察

主せん断域のほぼ中央部における層状すべり構造の形成過程の高倍率連続観察結果の例を図6－17(a)～(d)に示す。同図(a)では多くの波状すべり線が全体にほぼ一様に観察されるが，切削距離が約3 μm 進行すると，(b)のような変形の局所的な集中が観察領域の左下方に現われるのが認められる。なお，上方に見られる帯状のものは前回の層状すべりによるものである。さらに切削が進行して(c)の段階になると，この変形の集中域に沿って，明瞭なすべり層が形成されるのがわかる。さらに(d)に至ると，明確に層状構造が形成され，その層の厚さは約5 μm になっている。



(a)　(b)　(c)　(d)

2 μm

切削試験条件

被削材：純鉄，工具：ダイヤモンド工具（すくい角20°）

切込み：24 μm，切削速度：0.15 mm/min

試験温度：室温

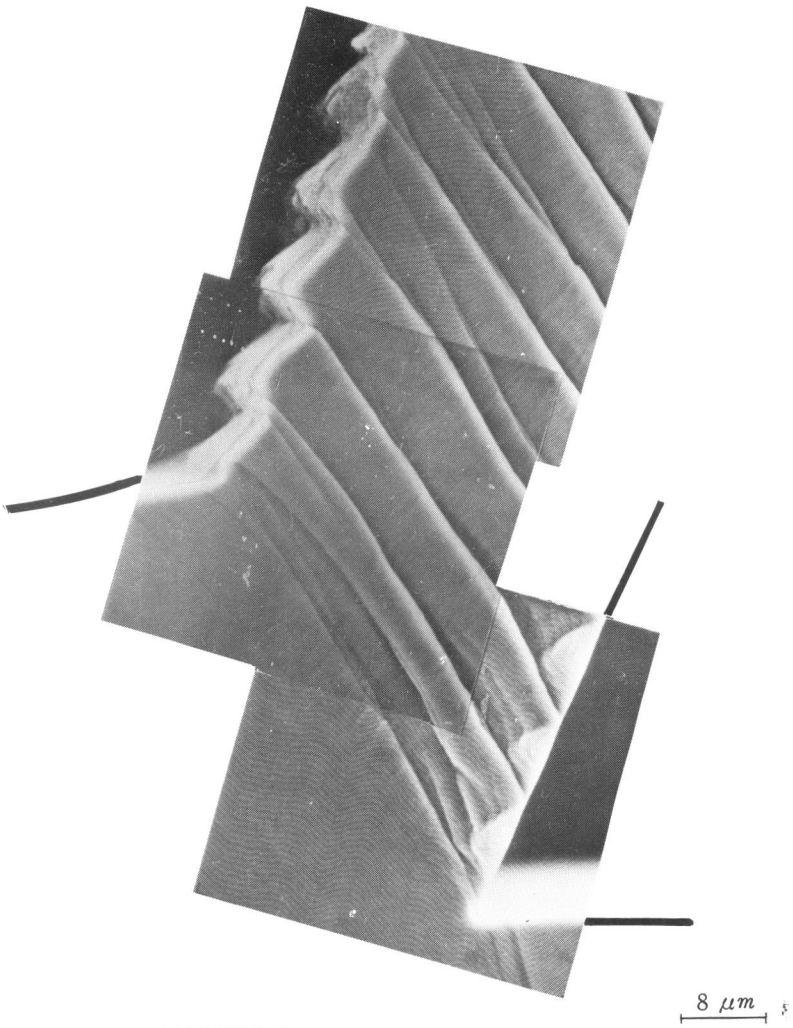
図6－17　純鉄の層状すべり構造形成過程の連続観察例

以上の観察から層状すべり構造は，比較的均質な変形が起こった後，極めて著しい不均質変形が生じることによって形成されるものと考えられる。

3.4　β黄銅単結晶

3.4.1　せん断面層状すべり構造

β黄銅を切削すると，図６－１８に示すような極めて典型的な層状すべり構造を呈する切りくず形態が観察される。すなわち，刃先から自由面にかけての主せん断域においてほぼ直線的な層状すべりが生じており，いわゆるPiispanenのカードモデルに良く類似した切りくず生成状態を示している。この層状すべり構造は，比較的厚い層（この場合は6.6～7 μm）内での均質的なすべりと，極めて薄い層（0.1 μm以下）での不均質なすべりとから形成されているとみなされる。また，変形域はほとんど主せん断域近傍に限られており，純アルミニウムや純鉄の場合とかなり異なる。

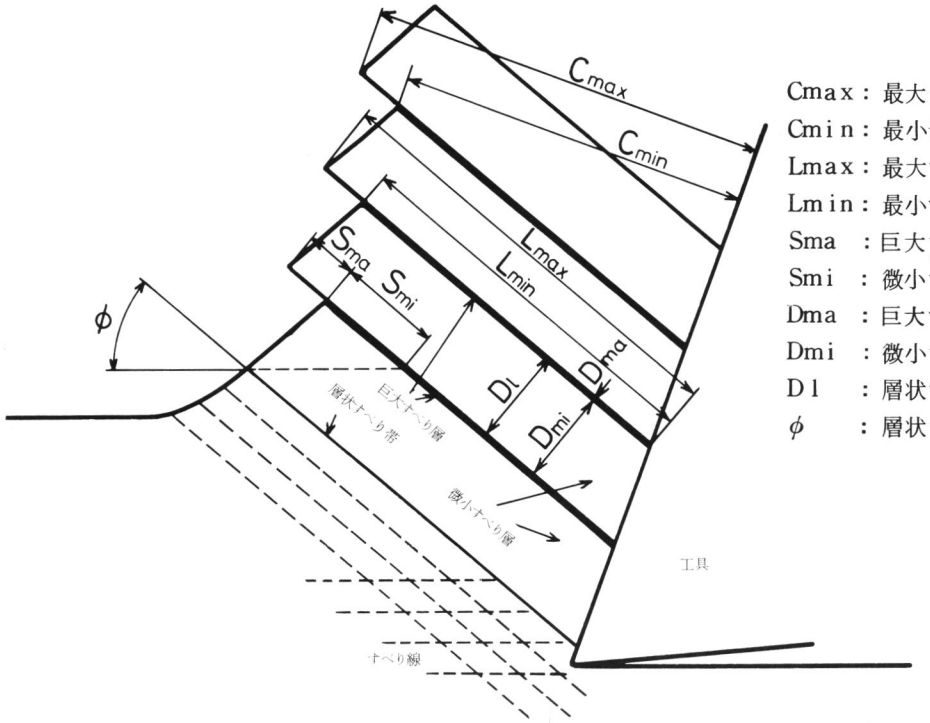


切削試験条件

被削材：β黄銅，工具：ダイヤモンド工具（すくい角２０°）
切込み：３６ μm，切削速度：1.5 mm／min
試験温度：室温

図６－１８　β黄銅単結晶の切りくず生成に伴う層状すべり構造の観察例

以後の説明を容易にするために，模式図6－19に示すように名称を付ける。図６－１９において，微小すべりとは比較的厚い層（微小すべり層と呼ぶ）内で起こる比較的均質なすべりを言い，巨大すべりとは，極めて薄い層（巨大すべり層と呼ぶ）内で起こる不均質なすべりのことを意味する。また，層状すべり帯とは，巨大すべりが起こる直前のすべり帯状のものを呼び，いわゆる単一せん断面にほぼ相当する。図６－１８および模式図６－１９は，ともに，この層状すべり帯が主せん断域に形成されている



Cmax：最大切りくず厚さ
Cmin：最小切りくず厚さ
Lmax：最大すべり層長さ
Lmin：最小すべり層長さ
Sma　：巨大すべり量
Smi　：微小すべり量
Dma　：巨大すべり層厚さ
Dmi　：微小すべり層厚さ
Dl　　：層状すべり間隔
ϕ　　：層状すべり角

図６－１９　β黄銅の切りくず生成に伴う層状すべり構造の模式図

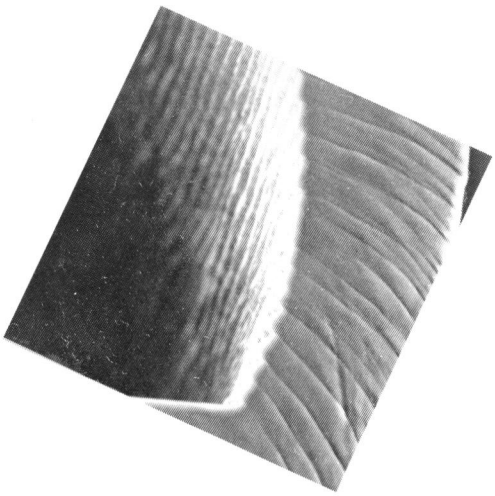
段階に対応している。

また，図６－２０は，切削方向を軸として，試料全体を約３０° 回転させて斜め下方から切りくず自由面を観察したものであるが，層状すべりが切削幅方向にもほぼ一様に生じていることが認められる。

3.4.2　層状すべり構造に及ぼす切込み深さの影響

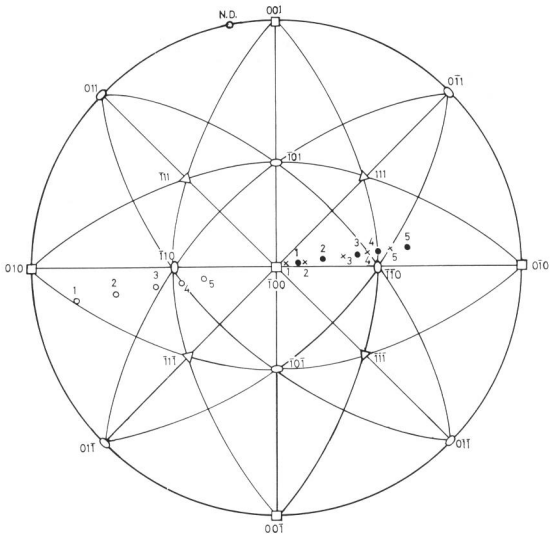
β黄銅試料の結晶方位と切削方向ならびに観察面方位が図６－２１に示す幾何学的関係にある場合について以下の結果を示す。

図６－２２(a)，(b)はそれぞれ切込み深さが１２μm，および，1.6 μmの場合の切りくず生成状態の観察例である。切込みが1.6 μmとかなり小さい場合も明確な層状すべり構造が観察される。このような層状すべり構造は，切込みが約1.0 μm以上では常に確認された，（なお，実験した最大の切込み量は５０μmである)。よ



切削試験条件
被削材：β黄銅
工具：ダイヤモンド工具（すくい角２０°）
切込み：３６ μm，切削速度：1.5 mm／min
試験温度：室温

図６－２０　切りくず自由面の観察例
（試料は切削方向を軸として，約３０° 回転している）

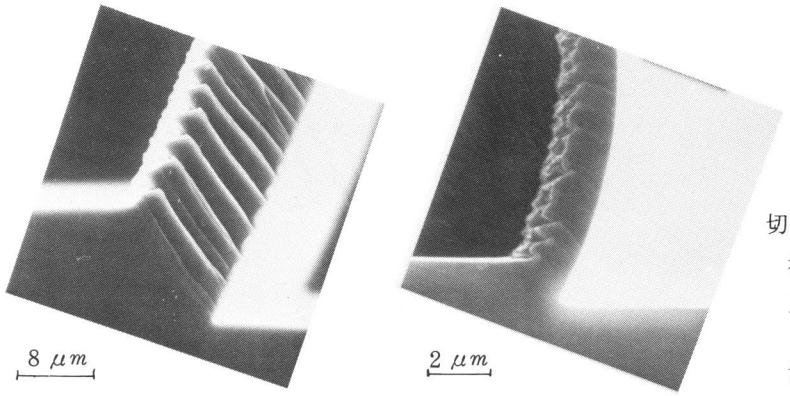


試料回転角 α

1：0°
2：12°
3：28°
4：34°
5：45°

×：C．D　切削方向
●：F．D　合成切削力方向
o：N．D　観察面法線方向
○：U．D　切削面法線方向

図６－２１　β 黄銅試験片の方位を示すステレオグラフ



(a)　切込み　１２ μm　　(b)　切込み　1.6 μm

切削試験条件

被削材：β 黄銅
工具：ダイヤモンド工具
（すくい角 20°）
切削速度：1.5 mm／min
試験温度：室温

図６－２２　図６－２１の試料方位（$\alpha = 0°$）における切りくず生成の観察例

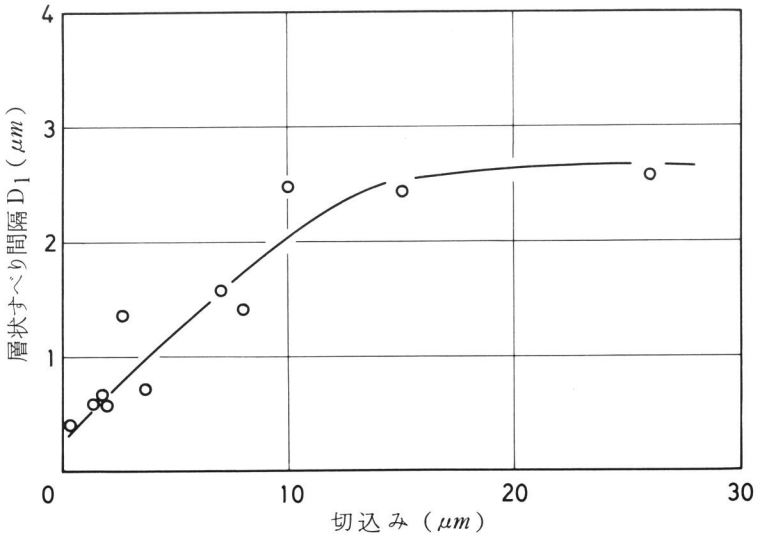


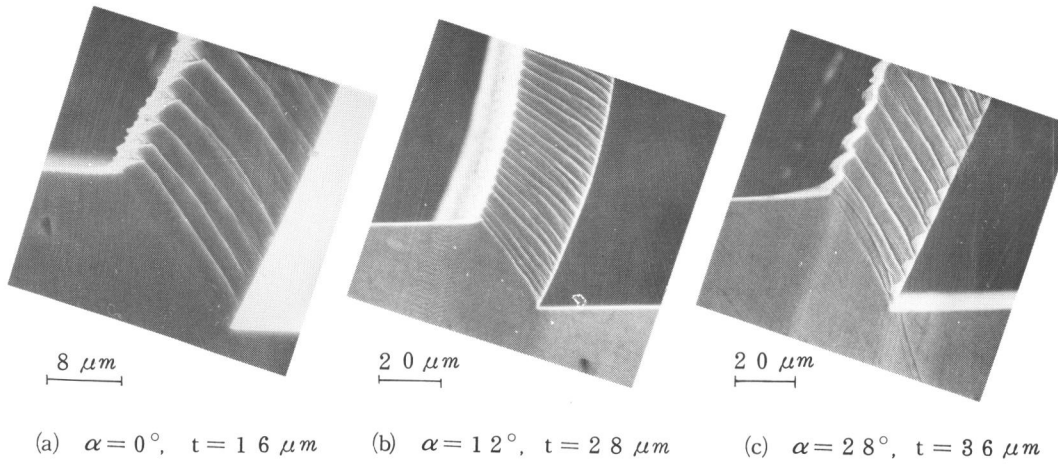
図６－２３　層状すべり間隔に対する切込みの影響

り微小な切込み約 0.3 μm で切削した場合にも，層状すべり構造上のものが観察されているが，観察分解能の点から不明確であった。

次に，層状すべり間隔に注目すると，切込み深さが１５ μm の時は約 2.4 μm である。また，1.6 μm の場合は約 0.6 μm であり，切込みの減少とともに減少しているのがわかる。図６－２３は切込みの変化に対する層状すべり間隔 D l の変化を示したものである。切込みの増加とともにすべり間隔 D l は増加しており，約１０ μm 以上では飽和する傾向を示す。このような傾向は，結晶方位が異なる場合もほぼ同様に認められた。

3.4.3　層状すべり構造に及ぼす結晶方位の影響

試料の結晶方位に対して切削方向を変化させた場合の切りくずの観察例を図６－24に示す。すなわち，



(a)　$\alpha = 0°$，t＝１６ μm　　(b)　$\alpha = 12°$，t＝２８ μm　　(c)　$\alpha = 28°$，t＝３６ μm

(d)　$\alpha = 34°$，t＝２０ μm　　(e)　$\alpha = 45°$，t＝２１ μm

切削試験条件
被削材：β 黄銅
工　具：ダイヤモンド工具
（すくい角 20°）
切削速度：1.5 mm／min
試験温度：室温
切込み：t
回転角：α

図６－２４　試料回転に伴う切りくず生成状態の変化

図６－２２と同じ方位関係にある図６－２４(a)を基準に，試料を観察面法線を軸にして時計回りにそれぞれ，12°，28°，34°，45° 回転したものが図6−24(b), (c), (d), (e)である。なお，回転に対応する結晶方位の変化は図６－２１に示している。

図６－２４からは，いずれの場合も層状すべり構造が主せん断域に形成されているのが認められるが，その詳細な特徴は異なるようである。特に，注目すべき点は，層状すべり角（切削方向と層状すべり方向のなす角度で，ほぼせん断角に対応する）が結晶方位に強く影響をうけることである。図６－２５に示したように，層状すべり角は基準方位においては約５２° であるが，回転角の増加とともに増加する傾向を示す。また，興味深いのは，いわゆるせん断角が７０° に達するほどの大きさに達しており，言いかえれば，切込みよりも小さな切りくず厚さが生じている点である。このような切りくず生成状態は，定常２次元切削においては全く考えられないことであり，極めて不均質な局部変形が起こっていることを意味する。

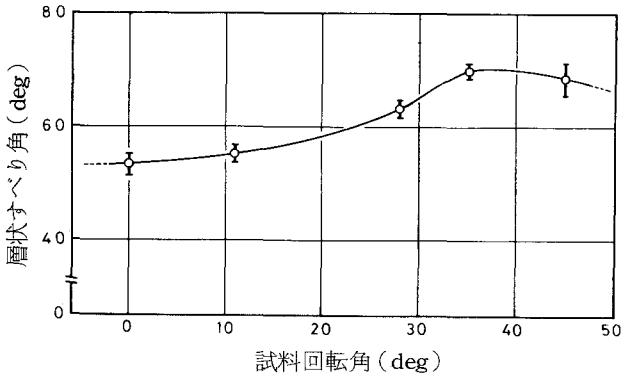


図６－２５　試料回転に伴う層状すべり角の変化

次に，結晶方位は層状すべり帯にも影響を与える。図６－２６は，巨大すべりを起こすまでの微小すべりにともなう平均微小すべりひずみ γmi，および，平均すべりひずみ γav を示したものである。ここで図６－１９の定義を用いて，γmi と γav を次のように定める。

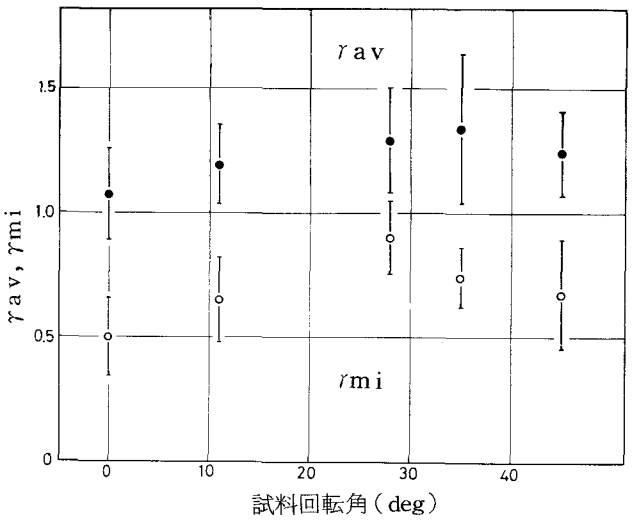


図６－２６　試料回転に伴う平均微小すべりひずみ γmi と平均すべりひずみ γav の変化

$$\gamma mi = Smi / Dmi$$
$$\gamma av = (Smi + Sma) / (Dmin + Dma) \qquad (6-1)$$

図６－２６からわかるように，γmi，および γav は試料回転角３０° 付近で最大を示しているが，0° および４５° 近くでは低い値を示している。

さらに，巨大すべりに伴う平均巨大すべりひずみ γma は，巨大すべり層厚さ Dma の測定が困難であ

るため正確には求められない。（しかし，Dma は最高倍率写真から推定して過大に見積っても 0.1 μm 以下であり，また，巨大すべり量 Sma は約1 μm 以上はあることから，γma $= S$ma $/ D$ma は 10 を越える高い値を示すと言える。このことと切りくず自由面の形態を合わせ考えると，巨大すべりはほとんどすべり破壊のレベルに達している可能性が強い。

3.4.4　切削力の測定結果

図6－27は，切込みが20～27 μm の範囲内の切削力に対して求めた比切削力（単位切削面積当りの切削力）を示したものである。主分力は回転角が増加するに従いやや増加する傾向を示し，回転角35°附近で最大値を示した後減少する。また，背分力は，常に負となっている。同図には，切削方向ならびに合成切削力方向をステレオ三角形内に模式的に示しているが，合成切削力方向が〔$\bar{1}00$〕から〔$\bar{1}\bar{1}0$〕－〔$\bar{1}\bar{1}1$〕境界に近づくに従い，合成切削力が増加し，〔$\bar{1}\bar{1}0$〕－〔$\bar{1}\bar{1}1$〕を越えて隣りのステレオ三角形領域へ移動すると減少する傾向を示す。

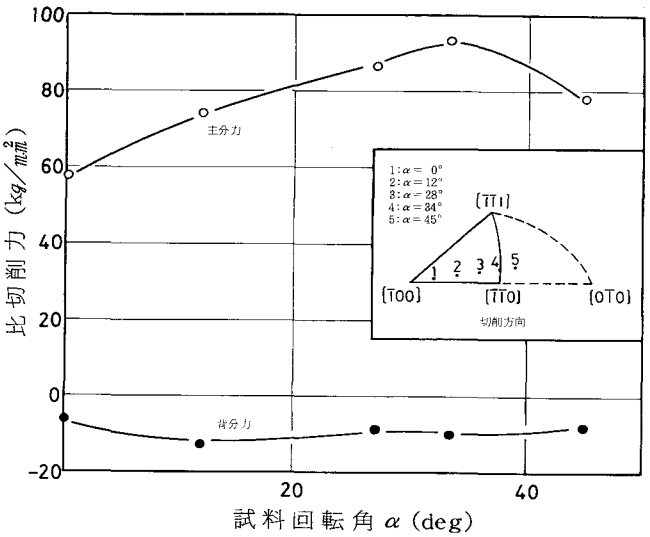
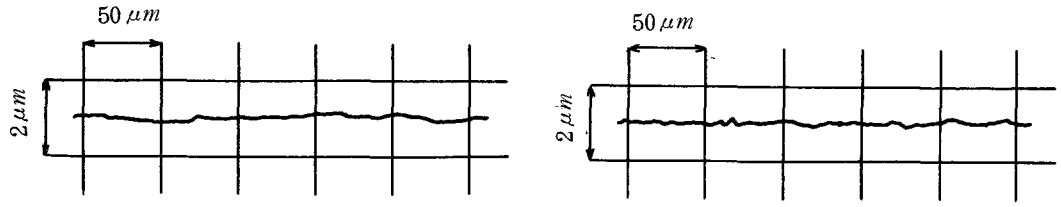


図6－27　試料回転に伴う比切削力の変化

3.4.5　仕上面性状

図6－28はβ黄銅をダイヤモンド工具で切削した場合の仕上面あらさ曲線である。最大高さあらさ Rmax は切削方向ならびに切削方向と直交する方向ともに 0.2 μm 程度であり，前章までの仕上面あらさとは，1オーダ良好な結果が得られている。



(a)　切削方向　　(b)　切削幅方向

図6－28　β黄銅単結晶の仕上面あらさ曲線の測定例

第4節　考　　察

4.1　単結晶の切りくず生成形態

前節の結果において示した様に，純アルミニウム，純鉄，およびβ黄銅の単結晶ないしは粗大結晶を切削すると，いずれの場合にも，刃先近傍から自由面にかけての主せん断域において，ほぼ直線的な層状すべり構造が形成されるのが観察された。しかし，その詳細な特徴は金属の種類および結晶方位と切削系の幾何学的関係に依存して極めて複雑かつ多様である。

例えば，純鉄においては層状すべりが小傾角粒界を横切って生じているのが観察されており，著しいすべりの発生を示唆している。また，活動するすべり系の数が多いことや，工具との親和性が高いことなどにより，特定の方位を除けば変形が2次元的（巨視的にも）になりがたい傾向がある。純アルミニウムについては，主せん断域で交叉すべりが観察されることから，層状すべりが，ほぼステージⅢの動的回復の変形段階に達していることを示している。また，主せん断域前方の一次塑性域は極めて広く，切込み深さの6倍程度にも及んでいることがあり，さらに，サイドフローが著しくなる結晶粒も認められる。これらに対してβ黄銅の場合は塑性域が主せん断域近傍に限られ，また，サイドフローもほとんどなく，さらにその層状すべり帯がほとんど直線的であるという極めて単純な層状すべり構造が形成された。

以上のように，極めて多様ではあるが，共通して言えることは，層状すべり構造の形態がいずれの場合にも観察されることであり，また，そのすべり変形は破壊ないしはそれに近いレベルまで到達しているとみなされることである。しかしながら，層状すべり構造の形態が外観上類似していても，その形成機構は結晶構造や方位に依存して異なると考えるのが妥当であろう。

そこで，次節以降において，層状すべり構造の形成機構ならびにせん断角や切削力の挙動について，結晶塑性学的な観点からの基礎的な考察を試みる。考察は主として，典型的な層状すべり構造がみられるβ黄銅について行う。また，切削力の変動に及ぼす結晶方位の影響に関しては，純アルミニウムについても検討する。なお，純鉄に関しては，波状のすべり線を呈するなど，現象が複雑であり，それ故，結晶学的なすべり系との対応での議論は困難であるため，観察結果を示したことにとどめる。

4.2　β黄銅の層状すべり構造の形成機構

β黄銅はB_2型規則格子構造を有し，規則型格子合金の特徴とｂｃｃ金属の特徴をもつ金属であり，２００℃付近で降伏応力の異常ピーク[6-15]を示すことが古くから知られている。しかしながら，その結晶塑性についての詳細な研究[6-16,17,18]は極く最近行われるようになったにすぎない。従って，その塑性が充分に解明されているとは言えないが，現在までにほぼ妥当とされている主な特徴をあげると次のようである。

(1) 約－１９６℃～約－６０℃では，活動すべり系は｛１１２｝〈１１１〉である。

(2) 約－６０℃～約２００℃では，活動すべり系は｛１１０｝〈１１１〉である。

(3) Ｎｉ添加などにより規則化エネルギが増加すると，交叉すべりがみられる場合があるが，通常は，交叉すべりが起りがたく，すべり帯は長い直線状を呈す。

(4) ２００℃前後で降伏応力は異常な極大値を示し，より高温では著しく低下する。

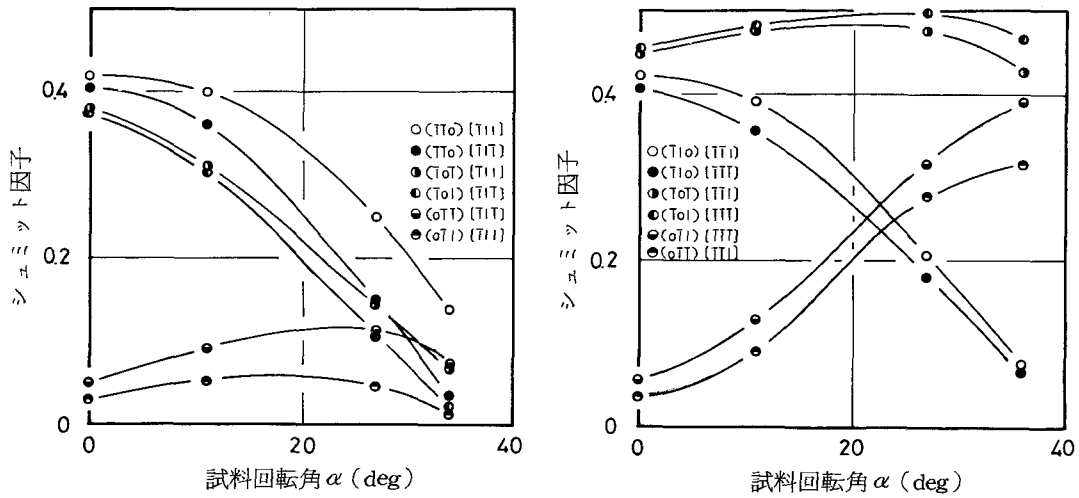
(5) 分解せん断応力は一定とならず方位依存性を示す傾向がある。

このようなβ黄銅の結晶塑性的特徴に基づいて，層状すべり構造形成機構について基礎的な考察を試みるが，その際，考慮しなければならないのが切削に特有の境界条件である。すなわち，変形が切刃および材料自身によって拘束されること，ならびに，応力あるいはひずみ場が一様でなく（巨視的にみても）せん断面近傍で著しいことなどが，試料の広い範囲にわたる一様な変形を想定している一般の引張試験や圧縮試験とは大きく異なるところである。

4.2.1 層状すべり角

模式図６－１９に示したように，層状すべり角とは，試料側面において現われる層状すべり帯の切削方向とのなす角度であり，変形がほぼ2次元的である場合にはいわゆるせん断角に相当する。後にも考察するが，本実験で行った結晶方位と切削系の幾何学的関係は図６－２１に示した様に，$[\bar{1}00]$ と切削方向ならびに切削面法線が同じ大円上にあり，また，その大円は，$[\bar{1}00]-[\bar{1}\bar{1}0]-[0\bar{1}0]$ の大円に対してもあまり傾いていないために，切削幅方向に対してほぼ正負対称的になっている。従って，層状すべり角はせん断角と考えてよいと思われる。

合成切削力方向を圧縮軸とし，その方向とすべり面 $\{110\}$ の法線，および，すべり方向 $\langle 111\rangle$ となす角度から求めたシュミット因子を図６－２９に示す。同図において，“前上りのすべり系”としたのは，すべり方向が切削方向に対して前上りになるすべり系を意味し，“前下りのすべり系”としたのは，すべり方向が前下りになるすべり系を意味する。



(a) 前上りのすべり系　　(b) 前下りのすべり系

図６－２９ 試料回転に対応するシュミット因子の変化
（合成切削力方向を圧縮軸とする）

図6－29に基づき，まず，回転角0°の場合について検討する。シュミット因子が最大となるのは$(\bar{1}01)[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$すべり系であり，これは前下りのすべり系である。従って，そのすべり方向から予想されるせん断角は下向きの負となることになり，実際とは異なる。しかしながら，先にも述べたように，切削においては試料自身によって前下りの変形はかなり拘束されるものと考えるのが第1次近似としては妥当であり，長谷川(6-10)らも，前下りのすべり系は切削の変形に寄与する割合は小さいことを指摘している。

従って，次に，前上りのすべり系のうちでシュミット因子の最大のものを選ぶとそれは，$(\bar{1}\bar{1}0)[\bar{1}11]$系であり，そのすべり系だけで変形が起こっていると考えた場合に予想されるせん断角は約58°となり，実測された層状すべり角約52°に比べると，やや高い値を示すが，かなり良い一致を示すと言える。しかしながら，単一のすべり系のみで，切りくず生成に伴う変形が起こっていると考えるのは，現実的とは言いがたい。そこで，前上りのすべり系のうちでシュミット因子が2番目に大きいものに注目すると，$(\bar{1}\bar{1}0)[\bar{1}1\bar{1}]$系となり，このすべり方向は，シュミット因子が最大となる$(\bar{1}\bar{1}1)[\bar{1}11]$とは切削幅方向に対して左右反対の方向となる。言い換えれば，観察面法線（Z軸）に対して，正負逆の方向にすべることになる。両者のシュミット因子の比は約1.03であり，また，予想されるせん断角は同様に約58°となることから，Z方向には正負ほぼ対称の変形が生じていると考えることができる。また，左右のすべりが平均的に相殺されると考えれば，切りくずの変形のZ軸方向の成分は小さくなり観察結果とも対応しているといえる。

次に，回転角が12°の場合も同様に，予想せん断角を求めると，約69°となり，実測値と比較して，約12°も大きい。さらに，回転角が27°の場合は84°となり，実測値より約19°大きくなる。いずれの場合も，実測値に比較して予想値が大きくなっており，また，回転角の増加とともにその差は増加している。この原因のひとつは，前下りのすべり変形を無視したことが考えられる。図6－29からわかるように，回転角の増加とともに前下りの主なすべり系のシュミット因子が増加しており，一方，前上りの主なすべり系のシュミット因子が減少している。回転角の増加とともに，合成切削力方向が$[\bar{1}00]$から$[\bar{1}\bar{1}1]-[\bar{1}\bar{1}0]$境界に近づくに従い，前下りのすべり系の影響が大きくなり，それに対応して，予想値と実測値の差が大きくなる傾向がある。従って，とくに$[\bar{1}\bar{1}1]-[\bar{1}\bar{1}0]$境界に合成切削力方向が近づくに従い，せん断角の予想においては前下りのすべり系の影響が無視できなくなると思われる。

さらに，回転角が45°の場合は，切削方向および合成切削力方向が隣接ステレオ三角形領域$[0\bar{1}0]-[\bar{1}\bar{1}0]-[\bar{1}\bar{1}1]$に入り，これまでとは逆に予想値（56°）の方が実測値（68°）に比べて小さくなる。これは，この時の前下りのすべり系のシュミット因子は極めて小さくなっていることから考えて，むしろ別の前上りのすべり系の影響が現われているものと考えることができる。このように，層状すべり角は，複数のすべり系の活動による平均的な値になると思われるが，その平均化についての定量的な解析は，かなり困難である。この平均化に関して長谷川(6-10)らは，すべり量がシュミット因子に比例すること，および，巨視的な変形は，そのすべり量の空間ベクトル和になることを仮定して，Fe－3.5％Si，純銅，亜鉛に対して平均せん断角を求めているが，ひとつの有効な方法であると思われる。

以上，せん断角を前上りの活動しうるすべり系から予想した場合，合成切削力方向が$[\bar{1}00]$極に近い

場合，実測値と比較的近い値を示すが，〔$\bar{1}\bar{1}0$〕−〔$\bar{1}\bar{1}1$〕境界に近づくに従って，前下りのすべり系の影響が無視できないことが示された。

また，均質連続体の定常二次元切削の場合に，切込み深さと切りくず厚さの関係から予想される最大せん断角は，本実験条件に対しては約５５° となるが，これに比べて，実測されたせん断角は回転角が１２° 以上の場合大きくなっている。

これは，β黄銅の切削にともなう変形に寄与する活動すべり系が少ないと考えることができれば，起こる可能性がある。すなわち，そもそも，β黄銅は通常のｆｃｃやｂｃｃ金属に比べて活動するすべり系が少なく，また，巨視的には変形を均質にし得る交叉すべりが起こりがたいこと，さらに，切削に特有の境界条件から前上りのすべり系が主要な働きをすることなどを考え合わせれば，ある特定の数少ないすべり系によってせん断変形がなされると考えることができ，従って，そのすべり系に基づくせん断方向も連続均質体から予想されるせん断角よりも大きくなる可能性は考えられることである。しかしながら，β黄銅の結晶塑性については，現在未知の点が多く，また，ひずみの高い変形に対してこのような解析が有効かどうかも疑問が残る。しかし，以上検討して来たように現在までに得られているβ黄銅の結晶塑性から，本実験で行った結晶方位の範囲内の実測されたせん断角の傾向は定性的に解釈できるものと思われる。

4.2.2　切　削　力

切削力は図６－２７に示したように，試料回転角が増加するに従い増加し，〔$\bar{1}\bar{1}1$〕−〔$\bar{1}\bar{1}0$〕境界に最も近くなる３５° の場合に最大を示した後，減少する。この切削力の変動を検討するために，単一せん断面を仮定して求めた平均せん断応力を図６－３０に示す。

〔$\bar{1}\bar{1}1$〕−〔$\bar{1}\bar{1}0$〕境界に合成切削力方向が近い場合に，高い平均せん断応力が現われているが，これは，結晶系の対称性が良くなり，ほぼ等価なすべり系が増加し，その結果，加工硬化が著しくなるためと考えられる。Umagoshi[6-18]らによれば，β黄銅の臨界せん断応力には方位依存性があり，〔$\bar{1}\bar{1}1$〕−〔$\bar{1}\bar{1}0$〕境界ではやはり高い応力を示すという報告をしている。また，Yamagata[6-19]らの圧縮試験の結果によれば，加工硬化の傾向が〔$\bar{1}\bar{1}1$〕−〔$\bar{1}\bar{1}0$〕側で著しくなっているのが知られ，以上の考察が定性的には対応し

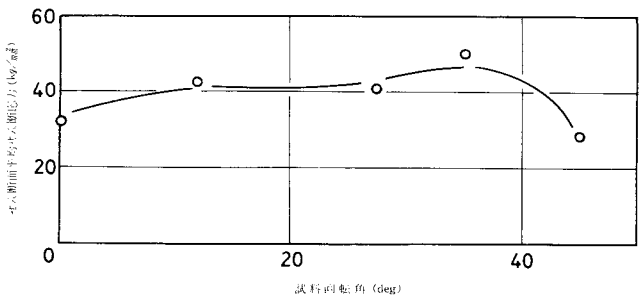


図６－３０　試料回転に伴うせん断面平均せん断応力の変化（β黄銅）

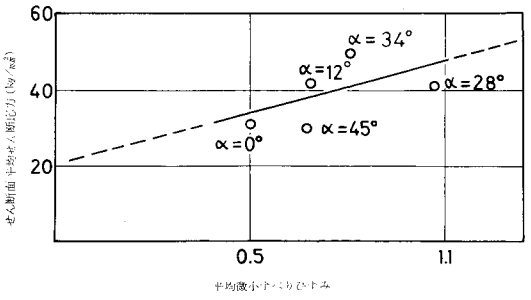


図６－３１　平均微小すべりひずみとせん断面平均せん断応力の関係

ていると言えよう。

図６－３１は平均微小すべりひずみと平均せん断応力の関係を求めたものであるが，これから加工硬化の傾向が認められ，α=34°で著しいことがわかる。このように，平均せん断応力は方位により，２９kg／mm²（最小）～５０kg／mm²（最大）の間で変化しており，切削力に及ぼす効果は大きいと思われる。

一方，せん断角の増加にともなうせん断面積の減少は，対象となるせん断角の50°から75°の範囲では最大１５％程度である。従って，切削力の増加には，層状すべりひずみ，および結晶方位に依存した加工硬化の効果がより著しく影響を与えているものと言える。

4.3 純アルミニウムの切りくず生成機構

4.3.1 すべり系

図６－４に示したように，純アルミニウムの粗大結晶粒切削においては，β黄銅とは異なり，切刃のかなり前方まですべり帯が観察され，主せん断域に近づくに従い，第２のすべり帯が見られる。そこで，合成切削力方向を圧縮軸として，活動しうるすべり系から同定すると，観察結果とよい一致を示した。例えば，結晶粒Bに関しては1次すべり系（$\bar{1}1\bar{1}$）〔011〕，2次すべり系（$\bar{1}11$）〔$01\bar{1}$〕，また，第３のすべり系として（111）〔$\bar{1}10$〕が求められる。それぞれのすべり面が試料側面に投影される傾き角（切削方向となす角，時計方向を正）は，−51°，−89°，および+19°であり，実測値−47°，−88°，＋22°にそれぞれよく対応すると言える。他の結晶粒についても同様の解析を行った結果，実測値と実験精度の範囲でよい一致が見られた。このことから，主せん断域の前方では圧縮応力場によるすべり系の活動が起こるものとみなされる。

4.3.2 切削力の変動に及ぼす結晶粒方位の影響

実験結果において示したように，純アルミニウムの切削力は結晶粒方位に依存して変化するが，切削力の変動に比べてせん断面平均せん断応力はあまり変化せず，一方，平均せん断ひずみは切削力と同様の増減傾向を示した。このような傾向は，Ramalingam[6-9]らも得ており，彼等によると，平均せん断応力は，材料固有の一定値を示すものとしている。多結晶金属や加工硬化性の著しい材料に対しても同様の議論を展開して，多少強引とも言える“平均せん断応力一定説”を提唱している。極めて多様な材料や広い切削条件の範囲に対しては，かなり無理な仮説とは思われるが，純アルミニウムのように，積層欠陥エネルギの大きく，らせん転位による交叉すべりが起こりやすい材料においては，せん断面での加工硬化が飽和することは十分考えられる。事実，本実験においても，せん断面近傍で多数の交叉すべりが観察されており，動的回復の段階に達していることを考えれば，平均せん断応力がほぼ一定の値を示していると考えることは可能と思われる。

ところで，ｆｃｃ金属のステージⅢにおけるせん断応力τ_{III}はいわゆるBailey–Hirschの関係式

$$\tau_{\mathrm{III}} = \alpha \mu b \sqrt{\rho}$$

で現わされ，比較的実験値とよく一致するとされている。ここで，μは剛性率，bはBurgers ベクト

ル，nは転位密度，αは0.5程度の定数である。純アルミニウムの場合，$\mu = 2.72\times10^{3}\ kg/mm^2$，$b = 2.86\times10^{-7}\ mm$であり，$\rho$については未知であるが，ステージⅢにおいては$10^{8}\sim10^{10}\ mm^{-2}$程度に転位は増殖されていると考えられる[6-3]。そこで$\rho \fallingdotseq 10^{9}\ mm^{-2}$程度と考えると，$\tau_{Ⅲ} = 12.3\ kg/mm^2$となり，本実験結果$\tau_s = 9.5\ kg/mm^2$と対応する。なお，Ramalingam[6-9]らによれば，$\tau_s = 14.8\ kg/mm^2$，江田[6-14]らによれば19.4 kg/mm^2の値を得ている。これらの値における差異は純度などにも依存し，オーダとしての考察以上の議論はあまり意味がない。

以上のようにせん断面平均せん断応力がほぼ一定であるとすれば，切削力の変動をもたらすのは平均せん断ひずみが考えられる。前項において考察したように，主せん断域の前方では合成切削力を圧縮軸として求めた活動すべり系が観察されるすべり帯とよく対応する。主せん断域に近づくに従って結晶の回転に伴い，第2あるいは第3のすべり系が活動し，ステージⅠの容易すべり領域からステージⅡの加工硬化領域を経て，ステージⅢに至って層状すべり構造が形成されるものと考えられる。従って，平均せん断ひずみは，そのステージⅠおよびⅡの加工硬化特性に支配されると考えることができる。

ところで，このステージⅠおよびⅡの変形特性は結晶方位に強く依存し，純アルミニウムの引張試験の結果によれば，ステレオ三角形の3つの極および〈001〉－〈$\bar{1}$11〉境界に引張方向が近い程加工硬化の程度が高い傾向にあることはよく知られている。これは，極点の近傍では等価なすべり系が多数あることに加えて，結晶の回転により説明される。すなわち，すべりの進行にともなう結晶の回転により，引張方向はすべり方向〈$\bar{1}$01〉に近づくために，他のすべり系の活動を引き起こし，相互作用の結果として加工硬化が著しくなるとされている。一方，切削の場合は合成切削力方向を圧縮軸と考えることができ，従って結晶の回転は逆方向に起こると考えるのが妥当である。それ故，加工硬化は〔001〕－〔011〕境界ないしは〔011〕極に近いほど著しいと考えられる。

そこで，本実験で得られた平均せん断ひずみγ_sを標準三角形の合成切削力方向を示す点の位置に示すと図6－32のようになる。〈001〉－〈$\bar{1}$11〉境界近傍に比べて，〈011〉極側で低い値を示す傾向がみられ，先の議論と対応すると言える。

以上から，純アルミニウムの切削力の方位依存性は主としてせん断ひずみの方位依存性に起因するものであることが指摘される。

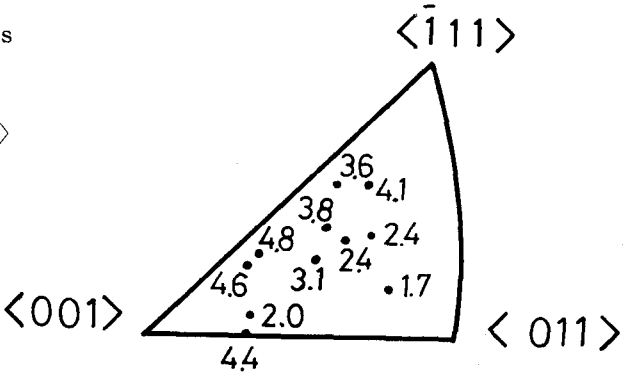


図6－32　平均せん断ひずみの方位による変化（各点は，合成切削力方向を示す）

4.4　切りくず生成機構に対する寸法効果

図6－1および図6－3に示した様に四・六黄銅に対して，切込み深さを120μmから0.5μmまで変化させると，切りくず形態はせん断型から準連続型，さらには連続型と変化する。このような切りくず生成機構の変化をもたらす要因としては，主として，変形領域の寸法に依存する微視的因子の挙動によるものが考えられる。すなわち，四・六黄銅の脆性をも

たらす主要な要因はβ相および粒界に分布するPb介在物と考えられるが，切込み深さが結晶粒径程度の大きさになると，これらの微視的因子まわりの応力あるいはひずみの集中効果が減少するためと考えられる。言いかえれば，運動転位の集積をもたらす障害の確率が減少するためと言える。従って，100 μm 程度の切込みではき裂が生じることの多いβ相でも，β相それ自体を切削する場合には連続型切りくずを生成し巨視的な破壊は発生しないものと推察される。

さらに，結晶粒よりも十分小さい切込みでは層状すべり構造を伴う連続型切りくずを生成するようになるが，この切削レベルにおいても切込みの影響があらわれる。図6－23に示した方位では，β黄銅の層状すべり間隔は切込みの増加とともに増加し，ある切込み（10 μm～20 μm ）以上ではほぼ飽和して2～3 μm 程度になった。

結晶塑性に関連した寸法効果としては，転位の平均自由行程と変形領域の寸法の大きさの関係に起因する加工硬化機構などが考えられているが，その機構は結晶の大きさにして数10 μm～数mmというレベルの考察に基づいており，本実験におけるような寸法領域に対して適用できるかどうかは不明である。また，極表面層の影響[1-5]が問題となる可能性がある。さらにまた，刃先の丸味半径の影響も考えられる。このように，極表面層の結晶塑性学が未だ確立されていないこともあり，現在の段階ではこれ以上の検討は困難であると言え，ここでは，層状すべり間隔が切込み深さに影響されるという実験結果を示すにとどめる。

第5節　結　　言

純アルミニウム，純鉄，β黄銅，四・六黄銅に対して，主に粗大結晶粒ないしは単結晶の切削を行い，連続型切りくず生成に伴う層状すべり構造を観察するとともに，その形成機構および切削力の結晶方位依存性について，基礎的な考察を試みた結果，次の諸点が明らかにされた。

1）純アルミニウム，純鉄，およびβ黄銅，いずれの場合にも結晶粒よりも十分小さい切込みによる切削においては，通常の切削とは明らかに異なった連続型切りくずが生成される。この連続型切りくずにおいては，主せん断域において刃先近傍から自由面に至るほぼ直線的なPiispanenのカードモデルに類似した層状すべり構造の形成が認められた。

2）層状すべり構造の形成は周期的なすべりによってなされるがβ黄銅では，数 μm 程度の比較的厚い層での微視的なすべりの後に，0.1 μm 以下の，非常に薄い層での巨視的なすべりが急激に発生することによって生じている。また，微視的なすべりに伴う平均的なせん断ひずみは0.5～1程度であるが，巨視的なすべりでは10を越える値に達し，すべり破壊のレベルに達している可能性がある。

3）β黄銅における層状すべり帯の方向は，実験した結晶方位と切削系の幾何学的関係の範囲では，切削方向に対して52°から70°の高い値を示したが，合成切削力方向を圧縮軸とし，また，前上りのすべり系が主に活動すると仮定した場合のすべり系と比較的対応した。すなわち，ステレオ三角形〔$\bar{1}00$〕－〔$\bar{1}\bar{1}1$〕－〔$\bar{1}\bar{1}0$〕において，〔$\bar{1}00$〕極に近い方位の場合は，前上りのすべり系のみから予想される値と実測値はよく一致するが，〔$\bar{1}\bar{1}1$〕－〔$\bar{1}\bar{1}0$〕境界に近づくに従い前下りのすべり系の影響が強くなり，実測値との差が大きくなる傾向が見られた。

4）純アルミニウムの切削力の結晶粒方位による変動は，主として，平均せん断ひずみの方位依存性に起因する。すなわち，合成切削力方向を圧縮軸とした場合における，応力－ひずみ特性の方位依存性と定性的に対応する。

5）切込みを１２０μmから0.5μmまで減少させた場合に，切りくず生成形態には顕著な寸法効果が生じる。１００μm程度でせん断型切りくずを生成する四・六黄銅は，結晶粒径程度の切込みでは準連続型を呈し，さらに，結晶粒径よりも十分小さい切込みになると連続型切りくずを生成する。

6）β黄銅単結晶の連続型切りくず生成においては，その層状すべり間隔は切込みの増加とともに増加し，１０～２０μm程度以上の切込みになると飽和して数μm程度になる傾向が認められた。

第7章　快削鋼の破壊機構における介在物の役割

第1節　緒　　言

前章までに，金属切削加工において見られる各種切りくず生成過程における被削材の破壊機構に対して基礎的な検討を行って来た。それによると，切削中に発生する各種の破壊挙動は，切りくず分離機構や，せん断機構において本質的な役割を演ずるばかりでなく，構成刃先の生成・脱落や仕上面性状，切削力などの種々の切削現象に大きな影響を与えることが明らかにされた。また，その破壊機構には，巨視的な応力・ひずみ場に加えて，材料に含まれる介在物や析出物などの，転位から結晶粒界に至る各種の微視的因子が極めて重要な役割を演じることを指摘した。

本章では，これらの基礎的知見に基づいて，人為的に付与された快削介在物を含有する快削鋼を取り上げ，その破壊機構に対する各種介在物の役割を検討し，今後における新しい快削鋼の開発の方向づけに寄与することを目的とする。

ところで，快削鋼とはその被削性を向上せしめる目的でS，Pb，Bi，Te，Ca 等の微量の元素を鋼中に添加したものであり，代表的なものとして，硫黄快削鋼，鉛快削鋼，硫黄・鉛複合快削鋼，カルシウム脱酸鋼などがある。このうち，カルシウム脱酸鋼は添加物を特別に与えるものではなく，脱酸に用いたCa–Siが，主として超硬工具による高速切削時において，$CaO–Al_2O_3–SiO_2–MnO$ 系化合物を生成して，工具面にBelagと呼ばれる付着層を形成し，そのBelagが工具面を保護し，工具寿命を改善するものとされている[7–1]。

これに対し，硫黄快削鋼や鉛快削鋼，あるいは各種複合快削鋼においては，微量添加物がMnSや，Pb，MnS–Pb，MnS–Te，MnS–Pb–Bi などのいわゆる快削介在物を形成し[7–2,3]，これらが切削中に種々の被削性の向上に寄与するものとされている。例えば，硫黄快削鋼中のMnSの作用機構として(1)減摩擦作用[7–4]，(2)内部応力集中源としての脆化作用[7–5,6]，(3)内部潤滑作用[7–7,8]，(4)工具面保護層の形成作用[7–9]などが提唱されている。すなわち(1)についてはすくい面においてMnSが固体潤滑剤的な効果により摩擦係数を低下せしめ，従って，切削力を減少せしめるというものである。また，(2)については，介在物が内部応力集中源として被削材を脆化せしめ切削力の低下や切りくず処理性の向上などに寄与すると考えるものである。(3)に関しては，すくい面における高温高圧のもとでMnSが長く引き伸ばされ，この変形したMnSが周囲の母相の変形応力を低下せしめる作用を有するとするものである。さらに，(4)は変形したMnSが切刃を保護するように包み，工具の摩耗やチッピングを抑制するとするものである。

しかしながら，これらの作用機構は実際の切削中の介在物挙動の解析に基づいておらず，主に急停止試験片の観察からの推察や，単一せん断面モデルに基づいた解析に準拠したものであり，若干矛盾する点や不十分な点があるようである。例えば，独立の摩擦試験の結果からはMnSは潤滑効果をほとんど示さないという報告[7–10]がある。また，内部応力集中源としての作用についても，如何なる機構で被削材を脆化せしめ，また，切りくず処理性を向上せしめるのかという点などについても十分には解明されていないと言える。さらに，もしMnSが著しく変形されるのであれば，内部応力集中源としての効果はあまり期待され

ないであろうし，逆に，変形しないのであれば，内部潤滑作用や保護層の形成作用はあまり期待できないと考えられる。

一方，硫黄・鉛複合快削鋼については，これまで，主としてPbの有する潤滑作用とMnSの有する脆化作用によりその被削性は著しく向上するものとされている。しかしながら，その極めて優れた切りくず処理性については，MnSとPbの各々の介在物の作用機構からだけでは説明が十分にされないと言える。

以上の諸点を考慮して，本章では，硫黄快削鋼ならびに硫黄・鉛複合快削鋼に含まれるMnS，Pb，MnS－Pb複合介在物の室温から約700℃に至る切削試験温度での切削中の動的挙動をSEM直接観察するとともに，介在物近傍の局所的な力学的解析を行うことにより，主として，切りくず処理性の向上と密接な関係にある破壊機構に対する各種介在物の役割について検討する。(7-11,12,13)

第2節　被削材ならびに実験条件

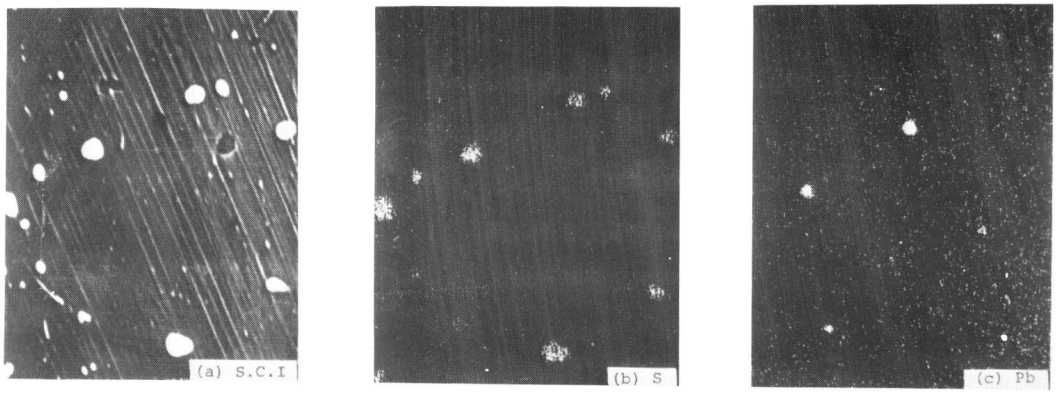
2.1　被　削　材

本章で用いた快削鋼は，硫黄快削鋼A，同B，硫黄・鉛複合快削鋼（以下，単に硫黄・鉛快削鋼と称す）A，同Bの四種であり，その化学的組成を表7－1に示す。なお，硫黄快削鋼Aおよび同Bについては，第3章で使用したものと同一材料である。本章では，主として，介在物形状が快削鋼の破壊機構ならびに切削機構に及ぼす影響を検討するために，介在物のアスペクト比（介在物の長径／介在物の短径）に注目して，これらの供試鋼を選んだ。

表7－1　被削材の化学的組成（Wt．%）と熱処理条件

	C	Si	Mn	P	S	Pb	介在物形状	熱処理条件
硫黄快削鋼A	0.070	0.010	1.130	0.046	0.207	—	球状MnS	真空焼鈍 950℃ 3時間
硫黄快削鋼B	0.080	0.008	0.880	0.100	0.259	—	長楕円体状MnS	同　上
硫黄・鉛快削鋼A	0.100	0.010	1.050	0.042	0.240	0.130	球状MnS－Pb 球状MnS 球状Pb	同　上
硫黄・鉛快削鋼B	0.090	0.260	1.020	0.041	0.228	0.170	針状MnS－Pb	同　上

硫黄快削鋼Aおよび同Bはともにリムド鋼であり，それぞれ，球状（アスペクト比が約1～2），および，長楕円体状（同約3～10）のMnS介在物を含んでいる。また，硫黄・鉛快削鋼AはMnS，Pb，およびMnS－Pbの3種の球状介在物を含むリムド鋼である。さらに，硫黄・鉛快削鋼Bはアスペクト比を極端に大きくしたものであり，針状MnS－Pb介在物（同約20以上）を含有するSiキルド鋼である。介在物はX線マイクロアナライザ分析により元素同定を行っている。図7－1は分析結果の一例であり，硫黄・鉛快削鋼Aの場合を示す。



30 μm

(a) 試料電流像　　(b) 硫黄分布　　(c) 鉛分布

図7－1　X線マイクロアナライザによる面分析結果の例
（硫黄・鉛快削鋼A）

切削試験に先だち，被削材は表7－1に示した熱処理を施した後その表面を電解研摩および軽腐食（表7－2）を行って，表面の微細組織の切削中の変化を容易に観察できるように配慮した。

表7－2　被削材の表面処理条件

電解研摩		ミクロ腐食	
電解液	研摩条件	腐食液	腐食条件
三酸化クロム 25g 酢酸 133cc 水 7cc	陰極 Ti 電圧 23V 電流 0.1A 時間 約30秒 液温 室温	硝酸 10cc エチルアルコール 30cc	5～6秒

2.2　実験条件

使用した工具は高速度鋼工具（SKH－9）である。すくい角は＋15°～＋30°であり，逃げ角は約6°である。切削条件は次の通りである。切削速度は0.15㎜／minおよび0.20㎜/minである。切込みの範囲は約95～約250μmであり，切削幅は1～2㎜である。切削試験温度は室温（約25℃）～約700℃である。また，切削方式は2次元乾切削とする。切削方向は，球状介在物を含む場合（硫黄快削鋼Aおよび硫黄・鉛快削鋼A）には，圧延方向に対して直交する方向，また，アスペクト比の大きい介在物を含む場合（硫黄快削鋼Bおよび硫黄・鉛快削鋼B）には，介在物の長径方向と直角方向とした。なお，詳細な実験条件は結果とともに示す。

また，必要な場合は，X線マイクロアナライザによる元素分析を行う。使用するX線マイクロアナライ

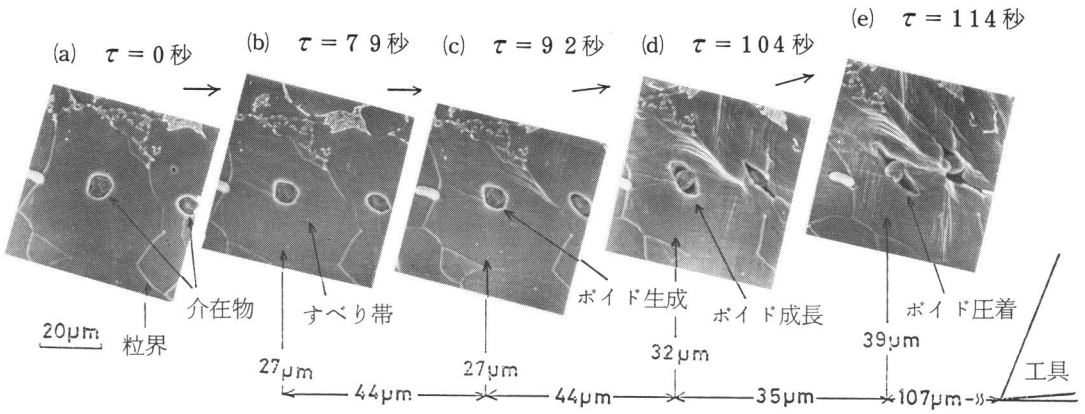
ザは島津製作所製ＥＭＸ－ＳＭ型である。

第３節　実験結果

3.1　硫黄快削鋼中の各種介在物の動的挙動

3.1.1　球状MnS介在物

硫黄快削鋼Ａの室温切削における球状ＭｎＳ介在物の動的挙動については，既に第３章，第３節で述べた通りである。すなわち，図７－２に示すように１次塑性域で，球状ＭｎＳ介在物と母相との界面での剝離によるボイド生成が起こり，主せん断域に近づくに従い，ボイドは成長し，主せん断域で介在物直径の３倍程度に成長した後，圧着されて切りくず内へ流出するという挙動を呈した。ところで，球状介在物まわりで生じるボイドが成長する際に，隣接する介在物まわりのボイドと合体を引き起こすことがよくある。



切削試験条件

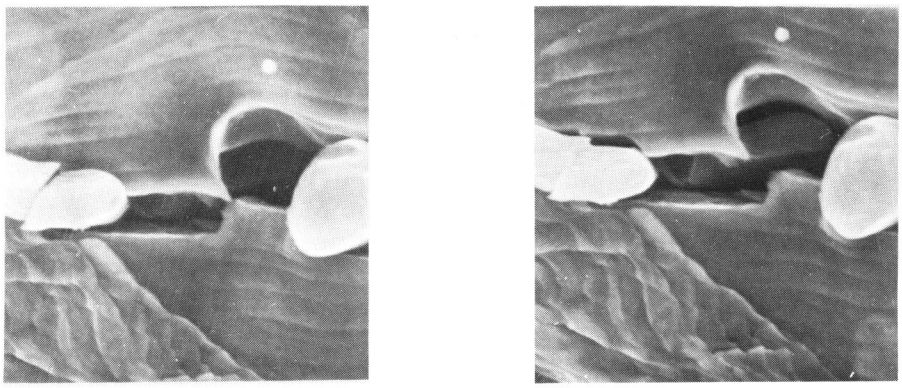
被削材：硫黄快削鋼Ａ，工具：ＳＫＨ９（すくい角２４°）

切込み：９５ μm，切削速度：０.２㎜／min，試験温度：室温

図７－２　球状ＭｎＳ介在物の切削中の典型的な挙動を示すＳＥＭ連続写真

図７－３(a)，(b)はボイドの合体前後を連続観察した例を示す。このように，１次塑性域内では，隣接距離が介在物直径の５～６倍程度以内の場合は，しばしばボイドの合体が認められた。

このようなボイドの生成・成長挙動は室温から約７００℃に至る切削試験温度において常に認められた。図７－４(a)，(b)，(c)は，それぞれ，切削試験温度が約２１０℃，約５００℃，および，約６００℃の観察例を示す。いずれの温度領域でも介在物と母材との界面でボイドが生成・成長しているのが明確に観察されるが，成長の程度は切削試験温度によって，やや異なるようである。図７－５はボイドの成長比（ボイドの最大成長長さ／介在物直径）を，切削試験温度に対して示したものであるが，約２００～３５０℃では，室温や５００℃，６００℃の場合に比べて，ボイドはあまり成長しない傾向を示す。



(a)　合体直前　　(b)　合体直後

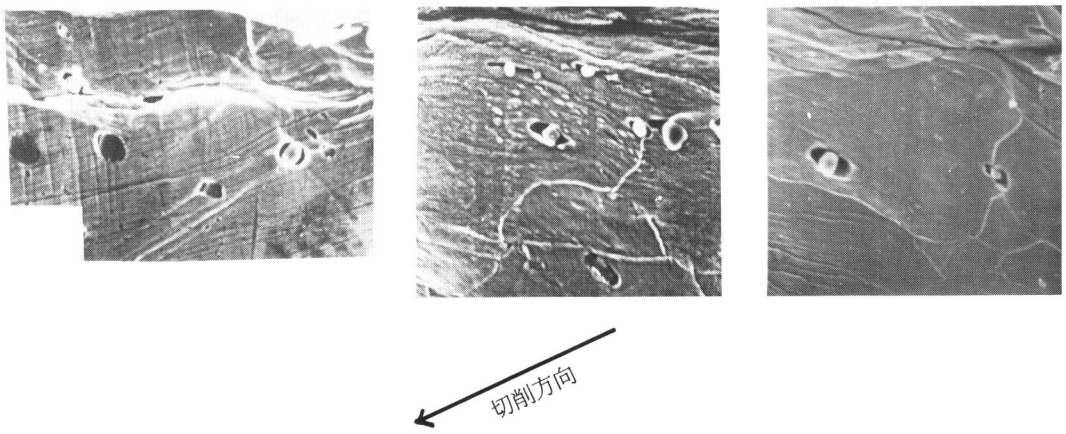
4 μm

切削試験条件

被削材：硫黄快削鋼A，工具：SKH 9（すくい角 2 4°）

切込み：9 5 μm，切削速度：0.2 mm/min，試験温度：室温

図 7 － 3　球状 MnS 介在物まわりのボイドの合体挙動



(a)　試験温度 2 10 ℃　　(b)　試験温度 5 0 0 ℃　　(c)　試験温度 6 0 0 ℃

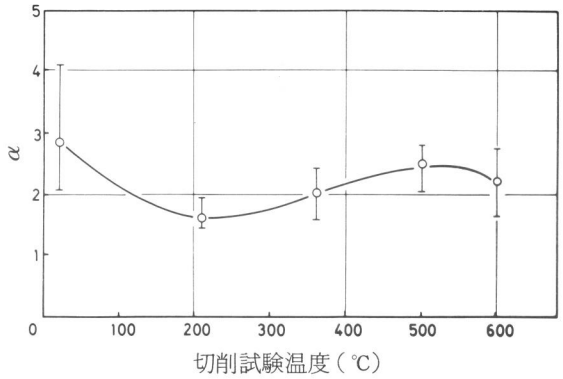
2 0 μm

切削試験条件

被削材：硫黄快削鋼A，工具：SKH 9（すくい角 2 4°）

切込み：2 0 0 μm，切削速度：0.1 5 mm/min

図 7 － 4　高切削試験温度における MnS の挙動の観察例

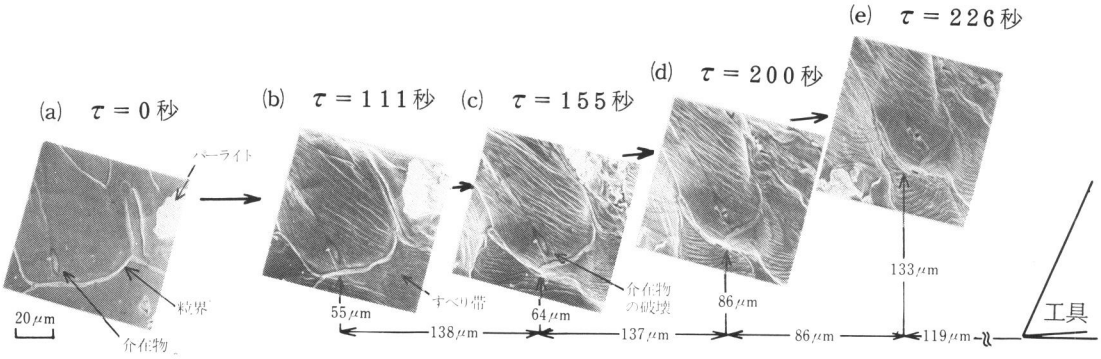


α：ボイドの最大成長比
＝ボイドの最大長さ／介在物直径

図７－５　球状 MnS 介在物まわりの
ボイドの最大成長比 α

3.1.2　長楕円体状MnS 介在物

図７－６は硫黄快削鋼Bに含まれるアスペクト比が約 4.2 の長楕円体状 MnS 介在物の切削中の典型的な挙動を示す。介在物の長軸方向に直角に切削したものであるが，切削の進行とともに，介在物の回転が生じ，また，すべり帯の顕著な発達が観察される。介在物が主せん域に至ると，同図(c)に示すように，母相が著しい変形をうけるにもかかわらず，球状介在物の場合のように，母相との界面にボイド生成が認められず，介在物自体が破断する。この後，同図(d)，(e)に示すように，破断部分はやや開口されて，内部き裂が形成されるが，このき裂はあまり顕著には成長しな



切削試験条件
被削材：硫黄快削鋼B，切込み：２５１μm
切削方向：介在物の長軸に垂直方向
他の条件は図７－２に同じ

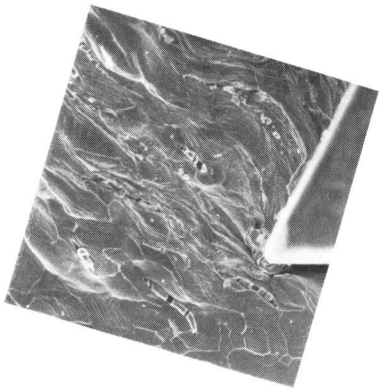
図７－６　長楕円体状 MnS 介在物の切削中の典型的な挙動を示すSEM連続写真

い。また，アスペクト比が大きくなればなるほど，図７－７に示すように数個に分断される傾向を示す。

このような長楕円体状 MnS 介在物の破断挙動は室温から約７００℃に至る切削試験温度全域において観察された。

3.2　硫黄・鉛快削鋼中の各種介在物の動的挙動

3.2.1　球状MnS －Pb 複合介在物

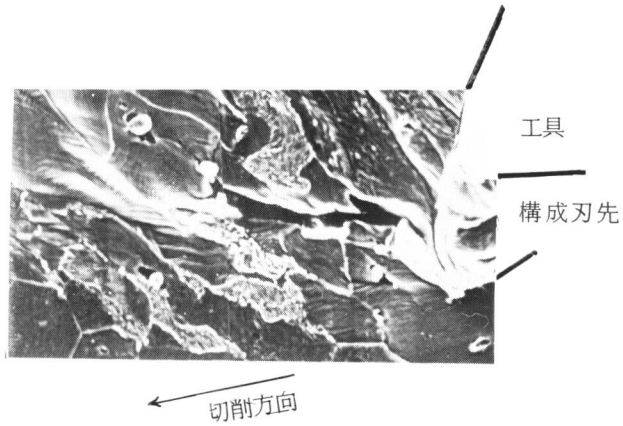


20 μm

切削試験条件

被削材：硫黄快削鋼B
工　具：SKH9(すくい角24°)
切込み：220 μm
切削速度：0.2 mm/min
試験温度：室温

図7－7　長楕円体状MnS介在物の分断挙動の観察例



20 μm

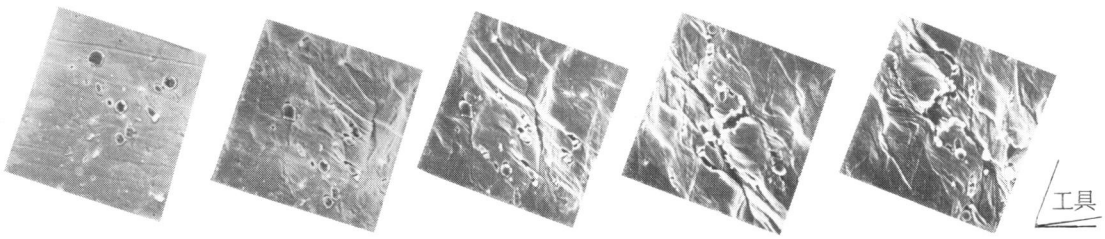
切削試験条件

被削材：硫黄・鉛快削鋼A
工　具：SKH9（すくい角24°）
切込み：220 μm
切削速度：0.15 mm/min
試験温度：500℃

図7－8　球状NnS－Pb複合介在物まわりのボイド成長とき裂挙動

硫黄・鉛快削鋼中に添加されたPbは，図7－1に示した様に，単体の介在物として分散するか，あるいは，硫化物まわりに偏析することが，定量元素分析の結果[7-2]からも明らかにされている。ここでは，球状MnSをPbが包むような形態を呈するMnS－Pb複合介在物の切削中の挙動を示す。

図7－8は切削試験温度が約500℃で硫黄・鉛快削鋼Aを切削した場合の刃先近傍での介在物挙動の



40 μm

切削試験条件

被削材：硫黄・鉛快削鋼A，工具：SKH9（すくい角24°）
切込み：230 μm，切削速度：0.15 mm/min，試験温度：400℃

図7－9　球状MnS－Pb複合介在物の切削中の挙動（400℃）

観察例である。刃先き裂がボイドを連らねるように成長する様子が見られる。また，図７－９は切削試験温度が約４００℃における介在物挙動の連続観察写真を示す。図７－９(a)はほぼ無変形状態であるが，同図(b)では介在物と母相との界面の剝離が起こり，ボイドが生成しているのが認められる。変形が進み(c)の段階ではボイドの成長・合体が見られ，(d)ではボイドの合体に起因するとみなされるき裂の形成が認められる。さらに，(e)の段階では，ボイドは圧着される傾向があるものの，(c)から(d)にかけて形成されたき裂が成長する様子がみられる。

また，図７－１０は硫黄・鉛快削鋼におけるボイドの成長比を測定して，切削試験温度に対して示したものである。同図から，２５０℃～４００℃においてやや成長比は減少する傾向があるものの，全体としては介在物直径に対して２～３倍までの成長が起こるのがわかる。

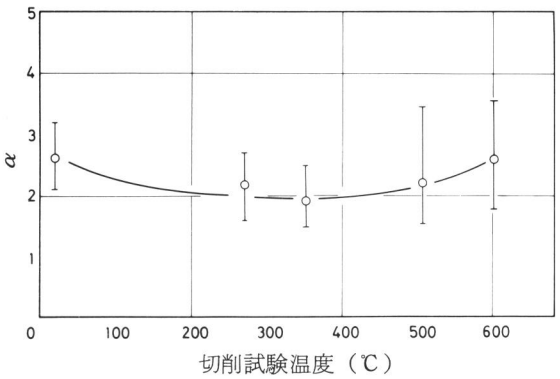
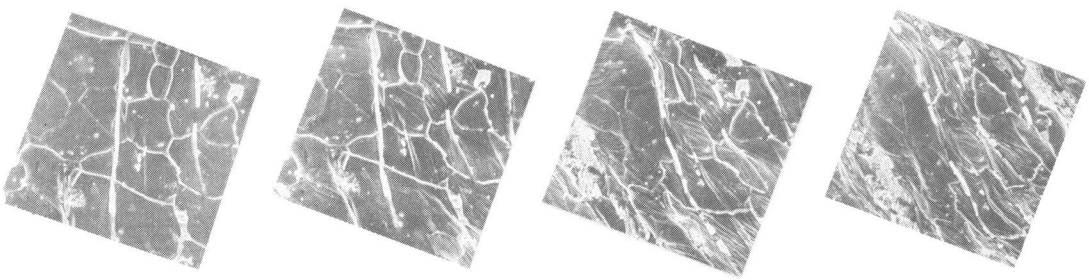


図７－１０　球状MnS－Pb複合介在物まわりのボイドの最大成長比

以上から，硫黄・鉛快削鋼においても硫黄快削鋼の場合と同様に，室温から600℃に至る切削試験温度領域で，程度の差はあれ，球状介在物とフェライト母相との界面でボイド生成，および成長，さらには合体が起こることが認められた。硫黄快削鋼に比べて異なる点は，図７－８，あるいは，図７－９(c)，(d)，(e)に見られるようなき裂の生成であり，興味深いが，この点については後に考察する。

3.2.2　針状ＭｎＳ－Ｐｂ複合介在物

図７－１１は硫黄・鉛快削鋼Ｂに含まれる針状ＭｎＳ－Ｐｂ複合介在物の動的挙動を連続観察した結



(a)　τ＝０秒　　(b)　τ＝６０秒　　(c)　τ＝１１７秒　　(d)　τ＝１７１秒

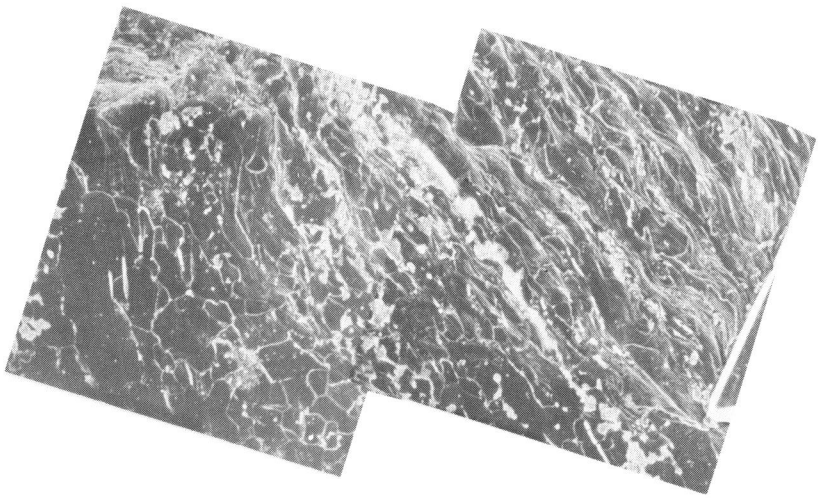
４０μm

切削試験条件

被削材：硫黄・鉛快削鋼Ｂ，工具：ＳＫＨ９（すくい角２４°）
切込み：９５μm，切削速度：0.2㎜／min，試験温度：室温

図７－１１　針状介在物の切削中の挙動

果を示す。同図(a)の段階では，注目する針状介在物を含む周囲は無変形状態であるが，同図(b)の段階になると，母相に多数のすべり帯が現われ，この附近の領域が1次塑性域に流入したことがわかる。それと同時に，介在物が回転を起こしているのが認められる。この変形段階で最も注目すべき点は針状介在物のほぼ中央で破断が生じていることである。変形が進むに従い，針状介在物はさらに細かく分断され，最終的にはそのアスペクト比が約2～4程度になるのが同図(c)および(d)からわかる。なお，分断された介在物は主せん断域に近づくに従って，相互の間隔を広めて内部き裂状のものを形成するが，この内部き裂はあまり顕著には成長しない。図7－12は図7－11(d)に時間的に対応する塑性域全体の観察写真であるが，この図から主せん断域のほぼ全域において多くの針状介在物が分断されているのが観察される。

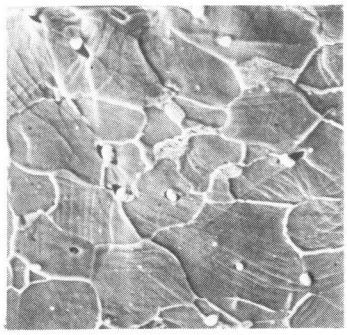


100 μm

切削試験条件
図7－11に同じ

図7－12　硫黄快削鋼Bの塑性域における針状介在物の分断挙動（図7－11(d)に対応）

なお，切削方向を横切削の状態（図3－3）にした場合には，球状介在物の場合と同様のボイド生成が認められた。その例を図7－13に示す。



20 μm

切削方向：横切削（図3－3参照）
他の条件は図7－11に対応

図7－13　針状MnS－Pb複合介在物の横切削中の挙動

3.3　切りくず形態に及ぼす切削試験温度の影響

切削試験温度が異なると切りくず形態が変化する。硫黄快削鋼A，同Bおよび，硫黄・鉛快削鋼Aについてまとめて示すと，図7－14のようになる。同図から3種類の被削材に共通して言えるのは，約200℃から約400℃の切削試験温度領域で切りくずが不連続型になる傾向が強いことである。すなわち，室温から約200℃

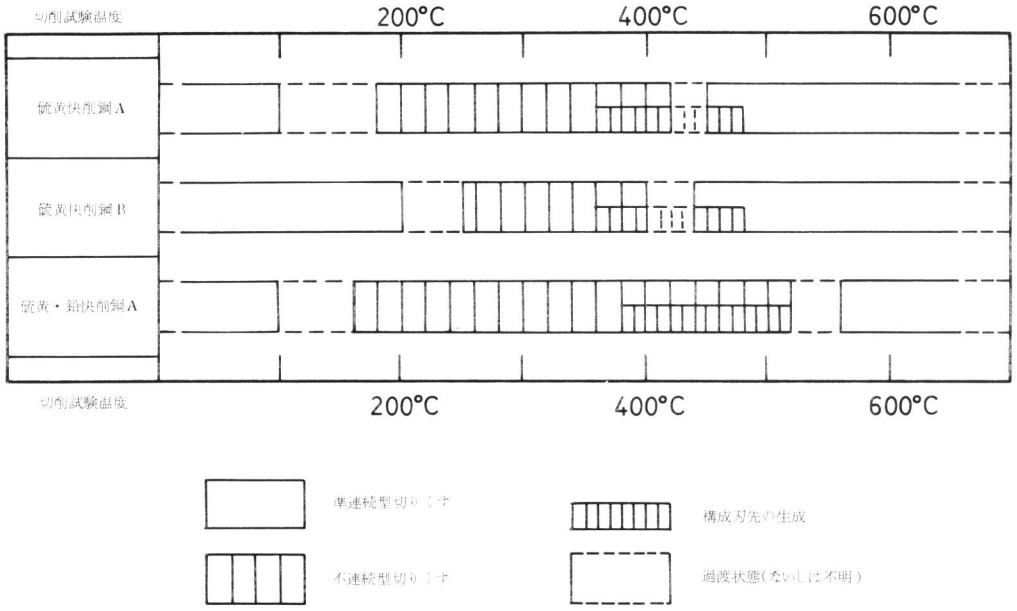
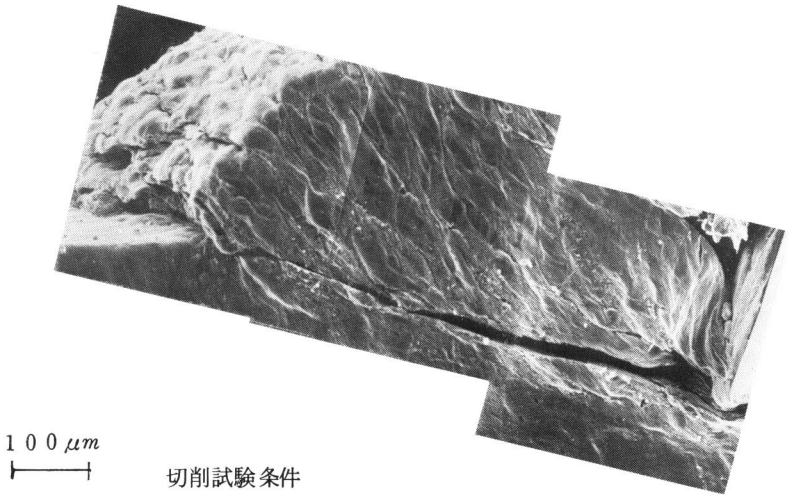


図７－１４　各種快削鋼の切りくず形態と切削試験温度

前後までは切りくずは準連続型を示すが，約２００℃から約４００℃にかけて青熱脆性のために母性の延性が低下し，き裂が発生しやすくなり，切りくずは不連続型となる。また約４００℃～約５００℃では，構成刃先の生成が見られることが多い。さらに，約５００℃以上の高切削試験温度域においては母相の延性が回復し，切りくずは準連続型を示すようになる。

ところで，詳細に検討すれば，不連続型切りくずを生成する温度域は，長楕円体状 MnS 介在物を含む

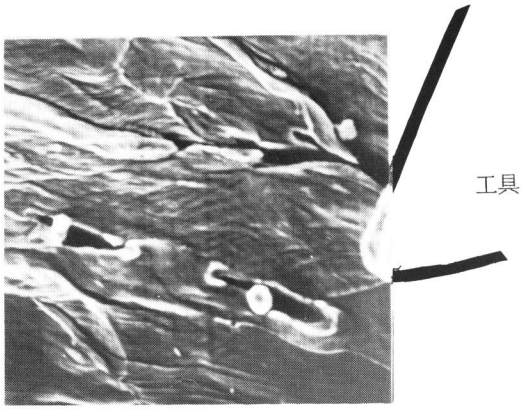


切削試験条件

被削材：硫黄・鉛快削鋼Ａ，工具：ＳＫＨ９（すくい角２４°）
切込み：１８０μm，切削速度：0.１５mm／min，試験温度：４００℃

図７－１５　硫黄・鉛快削鋼Ａの典型的な不連続型切りくず生成

硫黄快削鋼Bが最も小さい。これに対し，ボイド生成を伴う硫黄快削鋼Aおよび硫黄・鉛快削鋼Aはともに不連続型切りくず生成を呈する温度域は広く，その中でも硫黄・鉛快削鋼Aがその傾向がより著しい。図７－１５はその典型的な不連続切りくず生成状態を示す。特に，約５００℃に至るまで不連続型切りくず（構成刃先を伴う傾向があるが）を生成するのが注目される。このことは図７－１６に示すように，硫黄快削鋼Aにおいては刃先近傍でボイドが大きく成長するにもかかわらず，き裂の発生・成長に至り難いのに対し，硫黄・鉛快削鋼Aの場合には図７－８に示したように，同じ切削試験温度（５００℃）で刃先から主せん断域のボイドを連結するようにき裂が成長しているのが明確に観察されることとも対応する。



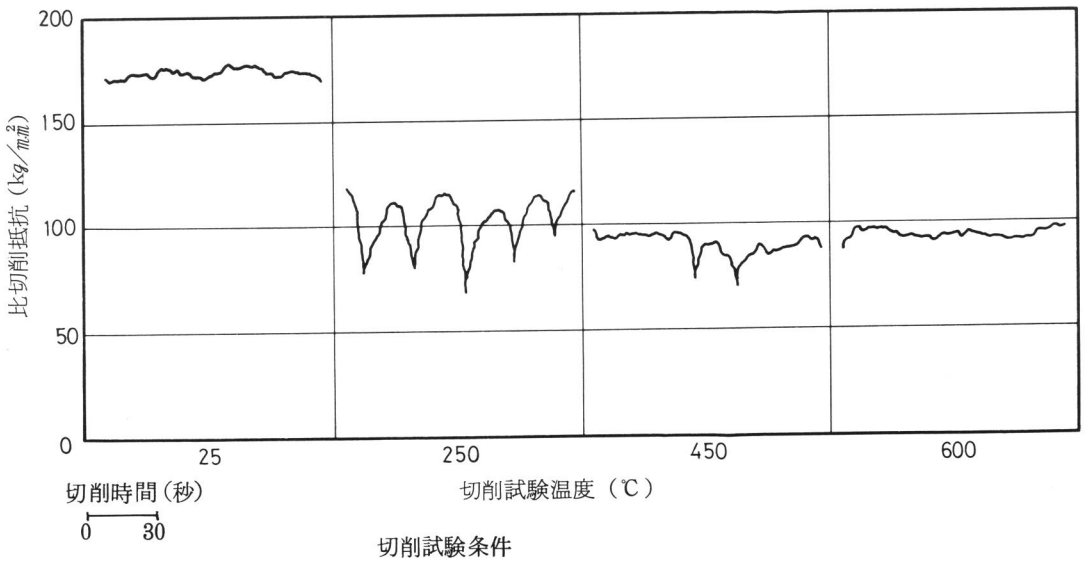
切削試験条件

被削材：硫黄快削鋼A
工　具：ＳＫＨ９（すくい角２４°）
切込み：２２０ μm
切削速度：0.１５mm／min
試験温度：５００℃

図７－１６　刃先近傍でのボイドの成長挙動

3.4　切削力に及ぼす切削試験温度の影響

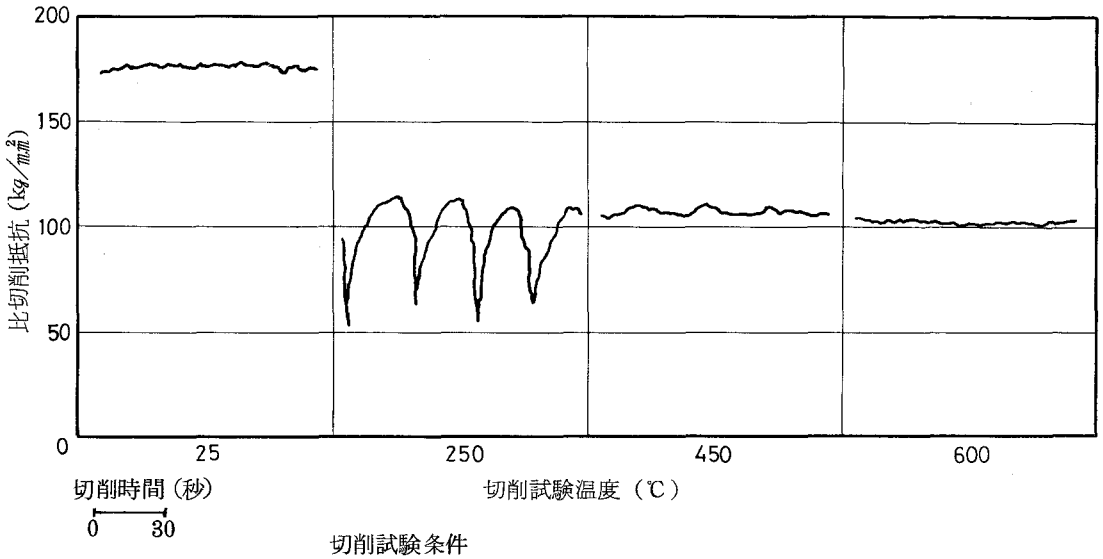
切削試験温度が異なると，き裂挙動や切りくず生成形態が異なることは，前項までに述べたが，切削力



切削試験条件

切込み：１２０～１７０ μm
その他の条件は，図７－４に同じ

図７－１７　硫黄快削鋼Aの比切削抵抗の測定例



切削試験条件

切込み：１２０～１６０μm
その他の条件は，図７－９に同じ

図７－１８　硫黄・鉛快削鋼Aの比切削抵抗の測定例

にも試験温度の影響が現われる。

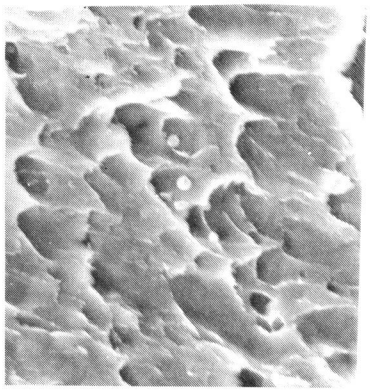
図７－１７および図７－１８は，それぞれ，硫黄快削鋼Aおよび硫黄・鉛快削鋼Aに対する切削試験温度が室温（２５℃），２５０℃，４５０℃，および６００℃における切削力（比切削抵抗）の測定例を示す。

両図から，２５０℃においては，切削力は大きく周期的に変動しており，これは，この温度領域で前項で示した様な周期的な不連続型切りくず生成とほぼ対応している。両快削鋼を比較すると，室温ではほとんど同じ挙動を示しているが，約４５０℃では，硫黄・鉛快削鋼Aがき裂の発生・成長によるとみなされる切削力の変動が見られるのに対し，硫黄快削鋼Aの場合はほとんど変動を示さない点が異なる。また，その切削力のレベルも４５０℃および６００℃において，硫黄・鉛快削鋼Aの方がやや低い傾向を示している。

3.5　破断面ならびに仕上面観察結果

球状介在物の場合は，ボイドが生成・成長し，また，合体が起こることがあることは先に示した。ボイドの合体によりき裂が主せん断域を伝播・貫通して全破断に至ると切りくずは不連続となる。硫黄快削鋼Aの破断面を観察したのが図７－１９である。破断面は典型的な延性Dimple パターンを示しており，また Dimple内に球状介在物が散在しているのが認められる。

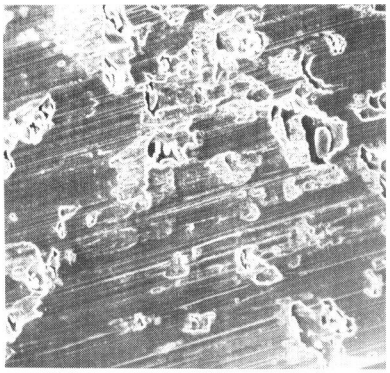
次に，図７－２０は，仕上面の観察例（硫黄快削鋼Ａ）を示す。同図より，仕上面には多数のボイドが観察される。このボイドは，切込み深さ近傍に位置する球状MnS 介在物の挙動に起因したものであり，切刃との遭遇のために，より著しく成長した後，仕上面に残されたものである。



4 μm

切削試験条件
図７－２に同じ

図７－１９　破断面に見られる典型的な Dimple パターンとMnS 介在物（硫黄快削鋼Ａ）



１００μm

切削試験条件
図７－２に同じ

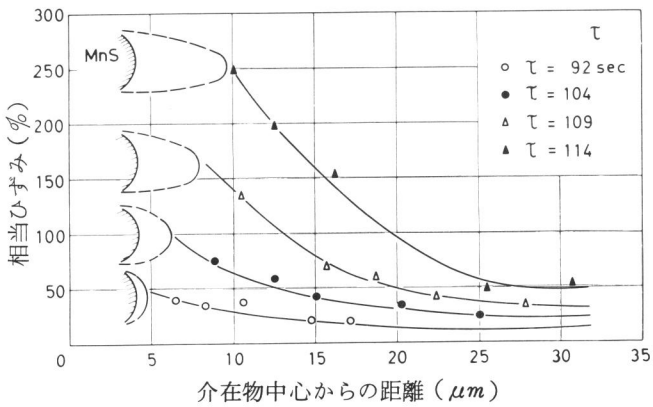
図７－２０　仕上面で観察される ボイドと介在物

第４節　解析結果

4.1　球状 MnS 介在物近傍のひずみ集中

球状MnS 介在物近傍では，局所的なひずみの集中が認められることは既に第３章で述べた。ここではボイドの生成・成長に伴うひずみ集中の様子を詳細に検討するために，図７－２の観察結果に基づいて，介在物近傍の相当ひずみ分布の時間的推移を求めた。その結果を図７－２１に示す。なお，同図の横軸は介在物中心からボイドの成長方向に対してとった距離である。

切削時間の経過とともに，領域全体のひずみレベルが上昇するが，$\tau = 92$ sec において介在物と母相との界面近傍で相当ひずみが約４０％程度になった時ボイドの明確な生成が認められる。その後，ボイドの成長とともに，ボイド界面近傍で高いひずみの集中（最大約２５０％）が生じていることがわかる。また，ひずみの集中域は，ボイド長さの１～２倍程度（これは介在物直径の３～６倍に相当する）まで及んでいるのがわかる。



切削条件：図７－２に同じ

図７－２１　球状 MnS 介在物近傍の相当ひずみ分布の推移

4.2　長楕円体状 MnS 介在物近傍のひずみ分布

図７－２２は，硫黄快削鋼Ｂに含まれる長楕円体状 MnS 介在物近傍の相当ひずみ分布の時間的推移を

示す。同図中，経過時間τは図７－６に対応する。また，解析に用いた三角形要素分割を図７－２３に示す。

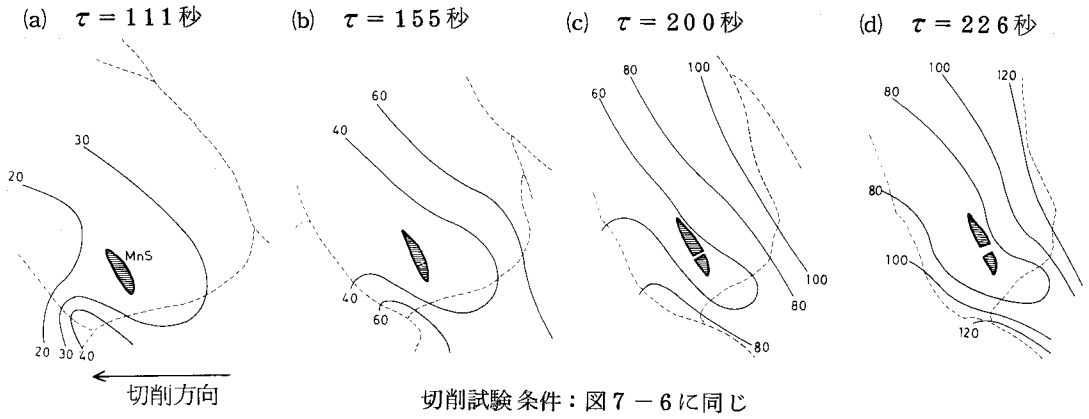


図７－２２　長楕円体状 MnS まわりの相当ひずみ分布 (%)

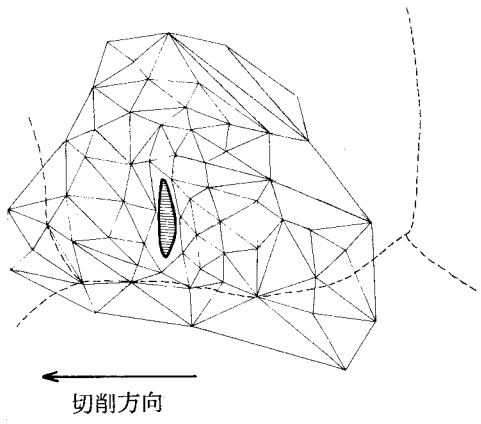


図７－２３　解析に用いた三角形要素分割

図７－２２からは粒界近傍でやや高いひずみ分布が認められるものの，介在物まわりではむしろやや低い分布を示している（界面近傍では不明である）。また，変形が進むに従って，全体のひずみレベルは上昇するが，介在物近傍に有意なひずみ集中は見られない。この挙動は前項の球状介在物の場合に比べて著しく異なる結果である。

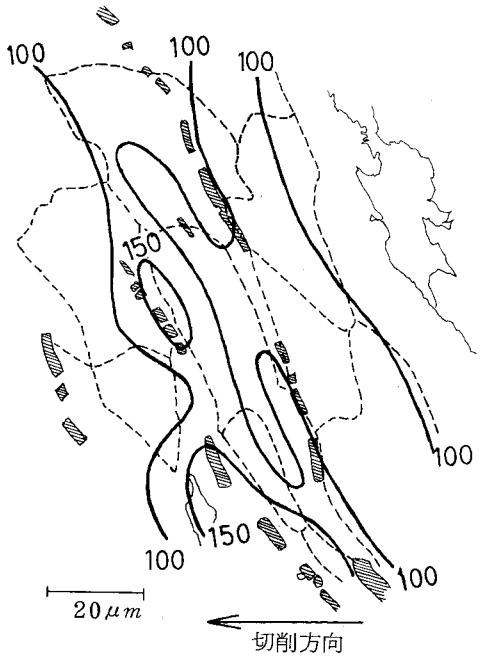


図７－２４　針状介在物まわりの相当ひずみ分布 (%)

4.3　針状ＭｎＳ－Ｐｂ複合介在物近傍のひずみ分布

図７－２４は硫黄・鉛快削鋼B中の針状ＭｎＳ－Ｐｂ複合介在物近傍の相当ひずみ分布を示す。同図は図７－１１の観察結果より求めたものである。

同図から，長楕円体状 MnS 介在物の場合とほぼ同様に，粒界近傍などに局所的な高いひずみ分布も見られるものの，全体として，介在物に起因するとみなされるひずみ集中は認められない。

第５節　考　　察

5.1　球状 MnS 介在物近傍でのボイドの生成・成長・合体機構

球状 MnS 介在物の場合は，１次塑性域においてフェライト母相との界面で剝離が起こり，ボイドが生成することは既に第３章，第５節で考察した通りである。すなわち，球状 MnS 介在物が示す諸性質，つまり変形能が低いこと，および，アスペクト比が小さく内部応力集中の程度が低いこと，さらに，界面の結合力がほとんど無いことなどに起因して，周囲の負荷応力のもとに，界面の剝離が最大主応力方向へ生じ，ボイドが生成されることを指摘した。

本項では，生成した後，ボイドが成長し，また，合体する機構について考察する。まず，ボイドの成長挙動を検討するために，ボイドの成長比αと成長方向βを求めたのが図７－２５である。ここで，ボイドの成長比αはボイドを楕円体とみなし，その長径と短径の比で定義され，また，成長方向βは長軸と最大せん断ひずみ速度方向のなす角度として定義されている。同図から明らかなように変形が進行するとともに母相の相当ひずみレベルが上昇するに従い，ボイドは成長し，また，その成長方向は，はじめ主応力方向（$\beta \fallingdotseq 45°$）に近かったのが，成長とともに最大せん断ひずみ速度方向へ近づく傾向を示すようになる。この成長挙動は，Mc Clintock[7-14]らによる粘性体中のボイドの挙動に関するせん断実験および解析結果と定性的によい一致を示す。

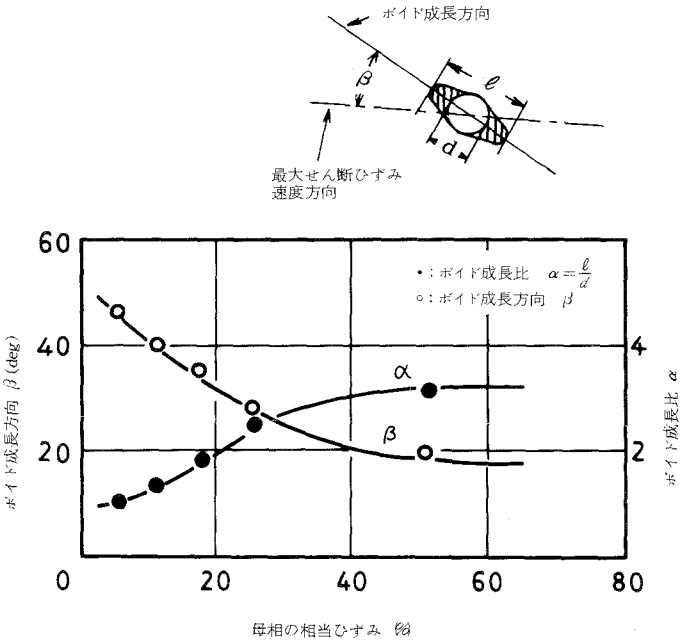
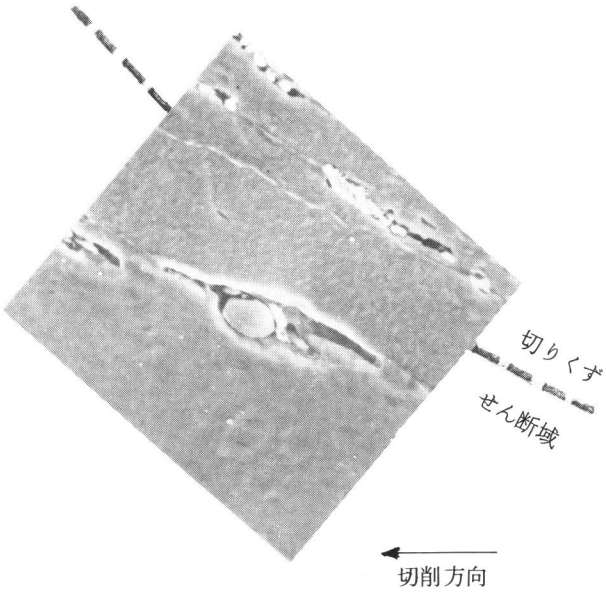


図７－２５　球状 MnS まわりのボイド成長比と成長方向

ところで，ＳＥＭ観察は試料表面からの情報に限定されるため，観察されたボイド生成現象が試料内部と異なっているのではないかということが問題になる。この点については，次の２観察例から，試料内部においてもボイド生成は，球状介在物の切削中の挙動として本質的であると考えられる。まず図７－２０に示した仕上面の観察から，多数のボイドとその中に含まれる介在物が見られる。このボイドは切込み深

さ近傍に位置した介在物によるものであり，また，試料側面近傍のみならず切削幅方向に一様に分布していることから，ボイド生成現象は試料内部においても起こっているものと推測できる。次に，図７－２６は切削を停止した試験片を電解研摩法により表面を切削幅の１／３程度除去した試料内部をＳＥＭ観察したものである。観察領域はせん断域近傍であり，介在物にともなうボイドが認められる。表面観察の場合に比較して，ボイドの形状や大きさに若干差異がみられるものの，ボイド生成そのものは確認される。



切削試験条件
図７－２に同じ

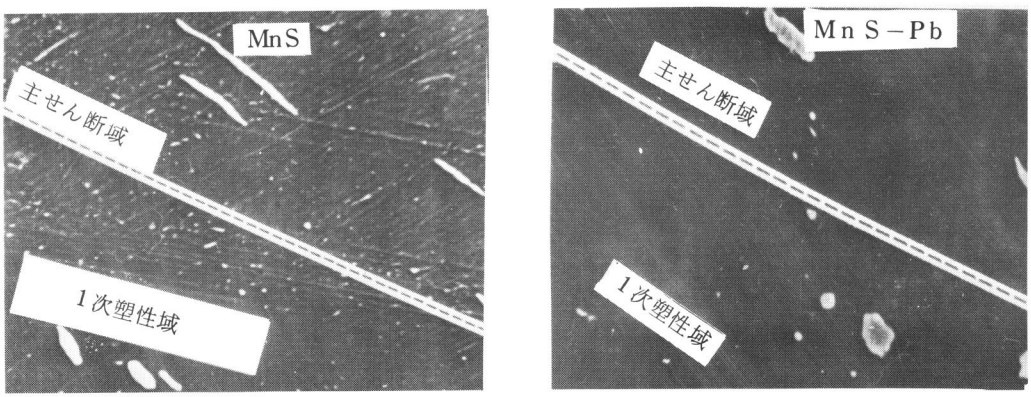
図７－２６　被削材内部で発生したボイドと介在物

ボイドはその成長比 α が約３まで成長した後，主せん断域で高い静水圧のため圧着されて，高温の場合は再溶着されて切りくず内へ流出するが，球状介在物が適当な距離で分布している場合には，図７－３に示した様なボイドの合体がしばしば起こる。このようなボイドの合体挙動は金属の延性破壊機構において非常に重要な役割を果たすことがこれまで多く指摘されて来ている。例えば，Mc Clintock[7-15] らはボイドが成長し，隣接するボイドと相接した時，その合体および材料の破壊が生じると指摘している。また，Thomsen[7-16] はボイドの大きさがボイド間の距離と同じ程度になると塑性不安定が起こり，内部くびれによって合体が生じることを解析している。本研究の結果を検討すると，図７－２１および図７－２５の解析結果からも明らかなように，ほぼ最大せん断ひずみ速度方向に成長したボイド近傍のひずみ集中はボイドの最大長さ１～２倍程度（介在物直径の３～６倍）まで及んでいるのがわかる。従って，ボイド成長方向，言い換えればせん断方向に介在物直径の６倍程度以下の間隔で介在物が分布すれば，ボイド間のひずみ集中はより著しくなり，一種の塑性不安定を起こし，ボイドの合体を引き起こすことは十分に考えられる。

以上の考察は，室温の下での球状 MnS 介在物の挙動について行ったものであるが，図７－４あるいは図７－５において示したように，球状介在物の場合は，室温から約７００℃に至る切削試験温度全域にわたって，ほぼ同様のボイドの生成・成長挙動が観察されている。これは，介在物まわりでボイドが生成するための基本的条件（介在物内部の応力集中が低いこと，界面強度が小さいこと，および変形能が低いこと）がこの試験温度領域内で満たされているためと考えられる。すなわち，まず，介在物の形状および弾

性率に，主に支配される介在物の内部応力の集中が，室温における場合と比較してより著しくなることは考えられない。また，極めて不整合な界面の結合強度が，問題としている温度領域において特に強化されることも考えがたい。高温での性質が最も変化すると考えられるのが，ＭｎＳの変形能である。Baker[7-17]らによれば確かに高温においてその変形能が増加することが明らかにされている。しかしながら，より重要なことはMnS 介在物の絶対的な変形能ではなくて，フェライト母相に対する相対的な変形能である。先のBakerらの報告では室温から１２００℃に至る試験温度でMnS の変形能が増加するものの，母相もまた延性が増加して，その結果，常に母相よりもかなり低い変形能を示すことが指摘されている。従って，母相が延性を低下するいわゆる青熱脆性温度領域では両者の変形能の差が小さくなることは考えられるものの，本実験において行った室温から７００℃に至る全試験温度領域では，MnS の変形能がかなり母相よりも小さいと考えることは無理ではない。

ところで，高切削温度における球状MnS 介在物の挙動に関して，これまでRamalingam[7-18]らは，切りくず内で観察される変形した介在物を測定することにより，介在物が著しく伸ばされていることを見出し，室温とは異なり高温では介在物は変形しやすくなるために，ボイド生成は起こらないと推測している。しかしながら，本研究によれば，先にも述べた様に高温においてもボイド生成が明確に認められており，Ramalingam らの推測とは著しく異なる。この差異は，Ramalingam らの検討が，切削後の切りくず観察に基づいた推測であるためと考えられる。すなわち，図７－２などの観察例から明らかなように介在物まわりでボイドが生成するのは，１次塑性域へ流入した直後であり，その成長は主せん断域に到達



(a)　硫黄快削鋼A　　(b)　硫黄・鉛快削鋼A

切削試験条件
(a)　図７－４(b)に同じ
(b)　図７－８に同じ

図７－２７　主せん断域近傍での介在物挙動の観察例（試料電流像）

するまでに起こっている。従って，介在物の変形挙動が問題となるのは，1次塑性域内においてであり，決して主せん断域，あるいは，切りくず内ではない。図７－２７(a)は，試料内部における主せん断域近傍の観察例（試料電流像）であるが，主せん断域においてMnS 介在物は著しく伸ばされてそのアスペクト比は１０以上に達してはいるが，1次塑性域では，その変形はそれほど顕著ではなく，アスペクト比が約２～３程度であることがわかる。従って，1次塑性域ではほぼ非変形粒子として挙動するとみなせる。このことは，切りくず内での介在物の変形の観察に基づく推測だけでは，切削中のボイド生成に関して正確な検討を行えないことを意味する。

以上の検討より，球状MnS の切削中の基本的挙動としては，切削試験温度が上昇するに従いやや塑性的に変形するものの，主せん断域に至るまでは室温から約７００℃の温度領域においてほぼ非変形介在物としてふるまい，その結果，ボイド生成をもたらすことが明らかにされた。また，約２００～４００℃にかけての温度領域においては，母性の青熱脆性のためにボイドの成長の程度はやや小さいことが知られた。なお，７００℃を越える温度領域についても母相との相対的変形能が小さい限り，ボイド生成を引き起こすことが推察されるが，本研究で行った切削試験温度の領域外であり不明である。

5.2　球状 MnS －Pb 複合介在物による内部き裂の発生機構

前項において，球状 MnS 介在物は1次塑性域でボイドの生成・成長，さらに合体をもたらし，また，主せん断域ではボイドの圧着ないしは再溶着が起こることを指摘した。球状MnS －Pb複合介在物の場合にも図７－９，図７－１０などの観察結果から明らかなように，同様なボイドの生成。成長あるいは合体挙動を示す。これは，球状MnS － Pb複合介在物も切削中，とくに1次塑性域内で非変形粒子として挙動するためと考えられる。

図７－２７(b)は主せん断域近傍のMnS－Pb複合介在物の観察例（試料電流像）であるが，主せん断域ではそのアスペクト比が４～５程度であり，一方1次塑性域ではほとんど変形が認められない。従って，球状MnS 介在物の場合と同様に母相との変形能の差異により1次塑性域においてボイドの生成・成長が引き起こされるものと思われる。



(a)　試料電流像　　(b)　鉛　分　布　　(c)　硫黄分布

図７－２８　主せん断域におけるＭｎＳ－Ｐｂ複合介在物の元素分析

ところで，球状ＭｎＳ－Ｐｂ複合介在物の挙動において極めて興味深いのは，高切削試験温度における Ｐｂ の役割である。図７－２８は主せん断域で観察されるＭｎＳ－Ｐｂ複合介在物（図７－２７で示した介在物と同一）のＸ線マイクロアナライザによる元素分析像であるが，やや変形したＭｎＳ介在物の両端部にＰｂ元素の分布が認められる。無変形状態では，球状ＭｎＳ介在物の周囲を包むように一様に分布していることを想起すると，両端部へのＰｂの移動が生じていることを示し，まことに興味深い。このＰｂの移動については次のように考えられる。

まず，１次塑性域で球状ＭｎＳ－Ｐｂ複合介在物と母相との界面でボイドが生じた後，成長しながら主せん断域に至るが，この主せん断域では高い静水圧のために圧着される。この圧着の際に，切削試験温度が高い場合は，例えばＰｂ の溶融点である３２０℃を越えるような場合には，Ｐｂ は液化して，ボイドの圧着界面に侵入して，その再溶着を防げるものと考えられる。あるいは完全に液化しなくても，極端に軟化したＰｂ がボイドの圧着界面に移動することが考えられる。言い換えれば，Ｐｂ を伴わない球状 MnS 介在物の場合，ボイドが圧着され，特に，高温では再溶着される傾向にあるのに対し，球状 MnS－Pb 複合介在物の場合は，溶融した，あるいは極端に軟化したＰｂ を含有する内部き裂が介在物の両端に形成されることになると言える。図７－２９は切りくず内に観察されるPbを含有するき裂を伴うＭｎＳ介在物の観察例（試料電流像）である。

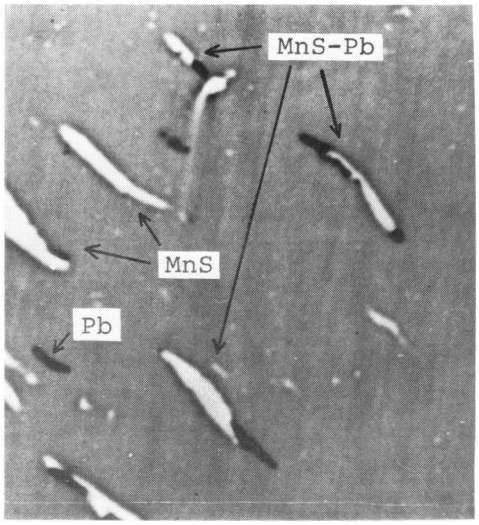
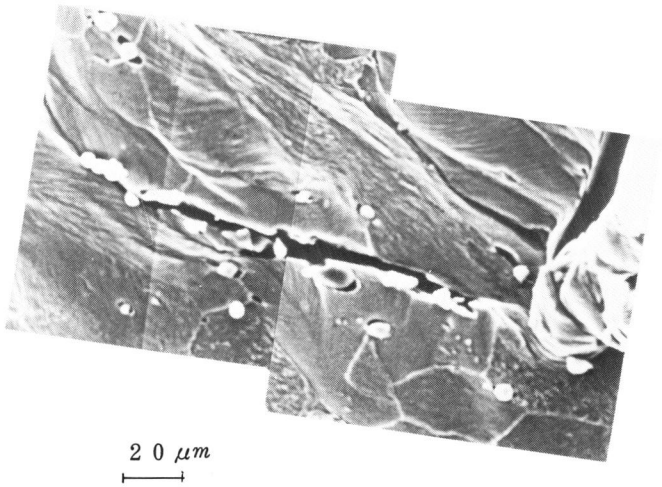


図７－２９　硫黄・鉛快削鋼の切りくず内の各種介在物（試料電流像）



切削試験条件
図７－８に同じ

図７－３０　硫黄・鉛快削鋼Ａにおけるき裂の成長挙動

以上のように，球状ＭｎＳ－Ｐｂ複合介在物の場合は非変形球状ＭｎＳによるボイドの生成・成長に次いで，軟化したＰｂによる再溶着の抑止および内部き裂の形成という，いわばＭｎＳとＰｂによる複合効果が現われることになり，そのため，硫黄・鉛快削鋼の場合，ＭｎＳおよびＰｂの各介在物の役割に加えて，この複合効果の存在は，その優れた被削性に関連して，非常に注目すべき点であると言える。例えば図７－３０に示したような主せん断域のき裂挙動のように，切削機構や切りくずの破断機構などに本質的な役割を演じるものと考えられるが，これについては後にあらためて考察する。

5.3　長楕円体状および針状介在物の破壊機構

アスペクト比が約3.0以上の長楕円体状ＭｎＳ介在物は１次塑性域で，球状介在物のようにボイド生成を伴うことがほとんどなく，介在物自体の破断が起こる。また，アスペクト比が１０以上の針状ＭｎＳ－Ｐｂ複合介在物の場合も，図７－１１に示したように介在物の破壊あるいは分断が認められた。

ところで，切削試験温度が高くなれば，介在物は延性的な伸びを示す傾向がある。図７－３１は，楕円体状ＭｎＳ介在物の破断に至るまでの最大伸び率αに及ぼす切削試験温度の影響を調べたものである。この図によると，室温から約２００℃にかけての低温度領域では，介在物はほとんど変形せずに破断に至っているのがわかる。また，温度が高くなって，４００℃あるいは600℃程度の温度領域になると介在物は無変形状態に比べて1.5倍程度に伸ばされているのがわかる。この伸びは，Ｇｏｖｅら[7-19]によるＭｎＳに対する硬さ試験において，３００～４００℃附近で硬さが急激に低下し，従って高温における延性の増加の傾向がみられることと対応しているように思われる。

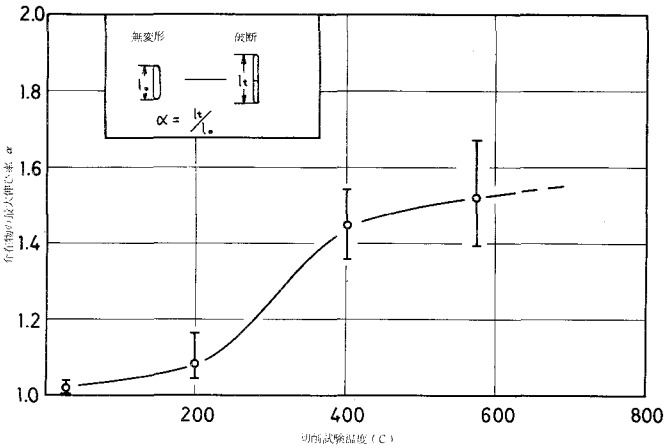


図７－３１　楕円体状介在物の最大伸び率に及ぼす切削試験温度の影響

しかしながら，重要なことは，切削試験温度の上昇に伴い介在物は伸びを示すようになるものの，結局は破断に至っているという点である。多くの実験結果から，室温から約６００℃に至る温度範囲内では，約3.0以上のアスペクト比を有する介在物は，伴う伸びの程度の差はあれ，最終的には破断に至ることが確認された。

このような破断挙動は，第3章，第5節で考察したように，主として，Ｋｅｌｌｙ－Ｔｙｓｏｎの方程式[7-20]により説明できるものと思われる。すなわち，アスペクト比が増大するに従い，介在物の内部応力が増加し，それが介在物の降伏強さを越えると塑性変形を開始するが，変形することによってアスペクト比はさらに増大するため，内部応力は結局，介在物の破壊強さに達し，破断に至ることが考えられる。

次に，破断後の介在物の挙動を検討する。介在物は破断部分に内部き裂の形成をもたらすことになるが，このき裂はほとんど成長しない。それは，破断によって近傍の応力集中が緩和されること，および，破断後直ぐに主せん断域に至る場合が多く，近傍の高い静水圧縮応力がその成長を抑止することによるものと思われる。

また，アスペクト比が大きい介在物においては，界面の極く近傍については不明ではあるが，介在物まわりに有意なひずみの集中が生じないことが図７－２２あるいは図７－２４から知られる。これは球状介在物まわりのボイドの成長に伴うひずみ集中の様子とはかなり異なる。それ故，ボイドの合体などによる破壊の成長が期待できず，平均的には球状介在物の場合ほど主せん断域は脆化しないと言える。

5.4　各種介在物の挙動ならびに切削現象に及ぼすその影響

5.4.1　各種介在物の切削中の挙動の総括

これまで，各種快削介在物の切削中の挙動を明らかにして来たが，これらの介在物の役割について検討するに先立ち，本項では，その総括を行う。図７－３２は，球状Ｐｂ介在物，長楕円体状ＭｎＳ介在物，球状ＭｎＳ介在物，球状ＭｎＳ－Ｐｂ複合介在物の１次塑性域における挙動を模式的にまとめたものである。

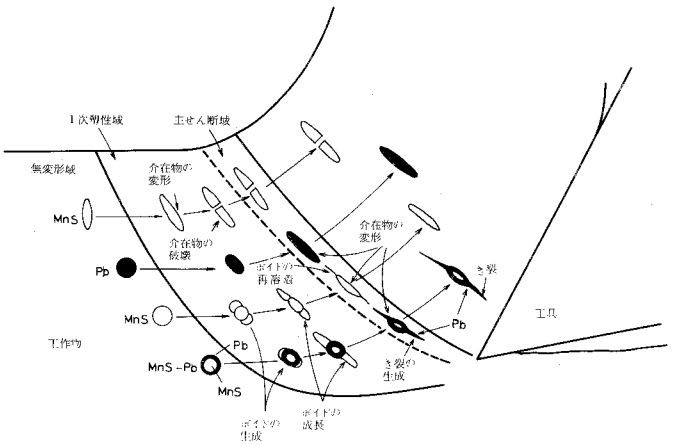


図７－３２　各種介在物の切削中の挙動を示す模式図

まず，Ｐｂ介在物については，その変形能が母相の変形能に比較して十分に大きいため，母相の変形に追随して塑性変形し，長く伸ばされて切りくず内へ流出する（図7−29の切りくずの観察写真参照）。

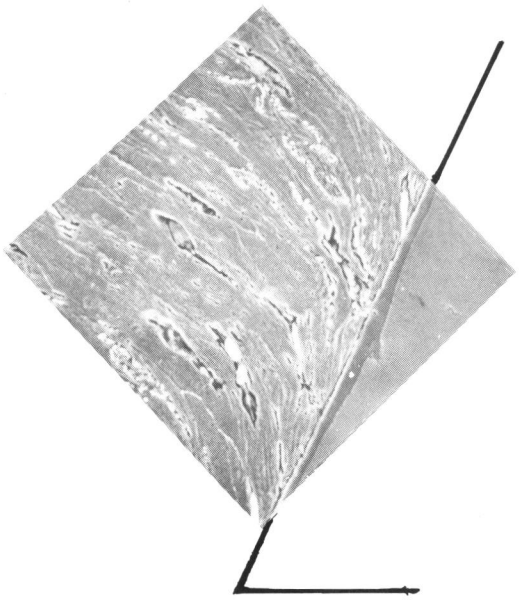
次に，母相よりも変形能が低くかつアスペクト比が大きい長楕円体状ＭｎＳ介在物の場合は，介在物内部に応力集中が起こり介在物自体がやや変形した後破断に至り，内部き裂の発生をもたらす。しかしながら，この内部き裂は主せん断域での静水圧効果などによりあまり成長せず，切りくず内には分断された介在物が残留することになる。また，アスペクト比が非常に大きい針状ＭｎＳ－Ｐｂ複合介在物の場合もほとんど同様の挙動を示す。

また，球状ＭｎＳ介在物の場合は，１次塑性域において高切削試験温度では多少変形はするが，ほぼ非変形粒子としてふるまい，母相との界面で最大主応力方向に剥離が起こりボイドが生成する。ボイドは１次塑性域において著しく成長するが，主せん断域において高い静水圧のために圧着ないしは再溶着（高切削温度の場合）される。従って，切りくず内には顕著なボイドやき裂などの局所的破壊はあまり残留しな

いことになる。

さらに，球状MnS－Pb複合介在物の場合は，高切削試験温度においてもあまり変形せず球状MnS介在物とほぼ同様に1次塑性域でボイドの生成・成長を引き起こす。主せん断域においてボイドは圧着されるが，高切削温度ではPbが圧着界面に浸入して再溶着が妨げられる。その結果，溶融，あるいは，軟化したPbを含有する内部き裂が介在物の両端部に形成されることになる。

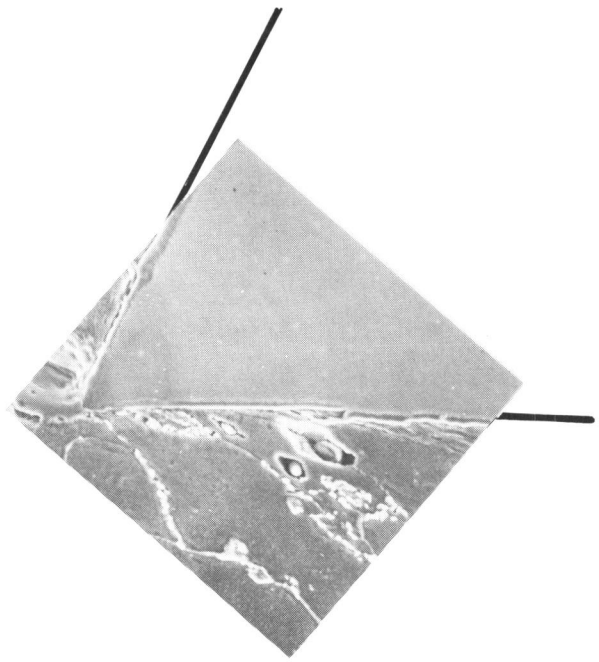
以上は，主として，1次塑性域および主せん断域における介在物の挙動であるが，2次塑性域では多少異なる様子を示す。例えば，図7－33は室温で硫黄快削鋼Aを切削した場合のすくい面近傍の介在物の挙動を観察したものであるが，すくい面との接触面近くでは室温にもかかわらず，また，球状介在物であるにもかかわらず著しく引き伸ばされているのがわかる。これは，接触面近傍の激しい2次変形のためと考えられる。また，逃げ面下方の切削面近傍では，図7－34に示すように介在物まわりでボイドが生じているのが認められる。



30 μm

切削試験条件
図7－2に同じ

図7－33　すくい面近傍での介在物の変形とボイド生成（試料内部観察）



30 μm

切削試験条件
図7－2に同じ

図7－34　逃げ面下方での介在物の挙動

5.4.2　切りくず形態に及ぼす介在物挙動の影響

快削介在物の最も重要な役割のひとつは，切りくず処理性の改善であり，この切りくず処理性に直接関連する切りくず形態に及ぼす介在物の役割については，従来いくつかの研究[7-21]があるものの，あまり解明されてはいない。例えば，緒言においても指摘したように，硫黄・鉛快削鋼の極めて優れた切りくず処理性は，如何なる機構でもたされるのかは十分明らかにされていない。

切りくず形態にほぼ決定的な役割を演ずるのは，刃先き裂の発生・伝播挙動であるが，このき裂の発生・伝播機構に及ぼす各種介在物の影響を次に考察する。

まず，刃先き裂の発生については，第3章および第4章において明らかにしたように，逃げ面下方の静水引張場によるもの，および，介在物などの局所的脆性因子と切刃の遭遇に起因するものとがあるが，快削鋼の場合には，当然のことながら介在物の含有率が通常材料よりもかなり高いため，後者の方がより支配的であると考えられる。すなわち，球状介在物の場合には生成したボイドが，一方，アスペクト比の大きい介在物の場合にはそれ自体の破断によって生じた内部き裂が，それぞれ切刃に遭遇して刃先き裂が発生する。

次に，刃先き裂の成長あるいは伝播機構に大きな役割を果たすのは，球状介在物まわりのボイドの成長・合体挙動である。すなわち，1次塑性域において介在物直径の3～6倍程度以内の適当な距離に球状介在物が分布している場合は，ボイド間にひずみ集中が起こり，ボイドの合体をもたらし，その結果，刃先き裂が伝播して切りくずが不連続型を呈するようになる。この時，切削試験温度が青熱脆性域であれば，母相の脆化のために，き裂の伝播はより著しくなると考えられる。しかしながら，介在物の分布が密でない場合には，主せん断域で圧着ないしは再溶着されるため刃先き裂は充分には伝播しない。ところが，球状MnS－Pb複合介在物の場合には，高切削温度においてその複合効果により内部き裂が生成するため刃先き裂は主せん断域を伝播しやすくなる。また，Mostovoy[7-22]が指摘するように溶融Pbはき裂の伝播を促進することが考えられる。図7－30はそのようなき裂伝播挙動を示す。また，主せん断域を伝播・貫通しなくても溶融Pbを含有するき裂が切りくず内に残留するため，やはり切りくずの破断性は向上する。

従って，不連続型切りくずは，球状介在物の場合によく生成し，また，その傾向が最も著しいのは球状MnS－Pb複合介在物の場合であると言える。図7－14の実験結果は球状MnS－Pb複合介在物を含む硫黄・鉛快削鋼Aが最も不連続型切りくずを生成する領域が大きく，とくに，硫黄快削鋼に比較して約100℃高温側まで不連続型切りくずを生成する傾向が強いことを示しており，先の考察とよく対応していると言える。切削速度の観点からみた場合，この約100℃の差は切削速度にして約50 *m*／*min*高速側まで不連続型切りくずを生成することにほぼ対応する[7-23]。さらに，Pbの潤滑作用などによる冷却効果があるとすれば，両快削鋼の差異はより大きくなることが期待される。

以上議論して来たように，硫黄・鉛快削鋼の極めて優れた切りくず処理性は基本的には球状MnS－Pb複合介在物の複合効果による内部き裂の発生によってもたらされるものと考えることができる。

5.4.3　切削力の変動に及ぼす介在物挙動の影響

図7－17および図7－18に硫黄快削鋼Aならびに硫黄・鉛快削鋼Aの切削力の測定例を示した。まず，切削力の変動挙動に注目する。両快削鋼において，ともに，約250℃附近では増減の著しい周期的な変動曲線を示しているが，これは，前項において明らかにしたように，球状MnS介在物ならびに球状MnS－Pb複合介在物まわりにボイドの成長・合体が起こり，また，母相の青熱脆化のために，刃先き裂が充分に主せん断域を伝播し，切りくずが不連続型になるためと考えられる。約450℃の場合を見る

と，硫黄快削鋼Aが増減の小さな切削力を示しているのに対して，硫黄・鉛快削鋼Aはかなりの変動が見られる。これは，前者の場合は，延性の回復と，ボイドの再溶着作用のために，切りくずが準連続型を示すようになるのに対し，後者においては，MnSとPbの複合効果によるき裂の生成・伝播が起こり，切りくずが不連続型となるためと考えられる。さらに，高温の約600℃以上では，両快削鋼ともに，切りくず形態が準連続型になるのにともない，切削力はほぼ定常なパターンを示すようになる。

一方，切削力のレベルを比較すると，両快削鋼ともに約250℃で大きく低下しているが，これは母相の脆化とボイド挙動のために，主として平均的なせん断面積が減少することに由来している。両快削鋼の差異は450℃附近で表われ，硫黄・鉛快削鋼Aがやや低い値を示しているが，これについては，先述したように，主に球状MnS－Pb複合介在物の複合効果による脆化に起因するものと思われる。

このように，室温における両快削鋼の機械的強さに有意差がほとんどないこと（表7－3に示す）を想起すると，約300℃以上の高温切削中における球状MnS－Pb複合介在物の複合効果がかなり影響を及ぼしていると言える。

表7－3　硫黄快削鋼Aおよび硫黄・鉛快削鋼Aの機械的性質

機械的性質 / 被削材	引張強さ（kg／mm²）		絞り（%）		硬さ（H_B）
	縦目	横目	縦目	横目	
硫黄快削鋼A	39	39.5	63	35	110
硫黄・鉛快削鋼A	38	36.5	63	37	112

5.4.4　仕上面性状に及ぼす介在物挙動の影響

普通鋼などに比べて快削鋼の場合は，介在物が切込み深さ近傍に位置する頻度は高く，従って，切刃と遭遇する確率も高くなるために刃先き裂の発生が頻繁に起こる。これは，切りくず処理性や切削力の低下という観点からみた場合には望ましいと言えるが，仕上面性状の観点からは必ずしも望まれることではない。

すなわち，図7－20に示したように，快削鋼中の介在物はボイドやき裂を伴って切削仕上面に残留する場合が多い。このため，仕上面には損傷が生じ，その性状は劣化する。例えば硫黄快削鋼Aの切削仕上面のあらさ曲線（切削方向）から最大高さあらさRmax（繰返し数5回の平均値）を求めると，準連続型の場合は約5.7 μm，構成刃先を伴う場合は約21.3 μmにもなり，かなり大きなあらさを生じている。このような傾向は，硫黄・鉛快削鋼の場合も見られ，あまり差異はない。もちろん，従来の研究にもあるように，切削力の低下や工具面の潤滑などを通して工具摩耗が抑制される結果，例えば高切削温度域において仕上面性状が改善されるというような，快削介在物のいわば間接的な効果は期待される。しかしなが

ら，直接的には介在物の存在は刃先き裂の発生を促進する限り，良好な効果をもたらささいと言えよう。

ところで，仕上面に残されたボイドやき裂は，幾何学的な性状を悪化せしめるばかりでなく，これらの欠陥は製品の種々の機械的強さを劣化せしめることが考えられる。例えば，切削仕上面が製品の接触面として使用される場合，その摩擦や摩耗挙動に対して表面ないしは表面近傍の介在物に起因する欠陥が種々の影響を与えることが考えられる。この点については，次節で検討を行う。

第6節　切削仕上面の摩耗挙動に及ぼす介在物の影響

6.1　概　　説

前節までに，快削鋼の切りくず生成機構ならびに切削現象における各種介在物の役割を明らかにして来た。その結果，介在物は切りくず処理性や切削力の観点からは良好な役割を演じるものの，切削仕上面にはボイドやき裂などの欠陥を残留せしめるためその性状は劣化する傾向があることを指摘した。

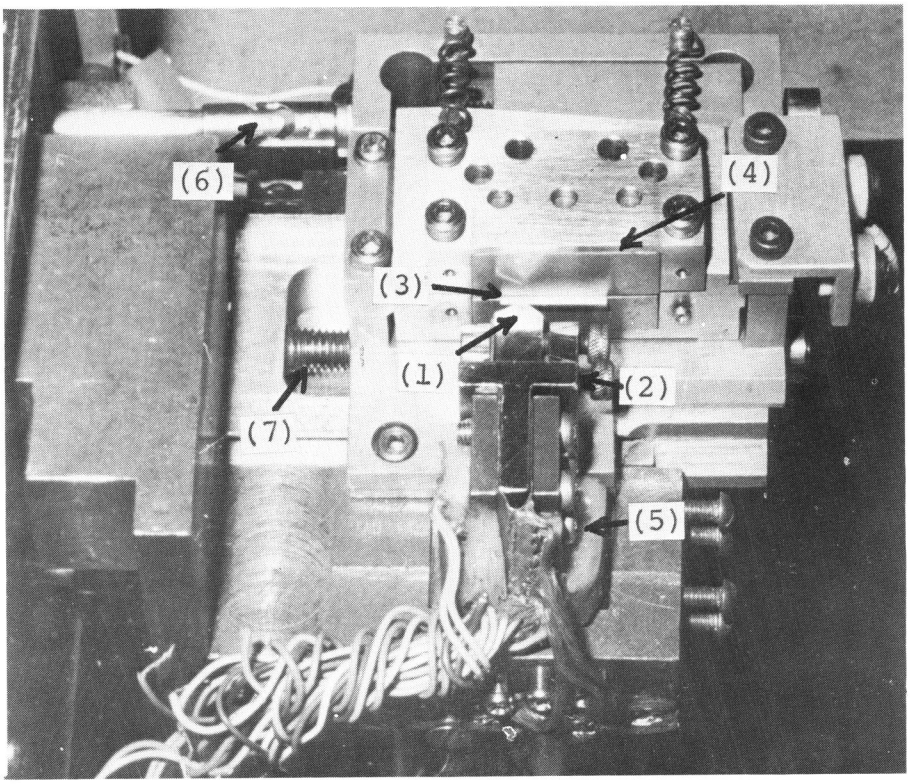
本節では，切削加工面が製品の接触面として使用に供される場合を想定して，切削仕上面の表面ないしはその近傍の介在物に起因する欠陥が，表面損傷挙動，特に摩耗挙動に如何なる影響を与えるかを検討する。

ところで，金属間の接触の際に生じる摩耗については，従来，アブレッブ摩耗，凝着摩耗，フレッティングなどがあることが知られており(7-24)，また，摩耗粉の形状やその生成機構についても種々の考えが提唱されている。しかしながら，今日においてもなお十分に解明されていないことの理由のひとつは，主として従来の研究の多くが摩耗後の観察に基づいているため，摩耗の進行過程を動的に観察していないことが考えられる。

そこで，本節においては，摩擦に伴う快削鋼の切削面損傷過程をＳＥＭで直接観察し，摩擦粉形成機構における介在物の役割を検討する。

6.2　実験装置ならびに実験方法

図７－３５に示す摩擦試験装置をＳＥＭ内に装着して用いる。摩擦試験は硬金属材料として高速度工具鋼ＳＫＨ－９を選び，図７－３６に示す各種形状のスライダに作成して使用し，また，軟金属材料として硫黄・鉛快削鋼Ｂを用いて無潤滑で行なう。摩擦速度は0.１５㎜／minであり，摩擦試験温度は室温で行う。摩擦試験片の表面処理は本章第２節と同様であり，また，ＳＥＭ直接観察の実験手順も，第２章とほぼ同様である。



(1) 硬金属スライダ　(2) スライダ保持部　(3) 軟金属材料
(4) 軟金属保持部　(5) 動 力 計　(6) 軸A（垂直荷重）
(7) 軸B（相対すべり）

図７－３５　ＳＥＭ内摩擦試験装置



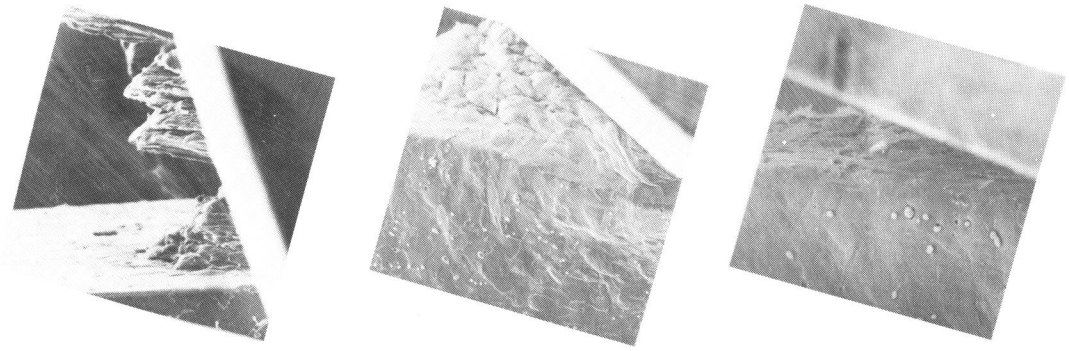
β：スライダ先端角

図７－３６　スライダの形状

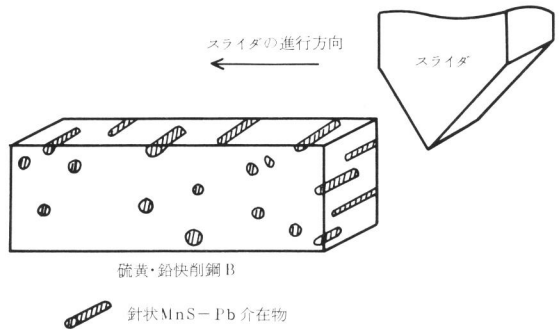
6.3　実験結果ならびに考察

6 3.1　表面損傷挙動

まず，表面損傷挙動に及ぼすスライダ形状の影響を検討する。図７－３７(a)，(b)，(c)はそれぞれスライダの先端角 2β を４０°，９０°，１４０°に変化させた場合の表面損傷挙動の観察例である。同図の摩擦は，スライダによる押込み量を１０ μm の一定とし，また処女表面に対して行ったものである。先端角が４０°の場合は，同図(a)から知られるように，不連続型切りくずが生成され，負のすくい角（－20°）による切削



(a) $2\beta = 40°$　(b) $2\beta = 90°$　(c) $2\beta = 140°$



摩擦方向を示す模式図

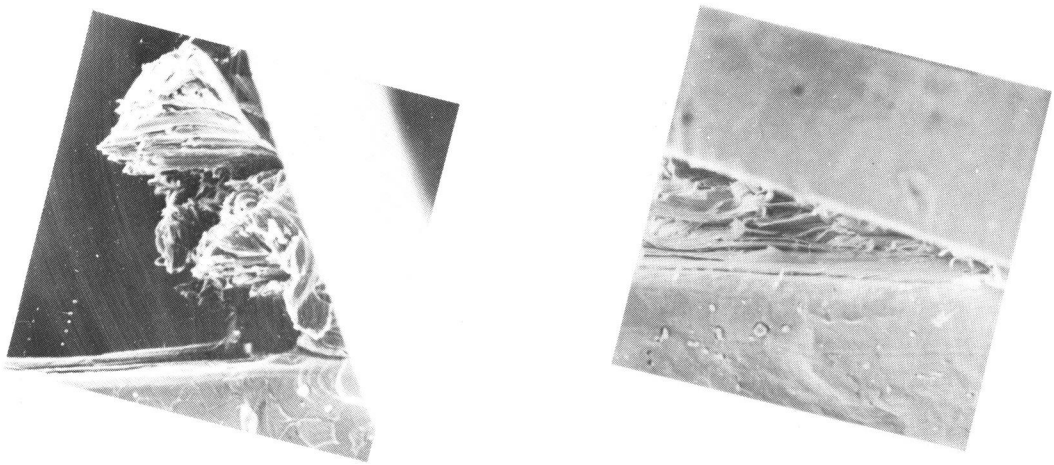
摩擦試験条件

軟 金 属：硫黄・鉛快削鋼B
スライダ：SKH 9（先端角 2β ）
押込み量：10 μm 一定
摩擦速度：0.15 mm/min

図 7－37　表面損傷挙動の観察例（1回目摩擦）

状態となっている。これに対し，同図(b)の $2\beta = 90°$の場合では，スライダ前方に盛上りが生じており，さらに先端角が大きくなると盛上り量が少い摩擦状態となっているのがわかる。このように先端角の増加にともない切削状態から盛上り状態，さらに摩擦状態へと表面損傷挙動は変化する。

次に，繰り返し摩擦の結果を検討する。図7－38(a)，(b)はそれぞれ先端角が40°および140°の場合の繰り返し摩擦の結果を示す。$2\beta = 40°$の切削状態では1回目と同様に切りくず生成が見られるのに対し，$2\beta = 140°$の摩擦状態ではスライダ前方に薄片の生成が観察されるのが注目される。この薄片生成は先端角および先端丸味が大きくなるに従い著しくなる。そこで，この薄片生成過程をより詳細に検討するために，$2\beta = 120°$で100 μmの先端丸味を施したスライダを用いて，繰返し摩擦試験を行った結果を図7－39に示す。同図(a)，(b)，(c)の連続観察写真より明らかなように，摩擦の進行に従い，同図の矢印の示すごとくスライダのかなり前方の表面で薄片がめくれ上るのが認められる。この薄片の厚さは1～3 μmであり，スライダ前方に多数生成している。このような薄片の形成は主せん断域が形成されて切



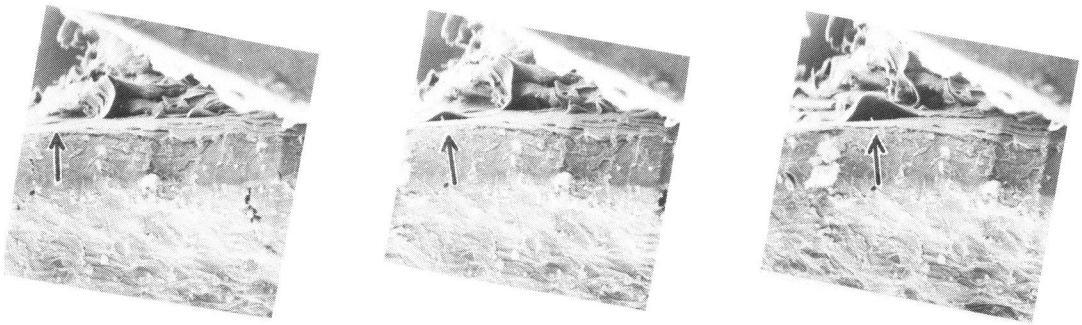
50 μm
(a) $2\beta = 40°$

10 μm
(b) $2\beta = 140°$

摩擦試験条件

軟 金 属：硫黄・鉛快削鋼B
スライダ：SKH9（先端角2β）
押込み量：10 μm一定，摩擦速度：0.15 mm／min

図7－38　繰り返し摩擦による表面損傷挙動



(a)　28 μm ⟶ (b)　38 μm ⟶ (c)

50 μm

摩擦試験条件

軟 金 属：硫黄・鉛快削鋼B
スライダ：SKH9（先端角120°，先端丸味半径100μm）
垂直荷重：10 kg 一定，摩擦速度：0.15 mm／min

図7－39　繰り返し摩擦による薄片形成過程の連続観察例

りくずが生成するような切削機構やあるいは材料の一部の塑性的な盛上り機構とは明らかに異なっており，興味深い挙動である。さらに注目すべき点は1回目の摩擦ではこのような薄片生成が起こらないことであり，これは前回の摩擦によって接触面近傍に薄片生成の要因がもたらされることを示唆している。

6 3.2　接触面近傍の介在物挙動

摩擦中のスライダ接触面近傍の介在物挙動を直接観察した結果を図７－４０に示す。スライダの進行に伴い介在物と母相の界面に剝離が起こりボイドが生成・成長して，著しく伸長してゆく様子が認められる。この挙動は，例えば図７－３４のような切削中の逃げ面下方の介在物挙動と類似しており，同様の生

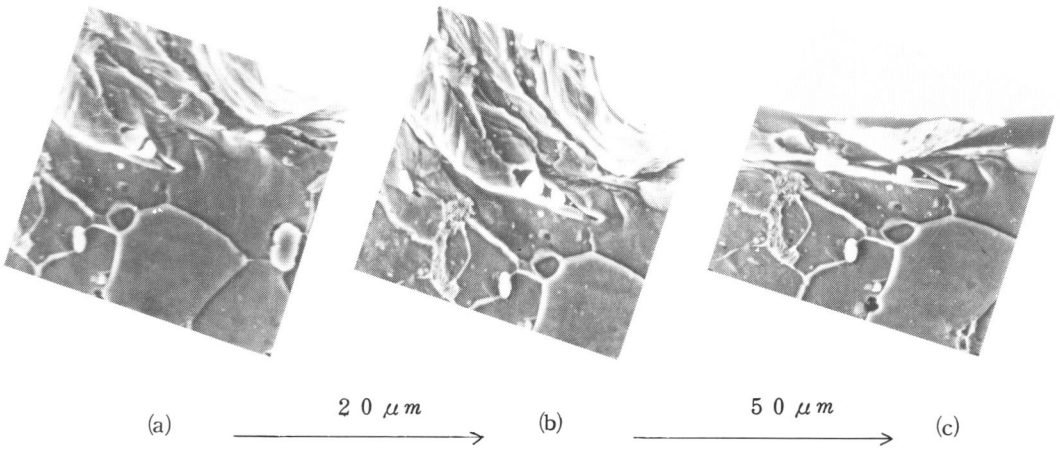
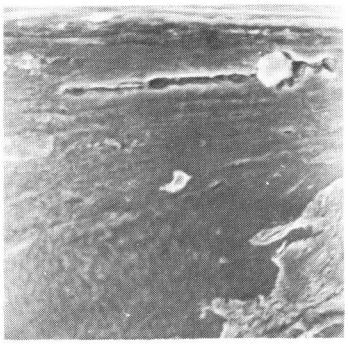


図7－40　摩擦面近傍の介在物挙動

成・成長機構によるものと考えられる。このボイドの成長，ないしは伸長挙動は，垂直圧の増加，スライダ先端丸味半径の増大，さらに繰り返し数の増大などにより，皮下層の流動状態が激しくなればなるほど，より顕著になる傾向がある。図７－４１は摩擦後の皮下層の断面のSEM観察例であるが，ボイドは介在物直径の8倍以上にも伸長しているのがわかる。

図７－４２は接触面近傍の皮下層の変形量（相当ひずみ）とボイドの伸長比α（$\alpha=(a-b)/(a+b)$，ここでaはボイドの長径，bはボイドの短径）の関係を求めたものである。摩擦に伴う著しい塑性流動の結果，介在物まわりで生成したボイドは著しく伸ばされているのがわかる。同図の相当ひずみが約2以下の領域は，通常の切削における逃げ面下方の摩擦状態にほぼ対応している。

以上検討して来たように，接触面近傍の介在物は摩擦によって，皮下層に著しく伸長したボイドを生成することが明らかにされたが，この皮下層の伸長したボイドが次回の摩擦における薄片状摩耗粉の形成の主な要因となることが考えられ，次にその形成機構について考察する。



摩擦試験条件　10 μm

軟 金 属：硫黄・鉛快削鋼B
スライダ：SKH 9（先端角 120°）
垂直荷重：10 kg
摩擦速度：0.15 mm/min

図７－４１　皮下層で観察される介在物と著しく伸長したボイド

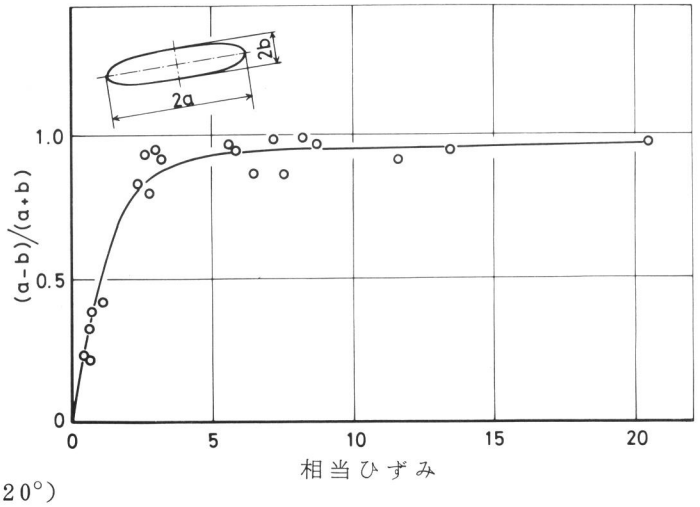


図７－４２　ボイドの伸長比 α と皮下層の相当ひずみの関係
（$\alpha=(a-b)/(a+b)$）

6.3.3　薄片状摩耗粉の形成機構

図７－４３は，薄片状摩耗粉の形成機構を示す模式図である。すなわち，まず図７－４３(a)のように前回の摩擦により，接触面近傍の介在物まわりに著しく伸長したボイドが形成される。従来，例えば津谷[7-25]やSuh[7-26]らによって指摘されている皮下層でのき裂の生成は，このような機構で起こっているものと考えられる。次に，同図(b)に示すように次回の摩擦により，スライダ前方の表面近傍の摩擦方向の圧縮応力に起因して，伸長したボイドに沿って剝離が起こり，薄片がめくれ上るように形成されるものと考えられる。

このように，介在物を多数含有する快削鋼の切削仕上面は，前節に明らかにした刃先き裂の生成に伴うボイドやき裂に加えて，切削中の逃げ面との摩擦や，切削後の他の金属との摩擦により，介在物まわりにボイド，あるいはき裂を生成することが考えられ，その表面性状は良質とは

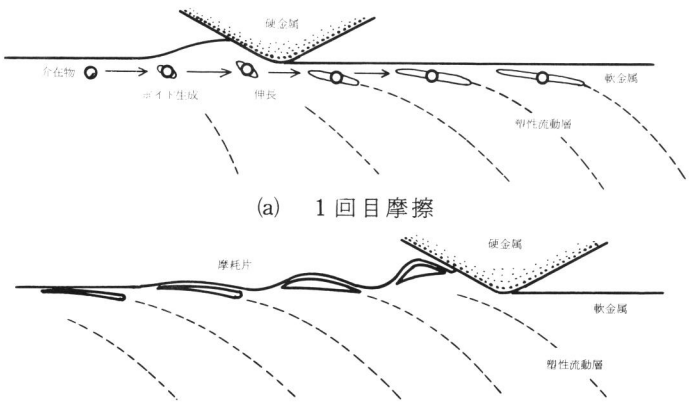


図７－４３　繰り返し摩擦による薄片状摩耗粉形成機構を示す模式図

いいがたい。また，繰り返し摩擦が作用するような使用に供される場合には，たとえ，摩擦状態が軽微であっても，遂には薄片状の摩耗粉の形成により表面が損傷されることが考えられ，表面近傍での介在物の存在は有害であると言えよう。

第7節　結　　言

硫黄快削鋼ならびに硫黄・鉛快削鋼に含まれる各種快削介在物（球状MnS，長楕円体状MnS，球状MnS−Pb，針状MnS−Pb および球状Pb の5種類）の室温から約７００℃に至る切削試験温度における切削中の動的挙動を直接観察することにより，快削鋼の破壊機構ならびに切りくず生成機構におけるこれら介在物の役割を明らかにし，さらに，切削仕上面性状などに及ぼす影響について検討した。その結果，次のような諸点が明らかとなった。

1）球状MnS 介在物は室温から約７００℃に至る全切削試験温度領域において，1次塑性域ではほぼ非変形粒子としてふるまい，母相との界面でボイド生成およびその成長を伴う。その生成方向はほぼ最大主応力方向であり，成長とともに最大せん断ひずみ速度方向へ近づく。隣接介在物が介在物直径の数倍程度以下の距離に分布する場合は，ボイド間にひずみが集中して合体に至り，主せん断域でのき裂の伝播に寄与する。しかし，介在物間の距離が大きい場合には合体は起らず，主せん断域で高い静水圧のためにボイドは圧着ないしは再溶着されて切りくずへ流出する。

2）球状MnS−Pb 複合介在物も球状MnS 介在物と同様に1次塑性域でほぼ非変形粒子として挙動し，ボイドの生成・成長・合体を伴う。しかしながら，約３００℃以上の切削試験温度領域では異なった挙動を示し，主せん断域におけるボイドの再溶着をMnS まわりのPb が妨げ，MnS 介在物の両端部に溶融Pb を含有する内部き裂を生成するという複合効果を示す。

3）アスペクト比が大きく約3.0以上のMnS 介在物はPb の有無にかかわらず，1次塑性域で破断する。高切削試験温度になるに従い，最大で1.5倍程度に塑性的に引き伸ばされるが，約７００℃に至る全切削試験温度領域では，結局，破断に至る。この破断の結果生じる内部き裂は顕著には成長せず，それ故，切りくず形態にはあまり影響を与えない。

4）単相で分散するPb 介在物は，その変形能が高いために，1次塑性域および主せん断域で母相の変形に伴って著しく変形する。

5）5種類の介在物のうち，ボイドの成長・合体機構あるいは内部き裂の生成機構を通して刃先き裂の成長・伝播に最も寄与するのは球状MnS−Pb 複合介在物である。従って，不連続型切りくずを生成する温度域が最も広い（約２００℃〜約５００℃）のは球状MnS−Pb 複合介在物を含有する硫黄・鉛快削鋼Aであり，この複合効果は，この快削鋼の極めて優れた切りくず処理性を良く説明する。

6）切込み深さ近傍に位置する介在物は，刃先き裂の発生源となるため，切りくず処理性や切削力の低減の観点からは望ましいが，切削仕上面にき裂やボイドを残留せしめるため，その性状は劣化する傾向にある。

7）切削仕上面の表面ないしはその近傍の非変形介在物は硬金属（高速度工具鋼ＳＫＨ－９）との繰り

返し摩擦により，著しく伸長したボイドを皮下層に生成し，薄片状の摩耗粉の生成に至らしめる大きな要因となるため，表面損傷の点からは有害と言える。

第8章　結　　論

本研究においては金属切削加工における諸問題に深く関与している破壊機構を基礎的に解明することを目的として，各種切りくず生成過程に伴う破壊挙動の微視的な観察と局所的な力学的解析を行い，破壊の発生・成長・伝播機構を明らかにするとともに，切りくず生成機構や仕上面生成機構に対するその役割について検討した。本研究において得られた結論を総括すると以下に示すとおりである。

第1章では，本研究の背景となる切削加工に伴う被削材の破壊機構を基礎的に解明することの重要性と問題点を指摘した後，研究の目的を明らかにした。

第2章では，本研究の目的を遂行するために，微視的かつ動的観点に立脚した新しい実験的手法ならびに解析方法を確立した。すなわち，切りくず生成過程およびそれに伴う破壊挙動の高倍率・連続観察を可能にする走査型電子顕微鏡内温度制御微小切削試験装置を開発した。本試験装置を用いると室温から約800℃に至る切削試験温度のもとでの切削現象を50～10,000倍の倍率で直接観察でき，また，同時に切削力の測定を行うことができる。さらに，介在物まわりやき裂近傍の局所的な応力・ひずみ解析を行うために，走査型電子顕微鏡連続観察に基づいたVisioplasticity法を開発した。本解析法は微小介在物や微小析出物，エッチ・ピット，結晶粒界の特異点などを節点として三角形要素を構成し，その節点変位を連続観察に基づいて測定することにより，微小領域内の力学的解析を行うものである。

第3章では，巨視的には連続型であっても，微視的に観れば，数μm程度のき裂やボイドなどの局所的破壊を内包する準連続型切りくず生成過程を取上げ，その破壊機構の解析を行った。局所的破壊には大別して2種類の発生機構がある。すなわち，球状介在物まわりのボイド生成や析出物の破壊のように，1次塑性域における各種の微視的欠陥近傍の応力やひずみの集中に起因して発生するものと，刃先のやや後方，逃げ面下方における静水引張場が第1次的な要因となって切削面の開口により発生するものがある。前者の局所的破壊は切削の進行とともに，1次塑性域内で成長するが，主せん断域に至ると高い静水圧のために成長を停止させられ，内部き裂として切りくず内へ流出する。後者の刃先き裂はほぼ最大せん断ひずみ速度方向に成長するが，主せん断域では静水圧効果によってその成長が抑制されるために巨視的な大きさには至らず，切りくず裏面近傍に残留する。さらに，これらの局所的破壊は切りくずの破断性や仕上面性状に影響を与えることが示された。

第4章では，各種不連続型切りくず生成過程に伴うき裂の発生・成長・伝播機構を明らかにした。き裂の発生は切りくず形態にかかわらずほぼ同様に，逃げ面下方の静水引張場に起因して発生するが，その発生場所はき裂型の場合が刃先に最も近く，ついで，せん断型，むしれ型の順で，より刃先後方になる傾向にある。発生後のき裂の成長・伝播機構は切りくず形態により大きく異なる。すなわち，せん断型においては，き裂は切刃に遭遇するまでの初期成長を経て，ほぼ最大せん断ひずみ速度方向に成長するが，全破断長さの半分程度に成長した後は，主せん断域の形成ならびに塑性ひずみの著しい集中により急速に伝播・貫通する。むしれ型の場合のき裂は，初期成長の後，切刃のき裂への食い込みによって大きく開口されることにより成長し，その方向は最大主ひずみ速度方向にほぼ直角方向である。さらに，き裂型の場合は，

2種類のき裂形態が認められ，切刃に先行して伝播する先行き裂と，その伝播方向が一定とならない不安定き裂がある。両者ともに脆性き裂であるが，前者の伝播方向が最大主応力方向にほぼ直角であるのに対し，後者の方向は微視的な脆性要因に大きく支配されるため非常に不安定である。これらのき裂挙動は切りくず処理性の向上の観点からは望ましいが，切りくずの分離機構が主として切刃近傍の破壊によって行われるため，切削仕上面性状を著しく劣化せしめる要因となることが明らかにされた。

第5章では，構成刃先を伴う切りくず生成過程における破壊挙動を観察することにより，鼻型構成刃先の生成・成長・脱落機構に対するその役割を検討した。構成刃先の生成・脱落過程は，1）加工硬化を著しくうけた被削材の一部が刃先に付着ないしは凝着する発生段階，2）逃げ面側き裂，ついで，すくい面側き裂の発生により，2次塑性流れの滞留層や単なる付着物とは明瞭に異なる形態を示すようになる形成段階，3）両き裂の成長と塑性ひずみの集中域の進展により断続的に被削材の一部がその先端に堆積する成長段階，および，4）その一部または全体がき裂の伝播により，あるいは，塑性流動的に分離する脱落段階の4段階に大別される。このうち，2），3），4）の各段階において，き裂挙動が重要な役割を演じる。逃げ面側き裂は逃げ面下方の静水引張り場に起因して発生する。一方，すくい面側き裂は，切刃近傍の塑性変形が強く拘束されるために，刃先から離れたすくい面上方から前方にかけての2次塑性域でひずみの集中域が形成され，その結果生じるせん断延性破壊によるものである。発生後，逃げ面側き裂は第2すべり線に沿って，また，すくい面側き裂は第1すべり線に沿って，それぞれ，ほぼ最大せん断ひずみ速度方向に成長する傾向がある。この時，最大せん断ひずみ速度方向は刻々変化し，また，き裂先端から前方に向かって，順次新しいすべり線およびひずみの集中域が形成されるため，き裂の成長挙動は不連続となり，構成刃先は層状の堆積構造を呈することになる。さらに，逃げ面側き裂は構成刃先の脱落片とともに仕上面に残留するために，仕上面性状は著しく劣化することが示された。

第6章においては，純アルミニウム，純鉄，およびβ黄銅の単結晶ないしは粗大結晶粒に対して，切削試験（最小切込み深さ 0.4 μm）を行い，その連続型切りくず生成過程に伴う層状すべり構造の形成機構を主に検討した。純アルミニウム，純鉄，およびβ黄銅のいずれの場合にも，結晶粒径に対して十分小さい切込みによる切削においては，通常の多結晶材料の切削とは明らかに異った連続型切りくずが生成され，主せん断域でPiispanen のカード・モデルに類似した刃先近傍から自由面に至る直線的な層状すべり構造が形成されるのが観察された。この層状すべり構造は数μm程度の厚い層内での微小なすべり（0.5～1.0 の平均せん断ひずみ）の後に，0.1 μm以下の極めて薄い層内での巨大なすべり（10.0 以上の平均せん断ひずみ）が急激に生じることによって形成されるものとみなされた。β黄銅においては，実験した結晶方位と切削系の幾何学的な関係の範囲内で，せん断角に相当する層状すべり方向は，52°～70°の高い値を示した。この層状すべり方向を活動すべり系と対応させて基礎的な結晶塑性学的考察を行った。また，その層状すべり間隔は切込みの増加とともに増加し，10～20 μmの切込みになると数μmの値に飽和する傾向が見られた。さらに，純アルミニウムの切削力の結晶粒方位による変動は，主として平均せん断ひずみの方位依存性に起因するものであることが示された。

第7章では，第3章から第6章までの基礎的検討をふまえ，硫黄快削鋼ならびに硫黄・鉛複合快削鋼の

破壊機構に対する各種介在物の役割を明らかにした。球状MnS介在物は室温から約700℃に至る全切削試験温度領域において，1次塑性域ではほぼ非変形粒子としてふるまい，母相との界面でボイドの生成およびその成長を伴う。その生成方向はほぼ最大主応力方向であり，成長とともに最大せん断ひずみ速度方向に近づく。この成長過程で，隣接介在物が介在物直径の数倍以下の距離で分布する場合は，ボイド間にひずみが集中し，合体に至る。合体が起こらない場合は主せん断域で圧着ないしは再溶着されて切りくずへ流出する。これに対し，球状MnS－Pb複合介在物も同様にボイドの生成・成長・合体を引き起こすが，約300℃以上の切削試験温度領域では異った挙動を示す。すなわち，球状MnSによるボイドの生成に加えて，そのまわりのPbが主せん断域におけるボイドの再溶着を妨げ，MnS介在物の両端部に溶融Pbを含有する内部き裂の生成をもたらすという複合効果を示す。さらに，長楕円体状，ないしは，針状介在物の場合は，高切削試験温度になると塑性的に引き伸ばされる傾向を示すが，主せん断域に至るまでに破断ないしは分断される。この挙動はアスペクト比が約3以上のMnS介在物においてPbの有無に関係なく認められた。球状MnS，長楕円体状MnS，球状MnS－Pb，針状MnS－Pb，および球状Pbの各種介在物のうち，ボイドの生成・成長・合体，あるいは，内部き裂の生成により，刃先き裂の成長・伝播に最も寄与するのは球状MnS－Pb複合介在物であるが，その複合効果は硫黄・鉛複合快削鋼の極めて優れた切りくず処理性を良く説明した。

参　考　文　献

第1章

1－1) 津和：超精密加工の理念，精密機械，40，4（1974） 283.

1－2) 井川ら：精密加工の精度限界，昭和44年度精機学会春季大会シンポジウム，（1969）.

1－3) 例えば，N.H.Cook, I.Finnie & M.C.Shaw: Discontinuous Chip Formation, Trans. of the ASME, 76(1954) 153.

1－4) 例えば，M.E.Merchant: Mechanics of the Cutting Process, J. Appl. Phys., 16(1945) 267.

1－5) 藤田：極表面層の材料強度，精密機械，40，4（1974） 35.

1－6) 森，津和，杉山：EEM（elastic emission machining）の基礎研究（第1報），43，5（1977） 20.

1－7) N.Ikawa & S.Shimada: Cutting Tool for Ultra-Precision Machining, Proc. of ICPE-III, Kyoto, (1977) 357.

1－8) J.T.Black: On the Fundamental Mechanism of Large Strain Plastic Deformation - Electron Microscopy of Metal Cutting Chips, Trans. of the ASME, Ser. B, 93, 2(1971) 509.

第2章

2－1) 例えば，S. Ramalingam & J.T.Black: An Electron Microscopy Study of Chip Formation, Met. Trans., 4, (1973) 1103.

2－2) 例えば，江田，貴志，市田：切りくず形態の金属物理学的考察，精密機械，41，9（1975）16.

2－3) 例えば，鳴滝，岩田，奥島：工具摩耗面のマイクロアナライザによる観察，精密機械，32，9（1966）607.

2－4) 例えば，J.T.Black: On the Fundamental Mechanism of Large Strain Plastic Deformation - Electron Microscopy of Metal Cutting Chips, Trans. of the ASME, Ser. B, 93, 2(1971) 509.

2－5) 例えば，奥島，垣野：普通鋳鉄の切削機構の観察，機械学会論文集，35，273（1969）. 1155.

2－6) 例えば，臼井：せん断型切りくず生成機構の塑性学的解析（第1報）－実験および解析の方法について－，精密機械，32，12（1966）8.

2－7) T.H.C.Childs: A New Visio-Plasticity Technique and a Study of Curly Chips Formation, Int. J. Mech. Sci., 13(1971) 373.

2－8) 岸浪，秋山，斎藤：金属切削塑性領域の応力－ひずみ分布，精密機械，38，11（1972）922.

2－9) 垣野：有限要素法による二次元切削機構の解析，精密機械，37，7（1971） 503.

2－10) 白樫，臼井：二次元流れ型切削のシミュレーション解析，精密機械，42，5（1976） 340.

2－11) H.Kudo: Some New Slip-Line Solutions for Two-Dimensional Steady-State Machining, Int. J. Mech. Sci., 7(1965) 43.

2－12) W.B.Palmer & P.L.B.Oxley: Mechanics of Orthogonal Machining, Proc. Instn. Mech. Engrs., 173, 24(1959) 623.

2−13) 例えば，M.G.Stevenson, P.L.B.Oxley: An Experimental Investigation of the Influence of Speed and Scale on the Strain-Rate in a Zone of Intense Plastic Deformation, Proc. Instn. Mech. Engrs., 184, 31(1969) 561.

2−14) 岩田，上田，柴坂：走査型電子顕微鏡内微小切削による切削機構の解析（第1報）—快削介在物硫化マンガンの切削中の挙動，精密機械，43，3（1977）39.

2−15) 紀本，橋本：走査電子顕微鏡の原理と特徴，日本金属学会会報，10，2（1971）92.

2−16) 雨宮，田口：数値解析とFORTRAN，丸善（1969）282.

2−17) 瀬口，北川，富田：大ひずみ大変形の増分理論とそれによる有限要素法，機械学会論文集，38，307（1972）479.

2−18) K.Iwata, K.Osakada & S.Fujino: Analysis of Hydrostatic Extrusion by the Finite Element Method, Trans. of the ASME, Ser. B, 94, 2(1972) 697.

2−19) 山田：弾塑性問題における剛性マトリクス，生産研究，19，3（1967）21.

第3章

3−1) M.E.Merchant: Mechanics of the Cutting Process, J. Appl. Phys., 16(1945) 267.

3−2) E.H.Lee & B.W.Shaffer: Theory of Plasticity Applied to the Problem of Machining, J. Appl. Mech., 18(1951) 405.

3−3) M.C.Shaw, N.H.Cook & I. Finnie: Shear Angle Relationship in Metal Cutting, Trans. of the ASME, 75(1953) 273.

3−4) P.L.B.Oxley: A Strain Hardening Solution for the Shear Angle in Orthogonal Metal Cutting, Inst. J. Mech. Sci., 3(1961) 68.

3−5) 大越，福井：光弾性学的方法による切削作用の研究，精密機械，1，15（1931）598.

3−6) 奥島，人見：二次元切削機構の解析，機械学会論文集，25，150（1959）.

3−7) 臼井，牧野：低速流れ型切削における応力・ひずみ分布，精密機械，33，4（1967）245.

3−8) K.Iwata & K.Ueda: The Significance of Dynamic Crack Behavior in Chip Formation, Annals of CIRP, 25/1(1976) 65.

3−9) R.H.Edwards: J. Appl. Mech., 18(1951) 19.

3−10) S.G.Larsson & G.Harkegard: On the Finite Element Analysis of Crack and Inclusion Problems in Elastic-Plastic Materials, Computer & Structure, 4(1974) 293.

3−11) J.Gurland & J.Plateau: The Mechanism of Ductile Rupture of Metals Containing Inclusions, Trans. ASM, 56(1963) 442.

3−12) A.Kelly & W.R.Tyson: Fiber-Strengthened Materials, High Strength Materials, John Wiley & Sons, New York, (1965) 578.

3−13) K.Tanaka, T.Mori & T.Nakamura: Decohesion at the Interface of a Spherical Fiber or Disk Inclusion, Trans. ISIJ, 11, (1971) 383.

3−14) M.F.Ashby: Work Hardening of Dispersion-hardened Crystals, Phil. Mag., 14, (1966) 1157.

3−15) K.Tanaka, T.Mori & T.Nakamura: Cavity Formation of a Spherical Inclusion in a Plastically Deformed Matrix, Phil. Mag., 17, (1969) 267.

3−16) 梅沢，森，中村：Cu−SiO_2合金におけるボイドの発生，日本金属学会誌，37，9 (1973) 1026.

3−17) A.S.Argon, J.Im & R.Safoglu: Cavity Formation from Inclusions in Ductile Fracture, Met. Trans., 6(1975) 825.

3−18) T.L.Johnston, R.J.Stokes & C.H.Li: The Fracture Behaviour of Silver Chloride-Alumina Composites, Trans. of ASM, 221(1961) 792.

3−19) 三浦，浅岡：粒子を含む複相合金の引張挙動に関するシミュレーション，日本金属学会誌，37，11 (1973) 1207.

第4章

4−1) M.Field & M.E.Merchant: Mechanics of Formation of the Discontinuous Chip in Metal Cutting, Trans. of the ASME, 71, 5 (1949) 421.

4−2) N.H.Cook, I.Finnie & M.C.Shaw: Discontinuous Chip Formation, Trans. of the ASME, 76, 2(1954) 153.

4−3) E.H.Lee: A Plastic-Flow Problem in the Theory of Discontinuous Machining, Trans. of the ASME, 76, 2(1954) 189.

4−4) W.L.Luk & R.C.Brewer: An Energy Approach to the Mechanics of Discontinuous Chip Formation, Trans. of the ASME, 86, 2(1964) 157.

4−5) 奥島，人見，野田，松下：不連続型切りくず生成機構の解析，機械学会論文集，28，187 (1962) 397.

4−6) H.E.Enahoro & P.L.B.Oxley: An Investigation of the Transition from a Continuous to a Discontinuous Chip in Orthogonal Machining, Int. J. Mech. Sci., 3, 3(1961) 145.

4－7) 臼井：せん断型切りくず生成機構の塑性学的解析（第1報）実験および解析の方法について，精密機械，32，12（1966）812.

4－8) 臼井，菊地，北川：せん断型切りくず生成機構の塑性学的解析（第2報）塑性変形のモードとすべり線場，ホドグラフの変化について，精密機械，33，2（1967）77.

4－9) 中山：鋸歯状切りくずの生成について，精密機械，43，1（1977）117.

4－10) 田口，横山，白石：普通鋳鉄切削機構の動的観察（第1報）－低速切削における切削形態－，精密機械，34，10（1968）674.

4－11) 奥島，垣野：普通鋳鉄の切削機構の観察，機械学会論文集，35，273（1969）1155.

4－12) K.Iwata & K.Ueda: Crack Nucleation and Its Propagation in Discontinuous Chip Formation Performed within a Scanning Electron Microscope, Proc. of NAMRC-III, Pittsburgh, (1975) 603.

4－13) 岩田，上田：走査型電子顕微鏡内微小切削による切削機構の解析（第2報）－せん断型切りくず生成過程におけるき裂の動的挙動－，精密機械，43，8（1977）932.

4－14) K.Iwata & K.Ueda: The Mechanism of Fracturing in Micro-Machining, Proc. of ICPE-III, Kyoto, (1977) 266.

4－15) C.D.Beachem: An Electron Fractgraphic Study of the Influence of Plastic Strain Conditions upon Ductile Rupture Processes in Metals, Trans. of ASM, 56, (1963) 318.

4－16) 臼井，北川，菊地：せん断型切りくず生成機構の塑性学的解析（第3報）－破断面における応力，ひずみ状態について－，精密機械，33，5（1967）293.

第5章

5－1) F.Schwerd: Neue Untersachungen zur Schnitt-Thorie und Bearbeitbarkeit, Stahl und Eisen, 16, (1931).

5－2) K.Hoshi: On the Built-up Edge and Counter-plot for it, JSME, Abst., 5, 18(1937).

5－3) 竹山，大野：構成刃先に関する基礎研究，機械学会論文集，32，242（1966）1563.

5－4) 中山，井口：構成刃先の研究，精密機械，22，3（1956）104.

5－5) 星，荒木田：構成刃先のX線的研究，機械と工具，5，3（1967）17.

5－6) 鳴滝，岩田，愛原：構成刃先の生成・脱落機構に関する研究，機械学会論文集，36，290（1970）1754.

5－7) 例えば，大越：切削加工における構成刃先の功罪，精密機械，35，6（1969）8.

5－8) A.J.Pekelharing: Built-Up Edge(BUE): Is the Mechanism Understand ?, Annals of the CIRP, 23/2(1974) 207.

5－9) 例えば，牧野，貴志，星：低炭素鋼切削における構成刃先現象，精密機械，39，3（1973）57.

5−10) K.Iwata & K.Ueda: The Significance of Dynamic Crack Behavior in Chip Formation, Annals of the CIRP, 25/1(1976) 65.

5−11) 鳴滝，岩田，愛原，尾和：高圧，高温下における摩擦・凝着に関する研究（第1報）ー摩擦力の測定と解析，機械学会論文集，36，281（1970）134.

第6章

6−1) 津和：超精密加工の理念，精密機械，40，4（1974）283.

6−2) 井川ら：精密加工の精度限界，昭和44年度精機学会春季大会シンポジウム，(1969).

6−3) B.F.Von Turkovich: Shear Stress in Metal Cutting, Trans. of the ASME, Ser. B, 92, 1(1972) 151.

6−4) B.F.Von Turkovich & J.T.Black: Micro-Machining of Copper and Aluminium Crystals, Trans. of the ASME, Ser.B, 92, 1(1970) 130.

6−5) J.T.Black: On Microscopic Plastic Instabilities in Metal Machining Chips, Met. Trans., 3, (1972) 2012.

6−6) J.T.Black: Shear Front-Lamella Structure in Large Strain Plastic Deformation Processes, Trans. of the ASME, Ser. B, 94, 1(1972) 307.

6−7) S.Ramalingam & J.T.Black: An Electron Microscopy Study of Chip Formation, Met. Trans., 4, (1973) 1103.

6−8) S.Ramalingam & J.T.Black: On the Metal Physical Considerations in the Machining of Metals, Trans. of the ASME, Ser. B, 94, 4(1972) 215.

6−9) S.Ramalingam & J.Hazra: Dynamic Shear Stress - Analysis of Single Crystal Machining Studies, Trans. of the ASME, Ser. B, 95, 4(1973) 939.

6−10) 長谷川，花崎，安富：Fe− 3.5％Si 粗大結晶の切削機構，日本金属学会誌，39，8（1975）809.

6−11) 長谷川，花崎，安富，木下：銅粗大結晶の切削機構，日本金属学会誌，40，9（1976）881.

6−12) 長谷川，花崎，安富：亜鉛粗大結晶の切削機構，日本金属学会誌，41，3（1977）237.

6−13) 小林，田頭，中江，星：けい素鉄単結晶の切削現象，精密機械，39，10（1973）990.

6−14) 江田，貴志，市田：切りくず形態の金属物理学考察，精密機械，41，9（1975）872.

6−15) 青木，和泉：β黄銅の降伏応力の異常な温度依存性，日本金属学会誌，36，2（1972）113.

6−16) 吉田，村上，斎藤：β黄銅の強度の温度依存性と転位配列との関係，日本金属学会誌，34，6（1970）660.

6−17) H.Hanada, M.Mohri & O.Izumi: Plasticity of β-brass Single

Crystals at Low Temperature, Trans. JIM, 16(1975) 453.

6—18) Y.Umagoshi, M.Yamaguchi, Y.Nambe & K.Murakami: The Effect of Crystal Orientation of the Strength Anomaly in CuZn at around 200°C, Act. Met., 24, (1976) 89.

6—19) T.Yamagata, H.Yoshida & Y.Fukuzawa: Glide Properties and Dislocation Structure of β-brass Single Crystals, Trans, JIM., 17(1976) 393.

第7章

7－1) 例えば，精機学会切削性分科会：カルシウム脱酸鋼の被削性，精密機械，34，10（1968）680.

7－2) 岩田：複合快削鋼の被削性，マシニスト，（1969）20.

7－3) 荒木，谷地：軟鋼の被削性と快削元素に関するや金的考察，日本金属学会誌，76，577（1967）183.

7－4) M.E.Merchant & N.Zlatin: Basic Reasons for Good Machinability of Free Machining Steels, Trans. ASM, 41(1949) 647.

7－5) E.Usui & M.C.Shaw: Free Machining Steel; IV Tools with Reduced Contact Length, Trans. of the ASME, Ser. B, 84, (1962) 89.

7－6) V.A.Tipnis & N.H.Cook: The Influence of Stress-State and Inclusion Content on Ductile Fracture with Rotation, Trans. of the ASME, 89, 3(1967) 533.

7－7) E.M.Trent: Metallurgical Change at the Tool/Work Interface, ISI Special Report No.94 (1965) 77.

7－8) M.G.Stevenson & K.R.Dunkan: Effect of Manganese Sulphide Inclusions on the Tool/Chip Interface Shear Stress in Machining of Low-Carbon Steel, JISI, 211, 10(1973) 710.

7－9) A.W.J.Chisholm, W.J.Wilber & E.J.Pattinson: A Proposed Mechanism for the Action of Manganese Sulphide Inclusions on the Machinability of Resulphurized Steels, Annals of the CIRP, 21/1(1972) 7.

7—10) 臼井：快削鋼の被削性に関する研究，機械試験所報告，第43号，（1961）28.

7—11) K.Iwata & K.Ueda: Dynamic Behaviour of Manganese Sulphide Inclusions in Machining Under Scanning Electron Microscope Observation, Proc. of ICPE-I, Tokyo, (1974) 516.

7—12) K.Iwata & K.Ueda: The Effect of Lead On Crack Behaviour of Leaded Free Machining Steel During Controlled Cutting Tem-

perature Micro-Machining, Proc. of NAMRC-IV, Columbus, (1976) 326.

7−13) 岩田，上田，柴坂：走査型電子顕微鏡内微小切削による切削機構の解析（第1報）—快削介在物硫化マンガンの切削中の挙動，精密機械，43，3（1977）39.

7−14) F.A.McClintock, S.M.Kaplan & C.A.Berg: Ductile Fracture by Hole Growth in Shear Bands, Int. J. Frac. Mech., 2, (1966) 614.

7−15) F.A.McClintock: Local Criterion for Ductile Fracture, Int. J. Frac. Mech., 4, 2(1968) 101.

7−16) P.F.Thomason: A Theory for Ductile Fracture by Internal Necking of Cavities, J. Inst. Metals, 96(1968) 360.

7−17) T.J.Baker & J.A.Charles: Deformation of MnS Inclusions in Steel, J.I.S.I. (1972) 680.

7−18) S.Ramalingam, K.Basu & V.Hazra: The Role of Lead and Its Effect on MnS Inclusions in Leaded Free Cutting Steels, Proc. of NAMRC-III, Pittsburgh, (1975) 374.

7−19) K.B.Gove: The High-Temperature Hardness of Various Phase in Steel, Metals Technology, (1974) 279.

7−20) A.Kelly & W.R.Tyson: Fiber-Strengthened Materials, High Strength Materials, John Wiley & Sons, New York, (1965) 578.

7−21) 例えば7−6).

7−22) S.Mostovoy & N.N.Bleyer: The Effect of Lead on the Mechanical Properties of 4145 Steel, Trans. of ASM, 61, (1968) 219.

7−23) B.Mills & S.Akhtar: A Metallurgical and Machining Study of Free Machining Low Carbon Steels, Proc. of International Symposium on Influence of Metallurgy on Machinability, (1975) 73.

7−24) 築添：摩耗とその対策，日本機械学会関西支部第69回講習会，（1976）1.

7−25) 津谷：摩擦・摩耗の微視的研究，機械技術研究所報告第81号，（1975）6.

7−26) N.P.Suh: Delamination Theory of Wear, Wear, 25(1973) 111.

謝　　辞

本研究を遂行するにあたり，終始暖い激励と御指導をいただきました神戸大学岩田一明教授に心から感謝の意を表しますとともに，深い御配慮のもとに多大の御援助を賜わりました大阪大学津和秀夫教授に深甚の謝意を表します。

本論文の達成にあたり，有益な御教示と懇篤な校閲を賜わりました大阪大学井川直哉教授，大阪大学長谷川嘉雄教授に厚く感謝致します。

この論文を作成するにあたり，日頃から多くの御助言と御支援をいただきました神戸大学猪飼靖助教授ならびに明石高専愛原惇士郎助教授に心から感謝の意を表します。

また，本研究の遂行にあたり，労をいとわず御協力して下さった，当時大学院生として在籍していた，本西英，柴坂敏郎，安部正泰，山田保之の諸氏ならびに，現在在籍中の奥田康一，三村英明，清水照夫，ならびに黒田浩司の諸君，および神戸大学工学部製造工学研究室の関係各位に心から感謝致します。ありがとうございました。

また，本研究の遂行に際して御協力をいただきました，株式会社大阪ダイヤモンド入江督氏に厚く御礼申し上げます。

最後に，本研究の一部は文部省昭和５０年度科学研究費の御援助によって成されたことを記し感謝の言葉にかえさせていただきます。