

冷間鍛造金型用超硬合金の機械的特性に
関する研究

Mechanical properties of cemented carbide
for cold-forging die

学位論文：博士(工学) 甲第435号

2013年04月

李 浩杰

目次

第1章	序論	1
1.1	本研究の背景	1
1.2	超硬合金の疲労破壊特性	7
1.3	冷間鍛造金型の疲労破壊に関する研究の現状	17
1.4	本研究の目的および本論文の構成	24
第2章	冷間鍛造金型用超硬合金の圧縮変形特性の簡易推定法	25
2.1	緒言	25
2.1.1	圧入における超硬インサートの変形挙動	26
2.2	硬さ試験	36
2.3	圧縮試験	42
2.3.1	実験装置および実験条件	42
2.3.2	実験結果	43
2.4	圧縮応力-塑性ひずみ曲線の推定	44
2.4.1	硬さに基づく推定	44
2.4.2	WC 平均粒径と Co 含有量に基づく推定	48
2.5	結言	52
第3章	冷間鍛造金型用超硬合金の破壊じん性	53
3.1	緒言	53
3.2	3点曲げ試験	56
3.2.1	供試材	56
3.2.2	実験条件	59
3.3	実験結果および考察	61
3.3.1	実験結果	61
3.3.2	考察	64
3.4	結言	69

第4章 押出し-据込み加工における超硬合金製金型の疲労破壊	70
4.1 緒言	70
4.2 実鍛造疲労試験の予備検討	72
4.3 実験条件および実験方法	78
4.3.1 実験条件	78
4.3.2 FEM解析による金型応力状態の予測	83
4.4 実験結果および考察	95
4.4.1 FEM解析結果の妥当性評価	95
4.4.2 疲労破壊挙動	97
4.5 結言	103
第5章 総括	104
参考文献	107
関連論文目録	110
謝辞	112

第 1 章 序論

1.1 本研究の背景

鍛造技術は、素形材加工法の中で複雑形状を有する部品を大量に生産する技術として、自動車産業、家電産業の成長とともに急成長を遂げてきた。21世紀に入り、自動車産業を中心としたグローバル化にともない、製品価格や系列などの崩壊により、鍛造品へのコストダウン要求が一般と強くなっている¹⁾。国内の生産現場においても製品の高精度化・工具の高寿命化・加工の高速化が求められている²⁾。

鍛造加工の中でも常温で加工を行う冷間鍛造は、加工後の寸法精度が高く表面性状も良好であるため、精密小型部品や複雑形状部品などの製造に多く用いられている²⁾。しかしながら、材料の加工硬化により金型に大きな負荷がかかるため、金型にとって大変厳しい加工法である。さらに最近の製品設計は、単に精密化のみに留まらず、トータルプロセスでの最適な生産方法への追求がなされており、鍛造技術に対してはニアネットシェイプ化やネットシェイプ(仕上がり形状)化などの合理的な加工技術の提案が求められている。そのため、金型にかかる負荷はさらに高くなってきており、鍛造品の精密化に伴って、製造品原価に占める金型費の割合もますます大きくなっている。このような状況の中、冷間鍛造法が素形材加工の中で重要な役割を果たしていくためには、高精化への対応や金型加工費の低減とともに金型寿命向上による金型費用の低減が重要課題となっている。

鍛造金型の材料には合金工具鋼、高速度鋼、超硬合金などがあるが、冷間鍛造金型には超硬合金が多く使用されており、特に鍛造成形される製品に接するところの大部分に超硬合金が使われている³⁾。これは、超硬合金が鋼類に比べ、韌性を除いたあらゆる性質において優れているからである。超硬合金は、高速度鋼に比べ弾性係数が2~3倍、熱伝導率も数倍程度高く熱膨張係数も低いため、加工力や加工熱による寸法変化が小さい。また高硬度のため、耐摩耗性に優れており焼付きが少なく、さらに圧縮強さが高いといった長所を持っている。そのため、製品のネットシェイプ化を図る上で不可欠な工具材料となっている。しかしながら、引張強さ、韌性が低いという短所を持っ

ている^{3)~6)}。

超硬合金製の金型は、超硬合金の引張強さが低いため割れが発生しやすい。そのため、**Fig.1.1**に示すように、金型の超硬インサートを鋼ケースに圧入もしくは焼ばめすることにより超硬インサートに初期圧縮応力（予応力）を与え、加工時に発生する引張応力を低下させ、超硬インサートの破損を防がなくてはならない⁴⁾⁵⁾。この予圧縮応力の値は一般的には超硬インサートを弾性体として厚肉円筒理論を用いて算出されている⁷⁾。

近年、冷間鍛造製品のネットシェイプが求められており、金型にかかる負荷は厳しくなっている。超硬インサートの補強にはより大きいしめ代あるいは多重リングが用いられている。そのため、予圧縮応力によって超硬インサートが塑性変形する。

冷間鍛造のダイスに用いる超硬合金は、炭化タングステン（WC）とコバルト（Co）の単純二次系のものが大部分であり、コバルト（Co）の含有量が8~25%程度で粗粒合金が多い。高圧縮荷重の繰返しに対する疲労強度を高めるためには、コバルト（Co）含有量が少ない超硬合金を用いた方がよいが、加工速度が大きい加工金型、ケース径が小さく補強が十分でない金型は、コバルト（Co）含有量の多い超硬合金を用いる方がよいと言われている²⁾⁵⁾⁶⁾。超硬メーカーによって、超硬合金の硬さ、じん性値（抗折力、衝撃強さ、 K_{IC} ）、引張強さ、圧縮強さ、ヤング率、ポアソン比等の材料データが提供されている。

Fig.1.2に冷間ダイス鋼（SKD11）、高速度鋼（SKH9）と超硬合金 G7 の圧縮における応力-塑性ひずみの関係を示す⁸⁾。G7 では初期降伏応力は 500MPa 程度である。SKD11 では圧縮応力は 0.2% 耐力で 2100MPa 程度である。SKH9 では 0.2% 耐力は 1240℃ 焼入れの場合には 3200MPa である。従って、SKD11 と SKH9 を比較すると、超硬合金は初期降伏応力が低く、初期塑性変形が生じやすいことがわかる。

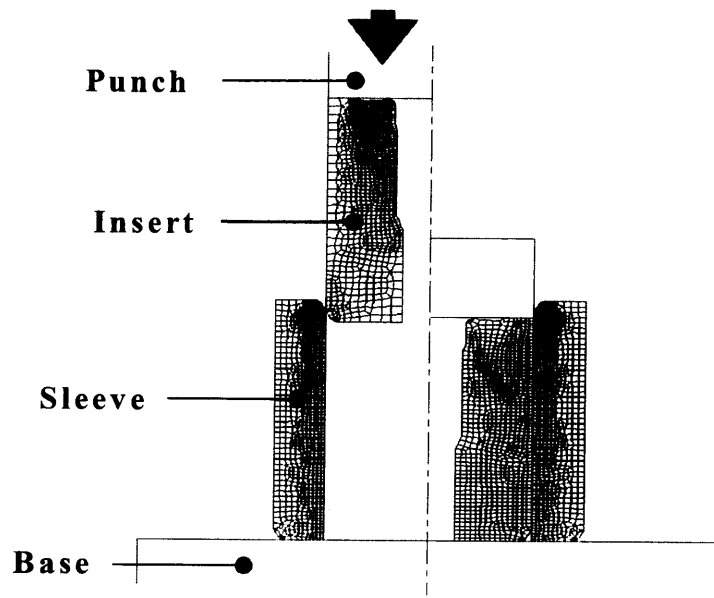


Fig.1.1 Process of press fit

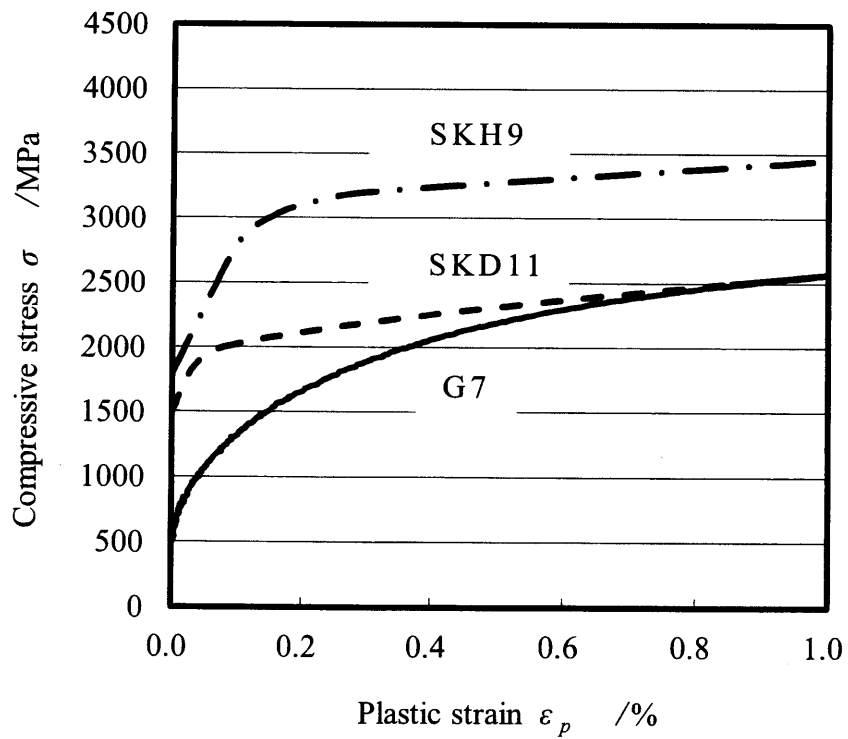


Fig.1.2 Compressive stress-plastic strain curve of SKH9, SKD11 and G7

Fig.1.3 に超硬インサートを弾性体及び塑性体とした場合の相違を示す．実際の超硬インサートの予圧縮応力の大きさは最大で 2500MPa 程度までであることを考えると，弾性体として見積ったひずみは実際と比較すると大幅に外れることが予想される．予圧縮応力をより正確に算出するためには超硬合金の圧縮応力による塑性変形特性を精度よく把握する必要がある．

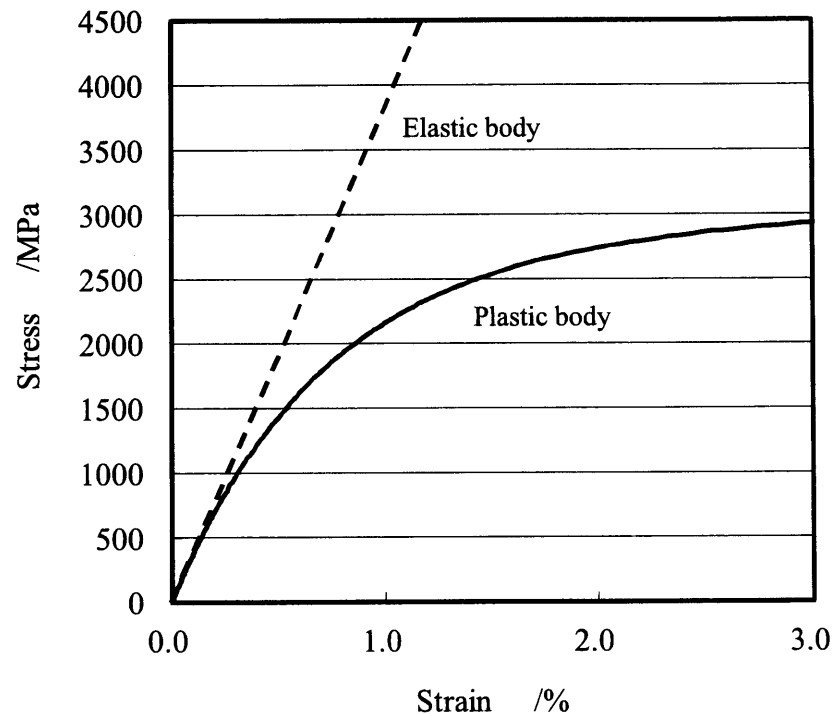


Fig.1.3 Difference in insert deformation as elastic or elasto-plastic body

一方，超硬製金型の破面観察の結果が数多く報告されている．金型の破面観察と成形品の表面観察の結果から判断すると金型には比較的早期にき裂が生成されており，金型寿命はき裂の進展，合体に支配されている⁹⁾．金型の最終的な巨視的破壊を引き起こすき裂の長さは超硬合金材料の破壊じん性に支配される．超硬合金の破壊じん性については，抗折力¹³⁾の他にビッカース硬さ試験による破壊じん性値¹⁰⁾がよく用いられる．**Fig.1.4** にビッカース硬さ測定法の略図を，**Fig.1.5** にビッカース硬さ試験による破壊じん性値の測定結果を示す．冷間ダイスの主流

材料は HRA が 86 以下の比較的軟質な超硬材である．軟質な超硬材ほど，ビッカースの圧痕から発生するき裂の長さが短く，ビッカース硬さ試験による破壊じん性値の測定精度が悪くなると思われる．冷間鍛造金型用超硬合金の破壊じん性を新たな手法で把握する必要があると考えられる．

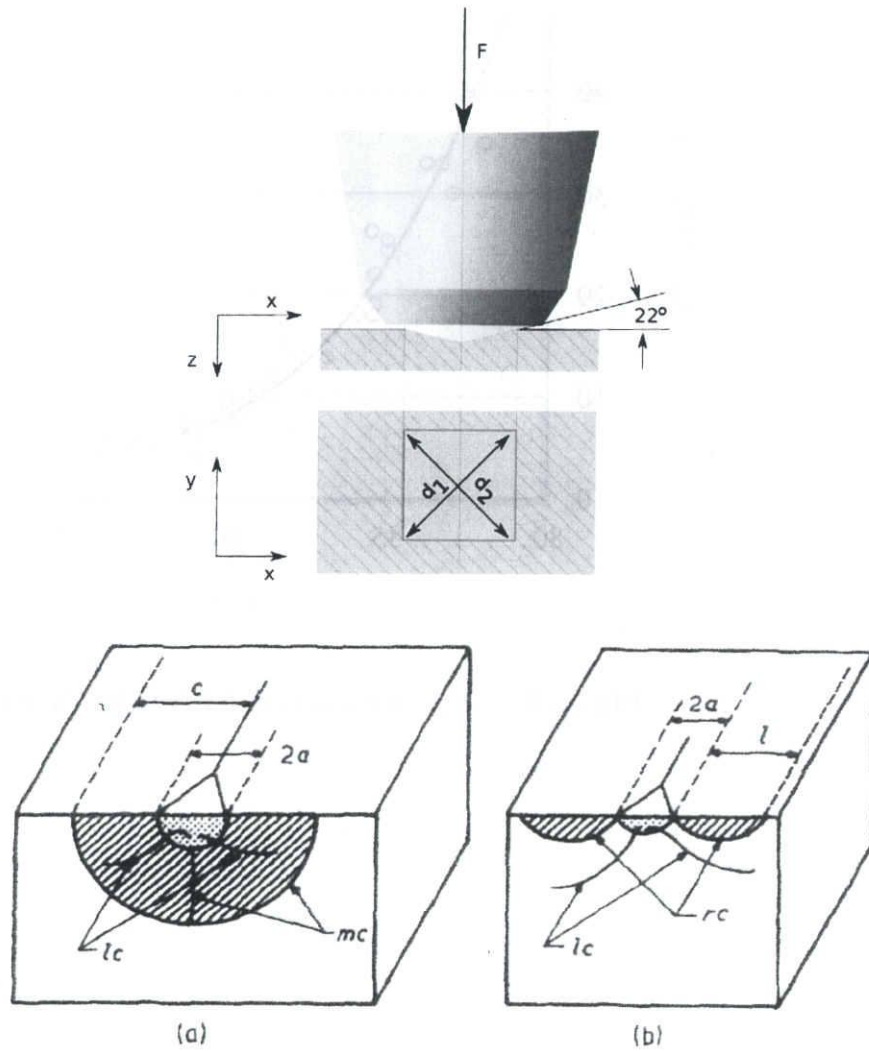


Fig.1.4 Schematic illustration of Vicker's hardness test

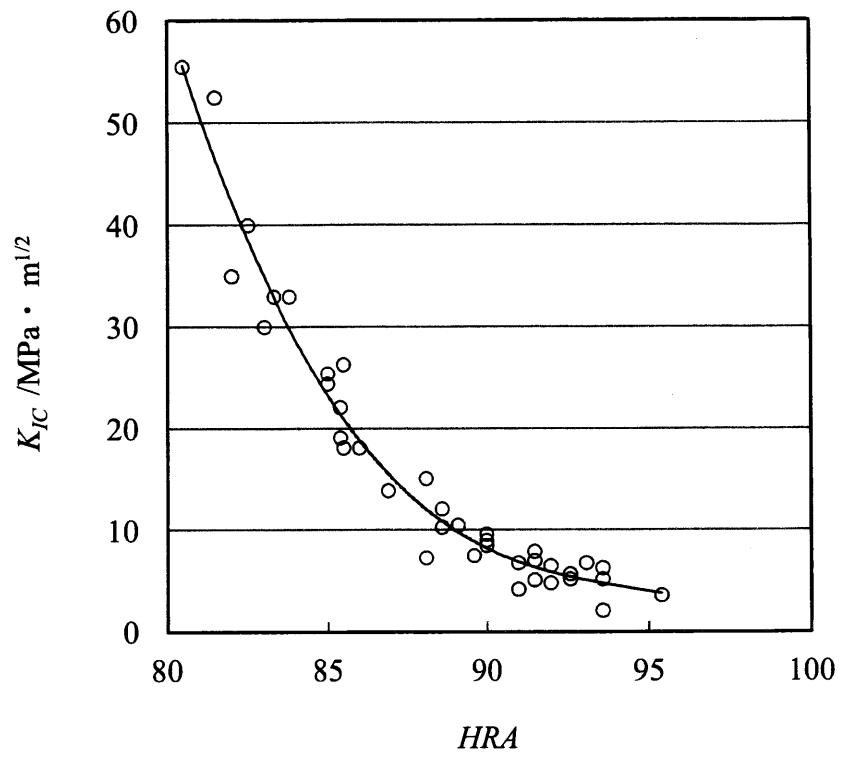


Fig.1.5 K_{IC} measured by Vicker's hardness test

1.2 超合金の疲労破壊特性

ダイスの寿命は、「鍛造品に要求される品質条件（寸法公差、重量公差、無欠陥）に合わなくなるまでに鍛造できる鍛造品個数」あるいは「鍛造加工が許容されなくなる条件（荷重限界、焼付き、型割れ）に至るまでに鍛造できる鍛造品個数」で表現される¹¹⁾。

金型が寿命に至る原因としては、脆性破壊、疲労破壊および摩耗（焼付き）がある。摩耗による寿命は加工回数が数十万以上と長いが、脆性破壊、疲労破壊による寿命は数千から数万と短くばらつきも大きい。また、破壊形態も様々で破壊機構についても明らかでない部分が多い。疲労による寿命は、鍛造サイクルの繰返しによって、加工荷重による応力振幅を受け、き裂の発生と伝播がつづき、ついには金型が大きく割れたり、欠け落ちたりして到来する¹¹⁾¹²⁾。

疲労破壊は、最大応力と最小応力の差、応力振幅によって繰返されるヒステリシスループの塑性ひずみ幅 $\Delta \epsilon_p$ が問題になる。Fig.1.6 に疲労破壊における応力振幅と塑性ひずみ幅を示す。鍛造ダイスのように 10^5 以下の繰返しで破壊に至る低サイクル疲労では、繰返しによって塑性ひずみが蓄積され、これが一定量に到達すると割れに至ると考えられている。割れについては、角隅（深い型底部、小さな R での型底部、大きな流れを拘束する部位の隅角部）の応力集中部の割れとヒートチェックを起点とするものが含まれている¹¹⁾。

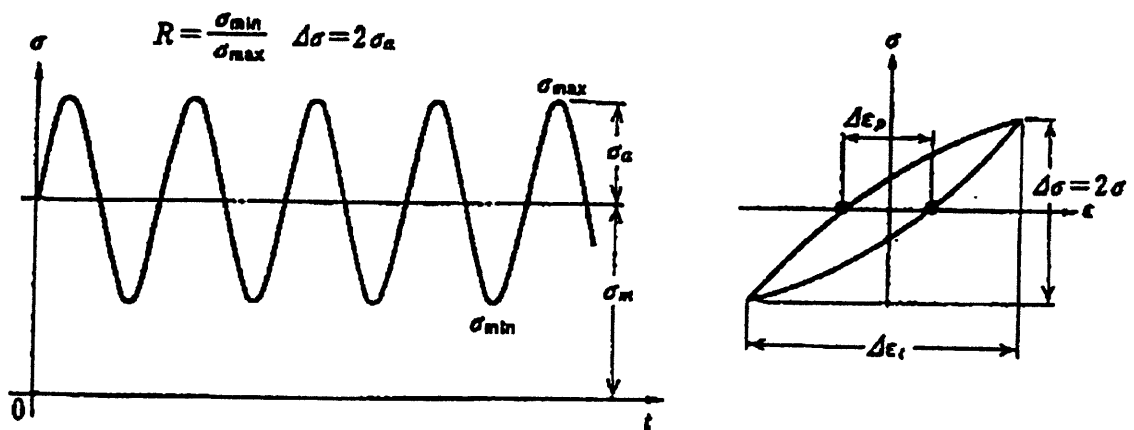


Fig.1.6 Stress amplitude and plastic strain amplitude in fatigue test

超硬合金の疲労特性に関する基礎研究は数多く行われてきた^{13)~24)}。Fig.1.7, Fig.1.8 に WC-Co 合金の疲労試験の S-N 曲線を示す。図にみられるように最大引張応力が低いほど疲労寿命が伸びている。

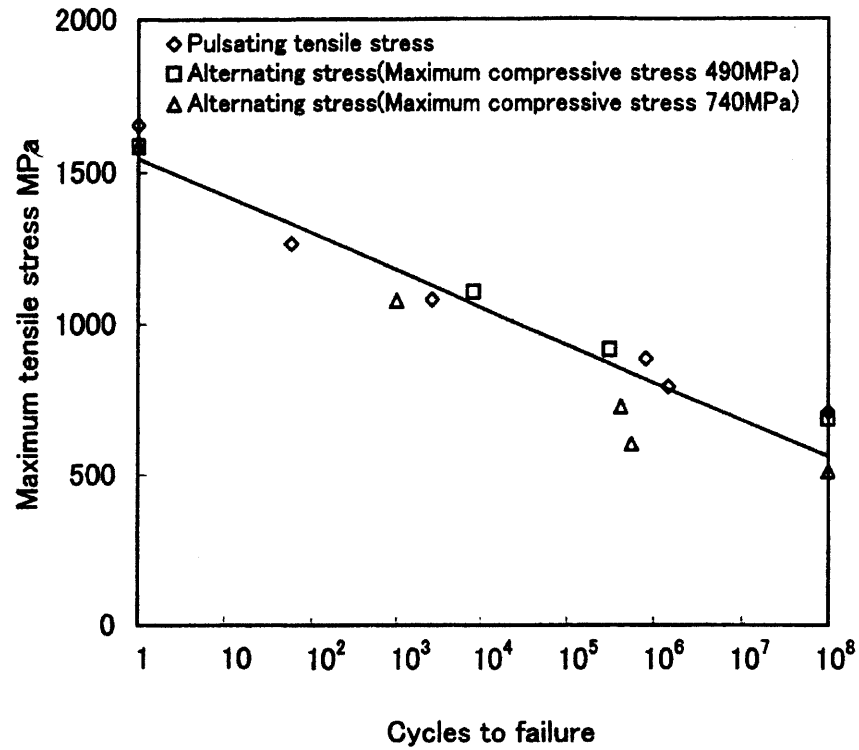


Fig.1.7 S-N curve of WC-5.5% alloy by fatigue test

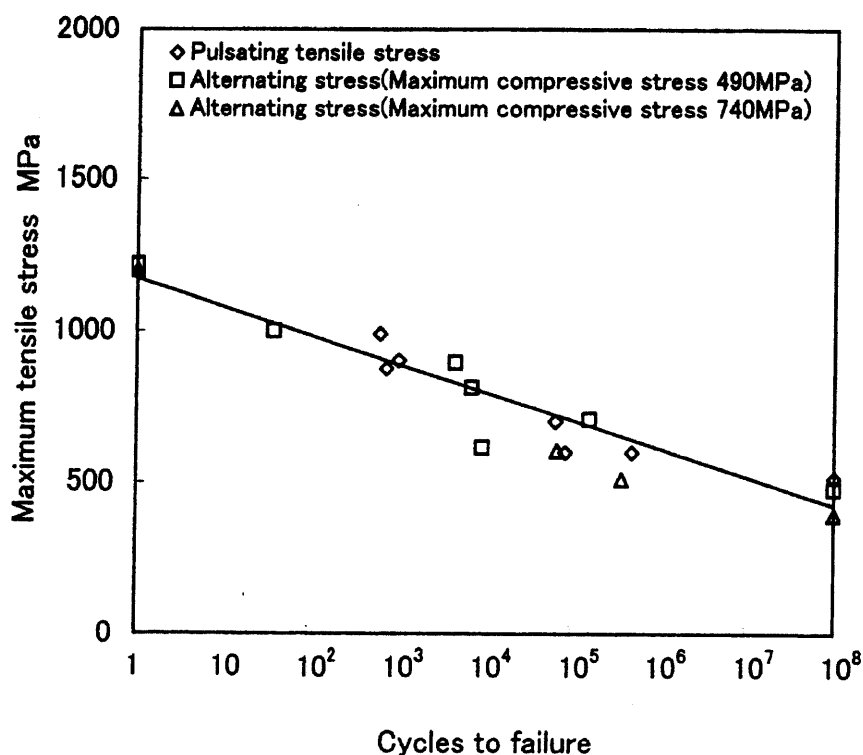


Fig.1.8 S-N curve of WC-12% alloy by fatigue test

実際の破壊現象を把握するために、ピークループ、スケッチ、SEM、TEM、X線回折など様々な手法による巨視的、また微視的な破面観察を行った結果、破壊形態とき裂起点位置は以下のようになる²⁵⁾。

実加工に使用され破壊したダイスを30通り程度サンプリングし、その中でも代表的な9つの例をTable 1.1に示す。また、ダイスの形状とき裂起点位置の模式図をFig.1.9に示す。ダイスは、前工程で押し出し加工を受けた被加工材を、ダイス上面において据込み加工するためのものである。据込み加工の際、被加工材は絞り部においてさらに押し出し加工を受ける。

絞り部の形状は密閉絞りと自由絞りの2種類、また絞り部出口の形状は逃げ部なし、逃げ部ありの2種類とする。

Fig.1.10に破壊形態の模式図を示す。巨視的破壊の形態は剥離、リング割れ、絞り部欠けの3種類に分類できる。リング割

れは密閉絞りの場合のみにおいて発生し，剥離は縦割れから発生している．

き裂の起点は，いずれのダイスにおいてもダイス表面上にあり，その軸方向における起点位置は Fig.1.10 に示したように，A：ダイス上面から数 mm 付近，B：絞り部入口から若干前方，C：絞り部出口から若干後方といった 3 種類に分類することができる．

き裂の起点位置と巨視的破壊形態との関係を見てみると，き裂の起点が A にある場合は剥離が起こり，C にある場合は絞り部出口において欠けが発生する．また，起点位置が B にある場合，自由絞りにおいては剥離または絞り部欠け，密閉絞りにおいてはリング割れあるいは絞り部欠けが発生する．

Table 1.1 Failure and crack initiation position

Did No.	Did approach type	Macroscopic failure	crack initiation position	Initiation position type
①	Closed extrusion (without relief)	Top surface chipping at the radius	3.9mm from top surface	A
②	Closed extrusion (without relief)	Top surface chipping at the radius	2.8, 3.4, 3.7mm from top surface	A
③	Closed extrusion (without relief)	Ring crack	13.5mm , 12.7mm from top surface	B
④	Closed extrusion (without relief)	Ring crack	12.7mm from top surface	B
⑤	Open extrusion (without relief)	Top surface chipping at the radius	0.6mm before the approach inlet radius	B
⑥	Open extrusion (with relief)	Chipping at the approach	Land outlet	C
⑦	Open extrusion (without relief)	Chipping at the approach	0.8mm after the approach outlet radius	C
⑧	Straight (Divided die top)	Top surface chipping at the radius	9mm from top surface	B
⑨	Closed extrusion (Divided die bottom)	Chipping at the approach outlet	0.8mm before the approach inlet	B

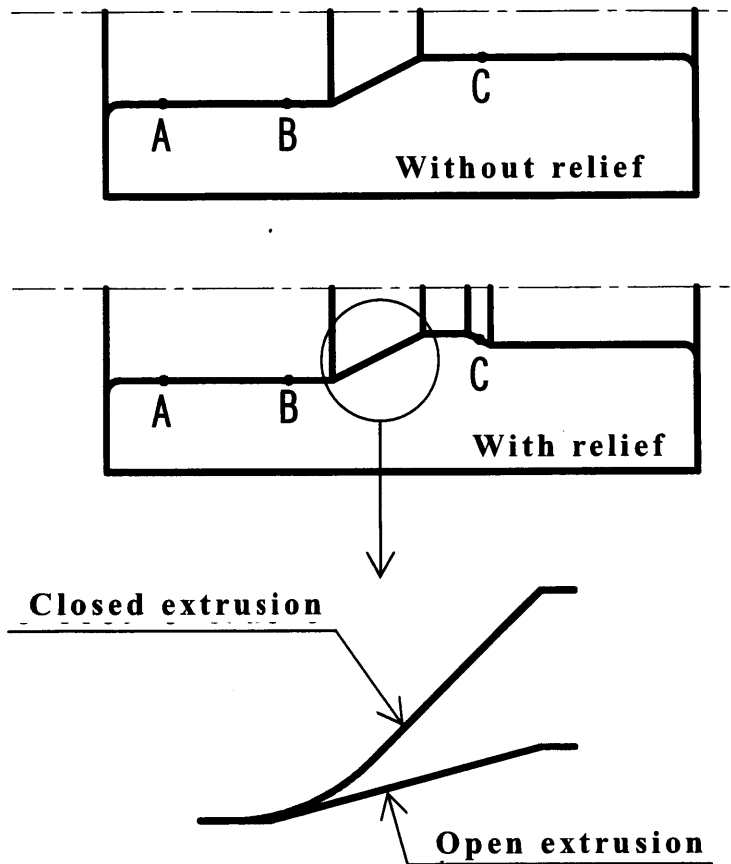
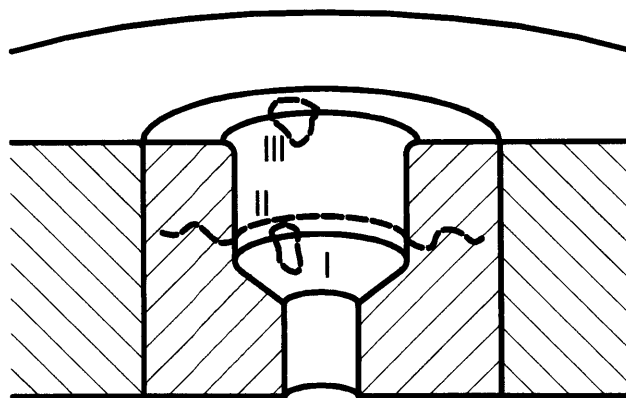


Fig.1.9 Die shapes and crack positions

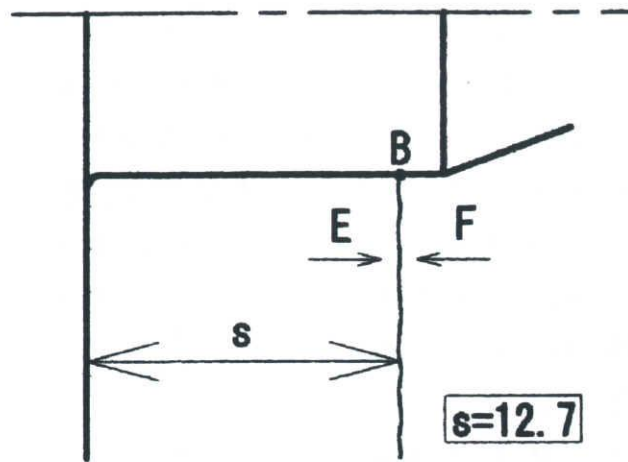


- I : Chipping at the approach
- II : Ring crack
- III : Top surface chipping at the radius

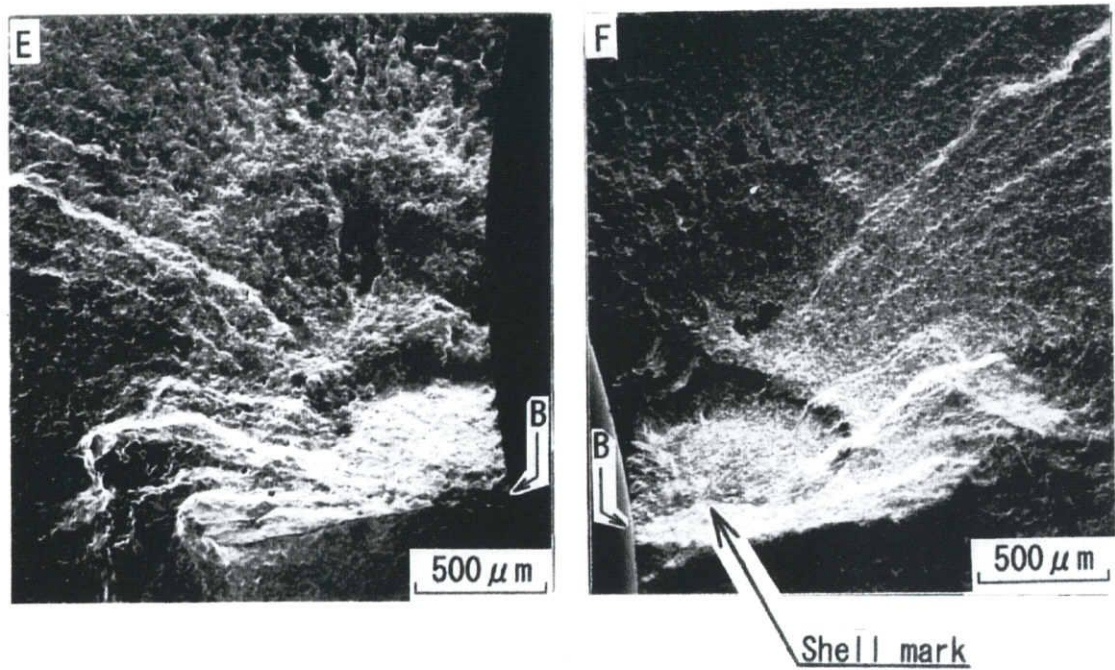
Fig.1.10 Schematic view of failure

Fig.1.11 に **Table 1.1** において示したダイスの疲労破面の写真一例を示す。疲労破面上に貝殻模様が見られる。き裂進展方向はこの貝殻模様に垂直となるため、これをたどることでき裂の起点がわかる。引張り－圧縮疲労試験の破面では、Co含有量が多い超硬合金ほど、貝殻状に見える部分が大きいとされている。貝殻模様外部においてその組織は初期のままであり、WC粒子が角張った形状をしている。それに対して、貝殻模様内部では、WCの角がつぶれ川底の石に似た形状をしている。これより貝殻模様内においては、加工によってかなり大きな変形が生じたと考えられる。

このように、ダイス破面は疲労破壊特有の放射状模様が生じており、起点付近での組織的な欠陥は見られなかった。従って、ダイスの疲労破壊の原因は組織的な因子ではなく、鍛造中におかれた応力・ひずみ状況にあると考えられる。

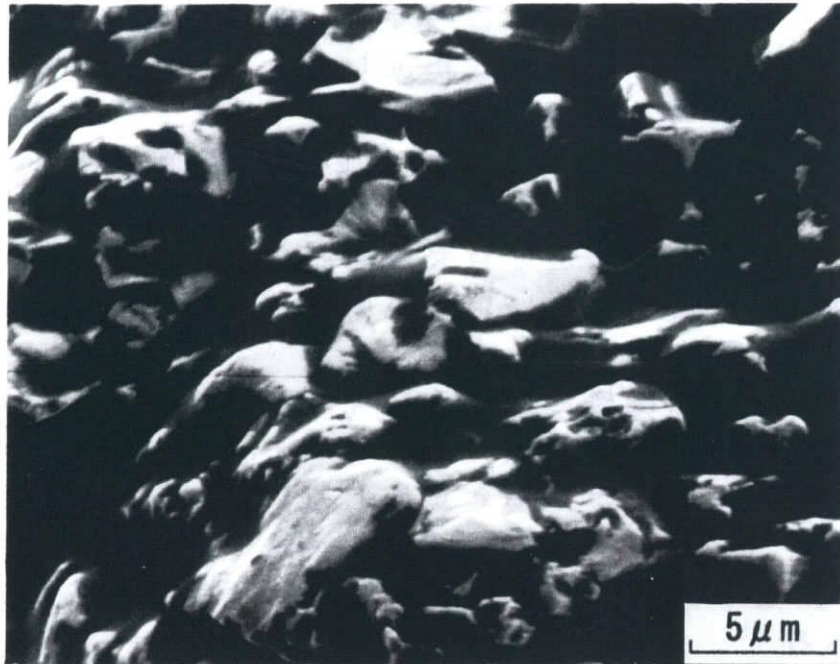


(a) Schematic illustration of fatigue area

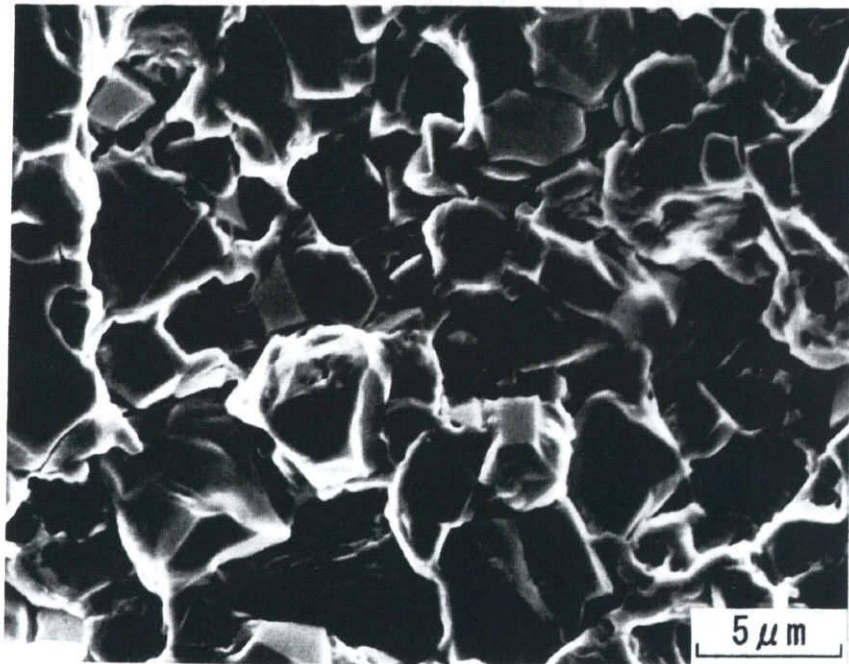


(b) Matching pairs of fracture surface

Fig.1.11 Fatigue fractograph of die



(c) Larger magnification view of shell mark in F shown in (b)



(d) Larger magnification view of outside of shell mark in F

Continued

以上述べたように、ダイスの寿命に関する色々な形での情報収集や解析努力がなされてきた。しかし、実加工においては鍛造条件が常に変動し、またその履歴が不明であるため、疲労試験の結果を実加工で得られる金型の寿命と直接対応させようとするのは非常に困難である。金型の寿命向上を検討するためには、実際の冷間鍛造プロセスにおける金型の応力状況の把握、破壊機構の解明を行い、何が原因で寿命に至ったかを判定することが重要と思われる¹¹⁾。

これまで、疲労機構に関する研究は多数報告されている。大塚らは引張-圧縮疲労試験によって WC-12%Co 合金において、次の2種類があることを明らかにしている。一つは、応力比 $R=0, -1$ ($R=\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$) 等における疲労にみられるもので、焼結時の fccCo が繰返しひずみにより hcpCo のへき開割れを起点とする疲労である²⁷⁾。もう一つは、片振圧縮、および $R=-4, -9$ 等にみられるもので、繰返し負荷により試験片表面相に生じた脱落部を起点とする疲労である^{13)~15)}。

大槻らによると、WC-Co 合金の破壊経路としては、WC 粒子内、WC-Co 界面、WC-WC 界面および Co 相内が考えられ、クラック伝播に要するエネルギーを比較して、Co 相内 > WC 粒子内および WC-WC 界面 > WC-Co 界面となり、クラックは WC-Co 界面となり、クラックは WC-Co 界面から始まると述べている²⁴⁾。

1.3 冷間鍛造金型の疲労破壊に関する研究の現状

冷間鍛造用金型の損傷形態としては，割れ，疲労破壊および摩耗（焼付き）を挙げることができる¹⁵⁾．早期の割れをなくし，疲労破壊の寿命を伸ばして摩耗モードで寿命を迎えることが理想とされており，現下の業界においては疲労破壊による寿命の向上に精力が注がれている．

金ら²⁸⁾は引張圧縮疲労試験および4点曲げ疲労試験の結果に基づき，金型の寿命予測モデルを提案した．**Fig.1.12**に超硬合金の引張圧縮疲労試験の結果を示す．同じ平均応力条件下ではほぼ線形となる傾向であることが確認できた．曲げ疲労試験で得た疲労試験の結果を**Fig.1.13**に示す．

軸力引張圧縮疲労試験と4点曲げ疲労試験から求めた応力振幅と平均応力の関係を**Fig.1.14**に示す．引張平均応力下ではGoodmanの式，また，圧縮の平均応力下ではMorrowの式が近似として良いことが確認できた²⁹⁾³⁰⁾．金型の疲労寿命を予測する式として式(1)，式(2)から式(3)が導かれた．

Fig.1.15に示すように，寿命予測の事例として，実加工工程の成形解析および金型の応力解析結果を用いて，金型応力集中部位の応力値による金型寿命の予測結果(55000)が実機の金型寿命(60000程度)と比べると極めて近い値であった．

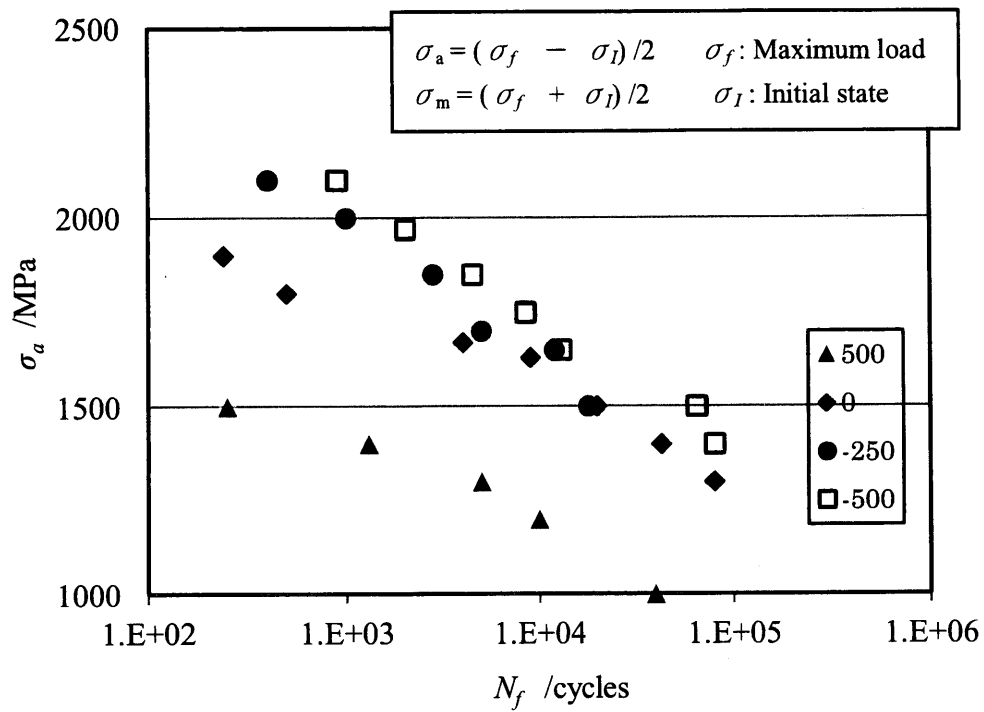


Fig.1.12 Property of fatigue life by tensile-compressive test (S-N curve)

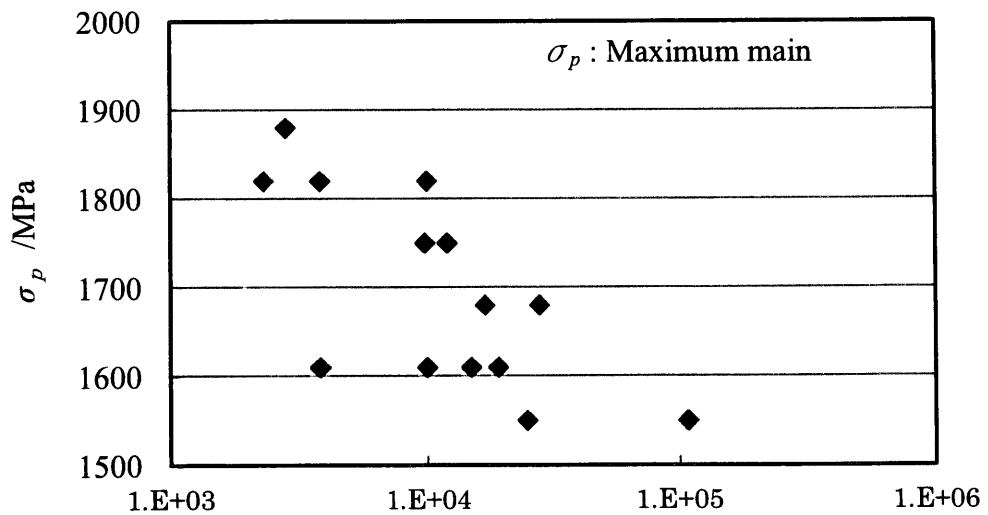


Fig.1.13 Property of fatigue life by 4 points bending test (S-N curve)

Tensile-compress stress
4-point bending

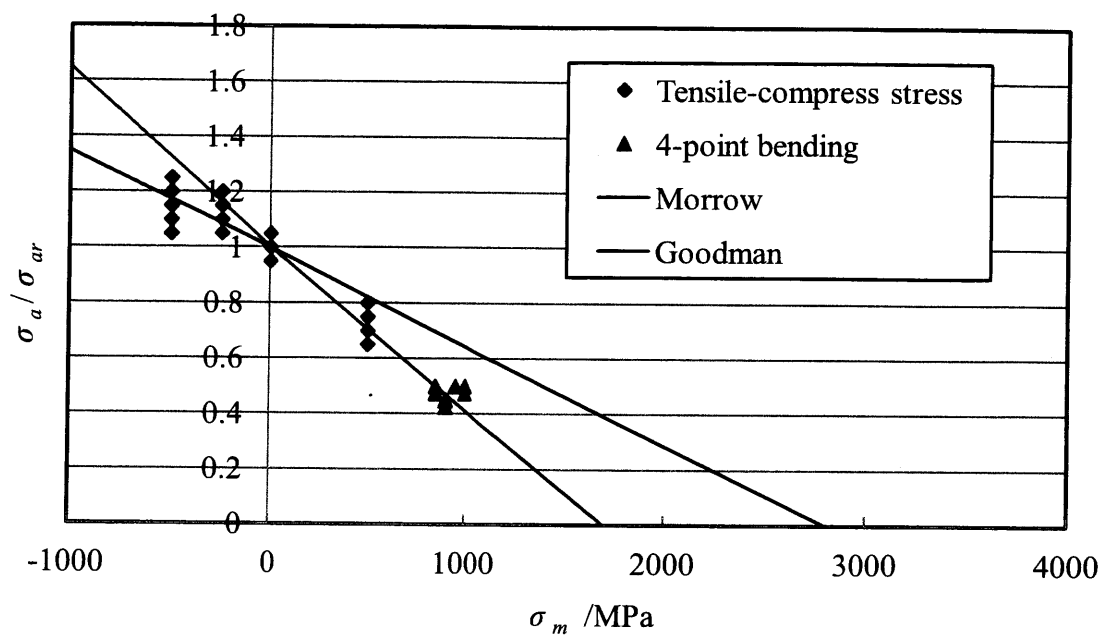
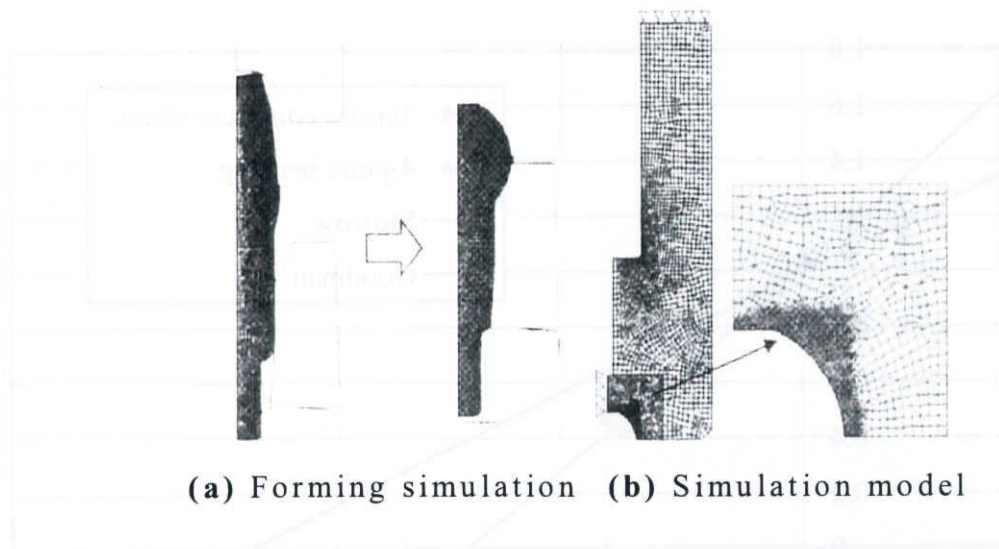


Fig.1.14 Relationship between amplitude stress(σ_{ar}) and average stress(σ_m)

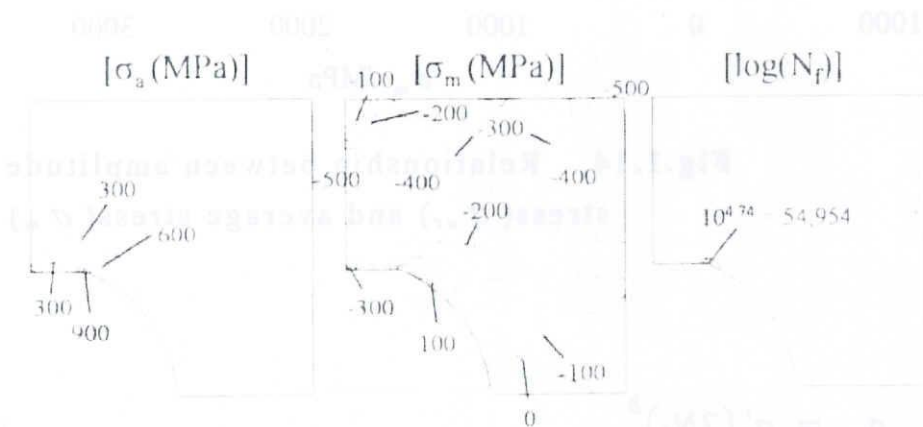
$$\sigma_{ar} = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (1)$$

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_{ar}} + \frac{\sigma_m}{\tilde{\sigma}_f} = 1 \quad \tilde{\sigma}_f = \begin{cases} \sigma'_f = 2817.2 \text{MPa}, & \sigma_m < 0 \\ \sigma_u = 1650.0 \text{MPa}, & \sigma_m \geq 0 \end{cases} \quad (2)$$

$$N_f = \frac{1}{2} \left(\frac{\sigma_{ar}}{\sigma'_f} \right)^{1/b} \quad \sigma_{ar} = \sigma_a \left(1 - \frac{\sigma_m}{\tilde{\sigma}_f} \right)^{-1} \quad (3)$$



(a) Forming simulation (b) Simulation model



(c) Stress distribution and life prediction

Fig.1.15 Results of FEM simulation and life prediction

小坂田ら^{31)~34)}は圧縮疲労および3点曲げ疲労試験を行い、負荷応力と疲労寿命の関連性を述べた。Fig.1.16に疲労試験の結果を示す。圧縮疲労試験においては応力2.7GPaから3.0GPaにかけては、0.3GPa程度の違いで疲労寿命が1桁短くなる程度であったが、応力3.0GPaを超えると極端に疲労寿命が短くなり、3.0GPaと3.1GPaの間で3桁寿命が変化したことがわかった。そして、Fig.1.17に示すように、疲労損傷が蓄積される超硬合金表面を50 μ m程度除去すること(再研磨)により、超硬合金の疲労寿命はほぼ疲労試験前の状態に回復することが報告された。

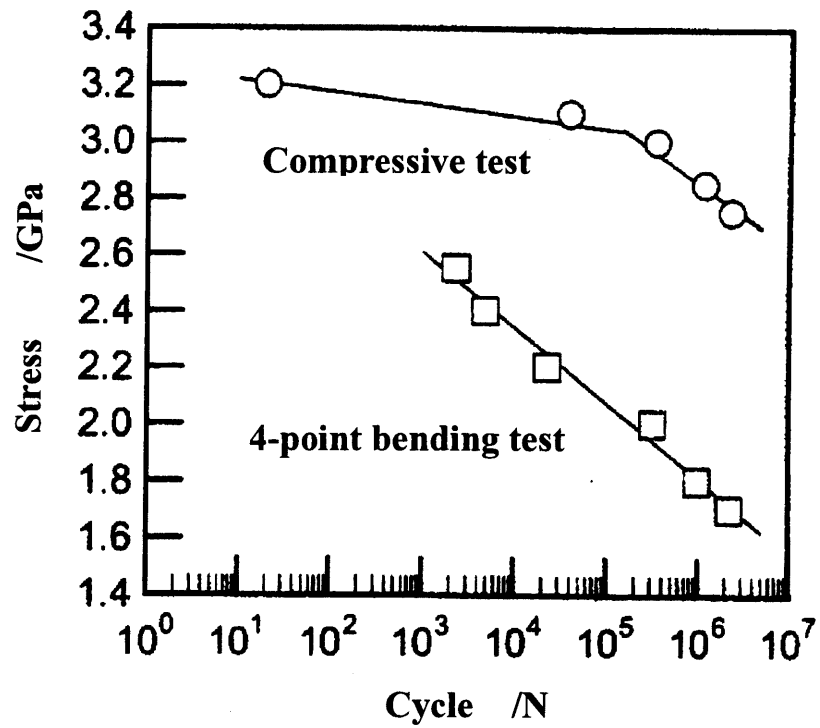


Fig.1.16 Fatigue life by compressive test and 4-point bending test

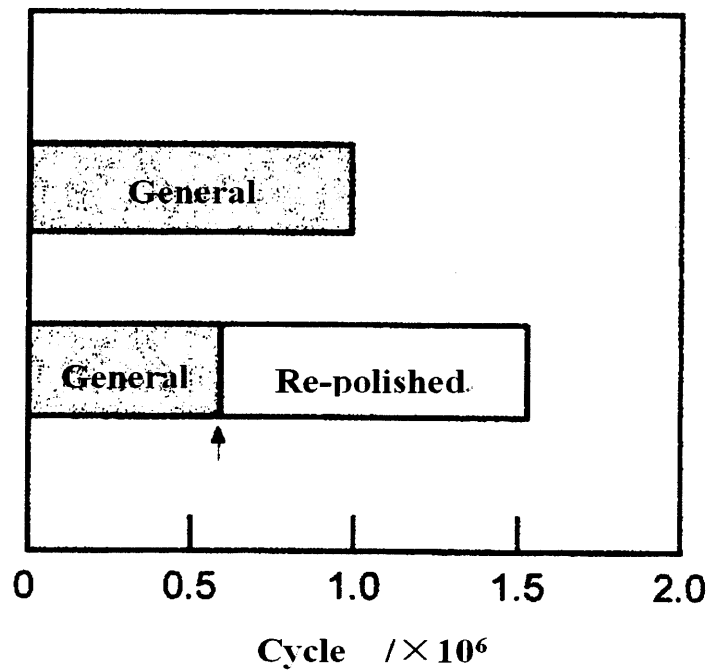


Fig.1.17 Effect of re-polishing process on fatigue life

さらに、修正 Goodman 線図³⁵⁾を基にして、平均応力 σ_m - 応力振幅 σ_a と疲労寿命の関係を図 1.18 に示す。この疲労破壊寿命予測マップを用いて、図 1.19 に示す実機で使用されている超硬合金金型を対象にし、その予測手法の妥当性を検討したが、実機の疲労寿命の 6.8×10^5 に対して、予測寿命が 6.0×10^4 であり、予測精度は悪かった。

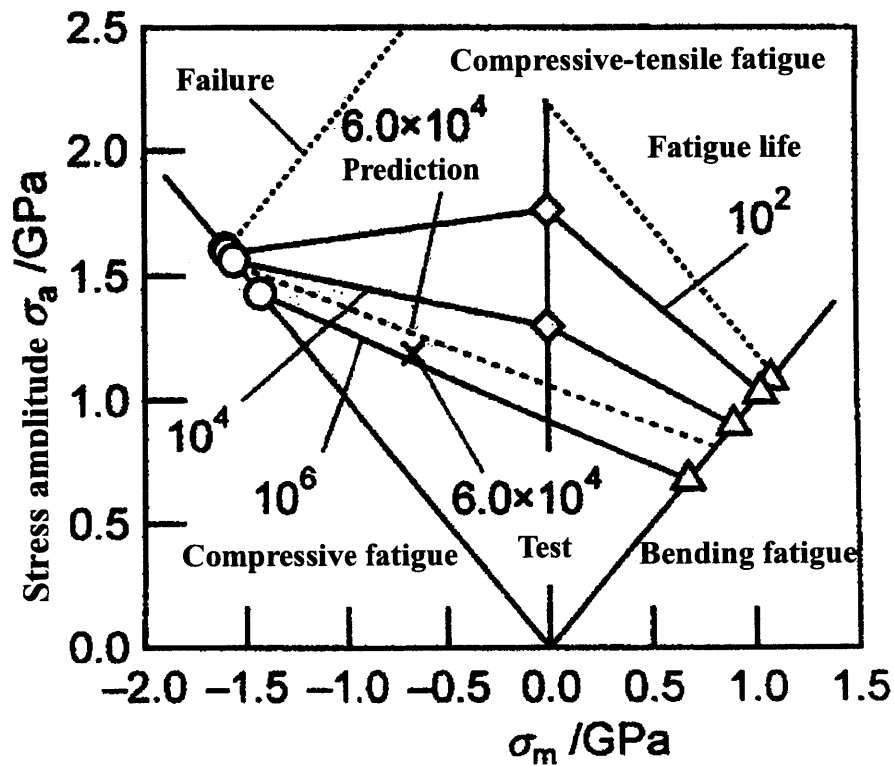


Fig.1.19 Relationship between stress state and fatigue life

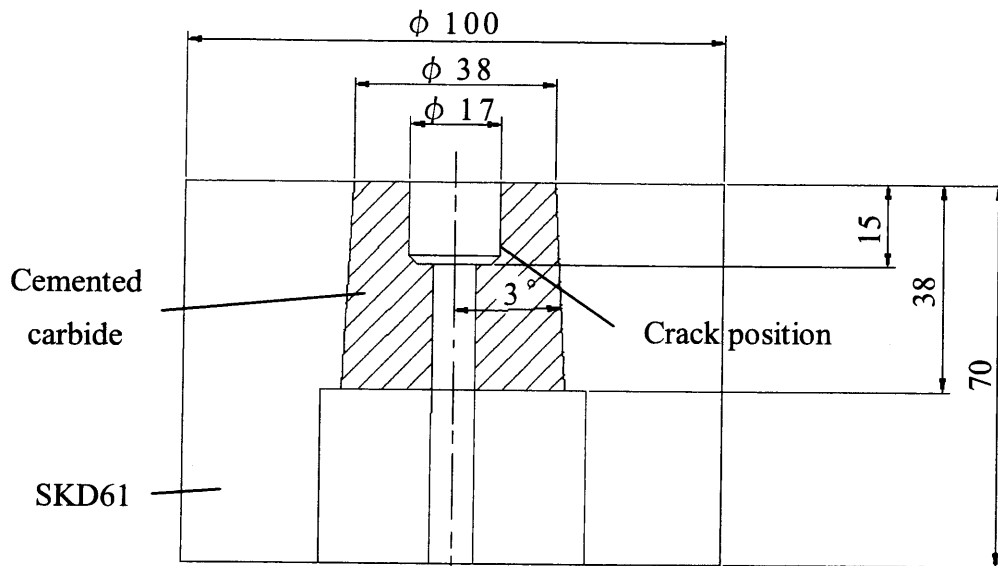


Fig.1.19 Test die

金型の疲労は多軸応力下で発生し，成形中において応力状況が常に変動している．また，疲労試験試片の自由表面に比べ，成形材料と金型との間の摩擦状況も厳しいため，疲労試験の結果を直接応用することには困難と予想される．

1.4 本研究の目的および本論文の構成

本研究では冷間鍛造用金型を対象とし、今までの研究成果を踏まえて、金型の主流材料として使用される超硬合金の機械的特性を調査し、金型の内部応力状況を把握した上で、金型の疲労機構のさらなる解明と金型の寿命予測手法の検討を目的としている。

以下、本論文の構成を示す。第1章は本章であり、研究の背景、冷間鍛造用超硬製金型の寿命向上の重要性などを述べ、本研究の着目点とする超硬合金の機械的特性の中に金型の寿命予測に最も重要である圧縮塑性変形特性、破壊じん性値および疲労特性についての問題点を説明し、本研究の目的を示した。

第2章では、金型製作時における予圧縮応力の見積りおよび実鍛造時における金型の塑性変形をより正確に算出するために、超硬合金の圧縮特性を精度よく求める手法を提案する。そして、超硬合金メーカーと金型メーカーの品質管理の項目である材料の硬さおよび合金組織に注目し、圧縮応力下での塑性変形特性を硬さ試験および合金組織により求める手法を提案する。

第3章では、今まで金型破壊プロセスに関する研究の結果を示し、破壊プロセスには金型材料の破壊じん性が強く関与することを述べる。冷間鍛造金型用軟質超硬合金の破壊じん性を正確に把握するために、セラミックスなどの脆性材料によく用いられる予き裂法を用いて、冷間鍛造金型用超硬合金の破壊じん性値を調べる。業界でよく用いられるビッカース硬さ試験による破壊じん性値と比較して、予き裂法の妥当性を示す。

第4章では、これまでの研究結果を踏まえて、押出し一据込み加工用金型を対象に、パーツフォーマを用いて、現場生産と同じ条件で金型の疲労試験を行い、多軸応力下での金型の疲労挙動を検討する。そして、FEM解析を行い、実加工中における金型の応力・ひずみ状態を把握し、金型の疲労破壊挙動を明らかにする。破壊した金型の破面観察によって、疲労破壊の起点位置、き裂進展挙動を説明する。

第5章は、本論文の総括であり、各章で得られた結果をまとめて、今後の研究方向性の考案などを述べる。

第 2 章 冷間鍛造金型用超硬合金の圧縮変形特性の簡易推定法

2.1 緒言

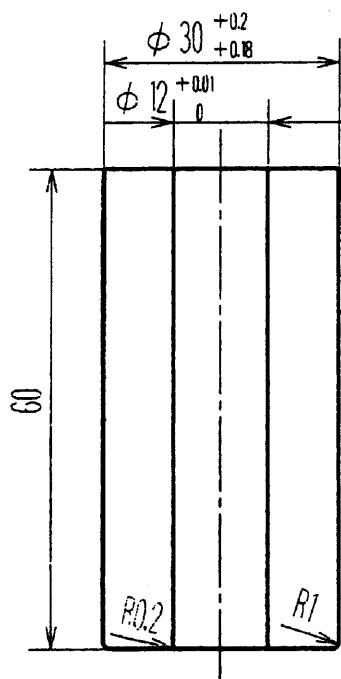
前述したように，超硬合金の疲労破壊については多くの研究成果が報告されている．これらの知見を有効に活用するためには実鍛造時の金型の応力状態を精確に把握する必要がある．鍛造工程中の金型にかかる引張応力の大きさを抑えるために，超硬インサートを鋼製リングに圧入あるいは焼ばめすることが一般的である．この予圧縮応力の値は一般的には超硬インサートを弾性体として厚肉円筒理論を用いて算出される⁷⁾．しかし，後述するように，弾性体として扱う場合の誤差が大きく，超硬インサートの塑性変形特性を知る必要がある．

2.1.1 圧入における超硬インサートの変形挙動

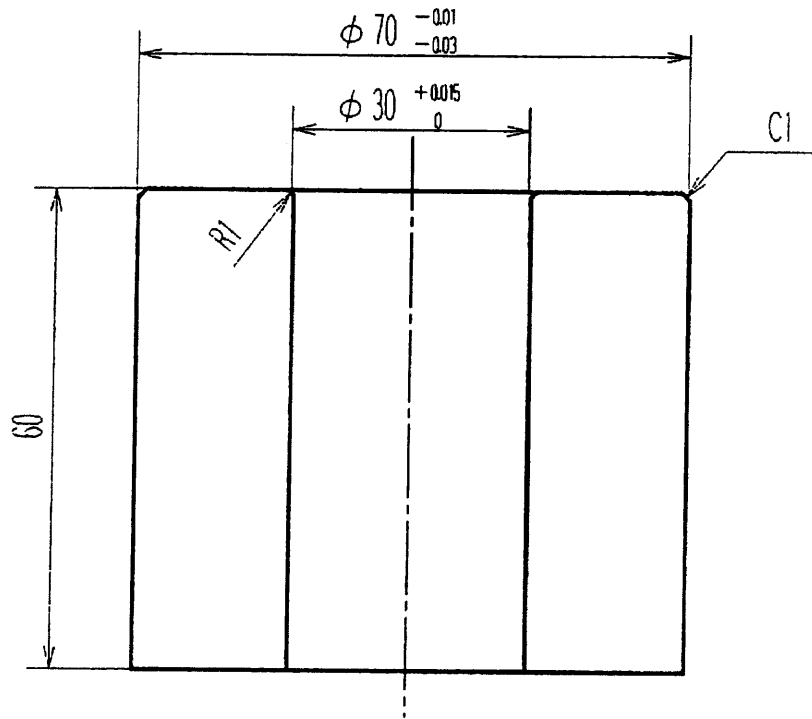
Fig.2.1 に圧入に用いたインサートとケースの形状をそれぞれ示す。Table 2.1 にインサートとケース材料の機械的性質を示す。圧入速度は 10mm/s 一定とした。潤滑剤は固体潤滑剤 MoS₂ を用いた。

圧入におけるケースの形状変化の過程を見るために、ケース外表面から 10mm と下面から 10mm の 2 箇所にはひずみゲージを貼り、圧入に伴うケース外表面における円周方向の変形を検出する。

弾性解析の精度を見るために、組合せ円筒理論による弾性応力解析を行った。この冷間圧入による初期圧縮応力、インサート内径の円周方向に発生する圧縮応力およびケース内径の円周方向に発生する引張応力は、式 2.1 を用いて求めることができる。



(a) Insert



(b) Case

Fig.2.1 Shape of insert and case

Table 2.1 Mechanical properties of insert and case

	Young's modulus E GPa	Poisson's ratio ν	Initial yield point σ_0 MPa
Insert G7	510	0.23	939
Case SKD61	216	0.278	2000

Fig.2.2 に冷間圧入時にダイスに発生する応力状況を示す。本実験では、圧入代は 0.6%、圧入前のインサート内径および外径は $d_i=12.023\text{mm}$ 、 $D_i=30.196\text{mm}$ 、圧入前のケース内径および外径は $d_c=30.011\text{mm}$ 、 $D_c=69.976\text{mm}$ であった。

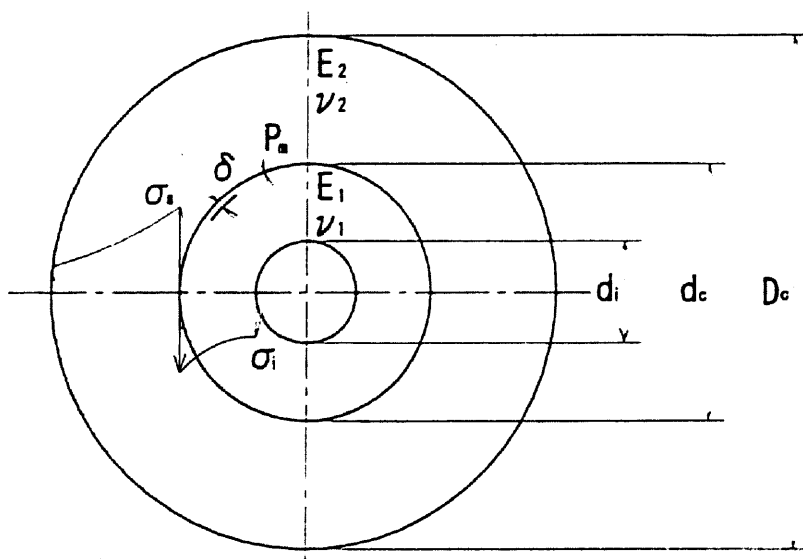


Fig.2.2 Stress state of pre-pressed die

$$\left. \begin{aligned}
 P_m &= \frac{\delta}{\frac{1}{E_1} \left(\frac{d_c^2 + d_i^2}{d_c^2 - d_i^2} - \nu_1 \right) + \frac{1}{E_2} \left(\frac{D_c^2 + d_c^2}{D_c^2 - d_c^2} + \nu_2 \right)} \times 10 \\
 \sigma_i &= -\frac{2d_c^2}{d_c^2 - d_i^2} \times P_m \times 10 \quad \sigma_s = \frac{D_c^2 + d_c^2}{D_c^2 - d_c^2} \times P_m \times 10
 \end{aligned} \right\} (2.1)$$

ただし,

P_m : インサートとケース間の圧縮応力 (MPa)

E_1 : インサートの縦弾性係数 (MPa), $E_1=520 \times 10^3$ MPa

E_2 : ケースの縦弾性係数 (MPa), $E_2=220 \times 10^3$ MPa

ν_1 : インサートのポアソン比 (0.23)

ν_2 : ケースのポアソン比 (0.278)

δ : 圧入代

σ_i : 圧入によるインサート内径に発生した円周方向の圧縮応力 (MPa)

σ_s : 圧入によるケース内径に発生した円周方向の引張応力 (MPa)

これらの条件を式 2.1 に代入してそれぞれ求めた結果 $P_m=605.5$ MPa, $\sigma_i=-1400$ MPa $\sigma_s=878$ MPa となる. 次に, 圧入時のインサート内径における円周方向に最大圧縮応力が発生する時の円周方向ひずみ ε_i を式 2.2 によって求める.

$$\varepsilon_i = \sigma_i/E_i \quad (2.2)$$

$\sigma_i=-1400$ MPa, $E_i=520$ GPa であるので, この値を式 2.2 に代入すると, $\varepsilon_i=-2692 \times 10^{-6}$ となる. 圧入後のインサートの内径を X とすると, $X=(1-2692 \times 10^{-6}) \times d_i$ (圧入前)より, $X=11.991$ mm となる. ところが, 圧入後のインサート内径における実測値は $d_i=11.975$ である.

Fig.2.3 にダイスの圧入に伴うケース外形と上面からの位置関係を示す. 圧入後においてケース上面から 15mm 付近まであまり締まらないことがわかる.

Fig.2.4 にダイスの圧入に伴うインサート内径と上面からの位置関係を示す. 図中破線で示したように, 圧入後のインサート内径は弾性解析による計算値よりも小さくなっている. これは圧入によって, インサートは弾塑性変形していると思われる.

これらの図よりインサート上面から数 mm 付近において，圧入による初期圧縮応力の付加が小さいと考えられ，これによって鍛造用ダイスがインサート上面から数 mm 付近において破壊する可能性が高いと思われる。

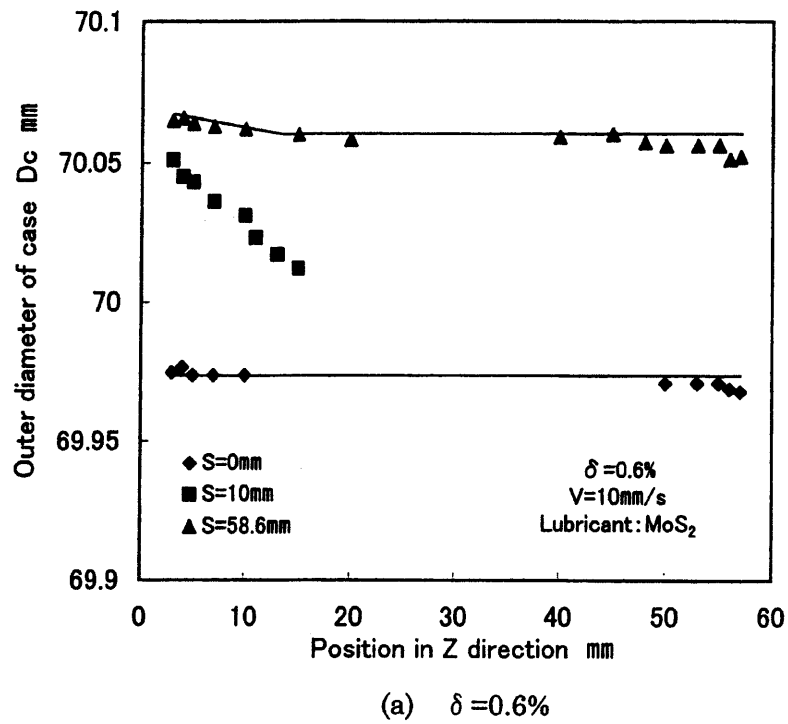
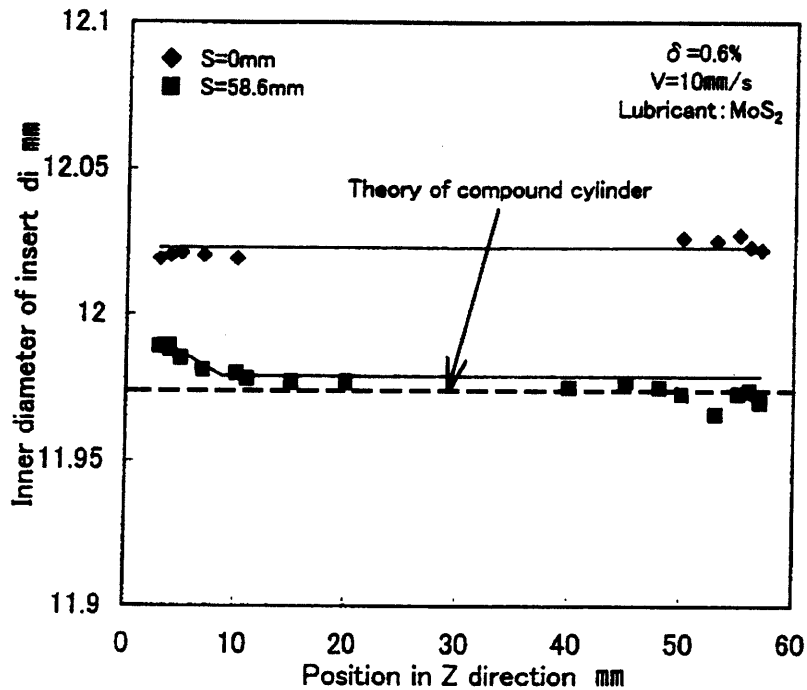


Fig.2.3 Relationship between outer diameter of case and position in Z direction from top surface



(a) $\delta=0.6\%$

Fig.2.4 Relationship between inner diameter of insert and position in Z direction from top surface

Fig.2.5 に FEM 解析を用いて、前述した実験と同じ形状で、インサートは弾塑性体を、ケースを弾性として圧入解析を行った結果を示す。インサートの内表面に約 -600MPa 、外表面に部分的に約 -1400MPa の予圧縮応力、ケースの内表面には最大 900MPa の引張応力が発生していることがわかる。これはインサートを弾性体として厚肉円筒理論を用いて算出した結果とほぼ一致しているが、圧入によってケースとインサートとの間に予圧縮応力が不均一に分布することがわかる。

Fig.2.6 に FEM 解析によるインサート外表面の圧入前後の変化を示す。圧入後においてインサート上面から 15mm 付近まで、全体より変形が小さく、上面に近いほど圧入による初期圧縮応力の付加が小さいと考えられる。また、図中の破線はインサートを弾性体として圧入解析を行った結果を示す。弾塑性解析の結果より変形量が小さいことがわかる。

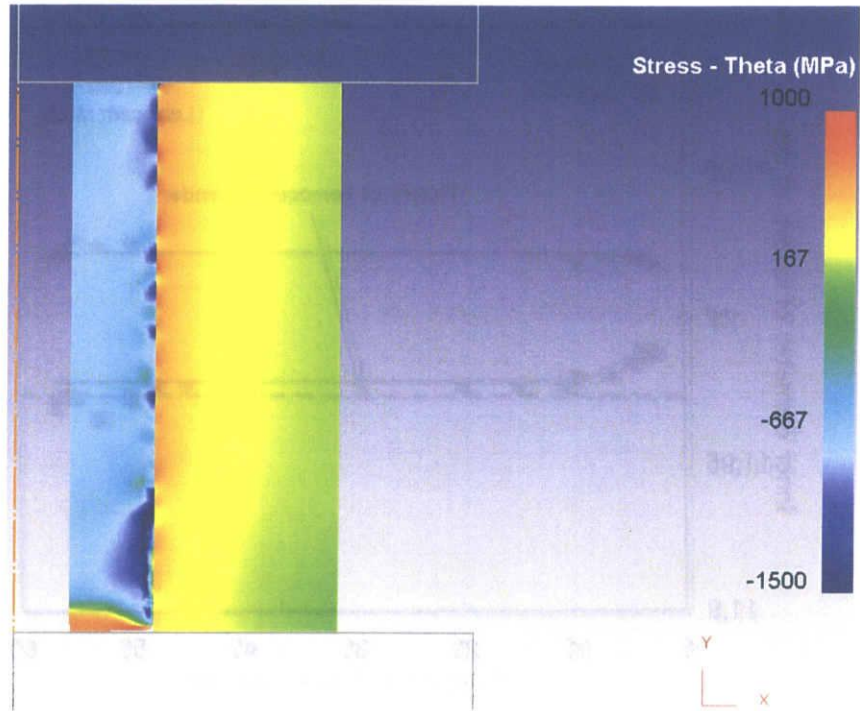


Fig.2.5 Simulation result of pre-press with an elasto-plastic body of insert

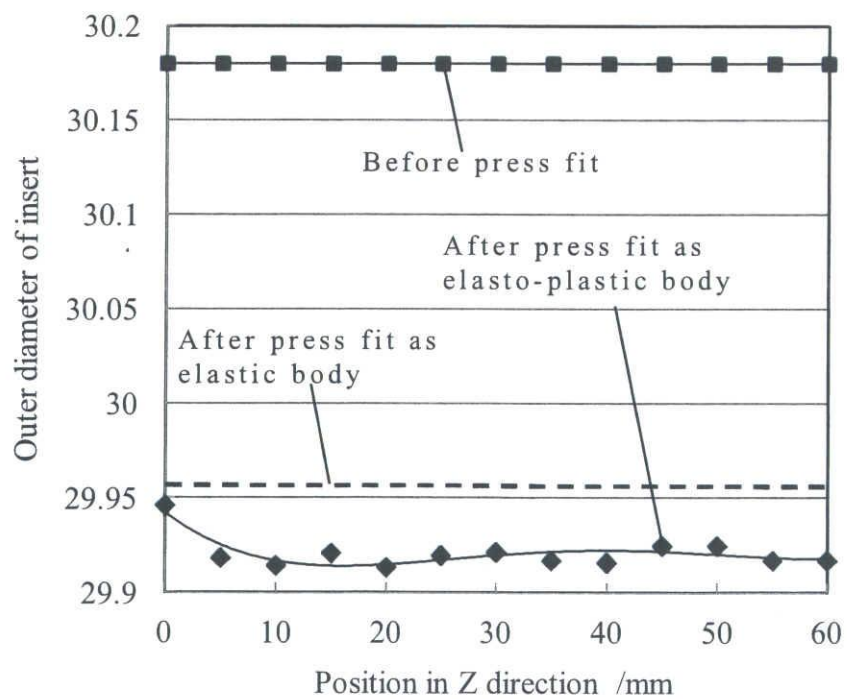


Fig.2.6 Relationship between outer diameter of insert and position in Z direction from top surface

Fig.2.7 に相当ひずみの分布を示す．圧入に伴いインサートの下部に大きな塑性ひずみが発生する．インサートの外壁面に発生する相当ひずみを **Fig.2.8** に示す．上面から 40mm まででは約 2% の相当ひずみが発生するが，40mm からインサート下部にかけて極めて大きな相当ひずみが発生する．**Fig.2.9** にインサートの上面から約 50mm の横断面に発生する円周方向引張応力の分布を示す．Fig.2.2 に σ_i に比較するとわかるように，外壁に近い場所では圧縮応力が下がることわかる．従って，超硬インサートを鋼製ケースに圧入する場合の予圧縮応力の見積りは，超硬インサートの塑性変形を配慮しなければならないことである．

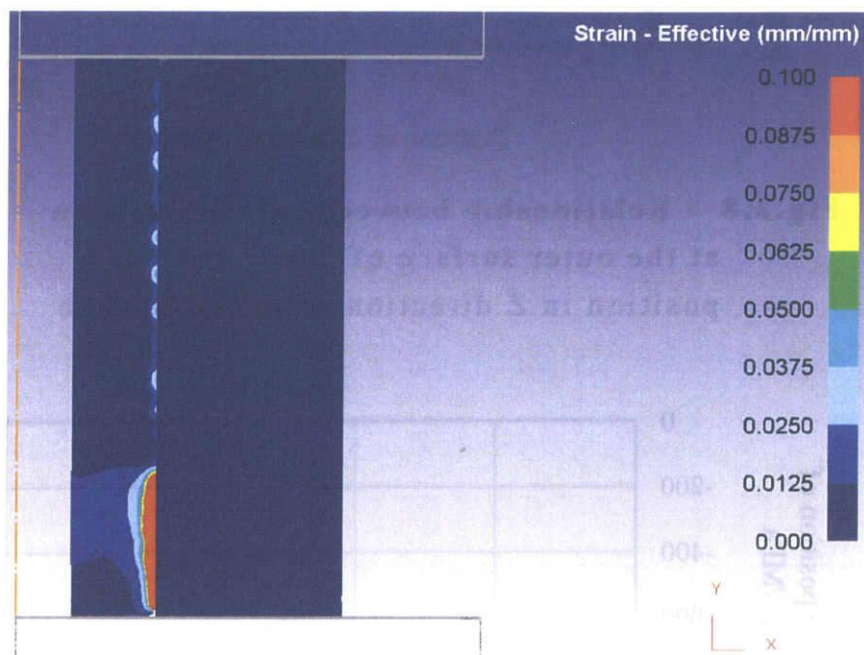


Fig.2.7 Effective strain in insert by press fit

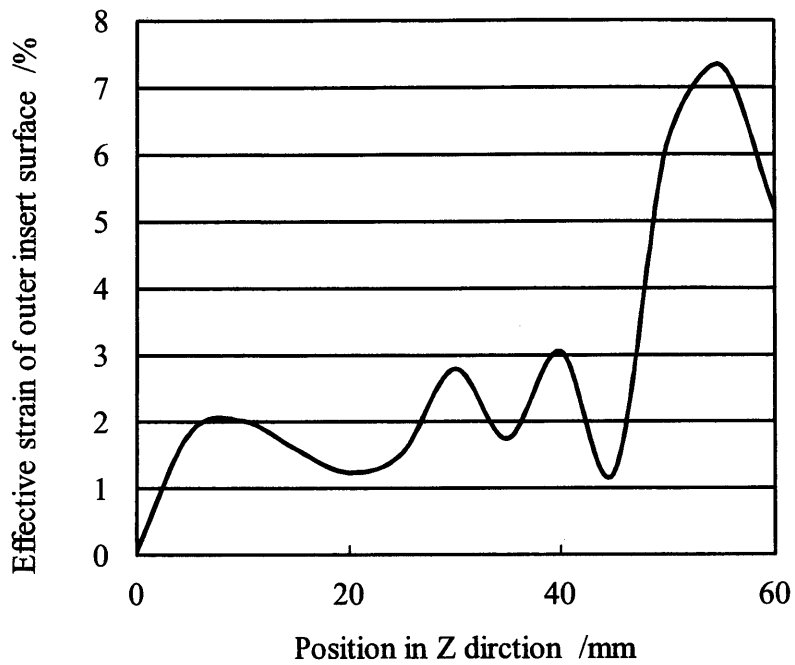


Fig.2.8 Relationship between effective strain at the outer surface of insert and position in Z direction from top surface

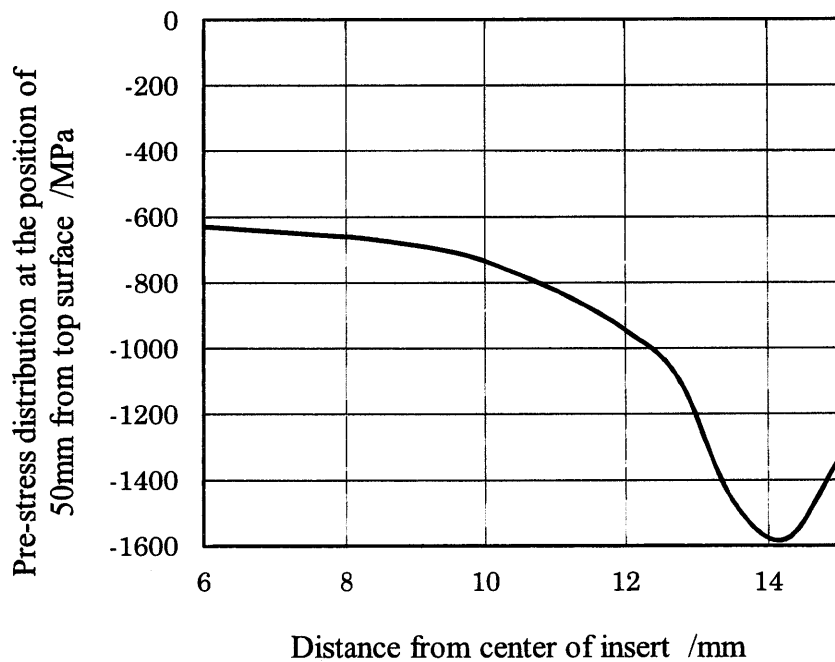


Fig.2.9 Relationship between effective strain at the outer surface of insert and position in Z direction from top surface

以上のように，従来の予圧縮応力の見積り方法では，大まかな応力計算ができるが，塑性変形を配慮しなければならない冷間鍛造金型には不十分である．

さらに，近年，冷間鍛造製品のネットシェイプが求められており，金型にかかる負荷は厳しくなっている．超硬インサートの補強にはより大きいしめ代あるいは多重リングが用いられている．そのため，予圧縮応力によって超硬インサートが塑性変形し，予圧縮応力をより正確に算出するためには超硬合金の圧縮応力による塑性変形特性を精確把握する必要がある．

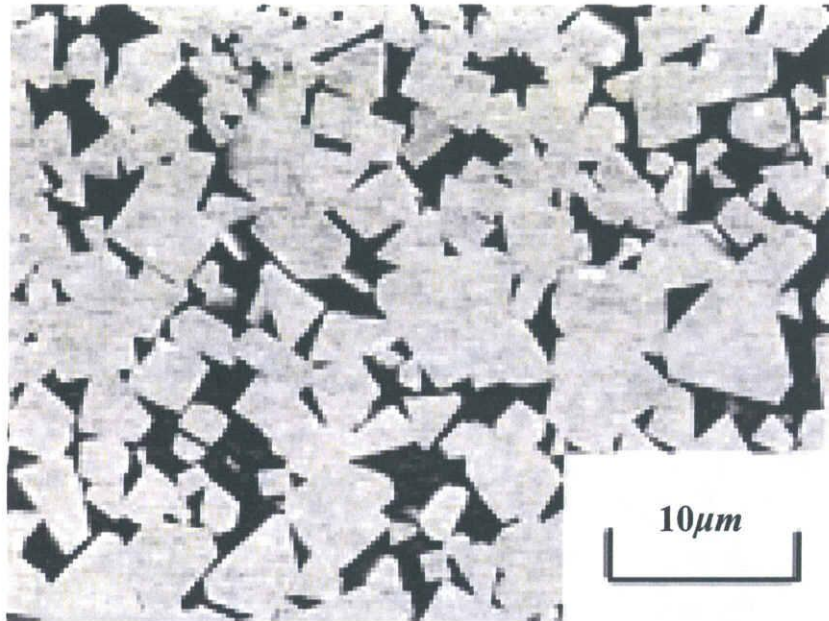
冷間鍛造金型用超硬合金の機械的特性は硬さと抗折力³⁶⁾で評価するのが一般的で，圧縮応力下の塑性変形特性に関するデータは少ない³⁷⁾現下において，本研究では，金型の応力状態を精確に把握するための超硬合金の圧縮特性を精度よく求め，圧縮応力下での塑性変形特性を硬さ試験および合金組織により求める手法を提案する．

2.2 硬さ試験

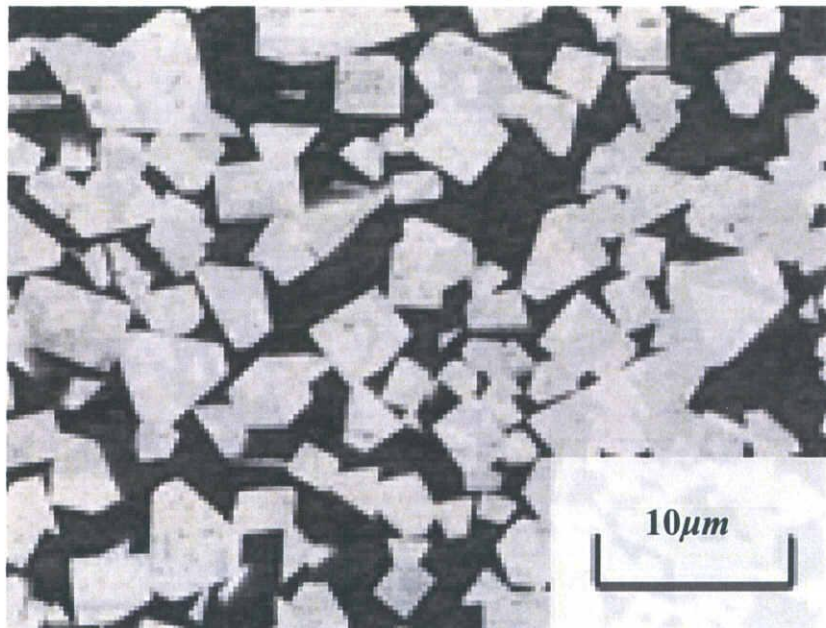
硬さ試験では、超硬インサートの主流である中粒、粗粒合金の中から、Table 2.1 に示す WC 粒径と Co 含有量の異なる 6 種を用いた。Fig.2.10 に供試材の組織写真の例を示す。試験装置はロックウェル硬さ試験機 ARK-F2000 を用いた。Table 2.2 に実測した硬さを示す。

Table 2.1 Cemented carbide alloys

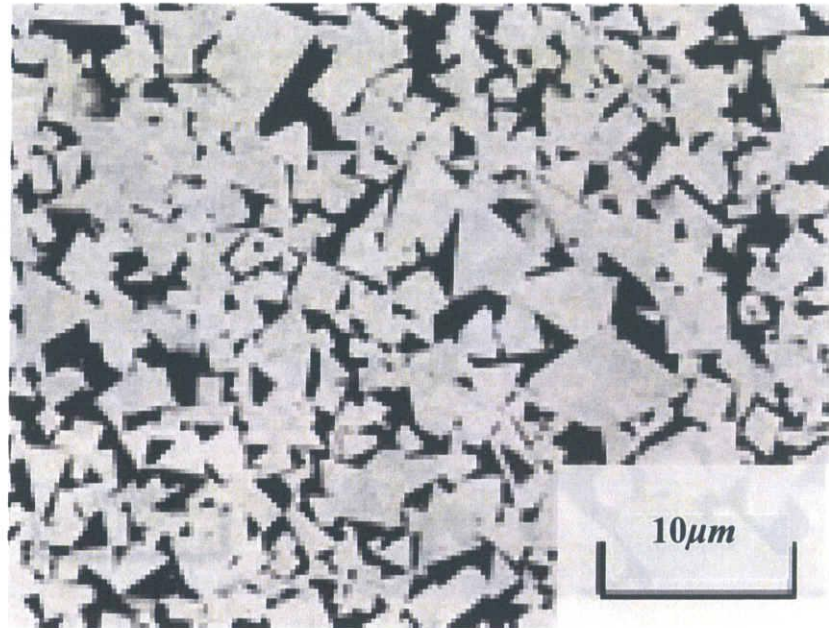
		WC grain size	Co, mass%	Remarks
X	X1	Large	15	Enriched Co by trace elements
	X2		22	
	X3		25	
Y	Y1	Large	25	Pure Co
Z	Z1	Middle	15	Enriched Co by trace elements
	Z2		25	



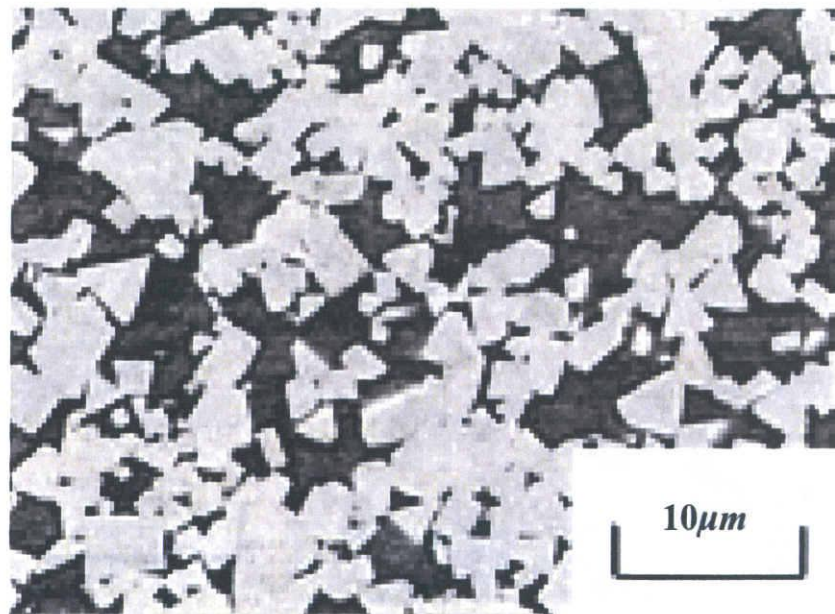
X1



X3



Z1



Z2

Fig.2.10 Microstructure of tested materials

Table 2.2 Mechanical properties

	X			Y	Z	
	X1	X2	X3	Y1	Z1	Z2
<i>HRA</i>	86.3	84.0	82.8	81.6	87.0	83.5
<i>E/GPa</i>	465	410	380	377	468	389

表中の縦弾性率は後述の圧縮試験による測定値である。Coの量が多いほど、WC粒が大きいほど硬さが小さくなっている。本実験で用いた2成分系超硬合金はWC粒径とCo含有量によって組織が決定されるので、この2因子と硬さ*HRA*との関係に着目した。

Fig.2.11に通常の焼結材を対象としたGurlandらの体系的なデータを示す³⁹⁾。*HRA*はWC平均粒径と線形関係をもっていることがわかる。図にみられるように直線の傾きはCo含有量に依存せずほぼ一定となっており、切片はCo含有量と線形関係を持っている。最小二乗法を用いて式近似を行うと式(2.3)が得られる。ここに、 D_{WC} はWC平均粒径(μm)で、 C はCo含有量(%)である。

$$HRA = -0.934 D_{WC} - 0.331 C + 95.415 \quad (2.3)$$

Fig.2.12に式(2.3)による*HRA*の算出値とFig.2.11の実測値との相関を示す。WC平均粒径とCo含有量を用いて、*HRA*を高精度に算出できると言える。次に、式(1)を本実験の供試材に適用してみる。本実験で用いた供試材の中で、WCとCoとの単純2元系材料であるYシリーズ材の硬さを式(1)に代入すると、その平均粒径は $5.5\mu\text{m}$ と算出される。Xシリーズ材はYシリーズ材と同一のWC粒を用いて同一の焼結条件で製作したCo相強化合金なので、XシリーズのWC平均粒径を $5.5\mu\text{m}$ とした。X、Zシリーズ材はCo相強化合金であるため、式(1)のCo含有量の影響係数を改める必要があると思われる。Xシリーズ材の硬さをを用いて、Co含有量の影響係数を算出すると、式(2.4)が得られる。

$$HRA = -0.934 D_{WC} - 0.287 C + 95.415 \quad (2.4)$$

式(2.4)を用いて、Zシリーズ材の WC 平均粒径を算出すると、 $3.8\mu\text{m}$ となる。なお、X, Z シリーズ材の組織写真を用いて、WC 平均粒径を計測する¹⁹⁾と、X, Y シリーズ材では $5.6\pm 0.3\mu\text{m}$ 、Z シリーズ材では $3.7\pm 0.3\mu\text{m}$ となり、上記の算出値と合致している。

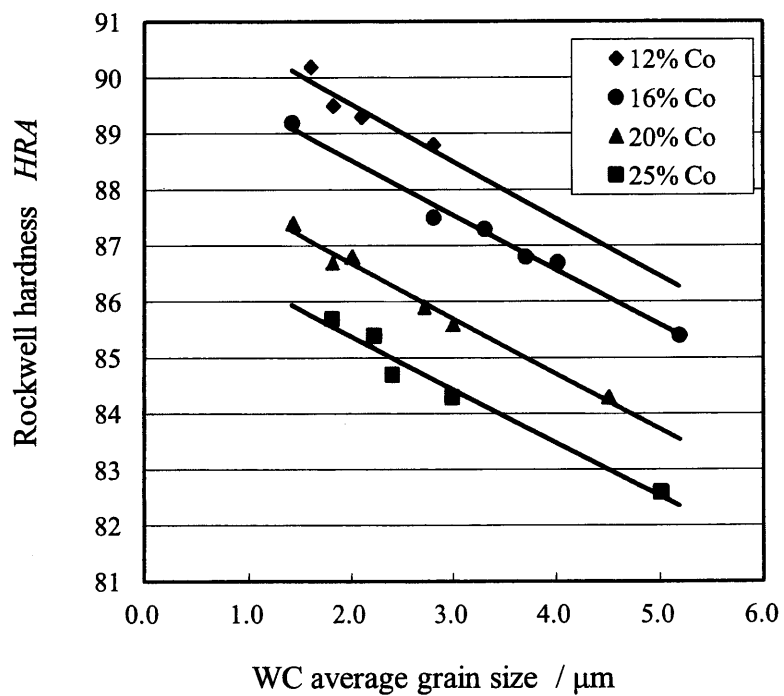


Fig.2.11 Relationship between Rockwell hardness and WC average grain size

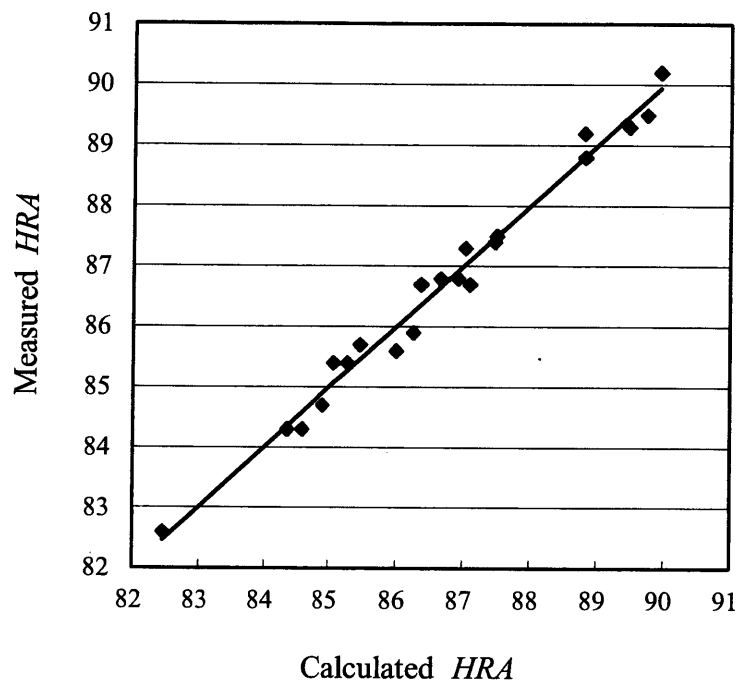


Fig.2.12 Correlation between measured and calculated *HRA*

2.3 圧縮試験

2.3.1 実験装置および実験条件

Fig.2.13 に圧縮試験用試料の形状を示す。ひずみを測定するために最小断面部に加圧方向に平行にひずみゲージ2枚を貼り付けた。Fig.2.14 に圧縮試験装置を示す。装置は試験片を下部で固定し、パンチにより圧縮する仕組みである。パンチの試験片と接触する部分は偏心を避けるためにR形状とした。試験は室温大気中で、試験速度は0.25mm/min一定とした。

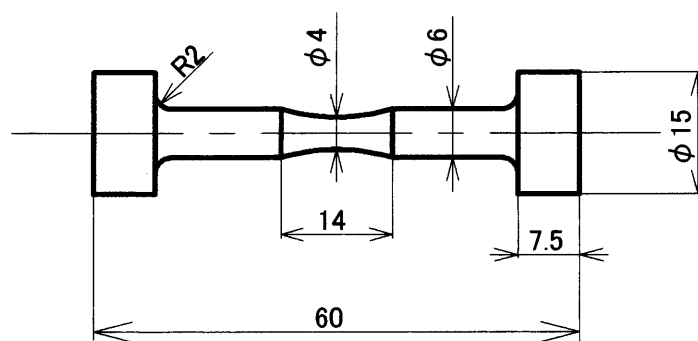
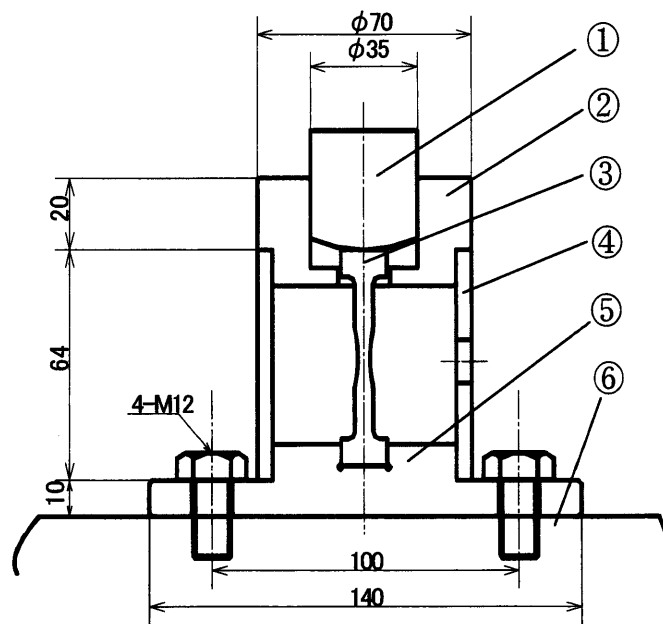


Fig.2.13 Test piece shape for compression test



- ① Punch
- ② Punch guide
- ③ Test piece
- ④ Case
- ⑤ Test piece supporter
- ⑥ Testing machine bed

Fig.2.14 Compression test

2.3.2 実験結果

Fig.2.15(a), (b)に実測した応力-ひずみ線図を示す。同一条件下での実験回数を2回とし、すべてのデータを図示している。ひずみが3.8%付近で計測が不安定となったため、ひずみ3.0%までのデータを採用した。実験精度が高く、実験の繰り返しによるばらつきはほとんど見られない。Co含有量が多いほど、圧縮強度が低下していることがわかる。X3材とY1材を比べて、X3材の圧縮強度が大きく、Co相強化の効果が現れている。XシリーズとZシリーズを比べて、WC平均粒径の小さいZシリーズの圧縮強さが大きいことがわかる。実験結果に基づいて、500MPaを弾性限とし、各材料の圧縮応力 σ と塑性ひずみ ε_p の関係を抽出した。その結果をFig.2.16(a), (b)に示す。塑性ひずみ ε_p の増加に伴い、圧縮応力は増加した後一定値に漸近している。この変化傾向をできる限り少ない係数で高精度に表現するために、式(3)に示すべき関数と1次関数の積で式近似を行った。近似式において、塑性ひずみ $\varepsilon_p \geq \varepsilon_0$ の領域における圧縮応力の低下を避けるために、当該領域の圧縮応力を一定とした。ただし、 ε_0 は式(4)で表せる。Fig.2.14(a), (b)に見られるように式(2.5)による近似曲線はいずれの材料においても実測曲線と合致している。

$$\sigma = \begin{cases} (A - C \varepsilon_p) \varepsilon_p^B & \varepsilon_p \leq \varepsilon_0 \\ \left(\frac{B}{C}\right)^B \times \left(\frac{A}{B+1}\right)^{B+1} & \varepsilon_p \geq \varepsilon_0 \end{cases} \quad (2.5)$$

$$\varepsilon_0 = \frac{AB}{C(B+1)} \quad (2.6)$$

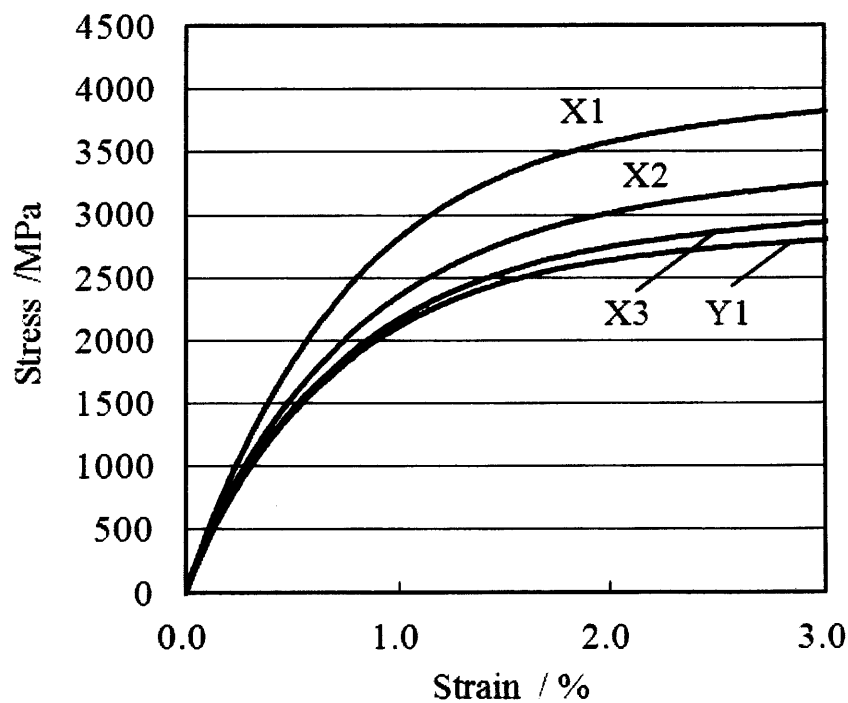
2.4 圧縮応力－塑性ひずみ曲線の推定

2.4.1 硬さに基づく推定

式(2.5)を用いて各供試材に対して式近似を行ったところ、係数 B はほぼ 0.33 であることがわかった。係数 A および C と硬さとの関係を Fig.2.17, 2.18 に示す。係数 A , C と硬さとの相関関係は 2 次曲線で近似できることがわかる。この 2 次曲線と硬さの実測値を用いて、係数 A , C を求め、式(2.5)に基づいて生成した応力 σ －塑性ひずみ ε_p 線図を Fig.2.19(a), (b) に示す。

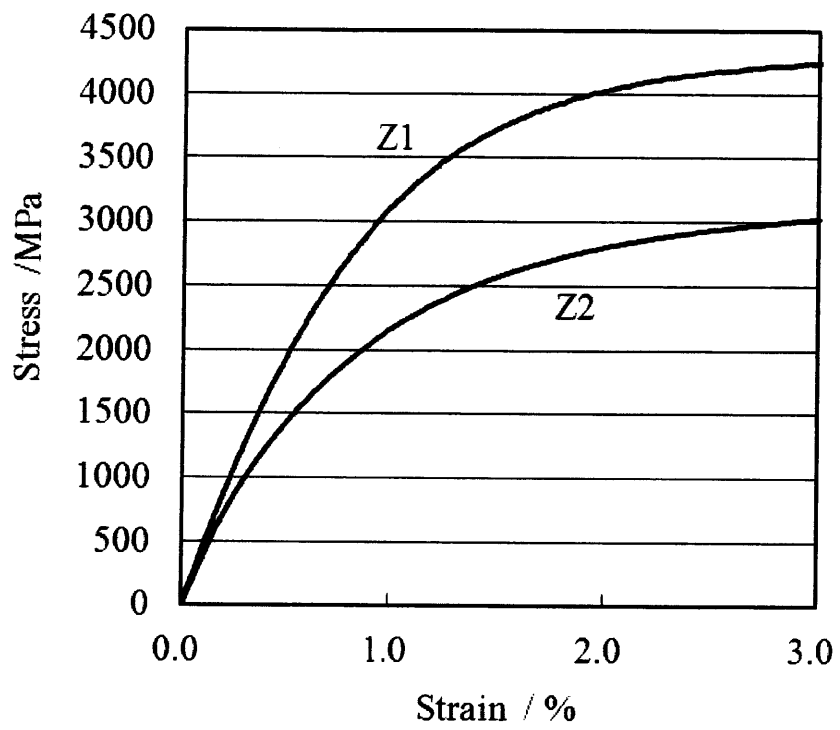
$$A = 3.117 \times 10^2 HRA^2 - 5.123 \times 10^4 HRA + 2.118 \times 10^6 \quad (2.7)$$

$$C = 8.652 \times 10^3 HRA^2 - 1.439 \times 10^6 HRA + 5.998 \times 10^7 \quad (2.8)$$



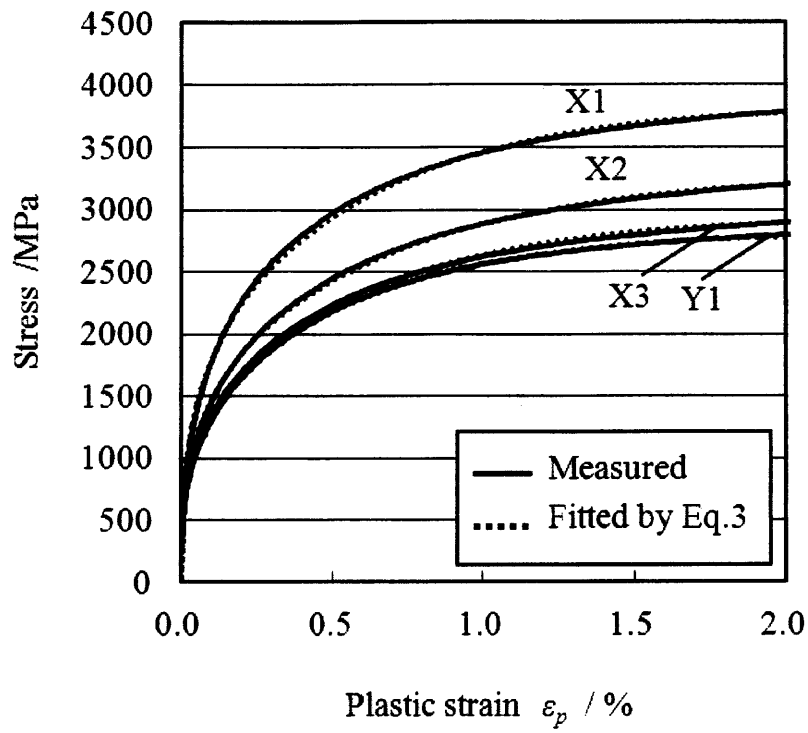
(a) X and Y series.

Fig.2.15 Stress-strain curves by compression test

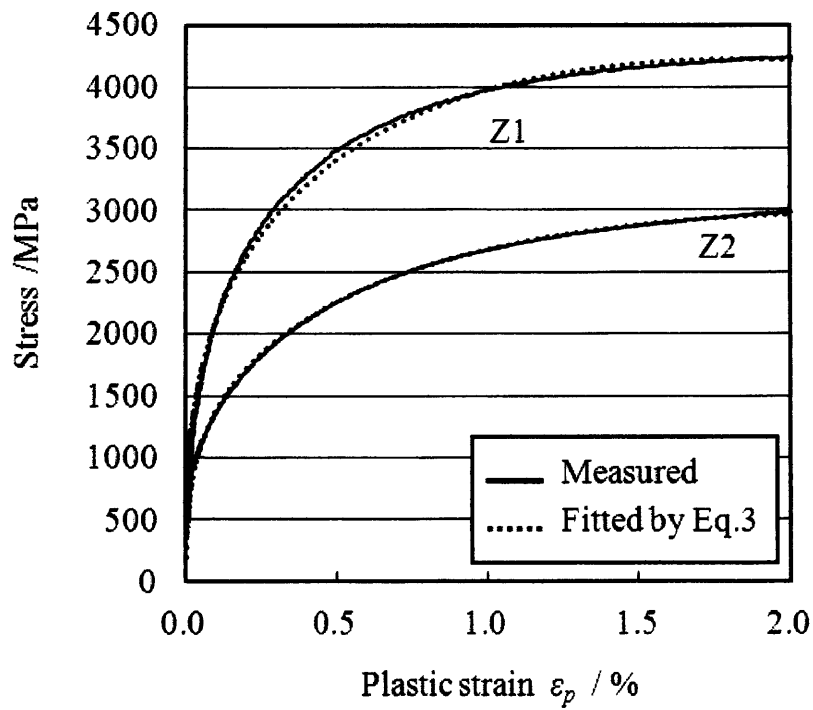


(b) Z series

Continued



(a) X and Y series



(b) Z series

Fig.2.16 Measured and fitted stress-plastic strain curves

生成した曲線と実測した曲線とは精度よく一致しない場合が生じる。すなわち、硬質超硬合金では精度が低く、軟質超硬合金では精度よく一致している。

硬質超硬合金で生成した曲線の精度が低いのは、Fig.2.17, 2.18 に示すように *HRA* が 85 以上の領域において係数 *A*, *C* は急増しており、式(2.7), (2.8)の近似精度が不十分であることに起因していると思われる。実際の超硬インサートの予圧縮応力の大きさは最大で 2500MPa 程度までであることを考えると、硬さによる推定曲線の誤差は X1 材で最大 3.8% で、Z1 材で最大 5.6% であり、許容できるものと思われる。

2.4.2 WC 平均粒径と Co 含有量に基づく推定

X, Y シリーズの WC 平均粒径 $5.5\mu\text{m}$, Z シリーズの WC 平均粒径を $3.8\mu\text{m}$ とし, 式(2.3), (2.4)を用いてロックウェル硬さ *HRA* を算出した.

Table 2.3 に *HRA* の実測値および算出値を示したもので, WC 平均粒径と Co 含有量からロックウェル硬さ *HRA* を精度よく算出できていることがわかる. 算出したロックウェル硬さ *HRA* を用いて, 係数 *A*, *C* を求め, 式(2.5)に基づいて生成した曲線 **Fig.2.20** に示す. 近似精度は硬さに基づく推定に比べるとかなり劣っている. 応力 2500MPa では, 推定誤差は X シリーズで最大 4.8% で, Z1 材では 8.3% である.

Table 2.3 Measured and calculated Rockwell hardness

		Measured Rockwell hardness <i>HRA</i>	Calculated Rockwell hardness <i>HRA</i>
X	X1	86.3	86.0
	X2	84.0	83.9
	X3	82.8	83.1
Y	Y1	81.6	82.0
Z	Z1	87.0	86.9
	Z2	83.5	83.6

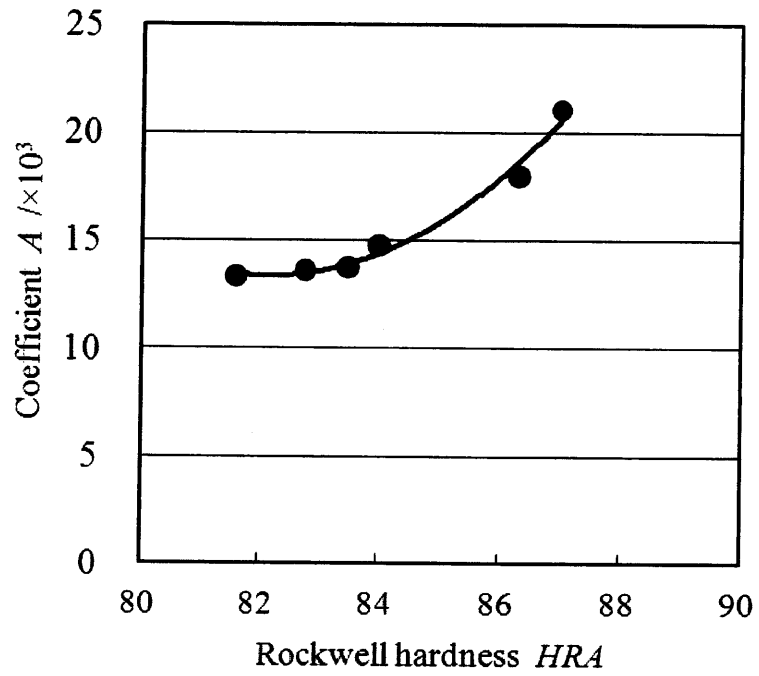


Fig.2.17 Relationship between coefficient A and *HRA*

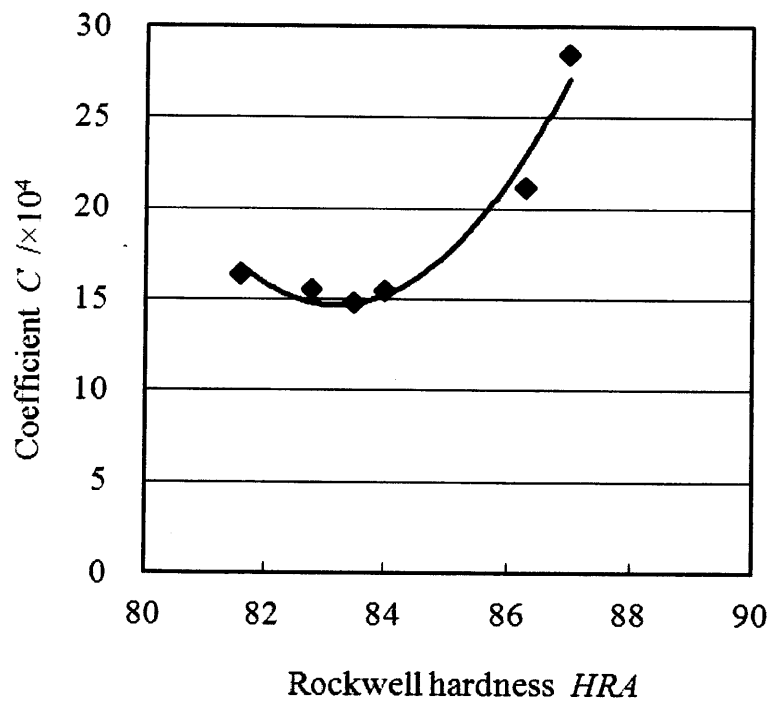
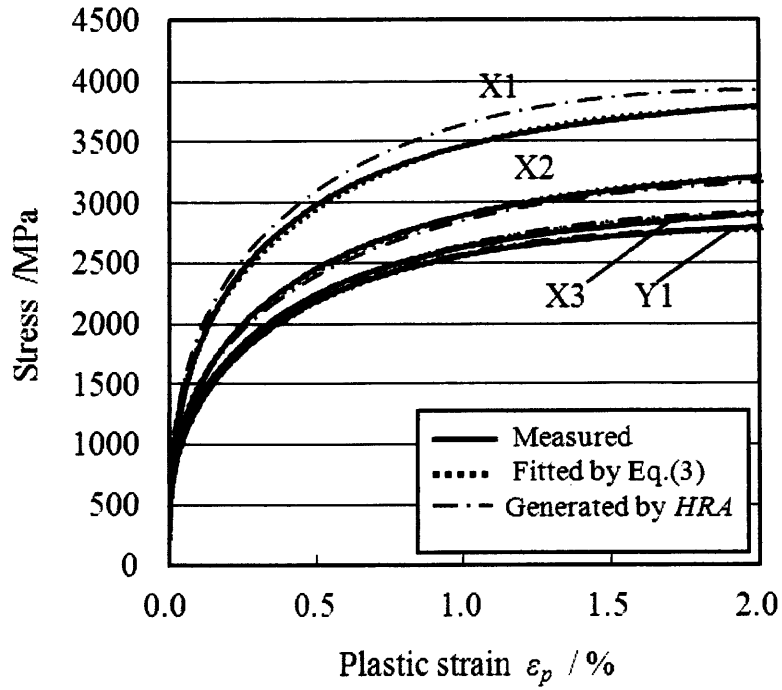
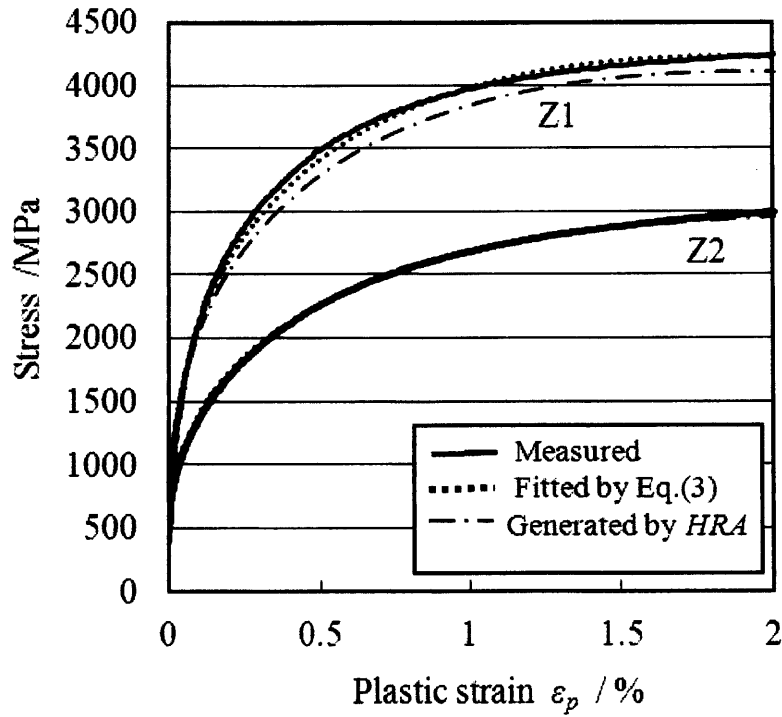


Fig.2.18 Relationship between coefficient C and *HRA*

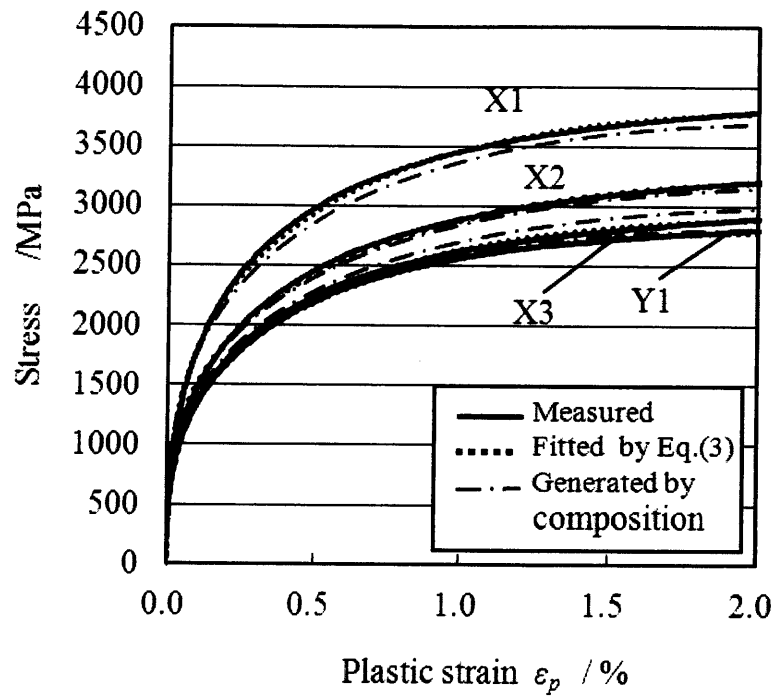


(a) X and Y series

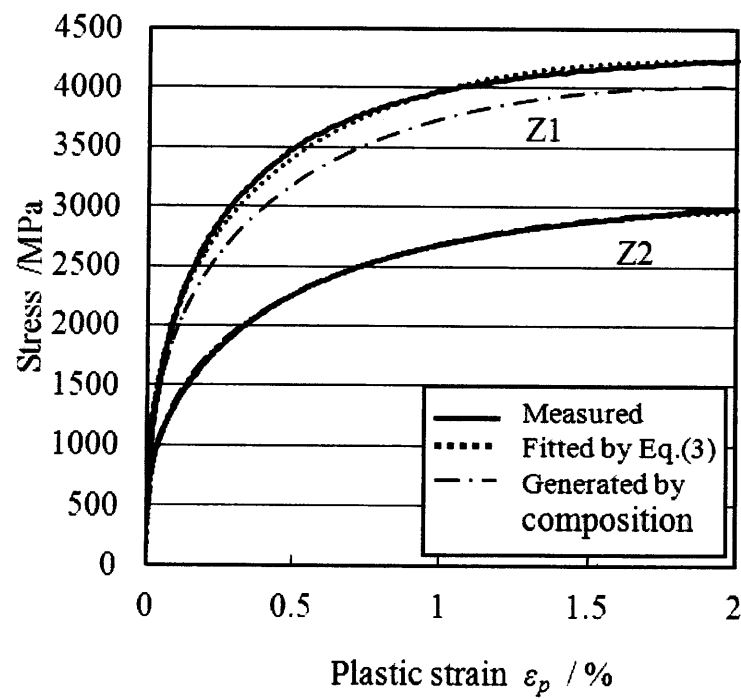


(b) Z series

Fig.2.19 Comparison between measured curves and generated curves by using measured *HRA*



(a) X and Y series



(b) Z series

Fig.2.20 Comparison between measured curve and calculated curve based on microstructure

2.5 結言

冷間鍛造金型用超硬合金の圧縮特性について検討した結果、以下のことがわかった。

- 1) 圧縮強度は、WC 平均粒径が大きいほど、Co 含有量多いほど小さく、Co 相の強化によって若干大きくなる。
- 2) ロックウェル硬さ HRA は、WC 平均粒径 D_{WC} と Co 含有量 C の 1 次関数式 $HRA = -0.934 D_{WC} - f C + 95.415$ で算出でき、係数 f は Co 合金で 0.331、Co 相強化合金で 0.287 となる。
- 3) 圧縮応力 σ と塑性ひずみ ε_p の関係は $\sigma = (A - C \varepsilon_p) \varepsilon_p^B$ で表現でき、係数 A 、 C はロックウェル硬さ HRA の 2 次関数で算出でき、係数 B は 0.33 である。
- 4) 圧縮応力－塑性ひずみ曲線はロックウェル硬さあるいは合金組織から推定することができる。

第3章 冷間鍛造金型用超硬合金の破壊じん性

3.1 緒言

Fig.3.1 に鋼製ボルトの冷間鍛造用ダイの欠けによる破壊のプロセスを示す⁹⁾. Fig.3.1(a)は寿命に達したダイの破壊部位で、多数のき裂とくぼみ(図中で黒く塗られた領域)が認められる。ダイ表面上のくぼみに被加工材が入り込み、製品表面に凸部が(Fig.3.1(b)に黒く塗られた領域)形成され、その大きさが規格値を上まわると、不良品となり、その時点でダイが寿命に達したと判断される。ダイ表面のき裂、くぼみの転写痕とみられる製品表面上の痕跡から判断すると、ダイには寿命比 $N/N_f = 0.08$ の比較的早期にき裂が生成されており、金型寿命はき裂の進展、合体に支配されている。こうした破壊プロセスには金型材料の破壊じん性が強く関与すると考えられる。超硬合金の破壊じん性については、抗折力³⁶⁾の他にビッカース硬さ試験による破壊じん性値¹⁰⁾がよく用いられるが、比較的軟質の鍛造金型用超硬合金への適用には限界があると思われる。

本章では、予き裂法を用いて、冷間鍛造金型用超硬合金の破壊じん性を調べる。

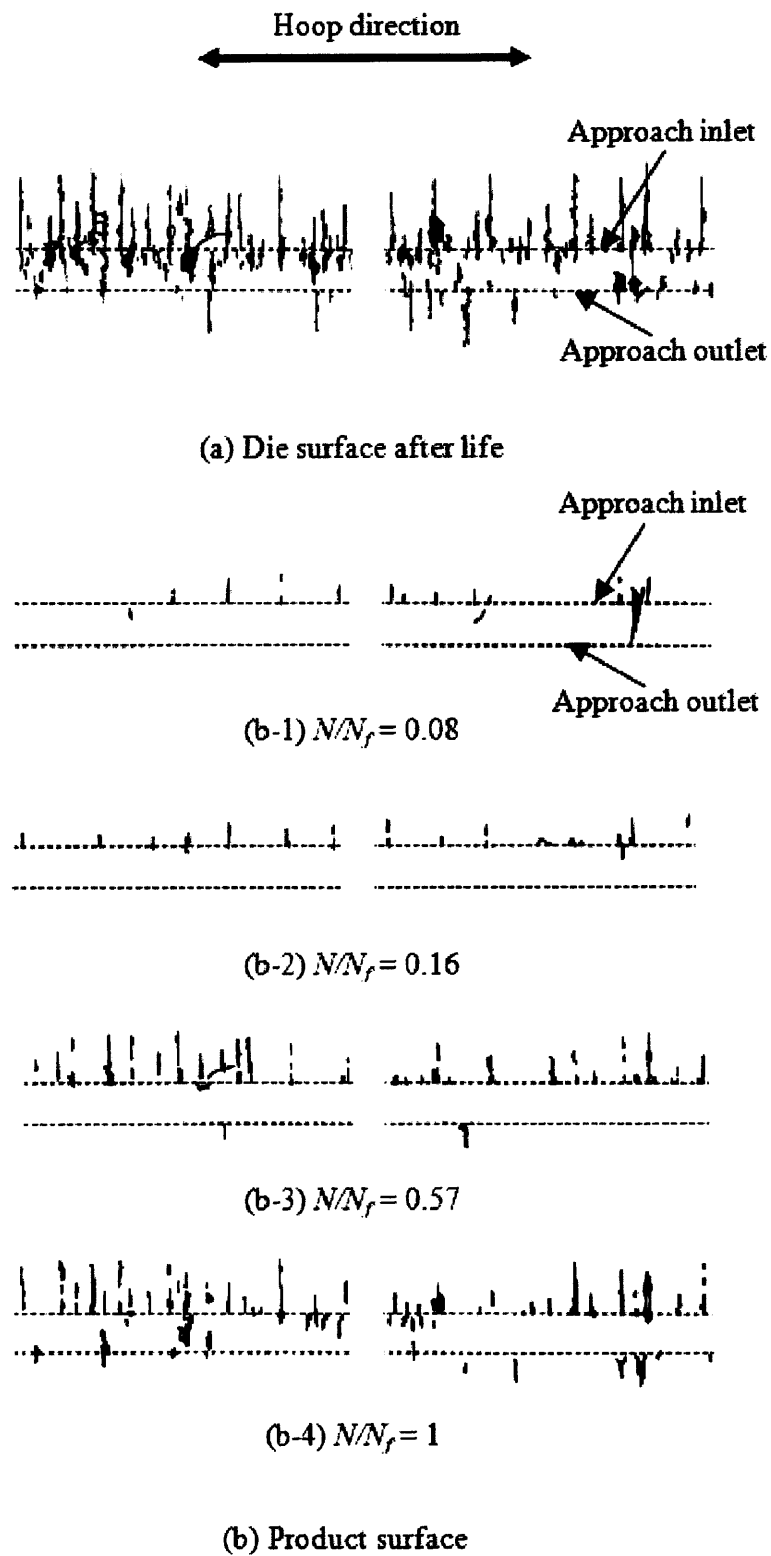


Fig.3.1 Failure process of die in steel bolt production

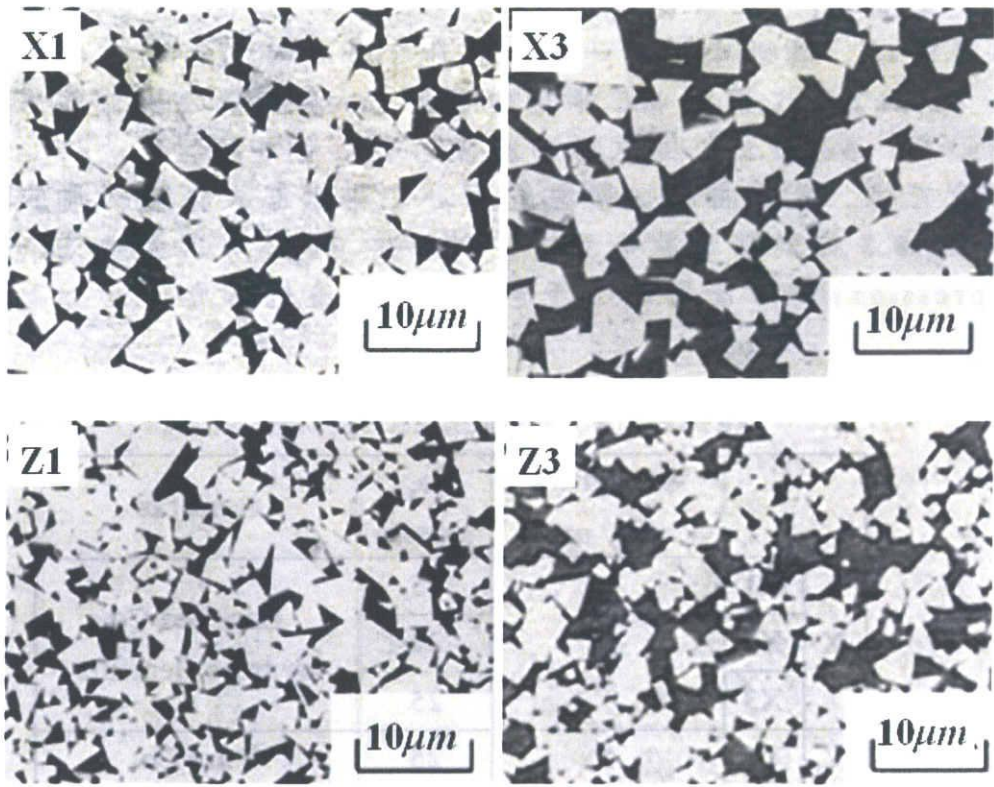


Fig.3.2 Microstructure of tested materials

3.2 3点曲げ試験

3.2.1 供試材

供試材は，超硬インサートの主流である中粒，粗粒合金の中から **Table 3.1** に示す WC 平均粒径と Co 含有量の異なる 7 種類を用いた．**Fig.3.2** に供試材の組織写真の例を示す．

本研究では，3点曲げ試験法を用いて破壊じん性値の測定を行う．**Fig.3.3** に試料形状を示す．試料に **Fig.3.4** に示す EC(Edge Compression)法⁴¹⁾を用いて予き裂の導入を行った．

Table 3.1 Cemented carbide alloys

		WC particle size, μm	Co, mass%	Remarks
X	X1	5	15	Enriched Co by trace elements
	X2		22	
	X3		25	
Y	Y1	5	25	Pure Co
Z	Z1	2~3	15	Pure Co
	Z2		22	
	Z3		25	

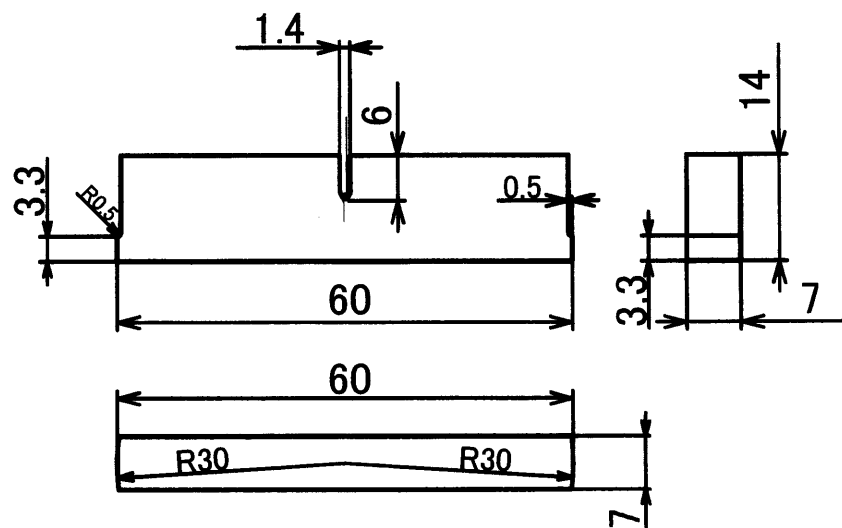


Fig.3.3 Test piece shape

EC法とは、試験片を長手方向に圧縮し、切欠き周りに引張応力を発生させることで切欠き底にき裂を生成する方法で、セラミックスなどの脆性材料によく用いられている。Fig.3.5にEC法のFEM解析結果を示す。試験片の周辺に引張応力が発生していることがわかる。き裂が切欠きの底から発生し、引張応力範囲まで進展すると考えられる。試験は室温大気中、試験速度は0.015mm/minとした。Fig.3.6に得られた予き裂の形状を示す。規格⁴⁰⁾に合う良好な予き裂が導入されている。

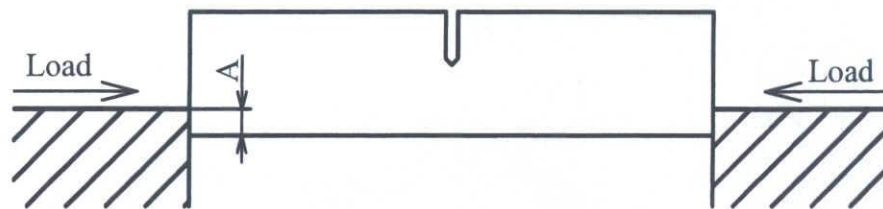


Fig.3.4 Principle of EC method

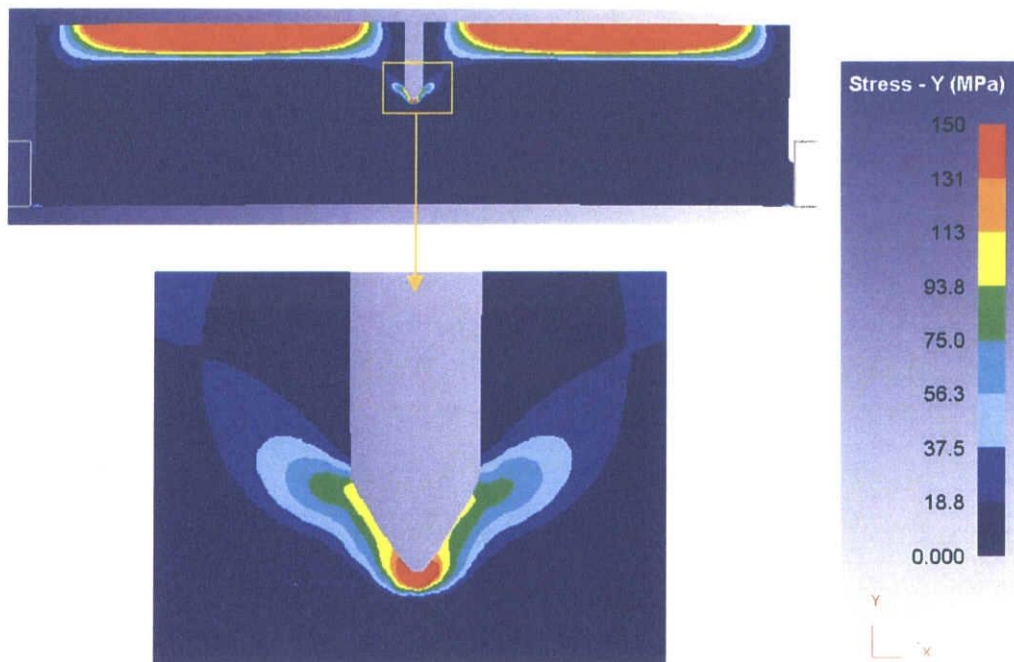


Fig.3.5 Simulation result of EC method

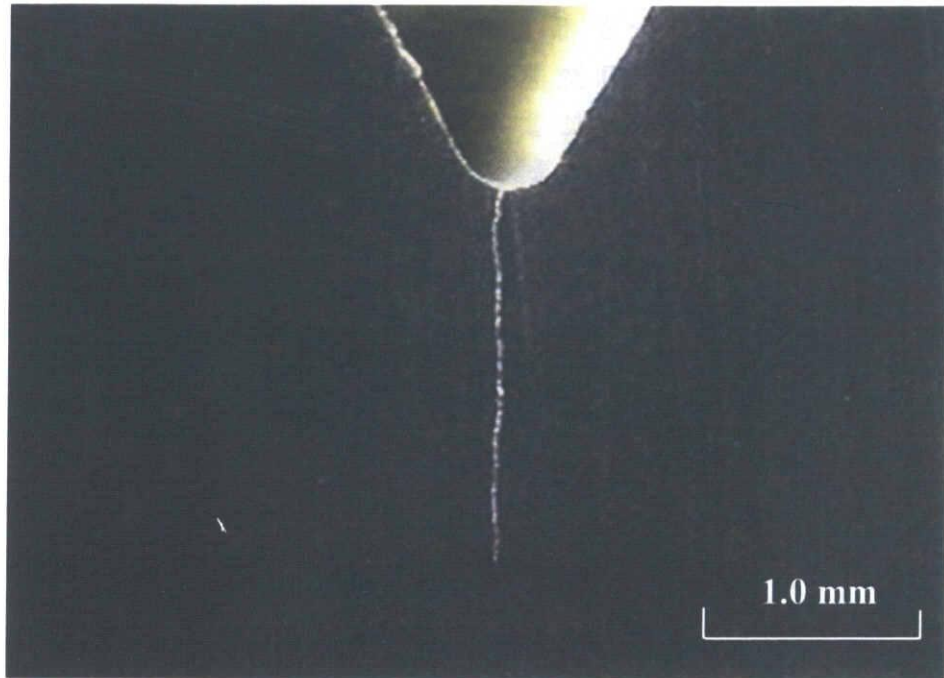


Fig.3.6 Pre-crack generated by EC method

3.2.2 実験条件

Fig.3.7に3点曲げ試験装置を示す。試験機はオートグラフを用いた。試験片にはクリップゲージを取り付け、オートグラフからの荷重とクリップゲージからの開口変位はデジタルスコープによって同時に記録した。Table 3.2に予き裂導入後の試料の放置環境を示す。室内空气中、水中、油中の3種類とし、カッコ内は放置時間である。試験は室温大気中、試験速度は0.05mm/min一定で行った。

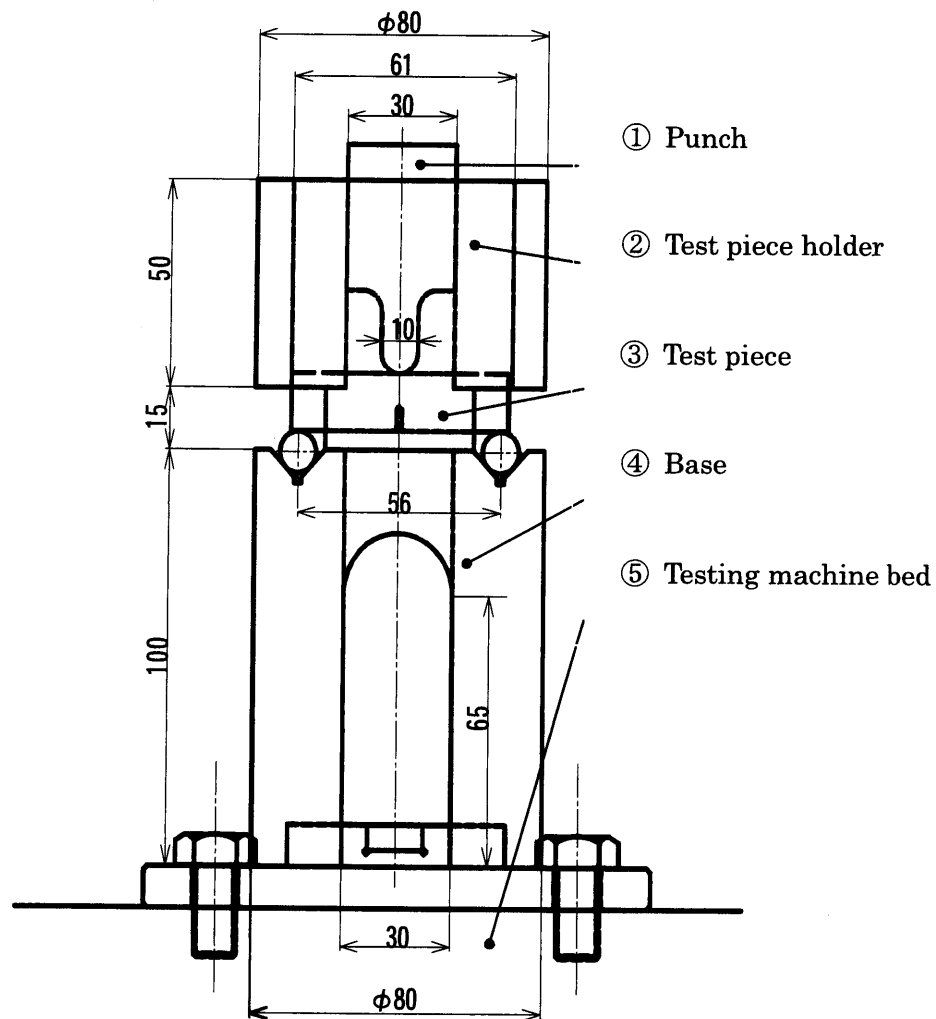


Fig.3.7 Experimental apparatus of three-points bending test

Table 3.2 Experimental conditions

Materials		Experimental conditions
X	X1	Room air(24h), Water(1h), P100(16h)
	X2	
	X3	
Y	Y1	Room air(24h)
Z	Z1	Room air(24h)
	Z2	
	Z3	

3.3 実験結果および考察

3.3.1 実験結果

Fig.3.8にXシリーズ材の荷重と開口変位 COD(Crack Opening Displacement)の関係を示す。Co含有量の増加に伴い、最大荷重が増加している。この最大荷重を用いて算出した破壊じん性値を Fig.3.9 に示す。同一条件において3回実験を行っており、全てのデータを図示している。Xシリーズ材およびZシリーズ材ともにCo含有量の増加に伴い、破壊じん性値が増加している。また、WC平均粒径の大きいXシリーズ材は平均粒径の小さいZシリーズ材に比べ、破壊じん性値が大きくなっている。WC平均粒径とCo含有量が同一のX3とY1を比較すると、X3の破壊じん性値が若干大きく、Co相強化の効果はわずかながら認められる。Fig.3.10に破壊じん性値に及ぼす予き裂導入後の試料放置環境の影響を示す。本研究の実験範囲内では、放置環境による破壊じん性値の変化が見られない。

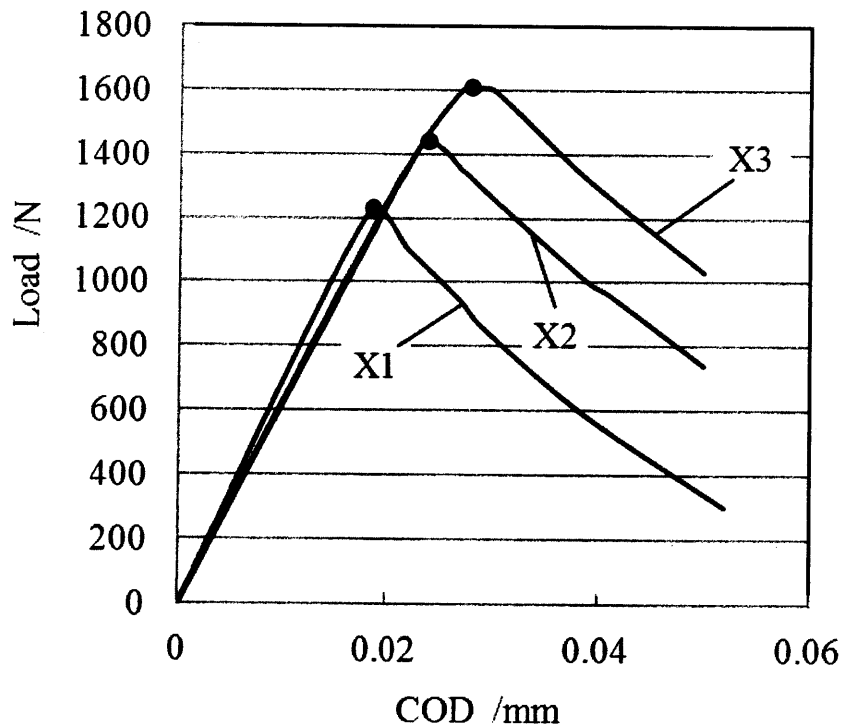


Fig.3.8 Relationship between load and COD

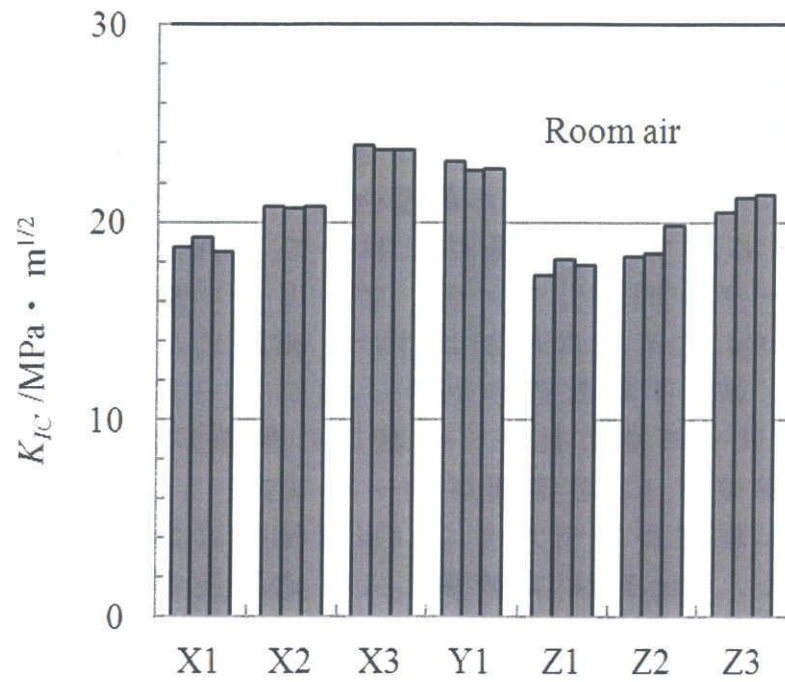


Fig.3.9 Variations in fracture toughness with material

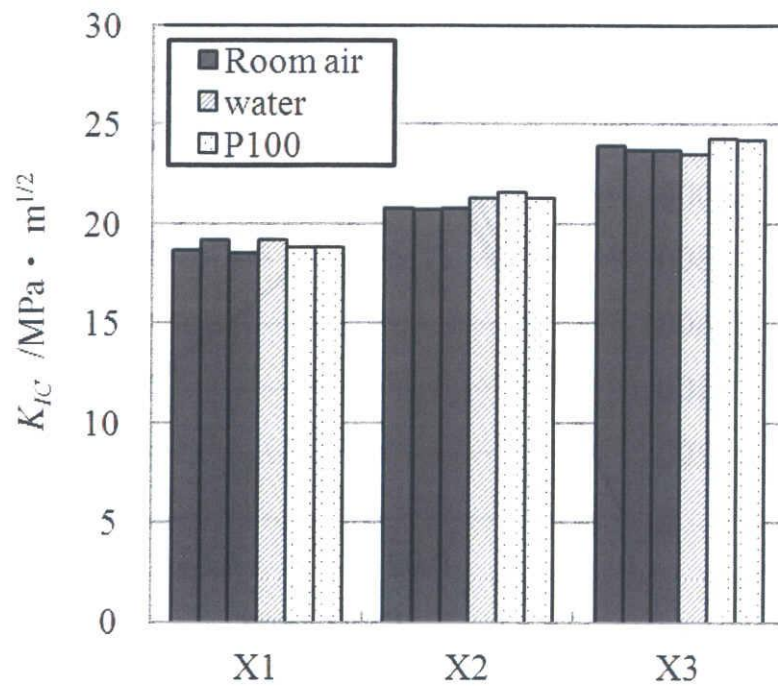


Fig.3.10 Variations in fracture toughness with test piece holding conditions after pre-crack generated

Fig.3.11 にビッカース硬さ試験による破壊じん性値と本実験の結果を対比して示す³⁸⁾。

HRA が 86 以下の比較的軟質な超硬材では，両者の相違が大きくなっている．軟質な超硬材ほど，ビッカースの圧痕から発生するき裂の長さが短く，ビッカース硬さ試験による破壊じん性値の測定精度が悪くなると思われる．本実験の結果と照らし合わせると，ビッカース硬さ試験による破壊じん性値の測定は HRA が 86 以上の硬質超硬材に限定すべきであると思われる．

HRA が 86 以下の軟質超硬材を主流とする冷間鍛造金型用超硬材を対象とする場合は，本研究の予き裂法が適切な測定法であると考えられる．なお，破壊じん性値と硬さは式(1)に示す相関関係にある．

$$K_{IC} \times \exp [(HRA-81.17)^2 / 86.86] = 23.13 \quad (1)$$

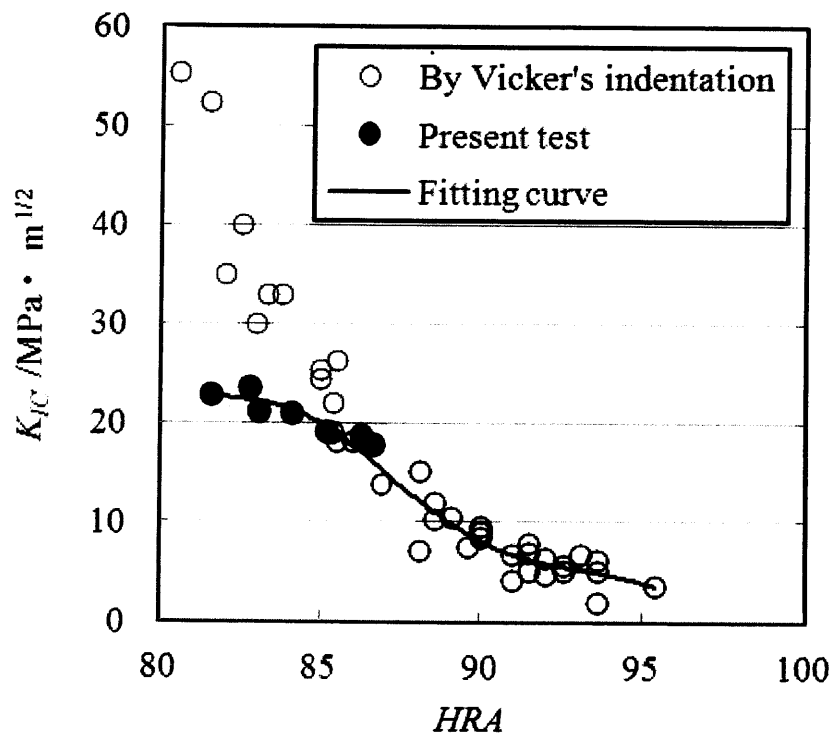


Fig.3.11 Relationship between fracture toughness and Rockwell hardness

3.3.2 考察

曲げ試験中の予き裂周辺の応力状況を明らかにするために、FEM解析を行った。解析には鍛造用解析コード DEFORM-9.1 を用いた。

Fig.3.12 に FEM 解析に用いた予き裂周辺の要素分割の様子を示す。予き裂の幅は実験用試験片を参考に $6\mu\text{m}$ とした。試験片および曲げ工具の形状は実験と同一とし、曲げ工具は剛体、試験片は弾性体とした。試験片のヤング率は、曲げ荷重と開口変位との関係が Fig.3.8 の実験結果と同一になるように調整した。き裂先端から 0.05mm の位置における x 方向応力を σ_{tip} とし開口変位による σ_{tip} の変化を Fig.3.13 に示す。き裂先端の引張応力が直線的に増加し、Fig.3.8 の最大荷重に対応する引張応力は超硬合金材によって異なるが、約 $900\sim 1200\text{MPa}$ 程度となっている。参考までに最大曲げ荷重時の引張応力に及ぼすき裂先端からの距離の影響を Fig.3.14 に示す。

つぎに、予き裂の影響をなくすために、き裂なしモデルで同様の解析を行った。Fig.3.15 にその結果を示す。き裂の先端に対応する位置における引張応力を縦軸にしている。最大曲げ荷重での引張応力は超硬合金によって異なるが、約 160MPa 程度に止まっている。鍛造による金型の破壊について予測できない現下においては、FEM 解析による金型の応力解析はき裂なしモデルを用いざるを得ない状況にある。Fig.3.15 に示す結果は、超硬金型に約 160MPa 程度の引張応力が作用すれば、微小クラックが生成されると、直ちに巨視破壊が発生することを示唆している。

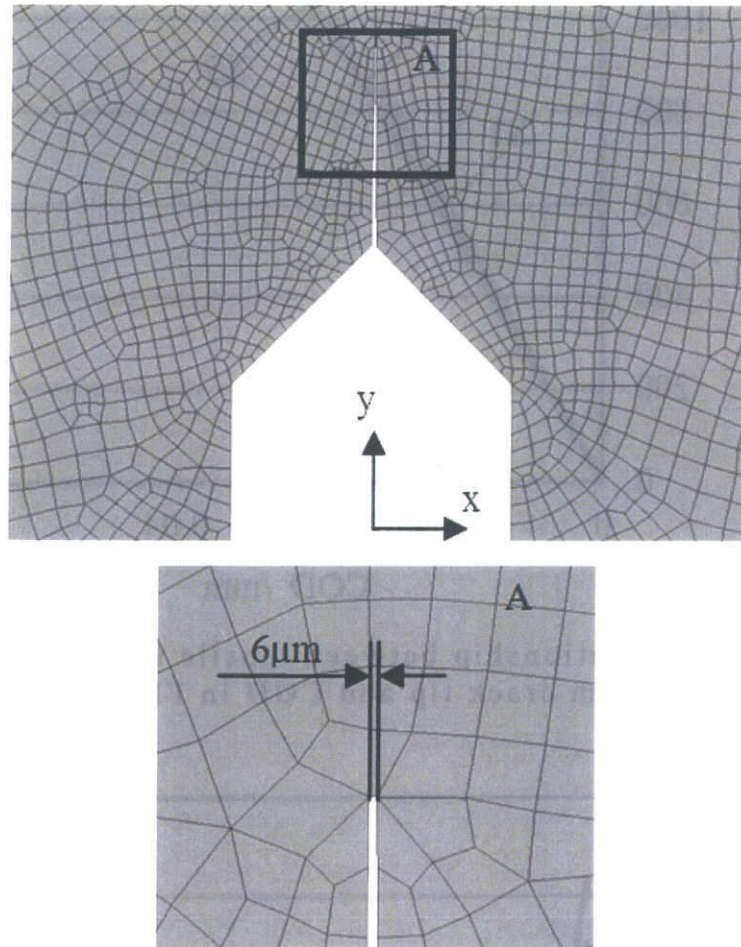


Fig.3.12 FEM analysis Model with pre-crack

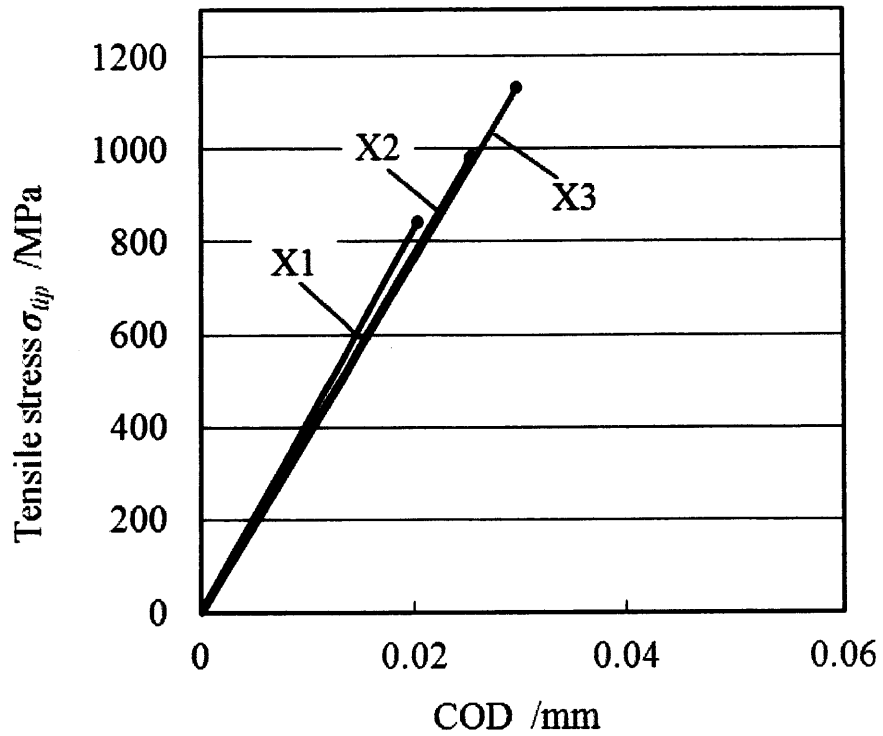


Fig.3.13 Relationship between tensile stress at point 0.05mm far from crack tip and COD in FEM simulation

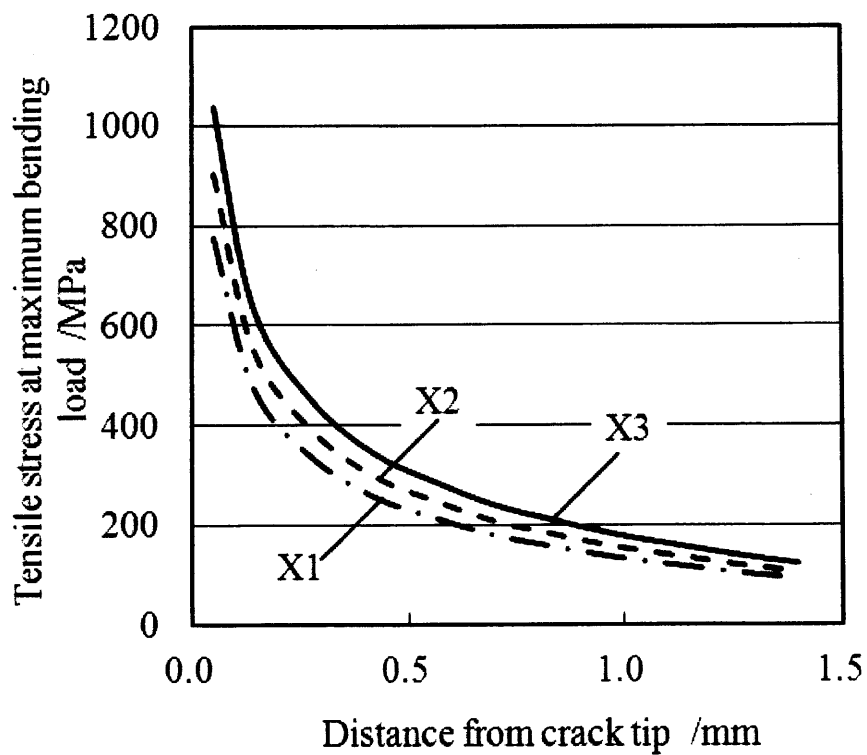


Fig.3.14 Relationship between tensile stress and distance from crack tip in FEM simulation

引張応力下の破壊を考える場合，引張試験で得られる引張強さを用いることが多い．**Fig.3.16** に引張試験の結果例を示す．X1, X2, X3 の順に Co 含有量が多くなるにつれて，破断伸びが増加し，引張強さが低下している．この引張強さ σ_B と破壊じん性値および Fig.3.15 の σ_f との関係を図.3.17 に示す．引張強さ σ_B が大きいほど， σ_f は逆に低下している．

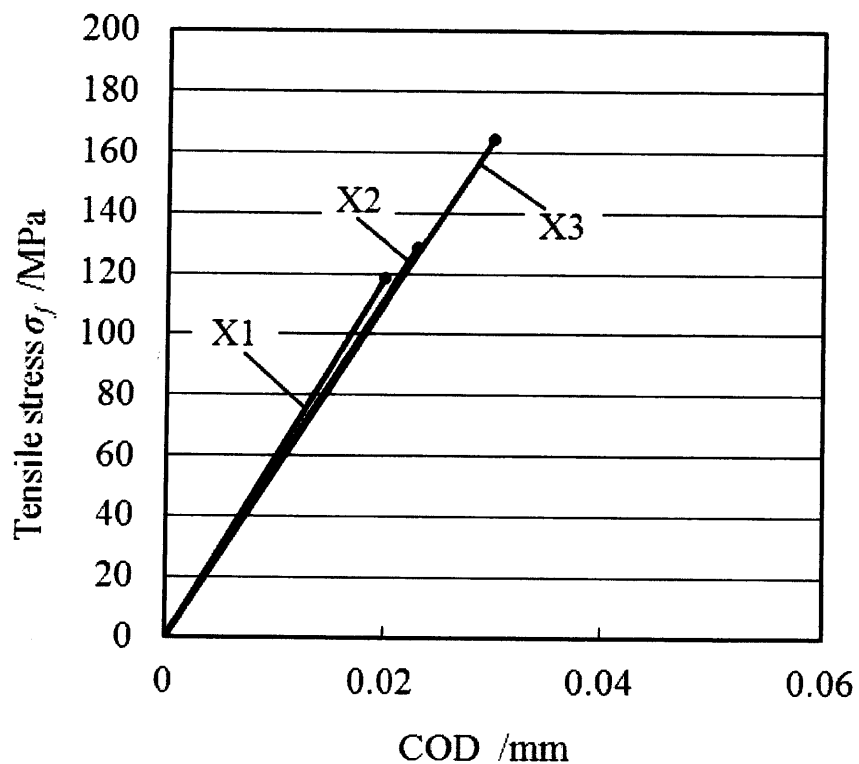


Fig.3.15 Relationship between tensile stress at the corresponding position of crack tip and COD in FEM simulation without pre-crack

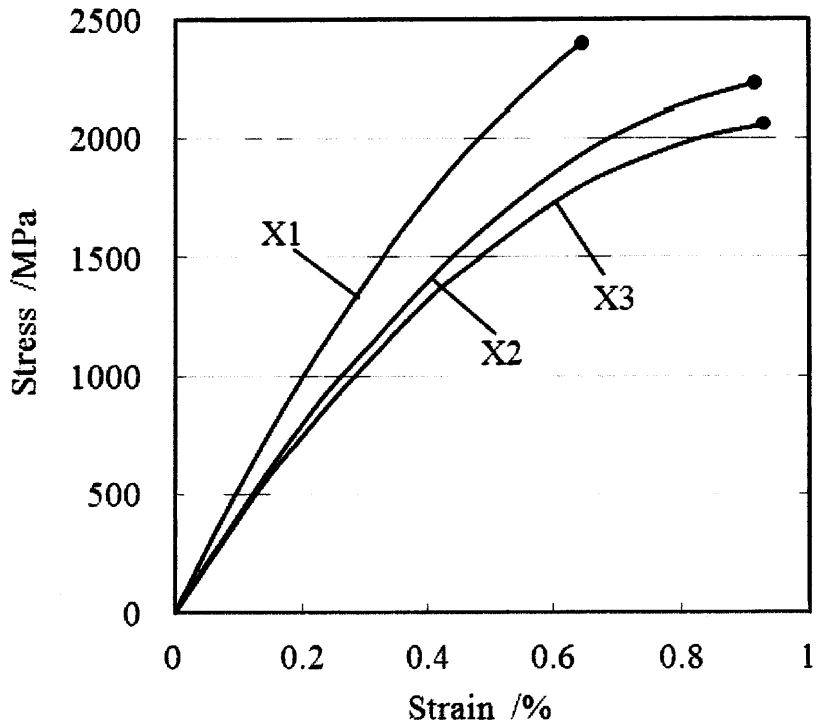


Fig. 3.16 Measured stress-strain curve by tensile

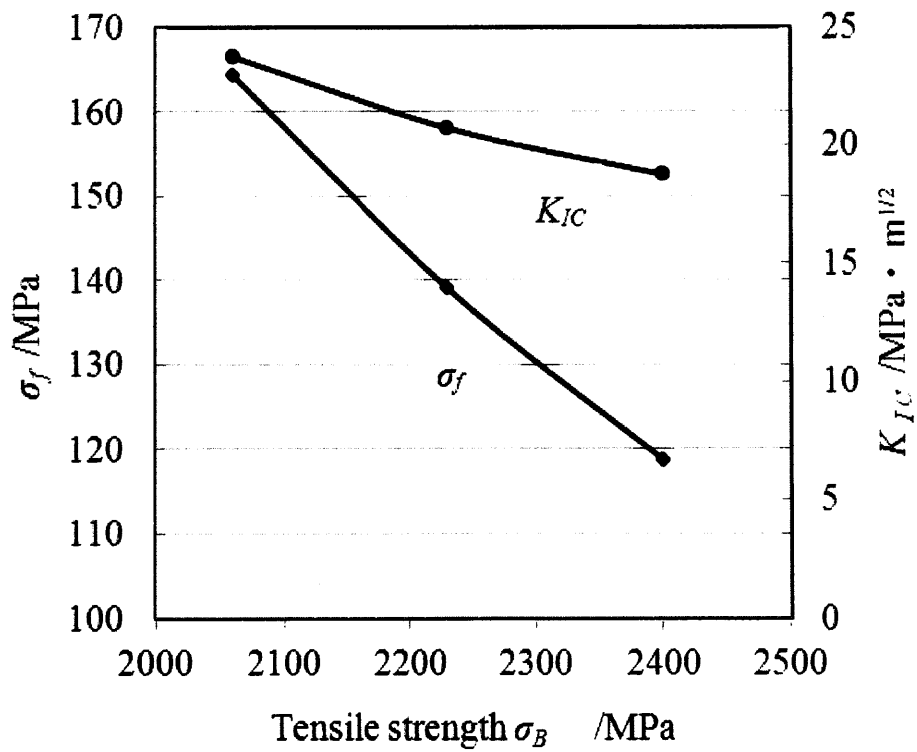


Fig.3.17 Relationship between σ_f , K_{IC} and σ_B

3.4 結言

冷間鍛造金型用超硬合金の破壊じん性値について検討した結果、以下のことがわかった。

- (1) 破壊じん性値は WC 平均粒径が大きいほど、Co 含有量が多いほど大きくなる。
- (2) HRA が 86 以下を主流とする冷間鍛造金型用超硬材の破壊じん性値の測定法としては、予き裂法が精確である。
- (3) 金型上の微小き裂を無視した FEM 解析において、超硬合金金型の巨視破壊を引き起こす引張応力の限界は 160MPa 程度であり、超硬合金の引張強さが大きいほど低下する。

第4章 押出し-据込み加工における超硬合金製金型の疲労破壊

4.1 緒言

緒言に述べたように、Fig.4.1 に示す疲労試験の結果により、引張応力よりも圧縮応力が大きい場合には疲労寿命は応力比 R ($R = \sigma_{min} / \sigma_{max}$) にも依存し、 $|R|$ が大きいほど疲労寿命は短くなっている。

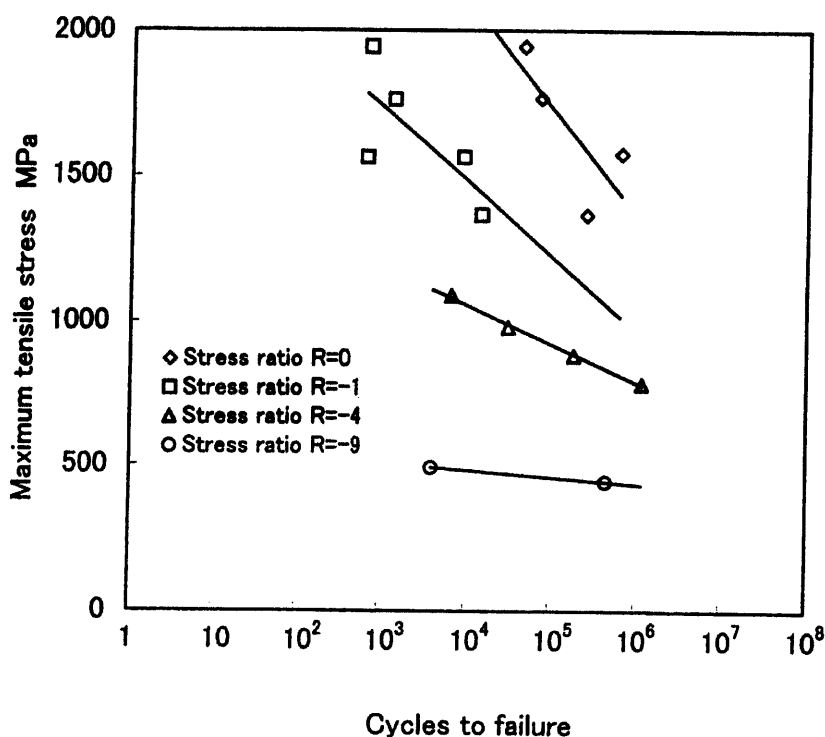


Fig.4.1 S-N curve of WC-12% Alloy from fatigue failure test

疲労破壊の機構として、一つは疲労き裂発生部で Co 相が最も大きく集合している。すなわち、焼結時の Co は fcc だが、疲労に伴い hcc に変態し、変態した Co はすべり系が少ないために周囲の変形に適合せず Co が割れる。これは、引張あるいは引張-圧縮にみられる。

もう一つは、片振圧縮、 $R = -4$ 、 -9 などの場合にみられるもので、表面上の溝状脱落部で、起点には試験片表面と約 45° に近い方向を持ち、円周方向に延びた面が存在する。繰返しに

よって脱落部が成長し，数も増える．Fig.4.2 にその疲労破面の写真を示す．

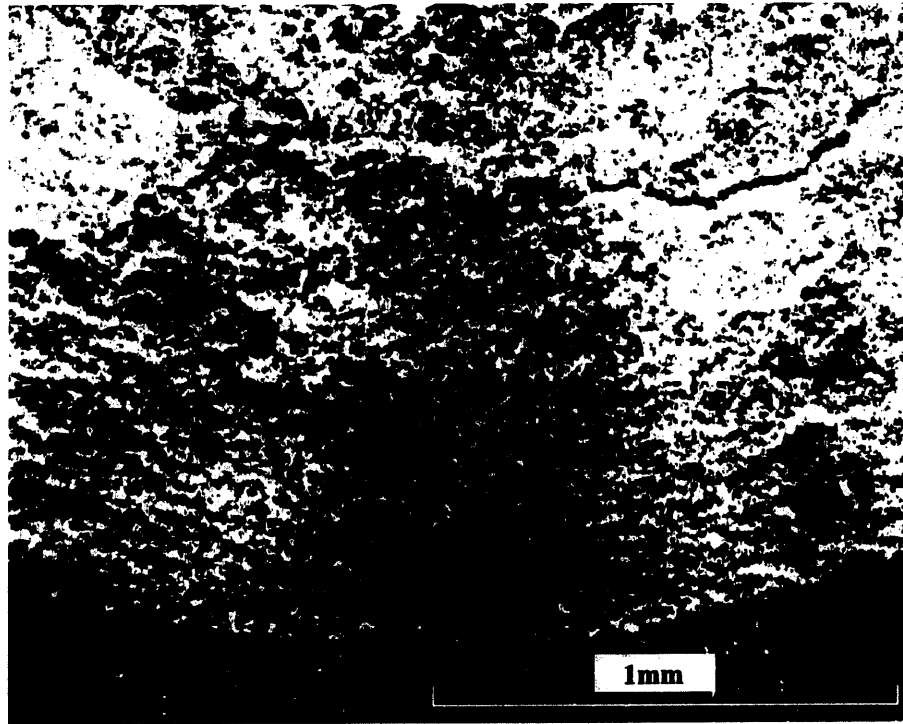


Fig.4.2 Fracture area

脱落部の成長を支配するのはせん断変形を支配するせん断応力である．試料表面付近で近似的に $\Delta\tau = 1/2 \Delta\sigma$ である ($\Delta\tau$: せん断応力範囲, $\Delta\sigma$: 引張・圧縮応力範囲)⁷⁾⁹⁾．

最近では，こういった疲労試験の結果と FEM 解析による金型の応力解析の結果とを組み合わせると，金型寿命の予測方法が提案されている²⁸⁾．さらに最大主応力の振幅を最小化する応力低減構造工具を用いることにより工具寿命の伸長が達成されたことが報告されている^{42)~55)}．また，数値解析的研究^{56)~61)}は，破壊力学における Paris 則を用いた工具のき裂進展に対する有限要素解析がいくつか行われていて，冷間押し出し用金型の疲労き裂の発生・成長の統一的解析においても，き裂は引張主応力に支配されることが明らかとなっている⁶²⁾．

本章では，押し出し・据込み加工用金型を対象に，金型の構造に関する検討結果に基づいて金型を設計し，実鍛造による金型の疲労試験を行い，多軸応力下での金型の疲労挙動を検討する．

4.2 実鍛造疲労試験の予備検討

金型を寿命にもたらし要因として考えられる応力やひずみ状態は型形状においても大いに変化すると考えられる。そこで、これまでの研究成果を踏まえ、超硬インサートの塑性変形を考慮した解析を行い、絞り部形状、絞り率および鍛造品形状因子が加工後の超硬インサートにおける応力-ひずみ分布にどのような影響を与えるかを調べた。

Fig.4.3 に示す超硬インサートの絞り部の角度 θ を 12° 、 15° 、 18° と変化させたとき、圧入後の超硬インサートにおける応力-ひずみ分布にどのような影響を与えるかを調べた。その結果一例を **Fig.4.4(a)** に示す。

円周方向応力について見ると、どうの角度においても全体的には圧縮応力が分布しているが、絞り部入口直前と絞り部出口直後においてのみ、局所的に引張り応力が発生しているのがわかる。その値は、**Fig.4.4(b)** に示すように、絞り部上部では θ が 12° のときに最も高く、角度が 15° 、 18° と変化するのに伴い低下する。

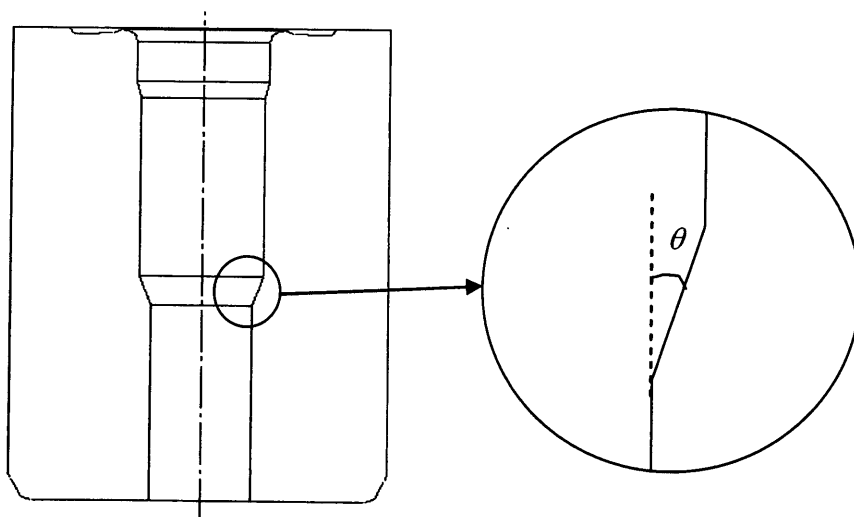


Fig.4.3 Angle θ of extrusion approach

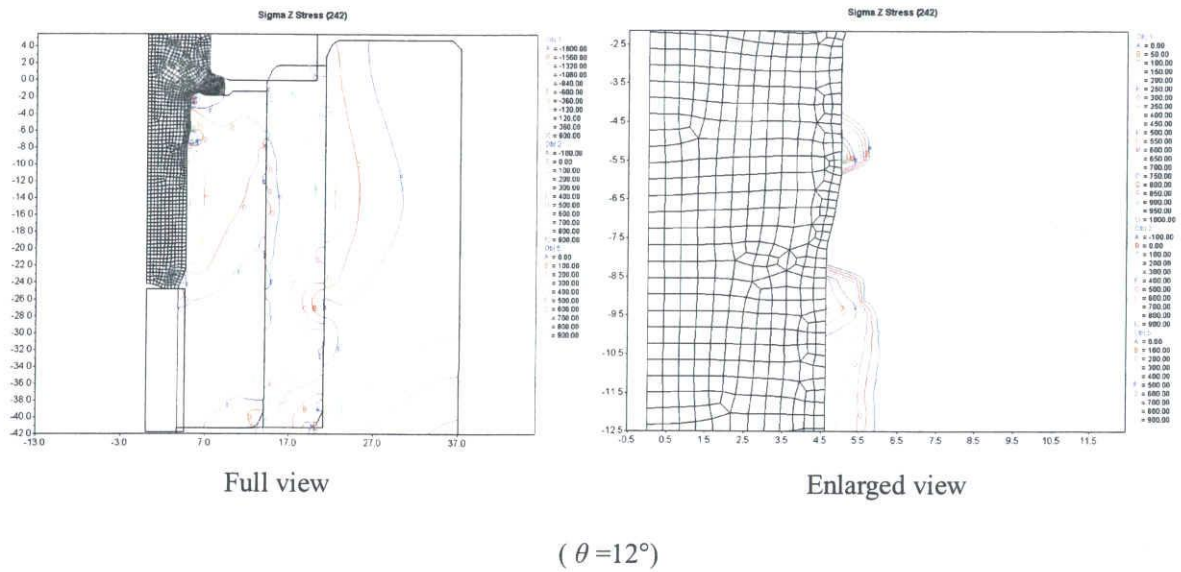


Fig.4.4(a) Hoop stress distribution of approach

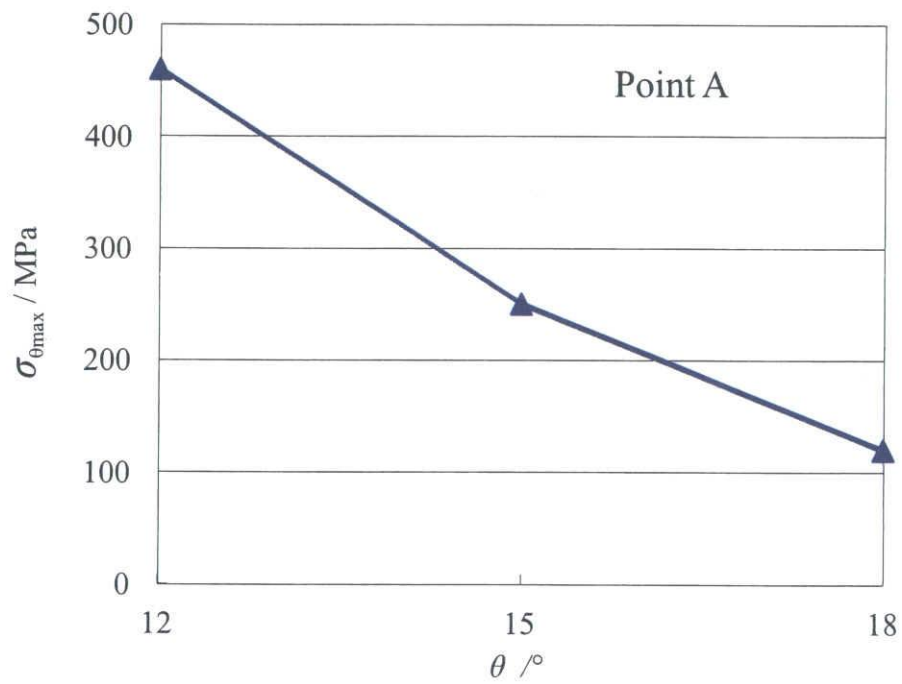


Fig.4.4(b) Hoop stress distribution of approach at different approach angle

Fig.4.5 に示す超硬インサートの絞り部より上の寸法 L と、超硬インサートの内径 D の比 L/D を $1/4$, $1/2$, 1 , 2 , 4 と変化させたとき、圧入後と鍛造後の超硬インサートにおける応力-ひずみ分布にどのような影響を与えるか調べた。

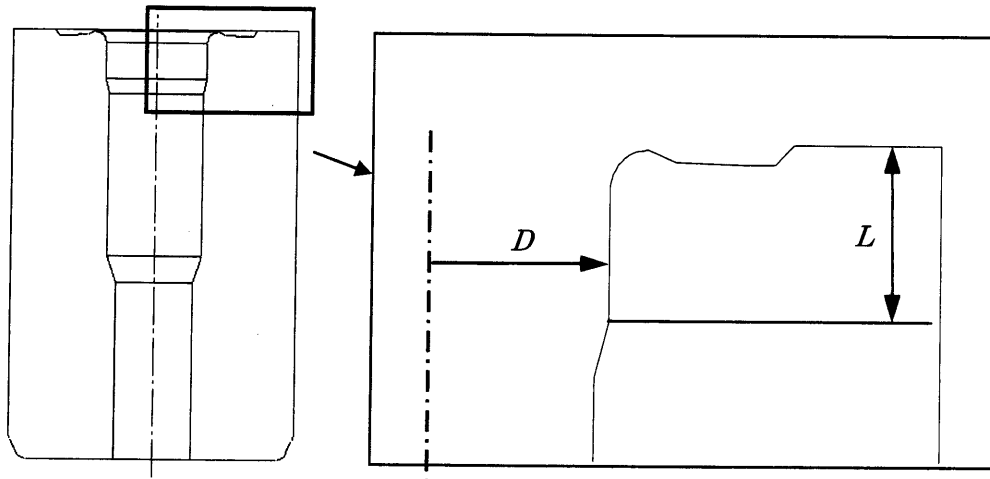
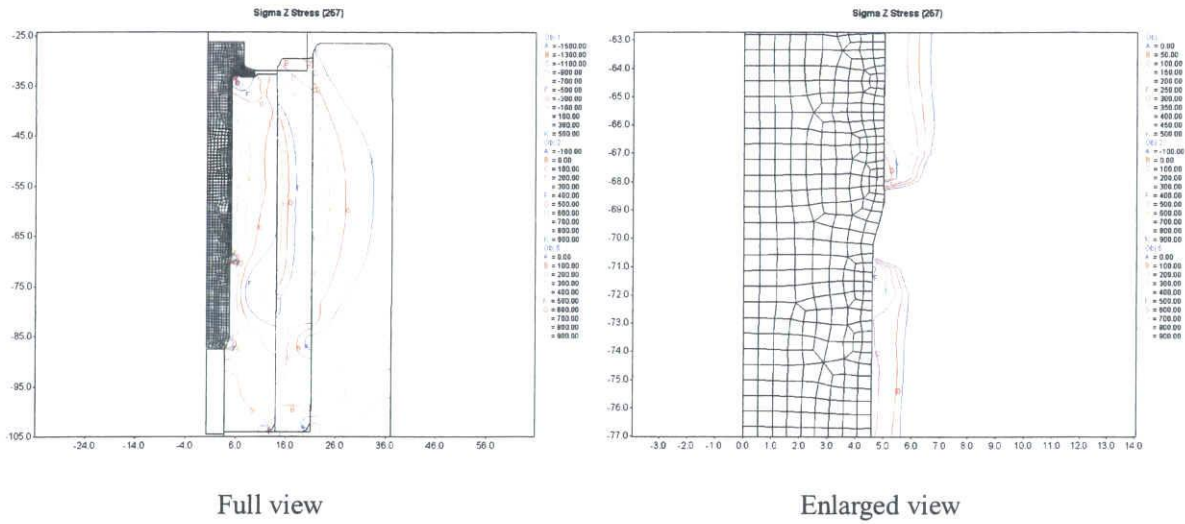


Fig.4.5 Inner diameter D and distance L from top surface

Fig.4.6(a) に解析結果の例を示す。円周方向応力について、どの L/D においても全体的には圧縮応力が分布しているが、絞り部入り口直前と絞り部出口直後においてのみ、局所的に引張応力が発生しているのがわかる。その値は、**Fig.4.6(a)** に示すように、絞り部上部では金型形状比 L/D が $1/4$, $1/2$, 1 , 2 と大きくなるに従って増加し、 L/D 比が 4 になると減少する。絞り部下部では引張応力は L/D が $1/4$, $1/2$, 1 , 2 と大きくなるとわずかなではあるが大きくなり、 4 になると減少する。



(L/D=4)

Fig.4.6 Hoop stress distribution at L/D=4

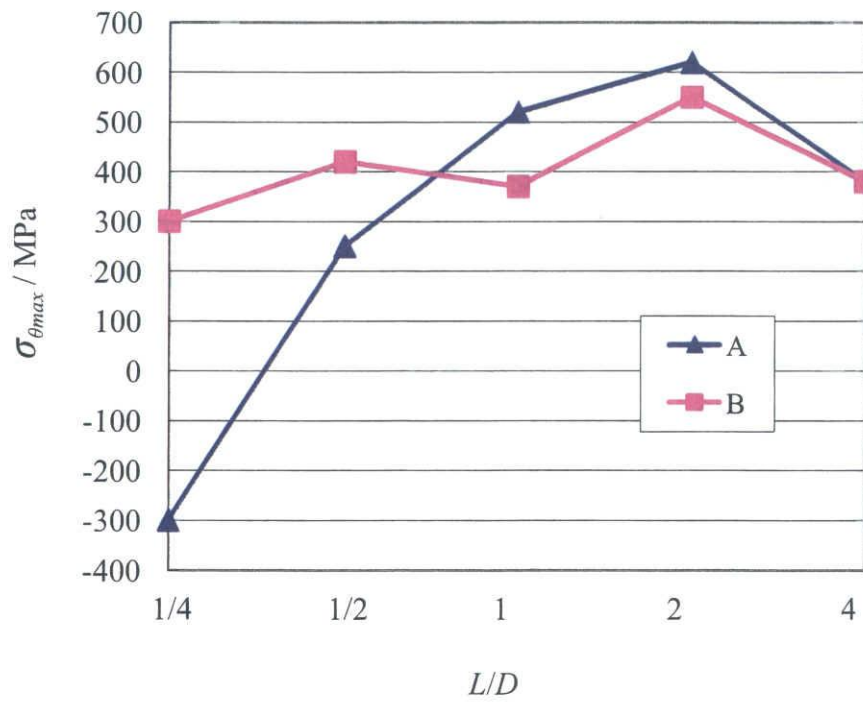


Fig.4.6(b) Hoop stress distribution at different L/D

Fig.4.7 に示す超硬インサートの絞り部より上の内径 D を固定し，絞り部より下の内径 d を変化させ，絞り率を変化させたときの圧入後と鍛造後の超硬インサートにおける応力-ひずみ分布にどのような影響を与えるか調べた．その結果の一例を Fig.4.8(a) に示す．絞り率は 10, 15, 20% と変化させ，周方向応力について見ると，どちらの絞り率においても全体的には圧縮応力が分布しているが，絞り部入り口直前と絞り部出口直後においてのみ，局所的に引張応力が発生しているのがわかる．その値は，Fig.4.8(b) に示すように，絞り率が 10, 15, 20% と大きくなるにつれて絞り部上部，下部ともに値が大きくなっている．

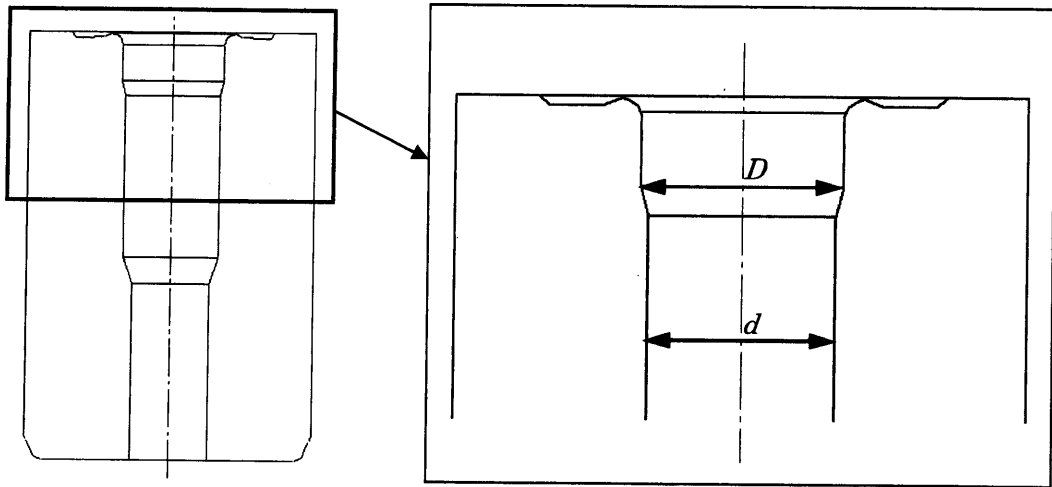
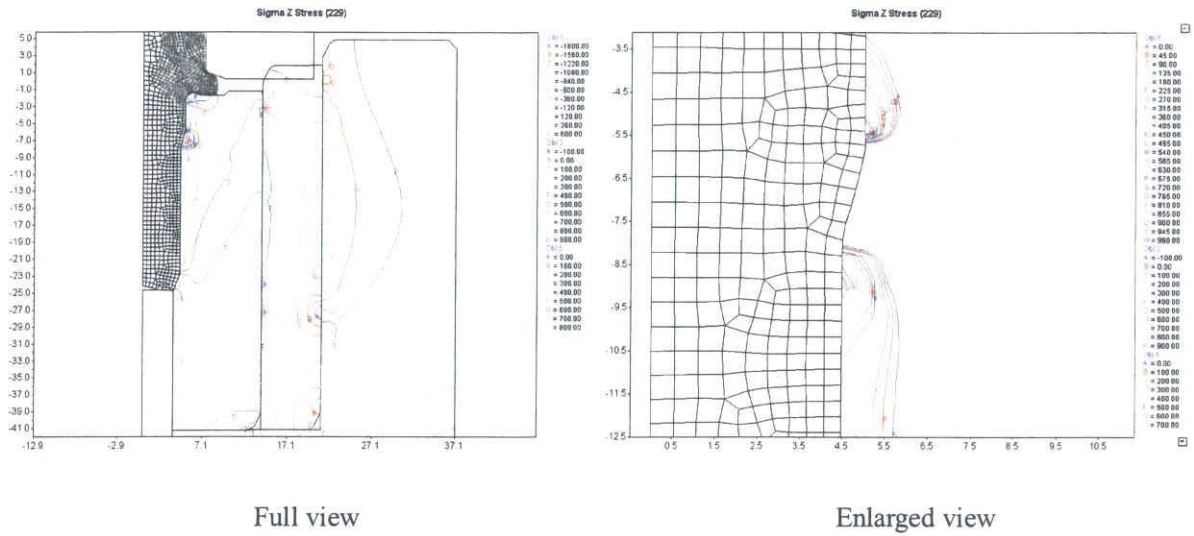


Fig.4.7 Inner diameter D and d



(3) 20%

Fig.4.8(a) Hoop stress distribution at drawing rate=20%

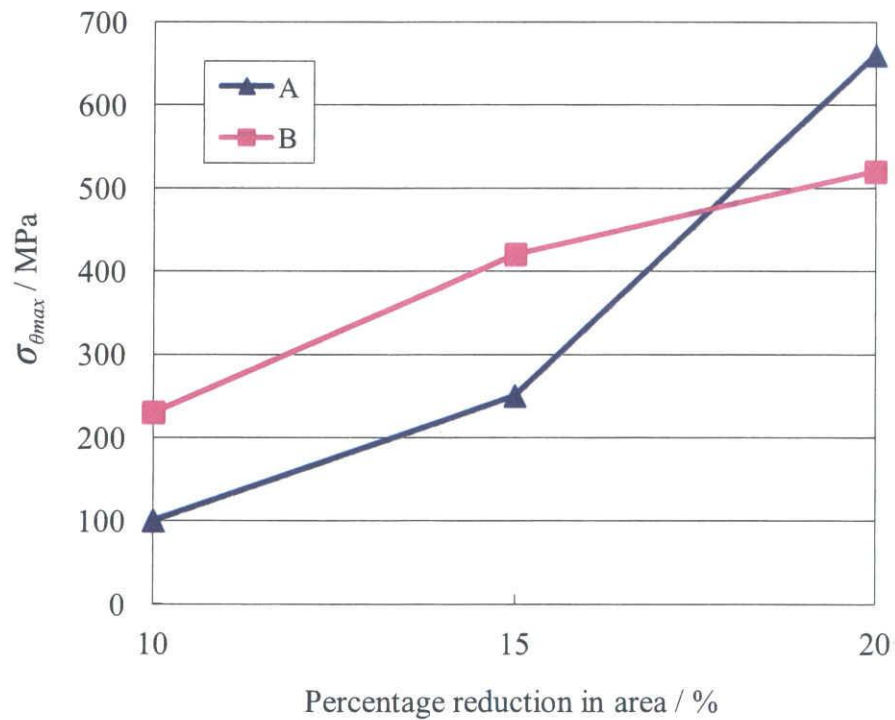


Fig.4.8(b) Hoop stress distribution at different drawing rate

4.3 実験条件および実験方法

4.3.1 実験条件

本研究では、冷間鍛造工程として多用されている押し出し-据込み加工を対象とし、Fig.4.9 に示すように、コイル材の切断、前方押し出し（軸絞り）と据込み加工を含む予備鍛造、フランジ部を成形する最終鍛造の3工程からなる工程レイアウトを採用した。予備鍛造の第一軸絞り加工の断面減少率は約12%である。鍛造製品のフランジ直径は線材直径の約2.5倍、首下長さ（フランジ座面から第一軸絞り部入口までの距離）は線材直径の約3.7倍となっている。用いた線材は、ボンデ被膜処理を施した冷間圧造炭素鋼 SWCH12A の伸線加工材で、直径1.945mmである。その引張強さ σ_B は500MPa、破断伸びは3.5%である。

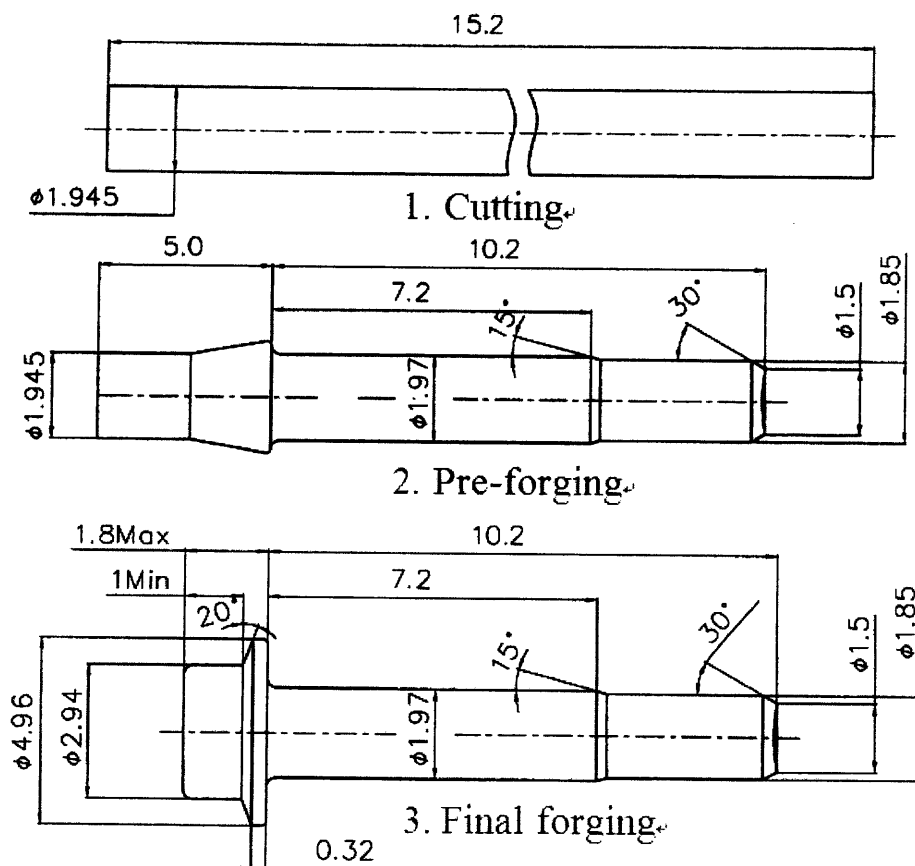
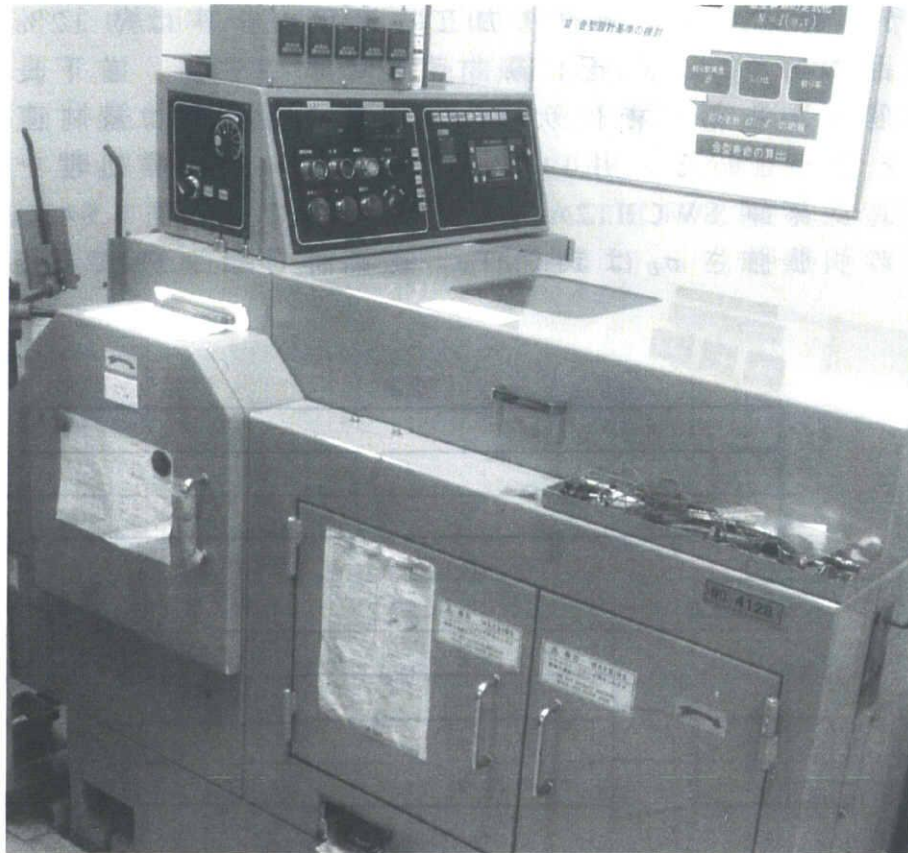


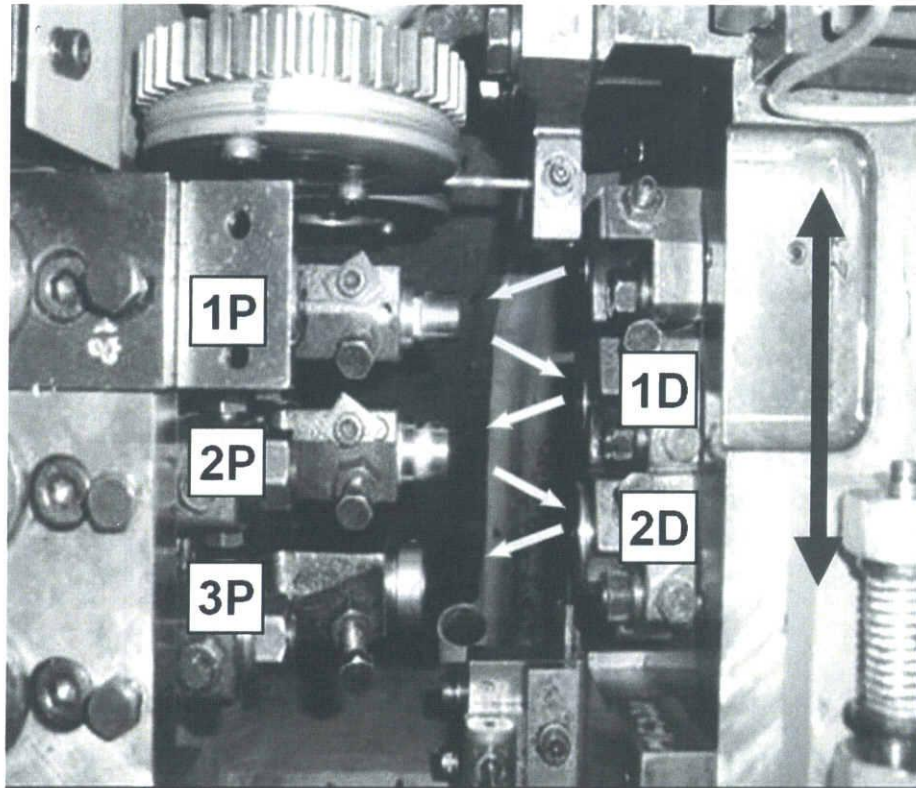
Fig.4.9 Process layout

Fig.4.10 に使用したマイクロフォーマー（中島田鉄工所製 MF220）の写真と鍛造部位の局部写真を示す．線材がカッターで切断され，第 1 パンチ，第 1 ダイ，第 2 パンチへと送られる．そして第 2 パンチと第 2 ダイで予備鍛造を行い，第 3 パンチと第 2 ダイで最終鍛造を行う．加工速度は 45rpm とした．



(a) View of micro-former

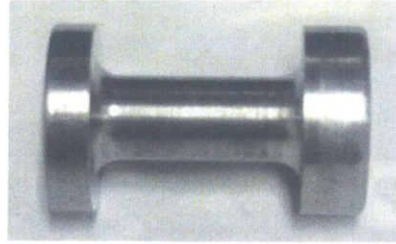
Fig.4.10 Full view and forging area of former



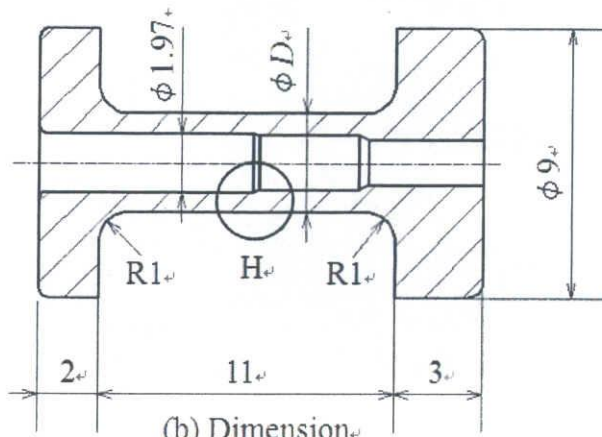
(b) Forging area

Continued

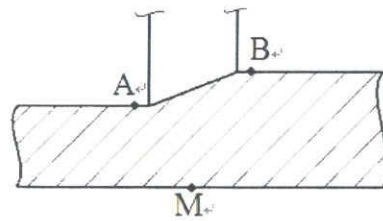
Fig.4.11 に研究対象の第 2 ダイの形状を示す. ダイ材料は WC 粒度 $3.7\mu\text{m}$, Co 含有量 25% の超硬合金 REA85 を用いた. 鍛造中のダイの応力状況を調整するために, ダイの外径 D は $9.0\sim 3.0\text{mm}$ の範囲内で変更した. 疲労破壊の起点と予想される A 点, B 点の近くで金型の変形状態を計測するために, ダイ外表面 M 点の位置にひずみゲージを貼り付け, 鍛造によるダイの円周方向ひずみを計測した. 鍛造中のひずみはデータロガー (KEYENCE NR-ST04) により収集した. Fig.4.12 に鍛造加工中に採集したひずみデータ波形の例を示す. 鍛造中にダイのひずみ挙動をリアルタイムに観察した.



(a) General view



(b) Dimension



(c) Enlargement of H in (b)

Fig.4.11 Die for final forging

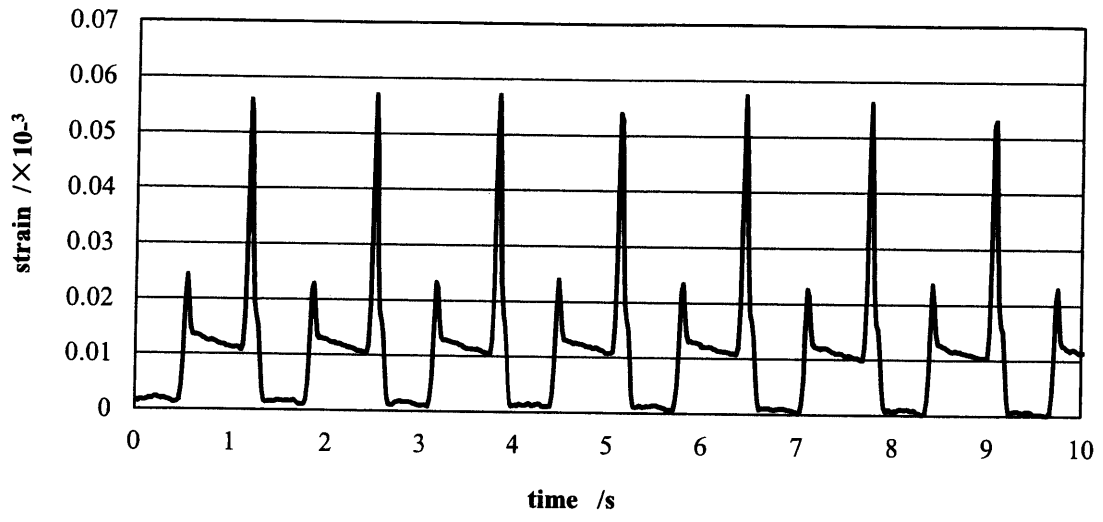


Fig.4.12 Measured strain wave in forging test

4.3.2 FEM 解析による金型応力状態の予測

FEM 解析を用いて予備鍛造工程と最終鍛造工程における金型の応力状態の把握を行った。FEM 解析には商用の解析コード“DEFORM PC-Pro”を用いた。被加工材の変形モードは等温軸対称とした。第 2 ダイはヤング率 300GPa の弾性体とし、その他の金型は剛体とした。線材は変形抵抗 500MPa 一定の剛塑性体とし、金型との摩擦係数は 0.05 一定とした。

Fig.4.13 に予備鍛造終了時におけるダイ円周方向応力 σ_{θ} の分布を示す。ダイ内壁面全体に引張応力が作用していることがわかる。絞り部を拡大して見ると A 点、B 点を中心に局所的に大きな引張応力が発生していることがわかる。

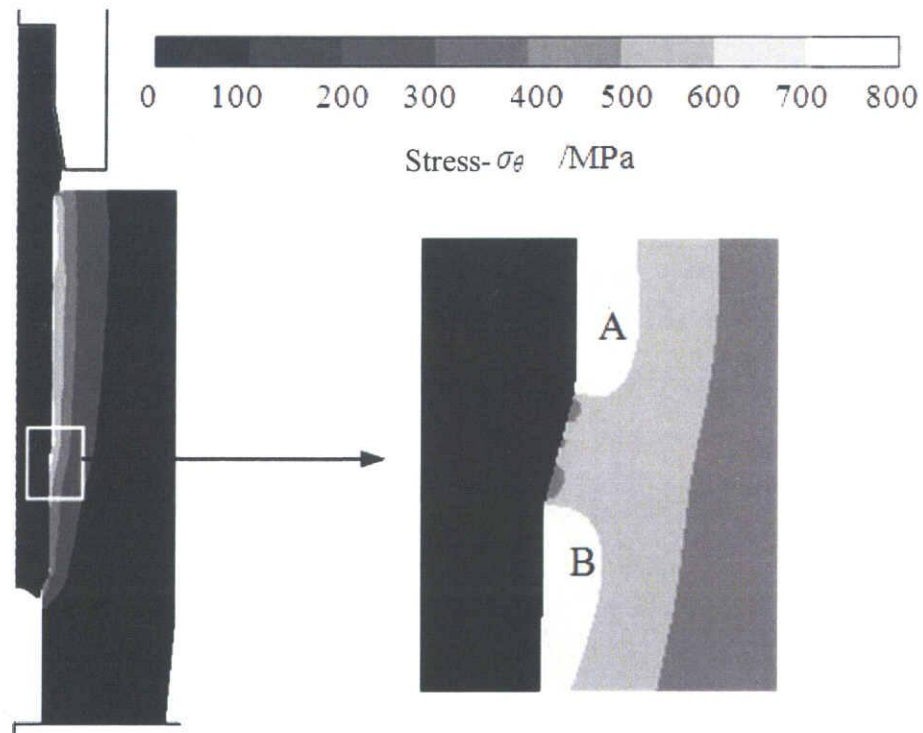


Fig.4.13 Hoop stress distribution in pre-forging (D = 9.0mm)

Fig.4.14 に予備鍛造終了時におけるダイ半径方向応力 σ_R の分布を示す．ダイ内壁面全体に圧縮応力が作用していることがわかる．絞り部を拡大して見ると絞り部全体に大きな圧縮応力が発生していることがわかる．

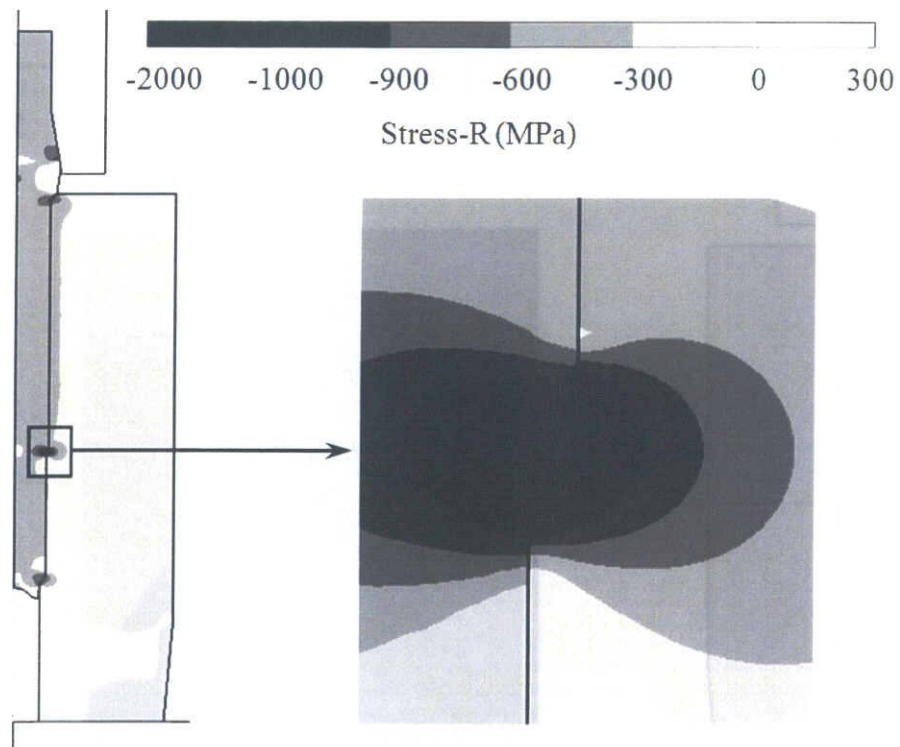


Fig.4.14 Radial stress distribution in pre-forging ($D = 9.0\text{mm}$)

Fig.4.15 に予備鍛造終了時におけるダイ軸方向応力 σ_z の分布を示す。ダイ内壁面において局所的に圧縮応力が作用していることがわかる。絞り部を拡大して見ると絞り部全体に 1000MPa 弱の圧縮応力が発生していることがわかる。

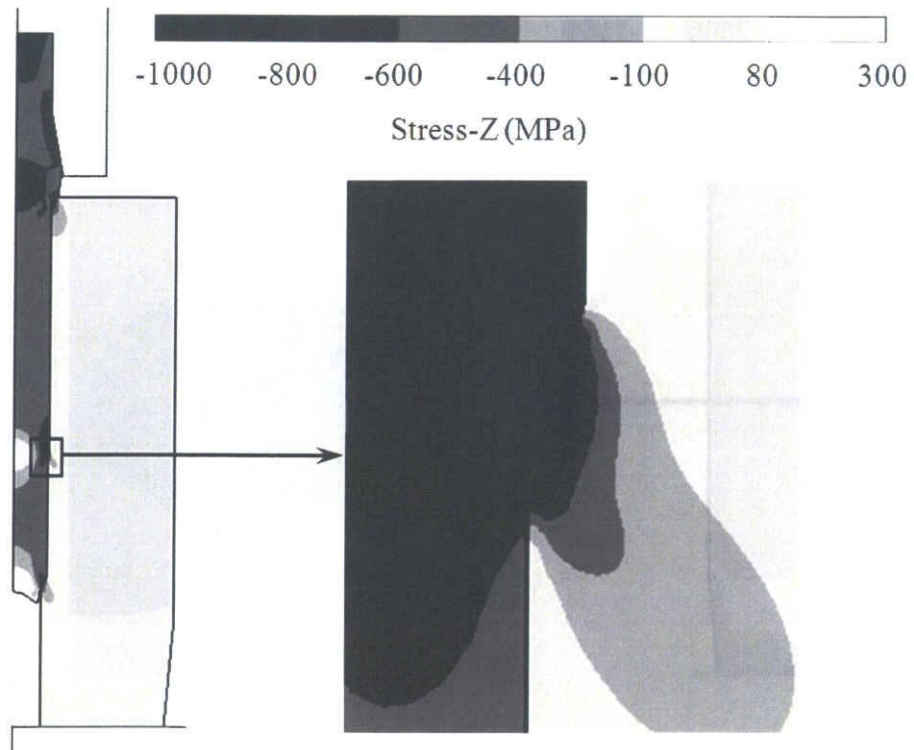


Fig.4.15 Stress distribution in Z direction in pre-forging (D = 9.0mm)

Fig.4.16 に予備鍛造終了時におけるダイ円周方向ひずみ ε_{θ} の分布を示す。ダイ内壁面において全体的に引張ひずみが発生していることがわかる。絞り部を拡大して見ると絞り部全体に大きな引張ひずみが発生していることがわかる。

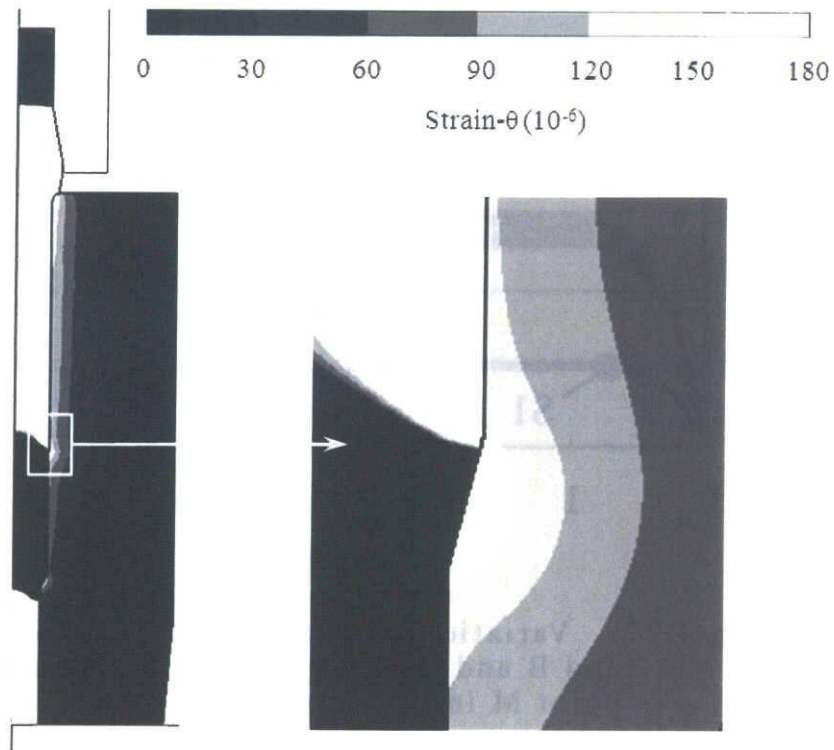


Fig.4.16 Hoop strain distribution in pre-forging ($D = 9.0\text{mm}$)

Fig.4.17 は予備鍛造の進行に伴う A 点, B 点における円周方向応力と, M 点における円周方向ひずみの変化を示したものである。予備鍛造工程終了時において約 700MPa の引張応力がかかり, M 点には約 160×10^{-6} のひずみが現れている。応力, ひずみは, 線材の先端が第一軸絞り部を通過する S1 点までは急増し, ダイ上面から第一軸絞り部入口までの首下部においてダイと線材との隙間がなくなる S2 点まではほぼ一定となっている。線材先端が第二軸絞り部に入る S3 点以降では, 応力, ひずみが再び急増し, 線材の据込み加工が始まる S4 点からは増加傾向が少し鈍化している。

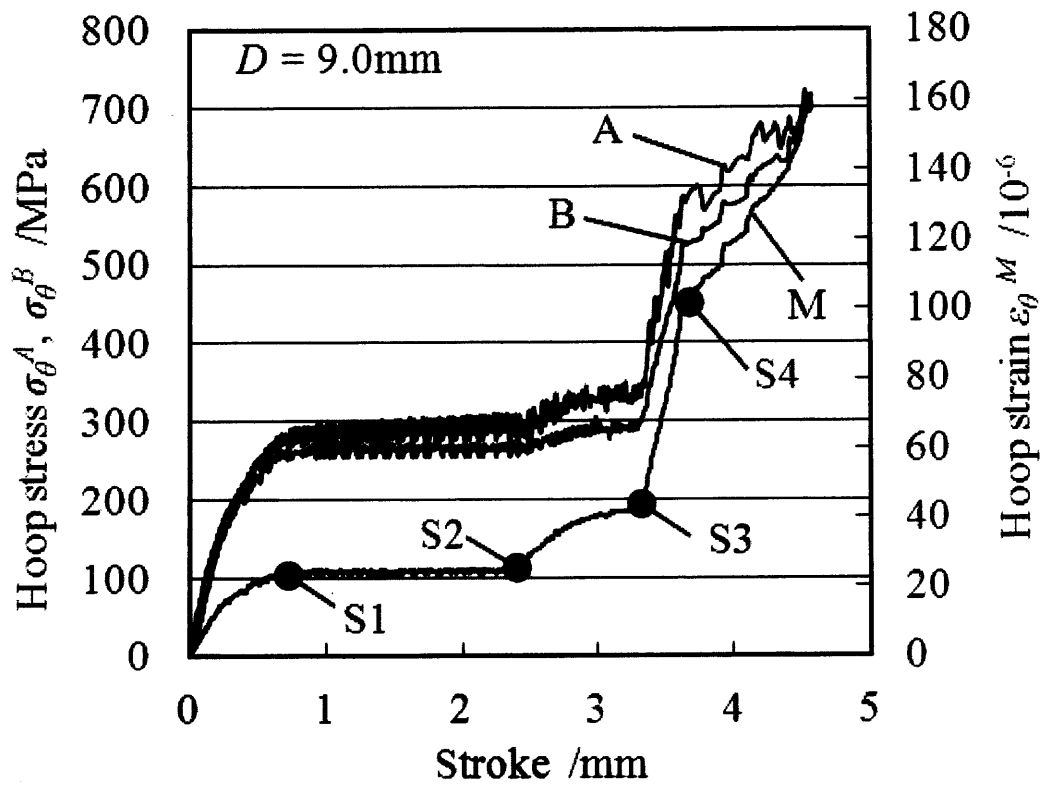


Fig.4.17 Variations of hoop stress at point A and B and hoop strain at the measured point M in pre-forging simulation

Fig.4.18 に最終鍛造終了時におけるダイ円周方向応力の分布を示す。予備鍛造の解析結果と同様に，ダイ内壁面全体に引張応力が発生しており，絞り部付近の A 点，B 点を中心に局所的に大きな引張応力が発生している。

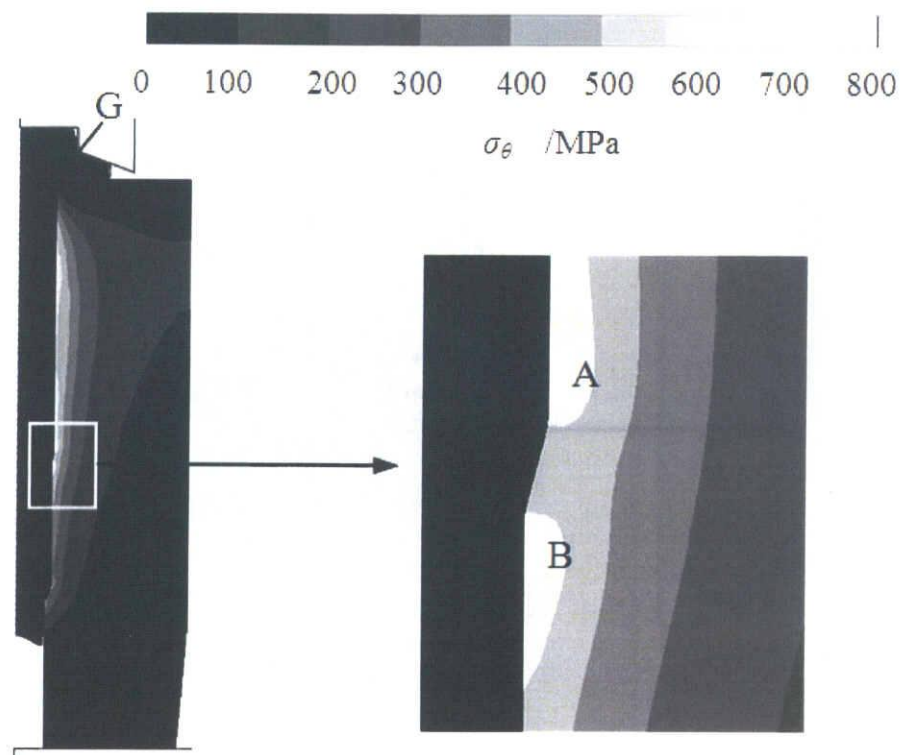


Fig.4.18 Hoop stress distribution in final forging ($D = 9.0\text{mm}$)

Fig.4.19 に最終鍛造終了時におけるダイ半径方向応力の分布を示す。予備鍛造の解析結果と同様に，ダイ内壁面全体に引張応力が発生しており，絞り部全体に大きな圧縮応力が発生しているが，予備鍛造時より値が小さい。

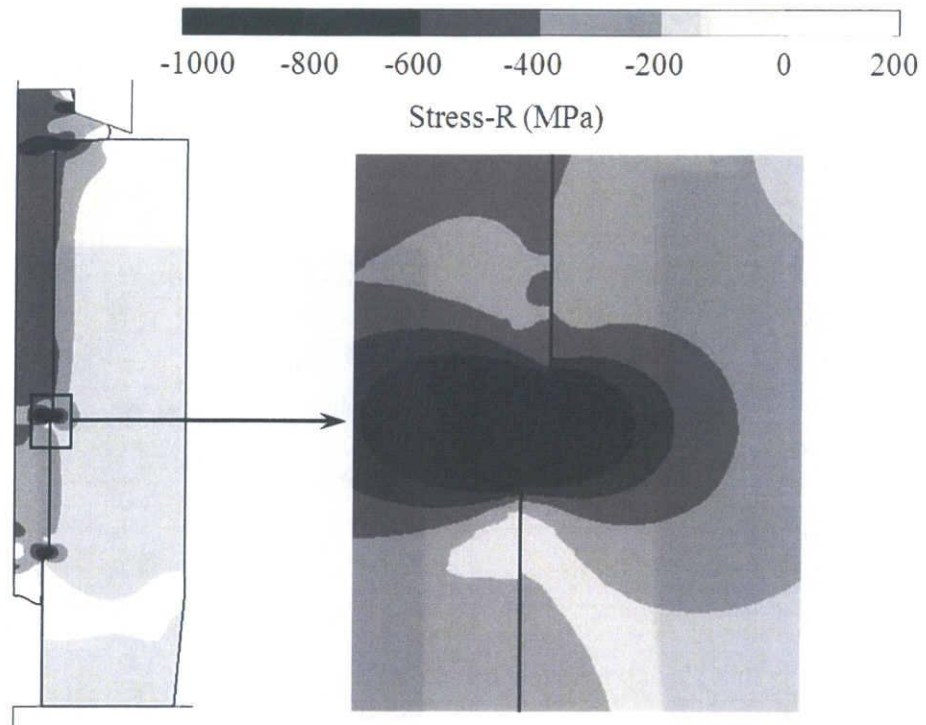


Fig.4.19 Radial stress distribution in final forging (D = 9.0mm)

Fig.4.20 に最終鍛造終了時におけるダイ軸方向応力の分布を示す。ダイ内壁面全体に圧縮応力が発生しており，絞り部の拡大図を見ると絞り部全体に大きな圧縮応力が発生している。

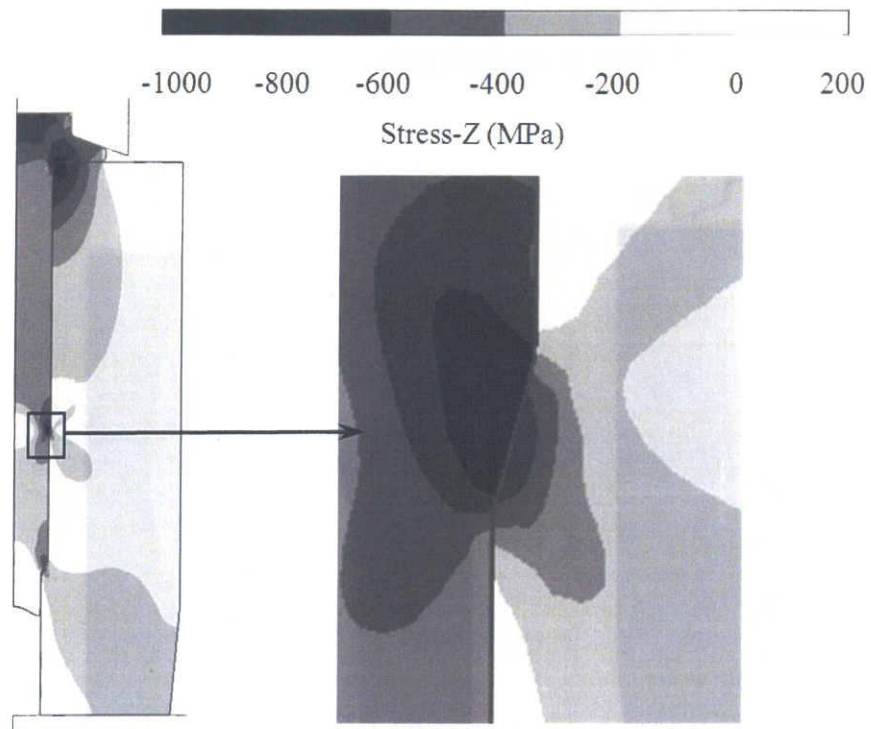


Fig.4.20 Stress distribution in Z direction in final forging (D = 9.0mm)

Fig.4.21 に最終鍛造終了時におけるダイ円周方向ひずみ ε_{θ} の分布を示す。ダイ内壁面において全体的に大きな引張ひずみが発生していることがわかる。絞り部を拡大して見ると絞り部全体に大きな引張ひずみが発生していることがわかる。

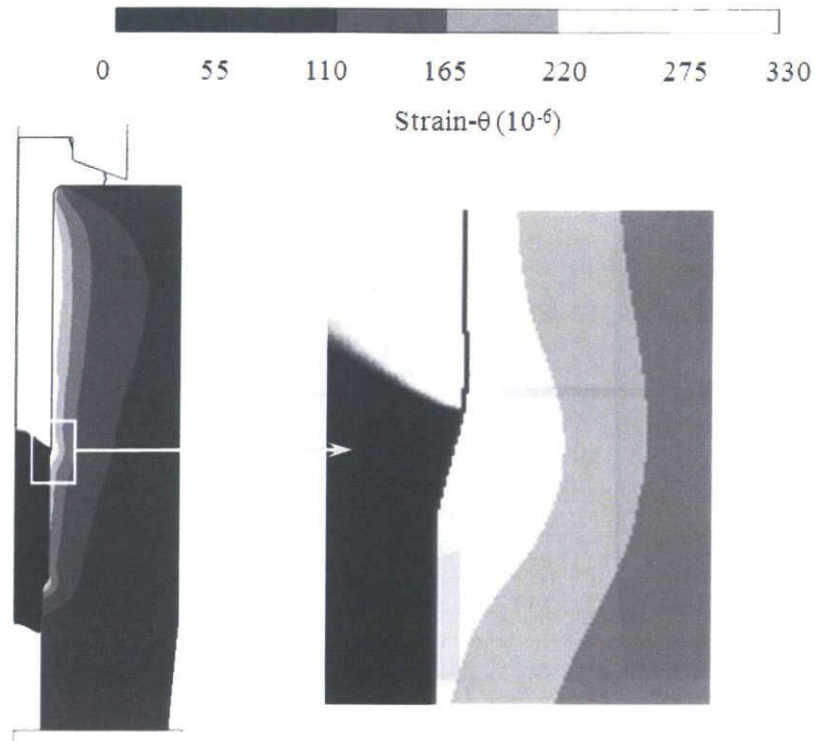


Fig.4.21 Hoop strain distribution in final forging (D = 9.0mm)

Fig.4.22 は最終鍛造の進行に伴う A 点, B 点における円周方向応力と, M 点における円周方向ひずみの変化を示したものである. 加工の進行に伴い, A 点, B 点の応力は単調に増加するが, 線材がパンチ肩部 G に接触する S5 点以降はほぼ一定となっている. 一方, M 点のひずみは S5 点以降も増加し続け, 最終鍛造終了時においては 320×10^{-6} となっている.

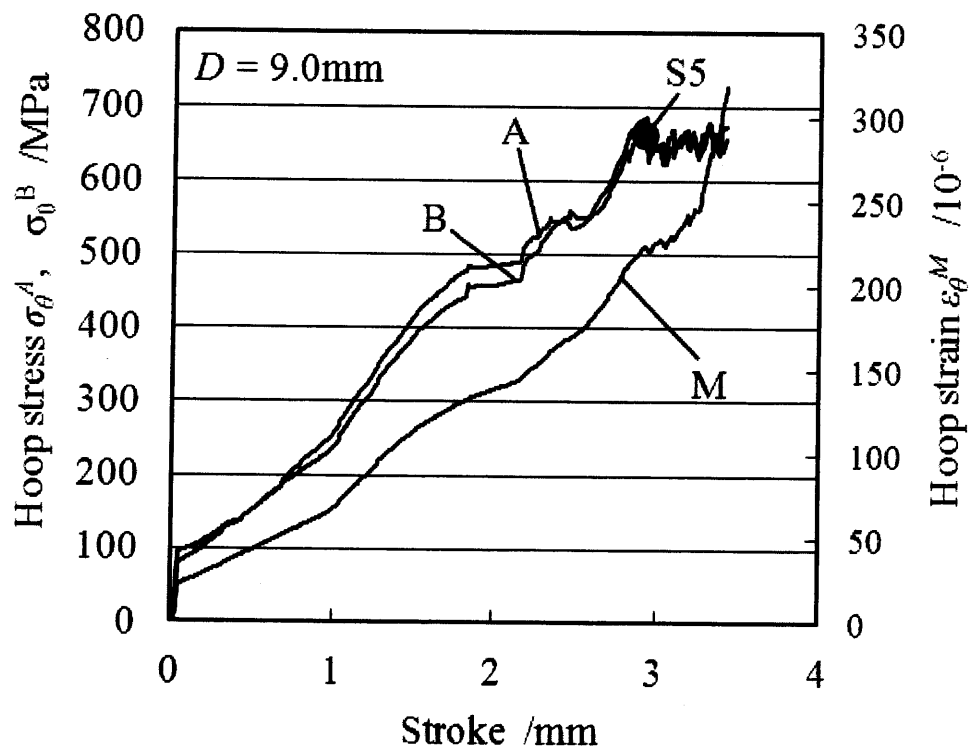


Fig.4.22 Variations of hoop stress at point A and B and hoop strain at the measured point M in final forging

Fig.4.23 にダイ外径を変化させた場合の最終鍛造終了時における A 点の円周方向の応力およびひずみの変化を示す。ダイ外径が 7mm 以上の領域においては、ダイ円周方向応力およびひずみの変化は小さく、金型の応力状態はダイ外径に鈍感となっている。しかし、ダイ外径が 7mm 以下の領域では、ダイ外径の減少に伴い、ダイ円周方向の応力とひずみは急増しており、ダイ外径を調整することによって金型の応力、ひずみ量を制御することができる。最終鍛造終了時のダイ絞り部付近の応力およびひずみを Fig.4.24 に示す。応力成分 σ_θ , σ_r , σ_z は A, B 点付近で大きな変化を示し、引張応力 σ_θ は A, B 点付近で極大値を示している。一方、 $z\theta$ 面に現れる最大せん断応力 τ_{max} は絞り部の入口付近で極大値を示している。

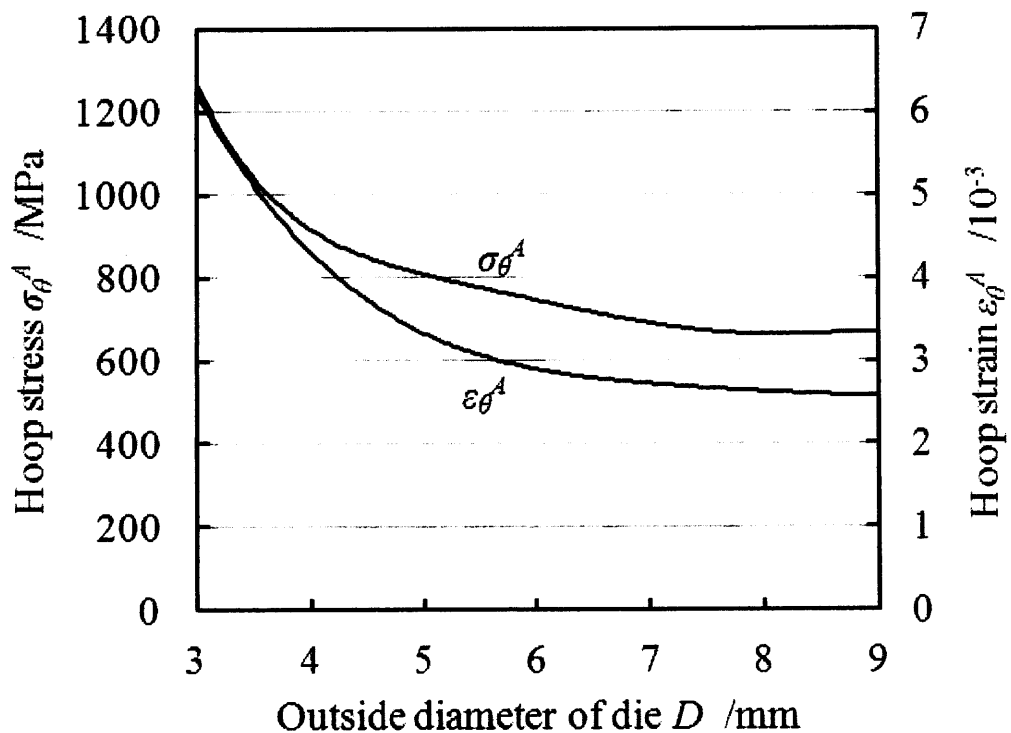
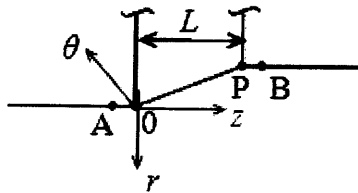
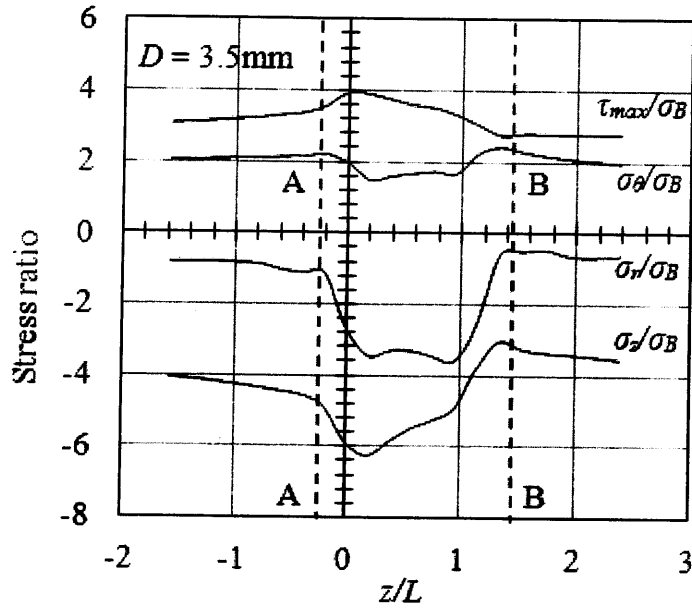


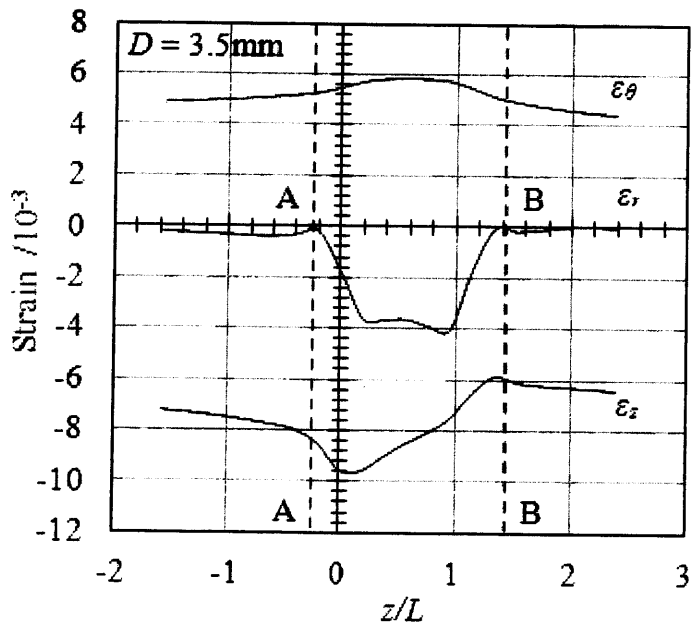
Fig.4.23 Relationship between hoop stress/strain at point A and diameter of die in final forging



(a) Schematic illustration of extrusion approach



(b) Distribution of stress ratio



(c) Distribution of strain

Fig.4.24 Stress and strain state at extrusion

4.4 実験結果および考察

4.4.1 FEM 解析結果の妥当性評価

Fig.4.25 に示すように，設計通りの予備鍛造形状，最終鍛造形状が得られている．

Fig.4.26 にダイ外周面 M 点の円周方向ひずみを計測した結果を実線で示す．ピークの小さい波形は予備鍛造に，大きい波形は最終鍛造によって生成されている．実測したひずみ ε_{θ}^M のピーク値は予備鍛造では 155×10^{-6} ，最終鍛造では 320×10^{-6} となっており，FEM 解析の結果と合致している．従って，前章に述べた FEM 解析による金型応力状態の解析結果は概ね妥当なものと思われる．

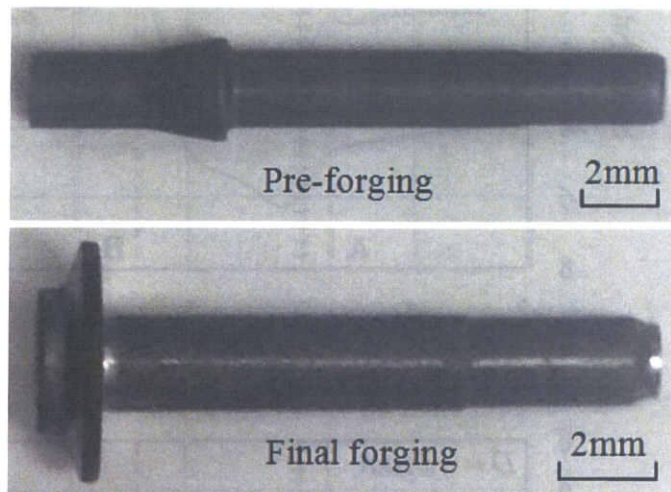


Fig.4.25 Product shape

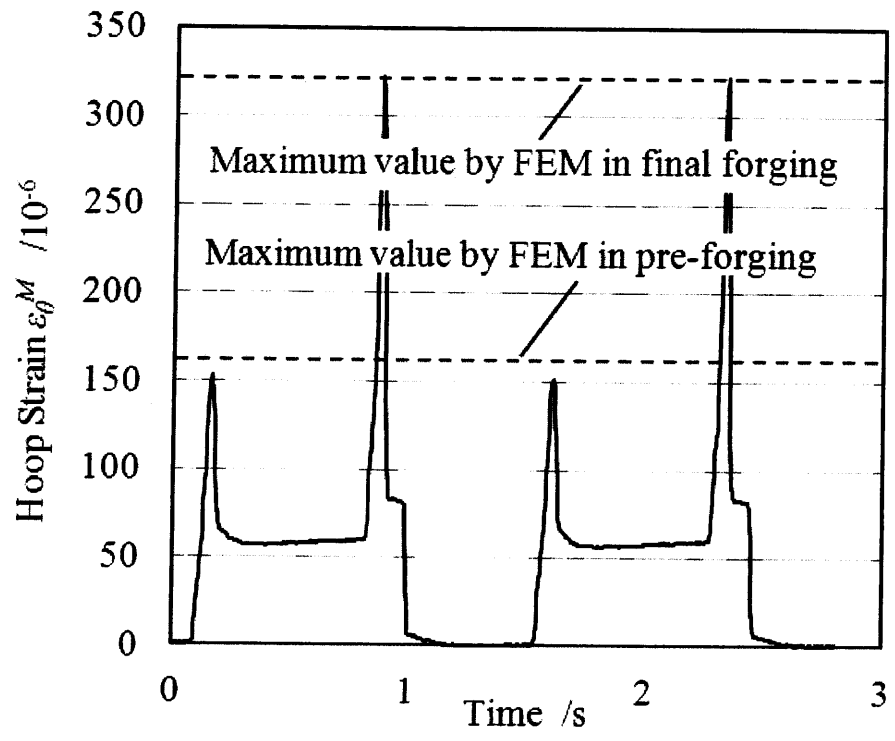
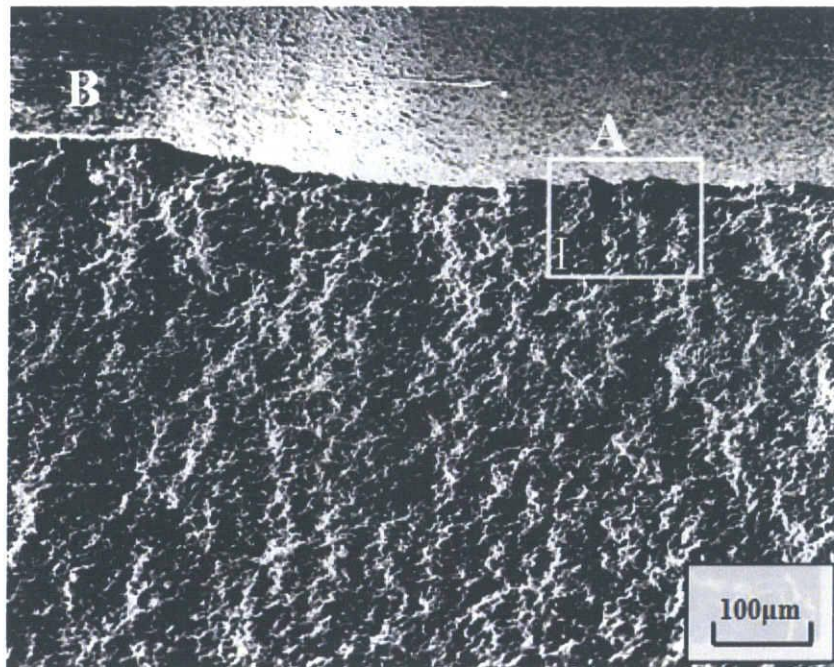


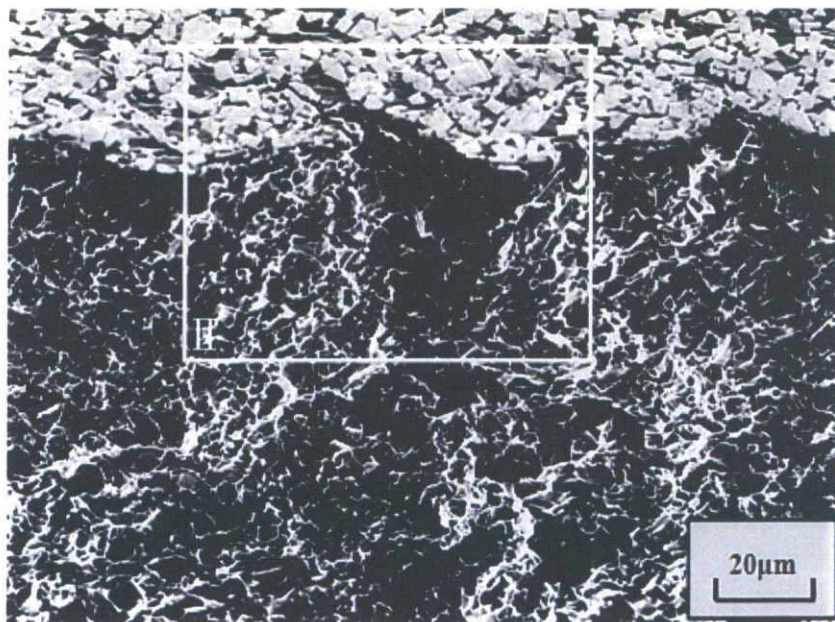
Fig.4.26 Measured strain at point M

4.4.2 疲労破壊挙動

Fig.4.27 に鍛造によるダイの破面を走査型電子顕微鏡で観察した結果を示す，疲労破壊の起点は絞り部入口の直前 0.1mm の位置 A にあり， Fig.4.24 に示す引張応力の最大値の出現位置と一致している．ダイ内表面上の停留き裂と疲労破面の形貌から判断して，き裂は $z\theta$ 面に現れる最大せん断応力によるせん断変形によって生成され，最大主応力 σ_θ の方向にほぼ直角に伝播している．

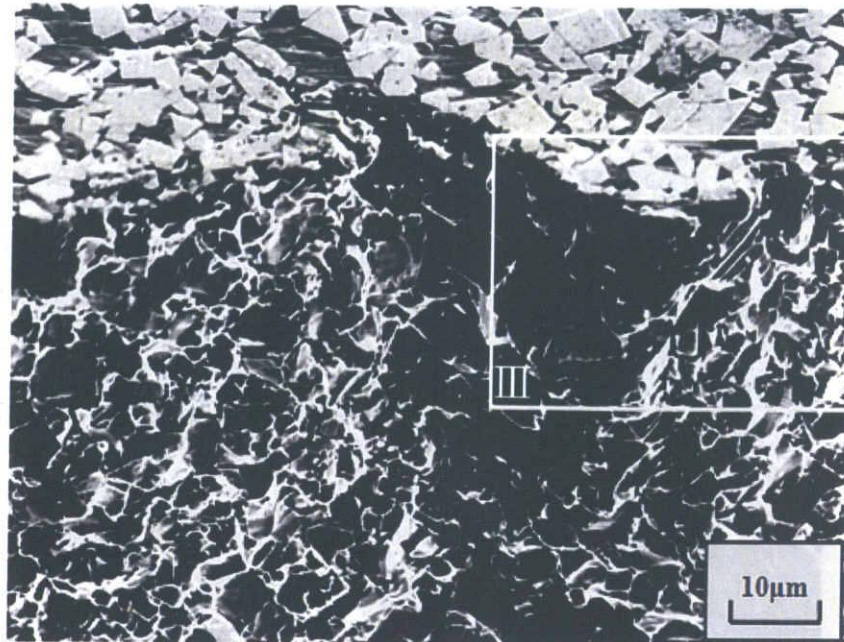


(a) Fatigue area at extrusion approach

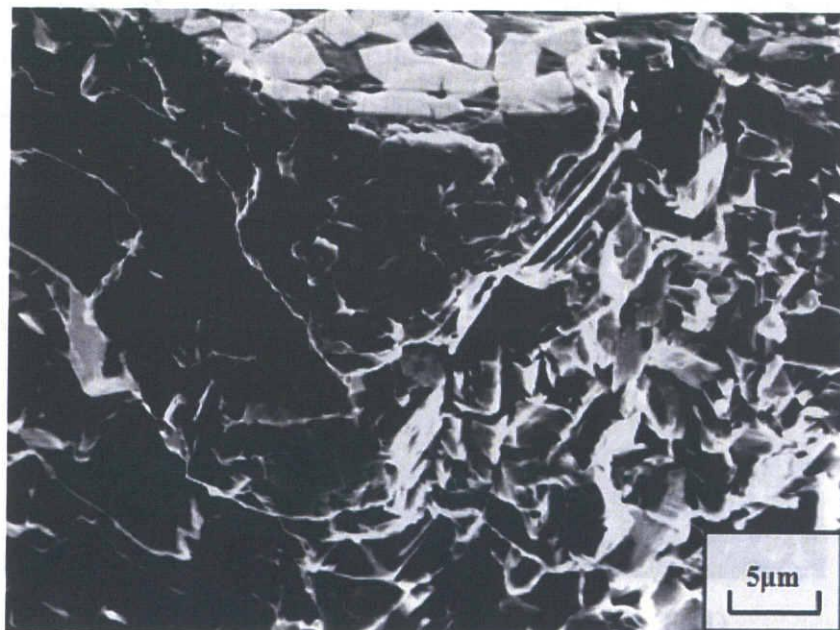


(b) Larger magnification view of crack initiation zone I shown in (a)

Fig.4.27 Fractograph of die ($D = 3.7\text{mm}$, die life $N = 36814$)



(c) Larger magnification view of crack initiation zone II shown in (b)



(d) Larger magnification view of crack initiation zone III shown in (c)

Continued

Fig.4.28 は A 点における最大主応力 σ_θ の振幅で疲労破壊の寿命を整理したものである。縦軸は最大主応力 σ_θ の振幅を線材の引張強さ σ_B で無次元化した。最大主応力の振幅の減少に伴い、疲労寿命は単調に増加している。この傾向はこれまで報告された疲労試験の結果⁶⁾と一致する。図中の Q1 は第 3 パンチを外し、最終鍛造をせずに予備鍛造のみを行った場合のデータで 10 万回の鍛造でも破壊が見られないため試験を中断した。Q2 は Fig.4.29 に示すように、最終鍛造品のフランジ直径を小さくしたものを鍛造した際の結果である。Q1, Q2 は、最終鍛造製品の形状を一定とし、ダイの壁厚を変更して得られた寿命カーブから高寿命側に大きく離れている。

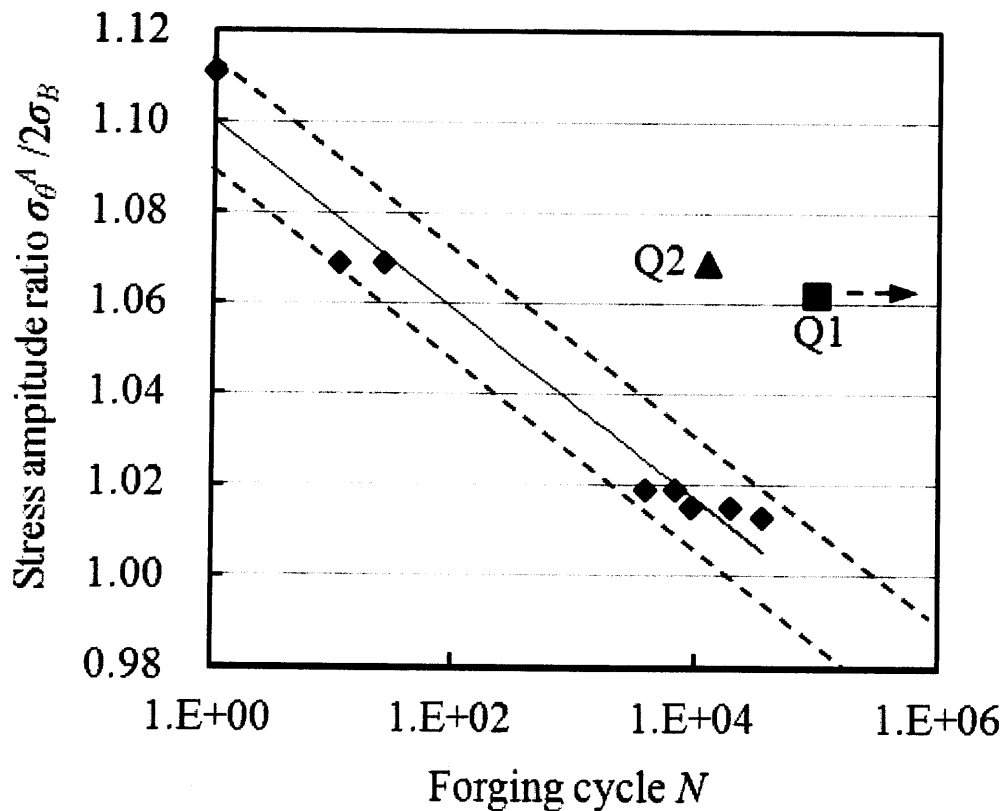


Fig.4.28 Relationship between $\sigma_\theta^A / 2\sigma_B$ and die life N

Fig.4.30 に A 点における円周方向応力 $\sigma_{\theta A}$ と軸方向応力 σ_{zA} によって算出される最大せん断応力 τ_{maxA} の振幅と金型寿命の関係を示す。最大せん断応力の減少に伴い、疲労寿命は単調に増加しているが、Q1, Q2 はカーブから著しく低寿命側に外れている。このように本研究のような多軸応力下においては、き裂進展を支配する最大引張応力の振幅あるいはき裂生成を支配する最大せん断応力の振幅のみでは、疲労挙動を表現しきれないようである。

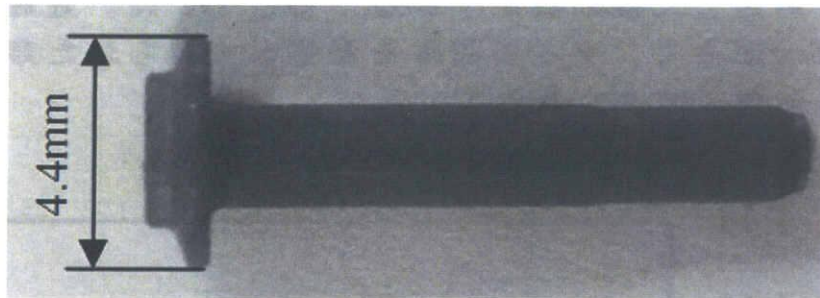


Fig.4.29 Product shape under Q2 condition

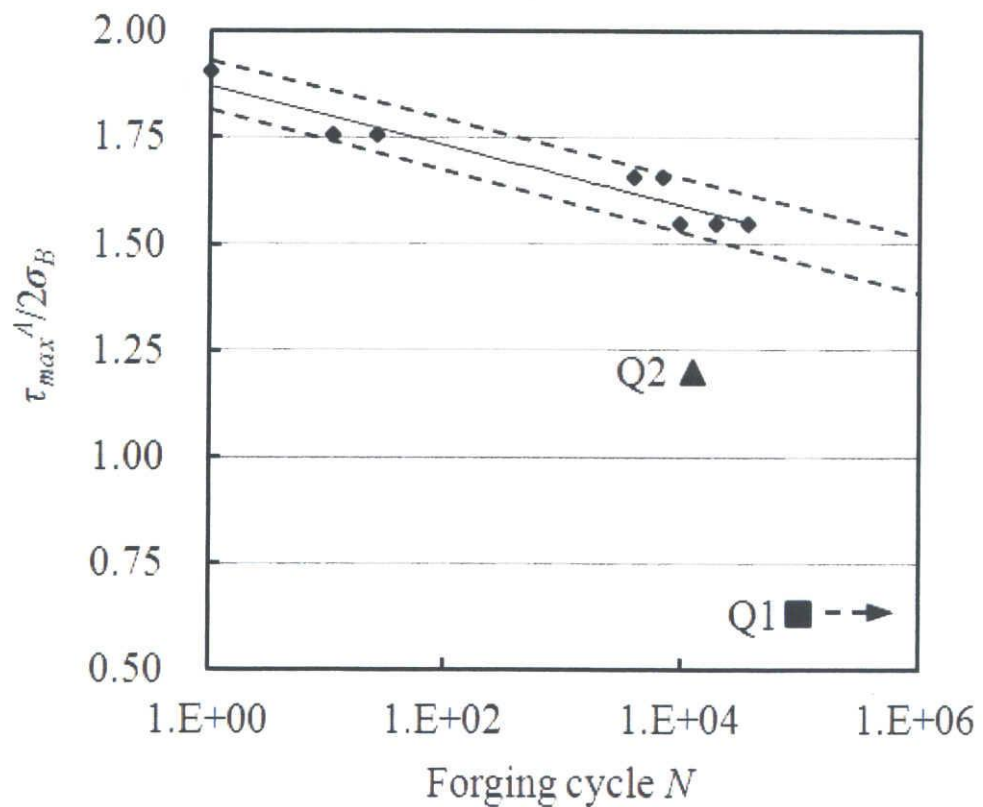


Fig.4.30 Relationship between $\tau_{max}^A / 2\sigma_B$ and die life N

Fig.4.31 に A 点における円周方向ひずみの振幅と金型寿命の関係を示す。縦軸はひずみ振幅 $\varepsilon_{\theta}^A/2$ を、線材の引張強さ σ_B を金型材料のヤング率 E で除した量 σ_B/E で無次元化した。円周方向ひずみで整理した方が、Q2, Q1 は疲労寿命のカーブに乗る可能性が出ている。疲労機構のさらなる解明が待たれる。

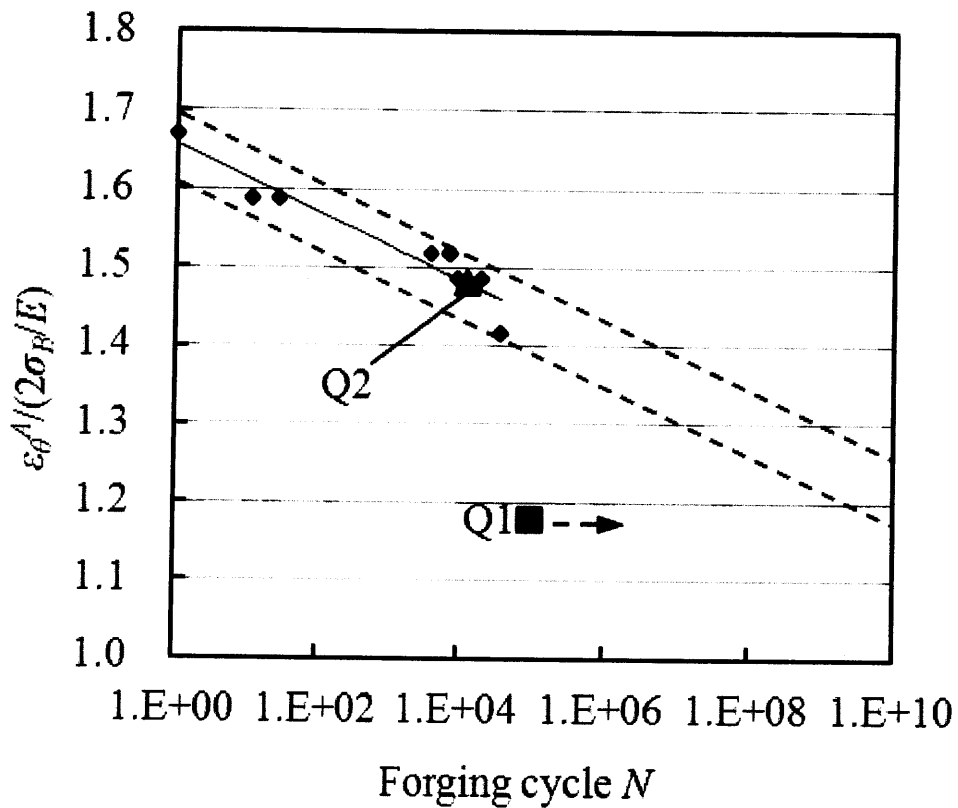


Fig.4.31 Relationship between $\varepsilon_{\theta}^A / (2\sigma_B/E)$ and die life N

4.5 結言

押出し—据込み加工における超硬製金型の疲労試験を行った結果、以下のことがわかった。

- (1) 疲労破壊の起点は、最大せん断応力の値が大きく、引張応力の最大値が現れる押出し部入口の直前に現れる。
- (2) 同一形状の鍛造品を加工する場合、ダイ寿命は疲労破壊の起点における引張応力の振幅あるいは最大せん断応力の振幅の減少に伴い、単調に増加する。しかし、鍛造品形状を変更した場合にはダイ寿命はこの単調増加のカーブから大きく外れる挙動を示す。
- (3) ダイ寿命は鍛造品形状の変更の有無にかかわらず疲労破壊の起点位置における最大引張ひずみで整理できる可能性が高い。

第 5 章 総括

本研究では，今後の大量生産に不可欠である冷間鍛造金型を対象として，金型の主流材料である超硬合金の機械的特性について調べた。

金型破損の主要原因となる疲労破壊を抑制するために，金型内部の応力状況予測に不可欠である超硬合金の圧縮応力下での塑性変形特性を調査した。それから，疲労破壊の限界条件を把握するために必要な超硬合金の破壊じん性値を新たな測定手法で求めた。現実に近い鍛造実験による疲労試験を用いて，実際の金型疲労寿命挙動を調べた。研究結果を以下に要約する。

第 1 章の序論では，本研究の背景を示し，さらに冷間鍛造金型の構造とその問題点，超硬合金の疲労特性に関する研究の結果を説明した。その上，超硬合金製金型の疲労破壊に関する研究現状について述べ，本研究の目的を示した。

第 2 章では，冷間鍛造金型用超硬合金の圧縮応力下での変形特性を把握することを目的として検討を行った。

超硬合金の圧縮特性を圧縮試験を用いて求めた。同一条件下での実験回数を 2 回とした。実験精度が高く，実験の繰り返しによるばらつきはほとんど見られなかった。そして，実験結果に基づいて，500MPa を弾性限とし，各材料の圧縮応力 σ と塑性ひずみ ε_p の関係を抽出し，べき関数と 1 次関数の積で式近似を行った。

近似式の中の影響係数とロックウェル硬さ HRA との関係を注目し，係数 A ， C を HRA により算出することができ，圧縮応力下での塑性変形特性を硬さ試験により求める手法を提案した。

さらに，通常の焼結材を対象とした Gurland らの体系的なデータを用いて，合金硬さ HRA を組織より求める式を整理し，塑性変形特性を合金組織により求める手法も提案した。

この結果を用いて，金型の応力解析が精度よくでき，金型の製造工程および鍛造プロセスにおいて，金型内部応力・ひずみ状況をより精確に把握することは期待できる。

第 3 章では，金型材料の破壊じん性が冷間鍛造金型の破壊プロセスに強く関与している観点から，金型用超硬合金の破壊じん性値を精度よく測定する手法を調べた。従来，ビッカース硬

さ試験による破壊じん性値がよく用いられるが，比較的軟質の鍛造金型用超硬合金への適用には限界があるため，本研究では，予き裂法を用いて，冷間鍛造金型用超硬合金の破壊じん性値について検討した．*HRA* が 86 以下を主流とする冷間鍛造金型用超硬材の破壊じん性値の測定法としては，予き裂法が適切であることがわかった．そして，金型上の微小き裂を無視した FEM 解析において，超硬合金金型の巨視破壊を引き起こす引張応力の限界は 160MPa 程度であり，その値は超硬合金の引張強さが大きいほど低下する結果を得られた．これらの結果は，金型設計段階において，金型破壊の抑制には有用な参考基準になると考えられる．

第 4 章では，第 1 章で述べた疲労試験の結果を実鍛造に直接対応することには不十分であることを背景に，実鍛造と同じ条件で，押出し—据込み加工における超硬製金型の疲労試験を行った．FEM 解析の結果を合わせて，多軸応力下での疲労起点位置，き裂の進展挙動および疲労寿命について検討した．その結果，同一形状の鍛造品を加工する場合，ダイ寿命は疲労破壊の起点における引張応力の振幅あるいは最大せん断応力の振幅の減少に伴い，単調に増加することが確認された．しかし，鍛造品形状を変更した場合にはダイ寿命はこの単調増加のカーブから大きく外れる挙動を示すことが判明した．さらに，ダイ寿命は鍛造品形状の変更の有無にかかわらず疲労破壊の起点位置における最大引張ひずみで整理できる可能性が高いことがわかった．金型の疲労寿命を計算する方法を構築するための第一歩となる発見であると考えられる．

本研究で得られた結果により，金型を設計する段階において鍛造工程中の金型応力・ひずみ状態を予め予測することができるようになる．それに基づいてできる限り応力低減構造の設計に努力することによって金型寿命を大幅に延長することが期待できる．

疲労破壊の寿命を予測するためには，疲労機構のさらなる解明と検討が必要である．本研究による冷間鍛造金型用超硬合金の破壊じん性値を精確に把握できたが，疲労寿命を支配するき裂の成長速度と破壊じん性の関係などの研究が期待される．金型の疲労寿命を予測するためには，実鍛造に相当する多軸応力下での疲労寿命の評価法を考察する必要があると考えられる．

本研究の一連の成果は、今後の金型疲労破壊の機構解明、さらに冷間鍛造金型の寿命向上に大きく貢献するものと確信する。

参考文献

- 1) 濱家真一：型技術，**18-1**(2003)，73-76.
- 2) 阪野実：プレス技術，**19-13**(1981)，44-49.
- 3) 角南不二夫・安藤正男：プレス技術，**27-1**(1989)，49-54.
- 4) 松井正廣：塑性加工シンポジウム，209(2002)，6-11.
- 5) 阪野実：金属プレス，**13-6**(1981)，33-37.
- 6) 浅利征司・阪野実：金属プレス，**14-7**(1982)，99-103.
- 7) 清家政一郎：材料力学，(1997)，145-148，共立出版.
- 8) 松原茂夫：塑性と加工，**17-187**(1976)，633-638.
- 9) 王志剛・中島勲・上田直春・大橋真・松本健巳：第55回
塑加連論文集，(2004)，313-314.
- 10) K.Niihara, R.Morena & D.P.H.Hasselmann: Journal of Material
Science Letters, (1982), 13-16.
- 11) 財団法人 鍛造技術研究所・財団法人 素形材センター：
平成7年度 鍛造用金型寿命向上調査研究報告書，研究調
査報告 489，(1995-2).
- 12) 内田憲正：塑性加工シンポジウム，178(1998)，33-37.
- 13) 大塚昭夫・東郷敬一郎・菅原宏人・植田文洋：材料，
36-401(1987)，135-140.
- 14) 大塚昭夫・東郷敬一郎・菅原宏人・植田文洋：材料，
36-404(1987)，462-467.
- 15) 大塚昭夫・東郷敬一郎・菅原宏人・北条浩・植田文洋：材
料，**36-411**(1987)，1361-1367.
- 16) 金炫秀・吉川昌範・戸倉和：塑性と加工，**30-343**(1989)，
1147-1152.
- 17) 佐藤建吉・本田晴彦：日本機械学会論文集，**A-56**，526(1990)，
1378-1382.
- 18) 佐藤建吉・吉田雅信・浅見朋志：日本機械学会論文集，**A-58**，
526(1992)，2293-2298.
- 19) 広瀬幸雄・夫明煥・岸陽一・朴栄哲：材料，**46**，12(1997)，
726-732.
- 20) 広瀬幸雄・夫明煥・松岡秀明・朴栄哲：材料，**46**，12(1997)，
1402-1408.

- 21) 石原外美・五島孝仁・足立晃一・吉本隆志：日本機械学会論文集，A-62，624(1998)，2145-2151.
- 22) Povl Brondsted, Peder Skov-Hansen: International Journal of Fatigue, 20, 5(1998), 373-378.
- 23) Y.Torres, M.Anglada&L.Llanes: International Journal of REFRACTORY METALS & HARD MATERIALS, 19(2001), 341-345.
- 24) 大槻悦夫・増田良道：金属誌，44-2(1980)，117-122.
- 25) 王志剛・西門一樹・中川正人・堂田邦明：平成12年度塑性加工春季講演会論文集，71-72.
- 26) 山田通・北島宣誠・松波宗治：塑性と加工，12-122(1971)，197-204.
- 27) C.H.Vasel, A.C.Krawitz, E.F.Drake & E.A.Kenik, Metallurgical Trans., 16A, (1985), 2309-2314.
- 28) 金秀英・久保田智：平成23年度塑性加工春季講演会論文集，(2011)，25-26.
- 29) K.Lange, L.Cser, M.Geiger&J.-A.-G.Kals: CIRP Annals, 41-2(1992), 667-671.
- 30) M.Meidert, C.Walter&K.Pohlandt: Proc.6th Int. Tooling Conference, (2002), 815-820.
- 31) 河原淳二・松本良・森章司・小坂田宏造：平成20年度塑性加工春季講演会論文集，(2008)，375-376.
- 32) 森章司：塑性と加工，49-564(2008)，2-6.
- 33) 河原淳二・松本良・森章司・小坂田宏造：平成21年度塑性加工春季講演会論文集，(2009)，295-296.
- 34) 河原淳二：第35回鍛造実務講座テキスト，(2008)，81.
- 35) J.E.shigley et al.:Mechanical Engineering Design, McGraw-Hill Professional, (2003), 346.
- 36) 渡辺勲：塑性と加工，21-237(1980)，840-844.
- 37) 鈴木寿：超硬合金と焼結硬質材料，(1986)，61-62，丸善.
- 38) 山川栄一：第233回塑性加工シンポジウムテキスト，(2004)，33-40.
- 39) J.Gurland & P.Bardzil：J.Met.Trans.AIME, 7(1995), 311-315.

- 40) BSI: British Standard Methods for Crack Opening Displacement (COD) Testing, BS5762, (1979).
- 41) T.Mishima, H.Yoshida, Y.Hirose & K.Tanaka: Advances in X-Ray Analysis, **31**, (1988), 261-268.
- 42) 牟禮雄二・中西賢二・東俊浩・尾崎俊一郎・杉山一雄・小中浩志：塑性と加工，**52-603**(2011)，469-473.
- 43) 寺門一佳：塑性と加工，**45-518**(2004)，167-171.
- 44) 土屋能成：塑性と加工，**46-536**(2005)，823-827.
- 45) 森敏彦：塑性と加工，**48-553**(2007)，91-95.
- 46) 北村憲彦・大森俊英：塑性と加工，**38-442**(1997)，991-995.
- 47) 松田幸紀：塑性と加工，**42-480**(2001)，3-7.
- 48) 横井大円：塑性と加工，**48-553**(2007)，85-90.
- 49) 井上幸一郎：塑性と加工，**49-569**(2008)，501-505.
- 50) 石原康正・楠兼敬・大西利美：塑性と加工，**5-39**(1964)，257-264.
- 51) 益田亮：塑性と加工，**8-81**(1967)，519-527.
- 52) 田村清・富田正一・安藤美明・勝又武敏：塑性と加工，**13-135**(1972)，291-297.
- 53) 石田均：塑性と加工，**44-505**(2003)，85-88.
- 54) 中村宏・堀川武：金属疲労の基礎と疲労強度設計への応用，(2008)，27-29，コロナ.
- 55) 村川義行：塑性と加工，**36-416**(1995)，906-910.
- 56) Reiss, W.: CIRP Ann., **36-1**(1987)，155-160.
- 57) Engle, U. Hansel, M.: Proc.3rd ICTP, 1(1990)，355-360.
- 58) Hansel, M., Engle, U. & Geiger, M.: Mixed-Mode Fatigue and Fracture, (1993)，3-21，Mechanical Engineering Publication.
- 59) Sonsoz, A. & Tekkaya, A. E.: Int. J. Mech. Sci., **38-5**(1996)，527-538.
- 60) Ahn, S. H., Kim, T.H., Kim, B.M. & Choi, J. C.: J. Mater. Process. Technol., **71**(1997)，343-349.
- 62) 早川邦夫・中村保・田中繁一：塑性と加工，**43-497**(2002) 86-90.

関連論文目録

発表論文

1. 冷間鍛造金型用超硬合金の圧縮変形特性の簡易推定法, (王 志剛, 李 浩杰, 白神 博昭), 塑性と加工, 掲載決定 (2013年 4月掲載予定, 本論文第 2章).
2. 冷間鍛造金型用超硬合金の破壊じん性, (王 志剛, 李 浩杰, 白神 博昭), 塑性と加工, 掲載決定 (2013年 5月掲載予定, 本論文第 3章)
3. 押出し一据込み加工における超硬合金製金型の疲労破壊, (王 志剛, 李 浩杰, 曾我 啓志), 塑性と加工, 投稿済 (2012年 10月, 本論文第 4章)

その他口頭発表

1. Elasto-plastic Deformation Behavior of Cemented Carbide Die in Cold Forging, (Haojie Li, Shinya Nakano, Tatsuhiro Suzuki, Zhigang Wang), ISIJ Young Researcher's Asain Workshop on Advanced Forming Technology, 2010, Nagoya, Japan
2. Elasto-plastic Deformation Behavior of Cemented Carbide Die in Cold Forging, (Zhigang Wang, Haojie Li, Shinya Nakano), The 10th Asia-Pacific Conference on Engineering Plasticity and Its Applications, pp.434 - 438 (2010), WuHan, China
3. 冷間鍛造における金型の弾性変形挙動, (王 志剛, 李 浩杰, 中野 慎也, 曾我 啓志), 日本機械学会東海支部 第 60 期総会・講演会論文集, No505(2011)
4. 押出し-据込み成形における超硬合金製金型の破壊, (曾我 啓志, 李 浩杰, 西野 翔平, 王 志剛), 日本機械学会東海支部 第 61 期総会・講演会論文集, No514(2012)

謝辞

本博士論文における研究は，岐阜大学工学部機械システム工学科王志剛教授のご指導のもとに行ってきたものであり，研究の遂行および本論文の作成にあたり終始懇篤なるご指導およびご鞭撻を賜りました．ここに心より感謝いたします．

また，本論文をまとめるにあたり，主査および副査の労をご快諾いただき，有益な指導を賜りました岐阜大学工学部機械システム工学科服部敏雄教授，植松美彦教授に深く感謝いたします．

実験用線材を無償かつジャストインタイムでご提供下さった（株）杉田製線様に深く感謝いたします．

本研究における多くの実験とコンピュータ解析にあたり多大なご協力いただいた，王研究室の卒業生小津慎吾君，中野慎也君，曾我啓志君，在校生石川雅大君に感謝の意を表します．

2013年4月9日

李 浩基