

サーメットにおける繰返し熱衝撃下のき裂進展挙動と実機（正面フライス）評価

Crack Growth Behavior Due to Repeated Thermal Shock in Cermets
and Evaluation of Cermets by Milling Test

キーワード

熱衝撃, 疲労, 熱応力, き裂進展, ミクロ組織, 焼結材料, サーメット

東富山製鋼所技術部

吉本隆志

早瀬好明

富山大学工学部機械知能システム工学科

石原外美

■ 摘要

TiN 含有量の異なるサーメットについて、繰返し熱衝撃下の動的熱応力とき裂進展挙動を調べた。熱衝撃実験は焼入れ法により行ない、予き裂試験片を用いて、繰返し熱衝撃下のき裂進展挙動を調査した。低 K_{max} 領域では TiN 含有量の小さなサーメットの方がき裂進展抵抗が小さいことが分かった。この差異について微視組織の観点から考察を行った。フライス切削試験においてもき裂進展挙動が熱衝撃試験の結果と一致することが確認された。

■ abstract

Dynamic thermal stresses and crack growth behavior produced by single and repeated thermal shocks were studied on cermets containing different quantity of TiN. Thermal shock was applied to specimens by a quenching method. Crack growth behavior under the repeated thermal shock was investigated. It was clarified that the crack growth resistance of cermets containing smaller quantity of TiN was lower than that of cermets containing larger quantity of TiN in the low stress intensity factor region. This difference was discussed from the viewpoint of their microstructures. It was also confirmed by the milling test that the crack growth behavior of cermets during cutting coincide with the result obtained from the quenching method.

1. はじめに

近年、切削加工の高能率化、高速化指向に伴い、従来工具材料の主流であった超硬合金に代わり高速加工での耐摩耗性により優れ、かつ仕上面精度も勝るサーメットが急速に普及してきている。とりわけ硬質相中の TiN 含有率を調整することにより、フライス切削などにおける耐欠損性を向上したサーメットの伸びが著しい。

一方、切削加工における高速切削や激しい断続切

削時に生じる熱衝撃により、工具刃先に熱クラックの発生することが知られている。耐熱衝撃性に優れた工具材料を開発するには、このような工具材料の熱衝撃挙動を明らかにする研究⁽¹⁾が必要と考えられる。しかし、工具材料に用いられる超硬合金およびサーメットの熱衝撃挙動を調査した研究は、セラミックス等の他の材料に比べて極めて少ない。著者らは超硬合金並びにサーメットの熱衝撃挙動の差異について、まず試験片を完全に水中に投げ込むタイプの実験を行い検討した⁽²⁾⁽³⁾。しかしこれらの研究では、

試験片に加わる熱衝撃荷重の定量的評価は困難であった。そこで著者らは更に研究を進め、熱衝撃時の試験片の温度変化を実測することで、最大熱応力を評価できる新しい熱衝撃試験方法を考案⁽⁴⁾すると同時に同方法を用いて超硬合金およびサーメットの繰返し熱衝撃下のき裂進展挙動を検証し、き裂の進展速度と熱衝撃応力拡大係数の関係を調査し、同関係におけるサーメットと超硬合金の差異について考察を行った⁽⁵⁾。

本研究では、フライス切削用工具材料として代表的な TiCN 系サーメットについて、主硬質相(コアー)中の TiN 含有率 ($K=100 \times \text{TiN} / (\text{TiC} + \text{TiN})$) の異なる 2 種類のサーメット即ち TiN 低含有タイプ ($K=25\%$) と TiN 高含有タイプ ($K=50\%$) を用い、前記した改良型熱衝撃試験方法により、繰返し熱衝撃におけるき裂の進展速度と熱衝撃応力拡大係数の関係を調査し、同関係における TiN 含有率の影響について考察を行った。また、フライス切削でのき裂進展と材種の関係について切削速度を因子として調査し、本研究結果との対応を確認した。

2. サーメットの特徴と問題点

高硬度工具用材料の中でサーメットは、セラミックスに次いで硬さが高く、超硬合金よりも高速加工が可能で、耐クレータ摩耗性、耐酸化性、仕上面粗さの点が優れているという基本的な特徴を有している。工具用サーメットは TiC-Mo₂C-Ni 系、超硬合金は WC-Co で出発した、TiC 系サーメットは、超硬合金と比べると鉄との反応性が低く、耐クレータ摩耗性こそ優れているものの、耐熱衝撃性、刃先強度あるいは耐塑性変形性などの点で問題が多く、軽切削仕上用に限定されていた(表1の第1世代)。これに対して① TiN などの窒化物を添加、② WC, TaC などの炭化物を添加、③ 結合相成分として Co を添加などによって韌性はある程度改善され(表1の第2~第3世代) 実用性能が向上し、比較的広範な領域で用いられるようになってきた。しかしながら、重切削や激しい断続切削で機械的衝撃と共に、熱衝撃によるサーマルクラック(熱き裂)が生じやすい切削条件領域では、寿命が短くまた刃先強度の信頼性に欠けるという問題点があった。こうした問題点の解決には熱的韌性の改善、即ち耐熱き裂性の改善が必要である⁽⁶⁾。

このためには、サーメットの構成相⁽⁷⁾である、①

表1 サーメットの変遷

	成分系
第1世代	TiC-Mo ₂ C-Ni
第2世代	TiC-WC-TaC-Mo ₂ C-Ni
第3世代 (TiN20~50%)	TiCN-WC-TaC-Mo ₂ C-Ni-Co

表2 試料の化学成分

	mass%						
	TiC	TiN	WC	TaC	Mo	Ni	Co
サーメットA	39	13	15	11	6	8	8
サーメットB	26	26	15	11	6	8	8

表3 試料の機械的特性

	サーメットA	サーメットB
線膨張係数 (1/K)	7.43×10^{-6}	7.73×10^{-6}
ヤング率 (GPa)	435.05	442.38
ポアソン比	0.238	0.230
K _{IC} (MPa√m)	9.6	10.8
曲げ強度 (MPa)	1600	2000

硬質相(コアー)、②周辺組織、③結合相、④相境界面が熱衝撃下のき裂進展挙動に及ぼす影響を定量的に把握する必要がある。こうした観点から、今回は韌性に対する影響が大きいとされる⁽⁷⁾、TiN 含有率の大小が熱衝撃下のき裂進展挙動に及ぼす影響を調査した。

3. 供試材および実験方法

3.1 供試材

本実験に使用した試験片素材は、原料 TiCN の平均粒径が 1.5μm の TiCN 系サーメットで、コアー中 TiN 含有率が 25% の低含有タイプ(以下サーメット A と略記)と 50% の高含有タイプ(以下サーメット B と略記)の 2 種類である。その化学成分を表 2 に示す。本 TiCN 系サーメットは、TiCN をコアー成分とし、WC および TaC を副次的に含み、更に結合相(Ni, Co)との焼結性を高めるために若干量の Mo を含んだ窒素含有形強韌サーメットである⁽⁶⁾。図 1 にサーメット A と B の硬質相粒子について X 線マイクロアナライザーにより線分析した結果を示す。これによれば、焼結段階での脱窒は若干にとどまっております。配合組成に対応してコアー中の N 比はサーメット A よりもサーメット B の方が高いことが分かる。

それらの走査電子顕微鏡写真と模式図を、図 2 に示す。いずれも硬質相は、TiCN のコアーと複炭窒化物(W, Ta, Ti, Mo)(C, N)より成る二重有芯構造⁽⁷⁾を呈しているが、サーメット A と比較してサーメット B の方がコアーが細かく、コアーを取り巻く周辺組織が薄くなっている。

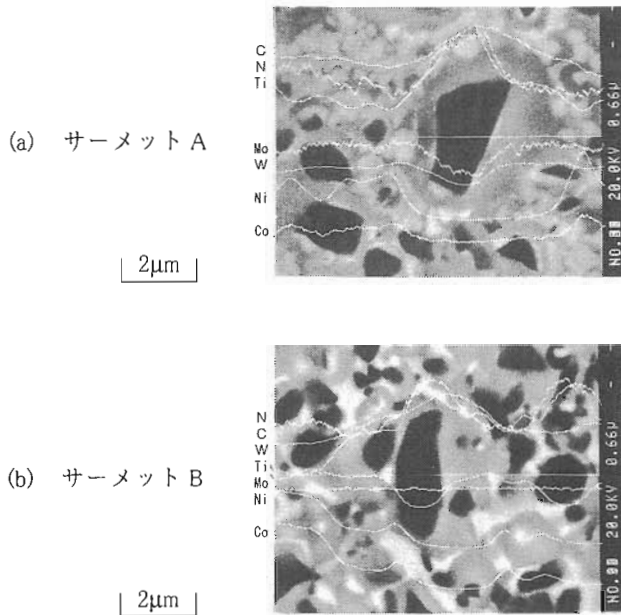


図1 EPMAの線分析結果

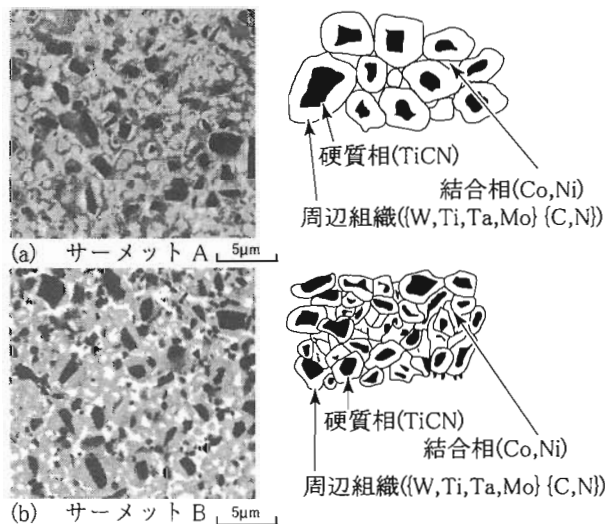


図2 サーマットAおよびBの組織(走査電子顕微鏡写真)

試験片は表2に示す原料粉末を粉碎混合した後、加圧成形、脱脂、本焼結、研削加工を経て、図3に示すような幅4mm、高さ8mm、長さ25mmの矩形の試験片形状に仕上げた。結後の機械的諸性質を表3に示す。

破壊靱性値はビッカースインデンテーション法により、また曲げ強さは三点曲げ実験より求めた。そしてヤング率は超音波法により、線膨張係数は差動トランス方式により実測した値を用いた。表3より分かるように、破壊靱性値はサーメットAが $9.6\text{MPa}\sqrt{m}$ 、サーメットBでは $10.8\text{MPa}\sqrt{m}$ と、後者は前者に比較して破壊靱性値が高い。また、同様なことは曲げ強さについても言える。なお、実験に

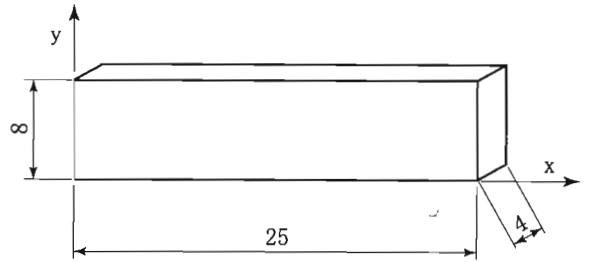


図3 試験片

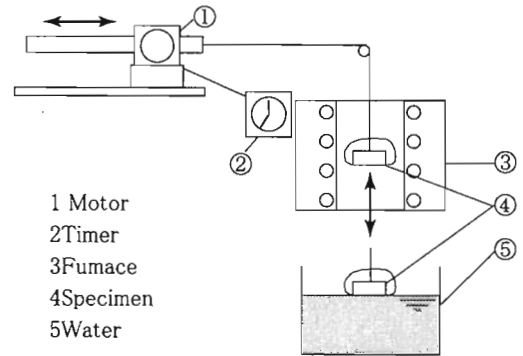


図4 熱衝撃試験装置

先立って観察面をダイヤモンドペーストにより鏡面に仕上げた。

3.2 実験方法

3.2.1 熱衝撃試験

鏡面に仕上げた試験片の冷却面にビッカース硬度計により予き裂を導入後、繰返し熱衝撃実験を行い、任意の回数毎にき裂長さ $2a$ を光学顕微鏡によって約400倍から1000倍で測定した。得られたき裂進展曲線より、き裂進展速度 da/dN と熱応力拡大係数 K_{max} の関係を求めた。まず、試験片は冷却面である下面を除いたすべての面を断熱するために、シリコン系充てん剤でこれらの面を被覆した。その後、試験片を473Kおよび523Kで40分炉中加熱後、すばやく293Kの水中に試験片下面のみを水に接触させ、そのまま5分間冷却することにより熱衝撃を与えた。繰返し熱衝撃実験は、タイマー制御の小型モータを正転、逆転させ、試験炉と水中の間を上下させることにより行った。試験装置を図4に示す。

3.2.2 温度分布測定

熱衝撃実験における試験片高さ方向への温度分布測定は以下のように行った。図5に示すように、平滑試験片の側面に冷却面からの距離がそれぞれ0, 1, 2, 4, 8mmの5箇所の位置にアルメルクロメル熱

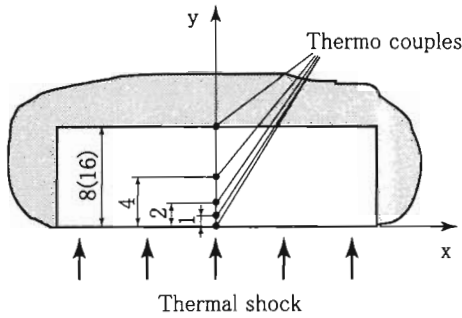


図5 熱電対取り付け位置

電対を取付け、熱衝撃時の冷却面からの距離に対する温度分布を調べた。予備実験より、試験片の温度変化は高さ方向に大きく生じ、長手方向と幅方向への温度変化は小さいことを確認している。測定は加熱温度毎にそれぞれ5回行い、これらの平均したものを冷却曲線として熱衝撃時の動的熱応力の計算に用いた。

3.2.3 熱応力解析

試験片内部の温度変化が試験片高さ方向に大きく生じ、幅、長手方向への変化がわずかであることを予備実験で確認しているため、試験片長手方向(x軸)の発生熱応力は次の一次元温度分布に対応する式(8)(9)により評価できる。実験より求めた冷却面からの距離yに対する温度分布をこの式に用いて熱応力を計算した。

$$\sigma_x(t, y) = -\frac{\alpha ET(t, y)}{1-\nu} + \frac{1}{2c(1-\nu)} \int_0^{2c} \alpha ET(t, y) dy + \frac{3y}{2c^3(1-\nu)} \int_0^{2c} \alpha ET(t, y) y dy \quad (1)$$

ここで α , E , ν はそれぞれ線膨張係数、ヤング率、ポアソン比であり、 $2c$ は試験片高さ、 t は時間、 T は温度である。計算に当たって、物性値の温度依存性を考慮することが望ましい。線膨張係数は473K, 523Kそれぞれの温度で測定した値を用いたが、ヤング率は文献⁽⁷⁾⁽¹⁰⁾によれば、273K~523Kの範囲で大きな温度依存性を示さないとされているので、室温において測定した値を用いて計算を行った。ポアソン比は文献値⁽⁷⁾⁽¹⁰⁾を用いた。また式(1)中の積分の評価は数値積分によった。

3.2.4 応力拡大係数解析

応力拡大係数 K_{max} (モードI) は、熱衝撃時の応力

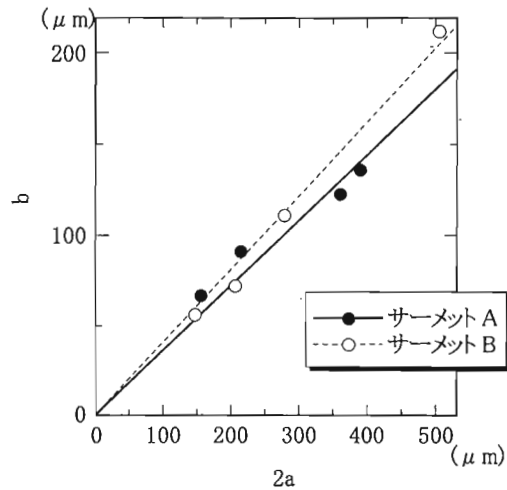


図6 表面き裂のアスペクト比

分布が勾配を持つことから、曲げを受ける表面き裂に対する Newman-Raju の式⁽¹¹⁾を用いて算出した。 K_{max} の計算にあたり表面き裂のアスペクト比を知る必要がある。図6は熱衝撃実験における、表面き裂の深さbと表面き裂長さ2aの関係を調査したものである。これより、表面き裂のアスペクト比はき裂長さに依らず $b/a = \text{一定}$ とみなした。また応力拡大係数幅の計算において、き裂進展に有効なのは引張応力だけと考えられるので、 $\Delta\sigma = \sigma_{max}$ として計算した。ここで $\Delta\sigma$ は応力振幅、 σ_{max} は熱衝撃1サイクル中の最大熱応力である。

4. 実験結果

4.1 熱衝撃時の温度分布

サーメット A および B について試験片高さ 8mm 方向の温度分布測定を行った。図7および8にそれぞれサーメット A, B を用いて最大加熱温度 523K に加熱し、熱衝撃を与えた場合の試験片各部に取付けた熱電対により測定した温度の経時変化を示す。図よりどの実験条件においても $y=0$ の冷却面から離れるに従い、温度の経時変化は緩やかになっている。

図9はサーメット A および B の熱衝撃 0.5 秒経過時の y 方向(試験片高さ方向)への温度分布を、最大加熱温度 523K の場合について示したものである。図より分かるように冷却面近傍において急激な温度変化が認められるが、サーメット A と B の間に大きな差異は認められない。

4.2 熱応力解析

熱衝撃実験で得られた温度分布を式(1)に用いる

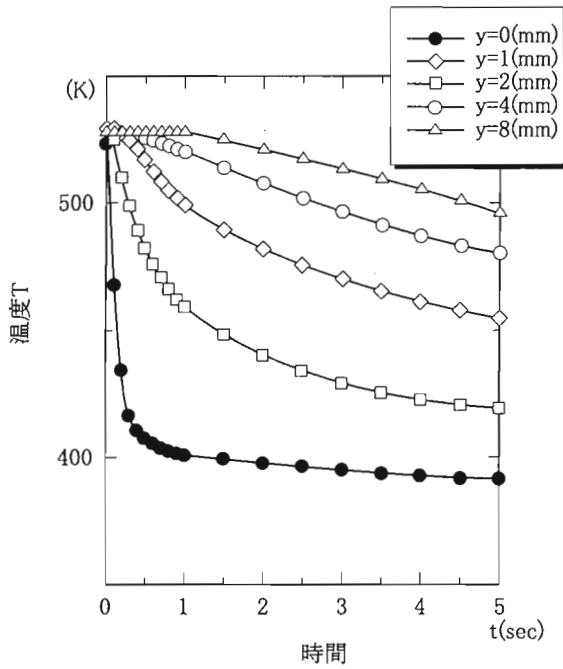


図7 試験片各部における温度の経時変化 (サーメット A, 523K)

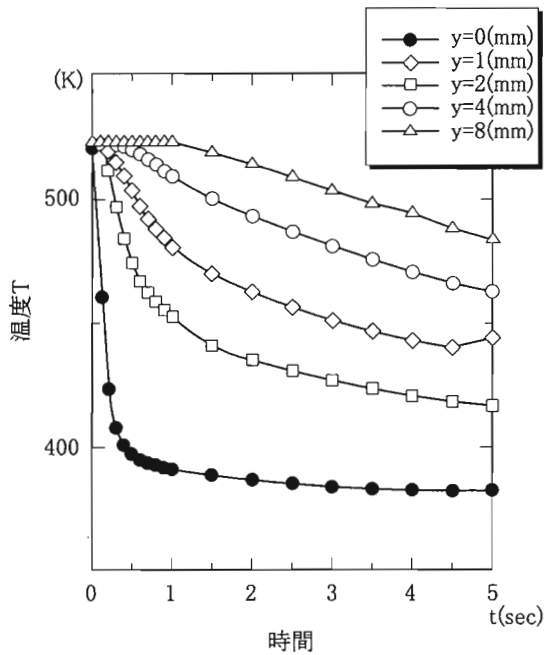


図8 試験片各部における温度の経時変化 (サーメット B, 523K)

ことにより、初期加熱温度 523K から熱衝撃を与えた場合に発生する試験片高さ方向の動的熱応力を評価した結果を図 10 及び 11 に示す。図よりどの実験条件においても最大熱応力は $y=0$ である冷却面が発生しており、また内部方向の熱応力は冷却面からの距離が離れるにつれて減少し、2mm 付近で熱応力は引張から圧縮に転じている。図 12 に試験片高さ

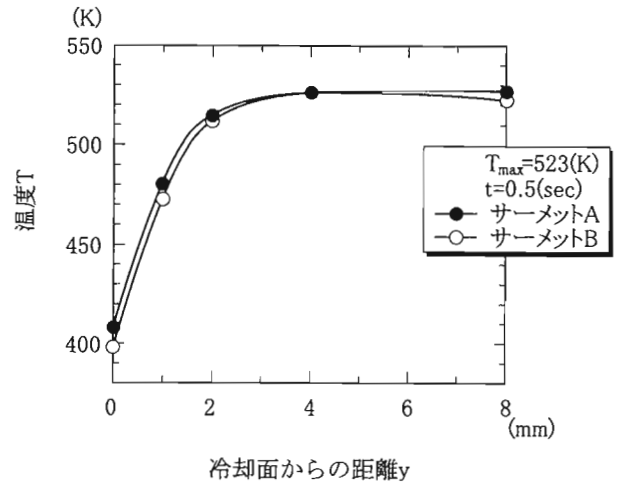


図9 冷却面近傍の温度分布

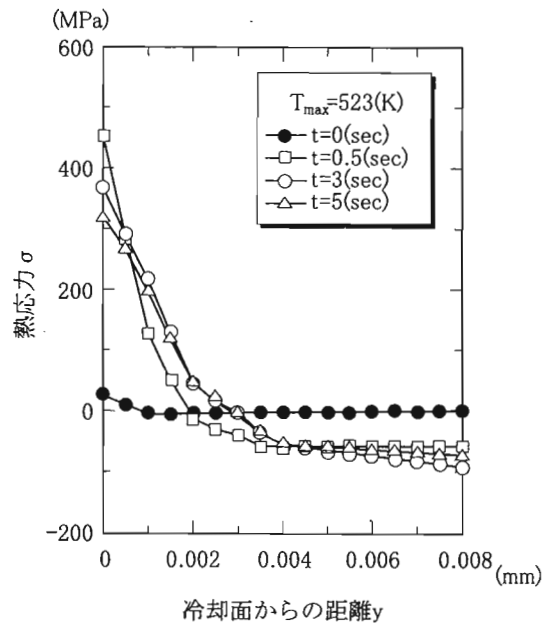


図10 冷却面近傍の熱応力分布 (サーメット A)

8mm の両サーメットに、初期加熱温度 523K から熱衝撃を与えた場合の最大熱応力の経時変化を示す。図よりわかるように、両材ともに熱衝撃負荷後 0.3 秒までは最大熱応力は急激に増加するが、その後は時間の経過とともに緩やかに減少している。またサーメット A, B の最大熱応力に大きな差異は認められない。

4.3 サーメット A および B のき裂進展特性

図 13 は試験片高さ 8mm のサーメット A および B の予き裂材を用いて、繰返し熱衝撃下で進展するき裂の進展速度 da/dN と応力拡大係数 K_{max} の関係を両対数グラフに示したものである。図から分かるように、低 K_{max} 領域においては、サーメット B の方がサ

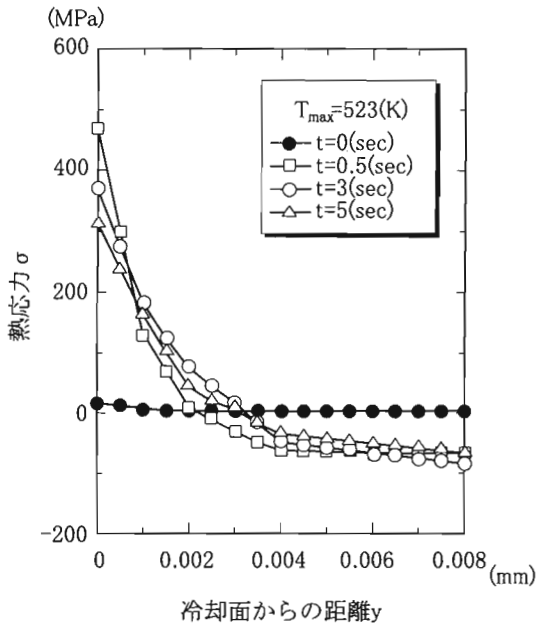


図 11 冷却面近傍の熱応力分布 (サーメット B)

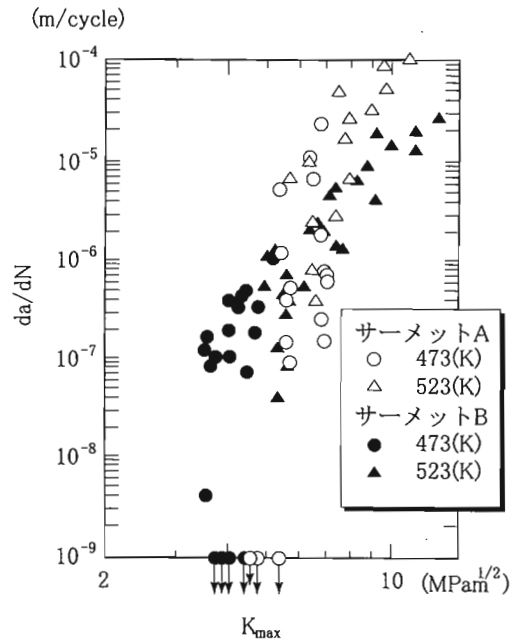


図 13 繰返し熱衝撃時のき裂進展速度 da/dN と 応力拡大係数 K_{max} の関係

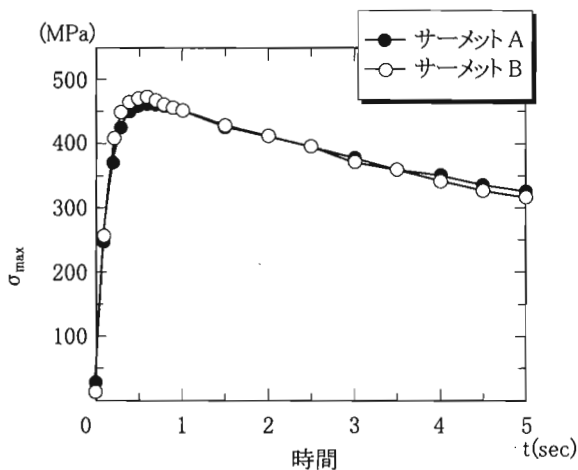


図 12 サーメット A および B の最大熱応力の経時変化

サーメット A よりもき裂進展速度が速いが、高 K_{max} 領域においては、サーメット A の方がサーメット B よりもき裂進展速度が速くなっていることが分かる。またサーメット B はサーメット A と比較して勾配が緩やかな曲線になっていることより、サーメット B の方がより安定したき裂進展が持続していることが分かる。

4.4 繰返し熱衝撃時のき裂発生と微視的進展形態

TiN 含有率の異なる 2 種類のサーメットを用いて、繰返しに伴う微視構造の変化並びにき裂の微視的進展形態を調査した。予き裂材の繰返し熱衝撃実験を行い $K_{max}=9.4\sim 9.7\text{MPa}\sqrt{m}$ の高 K_{max} 領域における、

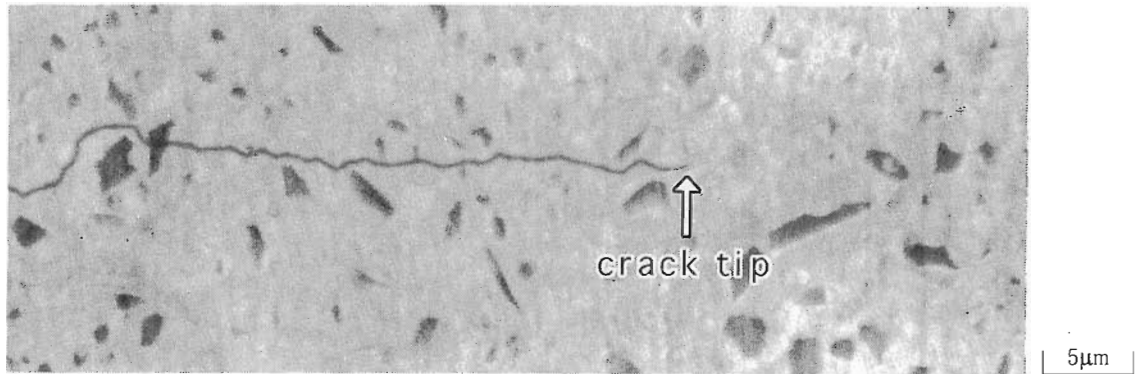
き裂先端近傍の様相を走査電子顕微鏡により観察した。結果を図 14 に示す。図 14(b) のサーメット B では熱衝撃後、き裂先端近傍の周辺組織と結合相の境界に多数の微視き裂が発生していることが分かる。また、同材のき裂進展経路は、周辺組織と結合相の境界もしくは結合相内部が主たるものであり、硬質相粒子 TiCN (コア組織) を迂回する形でジグザグ状に進展している。一方、図 14(a) のサーメット A では微視き裂の発生はわずかであり、この図では認められない。また、き裂はサーメット B と比較して直線的に進展し、硬質相粒子を割って進展する場合も観察される。

図 15 は、サーメット B の $K_{max}=3.1\sim 3.6\text{MPa}\sqrt{m}$ の低 K_{max} 領域における、主き裂先端領域の様相を示した走査電子顕微鏡写真である。図 14(b) の高 K_{max} 領域では熱衝撃により微視き裂発生が顕著に認められたが、低 K_{max} 領域ではき裂先端近傍に発生するき裂密度は明らかに少ない。しかし、き裂がジグザグ状に進展する様子は高 K_{max} 領域と類似している。また、主き裂は、き裂先端前方に発生した微視き裂と合体しながら進展することが分かる。

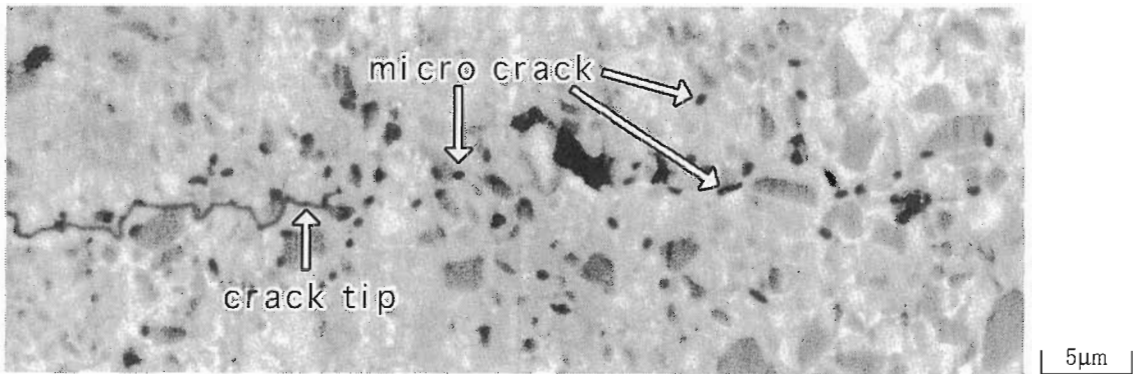
5. 考察

5.1 微視き裂の発生挙動

サーメット B ではサーメット A に比較して、多数



(a) サーマット A ($K_{max}=9.4\sim 9.7\text{MPa}\sqrt{m}$)



(b) サーマット B ($K_{max}=9.4\sim 9.7\text{MPa}\sqrt{m}$)

図 14 サーマット A および B の熱衝撃後のき裂進展形態

の微視き裂が周辺組織と結合相の界面に発生した。これらの微視き裂の発生は熱衝撃時に生じる局所的熱応力の大きさと界面強度の両者により規定される。局所熱応力の大きさは、隣接する組織の線膨張係数の差異と縦弾性係数の差異に依存すると考えられる。表 6 に、硬質相 TiCN と結合相 Ni, Co の文献値⁽⁷⁾による線膨張係数、並びに縦弾性係数の値を示す。サーメット A では、線膨張係数に関して、硬質相は結合相に比較して約 40%程低く、また縦弾性係数では約 95%高くなっている。類似の結果はサーメット B についても認められる。従って、硬質相と結合相の線膨張係数及び縦弾性係数の違いにはサーメット A, B 両材の大きな差異は認められず、このことが両材の微視き裂の発生挙動に大きな差異をもたらした直接原因とはならない。

サーメットにおける周辺組織は、硬質相と結合相の中間の線膨張係数と縦弾性係数を有し、従って硬質相と結合相の線膨張係数、縦弾性係数の差異によって生じる熱応力を緩和させる傾斜相としての機能を有するものと考えられる。図 16 にサーメット A と B の微視組織の模式図を示す。図に示すように、サーメット B の周辺組織はサーメット A のそれに比較して明らかに薄い。このため、サーメット B では、

周辺組織による熱応力の緩和が作動しにくく、界面の線膨張係数と縦弾性係数の差異に起因して、硬質相—周辺組織もしくは周辺組織—結合相境界に大きな熱応力が働き、微視き裂が生じやすいものと考えられる。この場合、前者よりも後者のぬれ性が低いいため、微視き裂は主として周辺組織と結合相の境界に生じたものと考えられる。

5.2 微視き裂進展挙動

応力拡大係数が $3.1\sim 3.6\text{MPa}\sqrt{m}$ の低 K_{max} 領域では、サーメット B のき裂進展速度はサーメット A よりも加速したが、高 K_{max} 領域では、逆にサーメット A のき裂進展速度は B よりも速くなった。本節ではこのことを考察する。

低 K_{max} 領域においては、図 15 に示したように、相対的に微視き裂の発生密度は、高 K_{max} 領域に比較して低い。しかし、そのような場合においても前節で考察したように、サーメット B では主き裂先端前方に少数のき裂が発生する。このような微視き裂は主き裂との干渉・合体により、主き裂の進展を加速させることが考えられる。一方サーメット A では、微視き裂の発生が期待できず、微視き裂による加速が生じにくい。

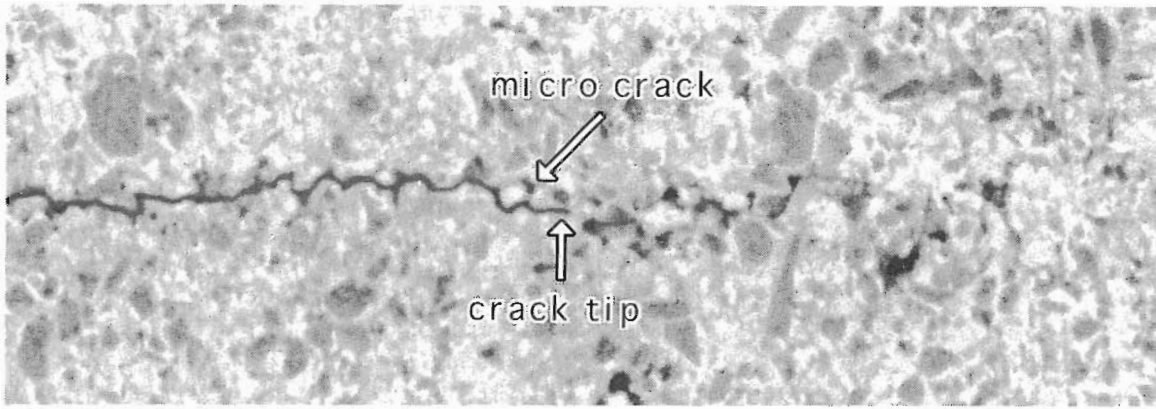


図 15 サーマット B の熱衝撃後のき裂先端近傍における走査電子顕微鏡写真

5μm

$$(K_{max} = 3.1 \sim 3.6 \text{MPa}\sqrt{m})$$

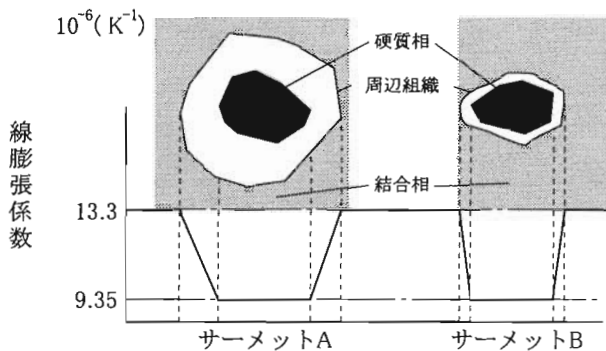


図 16 サーマット A および B の組織の違い

表 6 硬質相と結合相の線膨張係数とヤング率

	線膨張係数 ($\times 10^{-6} K^{-1}$)	ヤング率 (GPa)
サーメット A: TiCN (TiN25%)	8.31	412.23
サーメット B: TiCN (TiN50%)	8.66	361.10
結合相 (Ni+Co)	13.3	211.50

高 K_{max} 領域では、高い熱応力のもとで微視き裂の発生確率が増大する。とりわけサーメット B では微視き裂の発生が非常に多くなり、主き裂先端前方の領域のひずみエネルギーが解放されることによって、き裂先端に実質的に負荷される応力拡大係数値が低下する。

それに対してサーメット A では相対的に微視き裂発生密度が低く、微視き裂によるひずみエネルギー解放が生じにくく、サーメット B よりも脆性的なき裂進展特性を示すものと考えられる。

また、サーメット B では多数の微視き裂が発生するので、サーメット A に比較して、き裂先端後方に、未破断のより多数の架橋部が存在する。このような架橋部の存在は、き裂先端に真に負荷される応力拡大係数を低下させる⁽⁶⁾ので、き裂進展駆動力を低下させ、き裂の安定的進展をもたらす。

表 7 切削工具の損耗因子

切削工具の損耗	機械作用による損耗	硬質粒子の引掻作用による損耗 衝撃による欠損
	熱的、化学的作用による損耗	凝着、拡散、溶解による破断 熱疲労、熱き裂などによる欠損

以上の要因に加えて、高 K_{max} 領域においては、き裂先端が比較的大きな硬質相に到達すると、硬質相を割って進展する場合も観察された。TiN 比の高いサーメット B の硬質相は、サーメット A のそれよりも靱性が高いと考えられる。このような硬質相の靱性の違いもサーメット B のき裂進展速度がサーメット A に比較して低下する一要因となり得る。

6. フライス切削による実機評価との対応

6.1 切削時の速度と刃先損耗について

切削における刃先損耗は、一般に表 7 に示す因子により生じるとされている。中でもフライス切削は刃先損耗に対して熱疲労あるいは熱き裂の影響が大きいと考えられており、切削速度と刃先温度は図 17 に示す関係にあることが知られている⁽¹²⁾。また、刃先の損耗は一般に図 18 のようなき裂が発生することも知られている。

そこで、フライス切削でのき裂の進展と材種の関係について、切削速度を因子として調査すれば K_{max} との対応が分かると考え、テストを実施した。

6.2 切削試験方法

フライス切削は図 19 に示す条件による断続切削を材種および切削速度についてそれぞれ実施し、1 パス (700 回転) ごとにき裂の進展量を工具顕微鏡により測定して 1 回転あたりの進展速度を求めた。

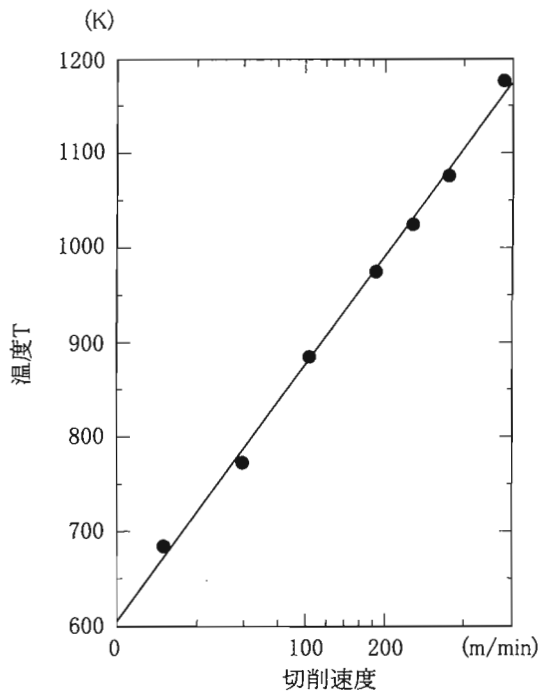


図 17 フライス切削速度と刃先被削材界面温度の関係

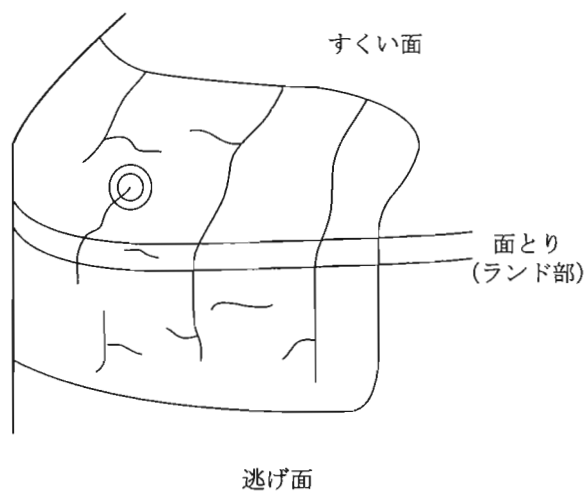


図 18 フライス工具の刃先に生ずる疲労き裂の典型例

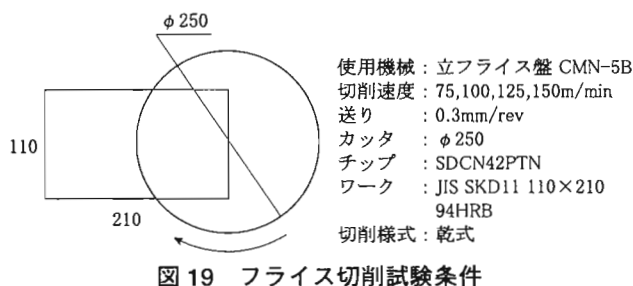


図 19 フライス切削試験条件

さらに、刃先先端近傍の様相を光学顕微鏡と走査電子顕微鏡により観察した。なお、刃先が欠損する切削速度とパス回数はあらかじめ調べておき、欠損に至る前に切削を終了した。

表 8 最大繰返し衝撃切削回数

切削速度	75 (m/min)	100	125	150
サーメット A	4200	3500	1400	1400
サーメット B	4200	3500	1400	1400

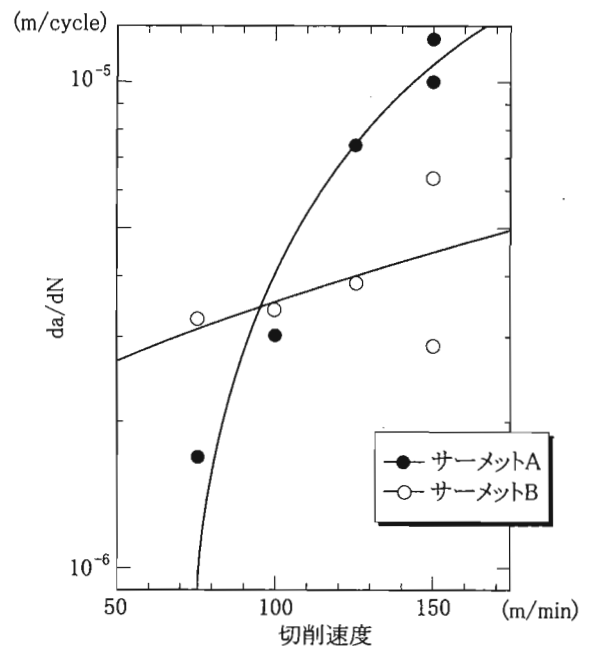


図 20 フライス切削速度とき裂進展速度の関係

6.3 切削試験結果

6.3.1 繰返し衝撃切削回数

前記したようにあらかじめ欠損するパス回数を調査しておき、刃先が欠損する直前までき裂の進展状態を調査した。その時の材種、速度毎の最大繰返し衝撃切削回数は表 8 の通りである。

6.3.2 切削速度と刃先発生き裂の進展挙動

低速域から高速域に至る切削試験によりき裂進展量を測定した結果、図 20 に示す切削速度とき裂進展速度の関係が得られた。なお、切削速度 50m/min 以下ではき裂が発生せず、175m/min 以上では初期に欠損してしまうためプロットはしていない。

この結果をみると、サーメット A のき裂進展速度は低速 (75m/min) 切削域ではサーメット B よりも大きく、逆に高速 (150m/min) 切削域ではサーメット B よりも小さくなっている。また、サーメット B の勾配は緩やかである。これは前記した熱衝撃による基礎試験の結果に対応したものとなっている。従って、フライス切削によるき裂進展は機械的衝撃応力よりも熱衝撃応力が支配的となっていると考えられる。

6.3.3 刃先発生き裂のマクロ観察

図 21 に、試験後の刃先発生き裂を観察した結果を示す。低速（75m/min）切削ではき裂は 1~2 本程度なのに対して高速（150m/min）切削では 4~6 本のき裂が認められた。また、いずれの条件でもクレータ摩耗は観測できる量の発生は認められない。

6.3.4 刃先発生き裂先端近傍のミクロ観察

刃先すくい面の汚れを除去する程度にラップ研磨を施し、光学顕微鏡によりき裂先端近傍の状態を観察した写真を図 22 に示す。また、同様に走査電子顕微鏡による高速（150m/min）切削域条件でのき裂先端近傍の観察結果を図 23 に示す。

サーメット B の高速(150m/min)切削域では、微視き裂と思われる黒点が主き裂の先端近傍に多数分布

していることが分かる。これに対してサーメット A は微視き裂と思われる黒点が少ない。走査電子顕微鏡による観察では、サーメット A が直線的にき裂が伝播し、一部はコアを割って進んでいる。また、サーメット B はコアを迂回する形でジグザグにき裂が伝播していると同時に主き裂伝播経路に未破断の多数の架橋部が存在することも確認される。このことは、熱衝撃の基礎試験結果における微視的考察に対応するものである。

7. おわりに

改良された焼入型熱衝撃実験法を用いて、TiN 含有量の異なるサーメットの繰返し熱衝撃下のき裂進展挙動を調査した。き裂進展特性に及ぼす TiN 含有

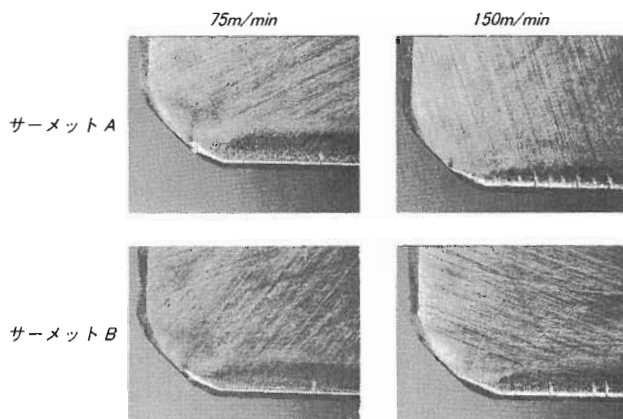


図 21 試験後の刃先発生き裂

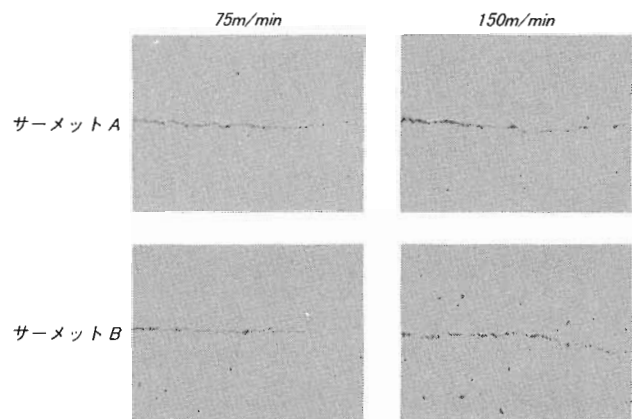


図 22 き裂先端近傍の光学顕微鏡写真

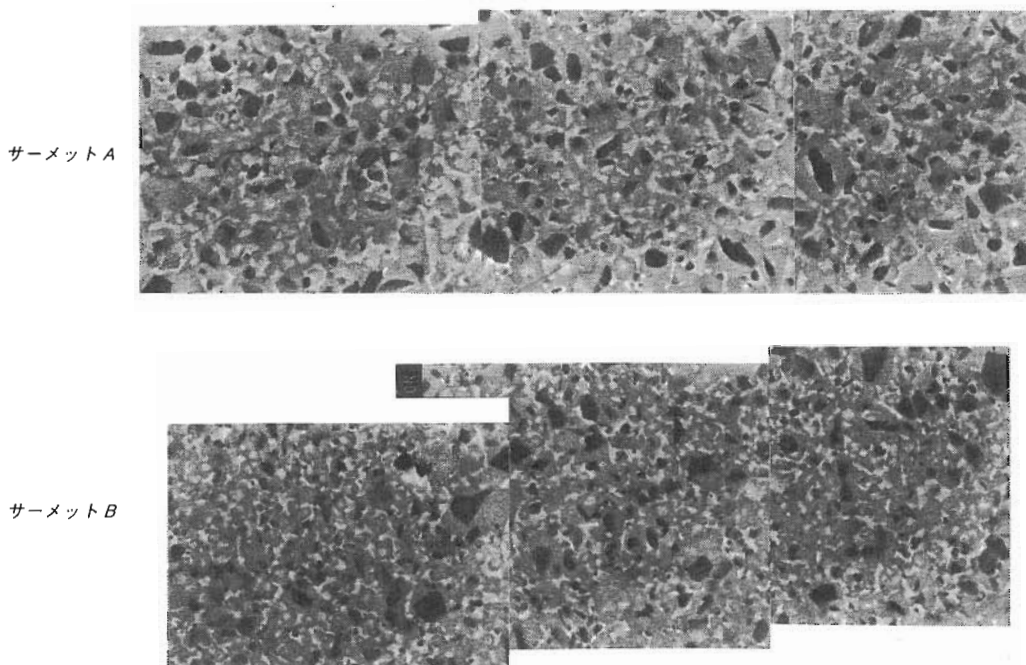


図 23 切削速度 150 (m/min) でのき裂先端近傍の SEM 写真

量の影響を明確にするとともに、その出現機構について微視組織の立場から検討した。得られた結論は次のように要約できる。

- (1) 熱衝撃時の試験片温度分布の実測と、試験片下面のみ冷却、他面断熱タイプの焼入型熱衝撃実験を組み合わせることにより、力学的、並びに熱的境界条件を明確にした新しい熱衝撃実験が行えることを示した。
- (2) 熱衝撃負荷時の発生最大熱応力は、熱衝撃後0.3~0.5秒に冷却面に生じた。これはTiN含有量の異なるサーメットの材質の差異によらない。
- (3) 予き裂試験片を用いて、繰返し熱衝撃時のき裂進展速度と応力拡大係数 K_{max} の関係を調査した。TiN含有量の異なるサーメットの比較において、低 K_{max} 領域では、サーメットBの方がサーメットAよりもき裂進展速度が速く、また、高 K_{max} 領域では逆にサーメットAの方がサーメットBよりもき裂進展速度が速いことが分かった。
- (4) TiN含有量による微視組織の差異は、硬質相を囲む周辺組織の厚みに表れる。線膨張係数、縦弾性係数の異なる硬質相と結合相間に存在する周辺組織は、熱応力の緩和機能を有する。サーメットBの周辺組織はAに比較して薄いため、熱衝撃時の熱応力が緩和しにくく、サーメットBでは、Aよりも周辺組織と結合相の界面に多数の微視き裂が生じる。

- (5) 上記微視き裂は、低 K_{max} 領域において主き裂との合体によりき裂加速要因となるが、高 K_{max} 領域ではより多数の微視き裂発生に基づくひずみエネルギー緩和によるき裂減速効果を有する。さらに多数の微視き裂の発生はき裂先端後方に未破断の架橋部形成を促進し、き裂の駆動力をより低減させる効果を有する。以上の原因によりサーメットAとBのき裂進展特性の差異を生じたものと推察される。
- (6) 熱衝撃が刃先寿命に影響するとされているフライス切削において切削速度を因子として発生き裂を観察した結果、き裂進展速度および微視き裂の進展挙動が熱衝撃基礎試験での結果に一致することが確認された。このことは、サーメットのフライス切削が熱衝撃に支配された切削現象であることを示唆している。

文献

- (1) 井寄裕介, 他2名; 日立金属技報, 5, P.65-70 (1987)
- (2) 石原外美, 他2名; 機論, 57A, P.2735-2740 (1991)
- (3) S.Ishihara et al; JSME Int. Journal Ser1, 316A, P.490-495 (1991)
- (4) 石原外美, 他3名; 機論, 63A, P.1191-1198 (1997)
- (5) 石原外美, 他3名; 機論, 62A, P.1327-1335 (1996)
- (6) 吉本隆志; 不二越技報, 45(2), P.63-70 (1989)
- (7) 鈴木寿; 超硬合金と焼結硬質材料(基礎と応用), 丸善, P.2 (1986)
- (8) 小倉敬二, 西川出, 他2名; 機構論, 930(11), P.49-50 (1993)
- (9) 竹内洋一郎; 熱応力, 日新出版, P.13-14 (1989)
- (10) 篠原耕治, 他2名; 粉体および粉末冶金, 40(1), P.29-32 (1993)
- (11) Raju, I.S. and Newman, J.C.; NASA Technical Paper, P.1578 (1979)
- (12) 超硬工具協会; 超硬工具ハンドブック, (1976)



吉本隆志

1973 入社, 工具熱処理課
1978 技術本部
1986 東富山新素材開発部
1991 名古屋支店鋼材販売部
1995 東富山製鋼所技術部



早瀬好明

1991年入社。
東富山製鋼所技術部にて工具鋼、サーメットの材料開発を担当、現在に至る。



石原外美

1973 富山大学工学部機械工学科助手
1991 富山大学工学部機械システム工学科助教授