



切削工具のぜい性損傷に関する研究

柴坂, 敏郎

(Degree)

博士 (工学)

(Date of Degree)

1985-06-28

(Date of Publication)

2015-04-14

(Resource Type)

doctoral thesis

(Report Number)

乙0978

(URL)

<https://hdl.handle.net/20.500.14094/D2000978>

※ 当コンテンツは神戸大学の学術成果です。無断複製・不正使用等を禁じます。著作権法で認められている範囲内で、適切にご利用ください。



神戸大学 博士論文

切削工具のぜい性損傷に関する研究

昭和60年3月

柴 坂 敏 郎

神戸大学 博士論文

切削工具のぜい性損傷に関する研究

柴 坂 敏 郎

目 次

第1章 緒 論	1
第2章 破壊力学に基づくぜい性損傷の解析方法	5
2.1 緒 言	5
2.2 破壊力学適用の基本的考え方	7
2.2.1 破壊力学の基礎的概念	7
2.2.1.1 き裂先端付近の特異性と応力拡大係数	7
2.2.1.2 ポテンシャルエネルギーの解放率	8
2.2.1.3 J積分値	9
2.2.1.4 不安定破壊	9
2.2.2 解析方法の概要	10
2.3 有限要素法の援用による破壊力学パラメータの解析	12
2.3.1 応力解析	12
2.3.2 温度分布解析	15
2.3.3 破壊力学パラメータの算出	17
2.4 ぜい性損傷の解析手順	19
2.4.1 解析条件および解析モデル	19
2.4.2 初期欠損の発生する安全-危険境界の解析手順	21
2.4.3 欠損に起因する工具寿命の解析手順	23
2.5 結 言	24
第3章 工具材料の破壊じん性評価	26
3.1 緒 言	26
3.2 試験方法	27
3.2.1 破壊じん性試験	27
3.2.1.1 曲げ試験	27
3.2.1.2 ビッカース圧子押込みによる簡便法	29
3.2.2 疲労破壊じん性試験	30
3.2.3 試験工具材料	31
3.3 試験結果	31
3.3.1 破壊じん性	31
3.3.1.1 曲げ試験による評価	31
3.3.1.2 ビッカース圧子押込みによる評価	34

3.3.1.3	曲げ試験と簡便法との比較	35
3.3.2	疲労き裂進展特性	36
3.3.2.1	疲労き裂進展曲線	36
3.3.2.2	疲労き裂進展速度	37
3.3.2.3	疲労破壊じん性	39
3.3.3	試験時における破壊の微視的観察	40
3.3.3.1	曲げ試験時における破面	40
3.3.3.2	ビッカース圧子押し込み時におけるき裂	40
3.3.3.3	疲労き裂進展形態	41
3.4	考察	43
3.4.1	工具材料の破壊現象ならびにその機構	43
3.4.2	破壊力学に基づく強度評価	46
3.4.3	疲労き裂進展速度の変動	48
3.4.3.1	進展速度パラメータ C, m	48
3.4.3.2	工具材料の影響	51
3.5	結言	51
第4章	ぜい性損傷の解析的検討	53
4.1	緒言	53
4.2	解析方法	54
4.2.1	解析モデルおよび条件	54
4.2.2	解析手順	55
4.2.2.1	破壊力学パラメータの決定	55
4.2.2.2	初期欠損の発生する安全-危険境界の解析手順	57
4.2.2.3	欠損に起因する工具寿命の解析手順	57
4.2.3	切削熱を考慮した解析	58
4.3	解析結果および考察	60
4.3.1	初期欠損の発生する安全-危険境界に及ぼす切削諸因子の影響	60
4.3.1.1	切削力方向の影響	60
4.3.1.2	工具-被削材接触・離脱様式の影響	62
4.3.1.3	工具形状の影響	63
4.3.1.4	工具材料の影響	64
4.3.2	断続切削における工具寿命	65
4.3.2.1	切削力方向の影響	65
4.3.2.2	工具形状の影響	66

4.3.2.3	疲労き裂進展速度の影響	66
4.3.2.4	工具材料の影響	68
4.3.2.5	潜在欠陥の大きさの影響	70
4.3.3.	ぜい性損傷に及ぼす切削熱の影響	71
4.3.3.1	熱応力による応力拡大係数	71
4.3.3.2	熱応力による応力拡大係数に及ぼす切削諸因子の影響	73
4.3.3.3	機械的要因との重ね合せによる検討	76
4.4	結 言	77
第5章	ぜい性損傷の実験的検討	79
5.1	緒 言	79
5.2	実験方法	80
5.2.1	切削実験	80
5.2.1.1	断続旋削実験	80
5.2.1.2	極低速二次元切削実験	83
5.2.2	ぜい性損傷発生のシミュレーション実験	85
5.3	実験結果	86
5.3.1	断続切削におけるぜい性損傷	86
5.3.1.1	巨視的損傷形態	86
5.3.1.2	形態に及ぼす切削条件の影響	88
5.3.1.3	損傷形態と工具寿命	91
5.3.2	ぜい性損傷の発生挙動	94
5.3.2.1	二次元切削における欠損	94
5.3.2.2	過渡的切削挙動	96
5.3.3	ぜい性損傷の微視的観察	100
5.3.3.1	欠損に至るき裂の観察	100
5.3.3.2	欠損破面の観察	102
5.3.4	シミュレーション実験におけるき裂の発生挙動	104
5.3.4.1	発生き裂の微視的形態	104
5.3.4.2	き裂発生限界	106
5.3.4.3	き裂発生限界に及ぼす諸因子	107
5.4	考 察	108
5.4.1	ぜい性損傷の発生機構	108
5.4.1.1	破壊の起点	108
5.4.1.2	発生機構への応力分布状態の影響	110

5.4.1.3	発生時期と損傷形態	111
5.4.2	破壊力学に基づく解析結果との比較	113
5.4.2.1	比較方法	113
5.4.2.2	初期欠損	114
5.4.2.3	工具寿命	116
5.5	結 言	117
第6章	ぜい性損傷の予測と評価	119
6.1	緒 言	119
6.2	実験方法	120
6.2.1	インプロセス検出の概要	120
6.2.2	断続切削時における検出および制御	121
6.2.3	材料試験時におけるAE信号の検出	122
6.3	実験結果および考察	123
6.3.1	切削時におけるAE信号	123
6.3.1.1	工具損傷とAE信号	123
6.3.1.2	損傷検出に及ぼす切削条件の影響	124
6.3.1.3	損傷検出に及ぼす工具材料の影響	126
6.3.1.4	損傷検出に及ぼす切りくず生成過程の影響	126
6.3.2	工具材料の破壊時におけるAE信号	128
6.3.2.1	押込み試験時におけるAE信号	128
6.3.2.2	曲げ試験時におけるAE信号	129
6.3.3	インプロセス検出の精度	132
6.3.3.1	工具損傷の大きさとAE信号	132
6.3.3.2	被削材の破壊とAE信号の大きさ	134
6.3.3.3	実用的インプロセス検出への対応	135
6.4	結 言	136
第7章	結 論	138
参考文献		141
謝辞		151

第1章 緒 論

生産工学の分野は情報処理、計測、制御技術の発達と相呼応しながら、自動化、無人化、最適化、高信頼度化、知能化などの要請に応じ、活発な展開をみせている。生産システムとして統合される、製品設計、技術情報処理、管理情報処理、製造制御、製造プロセスなどの情報処理に関するソフトウェア面でのシステム化は顕著なものとなっている¹⁻¹⁾。しかしながら、このようなソフトウェア面での進歩とともに、その実用化において製造プロセスにおけるハードウェア面での発達も不可欠である。特に、その中で切削加工、研削加工は大きい役割をもつと言える。

切削加工は、18世紀の蒸気機関開発において、社会的に利用できるようになって以来、多くの研究がなされており、現在では高付加価値、高品位の製品開発に結びつけるべく加工精度の向上が要求されるとともに、生産性、生産効率向上から加工速度の増加が望まれ、さらに、製品性能向上のための高じん性・高硬度材料の加工にも適用すべく、加工技術の改善が強く要請されている¹⁻²⁾。

このような要請を満たすべく切削加工システムを確立する上において、加工条件、切削工具、さらには加工法などの加工情報の選定は重要であり、特に、加工面生成に直接的に関与する切削工具の信頼性向上は重大な課題である¹⁻³⁾。すなわち、加工条件の決定、工具交換時期の把握などにおいて、表1-1¹⁻³⁾に示す工具摩耗、チッピング、欠損、塑性変形、熱き裂などの工具損耗を適格に予測することが今日強く要求されている。この中で工具摩耗は漸増することから時系列的予測の可能性が

表 1-1 切削工具の損耗

摩 耗	工具材の漸進的な損失		
損	チッピング	工具切れ刃に生ずる小さな欠けで、 なお、切削を継続しうるもの	ぜ い 性
	欠 損	工具切れ刃に生ずる大きな欠けで、 切削を継続しえないもの	
	破 損	チップ全体の破壊 (再生不能なもの)	
傷	剥 離	工具材が刃面にほぼ平行に剥がれる	損 傷
	き 裂	工具材のき裂、われ	
	塑性変形	工具材の損失によらない変形	

あり、また、熱応力が主因とされる熱き裂についてもき裂状態での検出が可能である。これに対し、機械的応力に基づくチッピング、欠損といった切削工具のぜい性損傷は突発的で、かつ、起きれば工作機械、製品に重大な損害を与えることから、その適切な予測方法が大きな問題となっている。

工具材料は、切削加工の高能率化などの要請および超高压焼結¹⁻⁴⁾などの焼結技術の進歩を背景として、超硬合金、サーメット、セラミック、CBN、焼結ダイヤモンド、コーティング工具などが開発され、高速化を実現させている。しかしながら、高速化において工具材料に要求される高温特性、例えば耐摩耗性の観点から要求される高温硬度は、ぜい性損傷に対して要求されるじん性と相反する性質であり、高速化とともにぜい性損傷の問題はより顕著となっている。すなわち、工具材料の中で比較的古い歴史をもつ超硬合金の出現により加工速度は顕著に改善されたが、ぜい性損傷、さらにはW, Coの資源、価格などの問題から、その開発当初より超硬合金の代替材料が模索され、さらに高速化の可能なセラミックなどが実用化されているにもかかわらず、実用切削工具材料の中で現在でも大きい比重を占めている。

従って、切削工具におけるぜい性損傷の問題に関しては古くから認識されており、現在までに初期欠損の発生条件¹⁻⁵⁾、工具内の力学的応答¹⁻⁶⁾、材料強度¹⁻⁷⁾、あるいは耐ぜい性損傷性の評価を目的としたじん性の評価方法¹⁻⁸⁾、さらには工作機械の制御技術の発達を背景とした損傷のインプロセス検出¹⁻⁹⁾など多岐にわたる研究がなされている。また、超硬合金が焼結による微視的に不均質な混合組織あるいは複合組織であるが故に、強度への影響因子が多く、かつ、新たな合金の開発の可能性があることから材料的にも非常に多くの研究がなされている¹⁻¹⁰⁾。個々の成果の概要については各章の緒言で述べるが、ぜい性損傷の切削諸因子に対する定性的傾向は把握されているものの¹⁻¹¹⁾、非切削試験によるその適切な評価方法はなく¹⁻¹¹⁾、ぜい性損傷の予測となると程遠い状況にある。

それは、主に次のような理由によるものと考えられる。まず、超硬合金を代表とする工具材料はぜい性的な性質を有するため、力学的環境が複雑な切削工具においては無論のこと、強度試験においても破壊現象が十分には把握されていなかったことである。いしかえれば、ぜい性損傷が過渡的な切削過程で突発的に発生すること、また、切削現象が局所的な高温、高压下での現象であることなどから、現実的に問題となる工具寿命に対する検討に重点が置かれ、欠損の発生位置、発生時期あるいは破面解析¹⁻¹²⁾などに基づく発生機構に関する検討¹⁻¹³⁾が非常に少ないことで

ある。次に、材料強度試験においては、ぜい性損傷が一種の疲労破壊であることが指摘されながらも疲労強度に関する研究¹⁻¹⁴⁾が少ないことである。さらに、ぜい性なガラスなどと同様、工具材料においても材料内に潜在する欠陥が破壊強度の重要な要因になることが明らかにされつつあり¹⁻¹⁵⁾、現在強度そのものが欠陥近傍の力学的応答を取扱うところの破壊力学により再検討されている¹⁻¹⁶⁾段階である。

そこで、本研究ではぜい性損傷の中で、特に、突発的な損傷として問題となる欠損に対し、工具内に潜在するき裂状欠陥を欠損の発生の起点と考え、破壊力学の適用による解析的手法を提案し、ぜい性損傷に及ぼす切削諸因子の影響について解析的検討を行うとともに、解析方法の妥当性について実験的検討を行う。また、解析に際して必要となる工具材料の破壊じん性についても明らかにする。さらに、欠損破面の微視的観察、欠損の発生時期の検出、あるいは破壊発生のシミュレーション実験などにより、従来、実験的にも明確にされていないぜい性損傷の発生機構についても検討を行う。

すなわち、第2章では、切削工具におけるぜい性損傷への破壊力学適用の基本的考え方を明らかにし、有限要素法の援用による破壊力学パラメータの算出方法および初期欠損およびぜい性損傷に起因する工具寿命の解析方法について述べる。

第3章では、ぜい性損傷の解析に際して必要となる工具材料の破壊じん性を求める。すなわち、平面ひずみ破壊じん性、疲労き裂進展特性を各種工具材料について求めるとともに、工具材料の破壊機構および、破壊力学に基づく強度評価の妥当性について追求する。

第4章では、第2章で示した破壊力学適用に基づく解析的手法および第3章での工具材料の破壊じん性値に基づいて切削工具のぜい性損傷、特に初期欠損の発生する安全-危険境界および欠損に起因する工具寿命に対する切削諸因子の影響について基本的検討を行う。また、欠損に及ぼす切削熱の影響についても追求する。

第5章では、第4章で得られた解析結果と実験結果とを比較し、第2章で提案した破壊力学に基づくぜい性損傷の解析方法の妥当性を検討することを目的として、各種の実験を行う。まず、断続旋削実験により、損傷状態、工具寿命を明らかにするとともにぜい性損傷の微視的挙動を検討する。次に、極低速二次元切削実験により過渡的切削過程における欠損の発生時期について検討する。さらに、工具材料への押込み試験によるシミュレーション実験によりき裂の発生挙動を明らかにする。これらの結果をもとにぜい性損傷機構を検討するとともに、解析結果と実験結果の

定量的比較検討を行う。

さらに、第6章では、前章までにおけるぜい性損傷の解析的予測方法に対し、実験的予測方法の検討を行う。すなわち、切削加工のように複雑な現象において、解析的に完全には予測し得ないという認識から、アコースティックエミッション信号に基づく欠損のインプロセス検出による予測方法について検討する。

最後に、第7章では、各章で得られた結論に基づき本研究の総括を行う。

各章の相互関係を整理すると図1-1 のような論文構成となる。

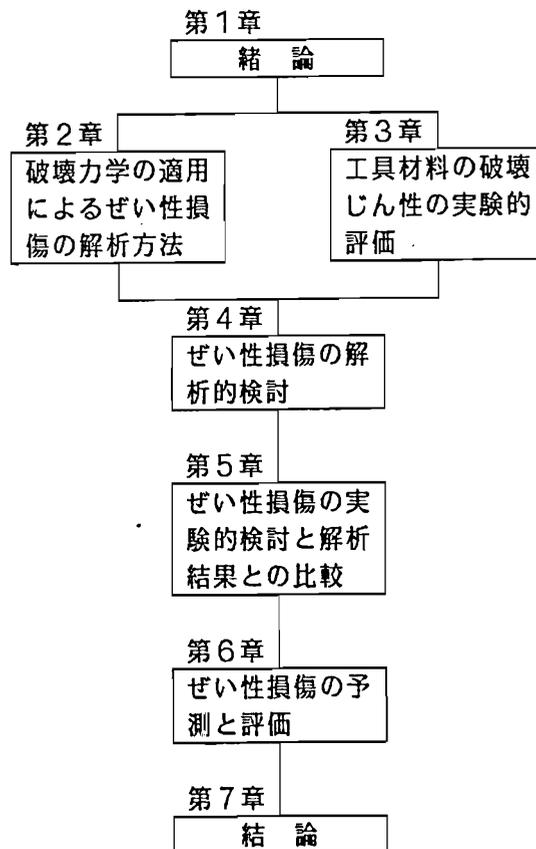


図1-1 本論文の構成

第2章 破壊力学に基づくぜい性損傷の解析方法

2.1 緒言

切削工具のぜい性損傷は基本的に切削諸条件下での力学的負荷に基づく破壊現象であることから、それを解析的に取扱う場合には工具材料の破壊基準を何にするかという問題に帰着する。すなわち、切削系の境界条件下で、工具内に生ずる力学的応答を特徴づけるパラメータが、工具材料に固有の強度を反映する物性値を越えたときに、ぜい性損傷が発生すると考えられる。従って、この力学的パラメータを予測、あるいはそれに基づいて諸条件を改善することが、切削工具の信頼性向上、あるいは工具材料の改良・開発に結びつくものとなる。

従来、ぜい性損傷機構の検討においては、破壊応力 σ_f あるいは破壊ひずみ ε_f が破壊基準として用いられ^{2-1,2,3)}、切削時の工具内の応力、ひずみとの比較が多く行われている。しかし、実際にぜい性損傷を解析的に取扱おうとする試みは非常に少なく、井川ら²⁻⁴⁾、白井ら²⁻⁵⁾の研究があるのみで、これらはいずれも破壊基準として破壊応力を用いている。すなわち、井川らはそれまでの抗折力(曲げ強さ)、引張り強度といった単純応力での特性に対し、二軸応力状態における破壊基準を、その変動を考慮してワイブル理論による統計的整理を行い、切削工具のチップング現象の確率的表示の解析を試みている。この手法では二軸状態に限定されること、また、寿命の予測には至りえないことから、白井らはGriffith理論の三次元問題への拡張であるPaulの破壊条件²⁻⁶⁾と、それへのワイブル理論および断続切削時における繰返し負荷による工具材料強度の劣化²⁻⁷⁾を重畳させることによる寿命予測の解析的手法を示している。

しかしながら、これらの方法では強度の評価方法そのものが問題となる。すなわち、切削工具材料は組織敏感な材料であり、材料内のポアや粗大粒子などのき裂状欠陥の大きさ、位置などに強度が依存することが明らかにされ²⁻⁸⁾、き裂先端近傍の特異な力学的応答を取扱うことのできる線形破壊力学の手法を適用して、強度の変動に対する定量的検討がなされつつある²⁻⁹⁾。また、表面粗さの曲げ強さに与える影響が超硬合金、アルミナなどで検討され²⁻¹⁰⁾、成形加工時に表面層で局所的

な破壊を生じ、これらが潜在的き裂状欠陥となり、曲げ強さを低下させると考察されている。従って、強度変動に対して、単なる統計的手法のみではなく、これらき裂あるいはき裂状欠陥の力学的応答を考慮することが破壊現象、さらには強度を把握する上において重要と考えられる。

他方、切削工具のぜい性損傷に対しても、欠陥あるいは局所的な挙動の考慮の必要性が指摘されてはいるが、これまで系統的な研究が十分に行なわれているとは言い難い。すなわち、き裂発生に至る微視的な変形挙動に対する検討^{2-11, 12)}、また、ぜい性損傷の実験的検討においてき裂が観察されること²⁻¹³⁾などが報告されているものの、き裂の成長・伝播を考慮した解析は全くなく、ぜい性損傷の解析が十分な段階にとどまっている。

そこで、本研究では、き裂の成長・伝播を取扱える破壊力学的手法を適用して、切削工具のぜい性損傷の解析を試みる²⁻¹⁴⁾。すなわち、図2-1 に示すぜい性損傷

の解析の基本的流れにおいて、従来から、いわゆる材料力学的パラメータとして応力 σ やひずみ ϵ を求められ、破壊基準としての破壊応力 σ_f あるいは破壊ひずみ ϵ_f と比較することが行なわれている。これに対し、本研究では工具内応力に対応する応力拡大係数(K) ポテンシャルエネルギーの解放率(\mathcal{G})などの破壊力学パラメータを求め、破壊じん性(K_c など)と比較を行うことにより、ぜい性損傷を

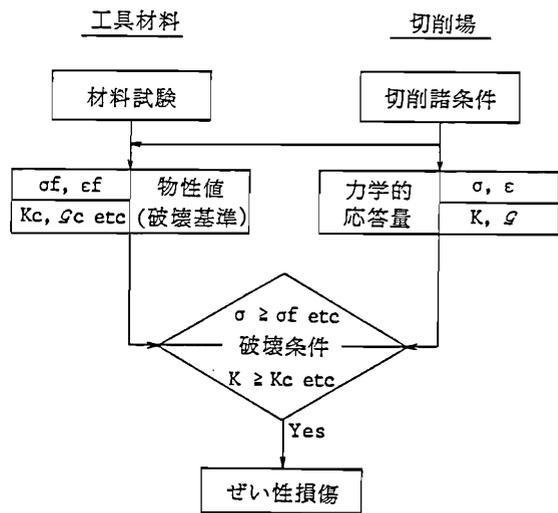


図2-1 ぜい性損傷解析の基本的流れ

解析しようとするものである。本章では、まず、ぜい性損傷に対して破壊力学的アプローチを行うための解析方法を提案する。また、切削場における破壊力学パラメータの評価方法の概要を述べるとともに、初期欠損の発生する安全-危険境界およびぜい性損傷の中の欠損に起因する工具寿命の解析手順を示す。

2. 2 破壊力学適用の基本的考え方

2.2.1 破壊力学の基礎的概念

2.2.1.1 き裂先端付近の特異性と応力拡大係数

図2-2 はき裂先端付近の座標系（平面問題）を示し、図2-3 は独立な三つの基本的な変形様式を示す。弾性論によれば変形を受ける物体中に存在するき裂先端近傍の応力成分 σ_{ij} は、 $r^{-1/2}$ の特異性を持つ項から始まる級数に展開でき、三つの変形様式のそれぞれについて、次式のように表されることが知られている²⁻¹⁵。

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \sum_{n=-1}^{\infty} A_n (\sqrt{r/a})^n f_{ij,n}(\theta) \quad (n=-1, 0, 1, 2, \dots) \quad (2-1)$$

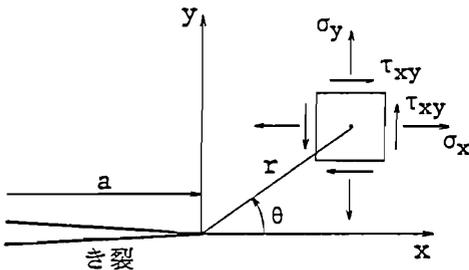
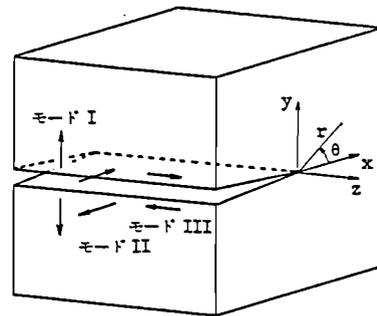


図2-2 き裂先端近傍の座標（平面問題）



- モード I : 開口形、
- モード II : 面内せん断形、
- モード III : 面外せん断形

図2-3 き裂先端近傍の基本的変形モード

ここで、 a はき裂長さ、 A_n は部材やき裂の形状と外力に依存する係数であり、

$f_{ij,n}$ は図2-3 の各変形様式、および、 σ_{ij} によって決まる θ の既知関数である。式(2-1) から明らかなように、き裂長さ a に比べて r の十分小さい範囲では、特異性を示す第1項で応力分布を近似することができる。図2-3 のモード I（開口形）に対して、 σ_{ij} を具体的に表すと次のようになる。

$$\begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \begin{pmatrix} 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \\ 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \end{pmatrix} \quad (2-2)$$

また、弾性範囲内で考えていることから、x, y 方向の変位成分 u, vも式(2-2)中の K_I を用いて記述できる。

$$\begin{Bmatrix} u \\ v \end{Bmatrix} = \frac{K_I}{2G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \begin{Bmatrix} \cos\frac{\theta}{2} (\eta - 1 + 2\sin^2\frac{\theta}{2}) \\ \sin\frac{\theta}{2} (\eta - 1 - 2\cos^2\frac{\theta}{2}) \end{Bmatrix} \quad (2-3)$$

ただし、

$$\eta = \begin{cases} 3-4\nu & (\text{平面ひずみ状態}) \\ (3-\nu)/(1+\nu) & (\text{平面応力状態}) \end{cases} \quad (2-4)$$

であり、Gは剛性率、 ν はポアソン比である。

式(2-2)および式(2-3)で用いた係数 K_I を応力拡大係数といい、図2-3の各モードに対応して K_I , K_{II} , K_{III} が用いられる。また、一般的な複合モードにおける応力場は三つのモードの和で記述される。

問題とする形状と負荷状態に対して応力拡大係数が決められると、き裂先端近傍の応力、ひずみ、変位が一意的に定まることになる。すなわち、異なるき裂先端の K が互いに等しい場合、弾性的な力学的環境は互いに合同となる。多くの例題における欠陥(き裂)に対して K は定式化されており、

$$K = \xi \sigma \sqrt{a} \quad (2-5)$$

の形式で与えられる場合が多い。ただし、 σ は遠方で生じる一様応力、 ξ は欠陥寸法、形状、位置および負荷様式などの境界条件により決定される修正係数である。

2.2.1.2 ポテンシャルエネルギーの解放率

き裂長さ a を有する部材と外力の作用系からなる系全体のポテンシャルエネルギー Π の変化を考えると、き裂成長によるき裂面積の増加 dA に伴って Π は解放され、そのエネルギー解放率 \mathcal{G} は、

$$\mathcal{G} = -\frac{\partial \Pi}{\partial A} \quad (2-6)$$

で与えられる。弾性体においては、ポテンシャルエネルギーの解放率 \mathcal{G} は応力拡大係数 K_I , K_{II} , K_{III} との間に次式の関係が成立することが知られている²⁻¹⁵⁾。

$$\mathcal{G} = \frac{\eta+1}{8G} (K_I^2 + K_{II}^2) + \frac{1}{2G} K_{III}^2 \quad (2-7)$$

単一の変形モードならば、 K と g の間に一対一の対応があることから、 K と同様に、 g をき裂先端の力学的環境パラメータとして用いることができる。

2.2.1.3 J 積分値

上記の K あるいは g は線形破壊力学、すなわち、き裂先端近傍の塑性域の大きさがき裂の長さ、残り断面の寸法などに比べて十分小さいとき、これを小規模降伏の状態と呼ぶが、この状態のときに成立する概念である。これに対し、大規模降伏問題にはRiceが提案したJ積分値²⁻¹⁶⁾が、非線形破壊力学パラメータとして用いられる。

図2-4 に示すようなき裂先端を囲む曲線 Γ に沿う線積分

$$J = \int_{\Gamma} (W^* dy - T \frac{\partial u}{\partial x} ds) \quad (2-8)$$

はき裂を囲むすべての積分経路 Γ に独立で等しい値を持つ。ただし、 Γ は反時計まわりにとり、 ds は線素の長さである。また、 W^* はひずみエネルギー密度であり、 T は Γ 上の表面力ベクトル、 u は変位ベクトルである。このJ積分値の経路独立性は非線形弾性体においても成立し、その適用範囲は弾塑性体や全面降伏問題に対しても拡張されている。J積分

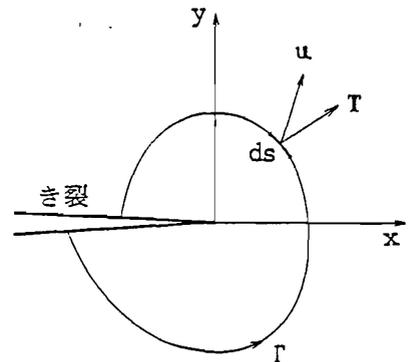


図2-4 J積分

はまた、物理的にはき裂の成長に伴う系のポテンシャルエネルギーの解放率という意味を有しており、小規模降伏問題に対しては、 $J = g$ となる。

以上のほかに、き裂先端開口変位 (Crack opening displacement, COD) や、繰返し荷重によってき裂が成長する場合には応力拡大係数の変動幅 (ΔK) などが力学的環境パラメータとして用いられることがある。

2.2.1.4 不安定破壊

き裂を成長させるのに必要な単位面積当たりのエネルギーを g_c とすると、与えられた負荷条件のもとでポテンシャルエネルギーの解放率 g が g_c よりも大きくなれば、き裂は加速されながら不安定的に伝播し破壊に至る。従って、エネルギー平衡より不安定破壊の発生条件は、

$$G \geq G_c \quad (2-9)$$

となる。線形破壊力学の成立範囲においては、単一モードの場合、式(2-7)に示したように、 G と K は一对一の対応関係を持つから、 K の限界値 K_c を用いて、

$$K \geq K_c \quad (2-10)$$

としても不安定破壊の条件式が与えられる。同じような考えから、非線形問題の場合には J 積分の限界値 J_c を用いて、

$$J \geq J_c \quad (2-11)$$

を不安定破壊の条件式とすることがある。

ところで、き裂の不安定伝播によって、ぜい性破壊が生じるものと考え、式(2-9)、式(2-10)、あるいは式(2-11)が、いわゆる材料力学に基づく破壊条件 $\sigma \geq \sigma_f$ や $\varepsilon \geq \varepsilon_f$ に代るぜい性破壊条件となる。上記の限界値 K_c や G_c 、あるいは J_c は破壊じん性と呼ばれ、基本的には材料固有の値である。特に、 K_c の最小値は平面ひずみ状態において現れ、平面ひずみ破壊じん性 K_{Ic} と呼ばれる。これは、設計上重要な値とされ、多くの材料に対して求められている。

2.2.2 解析方法の概要

切削工具におけるぜい性損傷の欠損、チッピング、疲労き裂、および熱き裂に対して破壊力学的手法による解析が可能である。その解析の基本的流れを図2-5に示す。解析は大きくは三つのステップに分れる。その第一は対象とする切削諸条件下における破壊力学パラメータ、例えば、応力拡大係数を算出、あるいは、定式化することであり、第二は独立の破壊じん性試験で、破壊じん性 K_c や疲労き裂進展速度 da/dN などを評価すること、第三は前二者に基づいて、ぜい性損傷の発生する安全-危険境界や、ぜい性損傷に起因する工具寿命を決定することである。なお、研究の流れとしては図中に示すように解析方法の妥当性を与えるため切削実験との比較検討を行うことになる。

以下、純然たる初期欠損の場合をとりあげて解析を具体的に説明する。初期欠損ではき裂先端近傍の降伏域が小規模と考えられることから、線形破壊力学が適用でき、対象とする切削条件下における境界条件および欠損に至る欠陥位置にき裂を導入した工具モデルを用いて破壊力学パラメータ K を算出する。次に、独立の破壊じ

ん性試験で求められた K_c を用いて破壊発生 の判定を行う。すなわち、 $K \geq K_c$ が満たされた場合には、き裂は負荷の増加なしに不安定伝播を起こし、工具の初期欠損に至る。他方、この条件を満たさない場合は、不安定伝播を起こさず、工具の欠損に至らない、すなわち、繰返し切削が可能となる。この破壊条件を満足するかしないかは、もちろん、その時の切削条件、工具形状、材料特性、および破壊じん性値によって支配されるわけであるから、それらの要因に対して初期欠損の発生する安全一危険境界が求められることになる。

また、繰返し負荷のかかる断続切削や不連続型切りくず生成のような場合には、

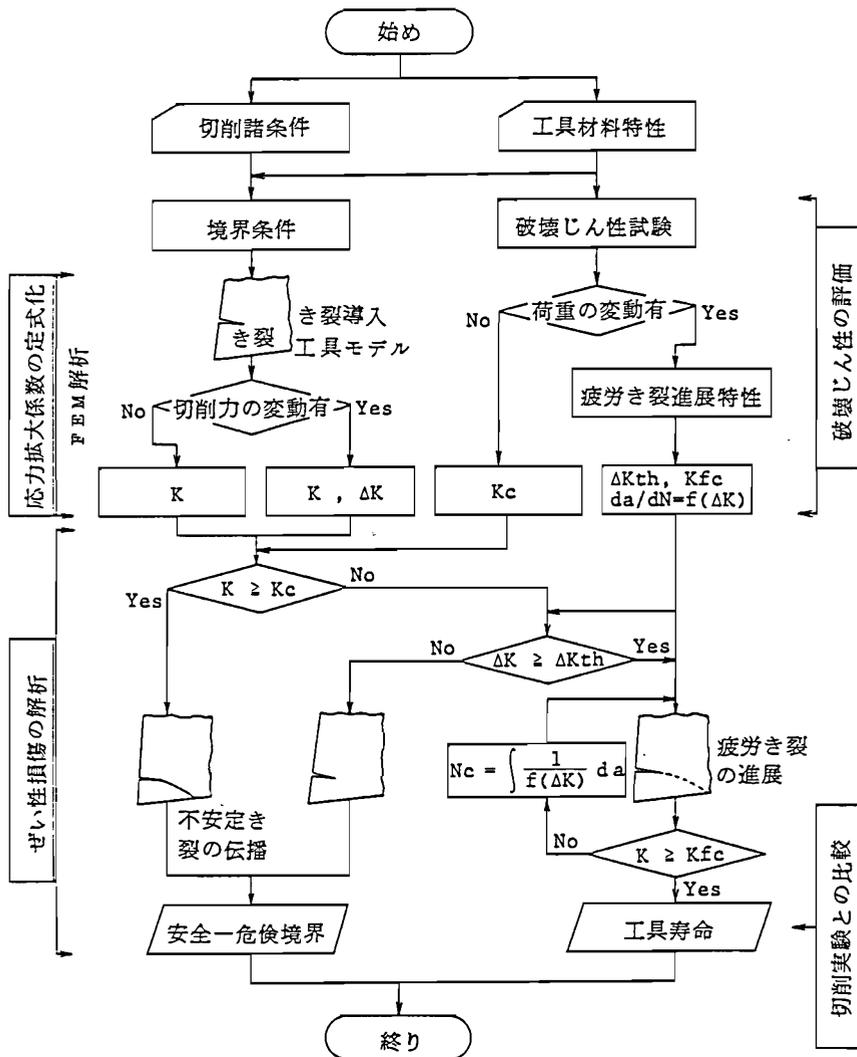


図2-5 切削工具におけるぜい性損傷の破壊力学適用による解析方法

応力拡大係数の変動幅 ΔK が力学的環境パラメータとなり、切削力の変動に対応してこの値が求められることになる。この場合、切削力の変動に対応して疲労き裂が進展すると考えることから、疲労き裂進展に関する特性が破壊じん性試験で求められる必要がある。この疲労き裂進展特性によりぜい性損傷に起因する工具寿命が解析的に求められることになる。

塑性変形が明らかに生ずるような大規模降伏の場合には、図中には示していないが、前項で述べたようにJ積分値が力学的環境パラメータとなる。さらに、切削熱の影響を考慮する場合には、工具内の温度分布を求め、熱応力を算出し、重ね合せの原理により Kを解析すればよいことになる。

2.3 有限要素法の援用による破壊力学パラメータの解析

切削工具においては、複雑な幾何学形状と力学的境界条件を有することからK, σ などを純解析的に求めることはできず、数値計算によらざるを得ない。また、切削諸条件によって境界条件が変化することから、実際的な切削諸条件に対応した多くの場合についての解析が必要とされる。さらに、切削時には熱を伴うことから切削熱の K, σ に及ぼす影響も温度分布解析および熱応力解析により検討する必要がある。本研究では、これらを統一的に扱える有限要素法²⁻¹⁷⁾ (Finite Element Method、以下FEM と呼ぶ)を用いることにする。

本節では破壊力学パラメータの計算の基礎となる FEMによる応力解析、温度分布を得る熱伝導解析、さらに 熱応力解析の原理について述べ、次に本研究で用いた破壊力学パラメータの算出法について述べる。

2.3.1 応力解析

有限要素法による応力解析は電子計算機の高速度化、大型化に伴って広く利用されており、加工のような大変形問題にも拡張されている²⁻¹⁸⁾。切削加工の分野では切削機構の解析²⁻¹⁹⁾を始め、切削工具におけるぜい性損傷の力学的²⁻²⁰⁾・熱的²⁻²¹⁾検討も行なわれ、また、CAD (Computer Aided Design) システムの中にも機能評価手法のソフトとして取入れられている。ここでは、二次元問題に限定してその概要について述べる。

有限要素法においては対象工具モデルを小さな要素(ここでは三角形要素を用い

る)の集合体としてモデル化する。個々の要素の変位は節点座標の一次関数で与えられるものと仮定すると、ひずみ $\{\varepsilon\}$ は節点変位 $\{\delta\}$ を用いて次式で与えられる。

$$\{\varepsilon\}=[B] \{\delta\} \quad (2-12)$$

ただし、

$$[B]=\frac{1}{2\Delta} \begin{bmatrix} b_i & 0 & b_j & 0 & b_k & 0 \\ 0 & c_i & 0 & c_j & 0 & c_k \\ c_i & b_i & c_j & b_j & c_k & b_k \end{bmatrix} \quad (2-13)$$

Δ : 三角形要素の面積

b_i, c_i : 次式の節点座標 x_i, y_i など決められる値

$$b_i = y_j - y_k$$

$$c_i = x_k - x_j$$

一方、応力とひずみの関係は熱応力も考慮して、一般化したHookeの法則を用いて次式のように表せる。

$$\{\sigma\}=[D^e](\{\varepsilon\}-\{\alpha\}T) \quad (2-14)$$

ただし、平面ひずみ問題において、

$$[D^e]=2G \begin{bmatrix} \frac{1-\nu}{1-2\nu} & & \text{対称} \\ \frac{\nu}{1-2\nu} & \frac{1-\nu}{1-2\nu} & \\ 0 & 0 & \frac{1}{2} \end{bmatrix} \quad (2-15)$$

となる。ここで、 α 、 T はそれぞれ線膨脹係数、温度である。節点力 $\{F\}$ と節点変位 $\{\delta\}$ との間には仮想仕事の原理を用いて、次の剛性方程式が導かれる。

$$\{F\}=[k]\{\delta\}-\{F\}_{th}-\{F\}_p \quad (2-16)$$

ただし、 $[k]$ 、 $\{F\}_{th}$ 、 $\{F\}_p$ はそれぞれ剛性マトリックス、熱荷重マトリックス、物体力マトリックスで、要素の体積を V とし次式のように表すことができる。

$$[k]=\int_V [B]^T [D^e] [B] dv \quad (2-17)$$

$$\{F\}_{th} = \int_V [B]^T [D^e] \{\alpha\} T dv \quad (2-18)$$

$$\{F\}_p = \int_V [N]^T \{p\} dv \quad (2-19)$$

ここで、[N]は形状関数よりなり、次のように表わされる。

$$[N] = [N_i, N_j, N_k]$$

$$[N_i] = \frac{1}{2\Delta} (a_i + b_i x + c_i y) \begin{bmatrix} 1 & 0 \\ 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (2-20)$$

$$a_i = x_j y_k - x_k y_j$$

このようにして求められた各要素の剛性方程式を系全体について求め、それらを重ね合せた系全体の剛性方程式を所定の境界条件下で解くことにより、節点変位および式(2-14)、(2-12)より各要素の応力、ひずみを得られる。

一方、弾塑性熱応力問題においては、応力-ひずみ関係は増分形で降伏関数 f を用いて次式のように与えられる²⁻²²⁾。

$$\{d\sigma\} = [D^p] (\{d\varepsilon\} - \{\alpha\} dT) - \frac{1}{S} \left\{ \frac{\partial f}{\partial \sigma} \right\} \frac{\partial f}{\partial T} dT \quad (2-21)$$

ただし、降伏関数としてMisesの条件を用い、加工硬化係数を H' 、 α_x 、 α_y を偏差応力として、平面ひずみ問題において $[D^p]$ は次式で与えられる²⁻²³⁾。

$$[D^p] = [D^e] - 2G \begin{bmatrix} \frac{1}{S} \sigma'_x{}^2 & & \\ \frac{1}{S} \sigma'_x \sigma'_y & \frac{1}{S} \sigma'_y{}^2 & \\ \frac{1}{S} \sigma'_x \tau_{xy} & \frac{1}{S} \sigma'_y \tau_{xy} & \frac{1}{S} \tau_{xy}{}^2 \end{bmatrix} \quad (2-22)$$

対称

$$S = \frac{2G}{3} \left(1 + \frac{H'}{3G} \right) \quad (2-23)$$

$$H' = \frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\varepsilon}^p} \quad (2-24)$$

ここで、 $\bar{\sigma}$ 、 $\bar{\varepsilon}^p$ はそれぞれ相当応力、相当塑性ひずみである。また、剛性方程式は前述の弾性問題の場合と同じ考え方で次式のように導かれる。

$$\{dF\} = [K]\{d\delta\} - \{dF\}_{th} - \{dF\}_p - \{dF\}_f \quad (2-25)$$

ただし、 $[k]$ 、 $\{dF\}_{th}$ 、 $\{dF\}_p$ は式 (2-17) ~ (2-19) において $[D^e]$ を $[D^p]$ などに置換えればよく、 $\{dF\}_f$ は f の温度依存による仮想節点力で次式のようなになる。

$$\{dF\}_f = \int_V [B]^T \left[\frac{\partial f}{\partial \sigma} \right] \frac{1}{S} \frac{\partial f}{\partial T} dT dv \quad (2-26)$$

そして、系全体の剛性マトリックスを作り、これを解けば良い。

2.3.2 温度分布解析

切削工具の耐摩耗性は工具材料特性の中で重要な要素であり、その摩耗は切削温度に依存することから、切削温度に関する研究は古くから実験的、解析的に多くの検討が行なわれている²⁻²⁴⁾。しかし、これらのほとんどが定常切削を対象としているのに対し、ぜい性損傷が問題となるのは過渡的な切削過程である。そこで、ここでは過渡的な切削段階における非定常温度分布の FEM による解析原理について述べる。

まず、物体における熱伝導の基礎方程式は次式のように表すことができる。

$$\kappa \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right) + q = \rho c \frac{\partial T}{\partial t} \quad (2-27)$$

ただし、熱異方性はないとしており、 ρ 、 c 、 κ 、はそれぞれ物体の密度、比熱、熱伝導率、 T は温度、 t は時間、 q は単位時間当たりの物体内部の発熱源の強さである。式 (2-27) を解く場合の境界条件は物体の表面積を S とすると、 T が既知である境界上 S_t では

$$T = T_0 \quad (2-28)$$

また、対流、熱流束による境界上 S_h での熱の損失があれば、

$$\kappa \left(\frac{\partial T}{\partial x} \Big|_x + \frac{\partial T}{\partial y} \Big|_y \right) + q_0 + hT = 0 \quad (2-29)$$

で与えられる。ただし、

$$S=S_t+S_h \quad (2-30)$$

ここで、 l_x, l_y は物体表面における外向き法線の方向余弦であり、 q_0 は物体表面の熱流束、 h は物体と周囲の熱伝達率である。ただし、初期条件として、 $t=0$ において、

$$T=T(x, y) \quad (2-31)$$

なる条件を必要とし、ここでは室温とする。

式(2-27)において右辺の非定常項は場所のみの関数で温度 T の変分を受けないとみなすと、ある特定の時刻における温度は変分法により解析できる。いま、対象とする領域を前項と同様、三角形要素に分割し、ある要素の温度 T を節点温度 T_i 、 T_j 、 T_k で

$$T=\{M\}\{T\} \quad (2-32)$$

$$\left. \begin{aligned} \{M\}^T &= \{M_i, M_j, M_k\} \\ \{M_i\} &= \frac{1}{2\Delta} (a_i + b_i x + c_i y) \end{aligned} \right\} \quad (2-33)$$

のように近似できると考えると、熱伝導方程式は

$$\{Q\} = ([H] + [H]_h)\{T\} - \{Q\}_q - [P]\{\dot{T}\} \quad (2-34)$$

と表される。ここで、 $[H]$ 、 $[P]$ などについて具体的に示すと、

$$[H] = \frac{k}{4\Delta} \left[\begin{array}{ccc} b_i b_i & b_i b_j & b_i b_k \\ b_i b_j & b_j b_j & b_j b_k \\ b_i b_k & b_j b_k & b_k b_k \end{array} \right] + \left[\begin{array}{ccc} c_i c_i & c_i c_j & c_i c_k \\ c_i c_j & c_j c_j & c_j c_k \\ c_i c_k & c_j c_k & c_k c_k \end{array} \right] \quad (2-35)$$

$$[P] = \frac{\rho c \Delta}{12} \begin{bmatrix} 2 & 1 & 1 \\ 1 & 2 & 1 \\ 1 & 1 & 2 \end{bmatrix} \quad (2-36)$$

であり、 $[H]_h$ 、 $\{Q\}_q$ については、周囲から熱流束を受ける、あるいは対流により熱損失を生じる要素において、例えば、図2-6 を考えると次のように表される。

$$[H]_h = \frac{\alpha L}{6} \begin{bmatrix} 2 & 0 & 1 \\ 0 & 0 & 0 \\ 1 & 0 & 2 \end{bmatrix} \quad (2-37)$$

$$\{Q\}_q = \frac{q_0 L}{2} \begin{Bmatrix} 1 \\ 0 \\ 1 \end{Bmatrix} \quad (2-38)$$

ここで、 L は図2-6の三角形要素の辺 ik の長さである。式(2-34)において非定常項 $\{\dot{T}\}$ については次のような中央差分近似を行う。時間 Δt の間に T が直線的に変化するものとする、式(2-34)は

$$\{Q\} = ([H] + [H]_h + \frac{2}{\Delta t}[P])\{T\}_t - \{Q\}_q - [P] \left(\frac{2}{\Delta t}\{T\}_{t-\Delta t} + \{\dot{T}\}_{t-\Delta t} \right) \quad (2-39)$$

の漸化式の型で与えられる。 $\{\dot{T}\}_{t=0}$ については式(2-34)より、

$$\{\dot{T}\}_{t=0} = [P]^{-1} \left(([H] + [H]_h)\{T\}_{t=0} - \{Q\} - \{Q\}_q \right) \quad (2-40)$$

と決めると任意時刻 t における温度が求められる。

2.3.3 破壊力学パラメータの算出

FEMを用いた破壊力学パラメータの計算法には、変位法、応力法、J積分法、エネルギー法、さらに、き裂先端のように応力分布に特異性を生ずる問題には精度の点で工夫した方法も提案、検討されている²⁻²⁵⁾。ここでは、この中で比較的精度が良いといわれているエネルギー法を用いるが、これには、コンプライアンスおよびひずみエネルギーによる方法がある。

いま、具体的に図2-7のような切削工具モデルを想定する。同図において、 P_i はすくい面上 i における等価集中荷重であり、 F_n^i および F_t^i はそれぞれ P_i の垂直成分および接線成分で

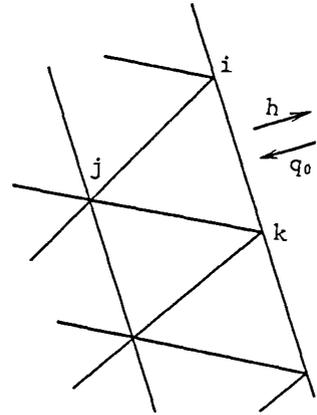


図2-6 境界における熱損失

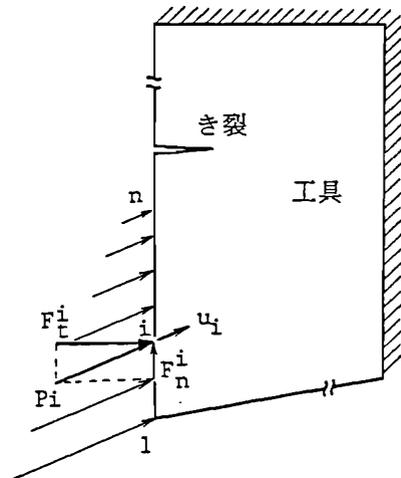


図2-7 工具に作用する外力

ある。また、 u_i は P_i に対応する変位である。

コンプライアンスの変化に伴う系のポテンシャル・エネルギーの変化 $d\pi$ は次式で与えられる²⁻²⁶⁾。

$$d\pi = -\frac{1}{2} \sum_{i=1}^n \sum_{j=1}^n P_i P_j d\lambda_{ij} \quad (2-41)$$

ここで、 $d\lambda_{ij}$ はコンプライアンスの変化であり、 $i=j$ の時は自己コンプライアンス、 $i \neq j$ の時は相互コンプライアンスである。従って、き裂面積 dA の増加に伴うポテンシャルエネルギーの解放率 \mathcal{G} は式(2-6)より次のようになる。

$$\mathcal{G} = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^n \sum_{j=1}^n P_i P_j \frac{d\lambda_{ij}}{dA} \quad (2-42)$$

次に、ひずみエネルギーによる方法について述べる。荷重拘束のもとでは、ポテンシャルエネルギーの減少 $d\pi$ はひずみエネルギーの増加 dW に等しくなるから、ポテンシャルエネルギーの解放率 \mathcal{G} は式(2-6)より次式で与えられる。

$$\mathcal{G} = \frac{\partial W}{\partial A} \quad (2-43)$$

$$= \iiint_V \frac{\partial W^*}{\partial A} dV \quad (2-44)$$

ただし、 W^* はひずみエネルギー密度、また、 dV は微小体積要素である。

以上から、与えられた切削条件、工具形状、材料特性および破壊じん性に対して \mathcal{G} が得られるならば不安定破壊の発生条件、すなわち、ぜい性損傷の発生条件は式(2-9)で与えられるから、式(2-42)あるいは式(2-44)を用いて

$$\frac{1}{2} \sum_{i=1}^n \sum_{j=1}^n P_i P_j \frac{d\lambda_{ij}}{dA} \geq \mathcal{G}_c \quad (2-45)$$

あるいは、

$$\iiint_V \frac{\partial W^*}{\partial A} dV \geq \mathcal{G}_c \quad (2-46)$$

が得られる。また、小規模降伏時において、き裂開口モードI型が支配的な平面ひずみ問題に対しては式(2-7)を用いて

$$\mathcal{G} = K_I^2 (1-\nu^2) / E \quad (2-47)$$

が成立することから、式(2-45)および式(2-46)はそれぞれ次のようになる。た

だし、Eはヤング率である。

$$\left\{ \frac{E}{2(1-\nu^2)} \sum_{i=1}^n \sum_{j=1}^n P_i P_j \frac{d\lambda_{ij}}{dA} \right\}^{\frac{1}{2}} \geq K_{Ic} \quad (2-48)$$

$$\left\{ \frac{E}{1-\nu^2} \iiint_V \frac{\partial W^*}{\partial A} dV \right\}^{\frac{1}{2}} \geq K_{Ic} \quad (2-49)$$

式(2-45)、(2-48)がコンプライアンス、式(2-46)、(2-49)がひずみエネルギーに基づく不安定破壊の発生条件である。

2.4 ぜい性損傷の解析手順

2.4.1 解析条件および解析モデル

ぜい性損傷への破壊力学の適用において、ここでは解析手法の確立を図ることを目的として、切削工具内応力分布は平面ひずみ状態と仮定する。これは、平削り、旋削、あるいはフライス削りにおいて切込みに対して切削幅が十分大きいような場合などで想定される状態である。切削諸要因との対応による系統だった解析を行うには三次元的にとらえる必要があるが、ぜい性損傷が問題となる過渡的切削過程における切削機構についてはほとんど明らかにされていない。一方、破壊力学においても、現状では平面問題が主対象で、三次元き裂前面近傍の応力について若干の検討が加えられているにすぎない²⁻²⁷⁾。

また、工具内は弾性応力場を想定している。むしろ、高速切削時には高温となることから塑性変形を生ずることが知られており、また、不均質な工具材料組織に基づく局所的、微視的塑性変形が予期されるが巨視的には弾性的で、いわゆる、小規模降伏条件が成立するものと仮定できる。

以上の限定条件下でも、実際の切削諸条件に対し、ぜい性損傷の観点からの基本的な選定指針を定性的には示すことができ、また、耐久損性向上に対する工具材料特性の改善、開発方向を示唆しうるものと考えられる。

次に、解析モデルの概要を示したのが図2-8である。破壊力学はもともとき裂の発生を取扱うのではなく、潜在するき裂の成長・伝播を議論するものであるから、き裂については仮定を置かざるを得ない。そこで、ここではぜい性損傷に至る欠陥として工具すくい面上に存在する二次元的な単一き裂を仮定する。図2-9は切削実

験中のすくい面観察により、欠損の発生に至る以前の段階においてき裂を観察した一例である。同図は前切れ刃に平行な断面での工具内部観察例で、すくい面から内部に至るき裂が観察され、工具すくい面上におけるき裂あるいはき裂状欠陥がぜい性損傷の起点になることが推察される。このような欠陥は合金組織上数多く存在すると考えられるが、欠陥の分布については図2-9 で明らかなように単一き裂の進展のみしか観察されないことから、ここではき裂の分布については考慮しない。

解析因子としては図2-8 に示す切削力、工具形状、および工具材料をとりあげる。この中で、切削力は切削諸条件により変化し、切削諸条件に対するぜい性損傷を考える場合の境界条件として重要な因子となる。しかしながら、前述のようにぜい性損傷発生時の境界条件は必ずしも明確ではないこと

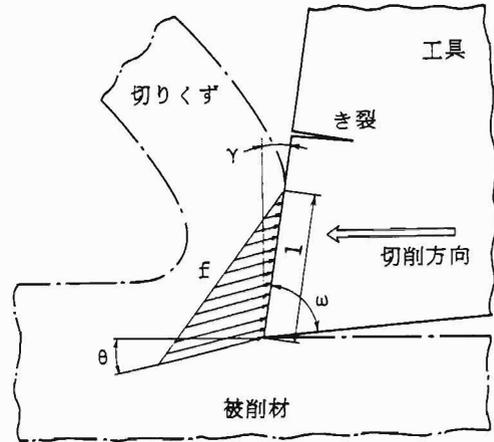
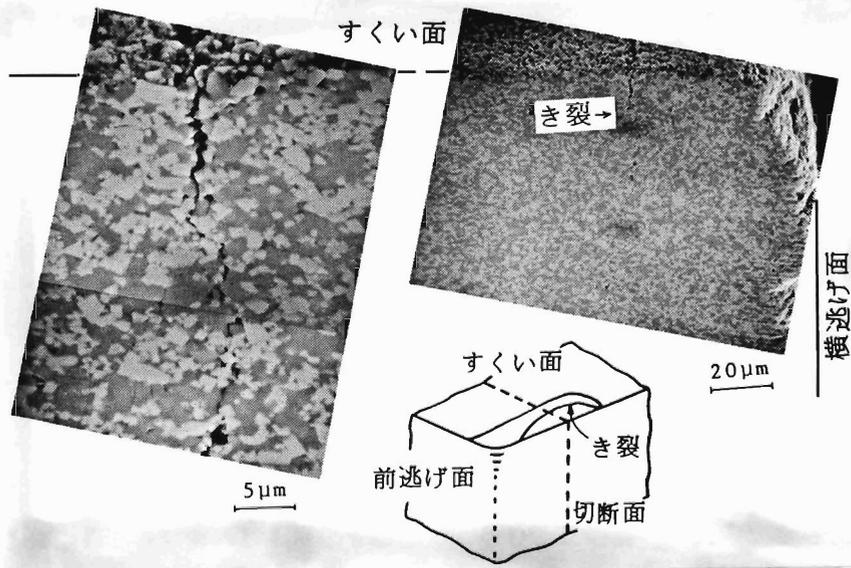


図2-8 解析モデルの概要



被削材：SCH3、工具：P20種、(-5, -6, 5, 6, 15, 15, 0.4)、
 切削条件：切削速度 $V=37.5\text{m/min}$ 、送り $f=0.14\text{mm/rev}$ 、切込み $t=1.5\text{mm}$

図2-9 工具内部切断面におけるき裂の走査型電子顕微鏡観察例

から、切削力に関してはその大きさ（合成切削力） f 、方向 θ （合成切削力の切削方向に対する角度で表示）、および、分布状態として基本的検討を行う。例えば、切削条件の中の切込みは切削機構に相似則が成立すると考えれば工具一切りくず接触長さとして分布幅（図 2-8中の l ）の変化で与えられる。また、工具－被削材の接触、離脱様式の変化、あるいは、切削様式で問題となる切削系の剛性による変形、振動などは切削力の分布状態が変化するものとして考えられる。この切削力の分布状態については従来、光弾性工具²⁻²⁸⁾、分割工具を用いた切削実験²⁻²⁹⁾によりすくい面垂直応力は指数分布、せん断応力は台形状の分布になることが指摘されているが、これらは定常切削時における結果であり、過渡的切削時についてはほとんどわかっていない。そこで、ここではすくい面上の切削応力方向は一定、すなわち、合成切削力方向と同じとし、また、逃げ面は被削材と接触していないと考えて単純化する。また、工具形状についてはすくい角 γ 、刃先角 ω をとりあげる。なお、工具形状に関するホーニングについては γ 、 ω 、あるいは切削力の変化などに含まれると考え、ここでは考慮していない。

切削熱を考慮した場合については、工具一切りくず接触領域からの工具内部への熱流入と工具から雰囲気中への熱伝達による熱流出として単純化した境界条件下における温度解析に基づき、ぜい性損傷に与える影響の大きさについて、力学的要因の場合と比較検討する。

2.4.2 初期欠損の発生する安全－危険境界の解析手順

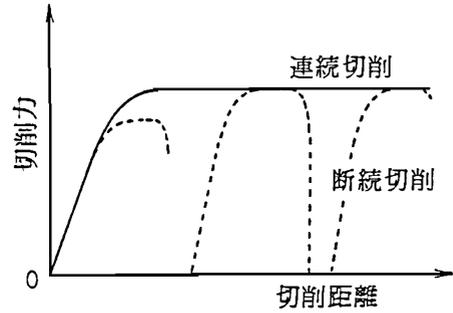
通常の切削では切削開始直後切削力は増加して、ある切削距離の後、定常な値となる。これに対応して破壊力学パラメータ、例えば、応力拡大係数 K も変化する。このことを模式的に示したのが図2-10である。すなわち、連続型切りくず生成時には、切削開始時に、切削力の増加とともに K は増加し、定常切削時には一定値になる。また、不連続型切りくず生成時や断続切削時には切削力の周期的な変動に対応して K も周期的に変動することになる。

過渡的切削過程において、図2-8で述べた f 、 l 、 θ は刻々変化することから、問題となる欠陥もそれに対応して変化することになり、この間の最大の K を与える欠陥が欠損の対象となる。図2-10(b)は切削時に最大の K を与える欠陥に着目して、切削過程における K の変化を示したものである。また、工具と被削材の接触は衝撃的となり、切削系の剛性に依存して変形あるいは振動を生じ、接触時に定常切削力よ

り大きい過大切削力を生じ、 K がさらに大きくなることも考えられる。

この変動を示す K が、図2-10(b) に示す場合のように工具材料の K_c より大きくなるならば、 $K=K_c$ に達したとき、不安定き裂が伝播し初期欠損を生じることになる。すなわち、この初期欠損を生ずる条件は、 $K=K_c$ に達するまでの間にき裂の成長がない、あるいは非常に小さいならば、式(2-48)、(2-49)で与えることができる。なお、断続切削時には、切削開始後の数回の断続切削回数の中に生じるぜい性損傷もここでは初期欠損に含める^{注)}。

従って、初期欠損の解析は K_c の既知なる工具材料に対して、与えられた切削条件や工具形状についての切削時に最大となる K を求め、 K_c と比較することである。切削諸条件の中で、例えば切削力を取り、それと K との関係が求められ



(a)

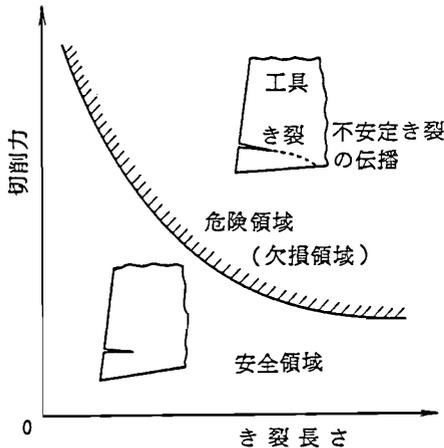
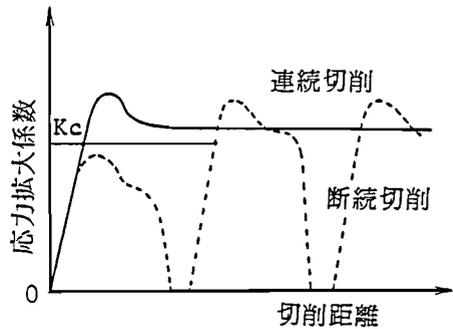


図2-11 初期欠損に対する安全 - 危険境界



(b)

図2-10 切削時における切削力および応力拡大係数の模式図

注) 初期欠損という言葉の明確な定義はなく、一般に定常摩耗による工具寿命に比べ、比較的初期に生ずるとい程度に使われ、切削回数 10^3 回、あるいは 3×10^3 回までを初期欠損として整理される場合もあるが、ここでは、次に述べる疲労によりき裂が進展する場合と区別して使う。従って、機構上から、き裂の進展がない場合と定義する。

ば、工具内に潜在する欠陥の大きさ（き裂長さ）に対して、図2-11のような初期欠損を生ずる領域と生じない領域の境界、すなわち、安全－危険境界を求めることができる。また、前述のように、刻々に変化する切りくず生成過程に対応して、 K が最大となるき裂位置も変化している。従って、初期欠損の規模も明らかにすることができる。なお、本研究において安全－危険境界と呼ぶ場合、図2-11に示したぜい性損傷が発生する限界き裂長さと限界切削力の関係を意味している。

2.4.3 欠損に起因する工具寿命の解析手順

切削開始直後から安定な切削状態に至るまでに初期欠損を生じない場合には、継続あるいは繰返し切削が可能である。この場合、図2-12に示すように切削力の繰返し変動に伴う K の変動幅 ΔK が問題となる。潜在き裂による ΔK が $\Delta K \geq \Delta K_{th}$ を満足するならば切削力の繰返し変動に伴い同図(c) の a_1 のように疲労き裂が進展し、これに伴い K は増加する。その結果、疲労破壊じん性 K_{fc} との比較により、 $K \geq K_{fc}$ を満たすとき裂が不安定成長し、欠損による工具寿命となる。一方、同図(c) に示す a_2 のように潜在き裂が小さい場合や、切削力が小さい場合には、 ΔK が疲労き裂進展の下限界 ΔK_{th} より小さく、従って、き裂は進展せず、欠損を生じない。

疲労き裂の進展速度 da/dN は種々の材料において、次式のような関数形が実験的に得られている²⁻³⁰。

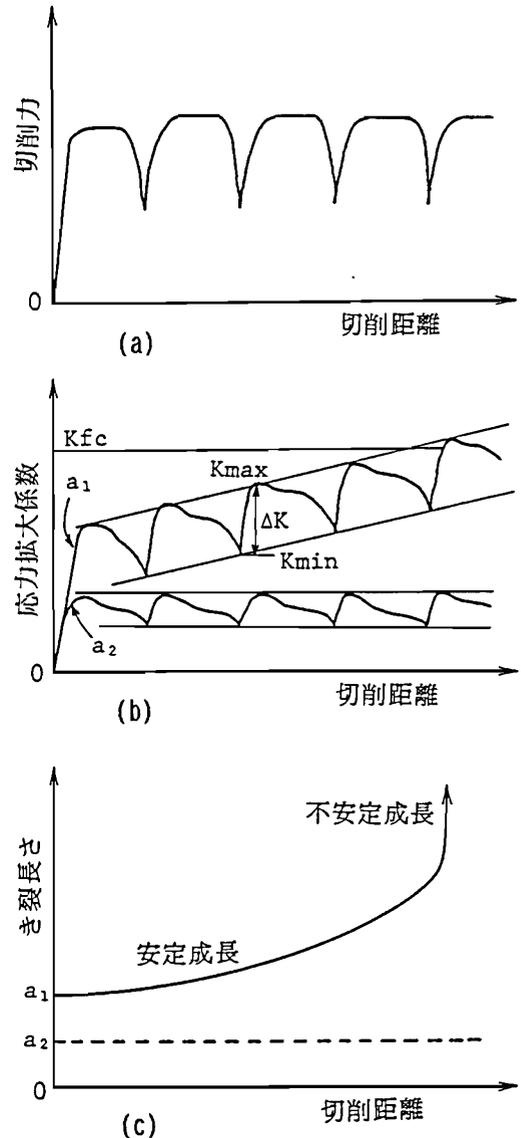


図2-12 断続切削時における切削力、応力拡大係数およびき裂長さの模式図

$$da/dN=C(\Delta K)^m \quad (2-50)$$

ここで、 N は繰返し数、 C 、 m は材料あるいは試験条件などによる定数である。そこで、切削工具材料についても式(2-50)の関係が成立し、切削時の ΔK が得られれば、潜在き裂長さ a_0 から不安定破壊を生じてぜい性損傷に至る限界き裂長さ a_c までき裂が成長する間の繰返し数、すなわち、断続切削回数 N_c は式(2-50)を積分して、

$$\begin{aligned} N_c &= \int_0^{N_c} dN \\ &= \int_{a_0}^{a_c} \frac{1}{C(\Delta K)^m} da \end{aligned} \quad (2-51)$$

によりもとめられる。ここで、 a_c は K_{fc} によって決定される。従って、ぜい性損傷に起因する工具寿命は、与えられた切削諸条件に対して問題となる潜在き裂に関する K と a の関係から、切削力の変動に基づく ΔK を求め、式(2-51)を用いて解析される。

具体的には、特に、ぜい性損傷が問題となる断続切削に注目すると、1断続切削サイクル中の切削時と空転時の間で K は変動し、このとき ΔK は K の最小値 K_{min} が空転時で零となるため、 ΔK が

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} = K_{max} \quad (2-52)$$

と、切削中の K の最大値 K_{max} と等しくなる。すなわち、この場合には、過渡的切削過程の K の最大時に ΔK も最大となることから、簡単に寿命が決定できることになる。

2.5 結 言

本章では切削工具におけるぜい性損傷に対し、破壊力学的手法の適用による解析手法を提案し、破壊力学パラメータの算出法および、ぜい性損傷の解析手順を示した。その概要は次のようになる。

(1) 提案した破壊力学の適用によるぜい性損傷の解析方法では、問題とする切削条

- 件、工具形状、工具材料特性に対して、破壊力学パラメータを算出し、また、独立の破壊じん性試験により工具材料の破壊じん性を求める必要がある。
- (2) 切削工具における初期欠損の発生する安全－危険境界は切削条件に対する応力拡大係数 K を求め、破壊じん性 Kc と比較することにより決定できる。
- (3) ぜい性損傷に起因する工具寿命は切削力の変動に伴う応力拡大係数の変動幅 ΔK を求め、工具材料の疲労き裂進展特性を用いることにより解析される。

第3章 工具材料の破壊じん性評価

3.1 緒言

切削工具におけるぜい性損傷を破壊力学的手法の適用により解析するには、第2章で明らかにしたように破壊じん性が必要となる。ところが、欠損に起因する工具寿命解析に必要な疲労き裂進展特性に関する報告は数例あるのみである。また、平面ひずみ破壊じん性についても超硬合金ではその微視的組織が重要な因子であることが報告されている³⁻¹⁾。従って、平面ひずみ破壊じん性や疲労き裂進展特性を独立の破壊じん性試験により求めることがぜい性損傷を解析的に評価する上において重要な課題である。

一般的な工具材料のじん性評価法としては切削試験と非切削試験に大別され、さらに後者は簡便法と通常の方法試験に分けられる。切削試験は無論のこと、簡便法の多くは耐欠損性の評価という実用性を問題にし、解析的取扱における物性値は明確にできない。材料試験では、引張試験、圧縮試験、疲労試験、また、衝撃、温度を考慮した検討がなされてはいるが、工具材料が硬脆であることから多くの場合曲げ試験（抗折試験）が行われている。しかし、これら強度は、前章で述べたように、基本的には材料内の潜在欠陥あるいは研削などによる表面欠陥に依存する。従って、これら欠陥の力学的応答を取扱う破壊力学に基づく強度特性を求める必要がある。

工具材料、特に超硬合金の平面ひずみ破壊じん性については、破壊力学が確立された後のKenny³⁻²⁾あるいはYen³⁻³⁾の研究が始まると考えられる。破壊じん性を求めるには初期き裂の導入が不可欠であり、当初はその方法に多くの試みが行われた。すなわち、工具材料は硬脆であることから一般的に用いられている疲労によって初期き裂を導入することは困難であり、硬さ試験に用いるヌープあるいはピッカース圧子の押し込みにより生じるき裂を利用する方法³⁻²⁾、放電加工で細溝を入れる方法³⁻⁴⁾、U型切欠きへくさびを押し込むとともに試料側面からの圧縮力によって切欠き底からのき裂進展量を制御する方法^{3-5,6)}、細溝を有する試料の溝方向に圧縮力を加えき裂を進展させる方法³⁻⁷⁾、試料幅のくさびの押し込みによりき裂を発生させる方法³⁻⁸⁾など種々の方法が試みられている。また、これら手法による破壊じん性の測定結果をもとに超硬合金におけるCo量、WC粒度などの微視的因子の影響も検

討されつつある3-4, 9)。しかしながら、例えば、圧子の押込み、放電加工などでは機械的あるいは熱的変質が破壊じん性に影響することが指摘³⁻¹⁰⁾されており、確立された方法は現在ないと思われる。

本研究では、まず、平面ひずみ破壊じん性については、Almondら³⁻⁸⁾によって開発されたダイヤモンドくさびの押込みによる初期き裂の導入法を採用し、三点曲げ試験により求める。この方法によると塑性変形による残留応力の影響が容易に除去できる。しかし、この方法で用いる試料形状は切削に使用する工具形状とは多くの場合異なる。そこで、工具形状でも適用可能な方法として、ピッカース圧子の押込みを行い、その際に発生するき裂長さに基づく方法^{3-10, 11)}も検討する。すなわち、同一試料において、ピッカース圧子の押込みおよび曲げ試験を行い、両結果の相関性から実際の工具形状での破壊じん性の簡便な評価方法の妥当性を検討する。

次に、鋼、アルミニウムなどの疲労き裂の進展挙動に関する研究の多くは中央あるいは両側にスリットを有する帯状の引張り試験片により行なわれている。しかし、工具材料は硬脆であり試料形状、チャック精度の点で問題が多い。そこで、ここでの疲労き裂進展特性については前述の破壊じん性試験との関係および試料保持の容易さから三点曲げによる疲労試験を行い、疲労き裂進展速度、疲労破壊じん性などの基本的特性を明らかにする³⁻¹²⁾。

さらに、上記試験時のき裂および破面観察を行うとともに、曲げ試験時の破面観察を行い破壊の微視的機構を検討するとともに、得られた破壊じん性を用いて、曲げ強さのばらつきに対する破壊力学に基づく検討を行う。

3. 2 試験方法

3.2.1 破壊じん性試験

3.2.1.1 曲げ試験

工具材料に対して用いられている三点曲げ試験により平面ひずみ破壊じん性 K_{Ic} の測定を行った。図3-1はその試験方法の概要を、図3-2は試験装置の外観を示す。試験片寸法は $L \times W \times B = 40 \times 8 \times 4, 25 \times 4 \times 2$ mmのもの

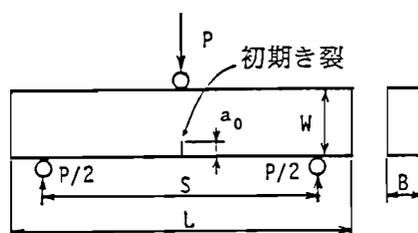


図 3-1 三点曲げ試験の概要

で、支点間距離 S はそれぞれ32, 16mmの2種類を用いた。初期き裂は図3-3に示すように先端角 150° のダイヤモンドくさびを押付けて作成した。き裂先端は非常にシャープであることから、試料側面をダイヤモンド・ペーストで鏡面仕上げを施し、き裂長さの測定を容易にした。き裂長

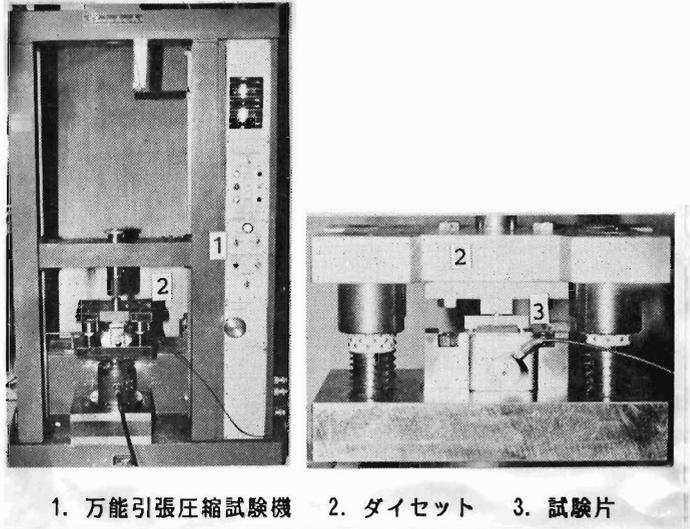


図 3-2 三点曲げ試験装置の外観

さは目盛り付き工具顕微鏡を用いて測定し、600~800倍でのき裂先端の観察とともに400倍での試料両側面の測定値の平均値をき裂長さ a とした。

三点曲げにおける応力拡大係数 K_I の算出には、次の実用式³⁻¹³⁾を用いた。

$$K_I = \frac{3SP}{2W^2B} \sqrt{\pi a} \left\{ 1.090 - 1.735 \frac{a}{W} + 8.20 \left(\frac{a}{W} \right)^2 - 14.18 \left(\frac{a}{W} \right)^3 + 14.57 \left(\frac{a}{W} \right)^4 \right\} \quad (3-1)$$

ここで、 P は負荷荷重である。

K_{Ic} の測定に際しては、き裂導入時のくさび押付けによる試料表面での塑性変形が K_{Ic} に影響を及ぼす³⁻⁸⁾。これは押付け面の研削によりその影響が軽減されることから、き裂導入後研削を行い、この塑性変形の影響についても検討した。

試験装置は図3-2に示すダイヤモンドくさびを用いて上下支点の位置関係を固定した。支点には直径3mmの超硬合金を用いた。負荷には万能引張圧縮試験機(容量2kN)、または、立てフライス盤のテーブルの上下移動を利用し、変位速度は15~40mm/minとした。

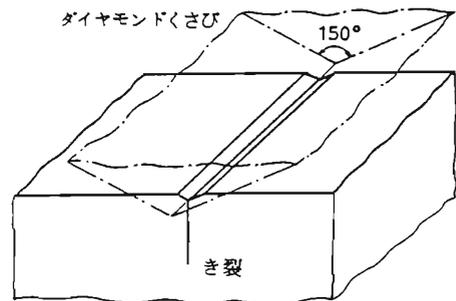


図 3-3 ダイヤモンドくさびによる初期き裂の導入方法

3.2.1.2 ビッカース圧子押込みによる簡便法

図3-4 に示すようなビッカース圧痕の頂点から発生するき裂挙動についてはそれに基づく簡便なじん性の評価³⁻¹⁴⁾、あるいは微視的破壊形態の観察³⁻¹⁵⁾ に古くから利用されている。前者に関して、当初はき裂長さ l と押し込み荷重 P が比例することからき裂抵抗 Wr として

$$Wr = P/l \quad (3-2)$$

の値がじん性を示すパラメータとして用いられていた。その後、工具材料についての破壊じん性 K_{Ic} , G_c が得られると、両者の関係が検討され、硬さ、き裂長さに基づく破壊じん性測定の簡便法が提案、検討されるに至っている。その方法は図3-5 に示すような圧痕下のき裂形状により次の二つに分れる。まず、第一は図3-5(a)に基づくもので、Evans により次式が示されている³⁻¹⁰⁾。

$$Kc^* = 0.15k \frac{Hv\sqrt{a}}{\phi} (C/a)^{-3/2} \quad (3-3)$$

ここで、 Hv はビッカース硬さで、 C/a は図3-4 中に示す長さで、 k, ϕ は実験定数で $k = 3.2$, $\phi = 3.0$ なる値が示されている。第二の方法は図3-5(b)に基づくもので、Warrenによって次式が示されている³⁻¹¹⁾。

$$Kc^{**} = \alpha \sqrt{HvWr} \quad (3-4)$$

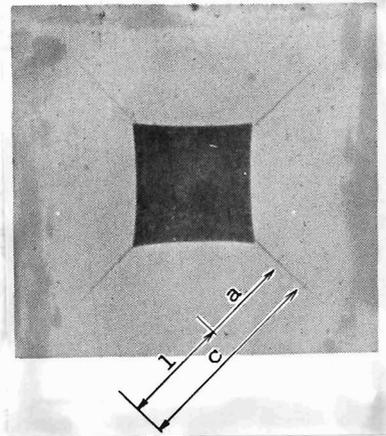
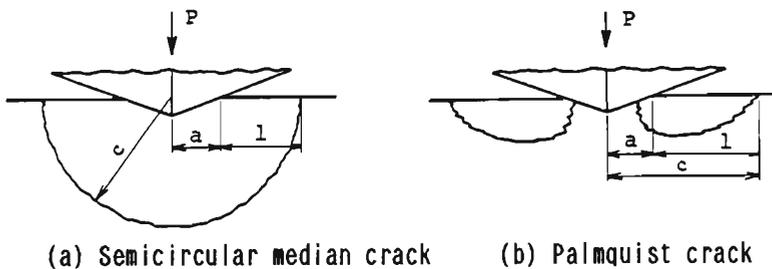


図 3-4 ビッカース硬さ試験時に観察されるき裂



(a) Semicircular median crack (b) Palmquist crack

図 3-5 ビッカース硬さ試験時に観察されるき裂形状

ここで、 α は定数で、超硬合金について $\alpha=0.087$ なる値を得ている。これらと同様な関係はLawnら³⁻¹⁶⁾によっても示されている。ここでは、実際の工具形状でしかも簡便に破壊じん性を得ることを目的とし、曲げ試験による値と式(3-3), (3-4)による値とを比較し、妥当な方法により切削試験に供する工具材料の破壊じん性を決定した。

3.2.2 疲労破壊じん性試験

3.2.1.1項と同じ装置を用いて三点曲げによる疲労試験を行った。試料形状、初期き裂導入法は前述と同様で、一部試料については図3-6に示すビッカース圧子の試料幅方向への連続的押込みによる初期き裂導入法も用いた³⁻²⁾。

荷重繰返し数 N に伴うき裂長さ a の変化は $N=100\sim 3000$ 回の適当な間隔で試験を中断、測定し、随時、走査型電子顕微鏡で疲労き裂の進展過程を試料側面から観察した。次に、得られたき裂長さとの関係を曲線近似し、その曲線の傾きから疲労き裂進展速度 da/dN を算出した。近似曲線には次式を用いた。

$$a - a_b = r(N - N_b)^n \quad (3-5)$$

ここで、 a_b, N_b は定数である。曲線近似の具体的方法としては、図3-7に示す連続する5測定点を用いて行い、定数 a_b, N_b については最小自乗法により相関係数が最大になるよう決定した。得られた近似曲線より近似区間の中央 (a_i, N_i) 点での da/dN を求めた。この曲線近似および da/dN の決定を各測定点について行った。ただし、測定開始時の2点は無視し、全破断直前の2点については3点前の近似曲線により da/dN を求めた。

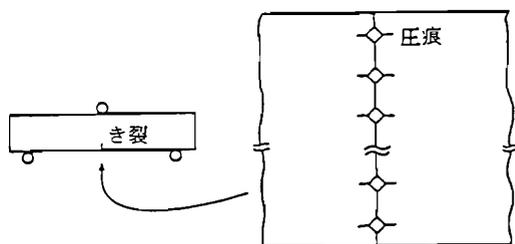


図 3-6 ビッカース圧子による初期き裂導入方法

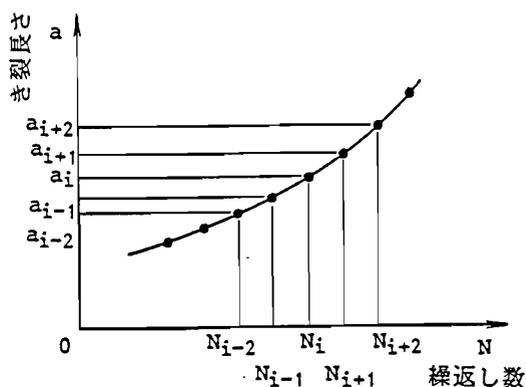


図 3-7 疲労き裂進展速度の算出方法

応力拡大係数の変動幅 ΔK_I は、測定されたき裂長さをもとに前述の式(3-1)により求めた。以上の da/dN と ΔK_I とを両対数軸上にプロットし、その関係を検討した。また、全破断直前のき裂長さに基づく K_I を疲労破壊じん性値 K_{Ic} として算出した。

疲労試験装置は前述の図3-2と同様で、部分片振り疲労試験として、その負荷荷重を一定値に制御した。荷重条件としては初期き裂長さおよび K_{Ic} からき裂の安定成長が大きくなるよう数百MPa程度とした。最小荷重については対象とする切削様式によっては零となるが、ここでは試料拘束のためにダイセットの自重(約42N)を最小荷重とした。繰返し荷重速度はクロスヘッドの上下速度を40mm/min一定とし、荷重振幅周期は約2~4Hzとした。

表 3-1 試験工具材料

3.2.3 試験工具材料

本章で用いた試験工具材料を表3-1に示す。全て市販品であり、同表の細分類では曲げ試験および疲労試験用工具材料に P、切削用工具材料に T、さらに、同じ分類でメーカーなどの異なる場合は A、B の記号を加えている。

	JIS分類	細分類
超 硬 合 金	P10	P10T
		P20
	P20PA	
	P20PB	
	P30	P30PA
		P30TB
	K10	K10TA
		K10PA
		K10TB
		K10PB
セラミック	$Al_2O_3 + TiC$	

3.3 試験結果

3.3.1 破壊じん性

3.3.1.1 曲げ試験による評価

ダイヤモンドくさびにより初期き裂を導入した試験片の三点曲げ試験時における荷重測定例を図3-8に示す。三点曲げにおいて弾性変形時には変位-荷重関係は比例する。図3-8において、負荷初期を除けば荷重と時間の関係はほぼ直線と見なせることから、鋼材でみられるような塑性変形、ホップインといった現象はなく、ある荷重 P_c まで弾性的で、 P_c において急に不安定破壊を生じていることがわかる。また、図3-9はマクロな破面の

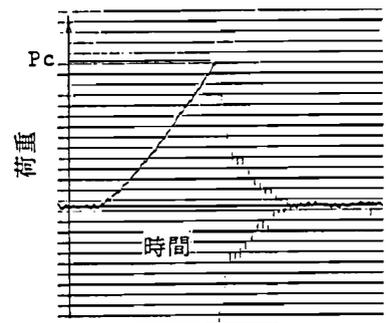


図 3-8 三点曲げ試験時における荷重の測定例

観察例であるが、ストレッチ・ゾーンは観察され難く、シャリップも明確ではない。そこで、ここではPcを用いて破壊じん性の算出を行った。

まず、き裂導入時における塑性変形の影響について検討を行った。図3-10はその一例で、超硬合金P30PA について初期き裂導入後、圧痕面を研削することによって除去厚さを変え、その厚さの破壊じん性Kcに及ぼす影響を検討した。同図より、研削除去厚さが大きくなるにしたがってKcは 35%程度

上昇し、値に7%程度のばらつきはあるがほぼ一定値になっていることがわかる。この Kc の上昇は次のように考えられる。すなわち、図3-11に示すように押込み面近傍での塑性変形によりき裂破面のくさび除去後に再接触して、き裂先端近傍で引張りの残留応力を生じる。これに対し、この再接触領域を研削除去すると、残留応力が小さくなりKcが上昇するものと考えられる。このような塑性変形の影響は従来の報告³⁻⁸⁾と同様な傾向である。同様な手法により得られた他の工具材料のKcを、図3-10の結果を含めて表3-2 に示す。同表から、塑性変形による影響については他の工具材料についても同様で、研削によりKcは上昇している。

試験条件としてはき裂先端での平面ひずみ条件および小規模降伏条件が満たされるためには次の関係が要求され

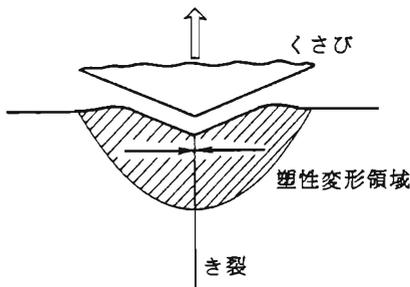


図3-11 くさび押込み時における変形

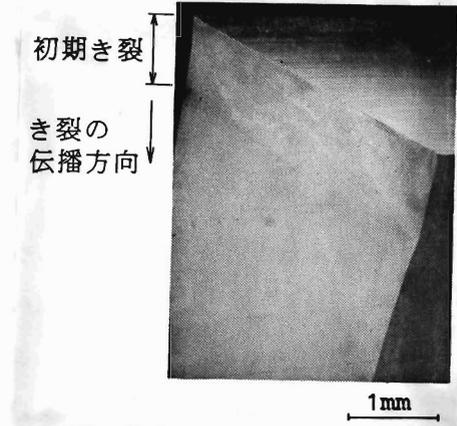


図 3-9 三点曲げ試験における試料破面の巨視的観察例 (K10PB)

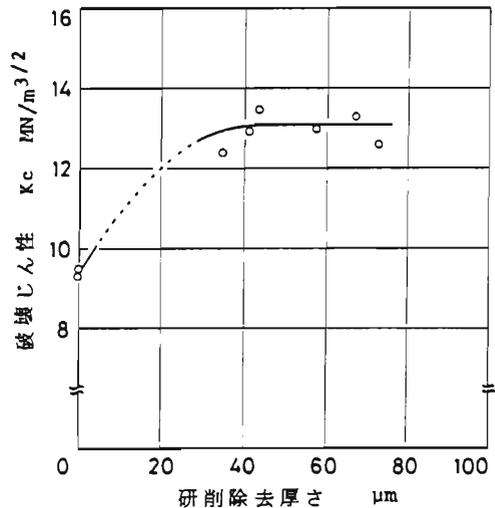


図3-10 くさび押込みによる塑性変形の破壊じん性に及ぼすの影響 (P30PA)

る。³⁻¹⁷⁾

$$B, a_0 \geq 2.5(K_{Ic} / \bar{\sigma}_Y)^2 \quad (3-6)$$

ここで、B は試料板厚、 a_0 は導入した初期き裂長さ、 $\bar{\sigma}_Y$ は降伏応力である。供試工具材料は微視的に不均質な材料であることから、局所的な降伏³⁻¹⁸⁾を考慮すれば、降伏応力そのもの定義が問題になる。0.002%という小さな値で定義した耐力³⁻¹⁹⁾を参考にすると $\bar{\sigma}_Y=2GPa$ となり、表3-2 において P30PAについてみると a_0 が87 μm 以上の場合は式(3-6)を十分満たしている。しかし、 a_0 が32 μm の場合のみ上記関係を満たさないが、図3-10で式(3-6)を満さないことによるその影響は明らかではない。また、超硬合金、セラミックの研削後のK_{Ic}は、組成の違いがあるものの従来求められている値とほぼ同程度である^{3-1,20)}。そこで、ここでは研削後のK_{Ic}の平均値を平面ひずみ破壊じん性 K_{Ic}とする。

表 3-2 各工具材料の破壊じん性

工具材料	研削量 μm	a_0 mm	B mm	W mm	σ MPa	Kc MN/m ^{3/2}
P30PA	0	0.174	1.914	3.968	387.1	9.30
	0	0.144	2.023	3.954	425.3	9.46
	72.5	0.032	2.029	3.926	1168	12.59
	66.9	0.095	1.977	3.886	731.1	13.30
	57.5	0.128	2.017	3.956	623.3	12.99
	42.5	0.131	1.982	3.175	637.0	13.49
	35.0	0.087	1.972	3.435	864.4	12.40
P20PB	0	0.059	3.950	7.958	477.3	7.06
	0	0.201	3.955	7.948	267.9	7.19
	125	0.604	3.615	6.930	257.4	11.80
	120	0.421	3.610	6.994	284.0	10.40
	120	0.391	3.615	7.100	353.0	12.30
セラミック	0	0.235	2.050	4.130	980.0	2.70
	0	0.247	2.063	4.167	65.4	1.65
	73	0.239	2.048	4.013	172.7	4.79
	94	0.233	2.068	3.982	179.3	4.60
	105	0.417	2.053	4.022	131.2	4.68
	96	0.359	2.066	4.068	147.8	4.92

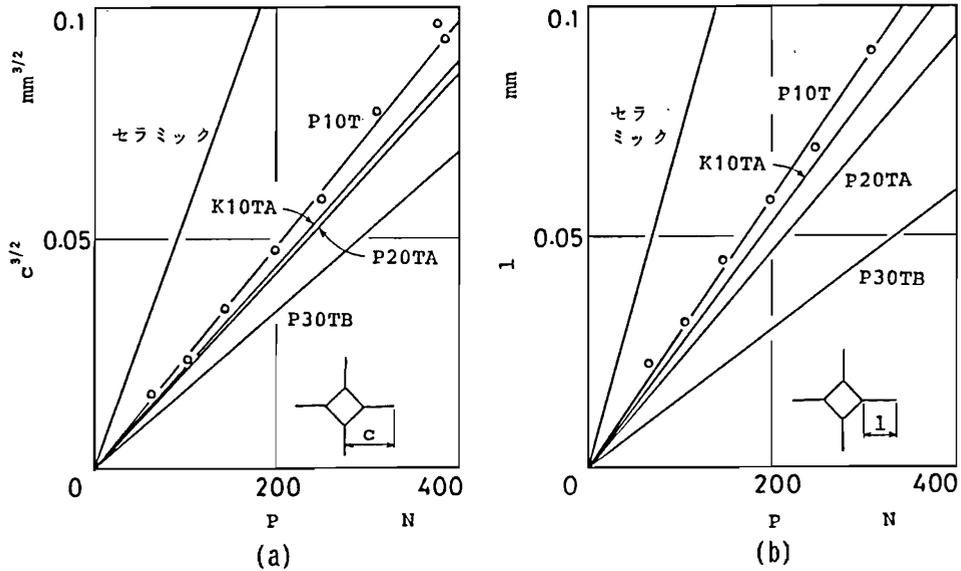


図3-12 荷重P とき裂長さlおよび $C^{3/2}$ の関係

3.3.1.2 ビッカース圧子押込みによる評価

式(3-3), (3-4)における $P-C^{3/2}$ および $P-l$ の関係を求めた結果の一例をそれぞれ図3-12に示す。同図において実測値はP10Tについてのみ示している。P10Tの例から、 l および $C^{3/2}$ ともばらつきがみられるが、 $l, C^{3/2}$ とも荷重に対してほぼ正比例の関係にあるとみなせる。このことはいずれの工具材料においても言える。厳密には $P-l$ 、 $P-C^{3/2}$ の関係のいずれにも同時には正比例の関係は成立しないが、実用的には正比例として近似できる。また、いずれの方法においても表面でのき裂を問題にすることから、従来、工具製造過程で生じる表面の変質層がき裂長さに影響を及ぼし、正比例とはならない場合もあることが指摘されているが³⁻²¹⁾、図3-12の結果ではそのことは明確ではない。

両図のそれぞれの材料の直線から式(3-3), (3-4)により破壊じん性 Kc^* 、 Kc^{**} を求めた結果を図3-13に示す。なお、それらの平均値、およ

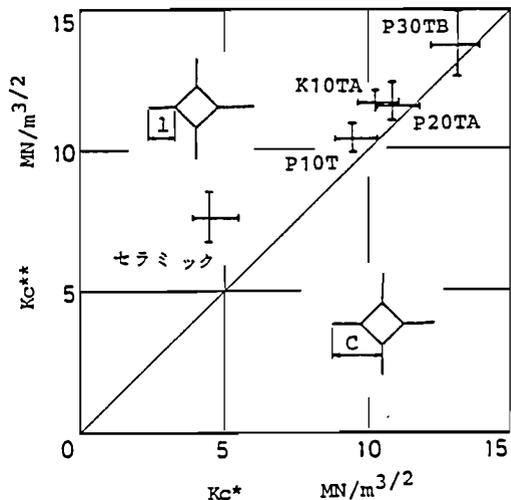


図3-13 破壊じん性 Kc^* と Kc^{**} との関係

び Kc^{***} を求める際に必要となる
 ビッカース硬度を求めた結果を表
 3-3 に示す。図3-13において、セ
 ラミックでは Kc^{***} が明らかに大き
 く、超硬合金でも Kc^{***} が大きいも
 のの Kc^* 、 Kc^{***} の差は比較的小さ
 い。 Kc^* 、 Kc^{***} の差があっても工
 具材料間の違いは明らかであり、
 例えば、超硬合金で P10, P20, P30
 となるにしたがって破壊じん性が

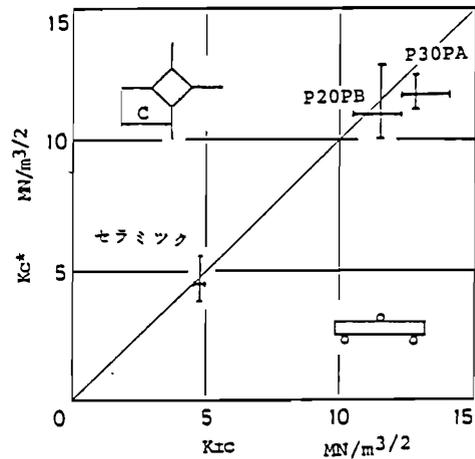
表 3-3 各工具材料の破壊じん性 Kc^* 、 Kc^{***}
 およびビッカース硬さHV

工具材料	Kc^{***} MN/m ^{3/2}	Kc^* MN/m ^{3/2}	HV
P10TA	10.5	9.6	1796
P20TA	11.6	10.8	1638
P20PB	11.5	10.7	1749
P30PA	12.3	11.7	1738
P30TB	13.7	13.1	1548
K10TA	11.6	11.0	1931
K10TB	12.6	11.9	1696
セラミック	7.7	4.5	2238

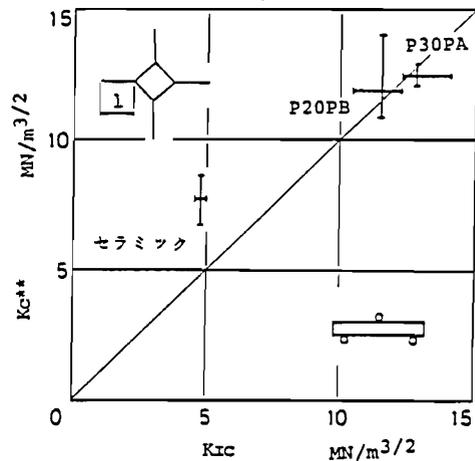
大きくなることが理解される。表3-3
 中の K10種については A, B間で Kc に明
 確な差があるが、この理由の一つが
 平均粒径の違いによるものと考えら
 れる³⁻⁴⁾。すなわち、K10種のA, B
 それぞれの平均粒径は 0.46(標準偏差 σ
 =0.13), 0.71(σ =0.47) μ m であり、粒
 径が小さい場合に Kc が小さくなってい
 る。

3.3.1.3 曲げ試験と簡便法との比較

前項でのビッカース圧子の押込みに
 より簡便的に求めた破壊じん性 Kc^* 、
 Kc^{***} と曲げ試験 K_{Ic} との対応を検討し
 た結果が図3-14である。同図において、
 Kc^* 、 Kc^{***} 、 K_{Ic} とも実測における変
 動幅も含めて示している。図から、ビ
 ッカース圧子の押込みによる簡便法で
 はばらつきが少し大きいこと、また、
 セラミック工具の Kc^{***} を除いて、簡便
 法による値と曲げによるそれとがほぼ



(a)



(b)

図3-14 破壊じん性 K_{Ic} と Kc^* 、
 Kc^{***} との関係

一致することがわかる。そして、セラミック工具での対応を考えると Kc^* で工具材料の破壊じん性が実用的には求められることがわかる。詳細には超硬合金において Kc^* は K_{Ic} より10%程度小さい場合がみられ、ピッカース圧子を用いた簡便法の一般化にはさらに種々の材料での検討を要するが、切削工具という特殊な形状に対しては有力な方法と考えられる。

3.3.2 疲労き裂進展特性

3.3.2.1 疲労き裂進展曲線

荷重繰返し数 N に対するき裂長さ a の変化を求めた結果の代表例を超硬合金P20PB, K10PBのそれぞれについて図3-15(a), (b)に示す。また、ここでの各工具材料・試料の試験条件を表3-4に示す。図から、き裂は超硬合金の不均質な組織に起因すると考えられる不連続な進展も若干見られるが、全般的な成長傾向としては定常な成長を示した後、進展速度が急増して不安定破壊に至っている。

表3-4 疲労破壊じん性試験条件

工具材料	試験No.	最小応力と最大応力の比	最大応力 σ_{max} MPa	初期き裂長さ a_0 mm	くさび導入法
P20PB	I	0.094	143	0.349	ピッカース
	II	0.196	156	0.184	ピッカース
	III	0.172	178	0.115	ピッカース
	IV	0.057	234	0.171	くさび
	V	0.055	243	0.083	くさび
	VI	0.055	243	0.088	くさび
	VII	0.038	351	0.125	くさび
	VIII	0.037	361	0.056	くさび
P30PA	I	0.107	325	0.118	くさび
	II	0.100	439	0.115	くさび
	III	0.088	528	0.090	くさび
K10PB	I	0.087	122	0.382	くさび
	II	0.083	129	0.265	くさび
	III	0.081	132	0.430	くさび
	IV	0.075	143	0.250	くさび
	V	0.069	154	0.391	くさび
K10PA	VI	0.079	93	0.230	くさび

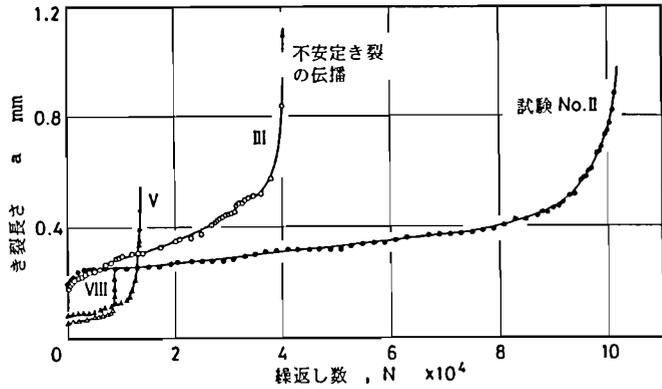
疲労試験の試験開始直後の段階でき裂が急速に進展する場合が見られるが、これは前項の破壊じん性で述べた初期き裂導入時の塑性変形の影響によるものと考えられる。すなわち、疲労試験時にはき裂導入後、研削を行っていないことから残留応力により実質の ΔK_I は設定値よりも大きくなるのでき裂が急速な進展を示し、き裂進展に伴うき裂開口により塑性変形の影響が小さくなるものと考えられる。

また、図3-15(a)のP20PBから、繰返し荷重の増加とともに破断寿命

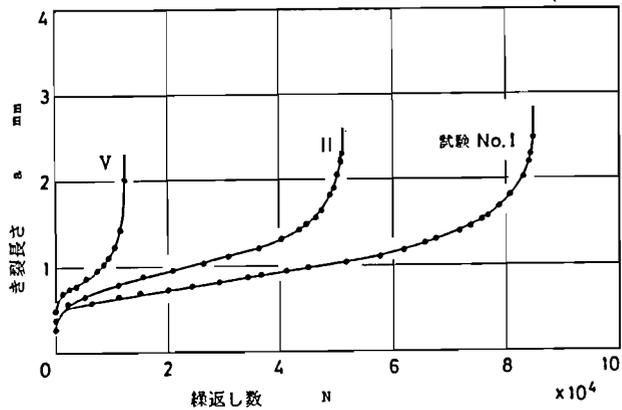
が短くなっていることがわかる。このことは図3-15(b)のK10PBについても言えるが、初期き裂長さが異なることから寿命に関して定量的には議論できない。

3.3.2.2 疲労き裂進展速度

各種工具材料について疲労き裂進展速度 da/dN と応力拡大係数の変動幅 ΔK_I との関係を両対数軸上に示した結果を図3-16に示す。同図から明らかなようにいずれの試験条件、工具材料でも da/dN と ΔK_I との間には式(2-50)の関係が成立する。また、同一工具材料の同じ ΔK_I に対する da/dN が試料・試験条件により異なっていることがわかる。進展速度としては ΔK_I が小さい時は、 10^{-3} mm/cycle以下で、供試工具材料の場合、平均炭化物粒径は大きい場合のP20PBについて $1.14 \mu\text{m}$ (標準偏差 $\sigma = 0.55$) で、この値より小さくなっている。超合金のように微視的に不均質な材料

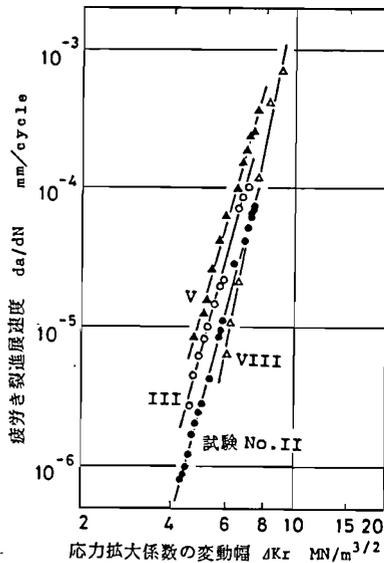


(a) P20PB

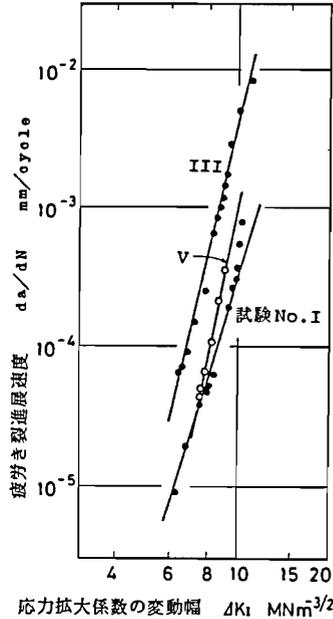


(b) K10PB

図3-15 疲労き裂進展曲線 (試験条件は表 3-4に示す)



(a) P20PB



(b) K10PB

図3-16 疲労き裂進展速度 da/dN と応力拡大係数の変動幅 ΔK_I との関係 (試験条件は表3-4 に示す)

で式(2-50)が成立することは寿命評価などの実用上、有用と考えられる。ここで得られた式(2-50)の C, m の値を表3-5に示す。同表において、指数 m 値については従来他の材料で求められている値 $2 \sim 7^{(3-22)}$ に比べると $5 \sim 41$ と大きく、特に、P30PAでは大きな値となっている。

進展速度が試験条件により異なることについては、例えば、図3-16(a)のP20PBについてみると試験No. II, III, Vで応力振幅の増加により da/dN が大きくなる傾向がみられるが、逆に、さらに応力振幅の大きいVIIIでは小さくなっている。このことは同図(b)のK10PBについても言え、応力振幅に対して一定の傾向を示していない。本来、小規模降伏条件が満たされるならば、 da/dN と ΔK_I との関係には応力振幅の影響は認められない。従っ

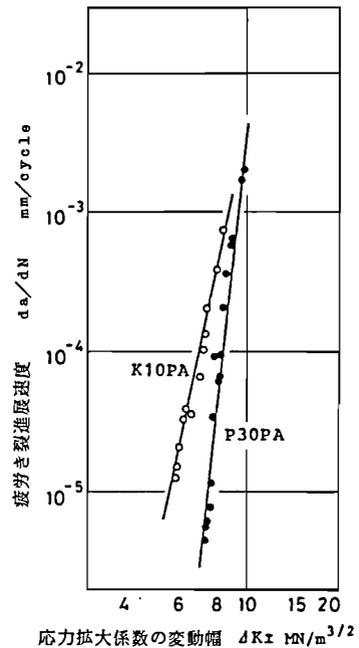


図3-16 (c) K10PA, P30PA

表 3-5 各工具材料の疲労き裂進展速度
に関する定数C、m.

工具材料	試験 No.	C	m
P20PB	I	4.47×10^{-10}	6.63
	II	3.91×10^{-12}	8.48
	III	9.19×10^{-12}	8.31
	IV	9.95×10^{-9}	5.34
	V	1.43×10^{-10}	7.36
	VI	4.98×10^{-11}	7.72
	VII	1.43×10^{-17}	14.9
	VIII	6.70×10^{-15}	11.7
P30PA	I	1.52×10^{-22}	19.4
	II	1.77×10^{-25}	20.8
	III	2.01×10^{-47}	41.2
K10PB	I	2.42×10^{-11}	7.11
	II	1.13×10^{-11}	7.54
	III	1.24×10^{-12}	9.49
	IV	4.47×10^{-11}	7.64
	V	7.48×10^{-15}	11.1
K10PA	VI	1.86×10^{-13}	10.4

表 3-6 各工具材料の疲労破壊
じん性Kfc および平面
ひずみ破壊じん性 K_{Ic}

工具材料	試験 No.	Kfc MN/m ^{3/2}	K _{Ic} MN/m ^{3/2}
P20PB	I	9.21	11.3
	II	8.11	
	III	8.97	
	IV	9.25	
	V	9.45	
	VI	9.78	
	VII	9.59	
	VIII	9.84	
P30PA	I	12.2	12.7
	II	13.2	
	III	11.2	
K10PB	I	11.8	12.8
	II	11.6	
	III	12.0	
	IV	12.7	
	V	12.5	
K10PA	VI	8.7	11.0

て、このことは、荷重、き裂長さ測定などの実験上の誤差も考えられるが、工具材料の不均質な組織に基づく材料特有のばらつきによることも考えられる。

3.3.2.3 疲労破壊じん性

金属材料では、疲労破壊じん性Kfc 近くなると疲労き裂進展速度は両対数軸上での直線関係(式(2-50))から離れて大きくなり、不安定破壊に移行する。超硬合金の場合、図3-16(b)に示す試験 No. I において疲労き裂進展速度が大きくなる傾向が見られるが、多くの場合、このような傾向は明確にはみられなかった。そこで、ここでは破断直前に測定されたき裂長さに対する K_I を Kfc として、各工具材料についての値を求めた。表3-6 はこの結果をまとめたもので、同時に、同表には前述の K_{Ic}の平均値も合わせて示している。同表において、P30PA, K10PB については K_{Ic}に近い値となっているがP20PB では平均的には15%ほど K_{Ic}より小さい値となっている。破断直前のき裂長さ測定時から破断までの繰返し数は試験条件などにより数

回から数十回まで変化することから、さらに厳密な検討が必要であるが、マクロ的には同表から、 K_{fc} は K_{ic} よりも小さくても15% 以内であることが言える。

3.3.3 試験時における破壊の微視的観察

3.3.3.1 曲げ試験時における破面

図3-17は曲げ試験により破壊じん性を求めた試料の破面の観察例で、(a) は初期き裂による破面、(b) は不安定き裂伝播領域の破面である。初期き裂はダイヤモンドくさびにより導入した場合の例である。まず、同図(b) では粒内にへき開破壊を示すリバーパターンが観察される場合が多く、不安定破壊時にはき裂が主に炭化物粒内を伝播していることがわかる。一方、(a) の初期き裂部では観察領域で大きい粒子にリバーパターンが時々観察されるものの、リバーパターンの観察されない炭化物粒子上にCo相などがみられ、くさび押込みによる初期き裂は炭化物粒子間の粒界あるいはCo相との界面を主に伝播していることがわかる。

初期き裂を有しない場合の曲げ試験時における破面については従来から観察され、結合相量、炭化物粒度によりき裂の微視的経路は変化することが知られている^{3-15,23)}。これによると供試工具材料の場合、炭化物の平均粒径は $1.1\mu\text{m}$ と $2\mu\text{m}$ 以下であることから、特徴的な破壊形態としては炭化物粒界、炭化物と結合相との界面になると推察される。しかしながら、初期き裂を有する場合、不安定破壊時には粒内を多く伝播しており、従来の傾向とは異なっている。

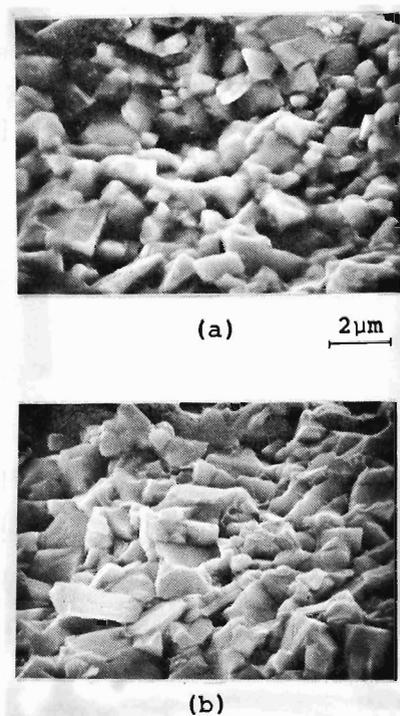


図3-17 三点曲げ試験時における破面の観察例 (K10PB)

3.3.3.2 ビッカース圧子押込み時におけるき裂

図3-18はビッカース圧子押込み時に生じるき裂の観察例で、(a) は圧子稜線近傍、(b) はき裂先端近傍、(c) は圧痕辺上の圧痕との境界部を示す。同図(a), (b) より

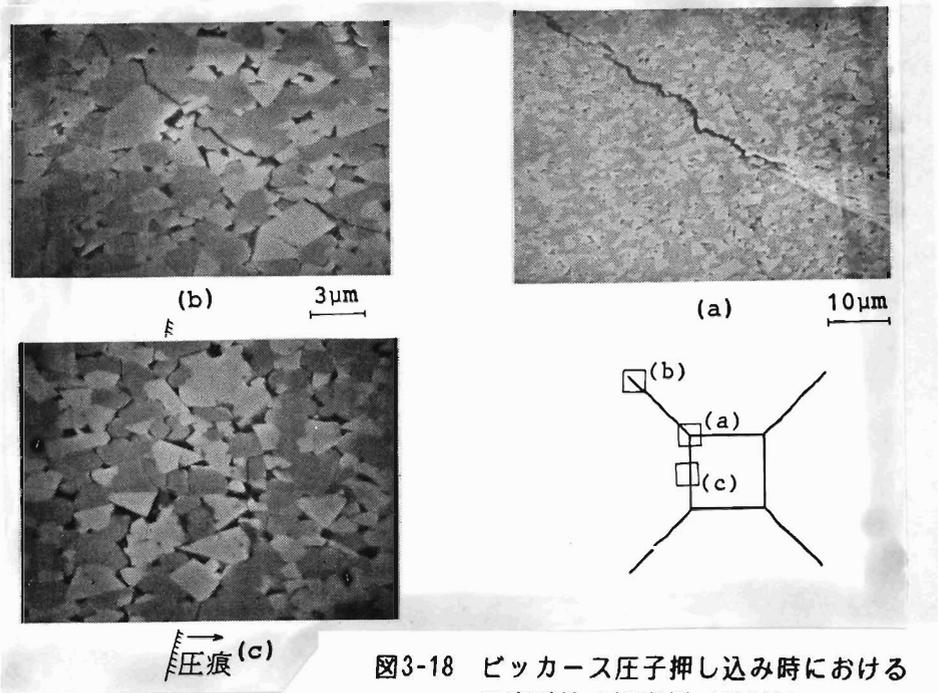


図3-18 ビッカース圧子押し込み時における
圧痕近傍の観察例 (P20PB)

き裂は炭化物粒界、および結合相との界面を主として伝播しているが、炭化物粒内を伝播している場合もあることがわかる。この傾向は前項で述べたが $2\mu\text{m}$ 以下では炭化物内は伝播しないという報告と一致する。

一方、従来、あまり報告されていない(c)部での観察から、圧子との接触境界部近傍で数粒子以上の大きさでき裂が見られ、主として粒界、界面でき裂を生じていることがわかる。また、圧痕下になると炭化物粒内での局所的な破壊と粒子間のずれが観察される。これらのことから、圧痕外の引張り応力場と考えられる領域では粒界、界面、また、圧縮応力場では粒内の局所的破壊を伴い、応力状態により局所的な破壊位置が異なることが理解される。

3.3.3.3 疲労き裂進展形態

図3-19は初期き裂および疲労試験中にき裂先端近傍を観察した例で、同図(d)に模式的に示す疲労き裂進展曲線より、(a)は初期き裂先端近傍、(b)は進展速度の遅い段階であり、(c)は不安定き裂伝播に近い段階での観察結果である。疲労き裂は巨視的には直線的に進展しているが、微視的には同図にみられるように不均質な組織に依存して波状の進展経路となり、3.3.2.1項で述べたような疲労き裂の不連

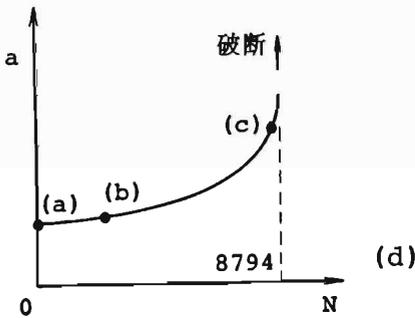
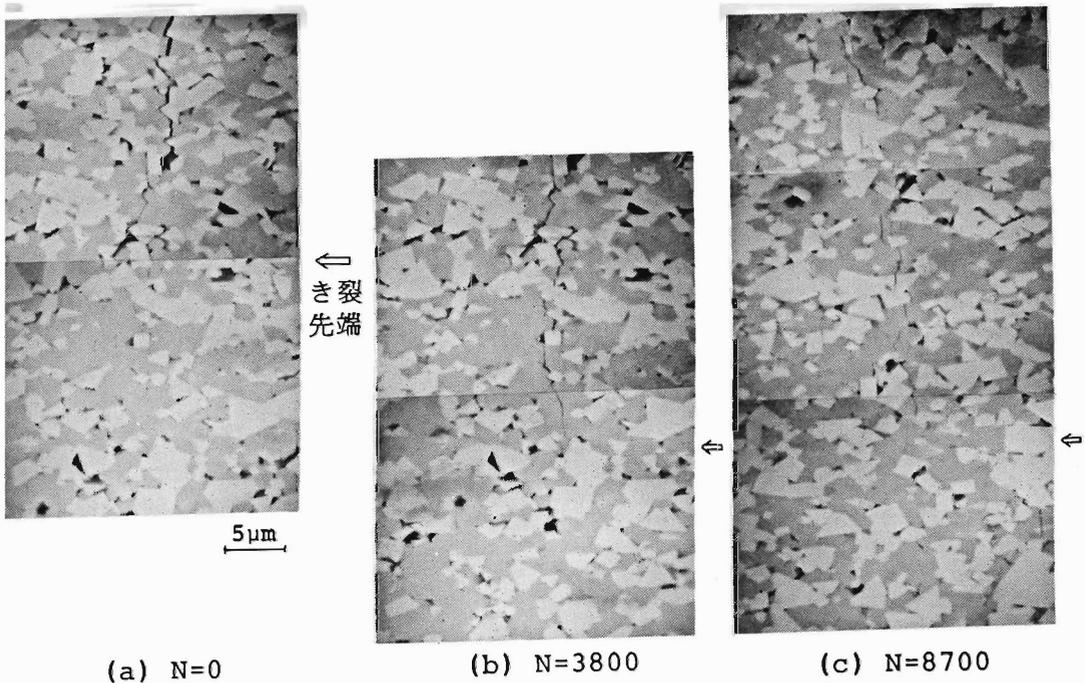


図3-19 疲労き裂進展様相の観察例
(P20PB、試験No. VIII)

続な伸びも認められる。さらに、同図(a),(b)の比較で明らかなように約 $10\mu\text{m}$ の疲労き裂進展に対し、繰返し数3,800回と、疲労き裂進展速度が炭化物粒径に対して小さいことがわかる。き裂の微視的進展経路としては、(W,Ti,Ta)Cの複炭化物領域、およびCo相領域では明確に区別し難いが、図で見られるように、WC粒子および複炭化物粒子間の粒界、界面、あるいはCo相との界面が多く観察され、炭化物粒内はき裂進展経路に長形状の粒子がある場合を除いてあまり観察されない。

次に、図3-20は疲労破面の観察例で、(a),(b)は疲労き裂進展領域、(c)は不安定破壊領域での観察結果である。疲労き裂進展による破壊と不安定破壊との破面の大きな差異は、後者では粒子の角が鋭く、鮮明な破面であるのに対し、前者ではそれが鈍化されている点である。これは破面が繰返し荷重により再接触すること、あ

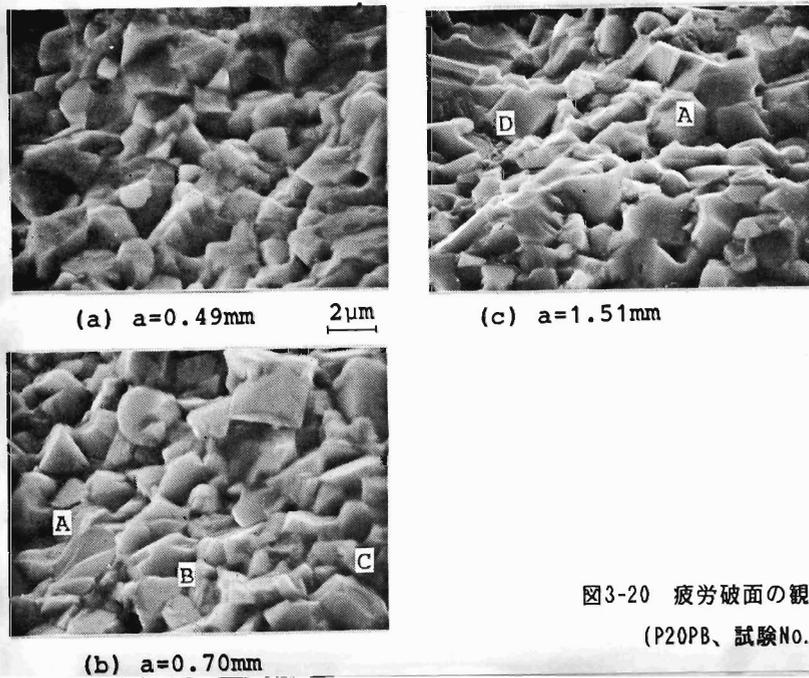


図3-20 疲労破面の観察例
(P20PB、試験No. II)

るいはき裂が粒界、界面を進展することなどによるものと考えられ、き裂進展後の繰返し数の多い(a)の破面の鈍化が顕著であることから、特に、再接触の効果が大きいと思われる。詳細にみると疲労き裂による破面では粒内破壊を示すへき開破壊(図中、A)も見られるが、炭化物粒子上には網目状(B)、あるいは土手状(C)の白いCo相が見られることから、先に述べた側面観察と同様、疲労き裂進展時には粒界、界面あるいはCo相内で主に破壊していることがわかる。

一方、(b)の不安定破壊領域では小さな粒子の集った部分で先と同様の界面あるいはCo相内での破壊(D)もみられるが、全般的にはへき開破壊(A)が明らかに多く、先の疲労き裂進展様相とは異なっている。破面観察は試料幅の中央部で行っているが、前述の図3-20と対応する試料側面近傍との顕著な差異はみられなかった。以上の特徴は他の超硬工具材料でもほぼ同様である。

3. 4 考 察

3.4.1 工具材料の破壊現象ならびにその機構

超硬合金などの工具材料における曲げ強さ(抗折力)が大きくなばらつきを示すとともに、そのばらつきが破壊の起点となる欠陥の大きさに依存することはよく知ら

れた事実である^{3-24, 25)}。この曲げ強さはぜい性損傷に対するじん性評価法として十分ではないとされながらも簡便さから現在なお多く利用されている。そこで、3.2.1.1 項で示したものと同一装置を用い、通常の初期き裂を有しない曲げ試験を行った。そして、まず、曲げ試験において破壊の起源となる欠陥を確認するとともに、破壊じん性試験時における破面との対比から、破壊現象ならびにその機構について考察を加える。

供試工具材料のK10PA の場合の破壊の起点としての欠陥の観察例が図3-21である。同図(a) は平均粒径より大きい粗大粒子が集合をなし、これが破壊の起点となった場合、(b) はポアの場合の例であり、この材料の場合、欠陥としてこの二つの形態がみられた。同様な欠陥は他の工具材料でも観察される。

また、巨視的破面観察では、図3-22(a) に示すように曲面状の破面となり、破壊じん性試験時の図3-9 の平面的な破面とは異なる。図の場合、2か所での破面が見

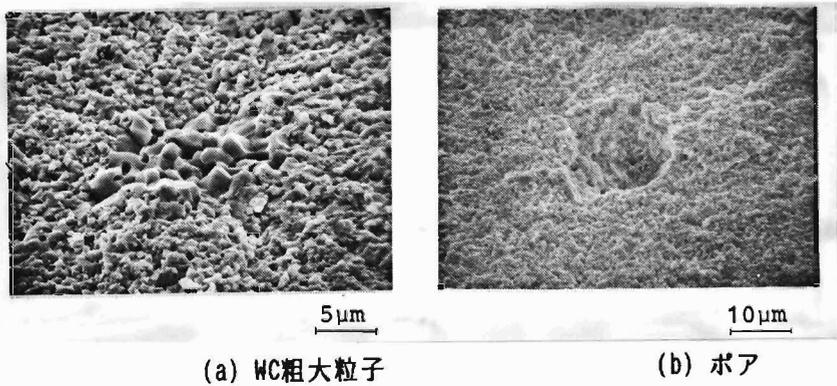


図3-21 破壊の起点となった欠陥の観察例 (K10PA)

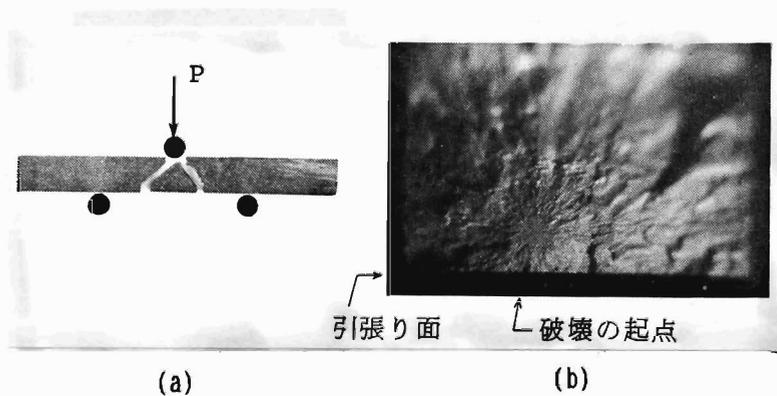


図3-22 曲げ試験時における巨視的破面観察例

られるが、そのいずれかに同図(b)に示すようにいわゆる放射線状破壊の収斂部に平坦領域があり、その中央に欠陥があるという特徴的な破面となる。これに対し、破壊じん性試験時には、導入した初期き裂がいわば欠陥となりそれが大きいことから破面形状が異なり、図3-21のような欠陥は観察されないものと考えられる。

一方、図3-22(b)の特徴的な破面に対応する微視的な検討はこれまで十分には報告されていないように思われる。図3-23は同図(e)に示す位置での観察結果であり、破面の多くは(d)に示すような粒界、界面となり、3.3.3.1項で述べた炭化物粒度による推察と対応する。しかし、放射線状破壊の凹凸により破壊方向が変化する領

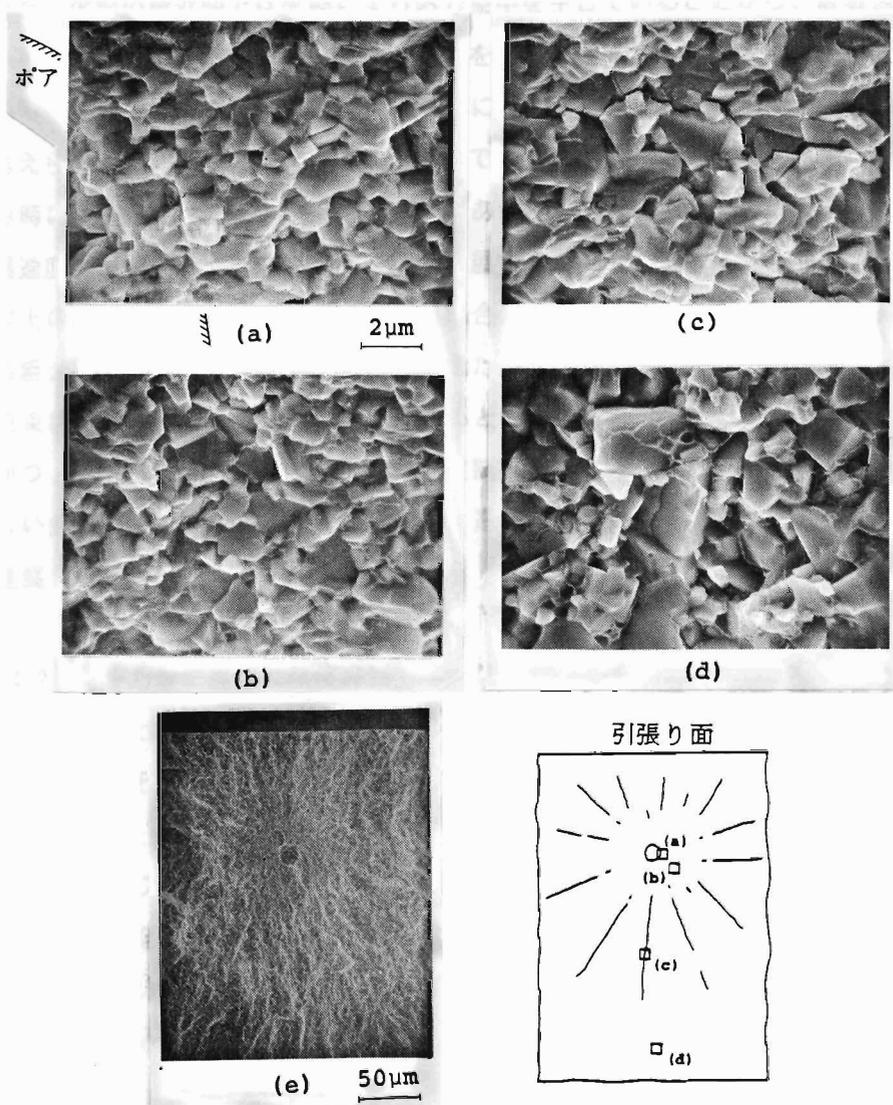


図3-23 曲げ試験時における破面の微視的観察例 (K10PA)

域(c)、あるいは平坦部の(b)では粒内破壊が見られる。

多くの破面を形成している(d)の位置はいわゆる不安定き裂による破面と考えられるが、図3-17の破壊じん性試験時にはその位置で粒内破壊が多く観察されるのとは対照的である。これは両者の巨視的破面の比較からき裂の進展方向の拘束状態の違いによるものと考えられる。すなわち、破壊じん性試験のように大きな初期き裂によりき裂進展方向が拘束されている場合には結合相量が少なく、かつ、粒度が小さい場合でも粒内破壊を生じるものと考えられる。このことは、強制的に破面の変化すると考えられる(c)部で粒内破壊が見られることにも対応する。

また、欠陥の極近傍では欠陥により応力集中を生じていることから、破壊強度の低い界面、粒界³⁻²⁶⁾が全破断以前に破壊を生じ(a)、この破壊によるき裂先端からの不安定破壊開始時には進展方向の拘束により(b)部での粒内破壊を生じるものと考えられる。この全破断以前の欠陥近傍での破壊による破面はピッカース圧子押し込み時にみられる図3-18(c)部でのき裂、あるいは疲労き裂の安定成長時と対応し、進展速度が遅い場合では、粒界、界面を進展するものと言える。

以上のことから、初期き裂を有しない場合には、破壊の起点として材料内に潜在する粗大粒子、ポアなどが考えられる。また、破壊の微視的経路はき裂の進展方向の拘束状態と、き裂の進展速度に依存すると推定される。すなわち、進展速度が速くかつ、進展方向が拘束される破壊じん性試験の不安定き裂は炭化物粒内、拘束されない曲げ試験では粒界、界面を、また、進展速度の遅い場合には粒界、界面を主に進展するものと言える。

3.4.2 破壊力学に基づく強度評価

前項で述べたように、初期き裂を有しない試料の曲げ強さは欠陥の位置、大きさに依存する。そこで、本項では曲げ強さのばらつきに対して破壊力学に基づく検討を加える。

図3-21と同じ材料について、曲げ試験時における欠陥の大きさや位置を測定し、破面上での欠陥形状の内接楕円近似により式(2-5)における修正係数を考慮した欠陥の大きさ $E(k)\sqrt{\pi a}$ と、欠陥に作用する応力 σ_n との関係を求めた³⁻¹⁷⁾。ここで、 $E(k)$ は

$$E(k) = \int_0^{\pi/2} \sqrt{1 - k^2 \sin^2 \psi} \, d\psi \quad (3-7)$$

なる第2種の楕円積分で、 $k^2=1-a^2/s^2$ 、 $2a, 2s$ は楕円のそれぞれ短軸長、長軸長、また、 ψ は離心率である。

まず、曲げ強さ σ_0 のばらつきを検討するため、 σ_0 と $\sigma_n/\{E(k)\sqrt{\pi a}\}$ 、すなわち、内接楕円近似による欠陥に基づく応力拡大係数をワイブル確率紙にプロットした結果を図3-24に示す。図から、 σ_0 と $\sigma_n/\{E(k)\sqrt{\pi a}\}$ も図中に示す直線ではほぼ同じワイブル係数をとることになるが、欠陥形状の評価が必ずしも十分ではない場合があることを考慮すれば累積百分率10~70%での $\sigma_n/\{E(k)\sqrt{\pi a}\}$ のばらつきが小さいことから、曲げ強さ σ_0 のばらつきが大きいと思われる。

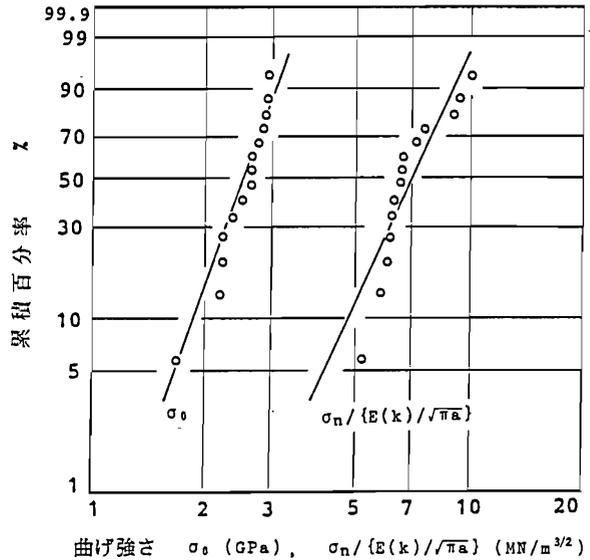


図3-24 曲げ強さおよび欠陥に作用する応力のワイブル分布 (K10PA)

次に、 σ_n と $E(k)\sqrt{\pi a}$ との関係を求めた結果が図3-25である。この直線の傾き、すなわち、欠陥に基づく応力拡大係数で、不安定破壊を生じ全破断に至ると考えるならば材料の破壊じん性と等しくなる。図中の直線の場合、平均的には $K_I=6.1\text{MN/m}^{3/2}$ となり、この値は供試材料の破壊じん性 $K_{Ic}=11.0\text{MN/m}^{3/2}$ とは一致しない。

大槻ら³⁻²⁷⁾は欠陥がある大きさより小さい場合には欠陥に基づく K_I は K_{Ic} に一致しない、すなわち、ある限界欠陥寸法以下での応力は欠陥の大きさに依存しなくなると報告している。本実験の場合、限界欠陥寸法以下かどうかは図3-25では判断でき

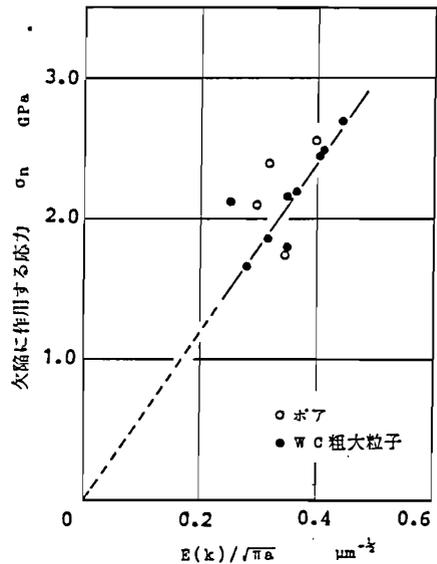


図3-25 欠陥部の応力と欠陥寸法の関係 (K10PA)

ない。 K_{Ic} に一致しない理由として大槻は、負荷応力が材料の降伏強度を越えると、塑性ひずみエネルギーの分だけ破壊じん性が小さくなることによって説明している³⁻²⁸⁾。すなわち、破壊じん性の低下を特異な応力場を有すると考えられる欠陥を無視した、いわば材料の平均的なもので検討している。しかしながら、欠陥による特異な応力場を有するが故に、欠陥からき裂が局所的に成長した後、全破断に至る、すなわち、前項で述べたき裂の発生を無視しているが故に、欠陥半径では過少評価することになるとも考えられる。

この全破断以前のき裂成長を含めた欠陥の大きさの測定は観察倍率、また、欠陥形状にも依存すると考えられ、容易ではない。図3-23の結果およびその他の数例から、 $10\mu\text{m}$ 程度までのき裂成長があることが推定され、この値で補正すれば図3-25の傾きは K_{Ic} 値に近づくことになる。また、この補正の影響は $8\sim 10\mu\text{m}$ 以下の欠陥において特に顕著である。従って、限界欠陥寸法以下でも欠陥が破壊の起点となっていることから、合金の巨視的な破壊じん性の低下に基づくと考えるより、欠陥に依存して局所破壊が先行すると考えるのがより現実的と思われる。

以上のことから、曲げ強さは潜在する欠陥の位置、大きさに依存すること、そして、定量的にはまだ検討を要するが破面解析および強度の破壊力学に基づく検討から、欠陥から局所的なき裂が成長した後、全破断に至っていることが推定された。従って、対象とする破壊、例えばぜい性損傷が欠陥に依存したものでないならば、曲げ強さをもってそれを評価することは適切ではないと言える。

3.4.3 疲労き裂進展の変動

3.4.3.1 進展速度パラメータ C, m

疲労き裂進展速度に関する定数 C, m は同一工具材料の試料間で大きな変動がみられる。 C, m 値に基づく式(2-50)は寿命評価に対する一つの有用な工学的手法となるが、破壊現象を十分に説明するものではない。しかし、その値が大きく変動する事実 に立脚してその変動特性を明らかにすることは切削加工の信頼性解析には有用と考えられ、ここではその基礎的検討を試みる。

C, m の確率特性、さらにはそれらを議論する際に重要となる両者の関係については鋼、アルミニウムなどで検討はされている。まず、確率特性についてはデータ数の点から従来の研究は少ないが、 C は対数正規分布、 m は正規分布にほぼ従うとさ

れている^{3-29,30})。また、 C, m の関係については両者の間に

$$C = AB^m \quad (3-8)$$

の関係が近似的に成立するという報告³⁻³¹) とともに、その変動についても議論されている³⁻³²)。なお、式(3-8)における A, B は定数である。さらに、式(3-8)に関しては式(2-50)との対比から、図3-26に模式的に示すように da/dN と ΔK_I の両対数軸上で得られる直線が一点で交差する場合に限定されることから、材料や応力比が異なる場合には成立しないとの指摘もある³⁻³³)。いずれにしても、確率特性を含めて、明確なものは得られていない。

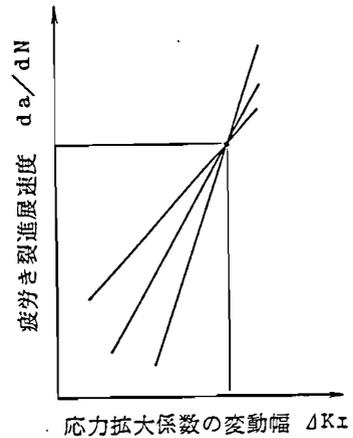


図3-26 疲労き裂進展速度の模式図

そこで、まず C, m の関係について式(3-8)に基づいて整理すると図3-27のようになる。同図は表3-5の値をすべて示している。図から、 C, m 値の間には式(3-8)の関係がほぼ成立し、同一工具材料における試料間、および工具材料間にも同一直線で整理し得ることがわかる。個々の工具材料、例えば、P20種での式(3-8)における定数 A, B および工具材料間でのそれらの値を表3-7に示す。同表から個々の工具材料間と全体とでは A, B の差が認められるものの、 C, m 値の変動が同一工具材料の試料間で大きいことを考えれば、ここでは対象とした超硬合金工具材料間で同一直線で近似的に把握し得ることは興味あり、かつ、材料間での寿命を議論する場合には有

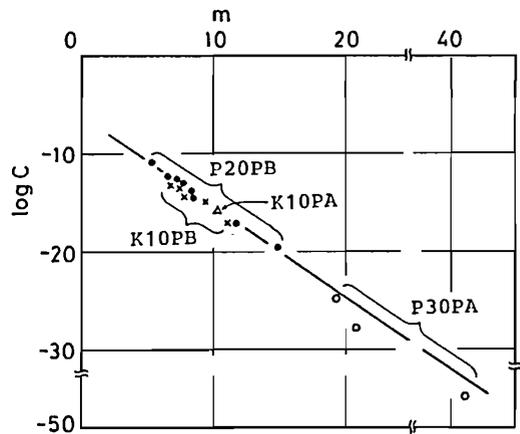


図3-27 疲労き裂進展速度に関する定数 C, m の関係

表3-7 式(3-11)における定数 A, B

	A	B
P20PB	6.18×10^{-4}	0.118
全体	5.31×10^{-4}	0.123

用と考えられる。

次に、 C, m の確率特性について検討する。まず、得られた C, m 値を従来の報告から正規確率紙にプロットすると図3-28のようになる。なお、同図は P20種について求めたもので C 値は対数をとっている。図から、いずれも正規分布には適合しない（直線性がよくない）ことがわかる。そこで、寿命問題によく適用されるワイブル分布を用いて整理した結果が図3-29である。図から、図3-28に比べ直線性がよく、ワイブル分布として近似的に整理し得ることがわかる。無論、確率を議論するにはデータ数、実験条件などの問題はあるが、 C, m の変動が統計的に扱えると考えられる。

ここで、ワイブル分布関数は例えば m について示すと、

$$P=1-\exp\left\{-\frac{(m-s)^b}{T}\right\} \quad (3-9)$$

となる。ここで b, s, T はそれぞれ形のパラメータ、位置のパラメータ、尺度のパラメータと呼ばれる。式(3-9)の相関係数が最大となるよう s, T を求めると、例えば m について相関係数 0.975 の場合、 $b=1.276, s=4.424, T=8.085$ となる。

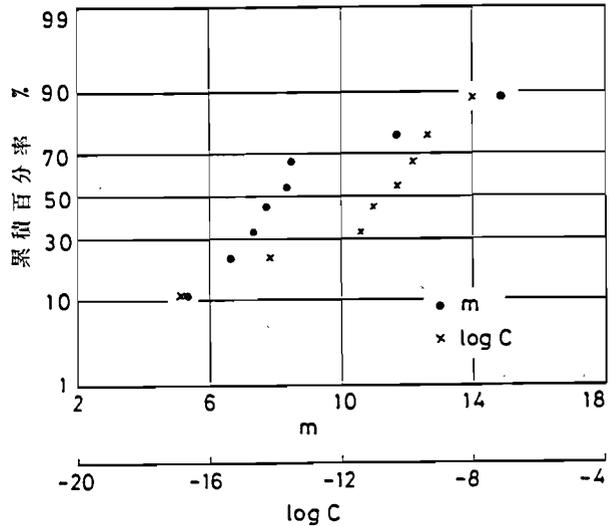


図3-28 定数 C, m の正規確率紙上における分布 (P20PB)

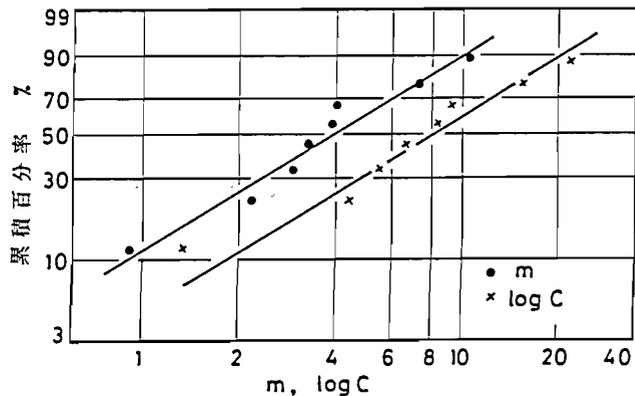


図3-29 定数 C, m のワイブル確率紙上における分布 (P20PB)

3.4.3.2 工具材料の影響

図3-27で示したように工具材料間でも疲労き裂進展速度に関する定数 C, m は同一の式(3-8)の関係でとらえられることから、工具材料については m あるいは C で議論すればよい。図3-27から、P30種の m 値は明らかに大きいこと、また、P20種、K10種は同程度であるが、P20種の変動が大きく、平均的に見ればK10種の方が小さいこと、さらに、K10種のA,B間ではBの方が m 値は少し小さいことなどがわかる。ただ、 m 値で直接進展速度を議論することはできない。すなわち、前項で述べたような C, m 関係が同一直線でとらえられることは全ての da/dN と ΔK_I との関係は一点で交わることになり、図3-26に示す交点で、 m 値(あるいは C 値)に対する進展速度が逆転することになる。 C, m 関係は決定的なものではなく図3-27で示されたように実際的にはばらつきを有していることから、この交点もばらつくことになるが、図3-27の最小自乗法に基づく直線近似からは $da/dN=5.81 \times 10^{-3} \text{ mm/cycle}$ 、 $\Delta K_I=11.4 \text{ MN/m}^{3/2}$ が交点となる。

従って、疲労寿命を問題とする場合、材料間の C, m 値とともに、使用環境としての ΔK_I が重要な要因になり、 ΔK_I の大きさにより工具材料間での寿命が逆転する場合のあることが推定される。なお、ここでは破壊じん性、疲労き裂進展特性の基本的特徴を明らかにしたものであり、工具材料の微視的因子の影響については今後の展開に期待する。

3.5 結言

切削工具材料の平面ひずみ破壊じん性、疲労き裂進展特性を三点曲げ試験により求めた。また、平面ひずみ破壊じん性についてはビッカース硬さ試験に基づく簡便法による検討を加えた。得られた疲労き裂進展特性についてはその変動の統計的検討を行った。また、試験時のき裂および破面観察、初期き裂を有しない試料の曲げ試験を行い、工具材料の破壊機構、および破壊力学に基づく検討を行った。以上から次の結論を得た。

- (1) 実用工具形状での破壊じん性を求める目的で、ビッカース硬さ試験時における圧痕からのき裂長さの測定に基づく破壊じん性と曲げ試験に基づくその値とを比較検討し、き裂長さの測定により実用工具形状での破壊じん性が比較的簡便に得られることがわかった。

- (2) 超硬合金の疲労き裂進展速度 da/dN と応力拡大係数の変動幅 ΔK_I とは両対数軸上で直線となり、 $da/dN=C(\Delta K_I)^m$ (C, m は定数)なる関係で表すことができる。直線の傾き、すなわち、 m 値は鉄鋼、アルミニウム合金などの材料に比べ 5~11と大きい値を示す。また、同一工具材料および工具材料間における進展速度は大きな変動を示す。
- (3) 疲労き裂進展速度の変動について基礎的な検討を行い、進展速度に関する定数 C, m の間に $C=AB^m$ (A, B は定数)なる関係が供試工具材料について得られた。また、 C, m の変動はワイブル分布によく従うことがわかった。
- (4) 破壊じん性試験の他に初期き裂を有しない試料の曲げ試験を行い、工具材料の破壊機構を検討したところ、微視的き裂の伝播経路はき裂の進展方向の拘束状態と進展速度に依存すると考察される。すなわち、破壊じん性試験のように進展方向が拘束され、かつ、進展速度の速い不安定き裂は炭化物粒内を進展し、拘束されない曲げ試験あるいは進展速度の遅い疲労き裂、ピッカース圧子によるき裂は粒界、界面を進展する。
- (5) 曲げ強さのばらつきについて破壊力学に基づく検討を行い、ばらつきが破壊の起点となるポア、粗大粒子などの欠陥の大きさ、位置に依存すること、また、欠陥による応力拡大係数と破壊じん性値とを比較し、欠陥に基づく局所的な破壊を生じた後、全破断に至ることが推定された。

第4章 ぜい性損傷の解析的検討

4.1 緒言

切削加工における自動化、さらには切削加工システムの最適化を図る上において、切削条件の選定は重大な課題である。このことは、製品の価値、生産性、安全性などが工作機械を用いた工具と工作物との相対運動より生じる切削現象によって決定されるものであることから、切削条件の選定は切削現象の予測という面をもち合せているとも言える。切削現象は諸要因の相乗効果によることから、工具、工作物などの個々に論じられるものではないが、これまでに明らかにしたように切削工具のチッピング、欠損、熱き裂などのぜい性損傷は切削工具の特性そのものが大きな問題となる。しかしながら、工具材料特性に基づくぜい性損傷の切削諸条件に対する体系だった理論的・定量的検討はこれまでになされていない。

そこで、本章では、第3章で得られた工具材料の破壊じん性、疲労き裂進展特性をもとに、第2章で提案した破壊力学の適用による解析方法により、ぜい性損傷を解析的に検討する⁴⁻¹⁾。ぜい性損傷の問題となる過渡的切削機構が十分に解明されていないことから、ここでは切削諸条件の基本的因子および、工具材料特性のぜい性損傷に及ぼす影響を明らかにする。これにより、切削条件、切削方式、工具形状の選定および工具材料の選定、改良に指針を与え得ることができると考えられる。

具体的には、まず、切削開始直後に発生する初期欠損について解析を行い、初期欠損の発生する安全-危険境界を求め、切削諸因子の及ぼす影響を明らかにする。次に、現実的に問題となるぜい性損傷に起因する工具寿命について、断続切削時を想定し、切削力変動の大きさと工具寿命の関係およびそれに及ぼす切削諸因子の影響の基本的傾向を明らかにする。最後に、切削熱を考慮した解析を行い、熱応力による応力拡大係数の大きさを切削諸因子に対して明らかにするとともに、機械的要因への熱的要因の重ね合せを行い切削熱のぜい性損傷に及ぼす影響について検討する⁴⁻²⁾。

4. 2 解析方法

4.2.1. 解析モデルおよび条件

有限要素法による破壊力学パラメータの算出に用いた解析工具モデルの一例を図4-1に示す。モデル寸法は同図中に示す。き裂位置、工具形状が異なってもほぼ同様の要素分割モデルを用いた。また、き裂は図2-9の工具内部観察例から、すくい面に垂直方向に進展すると考え、開口モードI型としてすくい面上の最大主応力の生じる場所に仮定する。初期き裂長さについては未知であり、従って、一つの変数とし、その進展は10 μ m毎に0.1mmまで与えている。初期き裂長さは材料固有の値ではなく、製造条件、成形加工条件に大きく依存すると考えられ、究極的にはそれらの因子と大きさとの関係を明らかにすべきと思われる。

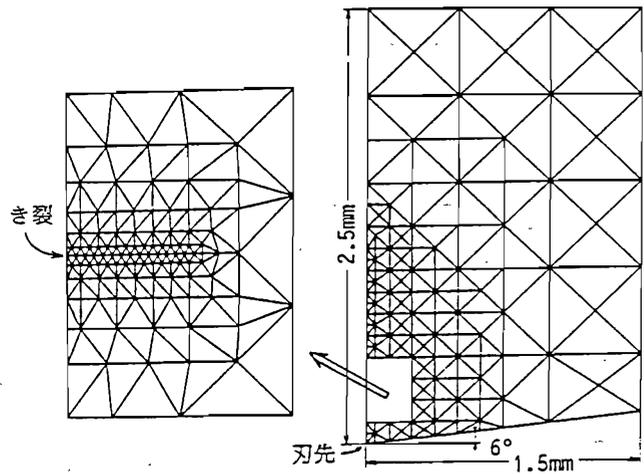


図 4-1 有限要素法解析における要素分割の一例

図2-8に示した解析因子の中でまず、切削力の大きさは従来知られている事実

から、単位切削幅当りの合成切削力を $f=100\sim 800\text{N/mm}$ とし、その方向を $\theta = -10\sim 20^\circ$ と変化させた。工具-被削材接触・離脱様式については、第2章で述べたように切削力の分布状態として取扱い、それを模式的に図4-2に示す。同図中(a),

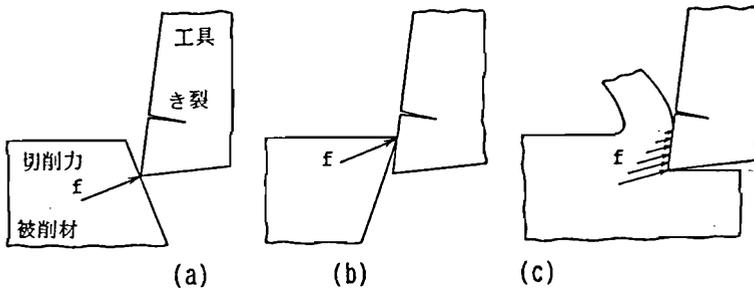


図 4-2 工具すくい面における切削力分布状態

(b) はそれぞれ工具刃先あるいは刃先から離れた、例えば、切込み位置で接触を開始あるいは切削を終了する場合を示し、いずれも集中荷重により近似した。これに対し、同図中(c) は分布荷重を想定した場合で、定常切削時あるいは刃先から被削材と接触を開始するような場合などにこの三角形分布で近似した。

予備的な検討によると三角形を少し変更しても荷重の大きさ、荷重方向、荷重重心が同じならば応力拡大係数 K_I はほとんど変化しない。

工具形状については、まず、多くの場合スローアウェイ型工具であることから、くさび角は主に 90° であるが、 79° 、 84° のものも使用されていることから、それらを含めて解析を行った。すくい角についてもくさび角との関係から一般に -5° にとられるが、ここでは $-5\sim 10^\circ$ と変化する場合を取扱った。

次に、工具材料については鋼切削用工具として利用度の高い超硬合金 P20種を標準として想定した。工具材料の影響に関しては、前章において破壊じん性値が得られている工具材料について行った。対象とした工具材料の弾性定数を表4-1に示す。なお、工具材料の疲労き裂進展特性には前章で検討したようにばらつきがあることから、特に、工具寿命についてその影響の基本的検討を行った。

表4-1 工具材料の弾性定数

工具材料	ヤング率 GPa	ポアソン比	
超硬合金	P10	520	0.225
	P20	549	0.225
	P30	516	0.225
	K10	618	0.225
セラミック	Al_2O_3	412	0.25
	Al_2O_3+TiC	308	0.25

4.2.2 解析手順

4.2.2.1 破壊力学パラメータの決定

第2章で明らかにしたように初期欠損および工

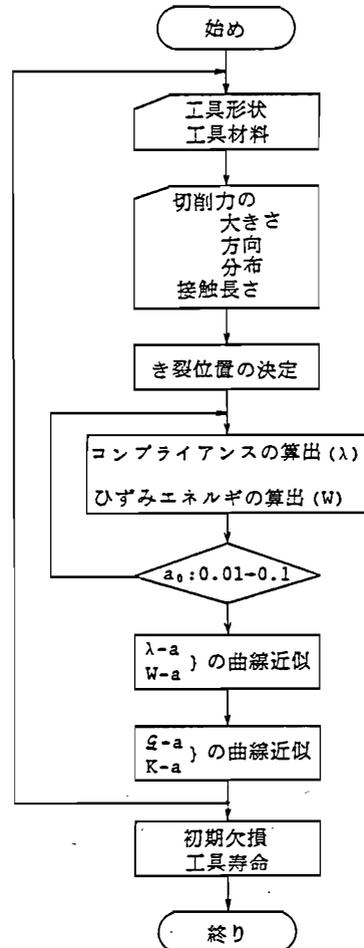


図 4-3 ぜい性損傷の解析手順

具寿命とも対象とする切削条件下での応力拡大係数 K の大きさを問題にし、潜在き裂長さで破壊じん性 Kc に達するかどうかの違いである。従って、ぜい性損傷の解析は基本的には K - a 関係を求めることにある。その具体的な解析手順を示すと図4-3 のようになる。

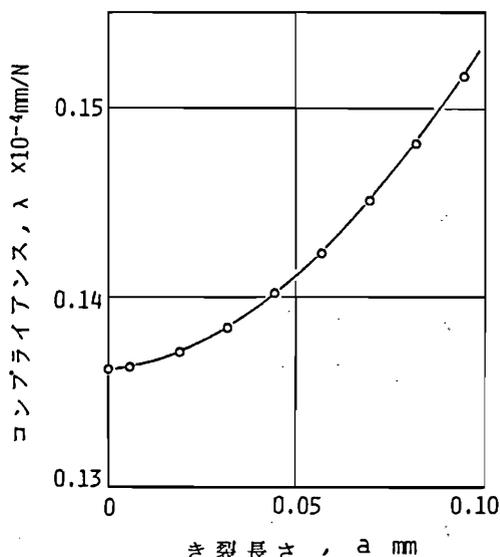
まず、対象とする工具材料、工具形状を選定し、切削力、切削方向、さらに、分布荷重であれば工具一切りくず接触長さを想定し、き裂位置を決定する。そのき裂位置で、き裂長さ(a) とひずみエネルギー(W) あるいはコンプライアンス(λ) の関係を求め、曲線近似を行う。この曲線より式(2-42)、(2-43)さらには式(2-47) の関係を用いて、 \underline{c} - a 、 K - a 関係を求める。これらの関係および前章で求めた破壊じん性を用い、式(2-48)、(2-49)などにより初期欠損の発生限界が、あるいは ΔK_I の決定および前章での疲労き裂進展特性を用いて、式(2-51)により工具寿命が求まることになる。

具体的に、工具に切削力が集中荷重としてかかるような場合の λ の計算例を示したのが図4-4 である。この場合、合成切削力方向が10度の場合である。図より、 a の増加とともに λ が増加していることがわかる。同図の場合、 λ と a の関係は

$$\lambda = Aa^B + C \quad (4-1)$$

のように近似でき、最小自乗法により $A=1.085 \times 10^{-4}$ 、 $B=1.799$ 、 $C=0.1362 \times 10^{-4}$ となる。

これより式(2-42)を用いてエネルギー解放率 \underline{c} が具体的に算出され、その結果を図4-5 に示す。図中のパラメータ f は単位切削幅当たりの合成切削力である。同図より、 \underline{c} は a の増加とともに、また、 f の増加とともに増加することがわかる。このことは、 \underline{c} が独立の破壊じん性試験により求められた臨界値 \underline{c}_c (あるいは Kc)に達して、き裂が一旦成長を開始すると、 \underline{c} が増加し続けることになり、不安定伝播に至



解析条件：超合金 P20種、刃先集中荷重、合成切削力方向 $\theta = 10^\circ$ 、くさび角 $\omega = 84^\circ$ 、すくい角 $\gamma = 0^\circ$

図 4-4 コンプライアンスの解析例

解析条件は図 4-4と同じ

るということを意味する。すなわち、 $g = g_c$ となるき裂長さは不安定伝播を引起す限界き裂長さ a_c を意味する。同図に示す g_c により f の増加とともに限界き裂長さが短くなることが理解される。

4.2.2.2 初期欠損の発生する安全一危険境界の解析手順

前項の $g - a$ 関係は式 (2-47) により、 $K_I - a$ 関係としても求められる。すなわち、コンプライアンスが式 (4-1) で表せる場合、合成切削力 f を用いて、式 (2-42) および式 (2-47) により、 K_I は次式のように表せる。

$$K_I = \left\{ \frac{E}{2(1-\nu^2)} \alpha a \beta \right\}^{\frac{1}{2}} f \quad (4-2)$$

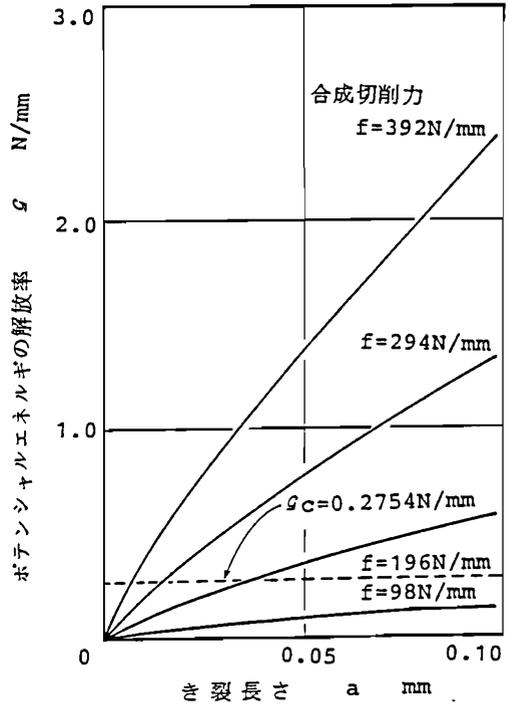
ここで、 E, ν はそれぞれ工具材料のヤング率、ポアソン比、 α, β は式 (2-42) から $\alpha = AB, \beta = B-1$ となり、切削力方向、工具形状などによる定数となる。従って、式 (4-2) により、任意 a, f に対して式 (2-48) を用いて初期欠損の発生の有無を決定するとともに、初期欠損の発生する安全一危険境界を求められることになる。

4.2.2.3 欠損に起因する工具寿命の解析手順

前項と同じ条件下において、断続切削時のような場合を想定すると、式 (2-52) より、 K_I の変動幅に対応する f の変動幅 Δf を用いて、 ΔK_I は次式のように表せる。

$$\Delta K_I = \left\{ \frac{E}{2(1-\nu^2)} \alpha a \beta \right\}^{\frac{1}{2}} \Delta f \quad (4-3)$$

従って、具体的な工具寿命は式 (2-51) より、



解析条件は図 4-4 と同じ

図 4-5 エネルギー解放率の解析例

$$N_c = \frac{\left\{ \frac{2(1-\nu^2)}{E\alpha} \right\}^{\frac{1}{\beta} - \frac{m}{2}} \left(\frac{KfC}{\Delta f} \right)^{\frac{2}{\beta} - m} - a_0^{1 - \frac{\beta}{2}m}}{c \left[\left\{ \frac{E\alpha}{2(1-\nu^2)} \right\}^{\frac{1}{2}} \Delta f \right]^m (1 - \frac{\beta}{2}m)} \quad (4-4)$$

と求まる。なお、ここで、式(4-3)以外の関数型であっても例えば次式のような多項式近似により

$$K_I = C_0 + C_1 a + C_2 a^2 + \dots + C_m a^m \quad (4-5)$$

基本的には同様に計算されるものである。ただし、 C_0, C_1, \dots, C_m は定数である。

4.2.3 切削熱を考慮した解析

図4-6に示す工具モデルにおいて、熱的境界条件は工具-切りくず接触領域からの工具内への熱流入と工作機械系を含めた工具内部への熱伝導および空気中への熱伝達、さらに、空転時における工具-切りくず接触領域からの空気中あるいは切削油剤への熱伝達などによる熱流出とを考える必要がある。

まず、熱流入については切削時における塑性仕事に基づく切りくずの温度上昇による切りくずからの熱伝達と、すくい面での摩擦仕事による発熱に伴う熱伝導がある。厳密には断続切削時の過渡的切削段階における工具-被削材接触長さの刻々の変化に対してこれらは変化するが、簡単のためその長さは一定とし、切りくずからの熱伝達、すくい面上での発熱は、工具内部への熱流束 q に置きかえた。 q は摩擦仕事によるものが大きいことから、摩擦仕事はすべて熱に変るものとして算出した。すなわち、すくい面せん断応力を τ_t 、切りくず流出速度を V_c とすると、摩擦仕事による熱源の強さは単位面積当たり、単位時間、

$$q = \frac{\tau_t V_c}{J} \quad (4-6)$$

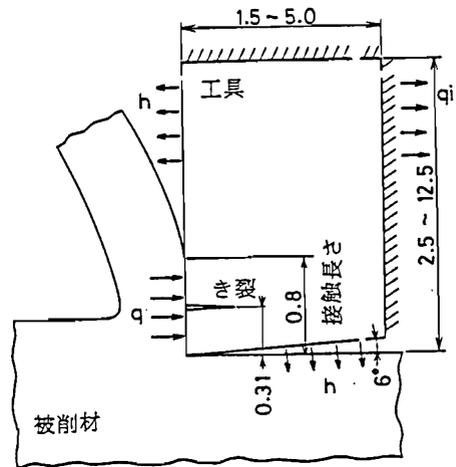


図 4-6 切削熱を考慮した解析モデルおよび境界条件

となる。ここで、 J は熱の仕事当量である。

今、クロムモリブデン鋼SCM3種で硬度HrC33 程度の被削材を切削速度 $V=25\sim 100$ m/min、送り0.27mm/rev、切込み 1.5mmで切削すると $t_c=500$ MPa程度の値が得られる。一方、単一せん断面モデルによると V_c は

$$V_c = \frac{\sin\phi}{\cos(\phi - \gamma)} V \quad (4-7)$$

と与えられる。ここで γ はすくい角、 ϕ はせん断角で、 $V=50$ m/min のとき、 $\phi=20^\circ$ となり、式(4-6) から具体的に q を求めると、 $q=155$ MW/m² となる。また、 $q=\text{const.}$ では温度は上昇するのみであることから所定の温度に達した段階ですくい面温度を一定として解析を行った。

熱流出については、まず空気中への熱伝達は図4-6 示す解析領域のみについて考慮し、その熱伝達率 h は一定値とした。切削油剤の効果についてはこの熱伝達率の値の変化として取扱った。なお、ふく射熱伝達については考慮していない。次に工具内部への熱伝導については、実切削時間を短くし、かつ、空転時間を長くすることにより内部温度の上昇が小さい条件を設定し、基本的には図4-6 に示す $q_i=0$ の断熱境界とした。

表4-2 工具材料の熱的特性

特性	工具材料	超硬合金 P20種	セラミック Al ₂ O ₃	セラミック Al ₂ O ₃ +TiC
線膨脹係数 $\alpha \times 10^{-6}$		5.2	7.6	7.9
熱伝導率 κ W/(m·K)		33.5	16.7	20.9
比熱 c kJ/(kg·K)		0.272	0.837	0.963
密度 ρ g/cm ³		12.1	3.98	4.30
熱流束 q MW/m ²		83.7 ~ 377		
熱伝達率 h W/(m ² ·K)		116 ~ 11600		

破壊力学パラメータの解析における有限要素法モデルは前項の場合と同様である。対象とした工具材料は超硬合金 P20種で、ほかにセラミック材料の2種類も用いた。それらの熱的特性を表4-2 に示す。表中の熱流束は前述の摩擦仕事から求めたものを参考にし、切削条件の変化、あるいは切りくずからの熱流入も考慮して変化させた。また、熱伝達率は切削油剤の使用も考慮して表4-2 に示すように変化させた。

以上の熱的境界条件下における破壊力学パラメータの基本的解析手順を図4-7 に示す。切削開始時、工具温度は室温であり、断続切削回数とともに上昇し、ある切

削回数後には一断続切削サイクルにおける温度変動は定常になる考えられる。ぜい性損傷に対してこの安定な温度変動に達するまでの間も問題になると考えられることから、温度分布解析には、まず、粗要素分割を用いて行き、必要となる任意時刻について、き裂を含む切れ刃近傍の詳細なモデルに対して粗要素分割に基づく温度解析結果を用い、再度温度分布を求めるとともに、破壊力学パラメータを計算する。

この際、小規模条件に従わないならばJ積分値を求めることになるが、前項の機械的要因の場合と同様、小規模条件が成立するとして、熱応力に基づく応力拡大係数 K_{IT} を求めた。この K_{IT} に及ぼす切削諸条件の影響について検討した。また、機械的要因との重ね合せは初期欠損の場合についてのみ行った。

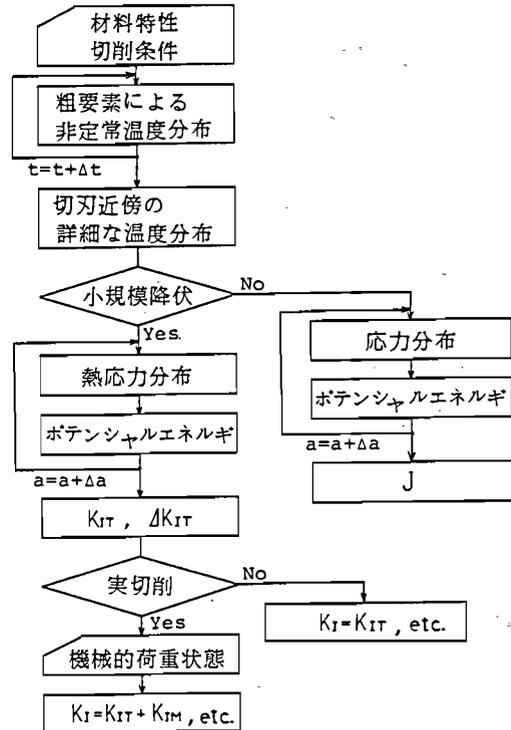


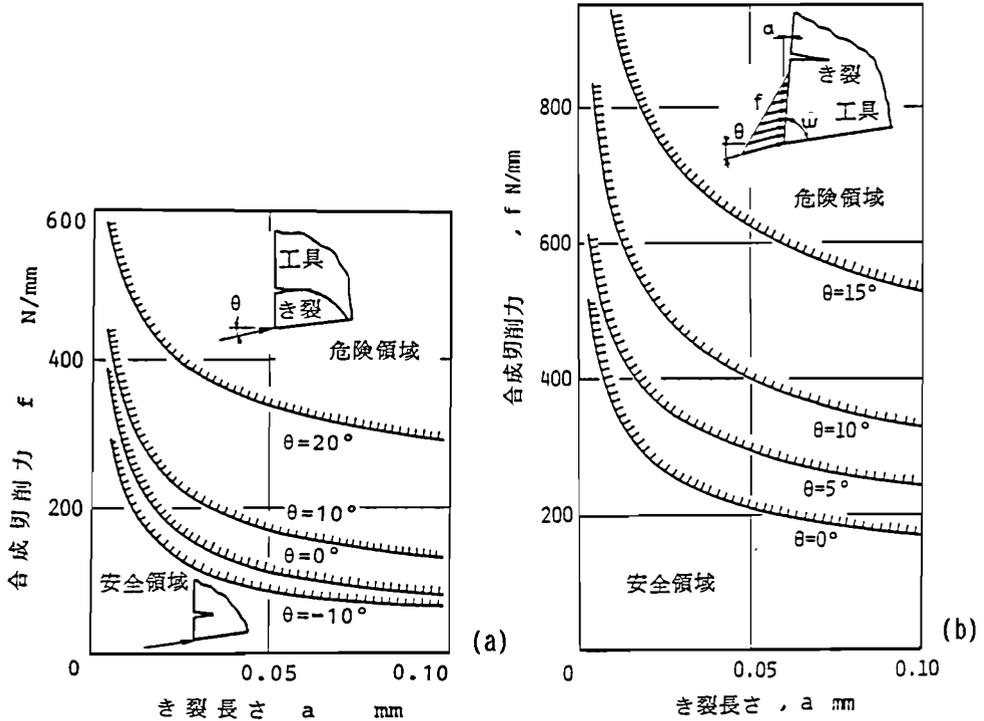
図 4-7 熱応力による破壊力学パラメータの解析手順

4.3 解析結果および考察

4.3.1 初期欠損の発生する安全-危険境界に及ぼす切削諸因子の影響

4.3.1.1 切削力方向の影響

初期欠損に対する要因の中で合成切削力方向 θ の影響が大きいことが指摘されている。特に、過渡的切削過程において、切削力方向の変化は大きく、多くの場合この時期で欠損が問題となる^{4-3,4)}。そこで、まず、合成切削力方向の影響について検討した結果が図4-8である。同図(a)は刃先に切削力が集中力として作用した場合、(b)は三角形分布荷重が作用し、工具と切りくずとの接触長さは θ が変化しても変わらない場合の結果を示し、いずれもすくい角など他の条件は同じである。



解析条件：(a) 刃先集中荷重、くさび角 $\omega = 84^\circ$ 、すくい角 $\gamma = 0^\circ$ 、 $K_{Ic} = 12.4 \text{ MN/m}^{3/2}$ 。(b) 分布荷重、くさび角 $\omega = 79^\circ$ 、すくい角 $\gamma = 5^\circ$ 、 $K_{Ic} = 11.3 \text{ MN/m}^{3/2}$ 。

図 4-8 安全-危険境界に及ぼす合成切削力方向の影響

同図より、 θ の減少とともに欠損を生じる危険領域が拡大していることがわかり、例えば、(a) において θ が 20° から -10° に減少するに従い、き裂長さ $50 \mu\text{m}$ において安全領域は約 $1/4$ に減少している。通常、定常切削状態においては、 θ は比較的大きい値を示す場合が多いが、切削開始時の過渡状態においては主分力の立上がりに対して背分力の立上がりが緩かであり、 θ は小さい値をとる。従って、ぜい性損傷という観点からは、切削の開始時は、相対的に危険な状態にあると言える。

一方、切削終了時において、Pekelharing⁴⁻³⁾ が指摘するようにすくい面上で負の摩擦力が働くとすれば、 θ は負となり、非常に危険であると考えられる。また、いわゆる不連続型切りくずを生成する場合には、 θ が大きく変動するため、危険領域に入る可能性が高くなることが推察される。

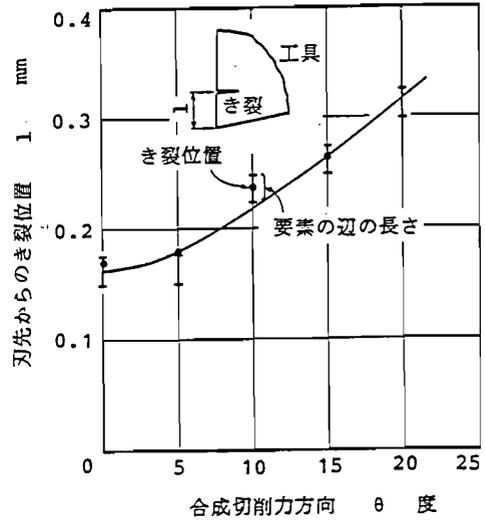
次に、図4-8(b)の場合について欠損の大きさ、すなわち、すくい面上の欠損の発生位置を検討した結果が図4-9 である。同図には最大主応力の最大値を生じる要素

のすくい面上の辺の長さおよびその結果から仮定したき裂位置を示している。発生位置はFEMの解析原理から応力分布状態と要素の大きさの兼合いで正確には決定し得ないが、 θ が大きくなるにつれ刃先から離れる位置に生ずることがわかる。すなわち、図4-8(b)との対応で考えると θ が大きくなるにつれ初期欠損は生じ難くなるが、生じれば大きい欠損となることが予期される。

4.3.1.2 工具-被削材接触・離脱様式の影響

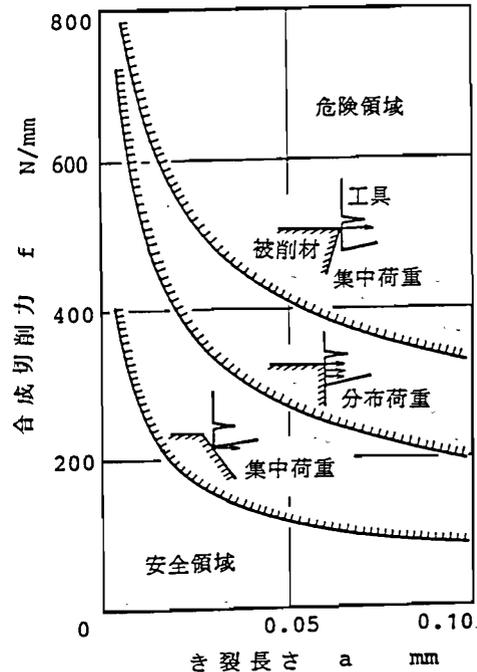
工具と被削材の切削開始時における接触様式の影響を示したのが図4-10である。同図は図4-2に示した三様式について、合成切削力方向が同一の場合における影響を検討したものである。図から明らかのように、刃先で衝突し集中荷重を生じる場合が最も危険であり、反対に刃先より離れたすくい面の接触位置に集中荷重を生じるとき最も安全となり、すくい面に均一接触して一様な応力を生じる場合には両者の中間になる。これらのことは離脱時にも言える。

この傾向は接触・離脱様式について実験的に検討した浅井らの結果⁴⁻⁴⁾とは逆になっているが、これは合成切削力方向が接触時の過渡的な切りくず生成挙動に依存して接触様式により実際には変化することによる。例えば、刃先から離れた



解析条件は図4-8(b)と同じ。

図4-9 初期欠損の大きさ



解析条件：切削力分布および $\theta = 0^\circ$ 以外は図4-8(a)と同じ。

図4-10 安全-危険境界に及ぼす接触・離脱様式の影響

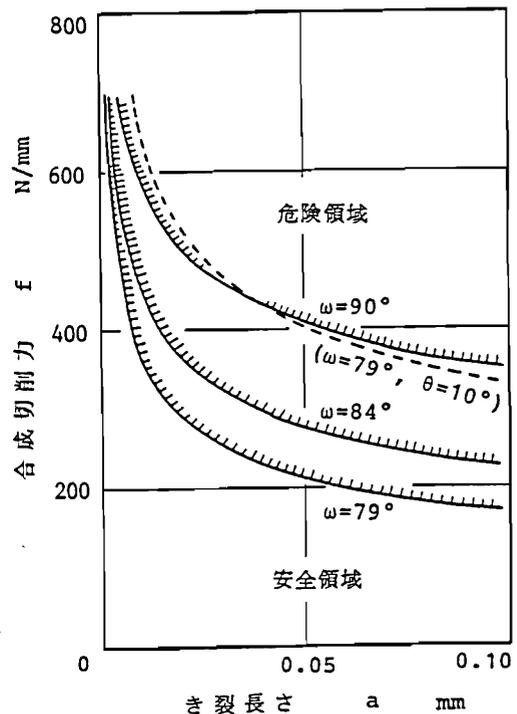
位置で接触を開始する場合、切りくずが刃先方向へ押し流されることを高速度カメラにより観察しており⁴⁻⁴⁾、刃先で接触する場合より合成切削力方向が小さくなると考えられる。従って、前項の図4-8(a)の結果とを合せて考えると、刃先接触の場合については図4-10より $\theta = 20^\circ$ 以上大きくなるならば、刃先から離れた場合に近づく、すなわち、刃先から離れたすくい面上の位置で接触を開始する場合が危険となり得る場合のあることも説明はできる。

4.3.1.3 工具形状の影響

二次元工具における基本的形状はすくい角、くさび角、逃げ角のうち二つによって決定される。このうち、前二者について検討した結果が図4-11である。まず、刃先強度の低下を伴うくさび角の影響について見ると、くさび角 ω が 90° から 84° 、 79° へと減少するにつれ、危険領域は拡大し、き裂長さ $50\mu\text{m}$ において 90° から 79° への減少で安全領域は50%に減少し、大きな影響を持つことがわかる。

次に、すくい角については合成切削力方向が同じ場合には、すくい角の増加に伴ってすくい面を基準に考えた合成切削力方向は増加、すなわち、4.3.1.1項で述べた合成切削力方向が増加する場合に相当し、安全領域は広くなると考えられる。このことを検討したのが図中の破線で、 $\omega = 79^\circ$ の場合について θ を 10° 増加させた結果である。図から、安全領域が $\omega = 90^\circ$ の場合とほぼ同程度になることがわかる。一方、切削力で見るとすくい角の増加により切削力が明らかに減少することは知られている。従って、すくい角の変化に対して切削力の点からも安全領域が広くなると推察される。

逃げ角を一定にしてすくい角を変化させた二次元切削実験によるとすくい



解析条件はくさび角、 $\theta = 0, 10^\circ$ 以外は図4-8(b)と同じ。

図4-11 安全-危険境界に及ぼす工具形状の影響

角 20° まではチッピングが生じ、それ以上で大きな欠損が生じるとされている⁴⁻⁵⁾。これは先のすくい角による切削力および切削力方向の変化から推察して、くさび角の減少による刃先強度の減少効果とすくい角の増加に伴う切削力低下などによる効果とがすくい角約 20° まで釣合って小さなチッピングを生じていたのが、それ以上のすくい角では刃先強度の低下が顕著となり大きな欠損を生じるものと考えられる。

なお、現実の工具形状に関しては、図4-12のようなホーニングが多く施されている。例えば、 K_{IC} の小さいセラミック工具では角度ホーニングが $\theta = 15 \sim 30^\circ$ 、 $l = 0.1 \sim 0.2\text{mm}$ 程度付けられている。ホーニングの効果の実験的検討によるといずれの場合についてもホー

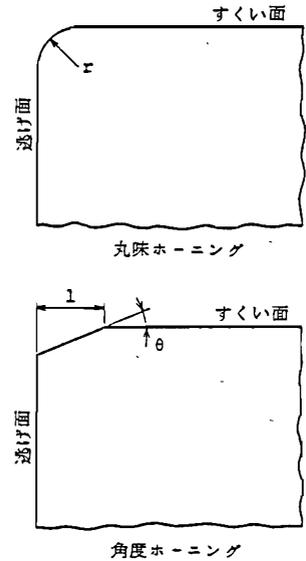


図4-12 切削工具におけるホーニング

ニングが大きくなる程欠損しない切削条件の領域が広く、かつ、欠損による工具寿命が長くなると指摘されている⁴⁻⁶⁾。この刃先処理により切削力が増加し、特に送り分力（二次元切削での背分力に相当）の増加が顕著であると報告されていることから、前述の合成切削力方向の増加する場合に相当すると考えられる。詳細には、丸味ホーニングについては丸味半径以下の部分による押込み効果⁴⁻⁷⁾による背分力の増加、すなわち、合成切削力方向の増加、また、角度ホーニングについては特に刃先から接触するような場合、すくい角は減少するものの刃先でのくさび角が増加することにより、欠損が生じ難くなるものと推察される。

4.3.1.4 工具材料の影響

まず、前章で得られた破壊じん性をもとに、各工具材料について安全-危険境界を求めた結果が図4-13である。同図から明らかなように、安全-危険境界は K_{IC} に大きく依存し、 K_{IC} が大きい材料ほど、安全領域が拡大している。例えば、 K_{IC} の小さいセラミック工具では、その大きいP30種に比べ、き裂長さが $50\mu\text{m}$ の時の安全-危険境界は60%近くも低下し、また、超硬合金のP種間では従来から知られているじん性と対応する結果となっている。従って、初期欠損という点からは工具材料の破壊じん性の改善が望まれるが、これは a_0 が同じ場合に言えることであり、材料改善に伴う潜在欠陥の大きさにも注意する必要がある。

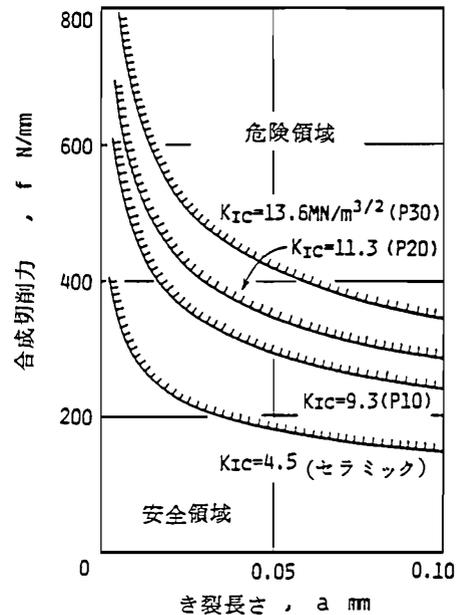
なお、この場合、工具-被削材間での摩擦係数の違いによる影響は考慮していないが、もし、工具材料により摩擦係数が大きくなるならば、 θ が増加する場合に相当することから安全領域は拡大することになる。

4.3.2 断続切削における工具寿命

4.3.2.1 切削力方向の影響

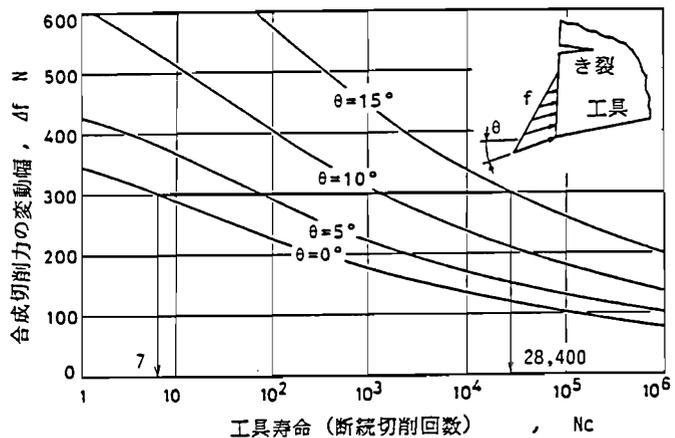
初期欠損の場合と同様にまず、合成切削力方向の欠損に起因する工具寿命に及ぼす影響を検討した結果の一例が図4-14である。同図は前述の図4-8(b)と対応する条件下での結果である。疲労き裂進展速度に関する定数については第3章 3.3.2項における P20種についての試料間のすべての da/dN 、 ΔK_I の測定点を用いて、まず、平均的な m, C を求めた。それらの値はそれぞれ $m=8.42, C=1.17 \times 10^{-11}$

である。図より、合成切削力方向 θ の減少とともに寿命は短くなり、例えば、 $\Delta f=300N$ において θ が 15° から 0° に減少すると寿命、すなわち、断続切削回数は約28,400から7回へと大きな低下を示す。このことは、図4-8 で示した θ の減少によって初期欠損の発



解析条件は $\theta = 7.5^\circ$ 、
その他は図4-9(b)と同じ。

図4-13 安全-危険境界に及ぼす工具材料の影響



解析条件：初期き裂長さ $a_0 = 5 \mu m$ 、
分布荷重、 $\omega = 79^\circ$ 、 $\gamma = 5^\circ$

図4-14 欠損に起因する工具寿命に及ぼす合成切削力方向の影響

生する危険領域が拡大するという結果とも対応し、工具寿命の点からも θ が大きくなるような切削条件、あるいは接触・離脱状態が望まれる。

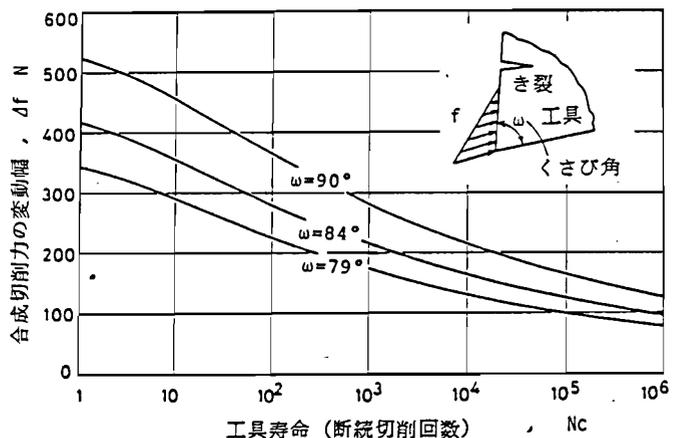
定性的には、同一材料であれば応力拡大係数の値に初期欠損、工具寿命とも依存することから、両者の傾向は対応し、従来の実験的検討結果とも対応する。また、疲労き裂進展特性を用いることにより定量的な寿命値が算出されることになる。

なお、前章での疲労き裂進展速度は、約 $\Delta K_I = 4\text{MN}/\text{m}^{3/2}$ 以上の場合であり、初期き裂長さにもよるが、この ΔK_I の大きさに対応する $\Delta f = 200\text{N}/\text{mm}$ 以下では疲労き裂進展の下限界 ΔK_{th} を考慮した検討がさらに必要となる。

4.3.2.2 工具形状の影響

工具形状の寿命に及ぼす影響を検討した結果の一例が図4-15である。同図はすくい角 $\gamma = 5^\circ$ 、合成切削力方向 $\theta = 0^\circ$ の場合であり、その他の条件は図4-8(b)と同様である。図より、くさび角 ω の増加により寿命は大きく改善されることがわかる。

しかし、一般に ω の減少に伴って γ は大きくとられ、4.3.1.3項で述べたようにこの γ の増加により切削力は低下し、 θ も増加する。従って、初期欠損の発生する安全-危険境界と同様に工具寿命も γ と ω の両者の兼合いで決定されることになる。



解析条件： ω および $\theta = 0^\circ$ 以外は図4-14と同じ。

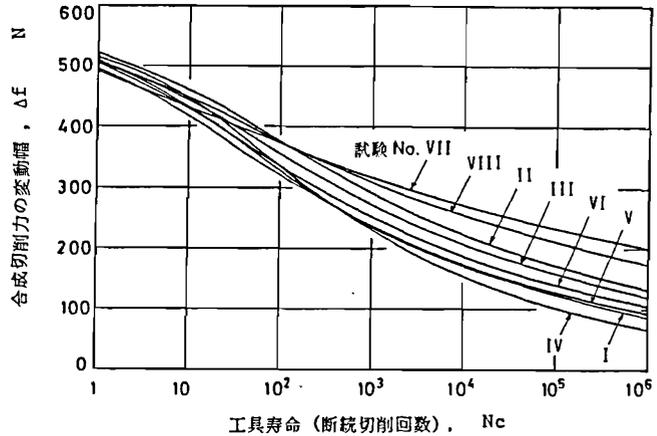
図4-15 工具寿命に及ぼす工具形状の影響

4.3.2.3 疲労き裂進展速度の影響

疲労き裂進展速度に関する定数 C , m は前章で述べたように同一工具材料および試料間で大きな変動を示す。一方、ぜい性損傷に起因する工具寿命は大きなばらつきを示すことが知られており、この進展速度の変動は寿命のばらつき大きな要因になると考えられる。従って、切削工具の信頼性向上という観点から、進展速度の

統計的把握に基づく工具寿命変動の解析的扱いは重要と考えられる。

まず、得られた定数 C , m により、どの程度工具寿命が変動するかを検討した結果の一例が図4-16である。図中の番号は表3-5の P20PBの試験番号に対応する。解析条件としては基本的には前項までと同様である。図から合成切削力の変動幅 Δf により寿命変動の大きさは変化する、すなわち、 Δf の低下により限界き裂長さは増加し、疲労によるき裂進展量が増加することから、 C , m の変化による影響が寿命の変化として大きく現れている。図中、 $\Delta f = 300 \sim 500\text{N}$ における工具寿命のばらつきは1~2桁程度と従来多くの切削実験で検討されている工具寿命変動⁴⁻⁸⁾と対応する結果となっている。



次に、この変動に対して解析的検討を試みる。表3-5における P20種の C , m の変動係数はそれぞれ

解析条件： $a_0 = 5\mu\text{m}$ 、分布荷重、 $\omega = 79^\circ$ 、 $\gamma = 5^\circ$ 、 $\theta = 7.5^\circ$

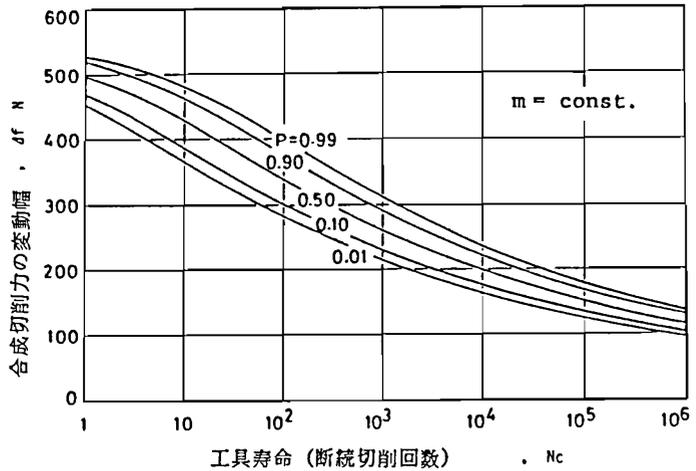
図4-16 疲労き裂進展速度の工具寿命に及ぼす影響

2.62, 0.349であり、 C の変動係数が非常に大きいことに注目し、 C 値によりき裂進展速度が変動すると考え、 m は一定として検討を行った。 m 値は 4.3.2.1項と同様の平均的な値を用い、この値から各測定点についての C 値を求め、 C 値の変動から次式のワイブル分布関数を決定した。

$$P = 1 - \exp\left\{-\frac{(1/C-s)^b}{T}\right\} \quad (4-8)$$

得られた形のパラメータ b 、位置のパラメータ s 、尺度のパラメータ T は相関係数が $r=0.99$ の時で、それぞれ $b=1.16$, $s=1.52 \times 10^{10}$, $T=14.8$ である。図4-17は式(4-8)に基づく C 値に対応する工具寿命を P をパラメータとして求めた結果である。工具寿命は $1/C$ の一次関数であることから式(4-8)と同じ形のパラメータをもつワイブル分布となり、その値は従来の報告とよい対応を示す⁴⁻⁸⁾。ただ、得られた疲労き裂進展速度のすべての場合について寿命を検討した図4-16と比べ、合成切削力

が大きい場合には変動幅が大きく、逆に小さい場合にはそれを小さく評価している。しかし、ぜい性損傷が問題となる断続切削回数 10^3 回以内、すなわち、合成切削力が比較的大きい場合には前述のように実験結果とも対応することから、実用的には C 値のみの変動の考慮でも妥当と考えられる。



解析条件： C, m 以外は図4-16と同じ。

図4-17 疲労き裂進展速度に関する定数 C 、 m の確率特性に基づく工具寿命

以上のような m を定数とし C のみを確率変数と考える方法は、酒井ら⁴⁻⁹⁾によってもアルミニウム材料において実験結果を説明するとされている。さらには C 、 m の関係のばらつきから、その分布特性と、 m の分布特性によりモンテカルロシミュレーションにより信頼性解析を行う試み⁴⁻¹⁰⁾もあるが、前者の分布関数の適合性はあまり良くなく、厳密にはいずれも、さらに検討が必要である。

4.3.2.4 工具材料の影響

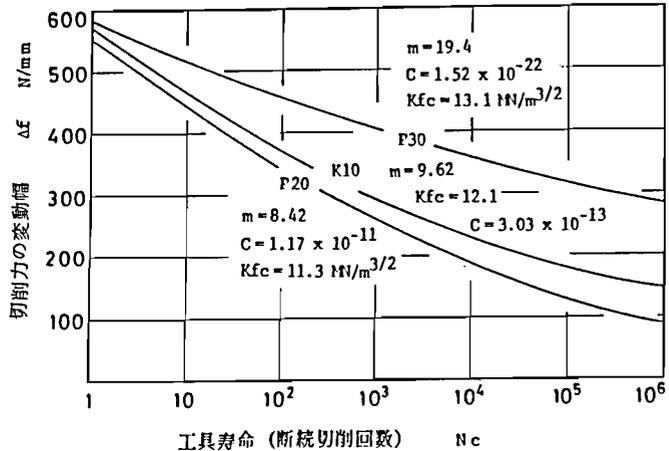
疲労き裂進展特性の得られている工具材料について、前項の検討結果からここでも各工具材料の平均的な進展速度を用いて工具寿命に及ぼす検討をまず行った。図4-18はその結果の一例で、用いた疲労き裂進展速度に関する定数 C, m を図中に示す。なお、ここでは疲労破壊じん性値は K_{Ic} に等しいとし、また、初期き裂長さ、境界条件については工具材料間で同じであるとして解析した。同図において工具材料間での寿命の差異が見られ、特に、P30種では顕著で、例えば、 $\Delta f = 400\text{N/mm}$ において、P20種、K10種は断続切削回数それぞれ25、45回で欠損を生ずるのに対し、P30種では1242回と長くなっている。ただ、 Δf の増加により材料間では寿命の差は減少しており、これは第3章で述べたように材料間での da/dN と ΔK_I との関係で一点で交差することによるもので、 C, m のばらつきなどを考慮すれば、 Δf が大きくなる条件では工具材料間での有意な差がなくなることが考えられる。なお、図に

における工具材料間での工具寿命の傾向は断続切削実験結果とも一致する⁴⁻¹¹⁾。

次に、工具材料間での工具寿命は、式(4-4)で明らかなように、 C, m 値と K_{fc} 値の変化に帰着することから、一般的に検討する。まず、 C, m 値については第3章で述べたように同一材料における疲労き裂進展速度の変動が式(3-8)に従うとともに工具材料間でもほぼ同一直線で同式の関係が成立する。従って、まず、疲労き裂進展速度に関する定数 C, m 値以外は同じ解析条件で、また、疲労破壊じん性は等しいとして、前章で得られ

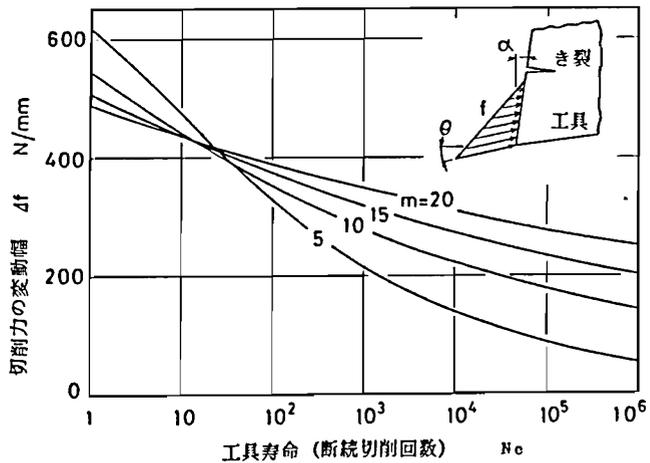
た式(3-8)の関係をもとに寿命を検討した結果が図4-19である。図より Δf が小さいときには m が大きいほど寿命は長く、逆に Δf が大きいときにはその逆となっている。一般に欠損は Δf が大きい場合に生じる。したがって、 $m=5$ のように実験値としては比較的小さい場合を除けば、 Δf が大きい場合には m による寿命の差が小さく、また、式(3-8)の関係にはらつきがあることを考慮すれば、 Δf が大きい場合には m さらには C に寿命は依存しない傾向にあると考えられる。

さらに、疲労破壊じん性の影響について検



解析条件： $K_{fc}=K_{ic}$ 、その他は図4-16と同じ

図4-18 工具寿命に及ぼす工具材料の影響



解析条件： $K_{fc}=12\text{MN/m}^{3/2}$ 、その他は図4-16と同じ

図4-19 疲労き裂進展速度に関する定数 C, m の工具寿命に及ぼす影響

討するため、 K_{fc} 以外は前述と同様にして $m=8$ の場合について求めた結果が図4-20である。図より、 K_{fc} が大きいほど工具寿命は長く、この傾向が Δf が大きい場合に顕著であり、小さい場合には K_{fc} の影響がほとんどなくなる。これは、 K_{fc} の増加が不安定き

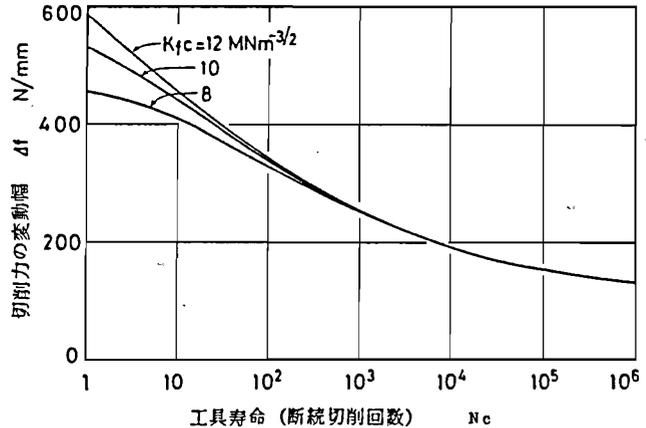
裂を伝播する限界き裂長さの増加を意味し、 Δf が大きくなるに従い初期き裂長さに限界き裂長さが近づくため、その限界き裂長さの変化が寿命に大きな影響を与えている。

以上の疲労き裂進展特性の工具寿命に与える影響の検討から、 m が大きく、かつ、 K_{fc} が大きいことが望まれる。ただ、切削力の大きい場合には m より K_{fc} の大きいことが望まれる。

4.3.2.5 潜在欠陥の

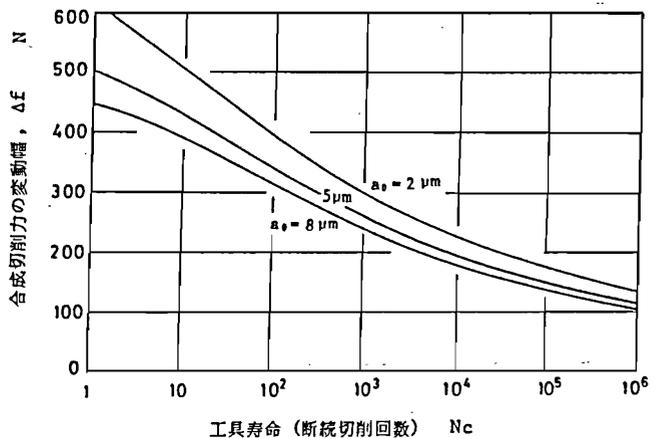
大きさの影響

潜在欠陥については、前章でも述べたようにその大きさは工具製造履歴に強く依存すると考えられ、また、炭化物粒径とその分布、結合層厚さなどの微視的因子にも依存すると推察され、これも欠損による工具寿命変



解析条件： K_{fc} 以外については図4-16と同じ

図4-20 工具寿命に及ぼす疲労破壊じん性値の影響



解析条件： a_0 以外は図4-16と同じ

図4-21 工具寿命に及ぼす潜在き裂長さの影響

動の一つの大きな要因になると考えられる。

図4-21は欠損に起因する工具寿命に及ぼす潜在欠陥の大きさの影響を検討した一例である。同図は超硬合金 P20種を対象とし、解析条件としては前項と同じである。欠陥の大きさについては、ここでは 2,5および 8 μm の場合をとりあげた。同図において、 a_0 が 2 μm と8 μm の場合を考えると寿命は1桁程度の変化を示し、特に、合成切削力が大きい場合には不安定破壊を生ずる限界き裂長さが短くなることから、潜在欠陥の大きさの工具寿命に及ぼす影響が顕著なものになっている。

4.3.3 ぜい性損傷に及ぼす切削熱の影響

4.3.3.1 熱応力による応力拡大係数

図4-22は超硬合金 P20種における断続切削サイクルに伴う温度変動について、き裂開口部の最高温度と最低温度を求めた一例を示している。温度は同図中に模式的に示すように実切削時間 t_c 、空転時間 t_u の切削サイクルに伴い周期的に変動し、一断続切削サイクル中の定常切削時に最高温度 T_c となり、また、空転時に冷却され、次の切削開始直前に最低温度 T_u となる。解析条件としては、空転時間の比較的長い、半径100mm、切削距離30mmの丸棒の被削材を切削速度50m/minで切削する場合を想定している。同図では10サイクル

程度までこれらの温度は上昇し、それ以後安定な温度変動を示すことがわかる。なお、同図はき裂開口部の温度で、工具内の最高温度を示しているのではなく、例えば、10サイクルの時の最高温度は940 $^{\circ}\text{C}$ で同図より45 $^{\circ}\text{C}$ 程高いが、切削サイクルに伴う温度変動の傾向は同様なものとなる。

次に、各切削サイクルにおいて熱応力による応力拡大係数 K_{IT} のき裂長さに対する変化を求めた結果を図4-23に示す。条件として

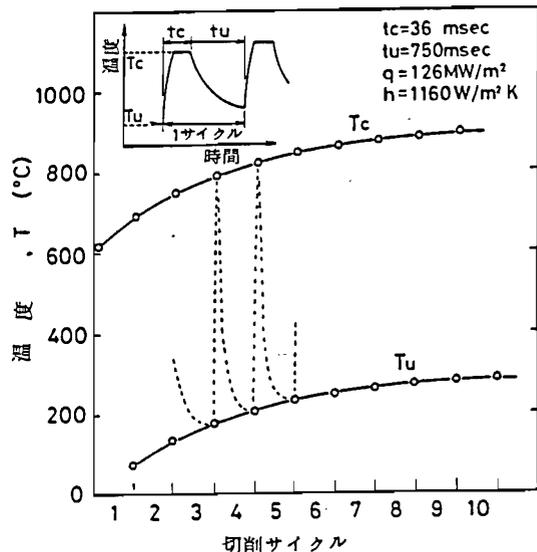
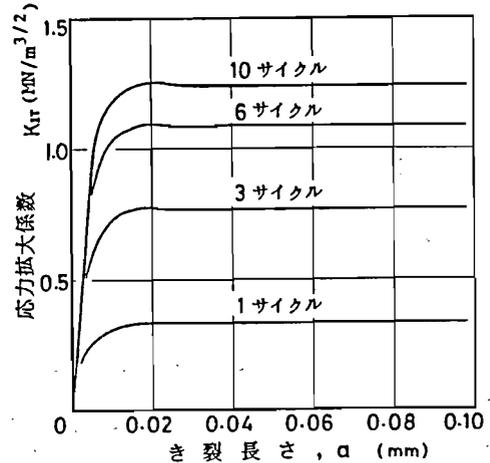


図4-22 切削サイクルに伴う工具温度の推移 (超硬合金 P20種)

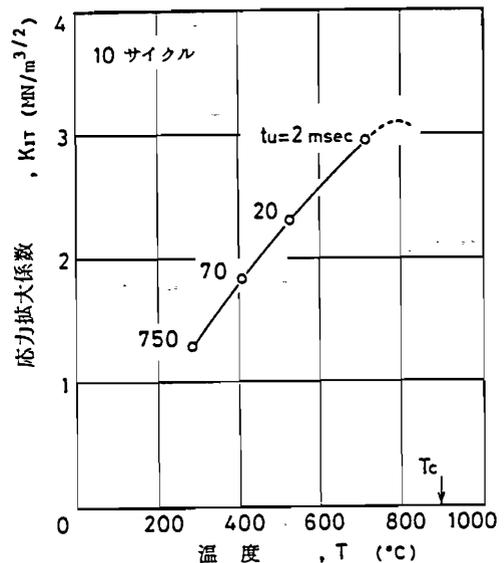
は、図4-22の場合と同様で、 K_{IT} の算出は熱応力と機械的応力とが同時に作用する場合が重要と考えられることから、切削開始時について行った。同図から、 K_{IT} は前述の温度の変化に対応し、切削サイクルとともに上昇するが、その増加割合は低下し、安定な値に近づくことがわかる。また、 K_{IT} はき裂長さ約 $20\mu\text{m}$ 以上でほぼ一定となっている。この一定となる傾向については、工具一切りくず離脱直後のように表面温度が相対的に高い場合には $a=20\mu\text{m}$ 前後で最大の K_{IT} となり、それより大きいき裂長さで5%程度低下を示した後、一定になる場合がある。

空転時における K_{IT} の変化をそのときのき裂開口部の温度に対し示した結果が図4-24で、図中の時間は離脱時からの空転時間経過を、また T_c は離脱時の温度を示している。なお、同図は切削サイクルに対する温度変動がほぼ安定となる10サイクルについて求めたもので、先に述べたき裂長さによる5%程度の変化の影響は小さいと考えて、 $a=20\mu\text{m}$ のときの K_{IT} で代表している。離脱直後については温度変化が急激で、要素の大きさ、時間増分などの問題から求められないが、2msec以後については空転時間の経過とともに温度低下に対応して K_{IT} が減少している。また、この場合の得られている K_{IT} の最高は $3\text{MN}/\text{m}^{3/2}$ 程度で、前項までの機械的応力の場合に比べ熱応力による応力拡大係数 K_{IT} は20%程度の小さい値となっている。



解析条件は図4-22と同じ

図4-23 応力拡大係数の切削サイクルに伴う変化



解析条件は図4-22と同じ

図4-24 応力拡大係数の空転時間経過に伴う変化

4.3.2.2 熱応力による応力拡大係数に及ぼす切削諸因子の影響

工具内温度は一断続切削サイクルにおける実切削時間 t_c 、空転時間 t_u などの変化に大きな影響を受けると考えられる。まず、 K_{IT} に及ぼす切削時間比の影響を検討した結果が図4-25である。同図は一断続切削サイクル時間 t_{cy} 、すなわち、

$$t_{cy} = t_c + t_u \quad (4-9)$$

のそれぞれの時間を一定にした場合についての K_{IT} を切削時間比 R

$$R = t_c / t_{cy} \quad (4-10)$$

に対して示したものである。 K_{IT} については、切削開始時で $a=20\mu\text{m}$ の値を示している。

図から、実切削時間の占める割合が大きくなるにつれて K_{IT} は上昇すること、また、同じ切削時間比でも実切削時間そのものが長い方が（例えば、図中 $R=0.5$ の時のA、B点での実切削時間はそれぞれ100、36msecである。） K_{IT} は大きくなることなどがわかる。これは、切削時間比の増加により、空転時間が短くなり前述の図4-24の空転時間が短い場合に K_{IT} が大きいことと対応する。

図4-26は切削速度の影響を検討した結果である。表4-3 に示す切削温度は前述の被削材SCM3で、 $f=0.27\text{ mm/rev}$ 、 $t=1.5\text{ mm}$ での工具

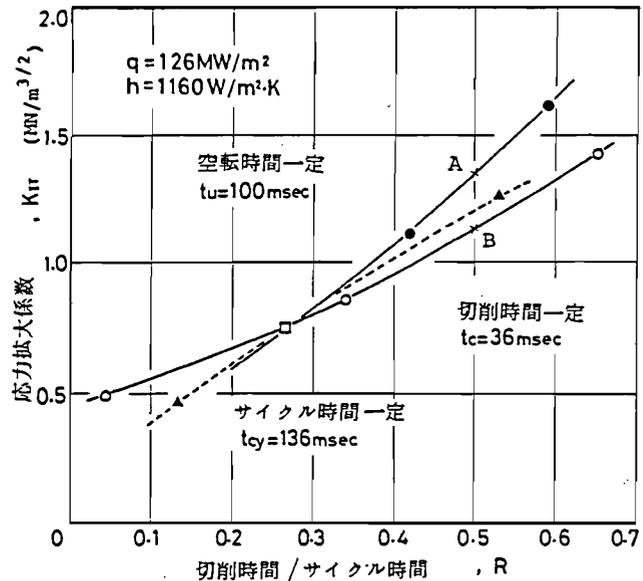


図4-25 応力拡大係数に及ぼす切削時間比の影響（超硬合金 P20種）

表4-3 切削速度と切削温度の関係

切削速度 m/min	25	50	100	200
切削温度 °C	760	900	1050	1200

—被削材熱電対法による測定結果を示している。切削速度の増加により切削時の工具温度は上昇するが、空転時間経過後、すなわち、接触時の温度はほとんど上昇せず、逆に、切削速度 $V=50$ m/min では $V=25$ m/min より低下しているようにも見える。この温度変化に対応して、 K_{IT} も切削速度による大きな影響があまり見られない。この接触時の温度 T_u については切削速度の上昇により実切削時間そのものは減少することから、工具内部温度が上昇せず、従って、空転時間経過後の温度に顕著な差が見られなくなっているものと考えられる。このことは、前述の切削時間比に対する K_{IT} の傾向から見て、切削温度は明らかに高速ほど高くなっていることから、空転時間が短いならば K_{IT} が高速時に上昇する場合もあると考えられる。

次に、冷却条件の影響を検討した結果が図4-27である。ここでは切削温度は同じとして、すくい面上における熱伝達率 h を116 ~ 11600 W/(m²K) と変化させた。すなわち、前者は流れている空気、後者は冷却剤を多量にかけている場合に相当させている⁴⁻¹²⁾。同

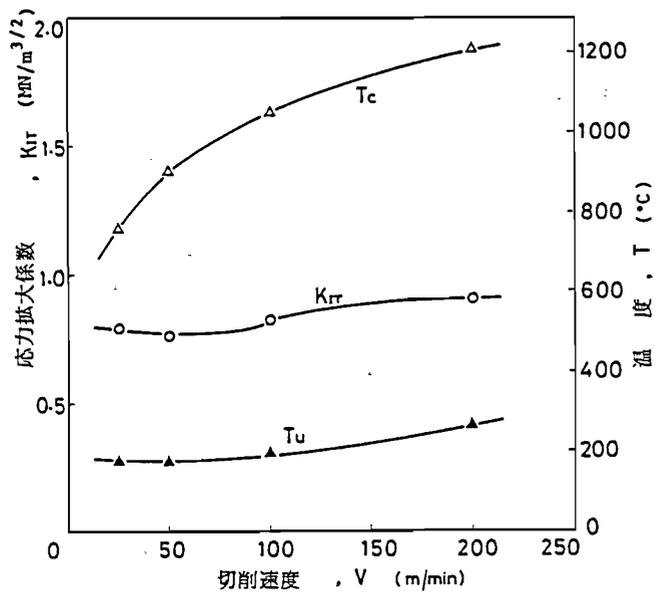


図4-26 応力拡大係数に及ぼす切削速度の影響（超合金 P20種）

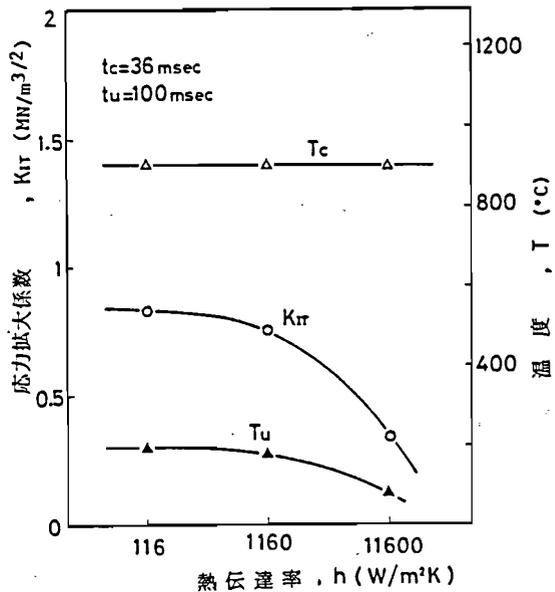


図4-27 応力拡大係数に及ぼす冷却条件の影響（超合金 P20種）

図より、 h が大きいほど、すなわち、冷却剤を使用する場合には、接触時の温度が低く、 K_{IT} は小さくなっている。冷却剤の使用により熱応力は小さくなるのに対し、温度振幅が大きくなっていることは注目される。すなわち、ぜい性損傷の中の熱き裂に対しては、この温度振幅が重要になると考えられる。

以上の切削諸因子に対して K_{IT} 算出時の工具温度が非常に大きな影響をもつことから、その工具温度に

対してこれまでの結果を整理し直したものが図4-28である。なお、工具温度はこれまでと同様のき裂開口部のものである。図より、ほとんどの条件で、 K_{IT} と工具温度は同一直線上にあり、温度の低下とともに K_{IT} が小さくなるのがわかる。ただ、切削時間が極端に短い場合や、切削速度の早い場合 ($V=200\text{m/min}$)、工具内部温度が上昇する時間がなく、温度が低い場合に K_{IT} は小さくなっている。従って、この直線関係が一般的とは言えないが、温度が K_{IT} の大きさの重要な要因であることは理解される。

さらに、工具材料について検討した結果が図4-29である。超硬合金間での熱特性の差は小さく、また、詳細には明確でないことから、同図は超硬合金工具とセラミック工具との比較を示し、切削温度はセラミック工具の方が高いという実測もあるが⁴⁻¹³⁾、ここではすべて同じ 900°C と仮定した。図より、温度伝達率の小さいセラミック工具の方が接触時の温度が若干で

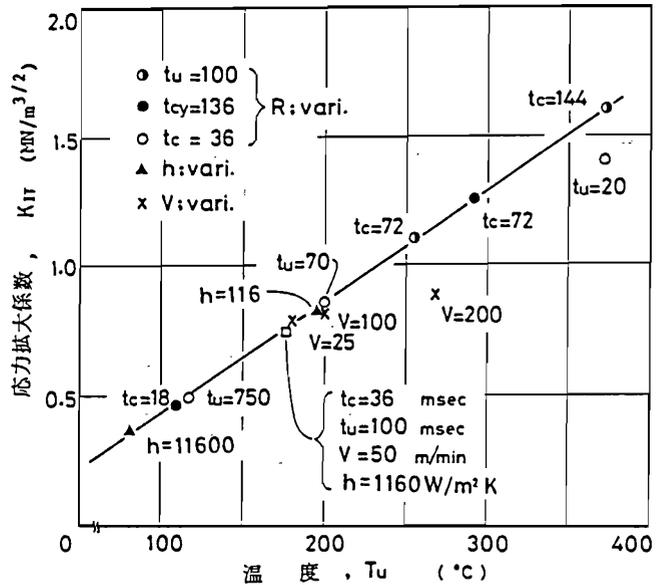


図4-28 応力拡大係数に及ぼす切削諸因子の影響 (超硬合金 P20種)

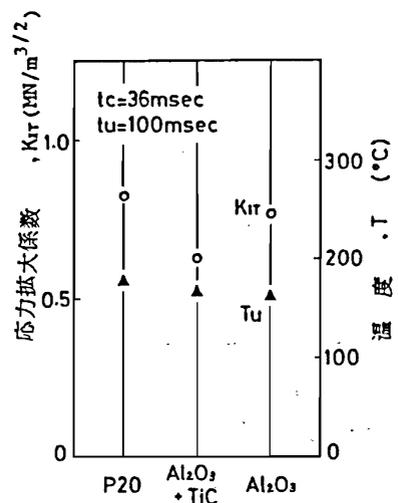


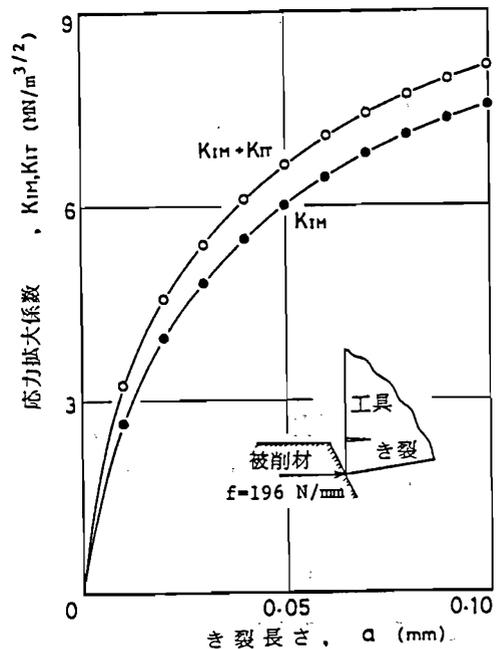
図4-29 応力拡大係数に及ぼす工具材料の影響

はあるが低く、従って、 K_{IT} も小さくなり、かつ、熱応力に関する $E\alpha$ 値の小さい Al_2O_3+TiC 系セラミックでは特に K_{IT} が小さくなっていることがわかる。このようなセラミックにおける K_{IT} の低下は、超硬に対するセラミックの破壊じん性の差に比べ、顕著ではなく、また、前述のように実際にはセラミック工具の方が切削温度は高いことから、セラミック工具ではこの切削熱のぜい性損傷に与える影響は大きいことが予期される。

4.3.3.3 機械的要因との重ね合せによる検討

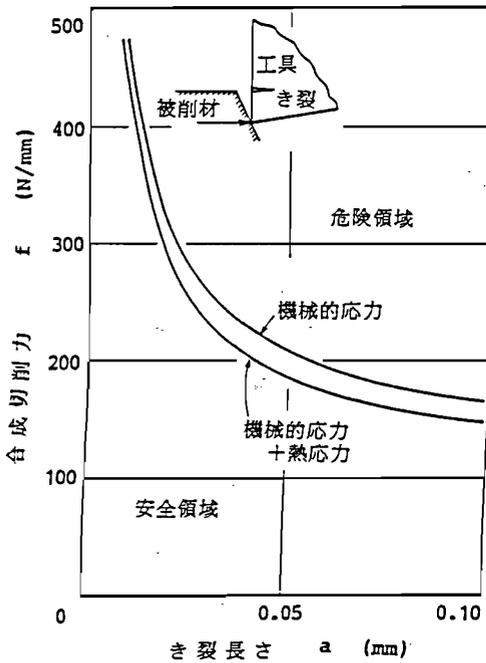
図4-30は切削熱がぜい性損傷に影響すると考えられる接触時について熱的要因と機械的要因による応力拡大係数の重ね合せを行った一例である。同図は工具が刃先から接触する場合を想定し、き裂長さ a に対する機械的な要因による K_{IH} とそれに熱的要因による K_{IT} とを重ね合せの原理に従い求めた $K_{IH} + K_{IT}$ を示している。熱的状态としては図4-22に示した場合を想定している。切削力としては刃先集中荷重の場合で、 $f=196N/mm$ とそれほど大きくない値を想定している。図より、切削熱による応力拡大係数への影響は $a=50\mu m$ で10%程度高くなる程度で大きなものではない。これは、前項で得られた本解析範囲での最大の K_{IT} をとっても20%程度で、また、切削力も小さい場合を想定していることから、ぜい性損傷に対して切削熱が主要因ではないことがわかる。

さらに、初期欠損の安全-危険境界に及ぼす切削熱の影響を検討したのが図4-31、4-32である。前者は超硬合金、後者は Al_2O_3+TiC 系セラミックについてそれぞれ求めたもので、前述と同様の接触時である。いずれも切削熱により安全領域は減少し、前項で述べたようにセラミックにおいては切削熱の影響が超硬の安全領域の10%減少に



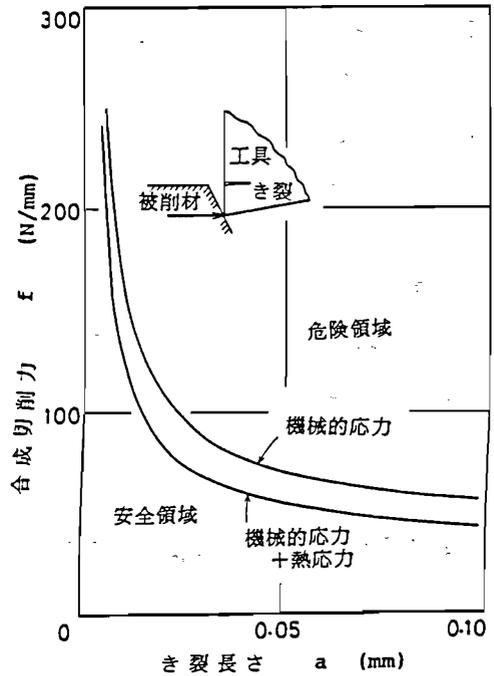
超硬合金 P20種、温度解析は図4-22と同じ

図4-30 応力拡大係数における機械的要因と熱的要因の重ね合せ



解析条件：図4-30と同じ

図4-31 超合金工具における機械的
要因と熱的要因の重ね合せ



解析条件：図4-30と同じ

図4-32 セラミック工具における機械
的要素と熱的要因の重ね合せ

対し、25%と大きくなっている。

4.4 結 言

破壊力学理論を適用して、切削工具の初期欠損、ぜい性損傷に起因する工具寿命、およびそれらに及ぼす切削熱の影響について解析例を示すとともに従来の実験結果と比較し、次の結論を得た。

- (1) 切削諸因子に対して初期欠損の安全-危険境界および工具寿命が求められ、従来の実験的に知られている傾向と一致することが多く、破壊力学理論の適用により切削工具におけるぜい性損傷の解析的取扱が基本的に可能であることが明らかとなった。
- (2) 合成切削力方向が小さくなるに従い、安全領域は減少し、工具寿命は低下する。また、この角が負になると極めて危険な状態となり、逆に、 15° 以上になるとそ

れらは顕著に改善される。

- (3) 断続切削時における工具と被削材の接触・離脱様式は安全－危険境界、工具寿命に大きな影響を与える。合成切削力方向が同一の場合、刃先で衝突あるいは離脱し、集中荷重を受ける時が最も損傷を生じ易く、反対に、刃先より離れたすくい面上で接触・離脱を生じる時には損傷を生じにくく、すくい面に均一に接触・離脱する場合は両者の中間になる。
- (4) 工具形状は初期欠損、工具寿命改善の大きな要因となり、くさび角、すくい角のいずれの増加によっても改善されるがすくい角を大きくする場合には一般にくさび角は小さくとられるという相反する要素であることから、両者の兼合いで欠損、寿命は決定される。
- (5) 破壊じん性の増加により、初期欠損に対する安全領域は拡大し、破壊じん性値の小さいセラミック工具では超硬合金 P30種の安全領域に比べ60%の低下となり、その値の大きい工具材料が望まれる。
- (6) 工具寿命はP20, K10, P30 種と長くなることがわかった。また、疲労き裂進展特性のばらつきが工具寿命変動の一要因になることを明らかにするとともに、その変動の統計的特性に基づく寿命変動の基本的特徴を明らかにし、進展特性に関する定数 m を大きくすること、また、疲労破壊じん性値を大きくすることが寿命改善につながることをわかった。
- (7) 断続切削時において、切削熱による応力拡大係数の大きさに及ぼす切削・非切削時間比、切削速度、冷却条件などの影響を検討し、その大きさはき裂開口部の温度に依存し、温度の上昇とともに増加する。
- (8) 熱的要因と機械的要因による応力拡大係数の重ね合せを行った結果、切削熱による影響は解析範囲で応力拡大係数は最大20%の増加を示すことから、欠損に対し、切削熱が主要因とはならないことが明らかとなった。

第5章 ぜい性損傷の実験的検討

5.1 緒言

前章までは主に切削工具のぜい性損傷に対して破壊力学的手法に基づく解析について述べた。そこで、本章ではさらに解析結果と実験結果との定量的比較検討を行う。この場合、解析に際し重要となるのが損傷の発生時における工具境界条件の問題である。前章までで述べたように発生時の過渡的切削過程は明確にされておらず、また、境界条件に対して重要な知見を与えると考えられるぜい性損傷の発生時期、発生位置、破壊の微視的形態はほとんど明らかにされていない。従って、本章では、これらのぜい性損傷現象も実験的に明らかにする。

通常、ぜい性損傷が問題となるのは工具－被削材接触・離脱時の過渡的切削過程であり、設定切削速度での衝突による衝撃力とそれによって誘起される振動、過渡的切りくず生成過程における工具内応力分布の変化、切削熱による熱衝撃、さらには以上の周期的変動による疲労といった定常切削時とは異なる諸現象を伴う。特に、フライス削りでは接触・離脱状態が工具形状およびその取付け角、カット径、切削幅などにより大きく変化することからKronenberg⁵⁻¹⁾を初めとして古くから多くの研究がなされている。熱的現象のぜい性損傷への影響についてはOpitz⁵⁻²⁾、奥島ら⁵⁻³⁾、篠崎⁵⁻⁴⁾以来検討が行なわれ、損傷形態が明確にされているとともにその機構についても定性的には検討されてきた。

一方、本研究で対象とする機械的要因に基づく欠損についても主要な因子、例えば、切削条件、接触・離脱様式、被削材種、工具材料、工具形状、空転時間／実切削時間比などについて多くの実験的検討が行なわれている⁵⁻⁵⁾。また、基礎的検討として、衝撃的現象については竹山⁵⁻⁶⁾、栗田⁵⁻⁷⁾、さらに最近では田中らによる工具－工作物の力学モデルによる検討⁵⁻⁸⁾、白井らによる衝撃力を考慮した工具内応力分布の解析⁵⁻⁹⁾などが行われ、過渡的切りくず生成過程については白井⁵⁻¹⁰⁾、奥島ら⁵⁻¹¹⁾以来検討されており、また、それに伴う応力分布の変化についても光弾性によりLoladze⁵⁻¹²⁾、山本ら⁵⁻¹³⁾により明らかにされつつあり、ぜい性損傷を把握する上で有用な知見を与えている。

しかしながら、その多くはチッピング、欠損などに起因する工具寿命に対する検

討であり、欠損形態、微視的破面解析などは不十分である。また、力学的検討に際して重要と考えられる欠損の発生時期については多くが接触時、離脱時といった議論に終始し、過渡的切削段階で実験的に検出しているのは安木⁵⁻¹⁴⁾によるもの以外見当たらない。従って、瞬発欠損、力学的疲労欠損、熱的疲労欠損、さらに、切りくずなどの溶着を伴う場合には溶着欠損という分類でぜい性損傷現象が説明されているもの⁵⁻¹⁵⁾、損傷機構そのものは明確になっていない。

そこで、ここではまず、板状被削材の旋盤による断続切削実験という方法により、空転時間を長く、かつ、工具を停止させることにより、切削中に工具すくい面を観察し、損傷に至る前駆現象を把握するとともに、観察に基づく切削の中断により損傷位置、大きさなどの損傷形態を明らかにし、また、損傷破面の微視的観察を行い、これらと工具寿命との関連を検討する⁵⁻¹⁶⁾。

次に、極低速二次元切削実験を行い、過渡的切削過程におけるぜい性損傷の発生状態および発生時期を明らかにするとともに過渡的切削機構との対応についても検討を行う。さらに、ぜい性損傷に至るき裂は観察されるものの、き裂の発生機構そのものは明確でない。実切削においてき裂は工具一切りくず接触領域内で発生していることから、切りくずの付着や工具摩耗などで十分な観察は行えないことから、球の押付け時にリング状き裂を生じるという報告⁵⁻¹⁷⁾をもとに、円柱の押込みによりき裂を発生させ、押込み荷重、工具材料などの点からき裂の発生機構についてシミュレーション実験を行う⁵⁻¹⁸⁾。

また、以上の結果をもとにぜい性損傷機構について検討を行うとともに、断続切削実験結果に対し、破壊力学に基づく解析結果との比較検討を行う⁵⁻¹⁹⁾。

5. 2 実験方法

5.2.1. 切削実験

5.2.1.1 断続旋削実験

ぜい性損傷が問題となるのは多くが正面フライス削りであり、この場合、工具が回転することから損傷状態を観察するには切削力⁵⁻²⁰⁾、加速度⁵⁻²¹⁾などを利用した間接的手法に基づく検出か、あるいは高速度カメラによる実験後の写真判定に頼らざるを得ず、これまでに損傷形態の分類がなされてはいるもの⁵⁻¹⁵⁾、損傷

状態は多くの場合その後の切削による影響を受けていることが推察される。従って、ここでは図5-1 に示すような板状被削材を用い、工具静止および空転時間を十分とることにより実験中の工具すくい面の観察を容易にするとともに、その観察に基づく切削中断の認識、操作時間を与えることが可能となる断続切削実験を行った。そして、機械的要因が主因とされる欠損について、その損傷形態を再検討し、形状、大きさを明らかにするとともに、それに及ぼす切削条件、工具－被削材接触・離脱

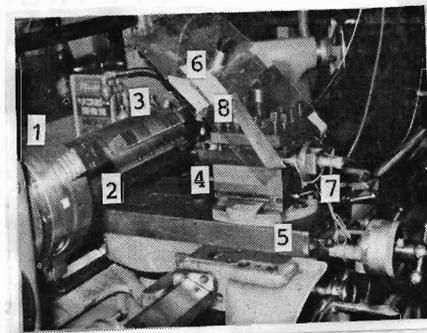


図5-1 断続切削実験装置

1. 旋盤
2. 被削材ホルダ
3. 被削材
4. 工具
5. 刃物台
6. 顕微鏡
7. AEセンサ
8. 加速度ピックアップ

様式、工具材料の影響を検討する。また、損傷に至るき裂および欠損破面の観察によりぜい性損傷機構の微視的検討を行う。

被削材は旋盤主軸とセンタ間に取付けられた被削材ホルダにボルトによって固定した。この方法では被削材長さ方向に1回切削すると外径が変化するが、被削材ホルダと被削材の間にスペーサを入れるか、あるいは回転数の調整により所定切削速度を与えた。被削材断面形状および被削材ホルダは図5-2 に示すものを用いた。標準的には同図(a)に示す板状被削材を用い、また、接触・離脱様式の影響を検討することを目的として、(b)の

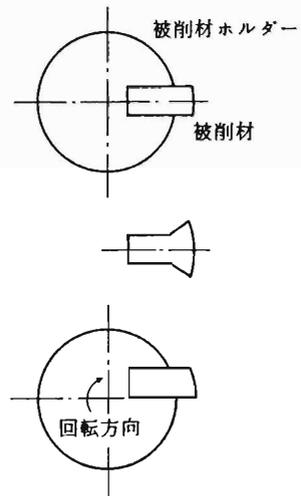


図5-2 被削材および被削材ホルダ断面形状

扇状断面の被削材も用いた。板状と扇状の被削材間の接触・離脱様式の差を図5-3 に示す。同図は刃先形状 (-5, -5, 5, 5, 15, 15) の場合で、接触開始点では前切れ刃側のVか、すくい面内のUかの、また、最終離脱点ではノーズ側のSか前切れ刃側のVかの差異がある。図5-2(c)は板状被削材側面をホルダ半径上に一致させ、かつ、前すくい角 0度の工具を用いることにより主切れ刃に一樣な接触状態を与えた場合

である。なお、被削材の半径によって接触・離脱の角度、および扇状被削材の場合は切削距離も変化するが、それらは小さく、ここではその影響を無視した。

被削材にはクロムモリブデン鋼S_{CH}3種を用い、その化学成分を表5-1に示す。標準的には硬度HRC33のものを用いたが、一部実験では同じ被削材で熱処理により被削材硬度を変え、その影響を検討

した。本実験における切削条件の概要を表5-2に示す。主に機械的要因と言われるぜい性損傷を対象としていることから切削速度は低速領域を主体にしている。

次に、被試験工具材料を表5-3に示す。本実験では市販実用のスローアウェイ型工具で主に超硬合金を用い、同一材料でもメーカーの異なる場合は第3章と同様にA, Bなどで表示した。なお、セラミックなど刃先処理が施されている場合には必要に応じて研削により除去し刃先形状をそろえた。

損傷の検出方法としては第一には前述の図5-1の中に示す旋盤刃物台に取付けた工具顕微鏡により空転時に工具すくい面を観察し、欠損が観察された時点で手動で刃物台を後退させた。この方法により表5-2に示した速度領域に対し、欠損後の切削を行なわせることなく制御を行うことができた。また、実験中工具すくい面を観察していることにより、き裂が確認された断続切削回数を把握するとともに、き裂状態でも切削を中断させ

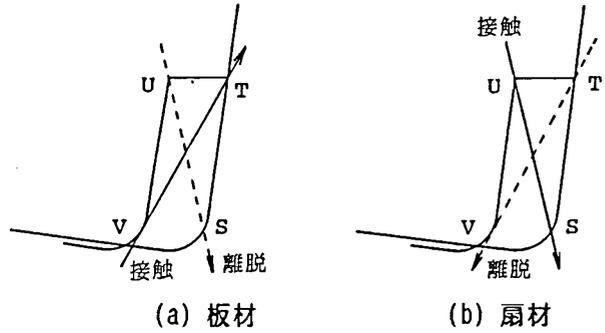


図5-3 工具-被削材接触・離脱様式

表5-1 S_{CH}3種被削材の化学成分(重量%)と硬さ(HRC)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	硬度
0.036	0.28	0.73	0.013	0.017	0.03	0.05	1.05	0.19	33

表5-2 切削条件の概要

切削速度	50 m/min (17 ~ 100)
送り	0.27 mm/rev (0.07 ~ 0.53)
切込み	1.5 mm (0.5 ~ 4.0)
工具形状	(-5, -5, 5, 5, 15, 15)

表5-3 供試工具材料

超硬合金	P10	P10T
	P20	P20TA
	P30	P30TB
	K10	K10TA
K10TB		
セラミック	Al ₂ O ₃	
	Al ₂ O ₃ +TiC	

た。

第二の方法は材料の塑性変形や破壊に伴って発生するアコースティックエミッション (acoustic emission, 以下AEと略す) に着目し、切削場から放出されるAE信号の測定によるぜい性損傷の検出を試みた。この方法については工具摩耗をインプロセスで推定し得る可能性のあること⁵⁻²²⁾、さらに、工具の欠損などの検出にも適用し得ること⁵⁻²³⁾がすでに報告されている。ここでは、工具顕微鏡による直接観察とともに本手法を併用し、後章で述べるイ

ンプロセス検出の予備的検討を行った。AEセンサは前述の図5-1中に示すように工具シャンク後端にラッパ状の部分を通じてマグネットホルダで固定した。信号測定の概要を図5-4に示す。AE信号としては実効値(平均値)を記録した。

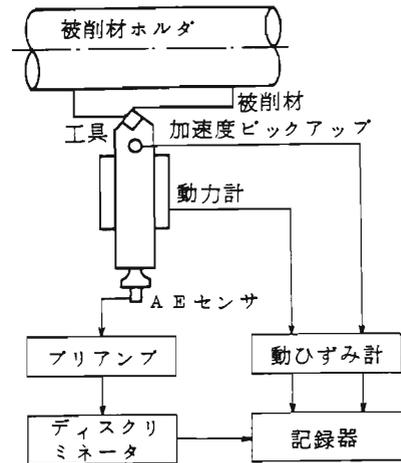


図5-4 AE信号測定系の概要

5.2.1.2 極低速二次元切削実験

ここでは切削諸因子を単純化した極低速二次元切削により、過渡的切削過程における損傷の発生機構について検討を行う。すなわち、発生時期、発生挙動に対する工具-被削材接触・離脱様式の影響について検討を行うとともに、過渡的切りくず生成機構を切削過程の側面観察、有限要素法による応力解析などにより明らかにし、欠損の発生機構との対応を検討する。

切削装置には立てフライス盤を利用し、テーブルの左右送りによる二次元切削を

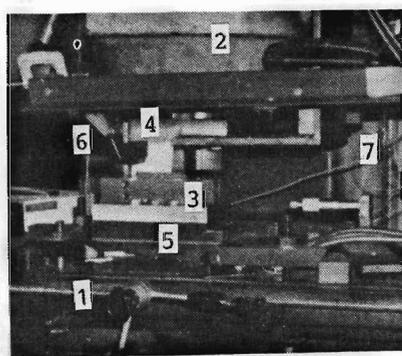


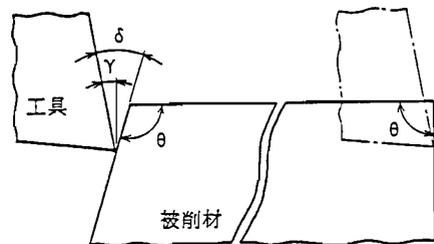
図5-5 二次元切削装置の外観

1. 立てフライス盤テーブル
2. 立てフライス盤主軸
3. 被削材
4. 工具
5. 動力計
6. 電気マイクロメータ
7. 片持ちバリ

行った。その外観を図5-5 に示す。テーブル上に圧電型動力計を介して板状被削材を固定し、回転を停止させた主軸側に工具を固定した。過渡的切削過程では切削力変動し、これにともなって、フライス盤の駆動系および切削工具系の剛性の影響がでて切削距離の時間による計測が不可能なため、図5-5 中に示すように工具側には電気マイクロメータ、被削材側にはひずみゲージを貼りつけた片持ちバリを押付けることにより個々の剛性による影響を補正して切削距離を求めた。ただし、それら剛性による切削機構への影響は無視した。

用いた工具材料は超硬合金 P20種、三角形のスローアウェイ工具で、三角形の辺中央部で切削し、すくい角は $\gamma=5^\circ$ 、くさび角は $\omega=79^\circ$ である。被削材は機械構造用鋼S35Cを焼入れ(860℃、10分、水焼入れ)して硬度HrC50としたものを用いた。工具-被削材接触・離脱については図5-6 に示す入口角を $\delta=-11,5,21^\circ$ と変え、

出口角を $\delta=5^\circ$ とし、その影響も合せて検討した。予備実験で切削開始時で欠損を生じることから、入口角のみを変化させている。切削速度は116mm/minで、切込み $t=0.18\text{mm}$ 、切削幅 $b=3.15\text{mm}$ とし、切削距離60~70mm(入口角により変化する)、乾式切削とした。1回の切削では必ずしも欠けないことから、上記切削距離で3回までの



$$\delta = \gamma + \theta - \frac{\pi}{2}$$

図5-6 被削材形状

繰返し切削を行った。この際、切削仕上げ面は過渡的切削過程の影響があることから、切削毎に欠損で着目する切れ刃以外の所で切込み $10\mu\text{m}$ という小切込みで仕上げた後、元の切れ刃位置に戻すという繰返し実験を行った。なお、欠損の検出には前項で述べたAE信号に基づき、AE信号の検出とともに切削を停止し、損傷状態を確認した。

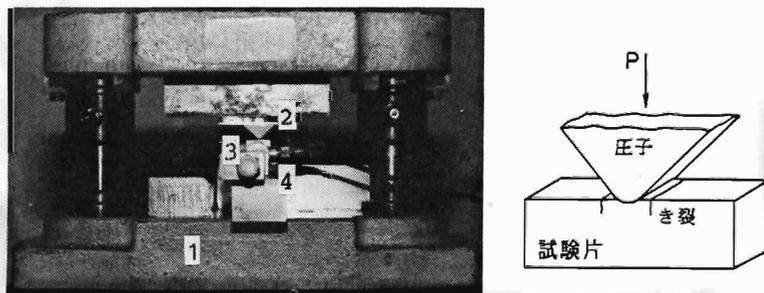
次に、過渡的切削過程における切りくず生成機構を検討するため、先と同様の被削材で硬度HrC7として、欠損を生じない場合についての二次元切削実験を行った。切削方法については前述とほぼ同様であるが、切込みを $t=0.1\text{mm}$ 、すくい角は $\gamma=6^\circ$ として、入口角は $\delta=-24,6,22^\circ$ 、出口角は $\delta=-10,6^\circ$ とした。また、この場合、断続的に切削を停止し、切りくず生成状態を被削材側面から写真撮影した。なお、断続による影響は切削力に関する限りは現れないことを確認した。

5.2.2 ぜい性損傷発生のシミュレーション実験

前項の実切削においてき裂、破面などの観察により、ぜい性損傷の発生機構の検討を行うが、第2章で述べたようにぜい性損傷に至るき裂の進展は容易に観察されるものの発生時はとらえ難い。また、工具一切りくず接触領域内で発生していることから切りくずの擦過、付着などにより高倍率での十分な観察は不可能であり、さらに、力学的検討を行う際における発生時の境界条件を決定することは断続切削過程であることから容易ではない。

一方、切削工具材料におけるき裂の発生挙動については第3章で述べたピッカーズ圧痕コーナからのき裂⁵⁻²⁴⁾、球の押付け時における放射状あるいはリング状き裂⁵⁻²⁵⁾などに基づいて検討されている。前者は圧子稜からのき裂であるが、切削場でそれに対応するような状態は考えられず、また、き裂の伝播経路を観察しているのであって、き裂の発生時を観察しているのではないことなどから、ぜい性損傷発生のシミュレーションとしては問題があると考えられる。また、球の押付けでは弾性問題として扱う場合にはHertzの接触理論に基づく力学的検討は可能であるが、き裂状態がリング状であること、また、工具材料ではガラスなどのように透明体ではないことからき裂深さの測定も容易ではなく、微視的検討をする場合、その形状から破面解析は困難と考えられる。

そこで、図5-7に示す円柱状圧子の被試験工具材料への押込み試験を行った。これは球に対し、円柱状圧子を用いることにより発生するき裂を二次元的にしたものである。この方法の場合、試料側面研削・研磨により容易にき裂長さの測定および長さ方向の微視的観察ができる。また、三点曲げを行うと、押込み時に発生したき裂が十分大きいことからこのき裂を起点として破断し、押込み時に発生したき裂の



1. ダイセット
2. 圧子
3. 試験片
4. AEセンサ

図5-7 押込み試験方法の概要

破面観察も行える。

図5-7 に示す試験装置において、圧子および試料は固定具を介してダイセットに組込み、ダイセット上のロードセルにより荷重を測定した。負荷には油圧プレス（容量 20kN）を用いた。圧子材料には被測定物との相対的硬度が問題となるがここでは超硬合金P20 種を用い、先端半径は 1.2mmとした。なお、図5-7 に示すようにAEセンサを試料側面に白ワセリンを介して取付け、き裂発生時のAE信号の検出を試みた。

供試工具材料は超硬合金 K10種の2種類、およびP10, P20, P30 種で、試料寸法は高さ(W)x幅(B)x長さ(L)=7x3x30 (mm) のもの、およびスローアウェイ型工具(12.7x4.8mm)を用いた。なお、試料の押込み面と両側面の角は 0.5x0.5mmの面とりを施し、試料長手方向の割れを防いだ。また、発生するき裂の観察を容易にするため、押込み面はダイヤモンドペーストで鏡面に仕上げた。

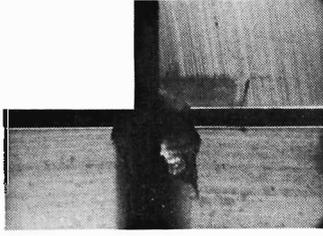
5. 3 実験結果

5.3.1 断続切削におけるぜい性損傷

5.3.1.1 巨視的損傷形態

本実験範囲内では、発生場所から大きく前切れ刃を含むものと横切れ刃のみで生じるものとにまず大別され、その個々について詳細に観察した代表例を図5-8, 5-9 に示す。なお、これらの例は発生場所の点では従来の報告⁵⁻²⁶⁾ とほぼ同様であり、また、図5-10に示す熱的疲労によって生じると言われている熱き裂とは明らかに異なる。図5-10の場合櫛状き裂と言われ、横切れ刃に垂直なき裂が数本見られるのが特徴である。

まず、図5-8 の前切れ刃を含む欠損についてみると、(a), (b) は前切れ刃側から横切れ刃にかけて欠損している場合で、(b) では(a) の場合からさらに逃げ面側に大きく欠損している。(c) は前切れ刃側のみでの欠損である。(d) はすくい面上では(a) と同様であるが、逃げ面側には大きく欠損しておらず、HrC53 という高硬度被削材のみで見られる。同図は全て P20種の例で、他の材種でも基本的には同様で、ただ、セラミック工具では(b) の場合が多く、かつ、スローアウェイ工具の場合工具下面まで達し、他の切れ刃の使用をも不可能にする非常に大きい欠損が時々観察



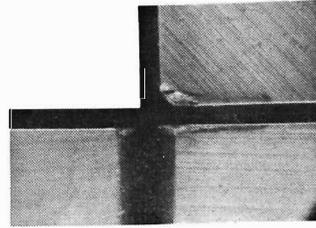
(a) $V=50\text{m/min}$, $f=0.27\text{mm/rev}$,
 $t=1.5\text{mm}$, $R=0.4\text{mm}$



(c) $V=50\text{m/min}$, $f=0.27\text{mm/rev}$,
 $t=1.5\text{mm}$, $R=1.2\text{mm}$

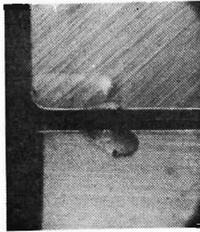


(b) $V=50\text{m/min}$, $f=0.27\text{mm/rev}$,
 $t=1.5\text{mm}$, $R=0.4\text{mm}$

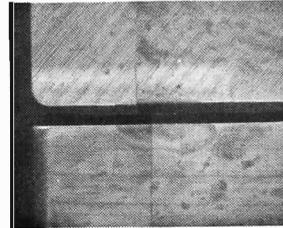


(d) $V=50\text{m/min}$, $f=0.17\text{mm/rev}$,
 $t=2.0\text{mm}$, $R=0.4\text{mm}$

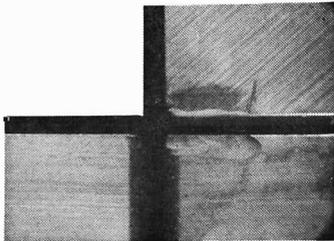
図5-8 前切れ刃からの欠損の観察例 (P20TA)



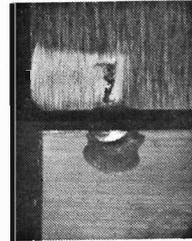
(a) $V=17\text{m/min}$, $f=0.14\text{mm/rev}$,
 $t=1.5\text{mm}$, $R=0.4\text{mm}$, P20TA



(c) $V=17\text{m/min}$, $f=0.14\text{mm/rev}$,
 $t=4.0\text{mm}$, $R=0.4\text{mm}$, P20TA



(b) $V=50\text{m/min}$, $f=0.27\text{mm/rev}$,
 $t=1.5\text{mm}$, $R=0.4\text{mm}$, P20TA

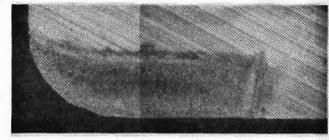


(d) $V=25\text{m/min}$, $f=0.27\text{mm/rev}$,
 $t=1.5\text{mm}$, $R=0.4\text{mm}$, K10TA

図5-9 横切れ刃での欠損の観察例

された。

次に、図5-9の横切れ刃での欠損例では、多くは(a)のように切込み境界近傍で観察されるが、(b)のように横切れ刃上の2,3か所ではほぼ同時に横切れ刃全体が欠損する場合や、(c)のように切込みが大きい場合や、切れ刃に一様に接触する場合には境界部とは限らない。(d)は切込み境界部近傍のすくい面上で数箇所剥離が観察されるとともに、その剥離から逃げ面に至る欠損を生じている。(d)の剥離を伴うものはK10種のみでみられた。横切れ刃での欠損の場合、(b)のようにノーズ部に達しない限り欠損による仕上げ面への直接的な影響はない。ただ、この状態での断続切削は前切れ刃を含む欠損への拡大となることから、横切れ刃での欠損で工具寿命に達したと考えられる。以上は、前切れ刃側からあるいは横切れ刃の個別に生じたものを示したもので、両者同時に生じる場合もある。



$V=200\text{m/min}$, $f=0.3\text{mm/rev}$,
 $t=1.5\text{mm}$, $R=0.4\text{mm}$, P20TA

図5-10 熱き裂の観察例

5.3.1.2 形態に及ぼす切削条件の影響

欠損形態の特徴的寸法を図5-11に示す。前切れ刃側からの欠損の場合は横切れ刃上の位置の変動が大きいことから、前切れ刃位置(0_f)が、また、横切れ刃からの場合は切れ刃上の位置は変化することから横切れ刃垂直方向に考えた位置(l_d)が重要になると考えられる。そこで、ここではすくい面上での欠損の起点として図中に示す寸法 l_f , l_d の大きさを表し、この大きさに対する切削条件の影響を検討した。

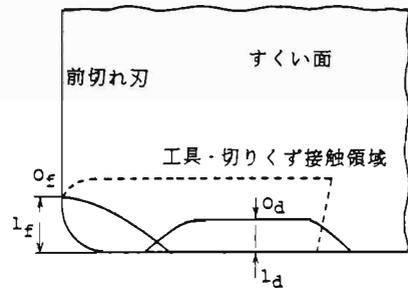
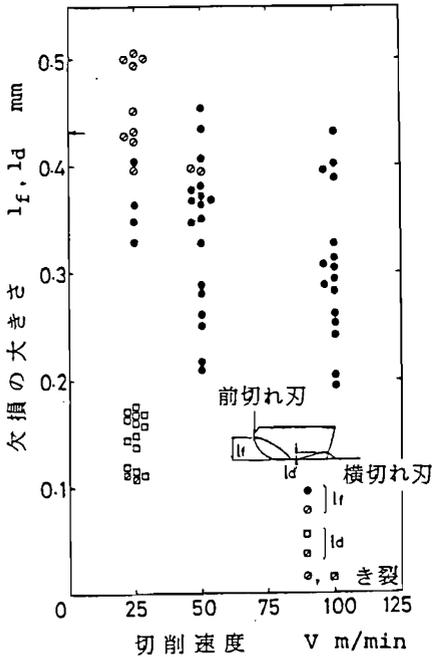


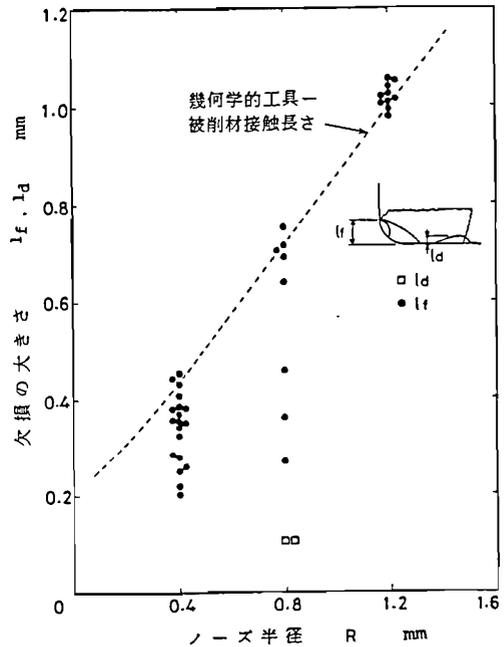
図5-11 ぜい性損傷形態の特徴的寸法

まず、切削速度 V に対して欠損の大きさ l_f , l_d を検討した結果が図5-12で、き裂状態で観察された場合も併記している。同図は超硬合金 P20種において切削開始後の比較的初期に現れる欠損について、板状被削材を切削速度 25, 50, 100m/min で切削した時の結果である。図で、前切れ刃側からの欠損が全切削速度領域でみられ、低速の25m/minでは横切れ刃の欠損も生じている。ここで前切れ刃側の大きさに注目すると、切削速度が大きくなるにつれ、小さくなる傾向を示しているものの、図中軸上に矢印で示す前切れ刃上の工具一切りくず接触端の幾何学的に得られる長さ



試験工具材料：P20TA、切削条件：送り $f=0.27\text{mm/rev}$ 、切込み $t=1.5\text{mm}$ 、ノーズ半径 $R=0.4\text{mm}$

図5-12 欠損形態および大きさに及ぼす切削速度の影響



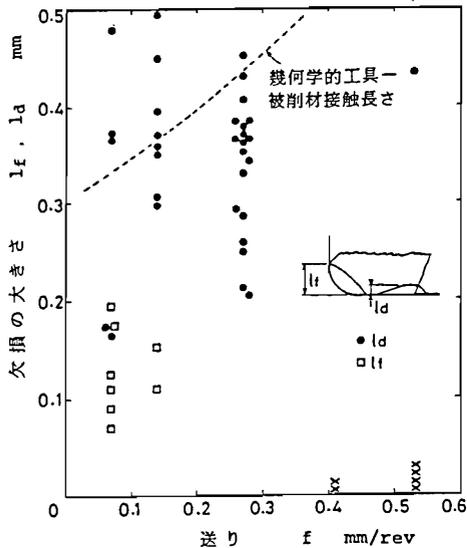
試験工具材料：P20TA、切削条件：切削速度 $V=50\text{m/min}$ 、 $f=0.27\text{mm/rev}$ 、 $t=1.5\text{mm}$

図5-13 欠損形態および大きさに及ぼすノーズ半径の影響

に近いことがわかる。切削速度の増加により小さくなるのは、前切れ刃上の工具-切りくず接触位置は切削速度により変化しないものの、平均的な工具-切りくず接触長さは切削速度の増加により減少することに対応するものと考えられる。

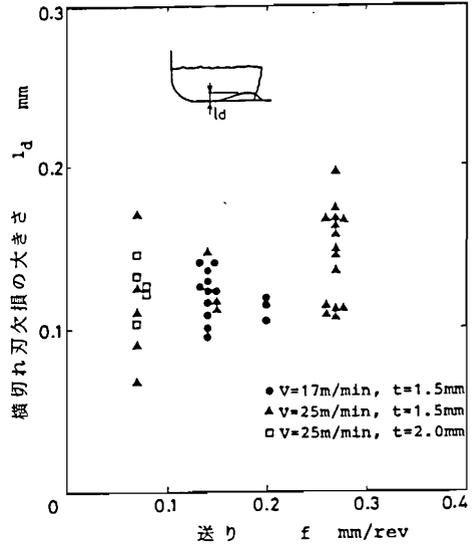
次に、ノーズ半径 R に対して欠損の大きさ l_f, l_d を検討した結果が図5-13である。同図から、横切れ刃での欠損が $R=0.8\text{mm}$ の時一部見られるだけで、他は全て前切れ刃側からの欠損であること、また、その大きさ l_f は図中に破線で示す前述の幾何学的工具-切りくず接触長さに良く一致することがわかる。なお、 $R=1.2\text{mm}$ の場合、図5-8 (c) の前切れ刃側のみ欠損であった。

送り速度 f に対して l_f, l_d を検討した結果が図5-14である。この場合、 $f=0.41\text{mm/rev}$ 以上では欠け難いこと、また、 f が小さくなれば横切れ刃での欠損が多くなることがわかる。 l_f についてはばらつきが大きいが基本的には工具-切りくず接触長さに一致している。



試験工具材料：P20TA、切削条件：
 $V=50\text{m/min}$, $t=1.5\text{mm}$, $R=0.4\text{mm}$

図5-14 欠損形態および大きさに及ぼす送りの影響

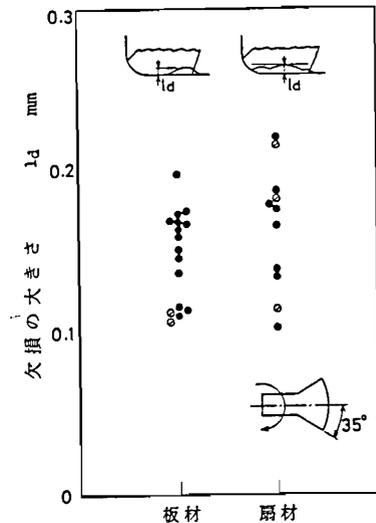


試験工具材料：P20TA、 $R=0.4\text{mm}$

図5-15 横切れ刃欠損の大きさに及ぼす送りの影響

横切れ刃欠損の大きさ l_d への切削条件の影響をより明確にするため、 l_d への影響が大きい条件として、まず、送りに対して検討した結果が図5-15である。同図では条件が同じ場合、横切れ刃での欠損が少ない条件があることから、各送りについて送り以外の条件を若干変えた場合も含めて示している。原則的に同一切削条件の場合についてみると送りに対して l_d は増加する傾向がみられるが、 f の変化に対してその変化は非常に小さいことがわかる。

また、接触・離脱様式についても検討した結果が図5-16である。図の場合、切削速度が異なり、また、ばらつきもあるが、接触・離脱様式により横切れ刃欠損の平均の大きさが



試験工具材料：P20TA、切削条件：
 $f=0.27\text{mm/rev}$, $t=1.5\text{mm}$, $R=0.4\text{mm}$, $V=25$ (板材), 50m/min (扇材)

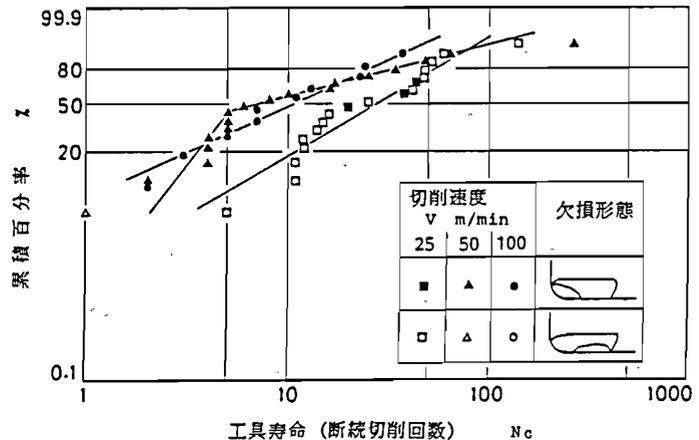
図5-16 工具-被削材接触離脱様式の横切れ刃欠損の大きさに及ぼす影響

若干ではあるが変化し、扇状被削材の場合が大きくなっている。また、板状被削材の場合、図5-12で示したように図中の条件下では $V=25\text{m/min}$ の時のみ横切れ刃欠損を生じるが、扇状被削材の場合、 $V=25, 50, 100\text{m/min}$ とも横切れ刃での欠損が多い。

5.3.1.3 損傷形態と工具寿命

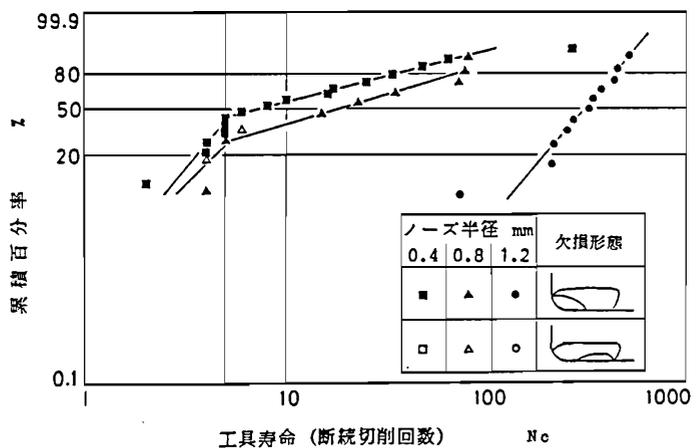
欠損に起因する工具寿命に及ぼす切削速度の影響を調べた結果の一例が図5-17である。同図は図5-12の欠損の大きさの測定結果と同一実験である。工具寿命には大きなばらつきがあり、このばらつきはワイブル分布によって整理できると言われている⁵⁻²⁷⁾ ことからここでもワイブル確率紙上に寿命をプロットした。工具寿命がワイブル確率紙上で一直線上にのらない場合には、図5-17の $V=50\text{m/min}$ のように二直線で表示した。なお、これまでと同様に横切れ刃での欠損と前切れ刃からの欠損に大別して表示している。

図5-12で述べたように $V=25\text{m/min}$ での寿命は横切れ刃での欠損により決定されているが、半数以上の工具で前切れ刃からのき裂が観察され、また、 $V=50, 100$



試験工具材料：P20TA、切削条件： $f=0.27\text{mm/rev}$,
 $t=1.5\text{mm}$, $R=0.4\text{mm}$

図5-17 工具寿命および形態に及ぼす切削速度の影響



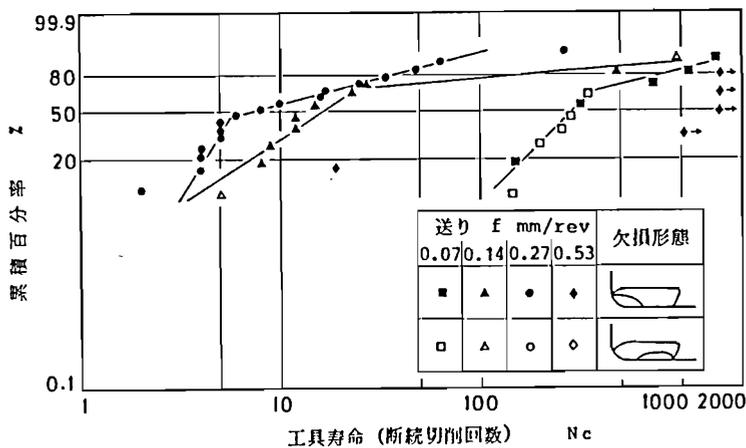
試験工具材料：P20TA、切削条件： $V=50\text{m/min}$,
 $f=0.27\text{mm/rev}$, $t=1.5\text{mm}$

図5-18 工具寿命および形態に及ぼすノーズ半径の影響

m/min では前切れ刃からの欠損である。V=25m/min における前切れ刃からのき裂で欠損を生じるにはさらに切削を要すると考えられることから、前切れ刃からの欠損の場合、切削速度の増加により寿命が減少する傾向にあることがわかる。また、この前切れ刃からの欠損の場合、切削速度の増加により横切れ刃上の位置が大きくなる傾向があり、き裂の伝播方向が寿命の大きさを左右することが推察される。

また、ノーズ半径の工具寿命に及ぼす影響を検討した結果が図5-18である。図からノーズ半径の大きくなるほど寿命が長くなる傾向がみられ、従来の報告⁵⁻²⁸⁾と対応する。この場合、前切れ刃からの欠損が多く、特に、ノーズ半径R=1.2mm の時は図5-8(c)で示した前切れ刃のみでの欠損である。前切れ刃からの欠損の寿命は横切れ刃上の位置がノーズに近いほど長くなっており、前述の切削速度に対する傾向と同様であり、この例でもき裂の伝播方向が寿命を大きく左右していると言える。

次に、送り速度の工具寿命に及ぼす影響を検討した結果が図5-19である。図より、ぜい性損傷による工具寿命は低送り、高送り側で増大し、従って、最低工具寿命を与える送り条件があることがわかり、同図の場合にはf=0.27mm/rev前後と推定される。このような送りに対する工具寿命の傾向は従来の報告⁵⁻²⁷⁾とも一致する。しかし、その要因は明確にされていないが、図5-19の場合、f=0.07mm/revで横切れ刃の欠損が支配しており、0.27mm/rev の場合は前切れ刃からの欠損が支配することから、欠損形態が寿命に大きい影響を与えていることが理解される。



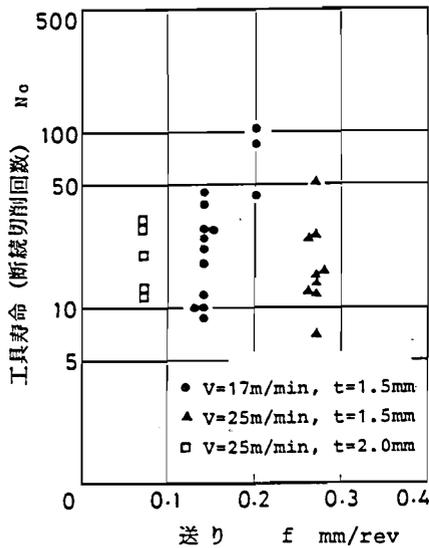
試験工具材料：P20TA、切削条件：V=50m/min,
t=1.5mm, R=0.4mm

図5-19 工具寿命および形態に及ぼす送りの影響

以上の結果から前項の欠損の大きさと同様に横切れ刃での欠損に及ぼす切削条件の影響が明確でないことから、この横切れ刃に注目して検討を行った。まず、送り速度の影響を検討した結果が図5-20である。同図では図5-15と同様に切削速度、切込みなどが異なる場合も合せて示している。図から、送り速度に対して寿命はほとんど変化が現れていないことがわかる。

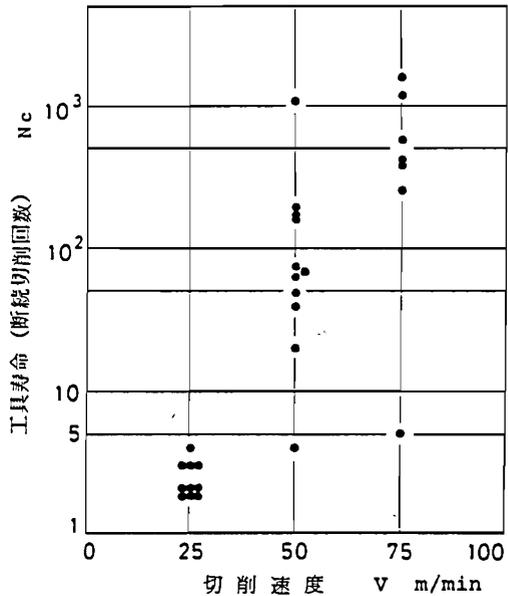
次に、切削速度の横切れ刃欠損におよぼす影響を検討した結果が図5-21である。同図から、切削速度に対して工具寿命は増加し、図5-17で述べた前切れ刃側からの欠損とは逆の傾向となっている。なお、この場合、前述までとは工具-被削材接触状態が異なり、図5-2(c)に示す前切れ刃角を零度、被削材側面を半径上に位置するようにし、切れ刃に一樣な接触を与えた時の結果で、この様な切削状態では横切れ刃での欠損が非常に多くなる。

同様の接触状態で、工具材料の影響を検討した結果が図5-22である。同図は同一切削条件下において、欠損に起因する各工具材料の工具寿命を求めた結果の一例で、図から工具材料間での寿命に差があることがわかる。寿命値は前述までの結果で明



試験工具材料：P20TA, $R=0.4\text{mm}$

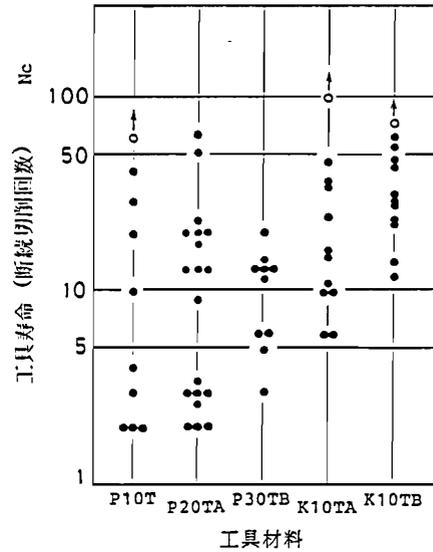
図5-20 横切れ刃欠損に起因する工具寿命に及ぼす送りの影響



試験工具材料：P20TA、
 工具形状：(0.5, 11.6, 15, 15, 0.8)
 切削条件： $V=25\text{m/min}$, $f=0.2\text{mm/rev}$, $t=2.5\text{mm}$, $R=0.4\text{mm}$

図5-21 横切れ刃欠損時における工具寿命に及ぼす切削速度の影響

らかなように切削諸条件に依存するが、同図から、P10, P20, P30 の順に平均的な寿命が長くなる傾向がみられ、それら材料間の破壊じん性の差、また、従来の実験結果⁵⁻²⁹⁾とも一致している。さらに、P30種とK10種との間では図の場合P30種の寿命が短い、切削条件によっては逆に長い場合もみられた。



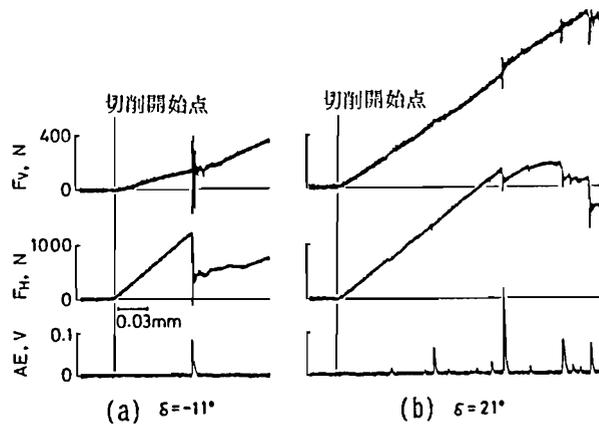
5.3.2 ぜい性損傷の発生挙動

5.3.2.1 二次元切削における欠損

図5-23は極低速二次元切削時において、AE信号により欠損を検出した例で、AE信号とともに切削力（主分力 F_H 、背分力 F_V ）の測定結果も合わせて示している。同図における実験では顕著なAE信号を観察すると、手動で切削を停止し、欠損の発生を確認した。図から、いずれの入口角においてもAE信号の発生とともに切削力の変動が見られ、主分力は背分力に比べAE信号の発生時に明確に低下していることがわかる。また、(a)では1回のAE信号で主分力が大きく低下するのに対し、(b)ではノイズレベル以上の明らかなAE信

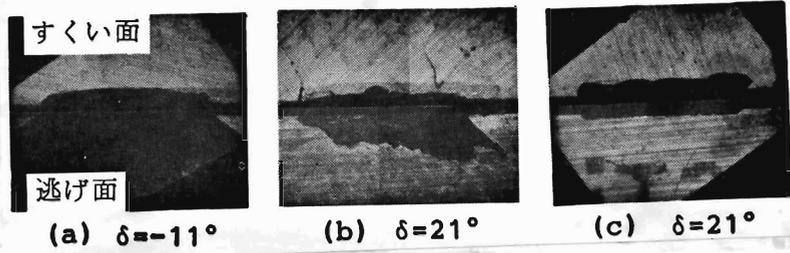
工具形状：(-5, -6, 5, 6, 15, 15, 0.4)
 切削条件：V=25m/min, f=0.2mm/rev,
 t=2.5mm, R=0.4mm

図5-22 横切れ刃欠損時における工具寿命に及ぼす工具材料の影響



被削材：S35C(HRC50)、工具：P20TA、
 $\gamma=5^\circ$ 、切削条件：V=116mm/min,
 t=0.18mm, 切削幅 b=3.15mm

図5-23 AE信号による欠損の検出例



実験条件は図5-23と同じ

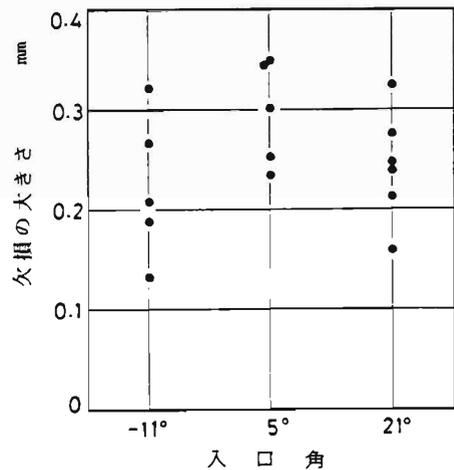
図5-24 二次元切削時における欠損の観察例

号が多数観察され、切削力の低下も小さい場合が多くなっている。さらに、欠損は本実験条件での極低速二次元切削時には、切削開始時に発生した。

図5-24は欠損の観察例で、同図(a)は図5-23(a)に、(b),(c)は図5-23(b)に対応し、(b)は図5-23(b)と同一実験である。図5-24(a)はすくい面側でほぼ切れ刃に平行に、逃げ面側では貝殻状に大きく欠けている例であり、(b)はすくい面側が切れ刃にほぼ平行ではあるが、波状であるとともに、逃げ面側も(a)ほど大きくなく、かつ、貝殻状ではない。また、(c)はすくい面側では(b)と同様であるが、逃げ面側も小さい例である。

この欠損状態は図5-23のAE信号観察状態と非常に良い対応を示す。すなわち、図5-23(a)の1回のAE信号で切削力が大きく低下する場合には、図5-24(a)のように一つの破面で大きく欠損している。一方、図5-23(b)のようにAE信号が多数観察される場合には図5-24(b)のように数箇所欠損が発生し、そのためすくい面も波状となっていると考えられる。従って、切削幅全体に渡って欠けるのではなく、部分的な場合も観察されている。図5-24(c)についてはすくい面に垂直なき裂が残留していることから、数箇所発生したき裂の干渉か何か他の理由で逃げ面側が小さくなっているのであり、基本的には(b)と同様と考えられる。

次に、欠損の大きさとして切れ刃から欠損位置までのすくい面上での距離を測定

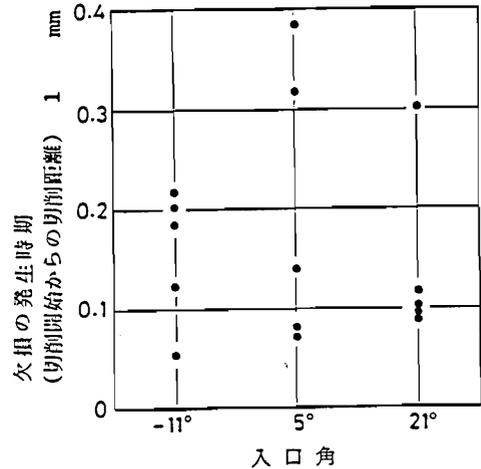


実験条件は図5-23と同じ

図5-25 二次元切削時における欠損の大きさ

した結果を図5-25に示す。欠損時の停止には時間遅れがあり、その後の切削過程での影響があることも推察されるが、図より、切込み量がそれより少し大きい所で欠損を生じ、入口角の影響はさほど明確ではない。

また、欠損の発生時期について整理したのが図5-26である。ばらつきは大きい。切込みの数倍程度の切削開始極初期に欠損を生じることが図からわかる。ばらつきに関して破壊現象そのもののばらつきにもよると考えられるが、高硬度材の場合被削材端面の調整が十分には行えず、また、工具切れ刃と被削材端面の平行度の問題も考えられ、ばらつきおよび発生時とも実際にはもう少し小さいものと思われる。



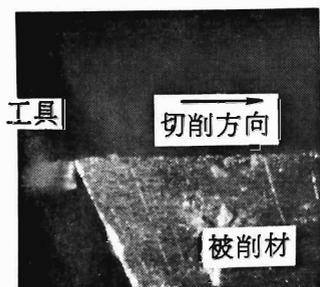
実験条件は図5-23と同じ

図5-26 二次元切削時における欠損の発生時期

5.3.2.2 過渡的切削挙動

i) 切削開始時における過渡的切削挙動

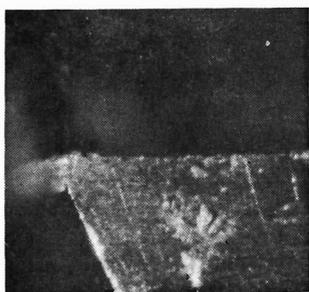
切削開始時における切りくず生成の観察例を図5-27に示す。同図は切込みの数倍の切削距離までの間の観察結果である。同図(a), (b)では入口角が異なり、それぞれ $\delta = -24, 22^\circ$ の場合である。まず、(a)のすくい面上の刃先から離れた位置(以後、刃元と略す)から被削材に接触する場合についてみると、被削材端面が鋭角であることから、被削材は工具すくい面により圧縮された(a-2)後、切削の進行に伴う刃先の接触により刃先から自由面に達するせん断変形域を形成し、切りくずの流出を開始する(a-3)とともに、変形域の拡大、すなわち、せん断角を減少させながら定常切削へ移行する。一方、(b)の刃先から接触を開始する場合は、切込み深さに相当するすくい面上の位置が被削材に接触する段階(b-2)で、自由面に達するせん断変形域を形成した後、同様の経過をたどる。しかし、この場合、塑性変形が工具すくい面および被削材に拘束を受けることから、(b-2)と(a-2)の比較からわかるように、刃元から接触する場合に比べ変形域が切削方向前方に広く形成され



(a-1) $\delta = -24^\circ$
 切削距離 $l = 0.010$ mm



(b-1) $\delta = 22^\circ$
 切削距離 $l = 0.015$ mm



(a-2) $l = 0.035$



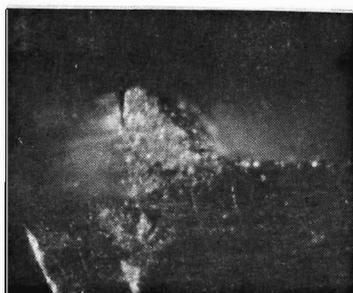
(b-2) $l = 0.034$



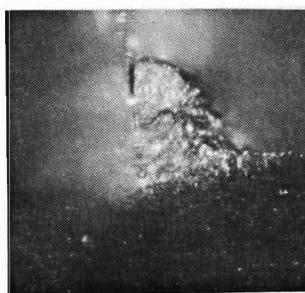
(a-3) $l = 0.150$



(b-3) $l = 0.190$



(a-4) $l = 0.420$



(b-4) $l = 0.600$

被削材：S35C(HRC 7)、工具：P20TA、 $\gamma = 6^\circ$ 、
 切削条件： $v = 116$ mm/min、 $t = 0.18$ mm、切削幅 $b = 3.15$ mm

図5-27 切削開始時における切りくず生成挙動の観察例

ている。

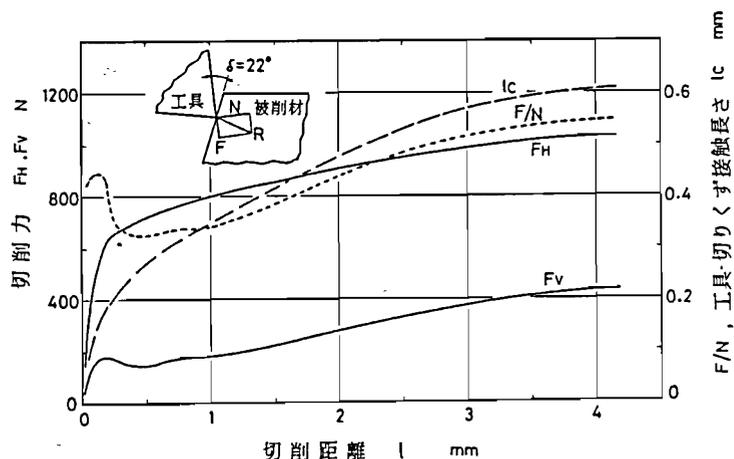
次に、図5-28は切削開始時における切削力（主分力 F_H 、背分力 F_V ）、工具-切りくず接触長さ l_c および工具すくい面垂直力 N と摩擦力 F との比 F/N の測定結果

の一例を示している。図より切削力は切削開始直後の

0.05mmの間で急増し、その後、徐々に増加し、切削距離4mm程度でほぼ定常な切削力に達している。これに対して、背分力は急増後若干の低下を示した後、再び徐々に増加している。同図で特徴的なのはこの背分力の低下により F/N がピークを示すことである。この時期は前述の切りくず生成過程との対応から、刃先

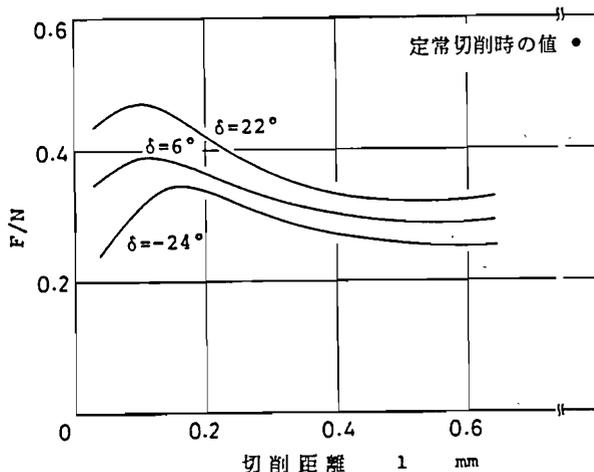
からのせん断変形域がほぼ自由面に達する段階に相当する。

さらに、この特徴的な F/N の変化について入口角の影響を検討した結果が図5-29である。ただし、同図では切削力変動の顕著な切削距離 0.6mmまでについて示している。なお、他の入口角においても切削力変動の特徴は図5-28と同様である。図より、いずれの入口角においても F/N はピークを持ち、その位置は入口角の減少とと



実験条件は図5-27と同じ

図5-28 切削開始時における切削力の推移



実験条件は図5-27と同じ

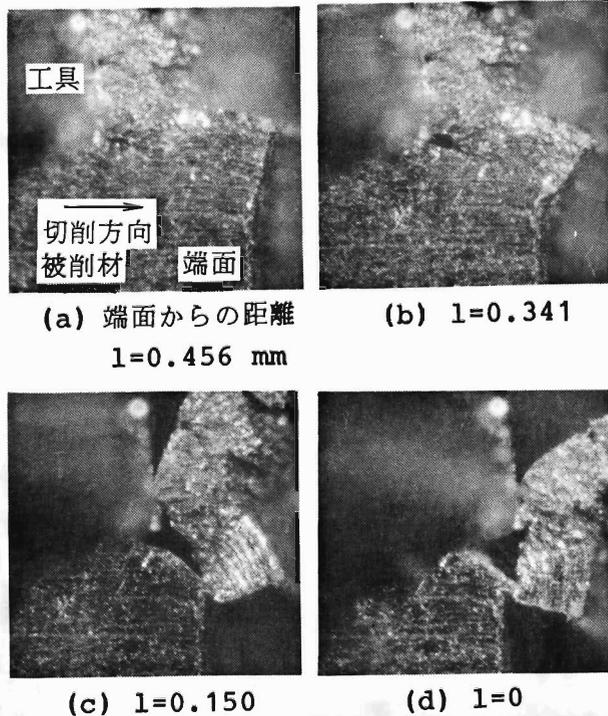
図5-29 切削開始時における F/N 比に及ぼす入口角の影響

もに遅く（切削距離が長く）なっていること、また、入口角の増加とともにF/Nは大きくなることがわかる。前者のことについては刃先から切込み深さまでのすくい面上の面全体が被削材と接触するまでの切削距離が入口角の減少とともに増加することによるものと考えられる。また、F/Nの大きさの変化については、入口角 $\delta = -24^\circ$ の場合、前述のように切削方向への圧縮力が主体であると考えられることから摩擦力は小さく、一方、 $\delta = 22^\circ$ の場合、切削開始直後から切りくず流出方向への塑性流動を伴うことから摩擦力が大きくなることによると考えられる。

ii) 切削終了時における過渡的切削挙動

図5-30は切削終了時における切りくず生成過程の観察例である。同図より工具が被削材終端に近づくと通常の切りくず生成のための変形とともに被削材終端を含む大きな変形領域となり、終端面が切削方向へ傾いている(a)。また、工具刃先近傍から切削方向へき裂を発生しており、工具の進展に伴うき裂の伝播により切りくず流出が停止し、切りくずに回転を生じている(c)。このような傾向は他の離脱角についても同様であり、切削終了時における主な変形が定常時の切削方向上方に向かうせん断変形ではなく、下方へのせん断変形(negative shear)であることがわかる。この切りくず生成過程についてはぜい性損傷に関して行ったPekelharin⁵⁻³⁰、バリに関して行った岩田⁵⁻³¹の結果と一致している。

さらに、図5-31は切削終了時における切削力およびF/Nを測定した結果で、切削終了端面から約2mmの位



(a) 端面からの距離
 $l=0.456 \text{ mm}$

(b) $l=0.341$

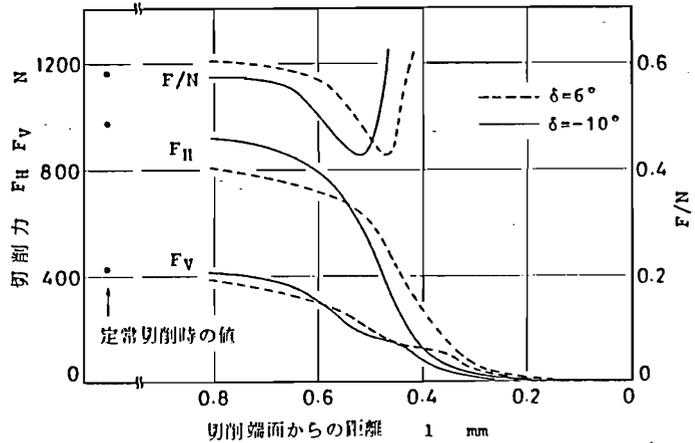
(c) $l=0.150$

(d) $l=0$

実験条件は図5-27と同じ

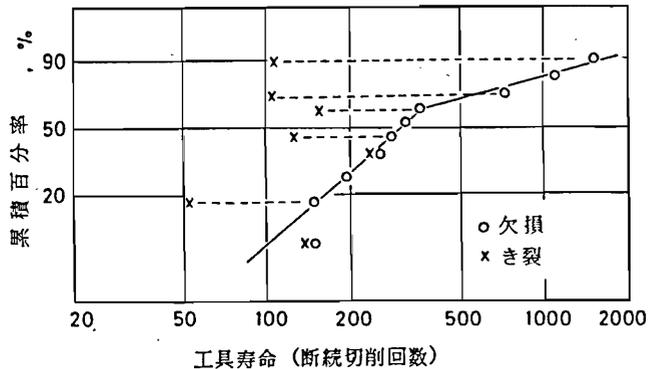
図5-30 切削終了時における切りくず生成挙動の観察例

置までは定常切削状態であり、同図では切削力が大きな変化を示す0.8mm程度の位置からの結果を示している。切削力は定常状態から緩かに減少し、図に示す切削距離0.6mm程度から急激に減少し、前述のようにき裂の伝播を生じることから、終端より0.2mm程度前で切削力はほぼ零となっている。同図で、離脱角 $\delta = -10^\circ$ 、 6° の差による顕著な差は見られない。また、主分力より背分力が先に低下するという現象⁵⁻³⁰⁾も見られず、従って、 F/N 値も大きな低下は示していない。



実験条件は図5-27と同じ

図5-31 切削終了時における切削力の推移



被削材：SCH3、工具：P20TA (-5, -6, 5, 6, 15, 15, 0.4)、
 切削条件： $V=50\text{m/min}$ 、 $f=0.07\text{mm/rev}$ 、 $t=1.5\text{mm}$

図5-32 欠損に至るき裂の発生時期と工具寿命

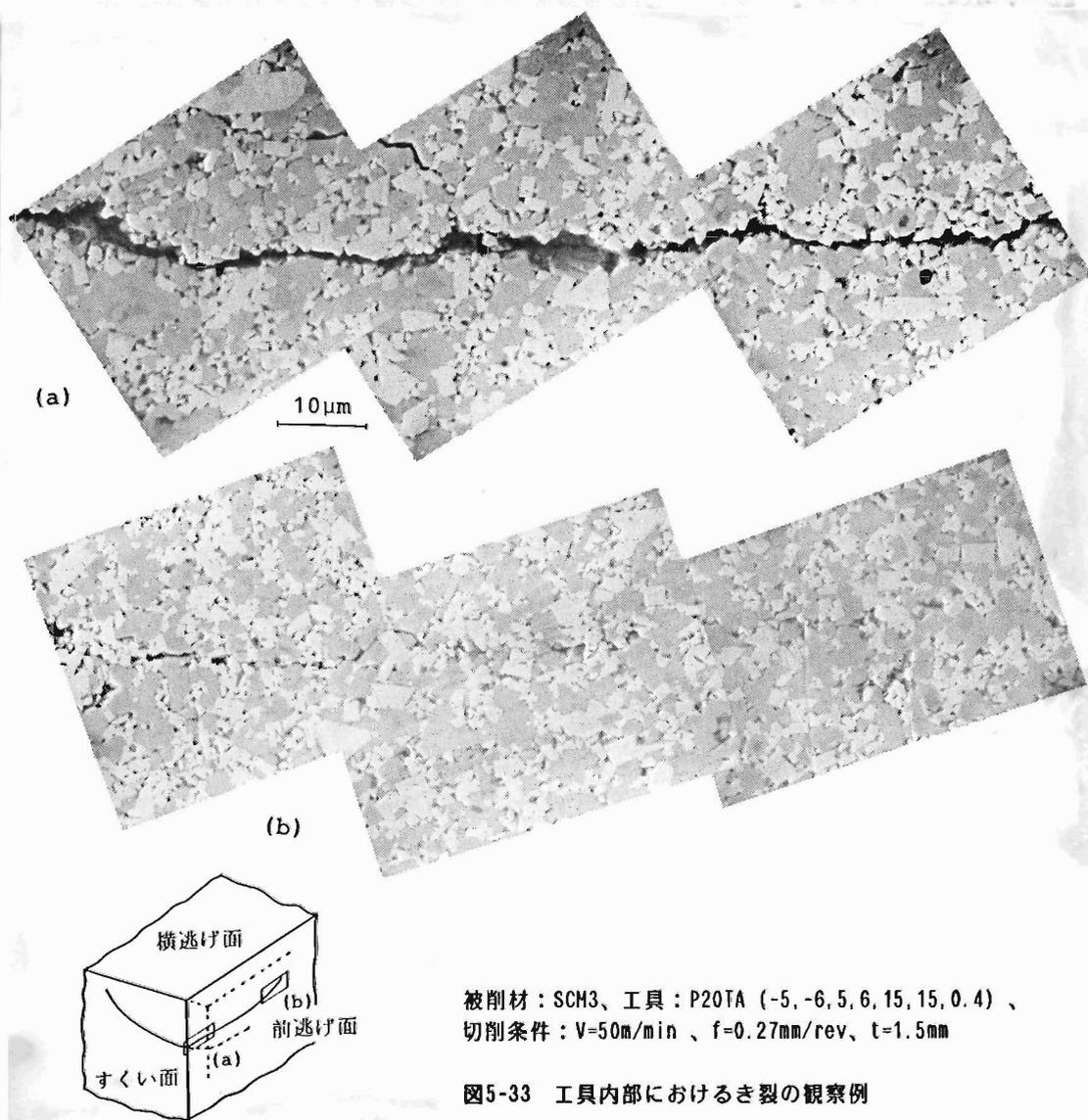
5.3.3 ぜい性損傷の微視的観察

5.3.3.1 欠損に至るき裂の観察

図5-32はぜい性損傷に至るき裂がいつ発生するかを確認するため、断続切削実験中に工具すくい面を観察し、き裂が確認された切削回数および欠損に至る切削回数、すなわち、工具寿命をワイブル確率紙に示したものである。図から、10個の試験中7個までに確実にき裂が欠損以前に見られ、そのうち、5個までが切削回数150回程度の初期に観察されている。このことから、本実験条件のような場合の欠損は、

寿命（工具片の脱落を寿命とする）に至る以前にき裂が観察され、かつ、き裂発生後直ちに寿命に至るのではなく、き裂発生後も十分切削可能であり、従って、き裂の発生、伝播過程をもつことが推察される。詳細には10倍という低倍率での観察であること、また、切りくずの擦過痕により観察し難い場合などがあることから、実際にはさらに早い段階で、かつ、確認されなかった3個についても発生している可能性が推測される。

すくい面ではき裂の微視的状态が明確ではないことから前逃げ面に平行に研削し工具内部のき裂を高倍率で観察した例が図5-33である。同図中、(a) はき裂の開口



部および(b) はき裂先端の観察で、(a) 中のき裂開口部での欠落は研削時に生じたものである。巨視的には図2-9 に示したようにき裂はほぼすくい面に垂直であるが、微視的には波状となっている。また、き裂開口部では分岐したき裂、あるいは粒子の抜けた領域が見られ、これが、切削時か、観察のための研削時に生じたものかは明確ではない。き裂先端では炭化物粒界あるいは炭化物とCo相界面を伝播している様子が観察される。

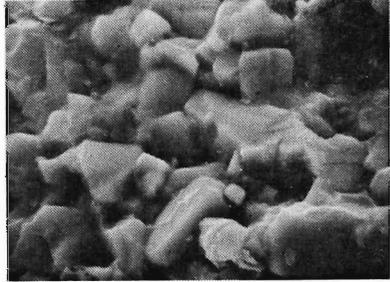
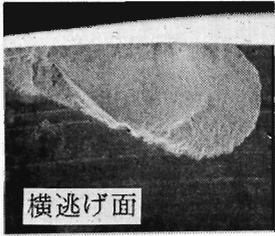
5.3.3.2 欠損破面の観察

図5-34は横切れ刃での欠損について破面観察した一例である。まず、巨視的にみると、曲げ試験時にみられるような放射線状の破面形態は見られず、貝殻状あるいは耳状の破面となっている。また、高倍率観察でも図3-21のような粗大粒子、ポアといった明らかな欠陥は見当たらない。

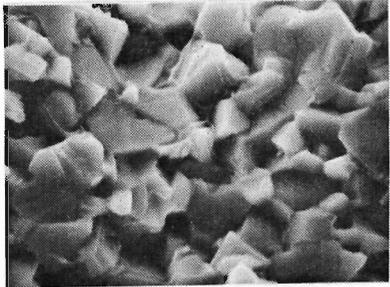
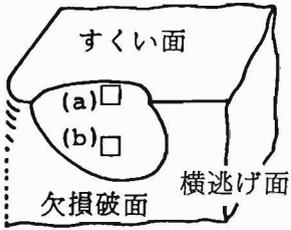
微視的にみると、図中に示す観察位置で(a) のすくい面極近傍では破面そのものは鮮明ではないが炭化物上にCo相がみられ、粒子単位で凹凸になっていること、また、前述のき裂観察などを合せて考えると、この領域では粒界、界面Co相内での破壊が支配している様子がうかがえる。一方、(b) のすくい面から離れた領域では破面はシャープであり、炭化物上のCo相が鮮明に観察されるとともに、巨視的破面に平行に近い状態でリバーパターンを有する粒子が観察され、粒界、界面とともに粒内で破壊が生じていることが認められる。しかし、すくい面からさらに離れ、すくい面に垂直ではなく、逃げ面方向への傾きを有する領域の破面では粒内破壊は減少していた。

次に、図5-35は前切れ刃から欠損し、ノーズ部が脱落している場合の破面観察例である。欠損の起点と考えられる前切れ刃近傍の高倍率観察(b) では炭化物が粒状に観察されるが、欠損そのものはこのような炭化物個々の脱落あるいは石垣状態のくずれではなく、き裂の伝播を伴っていることがうかがえる。このき裂伝播時の破面の微視的様相については前述の横切れ刃側での欠損と同様である。

超硬合金に関する欠損破面の特徴は他の工具材料あるいは切削条件が異なってもほぼ同様であり、曲げ試験時に見られる欠陥を起点とする破壊ではない。しかし、欠陥は確率的分布を有することから、欠陥らしき状態が観察される場合があり、図5-36はその一例で、すくい面近傍で大きい粒子が観察される場合である。低倍率観察では図3-22のような放射線状らしき破面形態が観察されるが、曲げ試験時のよ



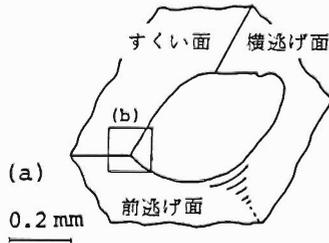
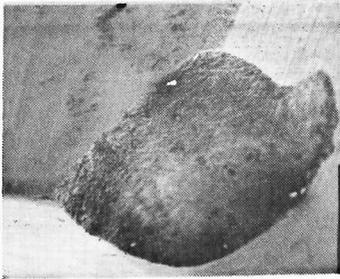
(a) 3μm



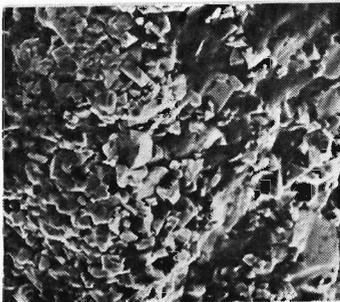
(b)

被削材：SCM3、工具：P20TA (-5, -5, 5, 5, 15, 15, 0.8)、
 切削条件：V=21m/min、f=0.17mm/rev、t= 2.5mm

図5-34 横切れ刃欠損破面の微視的観察例



(a) 0.2 mm



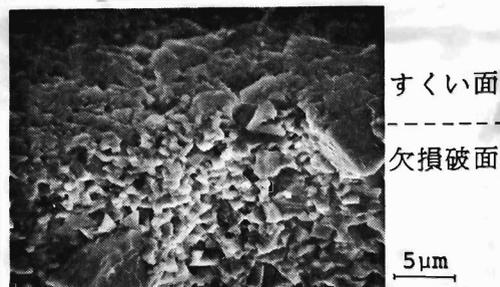
(b)

5μm

被削材：SCM3、工具：P20TA (-5, -6, 5, 6, 15, 15, 0.4)、
 切削条件：V=50m/min、f=0.27mm/rev、t=1.5mm

図5-35 前切れ刃欠損破面の微視的観察例

うに大きな起伏はなく、かつ、大きい粒子近傍に平坦部は見られず、欠損に直接的に関与しているようにはみられない。



被削材：SCM3、切削条件：V=50m/min、
f=0.27mm/rev、t=1.5mm
工具：P20TA (-5, -6, 5, 6, 15, 15, 0.4)

図5-36 欠損破面に観察される粗大粒子

5.3.4 シミュレーション実験におけるき裂の発生挙動

5.3.4.1 発生き裂の微視的形態

図5-37は押し込み時に生じるき裂の試料表面からの観察例で、同図(a)は光学顕微鏡による巨視的、(b)はSEMによる微視的観察結果である。図5-37(a)より押し込み時に試料側面部近傍で三次元的変形と考えられる様子も見られるが、圧痕外側近傍ではほぼ幅全体に渡って一様なき裂を生じていることがわかる。き裂は巨視的には直線的であるが、微視的に見ると炭化物粒界に依存して波状となり、主に、炭化物粒界あるいは炭化物とCo相界面を伝播していることがわかる。

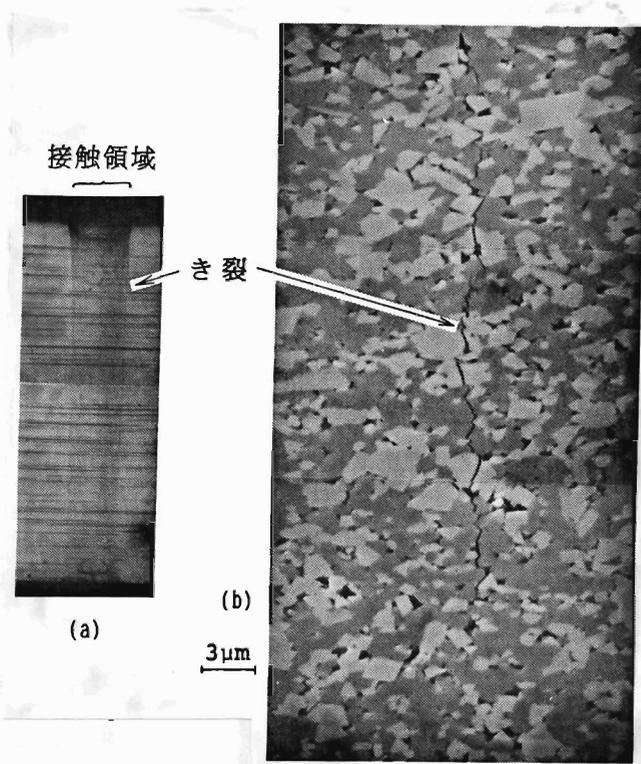


図5-37 押し込み試験時に発生したき裂の観察例
(工具材料：P20PA)

次に、図5-38は試料側面を研削、研磨し、試料内部でき裂を長さ方向に観察した例で、き裂は試料表面にほぼ直角に伝播していること、また、同図では十数μmのき裂が観察される。

さらに、図5-39は押し込みによるき裂導入後、第3章の K_{Ic} 測定と同様の三点曲げを行い試料を破断させ、押し込みによるき裂の破面（同図 a）および比較のためこの曲げ時に生じた破面（同図 b）を観察した例である。前述のようにき裂長さは十数 μm あることから、押し込みによって生じたき裂先端から破断を生じる。同図(a)の破面では炭化物表面上に Coが確認され、炭化物の粒内割れを示すリバーパターンが観察されない。一方、(b)では粒内割れが観察される。従って、前述の試料表面、試料断面のき裂観察結果とを総合して押し込み時におけるき裂は炭化物粒界あるいは炭化物と結合相との界面を伝播するものと言える。

一方、圧痕下においてもマイクロき裂、あるいはマクロき裂が観察される。まず、図5-40は圧痕下の試料表面観察例であり、粒内割れあるいは粒界割れが観察される。この場合、割れは粒径程度の大きさであり、圧痕外側の図5-38にみられるような長いき裂は観察されない。しかし、繰返し負荷を与えると、図5-41(a)に示す明らかなき裂が観察された。同図の繰返し数は400回でいわゆる疲労という概念からすれば非常に初期にあたる。

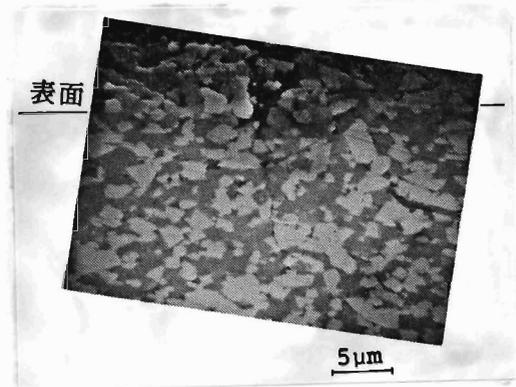


図5-38 押し込み試験時に発生したき裂の内部観察例 (P20PA)

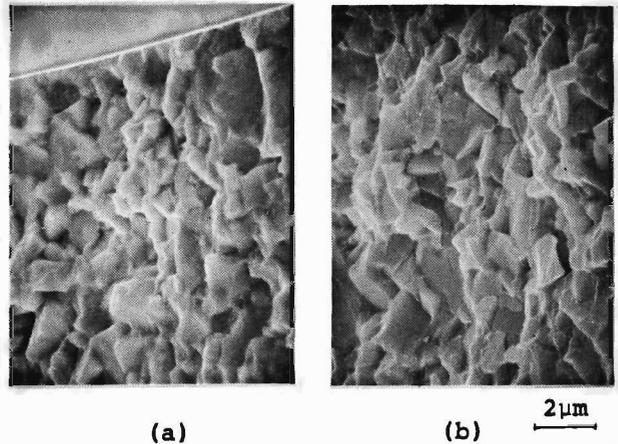


図5-39 押し込み試験時に発生したき裂破面の観察例 (P20PB)

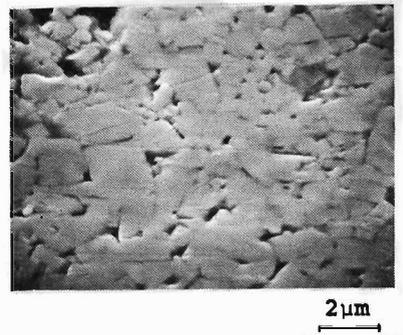


図5-40 押し込み試験時における圧子接触領域の試料表面観察例 (P20PB)

このき裂について前述と同様に破面観察した例を図5-41(b)に示している。同図から圧縮応力場におけるき裂は粒内、および粒界を伝播しており、図5-40に示す表面観察と総合して圧痕下におけるき裂は粒界、粒内などのミクロき裂が繰返し負荷

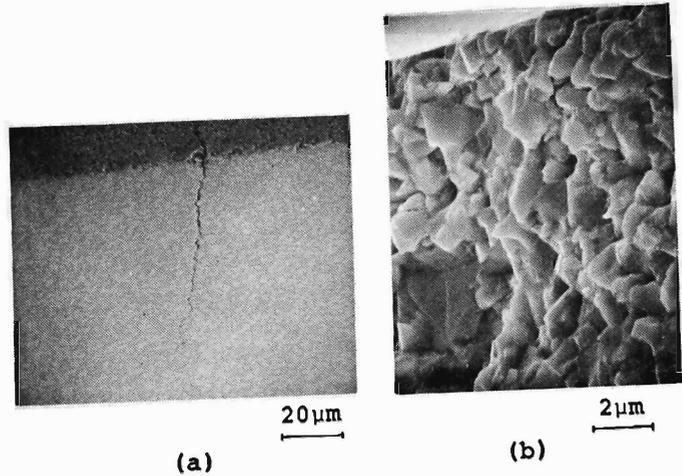


図5-41 圧痕下におけるき裂およびき裂の破面観察例 (P20PB)

により合体したものと考えられる。また、押し込みによるくさび効果で図5-41(a)に見られるように圧痕外側のそれより大きいマクロき裂に成長している。この圧縮応力場における粒内破壊は第3章 3.3.3.2項の圧子押し込み時の圧痕下での破壊様相と類似している。

5.3.4.2 き裂発生限界

図5-42は押し込み荷重および押し込み繰返し数を任意に設定し、試験後の工具顕微鏡観察によりき裂の発生の有無を求めた結果である。ここで押し込み繰返し数の上限はぜい性損傷による工具寿命の検討を主眼としていることから 10^3 回とした。なお、き裂発生の検出にAE信号も用いたがき裂の検出は行えるもののレベルが低く十分な精度ではなかったことから観察により発生の有無を確認した。同図より、同一繰返し数においてき裂が観察される荷重にはばらつきがあるが、平均的には図中に示す実線より大きい荷重でき裂が発生すると言える。ここではこの荷重をき裂発生限界荷重と呼ぶ。このき裂発生限界荷重が繰返し数の増加とともに減少していることがわ

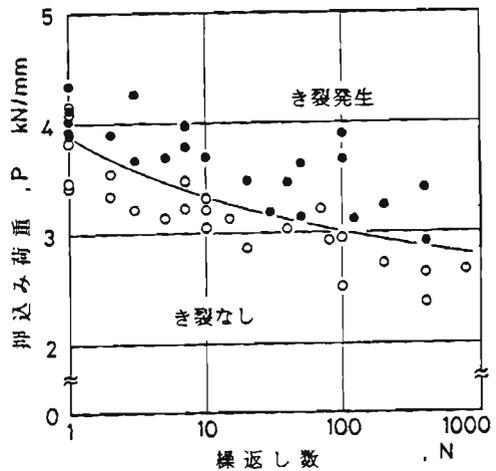


図5-42 押し込み試験時におけるき裂発生限界 (P20PB)

かる。き裂発生限界荷重のばらつきは測定上の問題も考えられるが超硬合金が微視的に不均質な組織であることからこのような組織の状態、すなわち、粒度、粒度分布、あるいは局所的な残留ひずみなどに依存するものと考えられる。従って、繰返し数の増加による荷重の低下も、この微視的組織に基づく残留ひずみ、マイクロき裂などの発生によるものと考えられる。

5.3.4.3 き裂発生限界に及ぼす諸因子

ピッカース圧痕四隅に生じるき裂長さが表面性状の影響を受ける⁵⁻²⁴⁾ と言われていることから、押込み試験においてその影響について検討した結果が図5-43である。図は入庫状態、その表面を 0.1、0.15mm 研削したもの、および 800°C、1 時間真空焼鈍した場合について比較したもので、研削は切込み 2μm 以内、低速で行った。なお、いずれもき裂の観察の容易さからダイヤモンドペーストで鏡面仕上げをしており、焼鈍についてはその後行っている。

同図より、0.15mm 研削あるいは焼鈍によりき裂発生限界荷重が明らかに低下している。これはき裂が圧痕外側の引張り応力場で発生するのに対し、入庫状態では試料表面に圧縮応力が残留していると推察され⁵⁻³²⁾、き裂が発生し難くなるものと考えられる。微小切込みの研削により入庫状態から 150μm 程度表面を除去すると焼鈍試料に近づくことから、研削により残留応力の影響が小さくなると考えられる。

次に、工具材料の影響について検討した結果が図5-44で、P10、P30 種以外については繰返し荷重を与えて

いる。まず、各工具材料間にき裂発生限界荷重の差があること、また、P20 種と K10 種の比較から、材料により繰返し数に対する影響が異なること、すなわち、P20 種の方が繰返し数に対するき裂発生限界荷重の低下が大きいことがわかる。さ

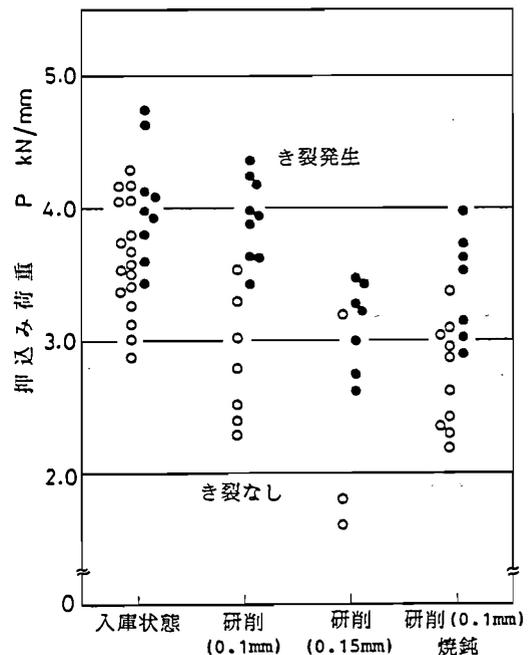


図5-43 き裂発生限界に及ぼす試料表面状態の影響 (K10PB)

らに、K10PA, K10PB 種では第3章で示したように平均粒径が異なり、粒径の小さいK10PA 場合のき裂発生限界荷重が大きいことがわかり、粒径が小さい場合破壊じん性が小さいのに対し、き裂発生荷重では逆に上昇している。

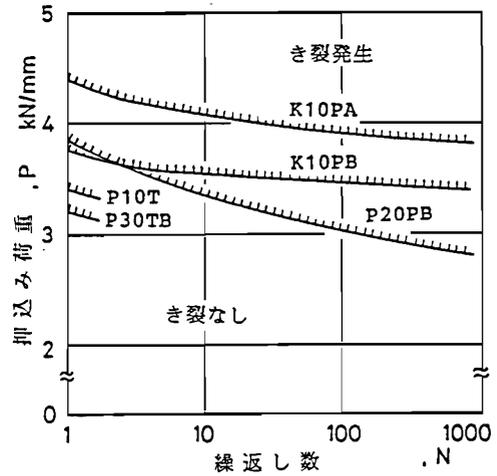


図5-44 き裂発生限界に及ぼす
工具材料の影響

5.4 考察

5.4.1 ぜい性損傷の発生機構

5.4.1.1 破壊の起点

ぜい性損傷の発生場所と考えられるすくい面近傍での破面の微視的形態と押込み試験時に発生するき裂の微視的形態とは類似しており、いずれも曲げ試験時に見られる図3-21のようなポア、粗大粒子と言った明らかな欠陥（以下、粗大欠陥と呼ぶ）を起点とする破壊ではなく、炭化物／結合相界面、炭化物粒界での破壊が支配している。すなわち、超硬合金の微視的に不均質な組織における強度の低い所（以下、組織欠陥と呼ぶ）での破壊が起点となって欠損に至っていると考えられる。このような破壊の起点の変化について、安木⁵⁻³³⁾は超硬合金の寸法効果に関する実験を行い、比較的小さな試料（体積で 1.3mm^3 程度）で2種類の破壊原因があることを指摘している。しかし、そこではポア、粗大粒子以外の第2の欠陥については触れられていない。

一方、超硬合金の破壊としては押込み試験の繰返し負荷時に見られた圧痕中央部近傍でのマイクロき裂の発生、およびその合体と考えられるマクロき裂への成長も全破断に至るならば重要な破壊機構である。また、繰返し衝撃において、多数の結合層の局所的劣化による石垣状態のくずれ破壊という劣化過程も白井ら⁵⁻³⁴⁾により指摘されている。

以上のことから破壊形態を要約すると図5-45となり、図示すると図5-46のようになる。すなわち、破壊の起点となる欠陥とその欠陥からマイクロき裂を発生し、それ

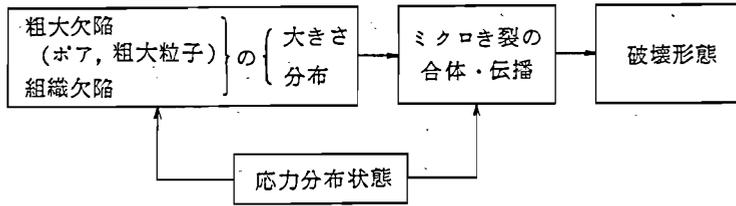


図5-45 破壊の起点および破壊形態

がどのような伝播経過をたどるかによって、破壊形態が変化し、それらに対し応力分布状態が大きな影響を持つと考えられる。具体的には、第3章 3.4.1項のような初期き裂を有しない曲げ試験では、粗大欠陥からほぼ直接全破断に至る不安定き裂を伝播する

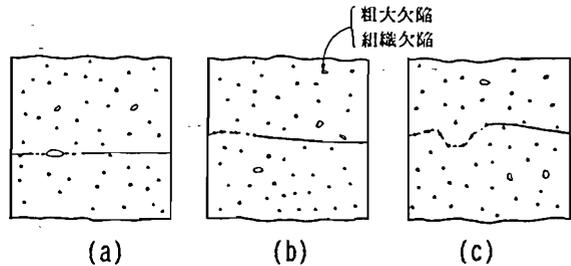


図5-46 破壊形態の模式図

(図5-46(a))。欠損においては、組織欠陥によるマイクロき裂からマクロき裂を発生・伝播し、破壊に至る(図5-46(b))と考えられる。また、先の石垣状態でのくずれは多数のマイクロき裂が、ある瞬間に合体して、一気に全破断至るものと考えられる(図5-46(c))。さらに、マイクロき裂も粒内か粒界かによって微視的形態も変化すると考えられる。

まず、その基礎となる破壊の起点としての欠陥の分布についてであるが、十数ミクロン以下の欠陥を破壊せずに検出する方法がないことからここでは次のような検討を試みた。すなわち、欠損、および曲げ試験時における破壊の発生位置が欠陥の分布に相当するものと考え、その位置を求めた。

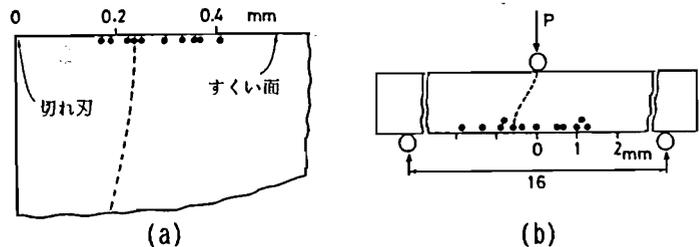


図5-47はその結果を示し、(a)は横切れ刃の欠損の発生位置(欠損

図5-47 切削試験および三点曲げ試験における破壊の発生位置(工具材料: K10TA, K10PA)

の大きさ)を示し、前述のように粗大欠陥はほとんど認められない場合で、(b)の曲げ試験は図3-24に示した結果に対応し、すべてポアあるいは粗大粒子を起点とする破壊である。同図から、発生位置のばらつきに(a),(b)間で大きな差がある。従って、この差を組織欠陥と粗大欠陥の分布の差と考えるならば、欠損時に粗大欠陥が観察される確率が非常に低いことが推定される。

5.4.1.2 発生機構への応力分布状態の影響

まず、曲げ試験では周知のように両支点間で最大主応力は三角形状の分布になるのに対し、切削場では図5-48に示すように工具一切りくず接触部背後で曲げ試験に比べ大きな応力集中を示す。同図は第4章での応力拡大係数算出時と同様な境界条件下で有限要素法により工具すくい面上の主応力分布を求めたものである。なお、同図には押込み試験時における表面での応力分布についても同手法により求めた結果を示している。境界条件については図中に示すように三角形分布を仮定した。同図に示す切削時の応力分布と曲げ試験時のそれとの差、および前述の組織欠陥と粗大欠陥との分布を考え合せると、切削時に応力集中領域に粗大欠陥がある確率は低く、組織欠陥によりマクロき裂を発生することが理解される。

この場合、組織欠陥によりマクロき裂が発生する条件が問題となるが、ここでは押込み試験との類似性からこの点について検討する。図5-48から押込み試

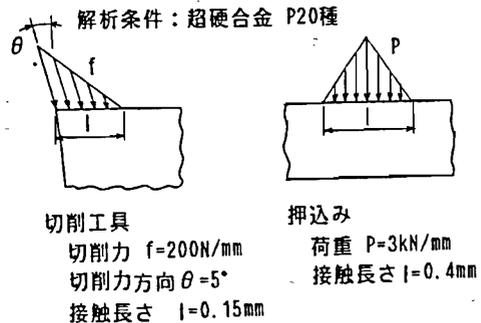
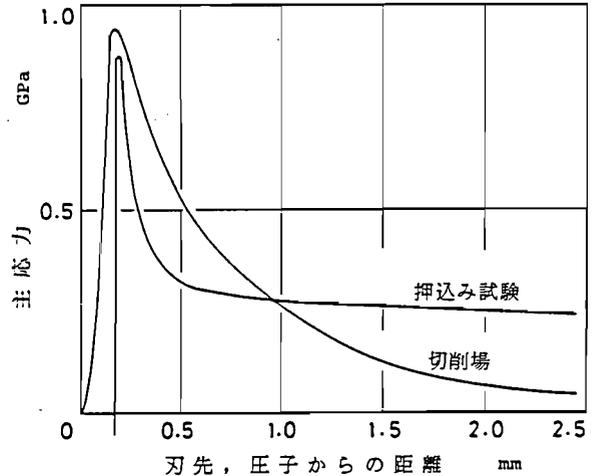


図5-48 切削工具すくい面および押込み試験時における試料表面の主応力分布の解析例

験時では切削場よりさらに顕著な応力集中をき裂が観察される圧痕外側で生じていることがわかる。しかし、切削力としては比較的小さな場合を想定していることから、応力としては切削場でも十分生じる値である。

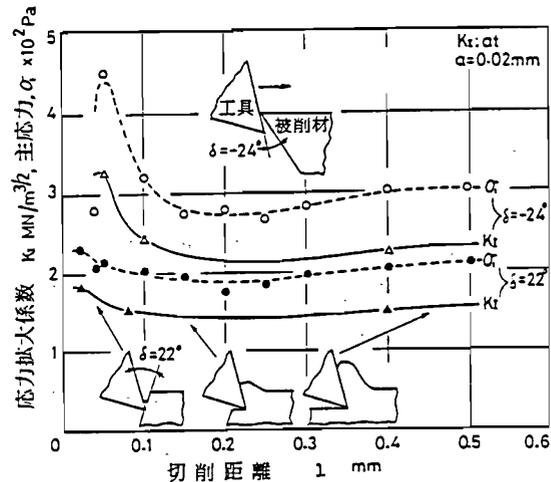
このことから、押込み試験時あるいはぜい性損傷に至る破壊の発生は図5-46(b)のように、局所的な応力集中領域で組織欠陥によりマクロき裂を生じ、その伝播によりぜい性損傷に至ると考えられる。一方、曲げ試験では、局所的な応力集中を生じないことから粗大な欠陥の存在する確率が高く、この欠陥を起点として図5-46(a)のように全破断に至るものと言える。

無論、図5-36のように粗大欠陥が存在する場合、あるいはぜい性損傷の発生は過渡的切削段階であり、前述の欠損位置近傍は定常切削時には高い圧縮応力場にさらされることから、図5-46(c)あるいは(a)のように多くのマイクロき裂の発生あるいは局所的な合体が想像される。しかしながら、これらは工具寿命の変動をさらに大きくする要因にはなるが、一般的欠損の起点とは考えられない。

従って、図5-46(a)、あるいは(c)のような破壊形態をとる試験方法、例えば、曲げ試験でぜい性損傷に関するじん性の評価方法は適当ではなく、破壊の発生に関する限りでは本研究で提案した押込みによる方法が有用と考えられる。

5.4.1.3 発生時期と損傷形態

まず、極低速二次元切削における切削力、工具-切りくず接触長さの測定結果を用いて過渡的切削過程における応力拡大係数 K_t およびすくい面最大主応力 σ_1 の推移を有限要素法解析により求め、欠損の発生時期について検討を試みた。その結果が図5-49で、 K_t については超硬合金P20を想定し、き裂長さ $20\mu\text{m}$ の場合の値を示している。

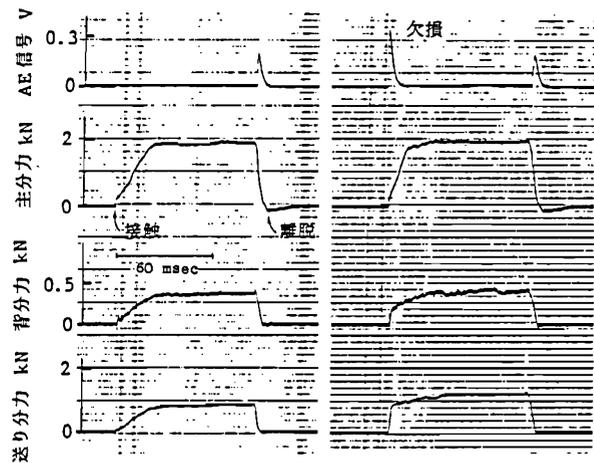


実験条件は図5-27と同じ

図5-49 切削開始時における応力拡大係数およびすくい面最大主応力の推移

同図より、切削開始直後に K_I の最大値が現れていること、また、入口角 -24° の方が 22° よりその値は大きいことがわかる。なお、図5-49に示す切削距離 $L=0.5\text{mm}$ 以後については一部についてしか行っていないが、切削力、接触長さ、 F/N から図中に示す値以上のものは生じない。 K_I の最大値の現れる時期は前項 5.3.2.2の結果から、すくい面上で切込み位置まで被削材と接触し、切削力の急激な立上がり飽和する段階、すなわち、切りくず生成のせん断変形域が形成される時期に相当する。 F/N からみればこれ以後低下し、前章でのぜい性損傷に及ぼす合成切削力方向の影響の検討から K_I は大きくなると考えられるが、切りくず流出に伴う接触長さの増加と切削力増加率の減少により、結果として K_I は大きくならない。従って、この K_I の最大値の時に欠損を生じるものと考えられる。図5-25に示した欠損の大きさが切込みかそれより少し大きいところとなるのはこのことに対応するものと推察される。また、入口角の小さいときに K_I が大きくなるのは、前述の切りくず生成過程の差から図5-29で示したように F/N が小さい、すなわち、合成切削力方向が小さいことによると考えられる。

旋盤を用いた断続切削時における欠損も、基本的には同様と考えられる。すなわち、前切れ刃側からの欠損の場合、図5-12に示した前切れ刃上の工具-切りくず接触端(0f)からノーズとは逆方向に離れた位置で引張り応力場を生じ、また、横切れ刃での欠損においては過渡的切削時の工具-切りくず接触領域後方で引張り応力場を生じ、このときの



被削材：SCH3、工具：P20TA、切削条件
 $V=22\text{m/min}$ 、 $f=0.2\text{mm/rev}$ 、 $t=2.5\text{mm}$

図5-50 断続切削時における欠損のAE信号による検出例

K_I が切削過程において最大になり、欠損に至るものと考えられる。図5-50に断続切削における欠損時およびその直前のAE信号および切削力の測定結果を示すが、前述の図5-23と同様、切削開始直後の切削力の直線的な立上がりが飽和する段階で欠損を生じていること、また、損傷時の切削力、特に、背分力、送り分力が大きく変化していることがわかる。なお、図中の離脱時のAE信号は離脱時における

negative shearによる被削材からのAE信号と推察され、このことに関しては後章で述べる。

また、切削諸条件により、前切れ刃側からの K_I が大きくなるか、横切れ刃での K_I が大きくなるかにより欠損形態が変化するものと考えられる。この形態変化について、これまでに述べているように過渡的切削挙動が三次元的であり、十分把握されていないことから、定量的には検討しえない。ただ、図5-16で述べたように、横切れ刃側からの接触を生じる扇状被削材では横切れ刃側からの欠損が、また、前切れ刃側からの接触となる板材では前切れ刃側からの欠損が多いことは、接触時における K_I の最大値の生じる位置の変化が接触状態に依存していることを示しているものと考えられる。

5.4.2 破壊力学に基づく解析結果との比較

5.4.2.1 比較方法

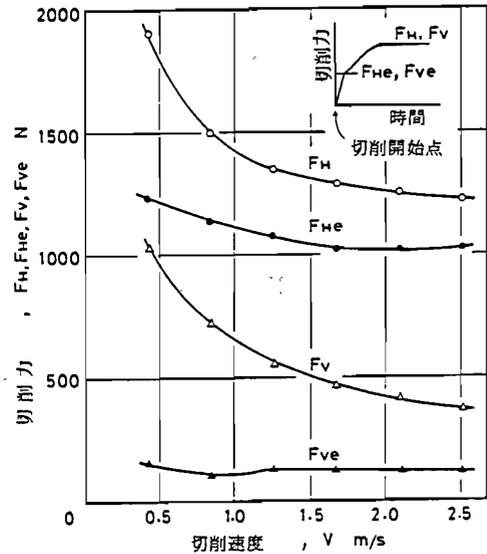
本章での実験的検討で切削工具のぜい性損傷がき裂の発生・伝播を伴っていることから、破壊力学的手法の適用の妥当性が定性的には示された。そこで、本項では解析結果と実験結果との定量的比較を行い、解析手法の妥当性を検討する。比較に際して、まず、解析は二次元であることから、断続切削実験で横切れ刃に一樣な接触状態を生じる場合（図5-2c）を二次元として近似する。また、比較は、材料内に潜在するき裂で破壊じん性値に達し1回の切削で欠損する初期欠損と、断続切削時における繰返し負荷により疲労き裂が進展し、欠損に至る場合に大きく分かれる。

まず、初期欠損については欠損が生じる切削条件下での応力拡大係数 K_I が破壊じん性 K_{Ic} に達しているかどうかについて検討すればよい。すなわち、欠損そのものがばらつきを有することから、断続切削回数5回以内の切削開始初期に発生する場合を想定し、欠損率50%の時における K_I （これを K_I^* とする）を求め、破壊じん性との比較検討を各工具材料について行った。切削条件としては、切削速度を変化させた場合について検討した。切込みあるいは送りの変化では、（送り）/（切込み）比の大きな場合に5.3.1.1項で述べたように前切れ刃を含む欠損で三次元的になること、また、送りの小さい場合には切れ刃状態の影響、およびチップングと欠損との判別が難しいことなどから切削速度を変化させた。

次に、欠損に起因する工具寿命については第3章で疲労き裂進展特性の得られて

いる工具材料を対象とした。この中で P20種については前述と同様に切削速度を変化させた時の寿命と解析寿命との比較検討を行い、さらに、工具材料間の寿命については同一切削条件下での比較を行った。

図5-50に示した欠損の発生時期の検討から、応力拡大係数 K_I の算出は切削力の立ち上がりが飽和する段階での切削力の測定結果を用いて行った。図5-51はK10TA についての切削力の測定結果を示し、切削力の立ち上がりが飽和する段階、および定常切削時の値を示している。他の工具材料についてはこの切削力の立ち上がり段階での値は工具材料間で差はないと考え、図5-51に示したK10TA の値を用いた。工具すくい面応力分布は、工具が刃先から接触を開始する場合を想定していることから定常切削時に近いとし、前章と同様に三角形分布を想定した。さらに、その接触長さは実験における欠損位置の主応力が最大となるよう決定した。ここでの欠損時の切削速度は比較的低速であることから、前章で述べたように熱の影響については小さいと考え、考慮していない。



実験条件は図5-49と同じ(K10TA)

図5-51 切削開始時および定常切削力に及ぼす切削速度の影響

初期き裂長さについては、仮定せざるを得ず、ここでは 5.3.2.1項における欠損実験結果をもとに推定すると $6\sim 10\mu\text{m}$ の値が得られることから、 $8\mu\text{m}$ と仮定した。

以上の境界条件下で有限要素法を用いて K_I を算出した。その具体的な解析方法、解析モデルは前章と同様である。

5.4.2.2 初期欠損

表5-4 は断続切削回数5回以内の切削開始初期に発生する初期欠損について、切削速度を変化させたときの欠損割合を求めた結果である。各条件とも6点以上の実験点から求めたもので、実験条件は表中に示している。なお、セラミック工具に通常施されているホーニングは研削により除去し、工具材料間の刃先形状をそろえ

た。欠損形態はセラミックの高速時に前切れ刃を含むものが一部見られた以外はすべて前述の横切れ刃での欠損であった。

表5-4 より、切削速度の増加とともに各工具材料とも欠損率がほぼ低下し、欠損を生じていない K10種を除けば破壊じん性の大きい材料ほど高速側での欠損を生じにくい傾向が見られる。また、セラミック、P10、P20、P30 種の順により高速での欠損を生じ難くなり、図5-22で示した結果および従来知られているこれら工具材種間のじん性の差と一致する。なお、P30、K10 種では $V=25\text{m/min}$ 以下の時には切りくずの溶着が観察されたが、その欠損への影響は明らかではなかった。

表5-4 工具材料の初期欠損率

切削速度 m/min	P10T	P20TA	P30TB	K10TA	セラミック
17	75	100	12	0	100
25	67	67	20	0	100
37.5	50	45	0	0	100
50	22	0	-	-	100
100	0	-	-	-	67
150	-	-	-	-	13
200	-	-	-	-	0
250	-	-	-	-	0

切削条件：送り $f=0.2\text{mm/rev}$ 、切込み $t=2.5\text{mm}$ 、
 工具形状：(0, -6, 0, 6, 15, 15, 0.4)

表5-4 の各工具材料間における欠損傾向について、欠損率50%の時の切削速度における K_I (K_I^*) を求めた結果を表5-5 に示す。同表にはそのときの切削速度、単位切削幅当たりの合成切削力および前述の表3-5 の K_C^* を K_C として示している。合成切削力方向は切削速度の増加により実験範囲で $\theta=4^\circ \sim 7^\circ$ へ変化するが、ここでは $\theta=5^\circ$ 一定とした。さらに、き裂、すなわち、欠損の発生する位置は実験結果に基づき、切れ刃から 0.2mm のすくい面上に位置するとした。なお、同表において、欠損率の低い K10TA、P30TB については $V=25\text{m/min}$ の時の値を示した。

表5-5 において、P30TB を除けば K_I^* は K_C に達しており、P30TB の K_I^* が小さいことは欠損率の低いことと対応する。また、セラミックの K_I^* は K_C に比べ大きいのが、これは、欠損を生じることから切削力測定が十分には行えず、超硬合金の結果を用いていること、また、他の材種に比べ高速側での欠損であることから、切削温度の

表5-5 欠損率 50%の時の応力拡大係数

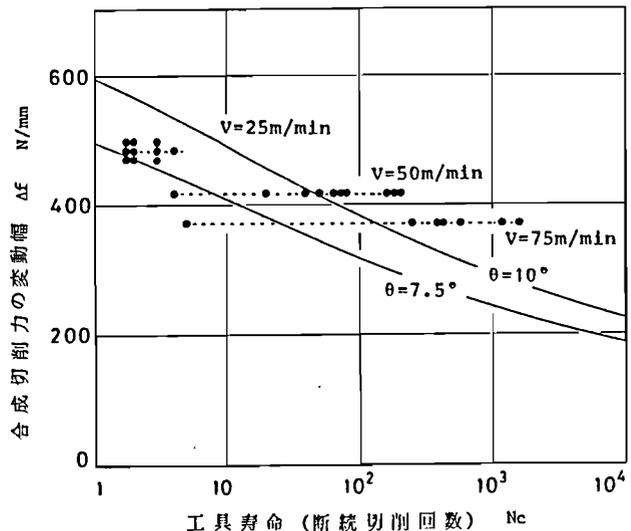
工具材料	P10T	P20TA	P30TB	K10TA	セラミック
切削速度 m/min	37.5	30	(25)	(25)	120
切削力 N/mm	568	583	597	597	500
K_{I^*} MN/m ^{3/2}	10.2	10.8	11.0	11.7	6.9
Kc MN/m ^{3/2}	9.6	10.8	13.1	11.0	4.5

解析条件：初期き裂長さ $a_0=8\mu\text{m}$ ， 合成切削力方向 $\theta=5^\circ$

影響などが考えられる。しかし、K10TA については欠損しないにもかかわらず K_{I^*} は大きく、欠損との対応がつかない。このことはKcが第3章で述べた簡便法によって決定されているという問題も考えられるが、5.3.4.3項で述べた押し込み試験におけるき裂発生限界荷重から次のように考えられる。すなわち、き裂発生限界荷重の工具材料間での差が材料の組成とともに潜在欠陥の大きさの差を示すものと考えられ、図5-44で述べたようにK10PA はき裂発生限界荷重が他の工具材料に比べ大きいことから潜在欠陥が仮定した値より小さく、従って、 K_{I^*} も小さくなるものと考えられる。さらに厳密には、初期き裂長さの評価が必要である。

5.4.2.3 工具寿命

超硬合金P20 種の欠損に起因する工具寿命について検討した結果が図5-52であり、図中、実線は解析値を、また、●は図5-21に示した実験による寿命値を、縦軸を合成切削力にとり示したものである。なお、こ



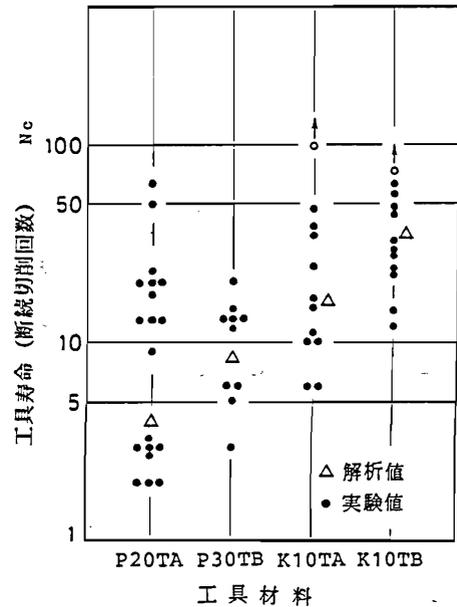
実験結果は図5-21に対応

図5-52 断続切削時における工具寿命の解析値および実験値の比較

こでの解析に必要な疲労き裂の進展速度に関する定数 C, m は第4章で述べた平均的な値を、また、疲労破壊じん性 K_{fc} は表3-6 に示す値の平均値を用いた。切削力については前述の初期欠損と同様に実験値を用い、合成切削力方向は切削速度の影響を考慮して $\theta=7.5, 10^\circ$ の場合を示している。両結果を比較して、実験値は低速側で $\theta=7.5^\circ$ 、高速側で $\theta=10^\circ$ の解析値に近い値をとり、切削速度の増加による θ の増加と良い対応を示している。詳細には高速側で実験値が大きく、切削温度あるいは第3章で述べたような K_{fc} の評価の問題が考えられる。

さらに、疲労き裂進展特性の得られている他の工具材料について、図5-22の実験結果を用いて、解析寿命と比較した結果が図5-53である。同図でK10TA については初期欠損の場合に述べたことから初期き裂長さについては $4\mu m$ と小さく仮定した。同図から、解析結果は各工具材料間での実験的工具寿命の差と一致することがわかる。

以上、実験条件として限定された範囲ではあるが、工具材料の破壊じん性値を求めること、また、切削条件下での破壊力学パラメータを算出することにより初期欠損あるいは欠損に起因する工具寿命が解析的に取扱えることがわかった。



実験結果は図5-22に対応

図5-53 断続切削時における工具寿命の解析値および実験値の工具材料間での比較

5.5 結言

切削工具におけるぜい性損傷について、断続切削実験による損傷形態と工具寿命の把握および破面の微視的観察、また、極低速二次元切削実験による損傷の発生時期の検討および過渡的切削機構との対応、さらに、押込み試験によるき裂の発生機構のシミュレーション実験を行い、次のことが明らかとなった。

(1) 断続切削における機械的要因を主因とするぜい性損傷の形態は前切れ刃側から

の欠損と横切れ刃側での欠損に大別される。前者については前切れ刃上での工具一切りくず接触端が、後者では横切れ刃から離れたすくい面上の位置が欠損の起点になる。また、工具寿命は欠損の起点、き裂の進展方向などに依存して変化する。

- (2) 極低速二次元切削実験時において、欠損はAE信号、切削力を用いて検出することができる。また、過渡的切削挙動を検討したところ、切りくずが流出を開始するまでの間に切削力、工具一切りくず接触長さが大きく変化し、刃元から接触する場合は刃先から接触する場合に比べ、工具すくい面垂直力 N と摩擦力 F との比 F/N が小さくなることがわかった。
- (3) 断続切削では工具寿命に至る以前に工具すくい面にき裂が発生し、このき裂の伝播により欠損を生じるに至ることが観察される。また、き裂は破面解析によりすくい面近傍では炭化物粒界、あるいは炭化物とCo相との界面を進展し、すくい面から少し離れた領域では炭化物粒内を伝播することがわかった。
- (4) 工具材料への押込み試験において発生するき裂の微視的様相は前項の損傷時のそれと対応すること、また、き裂発生荷重は主に押込み繰返し数、試料の表面状態、工具材料に影響されることが明らかとなった。
- (5) 前項までの結果に基づきぜい性損傷の発生機構を検討した結果、切削時における工具内応力集中により工具材料の微視的な組織欠陥からき裂を発生、伝播する。また、過渡的切削過程における応力拡大係数を求めた結果、工具-被削材接触直後に応力拡大係数の最大値を生じ、この時期が欠損の発生時に対応することがわかった。
- (6) 破壊力学に基づく解析結果を初期欠損およびぜい性損傷に起因する工具寿命について比較検討したところ、実験結果と解析結果が良い対応を示すこと、また、このことから、切削工具のぜい性損傷に対して破壊力学の適用による解析的取扱が可能である。

第6章 ぜい性損傷の予測と評価

6.1 緒言

切削工具の信頼性向上あるいは切削加工の自動化を図る上において、ぜい性損傷の予知・予測は大きな課題である。予測方法としては解析的方法と実験的方法がある。第5章までに、切削工具のぜい性損傷の中で特に機械的要因に基づく欠損に対して、破壊力学の適用による解析的検討結果を示し、その妥当性を実験的に確認した。従って、解析的予測は基本的に可能であると言える。この解析的方法は工具材料の信頼性向上あるいは改良・開発に際して重要と考えられる。

しかしながら、欠損に起因する工具寿命は非常に大きな変動を示すこと、また、加工工程における切削条件や被削材の変化など考慮要因が多く、寿命の変動を含む予測となると損傷の進行状態が実切削時に把握し得ない限り、実用上の工具交換時期の解析的予測には多くの課題がある。すなわち、切削場における力学的環境パラメータを求めるには、切削諸条件、特に、過渡的切削状態下での工具境界条件が必要になる。これは切削機構の理論的予測の問題でもあり、基本的な二次元切削については、被削材の流動応力特性と工具面の摩擦特性を用いて、有限要素法による弾塑性解析により予測されつつある⁶⁻¹⁾。しかしながら、三次元切削、欠損が問題となる不連続型切りくず生成時、さらには過渡的切削段階についての理論的予測は現状では不可能であり、それらの切削機構についてさらに多くの検討が要求される。また、工具材料内の潜在欠陥の大きさの評価という問題も残されている。従って、現在のところ、実切削以前に予測することはできず、実用面から切削諸状態のインプロセス測定による時系列的把握が望まれる。

そこで、本章では、工作機械の制御機能の発達を背景として、欠損のインプロセス検出による実験的予測方法、すなわち、アコースティックエミッション(AE)信号に着目した欠損のインプロセス検出およびそれによる工作機械の制御の可能性を検討する。AE信号については第5章における実験的検討で述べたとおり、検出AE信号と欠損が対応することからインプロセス検出には有用と考えられる。

具体的には、一般に工具損傷の検出が困難とされている断続切削について、市販のAE信号検出装置と数値制御旋盤(以下、NC旋盤)用に試作した制御装置を用

いて、工具のぜい性損傷に伴い発生するAE信号を検出、処理し、工具損傷の検出について検討する。さらに、切削中の工具損傷に伴って発生するAE信号レベルの定量的評価を行うため、工具材料の曲げ試験などを行い、工具の破壊に伴って検出されるAE信号と切削中の工具損傷によるAE信号との関係についても検討する(6-2,3)。

6. 2 実験方法

6.2.1 インプロセス検出の概要

工具損傷のインプロセス検出の手法としては基本的にはITVカメラ⁶⁻⁴⁾を用いて工具面を直接観察する直接的方法と、工具の摩耗や欠損に伴って生じる切削力⁶⁻⁵⁾、切削温度⁶⁻⁶⁾、振動⁶⁻⁷⁾、主電動機電流⁶⁻⁸⁾などの変化によって間接的に検出する間接的方法があり、これまでに広範な研究、開発が行われている⁶⁻⁹⁾。一般に、直接的方法はポストプロセス検出であり、また、第5章で明らかにしたような、欠損に至る以前に工具すくい面にき裂が観察されるものの切りくずの溶着などによりき裂を前駆現象としてはとらえがたく、実用性に欠けるざらひがある。一方、間接的方法においては測定パラメータ値が切削条件、被削材などに依存することから、損傷検出条件を事前に把握する必要があること、また、それへの影響因子が多いことなどから実用性、信頼性の点で問題がある。さらに、真に対象とすべきは突発的ぜい性損傷の発生以前の予測であるが、現状の手法は損傷後の切削による測定値の変化に基づくものであり、損傷が製品、工作機械に大きな損害を与える場合には機能をなさない。従って、インプロセス検出には多くの課題があり、さらに、実用となるとセンサの取付け、互換性、耐久性などの条件が加わり、多面的検討が必要となる。

ここでは固体の変形および破壊の微視的過程に対応するとして一般に知られているAE信号に着目する。この方法では、超音波やX線のように欠陥を探すのではなく、き裂発生などの破壊そのものを検出するのであり、また、かつ、一般に100~300kHzの高い周波数で電氣的ノイズの影響を受けにくいなど原理的に優れた方法である。一方、信号レベルは低く、かつ、検出器の接合による減衰、また、発生機構そのものは定量的には十分に解明されていないなどの問題があるが、その実用性の検討は重要であろう。

6.2.2 断続切削時における検出および制御

本実験における切削系とAE信号の測定、解析系の概要を図6-1に示す。実験に使用した工作機械はNC旋盤で、第5章と同様の断続切削を行った。使用した工具は超合金工具 P20種およびセラミック工具で、いずれもスローアウェイ型を用いた。刃先形状は(-5, -5, 5, 5, 15, 15, 0.8)である。

使用したセンサは公称共振周波数500kHzのもので、検出した信号はプリアンプおよびディスクリミネータ（主増幅器）内で、それぞれ遮断周波数が100kHzおよび1MHzのハイパスフィルタとローパスフィルタを通して、振動などによる低い周波数ノイズ、電気雑音などによる高い周波数ノイズを除去している。切削実験におけるプリアンプおよび主増幅器による総合増幅率は20dBである。

切削中に得られたAE信号の実効値（平均値）とダイオードによる検波（振幅復調）信号および刃物台の垂直方向加速度を同時にデ

ータレコーダに記録し、解析を行った。ディスクリミネータはAE信号があらかじめ設定したしきい値を越えるとパルス信号を発生し、試作のNC送りオーバーライド制御装置に伝える。この装置はディスクリミネータからのパルス信号を計数し、設定した値に一致するとNC送りのオーバーライドを0%として送りを一時停止させ、同時にブザーとランプでオペレータに知らせる。送りはリセットボタンを押すことにより自動復帰するようになっている。

実験においてはディスクリミネータのしきい値を 0.15 ~ 0.5V に設定し、AE信号がこの値を越えると直ちに送りを自動停止させ、工具顕微鏡を用いて工具損傷の有無を調べた。顕微鏡による工具観察は第5章と同様に切削中も行い、異常を発見した場合は旋盤を非常停止させた。

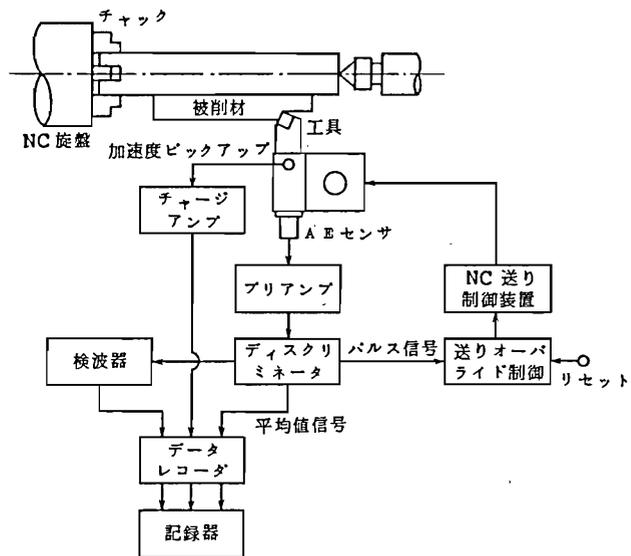


図6-1 実験装置とAE信号計測、処理系の概要

6.2.3 材料試験時におけるAE信号の検出

切削中の工具損傷に伴って検出されるAE信号の大きさを定量的に検討するため、硬さ試験および2種類の曲げ試験を行い、工具材料が変形、破壊するときには発生するAE信号を測定した。

i) 硬さ試験

第3章で述べたように、超硬合金などのぜい性材料のピッカース硬さ試験時に圧痕の四隅からき裂を発生する。そこで、スローアウェイ型工具の四角柱底面(すくい面)にAEセンサ受圧面を圧着した状態で、工具側面(にげ面)にダイヤモンド圧子を押込んだ時に発生するAE信号を検出し、そのAE信号特性と各種工具材料の破壊特性との関連について検討を行った。検出器などは前述の切削実験に用いたものと同じであるが、総合増幅率は60dBである。ダイヤモンド圧子に加えた荷重とAE信号の平均値信号、および検波信号をデータレコーダに同時に記録した。ダイヤモンド圧子の押込み速度は4.9mm/min、圧子に加える荷重は200~900Nとした。

ii) 曲げ試験

ここでは図6-2に示す2種類の試験を行った。第一の方法は三点曲げ試験で図6-2(a)に示すようにU型切欠きを有する試料に準静的な負荷を加え、試料を破断させた。負荷速度は7mm/minで、負荷にはフライス盤のテーブル上下駆動を利用した。試料の大きさは25x8x4(mm)で、支点間距離を20mmとし、中央部に幅約0.8mmのU型切欠きを入れ、その切欠き深さを0.1~2.9mmの範囲で変えることにより破断面積を変化させた。試料破断に伴うAE信号を測定するため図6-2(a)に示すようにアンビル側面にAEセンサを取付けた。また、実験においてはアンビルを圧電型動力計の上に固定し、負荷荷重も同時に測定した。

第二の試験は図6-2(b)に示すように切欠きを有する試料を工具ホルダにチップブレーカを介して固定し、片持ち支持の状態を試料自由端に衝撃的な荷重を加え

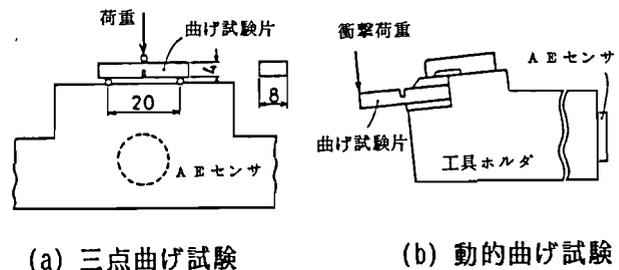


図6-2 破壊試験の概要

て破断させる動的な曲げ試験である。この場合、工具ホルダは旋盤刃物台に固定されており、あらかじめ突起を有する被削材を所要の回転速度で回転させておき、刃物台に手動で縦送りを与えて被削材を試料端点に衝突させることによって衝撃的な負荷を加えた。負荷速度は通常の切削速度に相当する15.7~200m/minである。AEセンサは前述の切削実験と同様工具ホルダ後端に取付けた。曲げ試験に使用した工具材料は超硬合金P10, P20, P30種およびセラミック (Al_2O_3) で、動的な曲げ試験については P20種のみ用いた。

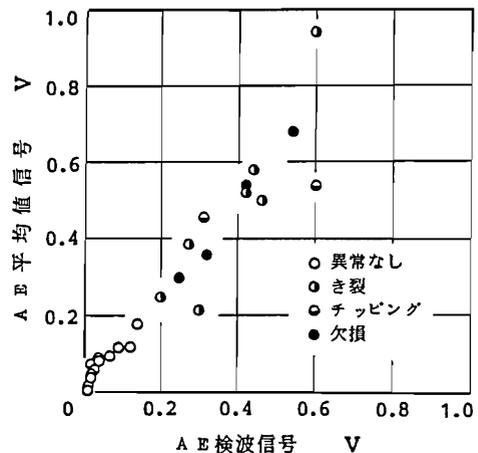
6.3 実験結果および考察

6.3.1 切削時におけるAE信号

6.3.1.1 工具損傷とAE信号

第5章の図5-23あるいは図5-50において、切削工具の欠損とともに、顕著なAE信号が観測され、この信号により損傷を検出し得る可能性が示された。そこで、同一切削条件下において、工具にき裂などの異常が観察されるまで切削を行い、その間の各断続切削サイクルにおけるAE信号（検波信号、平均値信号）の最大値を求め、繰返し実験による工具損傷検出の検討を行った。

図6-3は超硬合金 P20種を用いて切削速度 $V=50\text{m/min}$ 、切込み $t=1.5\text{mm}$ 、送り $f=0.15\text{mm/rev}$ において合金鋼SCH3を断続切削した結果で、いずれも切削回数数回以内で工具損傷が認められた。この実験では、しきい値を 0.15V に設定しており、この値を越えると送りは自動停止する。工具損傷の状態としては、すくい面上にき裂が観察され、その後の切削により欠損片が脱落する場合、1回の断続切削で欠損する場合、さらにチップングが



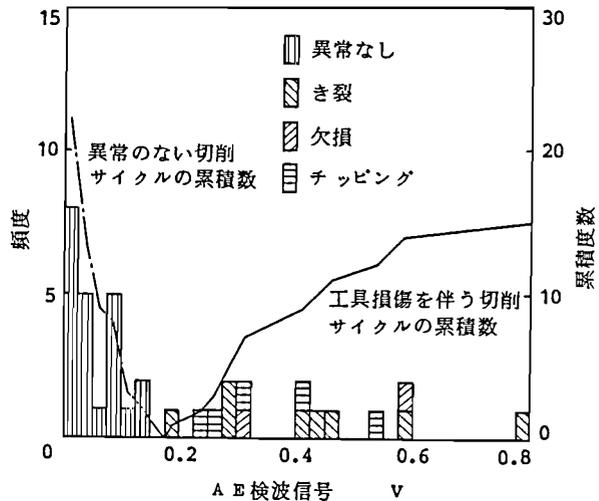
工具材料： P20種、
 切削条件： $V=50\text{m/min}$ 、
 $f=0.15\text{mm/rev}$ 、 $t=1.5\text{mm}$

図6-3 各断続切削サイクルにおけるAE信号の最大値と工具損傷形態の関係

観察される場合などがあり、それぞれの状態を図中に示している。ただし、き裂が検出された場合はその段階で切削を中止している。

図より工具に異常が認められなかった場合のA E信号は検波信号、平均値信号共にほぼ 0.2V 以下であるのに対し、工具損傷が認められた場合の信号は 0.2V 以上になっていることがわかり、き裂発生時で切削を停止するならば、損傷の前駆段階での検出が可能と考えら

れる。図6-4 は図6-3 の結果を検波信号の大きさに対して工具損傷の状態別に頻度と累積度数で示したもので、この図からも、この切削条件においては、検波信号レベルでほぼ 0.2V が工具異常の有無の境界になっていることが認められる。なお、ここで観察された欠損形態については図5-8,9 と同様である。



実験条件は図6-3 と同じ

図6-4 各断続切削サイクルにおけるA E信号と工具損傷の頻度および累積度数

6.3.1.2 損傷検出に及ぼす切削条件の影響

前項は同一切削条件であるのに対し、切込み、送り速度を変化させて実験を行った結果を図6-5 に示す。図は各断続切削サイクルにおけるA E信号の最大値を横軸に、工具が被削材に食込む時の加速度の大きさを縦軸にとり、工具の状態を図6-3 と同様に分類したものである。図より、加速度信号の大きさは切削断面積の増大とともに大きくなっているが、A E信号の大きさは切削条件に関係なく幅広く分布していることがわかる。この場合も、A E信号の大きさ約 0.2V を境界に、工具異常の有無を検出し得る可能性のあることが認められる。

以上は断続切削初期において工具損傷を生じた場合の結果であるが、切削開始後すぐに損傷を起こさない場合におけるA E信号の断続切削サイクルに伴う変化の測

定例を図6-6 に示す。同図は切削速度が $V=50\text{m/min}$ の場合（切削開始後15回目で欠損、および17回目でチッピング）と 200m/min の場合（同 175回目でチッピング）を示しており、 200m/min については10回目ごとにAE信号の値を示している。この場合、AE信号の大きさは切削初期においては先に述べた工具異常の検出レベル 0.2V 以下であるが、次第に大きな値をとり、その後工具損傷に至っている。切削途中でレベルの大きなAE信号が発生した場合、それに対応して工具内になんらかの異常が発生したと考えられるが、本実験での工具顕微鏡による観察ではき裂などの損傷は確認されていない。しかしながら、切削途中でしきい値を越えた大きいAE信号を発生し、送りが自動停止したにもかかわらず、表面に損傷が認められなかった工具について、切削を中断し、工具すくい面をラッピングな

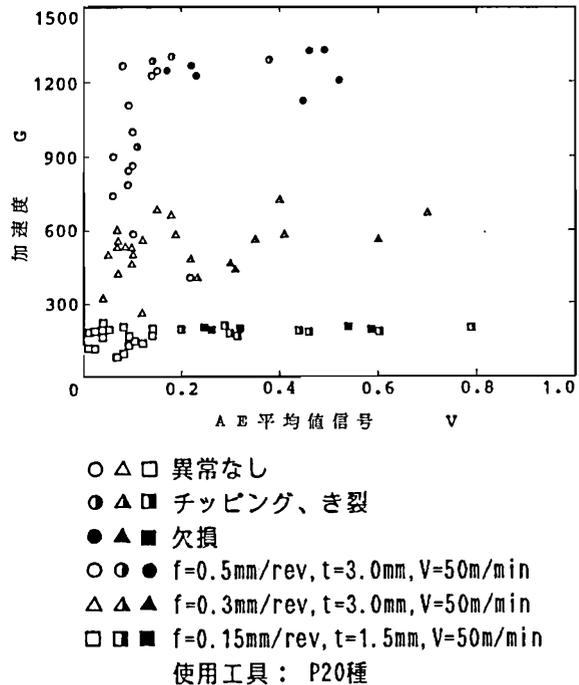
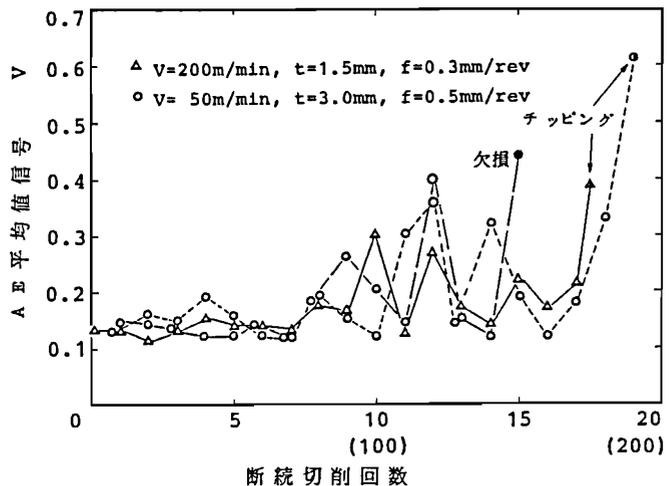


図6-5 異なる切削条件下におけるAE信号、加速度信号と工具損傷形態との関係



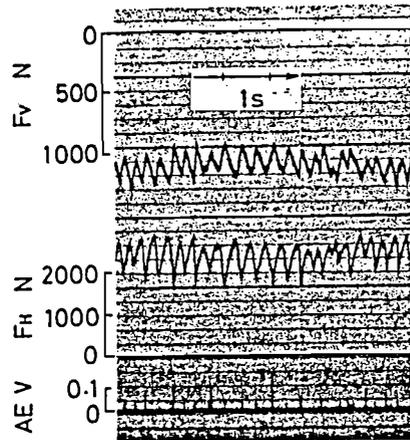
() 内は切削速度 200m/min の場合 使用工具：P20種

図6-6 AE信号の断続切削サイクルに伴う変化

検出されたようなレベルの高い突発型AE信号ではなく、数十mV程度のレベルの低い連続型AE信号が測定されている⁶⁻¹⁰⁾。そこで種々実験条件を変化させた結果、工具損傷に匹敵するレベルの高い突発型AE信号が発生する例としては、せん断型切りくずが生成される場合と、切りくずが仕上げ面あるいは工具に衝突し、見掛け上突発型のAE信号が検出される場合であり、以下、この点に関する実験結果をもとにその特徴について述べる。

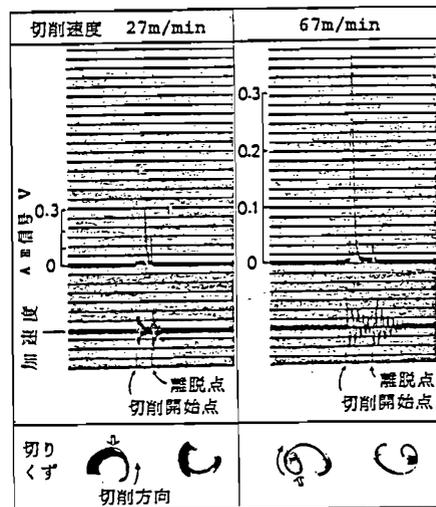
焼入れによってぜい化させた被削材を極低切削速度で二次元切削を行い、せん断型切りくずを生成させた場合に観察されたAE平均値信号と切削力の測定例を図6-8に示す。せん断型切りくず生成初期の塑性変形が支配している段階ではレベルの高いAE信号は検出されていないが、き裂が自由面に一気に貫通し切削力が急激に低下する⁶⁻¹¹⁾最終段階において0.03~0.1V程度の顕著な突発型AE信号の発生が認められる。この信号の発生周期は切りくずから観察したせん断型切りくず生成周期にほぼ一致している。

また、切りくずが仕上げ面、工具逃げ面あるいは工具ホルダなどに衝突することにより、見掛け上突発型AE信号に類似したノイズ信号を発生することがある。これは質量の大きな被削材が断続的に工具に衝突して切削を行っても衝撃による振動周波数は低いのにに対し、質量の小さい切りくずが高い接触剛性で衝突する場合は周波数の高い振動成分を含み得ることによる。



二次元切削：V=116mm/min, t=0.1mm, 切削幅 b=3.1mm、工具：P20種、すくい角 $\gamma = -5^\circ$ 、増幅率：10dB

図6-8 せん断型切りくず生成時に観察されるAE信号と切削力



工具：P20種、切削条件：t=2.0mm, f=0.27mm/rev、増幅率：10dB
工具形状：(-7, 0, -7, 0, 45, 45, 0.4)、

図6-9 切りくずの被削材衝突時に観察されるAE信号の検出例

図6-9 は断続切削時において横切れ刃角を大きくとり、切りくずを仕上げ面へ衝突させた場合に観察されたAE信号の測定例で、加速度信号と切りくずも合せ示している。切りくずは仕上げ面へ衝突することによりそのカール半径が変化（図中、印）していることが認められる。図において切りくずの形からも明らかなように衝突時期は切削速度によって異なっており、右図では切削開始直後、左図では少し時間をおいて切りくずが衝突し、それに伴ってレベルの高い見掛け上のAE信号が発生していることが認められる。なお、図中の離脱時におけるAE信号はNegative shear⁶⁻¹²⁾によるもので、切削終了時においては、工具-被削材離脱時に近づくと、き裂が被削材端面へ急速に伝播し、それに伴って切削力が急激に低下してレベルの高いAE信号が検出される。

このほか切りくずが工具へ衝突することにより見掛け上レベルの高いAE信号が発生する。これは切りくずが衝突する工具位置にあらかじめ緩衝材となり得るものを取付けておくことにより除去し得ることも確認されている。

6.3.2 工具材料の破壊時におけるAE信号

6.3.2.1 押込み試験時におけるAE信号

超硬合金 P20種にダイヤモンド圧子を押し込んだ時の押し込み荷重とAE平均値信号の測定例を図6-10に示す。図より、押し込み荷重の増加に伴いAE信号が繁雑に発生するのが認められ、同時にこの間、圧痕四隅にき裂が発生した。このAE信号は圧子の押し込みによるき裂の発生、成長、あるいは圧子下での塑性変形過程において生じるものと考えられ、押し込み荷重を一定に保持している時にはその発生はほとんど見られない。また、圧子の除荷過程において、AE信号の発生が若干認められるのは、除荷時に圧痕周辺の応力緩和に伴う変形によるものと考えられる。

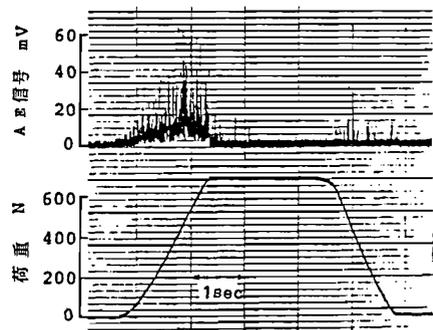


図6-10 ビッカース圧子押し込み時における荷重とAE平均値信号の測定例
(使用工具：P20種)

ダイヤモンド圧子の押し込み荷重が700Nまで上昇する間に検出されたAE平均値信号のピーク値を計測し、その振幅分布を求

めた結果を図6-11に示す。図においては、4回の繰返し実験で得られた各振幅範囲におけるAE平均値信号のピーク値の合計頻度を示している。図より、セラミック工具は全振幅範囲にわたってAE信号の発生頻度が高く、逆に、超硬合金P30種は小さいことが認められる。他の超硬合金P20種、P10種、K10種はこの両者の間に位置している。

一方、押し込みによって発生したき裂長さから考えると、第3章での押し込みによるき裂長さに基づく破壊じん性の測定から明らかのように、破壊

じん性の小さいものほど同じ押し込み荷重でのき裂長さは長い。従って、破壊じん性の小さいセラミック工具ではき裂長さが長いことからAEの発生頻度が高く、振幅も大きいと考えられる。

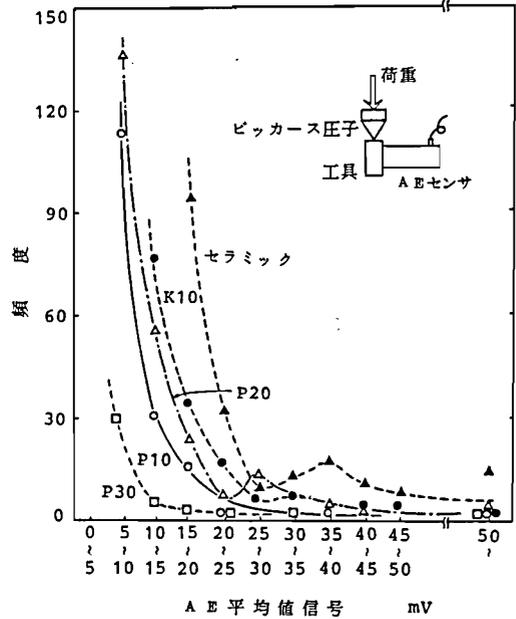


図6-11 AE平均値信号の振幅分布

6.3.2.2 曲げ試験時におけるAE信号

超硬合金P20種の三点曲げ試験を行って得られた負荷荷重とAE平均値信号の測定例を図6-12に示す。図より、負荷荷重が最大となるまでAE信号の発生はほとんど認められず、試料が破断して負荷荷重が瞬間的に零に低下するとともにレベルの高い顕著なAE信号が発生していることがわかる。超硬合金の破壊は通常、ぜい性破壊であり、三点曲げ試験において全破断以前に前章で述べたような複合組織などに依存した微視的、局所的な塑性変形が生じているとしてもその規模は全破断時に比べほとんど無視し得る。従って、破断に至る負荷過程においてはレベ

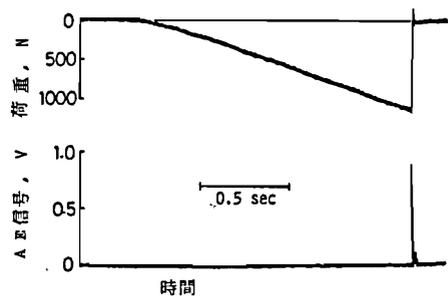


図6-12 三点曲げ試験時におけるAE平均値信号と荷重の測定例 (超硬合金P20、増幅率: 10dB)

ルの高いAE信号は検出されず、全破断に伴って、レベルの高い信号が検出されたものと考えられる。このことは、前項のピッカース圧子押し込みにおいてき裂の断続的な発生、成長に伴って比較的レベルの低いAE信号が断続的に発生する場合とは明らかに異なっている。

三点曲げ試験における試料破断面積と曲げ強さおよび破断時のAE信号の最大値との関係を求めた。図6-13は求めた破断時の負荷荷重と破断面積の関係を両対数軸にとって示した結果である。図より破断面積と破断荷重の関係は両対数軸上で傾きが約1.7の直線で表し得ることがわかる。ここで、破断時の曲げ応力を σ_f とすると、破断面積Aを用いて破断荷重Pは

$$P = \frac{2}{3} \sigma_f \frac{Bh^2}{S} = \frac{2}{3} \sigma_f \frac{A^2}{BS} \quad (6-1)$$

と表される。ただし、S:支点間距離、B:試料幅、h:破断距離である。従って、破断面積に対して σ_f が一定ならば、破断荷重と破断面積の関係は両対数軸上で傾き2の直線であり、実験結果はこの値にほぼ一致している。すなわち、本実験範囲内においては切欠き深さを变化させたことによる切欠き底での応力状態への影響はほぼ無視し得るものと考えられる。

試料破断時に検出されたAE平均値信号の最大値と試料破断面積の関係を求めた結果が図6-14で、図中の○印が三点曲げ試験による結果を、また、●印が動的曲げ試験の結果を表している。

これより試料の破断に伴って検出されたAE信号の大きさは、多少のばらつきは存在するものの破断面積の増加に応じて大きくなっていることがわかる。

片持ち式の動的曲げ試験において、超硬合金P20種試料の破断面積を約 6.7mm^2 とほぼ一定に設定し、被削材の回転速度を变化させて種々の衝突速度で試料を破断

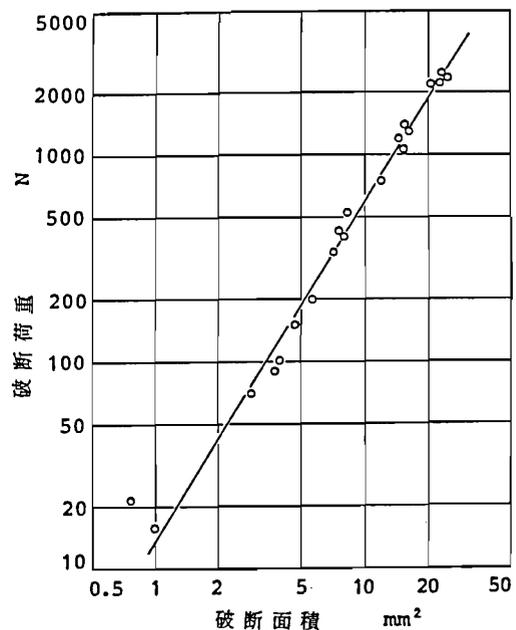


図6-13 三点曲げ試験時における破断荷重と破断面積の関係
(試験工具：超硬合金 P20)

させA E信号を検出した。測定されたA E信号は準静的な三点曲げ試験において得られたものと同様で、試料破断時にレベルの高い突発型A E信号が発生することが求められた。衝突速度を15.7~200m/minの範囲内で5段階変化させて実験を行った結果、検出されたA E平均値信号の最大値には有意な差は認められ

なかった。先の図6-14に示した●印はこの結果を示している。ここで検出されたA E平均値信号の大きさと破断面積との関係を準静的な三点曲げ試験の結果と比較すると、両試験において試料からセンサまでの信号伝達経路が異なるにもかかわらず、同一の破断面積に対してほぼ同じレベルのA E信号が検出されていることがわかる。なお、検出されたA E信号の大きさが衝撃速度に依存せずほぼ一定となるのは、工具材料のように非常にぜい性の高い材料の場合、き裂の伝播速度が非常に速く、従って、切削速度程度の衝撃速度ではA E平均値信号はその影響を受けないことを示しているものと考えられる。

さらに、各工具材料について三点曲げ試験における破断面積と検出されたA E平均値信号の最大値との関係を求めた結果をまとめて図6-15に示す。各工具材料とも破断面積の増加とともに検出されるA E信号のレベルは大きくなり、両者の関係は

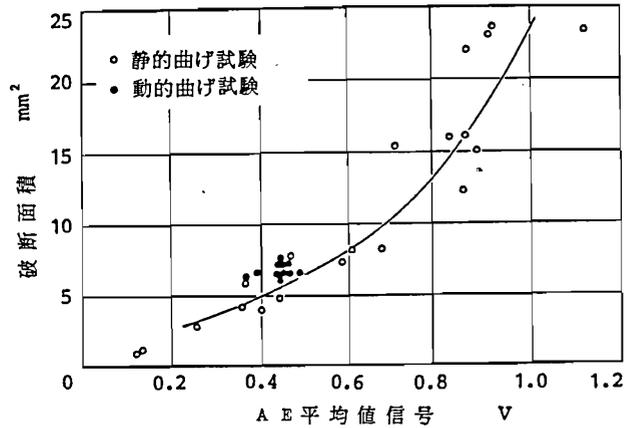


図6-14 三点曲げ試験時におけるA E平均値信号と試料破断面積の関係 (超硬合金 P20、増幅率：10dB)

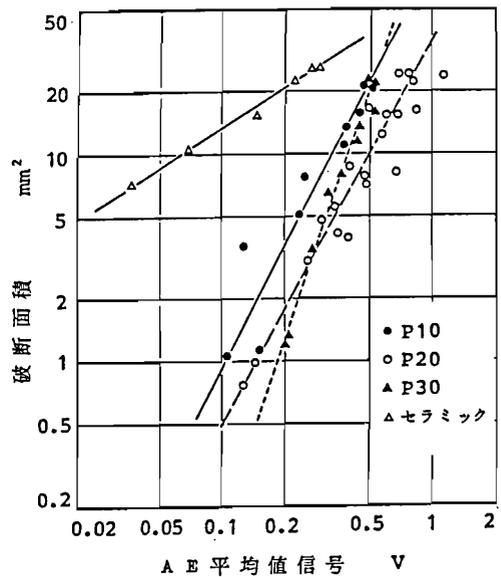


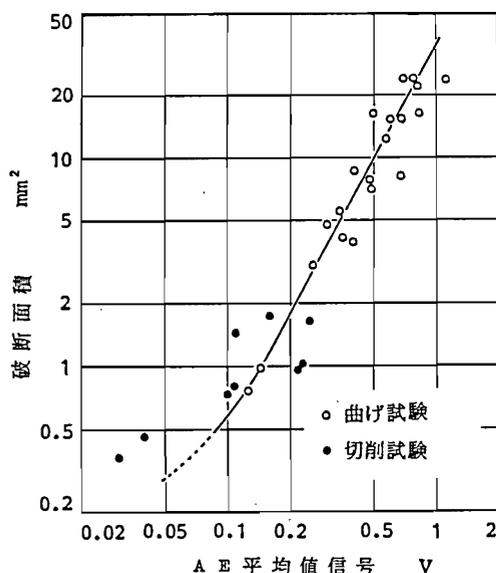
図6-15 各工具材料の三点曲げ試験時におけるA E平均値信号と試料破断面積の関係 (増幅率：10dB)

両対数軸上で各材料ともほぼ直線的な関係となっていることがわかる。本実験範囲においては超硬合金とセラミック材料の間には顕著な差が見られる。すなわち、同一破断面積においてじん性値が小さくてよりぜい性的なセラミック材料の方がAE信号のレベルが低く、かつ破断面積の変化による影響が大きいことがわかる。他方、超硬合金間においてはAE平均値信号の最大値により材料間のじん性の相違を厳密に表し得るとは言い難い。しかし、一般的傾向としてはじん性の小さい方が同一破断面積に対するAE信号のレベルが低くなる。これは破断に伴う解放エネルギーが小さくなることによるものと考えられる。

6.3.3 インプロセス検出の精度

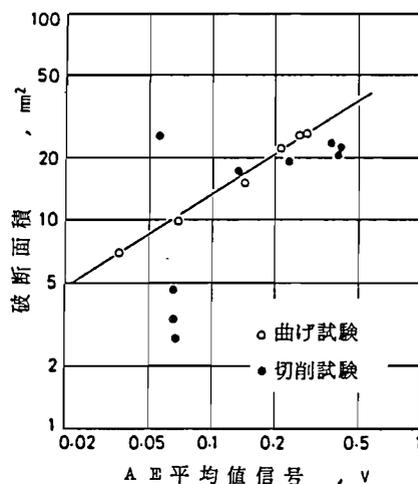
6.3.3.1 工具損傷の大きさとAE信号

NC旋盤を用いて板状の合金鋼SCh3種を断続切削して工具切れ刃が単純に欠損したものについて、その破断面の面積を概略測定し、欠損時に検出されたAE平均値



増幅率:10dB, 切削条件: $t=0.5, 1.5, 3.0\text{mm}$,
 $V=17, 25, 50\text{m/min}$, $f=0.14, 0.27\text{mm/rev}$

図6-16 超硬合金工具材料の三点曲げ試験および切削試験時におけるAE平均値信号と破断面積の関係



増幅率:10dB 切削条件: $t=2.0\text{mm}$,
 $V=25\text{m/min}$, $f=0.31, 0.33\text{mm/rev}$

図6-17 セラミック工具材料の三点曲げ試験および切削試験時におけるAE平均値信号と破断面積の関係

信号の最大値との関係を求めた。図6-16, 17 はそれぞれ超硬合金 P20種およびセラミック工具について得られた結果をまとめたもので、図中の●印が切削実験により得られた結果を示している。参考のため両図中には先に求めた三点曲げ試験による結果を○印で合せ示している。

まず、図6-16における超硬合金 P20種に対する結果について見ると、2種類の実験における破断面積には大きな差があるものの、切削実験により求められた結果は三点曲げ試験で得られた結果のほぼ延長上にあり、切削中の工具欠損に伴って検出されたAE信号の大きさは欠損面積に依存することが認められる。一方、セラミック工具の場合は、切削中スローアウェイ型工具の裏面に達する大きな欠損を生じる場合があるが、図6-17に見られるように破断面積は2種類の実験ともほぼ同程度である。また、AE信号の大きさもほぼ同じレベルになっている。しかし、超硬合金P20種の場合と比較して、破断面積のばらつきが大きくなっている。これはセラミック工具の場合には、欠損と同時に残存する複数のき裂が観察される場合のように、欠損形態が超硬合金P20種のように必ずしも単純ではなく、破断面積が十分な精度で測定し難いことによるものと考えられる。

以上のことより、切削中の工具欠損に伴って発生するAE信号の大きさは欠損の破断面積に依存し、その関係は工具材料の単純な破壊試験による結果とほぼ同じであると言える。従って、工具欠損の大きさは検出されるAE信号レベルからほぼ推定し得ることがわかる。

また、6.3.1.2項で述べたように欠損が十分な精度で検出し得ない場合があったが、これは破断面積とAE信号の大きさの関係から次のように考えられる。第5章で検討したように欠損に至るき裂が断続切削時の切削力変動により成長するならば、その成長速度が小さいときは検出されるAE信号は小さくなり、欠損に至るき裂以外の信号が大きければその成長過程を検出し得ないことになる。図6-6の場合、特に、欠損近くになって大きなAE信号が検出されているが、これは欠損が三次元的でき裂の停留により、き裂が大きく成長するものの、欠損片の脱落には至らなかった場合、あるいは、工具材料の不均質な組織によりき裂が不連続的に大きく成長するような場合などに対応するものと考えられる。従って、欠損以外によるAE信号レベルに比べき裂進展によるレベルが大きい場合に欠損を検出し得ることになる。

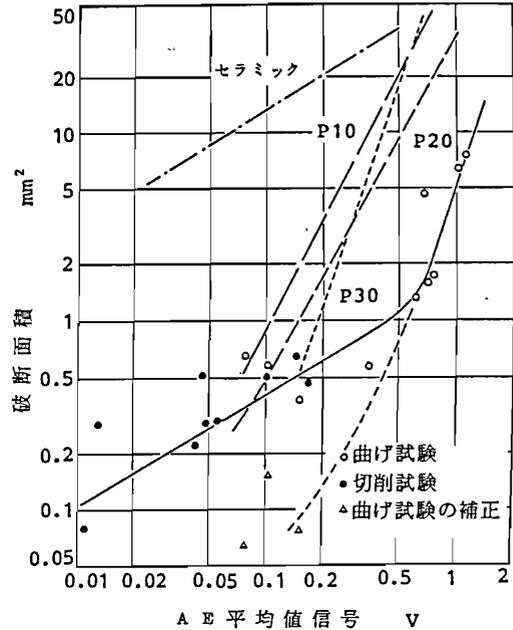
6.3.3.2 被削材の破壊とAE信号の大きさ

切削実験に用いた被削材を焼入れ (HRC50) し、先に述べた工具材料と同様の三点曲げ試験を行い、破断面積とAE信号の関係を図6-15の結果に重ねたものが図6-18の○印である。なお、図中の●印は切削中に被削材の破壊に伴って検出されたAE信号の測定結果である。

破断面積 0.5mm^2 以上においては同一の破断面積に対し工具材料よりも被削材から検出されるAE信号が明らかに大きい。これは先に述べたように被削材の方がじん性が大きいことによるものと理解される。一方、破断面積が 0.5mm^2 以下では被削材から検出されるAE信号のレベルが相対的に低くなっているがこれは曲げ試験片の切欠きが大きく、破断距離が小さい場合ぜい性的な全破断が一気には起こらず塑性変形による曲げを生じていることによると考えられる。この場合、荷重は図6-12に示したように瞬間的には零に戻ら

ず、試料破断に伴って部分的に急激な低下を示し、その後徐々に下がる傾向が見られた。この急激な荷重低下時に、突発型AE信号が検出されることから、荷重と破断面積の間には図6-13に示すような関係が成立するものとして、約 0.5mm^2 以下の場合の見掛け上の破断面積を修正すると図6-18の△印のようになり、破断面積が 0.5mm^2 以上のデータとほぼ良好な対応を示すことがわかる。

以上の被削材におけるAE信号特性に対し、切削時における被削材の破壊によるAE信号の大きさとの対応を検討した。せん断型切りくず生成時、あるいは切りくずの折断などでは破断面積の評価が容易ではないことから、ここでは、前述のNegative shearによって発生するAE信号に着目し、仕上げ面に残存する破断面積を測定し、AE信号の大きさとの関係を検討した。図6-18中の●印はその結果であ



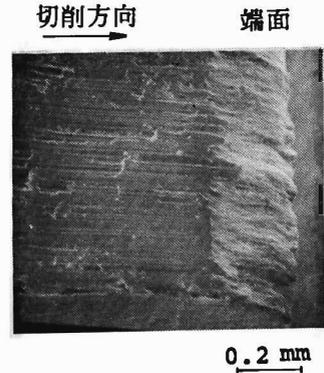
超合金 P20種、切削条件： $V=116\text{mm/min}$ 、 $b=3.1\text{mm}$ 、 $t=0.05 \sim 0.20\text{mm}$ 、 $\gamma = -5^\circ$

図6-18 三点曲げ試験および二次元切削試験時におけるAE平均値信号と破断面積の関係

り、図6-19は切削終了端近傍の仕上げ面観察例である。同図よりNegative shearによる破面が明確にわかる。

図6-18より、得られたAE信号は三点曲げ試験による値に比べ同一破断面積に対して小さくなっている。この場合、三点曲げ試験時において破断面積 0.5mm^2 以下の時の修正前の値に近くなっているが、Negative shearにおいて発生するき裂は、最初工具の進行とともに徐々に成長し、切削終了端面近くになってぜい性的に伝播する。従って、検出されるAE信号はこのぜい性的に伝播する

時のものと考えられ、図6-19に示した仕上げ面で伝播速度の変化による明確な差異は認め難かったことを考慮すれば、被削材の曲げ試験におけるAE信号と破断面積の関係に近づくものと推定される。



実験条件は図6-18と同じ

図6-19 切削終了部近傍の仕上げ面観察例

6.3.3.3 実用的インプロセス検出への対応

前項までの工具材料および被削材の破断面積とAE信号の大きさについて同一図上にまとめると図6-20のようになる。同図において直線は曲げ試験によるものであり、本切削実験で得られた値については斜線領域で、また、せん断型切りくず生成時には破断面積がわからないこと、および切りくずの被削材への衝突には面積は関係ないことから、検出AE信号の大きさのみに注目して同図中下方に示している。図から、欠損時と被削材の破断時の破断面積には大きな差があるが、AE信号の大きさに明確な差はなく、切りくずの被削材への衝突まで含めると

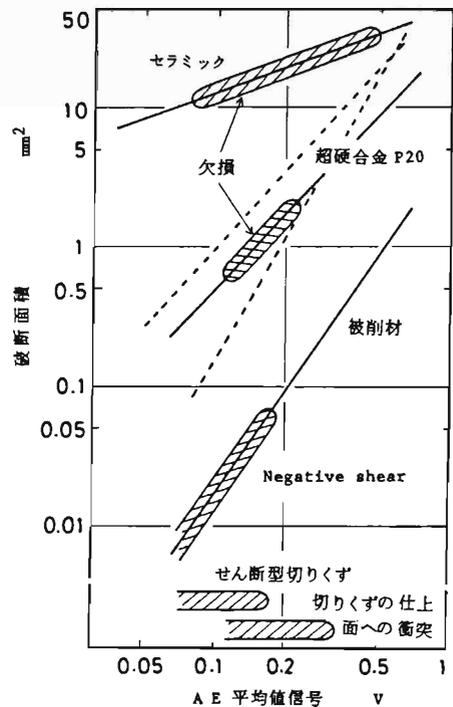


図6-20 切削時に検出されるAE信号の発生場所と大きさ

表6-1 切削場におけるAE信号の発生場所

	発生場所	要因	
		被削材	せん断領域
		破壊 ○	2
	切削終了	破壊 ○	3
	プレーカ・切りくず	衝突 ○ ☆	4
	被削材・切りくず	" ○ ☆	5
	切りくず	折断 ○ ☆	6
	工具・被削材	衝突 ○ ☆	7
工 具	すくい面、逃げ面	摩擦摩耗	8
	内部	欠損 ○	9

単純なAE信号の大きさで損傷のインプロセス検出は困難であることがわかる。

これまでに述べてきたことをAE信号の発生場所および要因で整理すると表6-1のようになる。表中○印は欠損と同程度のAE信号レベルが検出されるものであり、そのほかは比較的小さい。従って、前述のように○印のAE信号により単純なインプロセス検出は困難である。この中で、☆印については自動化を図る上において重要となる切りくず処理技術との関連で切りくず流出状態がAE信号以外で監視し得る⁶⁻¹³⁾ ならばそれとの併用により、切りくず挙動に基づくものと欠損との識別は、同時に両現象が生じない限りにおいて可能である。一方、2,3については、例えばそれによって変化する切削力のインプロセス測定を併用して、切削力変動と同期しない場合において検出可能である。

以上のことから、AE信号と切りくず処理に関するものおよび切削力測定との併用によりインプロセス検出は可能になるものと考えられる。AE信号以外の前者については切りくず処理という目的を持ち、また、後者については切削動力でも良いが損傷以外の目的に利用され得るものであれば有用である。無論、切りくず処理、摩耗のインプロセス検出にしても単純ではなく、複合することにより実用的なものになると考えられ、AE信号による切りくず生成機構あるいは切りくずの監視⁶⁻¹⁴⁾ もその複合化への一端を示しているものと言える。

6.4 結 言

切削工具におけるぜい性損傷の実験的予測を目的として、切削場から放出される

AE信号に基づくインプロセス検出および工作機械の制御について検討した。すなわち、NC旋盤を用いた板状被削材の長手断続切削において得られた工具損傷とAE信号との相関について検討を行った。また、ダイヤモンド圧子の押し込みと曲げ試験において検出される工具材料および被削材の破壊によるAE信号と工具損傷によるそれとを比較検討し、以下の点が明らかとなった。

- (1) 断続切削の初期に発生するチッピング、き裂、欠損などの工具損傷に対応してレベルの高いAE信号が観察され、この信号を用いて工具損傷のインプロセス検出を行うことができ、また、このAE信号を利用して送り制御を行うことができた。
- (2) 超硬合金 P20種の損傷に伴うAE信号は、実験を行った範囲内においては工具の被削材への接触・離脱、および切込み、送りなどによる影響をほとんど受けなかった。また、セラミック工具と比較すると、超硬工具 P20種の方がAE信号のレベルは低い。
- (3) 準静的な押し込み破壊に伴うAE信号は高硬度でもろい工具材料ほど発生頻度が高く、また、振幅は大きい。この傾向は切削時における工具損傷に伴うAE信号と同様ではあるが、検出された信号のレベルは切削時における方がはるかに高い。
- (4) 超硬合金およびセラミック工具材料の曲げ試験において試料の破壊に伴って検出されるAE信号の大きさは、破断面積の増加とともに大きくなり、その両者の関係は両対数軸上で材料固有の傾きを有する直線で表し得る。また、動的曲げ試験の結果、工具破壊に伴うAE信号の大きさは切削速度程度の衝撃速度では影響を受けない。
- (5) 切削中の工具損傷に伴うAE信号の大きさはその破断面積に依存し、両者の関係は工具材料の曲げ試験結果とほぼ同じである。従って、工具欠損の大きさが検出されるAE信号レベルから推定できる。
- (6) せん断型切りくず生成などの切削時における被削材のぜい性的な破壊、また、切りくずの被削材や工具への衝突などにより、工具損傷時に匹敵する程度の大きさのAE信号が検出されるため、AE信号の大きさのみに着目した工具損傷のインプロセス検出は制約を受ける場合があり、実用的には切りくず処理などの他目的のインプロセス検出パラメータとの併用が望まれる。

第7章 結 論

本研究は切削工具の信頼性を向上させる上で、特に問題となるぜい性損傷を解明、予測することを目的として、破壊力学的手法に基づく解析方法を提案し、その適用に際して必要となる工具材料の破壊じん性を求め、ぜい性損傷に対する切削諸因子、工具材料の基本的影響について明らかにするとともに、実験的検討を行った。また、破壊じん性試験、切削実験などにより工具材料の破壊機構ならびにぜい性損傷機構について検討を加えた。さらに、ぜい性損傷の予測に関して実験的なインプロセス検出の可能性についても検討した。本研究により得られた結論を総括すると次のようにまとめることができる。

まず、第1章では、本研究の重要性と問題点を整理した後、研究の目的を明らかにした。

第2章では、切削工具のぜい性損傷に対して、工具材料がき裂あるいはき裂状態欠陥に敏感であるという観点から、破壊力学的手法の適用による解析方法を提案した。本方法によると、問題とする切削条件、工具形状、工具材料特性に対して、破壊力学パラメータを算出するとともに、独立の破壊じん性試験から工具材料の破壊じん性を求めることによりぜい性損傷が解析的に取扱える。すなわち、切削工具における初期欠損の発生する安全-危険境界は切削条件に対する応力拡大係数を求め、それを破壊じん性と比較することにより決定できる。また、欠損に起因する工具寿命は断続切削などにおける切削力の変動に伴う応力拡大係数の変動幅を求め、工具材料の疲労き裂進展特性を用いて解析し得る。

第3章では、第2章で提案した解析方法において必要となる切削工具材料の平面ひずみ破壊じん性と疲労き裂進展特性を三点曲げ試験により求めた。まず、平面ひずみ破壊じん性については、三点曲げによる値とピッカース硬さ試験時における圧痕からのき裂長さの測定に基づく値とを比較検討し、実用的には後者の方法で工具形状の破壊じん性を簡便に得られることが明らかとなった。

次に、従来ほとんど明らかにされていない工具材料の疲労き裂進展特性を求め、超合金では疲労き裂進展速度 da/dN と応力拡大係数の変動幅 ΔK_I とは両対数軸上で直線となり、 $da/dN=C(\Delta K_I)^m$ (C, m は定数) の関係で表すことができ、 m 値は鉄鋼、アルミニウム合金などの材料に比べ 5~41と大きい値を示すことを明らかに

した。さらに、進展速度は同一工具材料および工具材料間においても大きな変動を示し、その変動は、供試工具材料について進展速度に関する定数 C, m の間に $C=AB^m$ (A, B は定数) なる関係で整理できることを示した。

また、工具材料の破壊機構の検討から、微視的き裂の伝播経路はき裂の進展方向の拘束状態と進展速度に依存することが考察された。さらに、曲げ強さの変動について検討を行い、曲げ強さが材料内に潜在するポア、粗大粒子などの欠陥の大きさ、位置に影響されること、また、破壊力学の適用による検討を通して、欠陥からの局所的なき裂の成長があることが推察された。

第4章では、第2章で提案した破壊力学的手法と第3章の破壊じん性値を用いて、切削工具おけるぜい性損傷に及ぼす切削諸因子の影響について解析的検討を行った。切削諸因子として、まず、合成切削力方向は、その方向が小さくなるに従い初期欠損の生じない安全領域は減少し、また、欠損に起因する工具寿命は低下し、この方向が負になると極めて危険な状態となることがわかった。断続切削時における工具と被削材の接触・離脱様式は安全-危険境界、工具寿命に大きな影響を与え、刃先で衝突あるいは離脱し、集中荷重を受ける時が最も損傷を生じ易く、反対に、刃先より離れたすくい面上で接触・離脱を生じる時には損傷を生じにくいことがわかった。工具形状は、初期欠損、工具寿命改善の大きな要因であり、くさび角、すくい角のいずれの増加によっても改善されることを明らかにした。

工具材料については、破壊じん性の大きい工具材料が望まれ、その値の小さいセラミック工具では、欠損を生じない安全領域は超硬合金 P30種に比べ約60%の低下となる。また、疲労き裂進展特性のばらつきが工具寿命変動の一要因になることを明らかにするとともに、進展特性に関する定数 m を大きくすること、また、疲労破壊じん性値を大きくすることが工具寿命の改善につながることを考察した。

また、切削熱による応力拡大係数の大きさに及ぼす切削・非切削時間比、切削速度、冷却条件などの影響を検討し、切削熱による欠損への影響は解析範囲で応力拡大係数が最大20%の増加を示すに止まり、欠損に対し、主要因を構成しないことが求められた。

第5章では、切削工具におけるぜい性損傷について、切削実験およびき裂の発生機構のシミュレーション実験を行い、損傷形態および損傷機構の検討とともに、第4章の解析結果との比較検討を行った。

断続切削実験において機械的要因を主因とする欠損の形態は前切れ刃側からの欠

損と横切れ刃側での欠損に大別され、工具寿命は欠損の起点、き裂の進展方向などに依存する。断続切削実験において欠損に至るき裂および欠損破面の観察とき裂発生挙動に対するシミュレーション実験などから、切削時における工具内応力集中により工具材料の微視的組織欠陥からき裂が発生し、その後の断続切削の繰返し負荷によりき裂の成長することがわかった。また、き裂の発生時期は、過渡的切削過程における応力拡大係数の推移状況から工具-被削材接触直後に応力拡大係数の最大値を生じるときであり、この時期はA E信号による欠損の検出時に対応することがわかった。

さらに、ぜい性損傷の実験的検討結果に対し破壊力学に基づく解析結果を初期欠損および欠損に起因する工具寿命について比較検討し、実験結果と解析結果が良い対応を示すこと、また、このことから、切削工具のぜい性損傷の破壊力学の適用による解析的取扱が可能である。

第6章では、切削工具におけるぜい性損傷の実験的予測を目的として、切削場から放出されるA E信号に基づく欠損のインプロセス検出の可能性について検討した。第5章までに示した破壊力学的手法に基づく解析的予測方法は工具材料の信頼性向上あるいは開発に際して重要な知見を与えると考えられる。しかしながら、ぜい性損傷に起因する工具寿命、あるいは工具材料特性の変動などから、実用的な予測には十分でない。そこで、インプロセス検出を試みた結果、チッピング、き裂、欠損などの工具損傷に対応してレベルの高いA E信号が観察され、この信号を用いて工具損傷のインプロセス検出を行うことができ、試作したNC制御装置を用いて送り制御を行うことができた。一方、被削材のぜい性的な破壊、切りくずの被削材や工具への衝突などによるA E信号が検出される場合があることから、工具材料および被削材の破壊に伴うA E信号の大きさを明らかにし、A E信号の大きさのみに着目した工具損傷のインプロセス検出は制約を受けること、その結果実用的には切りくず処理などの他の目的のインプロセス検出パラメータとの併用が望まれるを示した。

以上のように、本研究では切削工具のぜい性損傷に対し、解析的取扱手法および実験的予測方法を示すとともに、その妥当性を明らかにした。

参考文献

第1章

- 1-1) 岩田一明ほか：生産システム学、コロナ社(1982).
- 1-2) 竹山秀彦：切削加工、精密機械、47, 10(1981)1284.
- 1-3) 「切削工具の脆性損傷に関するシンポジウム資料」、精機学会、昭和52年2月24日.
- 1-4) 鴻野雄一郎、原 昭夫：超高压焼結工具材料の特性と使用法、精密機械、46、5(1980)560.
- 1-5) 浅井 毅、中谷征司、原 昭夫：鋼切削用超硬工具の初期欠損に関する研究（第1報）、精密機械、44, 2(1978)147.
- 1-6) J. Tlustý & Z. Masood: Chipping and Breakage of Carbide Tools, Trans. ASME, J. Eng. for Ind., 100, 4(1978)403.
- 1-7) H. J. J. Kals: Definition and Measurement of Strength and Toughness Behaviour of Cemented Carbides, Proc. of the 1976 Int. Conf. on Hard Material Tool Technology, Carnegie Press, June(1976)260.
- 1-8) M. Hirao, R. Murata, U. Kasuya & H. Takeyama: Evaluation of Cutting Tool Toughness through Non-Cutting Test, Annals of the CIRP, 28, 1(1979)29.
- 1-9) K. Matsushima, T. Kawabata & T. Sata: Recognition and Control of the Morphology of Tool Failures, Annals of the CIRP, 28, 1(1979)43.
- 1-10) J. Gurland & P. Bardzil: Relation of Strength, Composition and Grain Size of Sintered WC-Co Alloys, Trans. Met. Soc. AIME 203(1955)311.
- 1-11) 「切削工具の脆性損傷に関するシンポジウム」テキスト、精機学会、昭和55年3月27日.
- 1-12) K. Uehara & Y. Kanda: On the Chipping Phenomena of Carbide Cutting Tools, Annals of the CIRP, 26, 1(1977)11.
- 1-13) A. J. Pekelharing: The Exit Failure in Interrupted Cutting, Annals of the CIRP, 27, 1(1978)5.
- 1-14) 三宅一男、富士原由雄、西垣賢一：WC-Co 合金の疲労について、日本金属学会誌、32, 11(1968)1128.

- 1-15) 鈴木 寿、林 宏爾：WC-10%Co超硬合金の抗折強度と破壊の起源との関係、
日本金属学会誌、38, 11(1974)1023.
- 1-16) 大槻悦夫、木藤共久、増田良道：曲げ試験によるWC-Co 合金の破壊靱性値と
限界強度の測定、日本金属学会誌、45, 4(1981)432.

第2章

- 2-1) H.Chandrasekaran:Fracture of Tools and Role of Stress Analysis,Proc.
4th ICPE,(1980)468.
- 2-2) T.N.Loladze:Nature of Brittle Failure of Cutting Tool,Annals of the
CIRP,24,1(1975)13.
- 2-3) M.C.Shaw,P.M.Braiden & G.J.DeSalvo:The Disk Test for Brittle
Materials,Trans. ASME,J. of Eng. for Ind.,97,2(1975)77.
- 2-4) 井川直哉、安木国晴：切刃チップ現象の確率的表示、精密機械、42,6
(臨時増刊)(1976)438.
- 2-5) 白井英治、井原 透、白樫高洋：断続切削における切れ刃欠損の解析的予測
に関する研究(第1報)、精密機械、46,4(1980)429.
- 2-6) B.Paul & L.Mirandy: An Improved Fracture Criterion for Three-
Dimensional Stress States, Trans. ASME,J.of Eng. Mat. and Teche.
98,4(1976)159.
- 2-7) 白井英治、井原 透、白樫高洋、金沢憲一：断続切削における切れ刃欠損の
解析的予測に関する研究(第7法)、精密機械、50,5(1984)866.
- 2-8) P.B.Anderson: Hardmetalke erhöeter Zähigkeit,Planseeber.Pulvermet.,15
(1967)180.
- 2-9) E.A.Almond & B.Roebuck: Defect-initiated Fracture and the Bend
Strength of WC-Co Hardmetals,Metal Science,11(1977)458.
- 2-10) 古川満彦、小川一樹、杉田忠彰：焼結アルミナの強さ(第1報)、精密機械、
35,10(1969)634.
- 2-11) 竹山秀彦、飯島 昇、菊地 悟：複合組織工具材のぜい性損傷に関する研究、
精密機械、47,5(1981)554.
- 2-12) 岩田一明、上田完次、橋本英文、柴坂敏郎：超硬合金工具材料の微視的変形
挙動の有限要素法による解析、精密機械、47,12(1981)1451.

- 2-13) H.Negishi, K.Aoki & T.Sata: Investigation of the Reliability of Carbide Tools, Proc. 4th ICPE, (1980)480.
- 2-14) 上田完次、岩田一明、柴坂敏郎、ジョーン・パーシー：切削工具のぜい性損傷に関する破壊力学的研究（第1報）、精密機械、48, 10(1982)1311.
- 2-15) G.R.Irwin & D.C.Washington: Analysis of Stresses and Strains near the End of a Crack Traversing a Plate, Trans. ASME, J. Appl. Mech., 24(1957) 361.
- 2-16) J.R.Rice: A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks, Trans. ASME, J. Appl. Mech., 35, 6(1968)379.
- 2-17) O.C.Zienkiewicz & Y.K.Cheung: The Finite Element Method in Structural and Continuum Mechanics, McGraw-Hill, N.Y. (1967) ; 吉識雅夫監訳：マトリクス有限要素法、培風館（1970）.
- 2-18) 北川 浩、瀬口靖幸、富田佳宏：大ひずみ大変形の増分理論とそれによる有限要素法、日本機学会論文集、38, 307(1972)479.
- 2-19) 垣野義昭：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.
- 2-20) J.Tlusty & Z.Masood: Chipping and Breakage of Carbide Tools, Trans. ASME, J. Eng. for Ind., 100, 4(1978)403.
- 2-21) H.Wu & J.E.Mayer: An Analysis of Thermal Cracking of Carbide Tools in Intermittent Cutting, Trans. ASME, J. of Eng. for Ind., 5(1979)159.
- 2-22) 井上達雄、田中喜久昭、青木正人：ひずみ履歴を考慮した弾塑性熱応力の解析、日本機学会論文集、38, 314(1972)2490.
- 2-23) 山田嘉昭：弾塑性問題における剛性マトリクス、生産研究、19, 3(1967)75.
- 2-24) 例えば、李 用成、平元一之、佐田登志夫：定常切削における切削温度の解析と測定、精密機械、44, 12(1978)1424.
- 2-25) 村上敏宣：有限要素法による応力拡大係数の簡便決定法、日本機学会論文集、42, 360(1976)2305.
- 2-26) H.Okamura, K.Watanabe and T.Takano: Application of the Compliance Concept in Fracture Mechanics, ASTM STP 536, (1973)423.

- 2-27) 宮田 寛、楠本 韶：有限要素法を用いた三次元応力拡大係数の解析法、日本機械学会論文集、43, 367(1977)816.
- 2-28) E.Usui & H.Takeyama:A Photoelastic Analysis of Machining Stresses, Trans. ASME, J. Eng. for Ind. ,82(1960)303.
- 2-29) 加藤 仁、山口勝美、山田又久：工具、被削材の境界面に働く応力分布、日本機械学会論文集、37, 298(1971)1228.
- 2-30) P.Paris & F.Erdogan: A Critical Analysis of Crack Propagation Laws, Trans. ASME, J. Bas. Eng., 85, (1963)528.

第3章

- 3-1) 例えば、E.A.Almond:Deformation Characteristics and Mechanical Properties of Hardmetals; Science of Hard Materials, Plenum, N.Y., (1983)517.
- 3-2) P.Kenny:The Application of Fracture Mechanics of Cemented Tungsten Carbides, Powder Metallurgy, 14, 27(1971)22.
- 3-3) S.S.Yen:Fracture Toughness of Cemented Carbides, M.S.Thesis, Lehigh University (1971).
- 3-4) J.L.Chermant & F.Osterstock: Fracture Toughness and Fracture of WC-Co Composites, J. Mat. Sci., 11(1976)1939.
- 3-5) N.Ingelstrom & H.Nordberg:The Fracture Toughness of Cemented Tungsten Carbides, Eng. Fract. Mech., 6(1974)597.
- 3-6) G.Berry:The Fracture-Toughness Testing of Cemented Carbides, Met. Sci. 10(1976)361.
- 3-7) 貞廣孟史：WC-Co合金の抗折力と破壊じん性、日本金属学会誌、45, 3(1981) 291.
- 3-8) E.A.Almond & B.Roebuck: Precracking of Fracture-Toughness Specimens of Hardmetals by Wedge Indentation, Metals Technology, 5(1978)92.
- 3-9) J.R.Pickens & J.Gurland:The Fracture Toughness of WC-Co Alloys Measured on Single-edge Notched Beam Specimens Precracked by Electron Discharge Machining, Mater. Sci. Eng., 33(1978)135.

- 3-10) A.G.Evans & E.A.Charles:Fracture Toughness Determinations by Indentation, J. Am. Ceram. Soc., 59(1976)371.
- 3-11) R.Warren & H.Matzke:Indentation Testing of a Broad Range of Cemented Carbides, Science of Hard Materials, Plenum, N. Y., (1983)563.
- 3-12) 柴坂敏郎、橋本英文、上田完次、岩田一明：切削工具のぜい性損傷に関する破壊力学的研究（第2報）、精密機械、49,10(1983)1435.
- 3-13) W.F.Brown & J.E.Srawley: Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials, ASTM STP 410(1966)13.
- 3-14) S.Palmqvist:Occurrence of Crack Formation during Vickers Indentation as a Measure of the Toughness of Hardmetals, Arch. Eisenhuettenwes., 33(1962)629.
- 3-15) A.Hara, T.Nishikawa & S.Yazu:The Observation of the Fracture Path in WC-Co Cemented Carbide Using a Newly Developed Replica Method with Electron Microscope, Planseeber. Pulvermet., 18(1970)28.
- 3-16) B.R.Lawn & E.R.Fuller:Equilibrium Penny-like Cracks in indentation Fracture, J. Mater. Sci., 10(1975)2016.
- 3-17) 岡村弘之：線形破壊力学入門、培風館(1976)
- 3-18) 岩田一明、上田完次、橋本英文、柴坂敏郎：超硬合金工具材料の微視的変形挙動の有限要素法による解析、精密機械、47,12(1981)1451.
- 3-19) H.Doi, Y.Fujiwara & K.Miyake:Mechanism of Plastic Deformation and Dislocation Damping of Cemented Carbides, Trans. AIME, 245(1969)1457.
- 3-20) Y.W.Mai:Thermal-Stress Resistance and Fracture Toughness of Two Tool Ceramics, J. Mater. Sci., 10(1976)1430.
- 3-21) H.E.Exner:The Influence of Sample Preparation on Palmqvist's Method for Toughness Testing of Cemented Carbides, Trans. AIME, 245(1969)677.
- 3-22) 中沢 一、小林英男：金属の疲れき裂の挙動(4), 機械の研究、20, 4(1968) 603.
- 3-23) 深津 保、笹原経夫：WC-Co系焼結合金の破面組織の電子顕微鏡観察、粉体および粉末冶金、10, 6(1963)258.
- 3-24) P.B.Anderson: Hardmetalle erhöhter Zähigkeit, Planseeber. Pulvermet., 15(1967)180.

- 3-25) 鈴木 寿、林 宏爾：WC-10%Co超硬合金の抗折強度と破壊の起源との関係、日本金属学会誌、38, 11(1974)1023.
- 3-26) 大槻悦夫、増田良道：WC-Co超硬合金のクラック伝播経路、日本金属学会誌、44, 2(1980)117.
- 3-27) 大槻悦夫、木藤共久、増田良道：曲げ試験による WC-Co合金の破壊靱性値と限界強度の測定、日本金属学会誌、45, 4(1981)432.
- 3-28) 大槻悦夫、増田良道：超硬合金の限界強度に関する一考察、日本金属学会誌、47, 12(1983)1068.
- 3-29) 酒井達雄、田中道七：金属材料の疲労き裂進展寿命の分布特性に関する統計的一研究、材料、28, 312(1979)880.
- 3-30) S. Tanaka, M. Ichikawa & S. Akita: Variability of m and C in the Fatigue Crack Propagation Law, $da/dN=C(\Delta K)^m$, Int. J. Fracture, 17(1981)R121.
- 3-31) 北川英夫：疲れき裂への破壊力学の適用、日本機会学会誌、75, 642(1972)1068.
- 3-32) 市川昌弘、浜口光夫、中村武夫：疲労き裂伝ば法則 $da/dN=C(\Delta K)^m$ における m と C の確率特性、材料、33, 364(1984)8.
- 3-33) 村上理一、小林英男、中沢 一：鋼板の疲労き裂進展速度を支配する微視組織学的因子ならびに微視破壊機構の影響、日本機会学会論文集、42, 360(1976)2269.

第4章

- 4-1) T. Shibasaki, H. Hasimoto, K. Ueda & K. Iwata: Analysis of Brittle Failure of Cutting Tools Based on Fracture Mechanics, Annals of the CIRP, 32, 1(1983)37.
- 4-2) 柴坂敏郎、橋本英文、岩田一明、上田完次：切削工具の脆性損傷に関する破壊力学的研究（第2報）、精機学会講演論文集論、(1981-春)7.
- 4-3) A. J. Pekelharing: The Exit Failure in Interrupted Cutting, Annals of the CIRP, 27, 1(1978)5.
- 4-4) 浅井 毅、中谷征司、原 昭夫：鋼切削用超硬工具の初期欠損に関する研究（第1報）、精密機械、44, 2(1978)147.

- 4-5) 井川直哉、安木国晴：切刃チッピング現象の確率的表示、精密機械、42,6 (臨時増刊号) (1976)438.
- 4-6) 青木喜代志、根岸秀夫：超硬工具切刃の信頼性に関する研究、(第4報)、精機学会講演論文集論、(1979-春)33.
- 4-7) 白井英治：切削・研削加工学(上)、共立出版、(1971)26.
- 4-8) 根岸秀夫、青木喜代志：超硬工具切刃の信頼性に関する研究、(第1報)、精密機械、42,6(臨時増刊号), (1976)459.
- 4-9) 酒井達雄、田中道七：金属材料の疲労き裂進展寿命の分布特性に関する統計的一研究、材料、28,312(1979)880.
- 4-10) 市川昌弘、浜口光夫、中村武夫：疲労き裂伝ば法則 $da/dN=C(\Delta K)^m$ における m と C の確率特性、材料、33,364(1984)8.
- 4-11) 浅井 毅、中谷征司、原 昭夫：鋼切削用超硬工具の初期欠損に関する研究 (第3報)、精密機械、44,12(1978)1476.
- 4-12) 甲藤好郎：伝熱概論、養賢堂、(1971)23.
- 4-13) 平尾政利、佐田登志夫、切削工具面の局部温度測定、精密機械、40,2(1974)156.

第5章

- 5-1) H.Kronenberg: Analysis of Initial Contact of Milling Cutter and Work in Relation to Tool Life, Trans. ASME, 68, 3(1946) 217.
- 5-2) H.Opitz u K.Frölich: Neue Erkenntnisse über den Verschleiß des Werkzeuge beim Fräsen von Baustahl, VID-Z. 96, 25(1954)822.
- 5-3) 奥島啓式、星 鉄太郎：超硬正面フライスにおける熱き裂、日本機学会論文論文集、27,178(1961)843.
- 5-4) 篠崎 讓：超硬正面フライスの熱損傷、日本機学会論文論文集、28,187(1962)339.
- 5-5) 例えば、浅井 毅、中谷征司、原 昭夫：鋼切削用超硬工具の初期欠損に関する研究(第1報)、精密機械、44,2(1978)147.
- 5-6) 竹山秀彦、山田皓一、炭素鋼S50Cの超硬正面フライス削り、精密機械、26,11(1960)674.

- 5-7) 栗田 肇：ひびり振動が超硬バイトの寿命に及ぼす影響、精密機械、31,4 (1965)321.
- 5-8) 田中義信、井川直哉、稲見 靖：工具エンゲージにおける切削力、精密機械、39,9(1973)955.
- 5-9) 井原 透、白樫高洋、白井英治：断続切削における切れ刃欠損の解析的予測に関する研究（第2報）、精密機械、46、5(1980)591.
- 5-10) 白井英治、菊地千之、岸上祐敏：フライス切削の基礎的研究、精密機械、29 11(1963)861.
- 5-11) 奥島啓式、人見勝人：金属切削における過渡現象について、日本機学会論文 文集、26,169(1960)1216.
- 5-12) T.N.Loladze:Nature of Brittle Failure of Cutting Tool,Annals of the CIRP,24,1(1975)13.
- 5-13) 山本 明、中村 示、外山和己、河村一郎：二次元切削時におけるすくい面 上応力分布モデルの提案－断続切削における食いつきの研究（第1報）、精 密機械、45,11(1979)1370.
- 5-14) 安木國晴：切削工具のチップングに関する基礎研究、学位論文、大阪大学、 (1972)16.
- 5-15) 「切削工具の脆性損傷に関するシンポジウム」テキスト、精機学会、昭和55 年 3月27日.
- 5-16) 橋本英文、喜多重昭、柴坂敏郎、岩田一明：切削工具の初期欠損形態、精機 学会講演論文集論、(1979-秋)89.
- 5-17) 上原邦夫、清沢文弥太、竹下英夫：脆性工具材料の簡易疲れ試験、精機学会 講演論文集論、(1981-秋)76.
- 5-18) 柴坂敏郎、橋本英文、森田 満：切削工具における脆性損傷に至るき裂の発 生挙動、精機学会講演論文集論、(1983-秋)295.
- 5-19) 柴坂敏郎、橋本英文、上田完次、岩田一明：切削工具のぜい性損傷に関する 破壊力学的研究（第3報）、精密機械投稿予定
- 5-20) 宮坂金佳、村田良司、沢井信重：切削対抗による工具損傷の検出、精機学会 講演論文集、(1978-秋)3.
- 5-21) 能 明彦、相馬静也：旋削加工における欠損の検出法について、精機学会講演 論文集、(1975-春)35.

- 5-22) K.Iwata & T.Moriwaki: An Application of Acoustic Emission Measurement to In-process Sensing of Tool Wear, Annals of the CIRP, 25,1(1977)21.
- 5-23) K.Iwata & T.Moriwaki: Cutting State Identification and In-process Tool Wear Sensing by Acoustic Emission Analysis, Bull., JSPE, 12,4 (1978)213.
- 5-24) 例えば、三好章義、原 昭夫、杉本良信：超硬合金におけるピッカース硬度 圧痕周辺の亀裂の検討、日本金属学会誌、31,10(1967)1123.
- 5-25) 例えば、T.R.Wilshaw:The Hertzian Fracture Test, J. Phys. D:Appl. Phys., 4 (1972)1567.
- 5-26) 浅井 毅、中谷征司、原 昭夫：鋼切削用超硬工具の初期欠損に関する研究 (第2報)、精密機械、44,3(1978)299.
- 5-27) 根岸秀夫、青木喜代志：超硬工具切刃の信頼性に関する研究、(第1報)、精密機械、42,6(臨時増刊号)(1976)459.
- 5-28) 青木喜代志、根岸秀夫：超硬工具切刃の信頼性に関する研究、(第3報)、精機学会講演論文集論、(1978-秋)21.
- 5-29) 浅井 毅、中谷征司、原 昭夫：鋼切削用超硬工具の初期欠損に関する研究 (第3報)、精密機械、44,12(1978)1476.
- 5-30) A.J.Pekelharing:The Exit Failure in Interrupted Cutting, Annals of the CIRP, 27,1(1978)5.
- 5-31) 岩田一明、上田完次、奥田孝一：走査型電子顕微鏡直接観察によるバリ生成 機構の解析、精密機械、48,4(1982)510.
- 5-32) H.E.Exner:The Influence of Sample Preparation on Palmqvist's Method for Toughness Testing of Cemented Carbides, Trans.AIME, 245(1969)677.
- 5-33) 安木國晴：切削工具のチップングに関する基礎研究、学位論文、大阪大学、(1972)56.
- 5-34) 白樫高洋、金沢憲一、井原 透、白井英治：断続切削における切れ刃欠損の 解析的予測に関する研究(第6報)、精密機械、49,5(1983)649.

第6章

- 6-1) 白樫高洋、白井英治：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.
- 6-2) 岩田一明、森脇俊道、橋本英文、柴坂敏郎：アコースティックエミッションによる切削工具損傷の検出、精密機械、46, 7(1980)875.
- 6-3) 岩田一明、森脇俊道、橋本英文、柴坂敏郎：アコースティックエミッションによる切削工具損傷の検出（続報）、精密機械、48, 7(1982)933.
- 6-4) 竹山秀彦、本多庸悟、関口 博、高田孝次：旋削加工の最適化制御、日本機学会学誌、73, 619(1970)1141.
- 6-5) L.V.Colwell: Tracking Tool Deterioration by Computer during Actual Machining, Annals of the CIRP, 23, 1(1974)29.
- 6-6) V.Solaja & D.Vukelja; Identification of Tool Wear Rate by Temperature Variation of a Carbide Tip, Annals of the CIRP, 22, 1(1973)5.
- 6-7) 佐田登志夫、松島克守、河野英一、山形薫：スペクトル分析による工具摩耗のインプロセス測定、精機学会講演論文集論、(1974-春)3.
- 6-8) 塩田泰仁、比留間道昭：電力監視によるフライス加工の状態認識、精機学会講演論文集論、(1977-春)31.
- 6-9) 例えば、G.F.Micheletti, W.Koenig and H.R.Victor: In Process Tool Wear Sensors for Cutting Operations, Annals of the CIRP, 25, 2(1976)483.
- 6-10) K.Iwata & T.Moriwaki: An Application of Acoustic Emission Measurement to In-process Sensing of Tool Wear, Annals of the CIRP, 25, 1(1977)21.
- 6-11) 岩田一明、上田完次：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）、精密機械、43, 8(1977)932.
- 6-12) A.J.Pekelharing: The Exit Failure in Interrupted Cutting, Annals of the CIRP, 27, 1(1978)5.
- 6-13) W.Kluft, W.Konig, C.A.Luttervelt, K.Nakayama, A.J.Pekelharing: Present Knowledge of Chip Control, Annals of the CIRP, 28, 2(1979)441.
- 6-14) 上原邦雄、神田雄一：アコースティックエミッションによる切削状態の認識、精機学会講演論文集、(1983-秋)285.

謝 辞

本研究を遂行するにあたり、終始暖か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りました元姫路工業大学橋本英文教授に深甚の謝意を表します。

本論文の達成にあたり、御多忙中にもかかわらず有益な御教示と懇篤な校閲を賜りました神戸大学川井良次教授、中川隆夫教授に厚く感謝致します。

本研究に関し、終始御指導と御協力をいただきました金沢大学上田完次助教授に心から感謝致しますとともに、研究の過程で多大の御教示を賜りました神戸大学森脇俊道助教授に深く感謝の意を表します。また、日頃から多くの御助言と御支援をいただきました姫路工業大学喜多重昭助教授に厚く感謝致します。

また、本研究の遂行にあたり、御協力いただいた姫路工業大学機械第六講座の皆様ならびに、同研究室卒業生の皆様に厚く御礼申し上げます。