WC-Co 超硬合金の抗折力と引張強度との関係*

鈴木 寿** 林 宏爾** 福家康矩***

Hisashi Suzuki, Koji Hayashi and Yasunori Fuke : Relations between Transverse-Rupture and Tensile-Rupture Strengths of WC-Co Cemented Carbides. The relation between transverse-rupture strength (σ_m) and tensile-rupture strength (σ_t) in cemented carbides was studied paying attention to the microstructural defect as a fracture source. The conventional WC-10 and 20% Co alloys with a mean carbide grain size of $1.3\mu\text{m}$ were used as specimens. Hot-isostatically pressed WC-10% Co alloy was also used. The transverse-rupture test was done according to the JIS, and the dimensions of the tensile test specimen were $4.0\text{ mm}\phi$ in gage section and 30 mm in length.

The results obtained were as follows: (1) The ratios of $\bar{\sigma}_m/\bar{\sigma}_t$ in this study were about 1.7 and 1.4 in conventional WC-10 and 20% Co alloys, respectively. These ratios were quantitatively explained, when the difference in dimensions of fracture sources between the two tests, the location of defects in the transverse-rupture test specimens and the overestimated value of σ_m (from usual beam formula) in particular in high cobalt alloys were taken into account. The ratio was confirmed to approach the value of 1.0, as the distribution of defect size within specimens became narrower. (2) For further confirmation of the above explanation, the exponent of Weibull's equation was examined in both tests. It was found that the exponent did not generally coincide in each test, as expected from the above results. Thus, the strength of the alloy including the ratio of $\bar{\sigma}_m/\bar{\sigma}_t$ was by no means considered to be explicable by Weibull's theory.

(Received June, 18, 1976)

I. 緒 言

WC-Co 超硬合金の室温抗折力は引張破壊強度の約 2 倍の値を示す^{(1)~(3)}とされているが、最初に Gurland⁽²⁾はこの現象を、本合金が脆性的であることから、Weibull の破壊の確率式^{(4)~(6)}を用いて説明し、その後も同様な考えにより両強度の差が理解されてきている⁽³⁾。

ところで最近、著者ら^{(7)~(13)}は、合金の破壊はポア、Co プール、粗粒 WC、WC 凝集体などの組織的欠陥から生じ、抗折力は破壊の起源となった欠陥の大きさ、位置などにより定量的に表示しうることを示した。すなわち Weibull のいう欠陥はその種類、大きさおよび位置が抽象的であるが、実際には上記のように具体的なものであることがわかっていて、故にここでは合金中に存在する具体的な欠陥に着目し、抗折力と引張強度との関係を検討することにした。

II. 試料調製および実験方法

市販の WC および Co 粉末を原料とし、WC-10% Co および 20% Co 中炭素 2 相合金試料(粒度はいずれも約 $1.3\mu\text{m}$)をそれぞれ 1380 および $1360^\circ\text{C}\times 1\text{ hr}$ の普通の真空焼結により調製した。その他必要に応じて 10% Co 合金については欠陥処理⁽¹⁰⁾⁽¹²⁾を行って高強度とした試料および上

記の普通試料をさらに熱間静水圧処理⁽⁸⁾(HIP 処理, 1 kbar の Ar 雰囲気中, $1350^\circ\text{C}\times 1\text{ hr}$)した試料も調製した。20% Co 合金については故意に微量の粗粒 WC を含ませた試料も作ったが、それら各試料の粒度は普通試料のそれとほぼ同様とした。各試料とも抗折試験用と引張試験用の 2 種に分かれており、焼結後粒度約 70μ のダイヤモンド・ホイール研削により各試片を作った。抗折試片の寸法は JIS 試験法に従って約 $4.0\times 8.0\times 24\text{ mm}^3$ とし、引張試片の形状は平行部寸法を約 $4.0\text{ mm}\phi\times 30\text{ mm}$ とした。

さて、抗折力(σ_m)と引張破壊強度(σ_t)との間に大差を生じる要因として、既述の組織的欠陥の挙動以外にも、(1)引張試片に生じる偏心応力の影響、(2)完全弾性体を仮定しての σ_m 算出式の精度などが考えられるので、本研究ではこれらについての検討をまず行った。すなわち抗折試片については張力面のスパン中央の幅方向に、また引張試片については平行部の中央位置の周に沿って複数枚の歪ゲージ(長さ, 0.3 mm ; 精度, 10^{-6})を貼り、各ゲージの歪量(ϵ)と公称応力($\bar{\sigma}$) (試験機の読み, すなわち負荷荷重を用い、曲げ応力については σ_m 算出式から求める値、引張応力については(負荷荷重)/(平行部断面積)を指す)との関係を、 $\bar{\sigma}$ の増加速度が約 $1\text{ kg/mm}^2/\text{sec}$ の下で調べた。さらに両試験の $\bar{\sigma}$ -平均歪($\bar{\epsilon}$)関係曲線を比較検討した。

** 東京大学工学部金属材料学科(Department of Materials Science, Faculty of Engineering, University of Tokyo, Tokyo)

*** 富士ダイス株式会社(Fuji Dies Co. Ltd., Tokyo)

* 1976 年 4 月金属学会東京大会に発表

その後 σ_m と σ_t とをいずれも試片数約 20 枚について求め、両試験の各試片毎に光顕による破面観察を行い、破壊の起源となった欠陥の種類、大きさ ($2a$)、位置(張力面ないし試片表面からの距離, Δt ; スパンないし平行部中央からの距離, Δl)などを調べた^{(7)~(13)}。次にこれら測定値を用いて破壊の起源となった欠陥に破壊時作用した外部応力 (σ_d)ならびに $\sigma_d^{-1} - \sqrt{a}$ 関係^{(7)†}などを求め、 σ_m と σ_t との差を考察した。最後に本結果に対する Weibull の式^{(4)~(6)}の適用性も調べた。

III. 実験 結果

以下、この項ではすべて普通試料についての結果を示すが、はじめに引張試験における偏心応力の影響を調べ、20% Co 合金の例を Fig. 1 に示す。ここに歪ゲージは周に沿って等間隔に 3 枚貼付してある。これより偏心応力の存在は確かであり、数回の試験結果の平均を示すと、応力レベルが高い $\bar{\sigma} \geq 200 \text{ kg/mm}^2$ の領域で ε の変動範囲は $\bar{\varepsilon}$ の約 $\pm 8\%$ †であった。この傾向は 10% Co 合金についても同様であった。抗折試片におけるそれは約 $\pm 1\%$ と小さかった。これより本研究の σ_t は $1.08\bar{\varepsilon}$ に対応する $\bar{\sigma}$, すなわ

Fig. 1 An example of tensile test diagram for WC-20% Co alloy. Three sorts of curves are obtained from three strain gages circumferentially attached to the surface of specimen with an equal spacing.

† 試片厚みを t , スパンを l , 欠陥端部の健全組織合金の強度および有効曲率半径をそれぞれ σ_0 , ρ とし、試片を完全弾性体と仮定すると、

$$\sigma_d = \sigma_m (1 - 2 \Delta t/t) (1 - 2 \Delta l/l) \quad (1)$$

$$\sigma_d = \sigma_t \quad (1')$$

$$\sigma_0 = \sigma_d (1 + 2\sqrt{a/\rho}) \quad (2)$$

の関係がえられる。式(2)を書きなおすと σ_d^{-1} と $\sqrt{a}$ との間には直線関係がえられることになり、この直線の切片、傾きより σ_0 , ρ が求まる。

† この値はかなり大きいようであるが、 σ_m と σ_t との差を論じる場合、とくに支障を来さない(後述)ので、ここでは偏心応力の程度をさらに減少させなかった。

ち真の σ_t より 10, 20% Co 合金でそれぞれ 8, 4% 低いことがわかった(10% Co 合金については後記の Fig. 2 を参照)。ここで欠陥の分布はかなり密で均一と考える。

次に試片の破壊時における塑性歪の影響を考えると、 σ_m 算出式の精度が問題となるので、10 および 20% Co 合金につき両試験の $\bar{\sigma}$ - $\bar{\varepsilon}$ 線図(σ , ε がいずれも平均値であるので、ここには上記偏心応力の影響は入らない)を検討し、この例を Fig. 2 に示した。これより負荷応力の範囲内で、10% Co 合金は破壊時の塑性歪が両試験において極めて小さく、従って引張応力線図が曲げ応力歪線図上に載るのに対し、20% Co 合金ではそうでない。すなわち塑性歪はこの場合両試験とも大となり、塑性歪を顕著に生じ始める $\bar{\sigma} \approx 140 \text{ kg/mm}^2$ 以上で両線図は明瞭に相分れ、曲げ応力歪線図がより上方に位置した。すなわち 20% Co 合金の σ_m は σ_t に比べ、破壊を生じるであろう $\bar{\varepsilon} \approx 0.8 \sim 1.0$ において平均約 15% 大きくなり、高 Co 合金に対して σ_m 算出式は正しい値を示さないことがわかった。計算値と真の値との差を以下 $\Delta \sigma_m$ で示す。

以上により本実験でえられる σ_m は、引張試験における偏心応力の影響と抗折試験における $\Delta \sigma_m$ とを考慮すると、 σ_t に比べ 10 および 20% Co 合金でそれぞれ最大約 1.07 ($= 1.08/1.01$) および 1.18 ($(1.04/1.01) \times 1.15$) 倍になると考えられた。

そこで実際に σ_m , σ_t を普通の 10 および 20% Co 合金について測定し、Fig. 3 をえた。これより $\bar{\sigma}_m/\bar{\sigma}_t$ 比はこの場合 10% および 20% Co 合金についてそれぞれ約 1.7, 1.4 となり、上記の 1.07, 1.18 に対し、とくに 10% Co 合金では大きな差を生じた。すなわちこれら 1.7~1.4 の値は

Fig. 2 Nominal stress ($\bar{\sigma}$)-strain ($\bar{\varepsilon}$) diagrams in transverse-bending and tensile tests for WC-10 and 20% Co alloys. Bending stress was calculated from conventional beam formula. It is shown that the bending stress for WC-20% Co alloy is much higher than tensile stress in the stress range above yielding stress.

上記の2要因を考慮するだけでは十分説明できなかった。もとより1.7~1.4の値は従来の約2.0と一致しなかった。

以上の結果をふまえて、次に破壊の起源を詳しく調べた。これによると10% Co合金においては抗折、引張の両試片とも生じる欠陥は主としてポアであり、20% Co合金においては抗折試片では粗粒WCないしWC凝集体が、また引張試片ではポア、粗粒WC、WC凝集体が欠陥として生じることがわかった。Fig. 4にはそれら欠陥の $2a$ 分布を示すが、 $2a$ 分布はCo量によらず引張試片の方がより粗大寸法側にずれる($\bar{2a}$ がより大)ことがわかる。ここで $2a$ が約20~30 μ 以下のものはいずれの試片においても主として粗粒WCないしWC凝集体であった。なお抗折試片における $(\bar{\Delta l}, \bar{\Delta l})$ の測定結果は10および20% Co合金についてそれぞれ約(0.18 mm, 1.02 mm), (0.04 mm, 0.31 mm)となり、それらの値は10% Co合金の方がより大きくなった。引張試片において破壊の起源となった欠陥の位置は両合金ともほぼ試片断面全体にわたり、 $\bar{\Delta l}$ は10~20% Co合金で約0.55~0.34 mmとなった。ここに式(1)、(1')を考慮すると、上記の $\bar{2a}$ 差および抗折試片の $(\bar{\Delta l}, \bar{\Delta l})$ も $\bar{\sigma}_m > \bar{\sigma}_t$ の現象に関係しており、これら要因の影響は低Co合金ほど大きいことがわかる。例えば、 $(\bar{\Delta l}, \bar{\Delta l})$ の影響は、10, 20% Co合金の $\bar{\sigma}_m$ は $\bar{\sigma}_t$ を基準に考えると、それぞれ $\bar{\sigma}_t$ の約1.22, 1.05倍となる。

他方、 $2a$ が小となると強度は研削に基く試片内の残留

Fig. 3 Distribution curves of transverse-rupture strength (σ_m) and tensile-rupture strength (σ_t) in WC-10 and 20% Co alloys.

Fig. 4 Distribution curves of dimension ($2a$) of defects acting as a fracture source observed in transverse- or tensile-ruptured surfaces of WC-10 and 20% Co alloy specimens.

張力の影響を受けてその分だけ低下する⁽¹¹⁾ことがわかっているが、ここでは詳細を略し、結果的に述べれば、20% Co合金の σ_m のみがその影響を受けて約10 kg/mm²低下する。しかしこの低下量は上記諸要因の影響に比べてかなり小さいので、複雑さを避けるため、ここではとり上げないことにした。

IV. 考 察

以上により、 $\bar{\sigma}_m$ と $\bar{\sigma}_t$ との間に差を生じたのは引張試験における偏心応力、抗折試験における $\Delta\sigma_m$ 、両試片間の $\bar{2a}$ 差、抗折試片の $(\bar{\Delta l}, \bar{\Delta l})$ などに原因すると考えられた。欠陥以外の要因については既に示しているの、ここでは主として $\bar{2a}$ 差および抗折試片の $(\bar{\Delta l}, \bar{\Delta l})$ に注目して両強度間の差を考察する。

抗折試片の $\bar{2a}$ および $(\bar{\Delta l}, \bar{\Delta l})$ が引張試片の場合よりも小となったのは、言うまでもなく抗折試片内の応力分布が一樣でないことにより、その破壊の危険体積(破壊の起源が結果的に見出される体積)が他に比べて極めて小さくなったためと思われる。抗折試片の危険体積は既述の $\bar{\Delta l}$ 、 $\bar{\Delta l}$ および試片幅を考慮すると、引張試片の約 10^{-3} ~ 10^{-4} 倍となる。そこで10, 20% Co合金についての、既報⁽⁷⁾⁽¹³⁾の σ_0 , ρ の値(抗折試験の結果から求めた値であり、 σ_0 はそれぞれ800, 500 kg/mm²; ρ は12, 110 μ)を用い、本研究の個々の試片について $2a$, $(\Delta l, \Delta l)$ を脚注の式(1)、(2)に代入して(簡述のため、以下平均値で表現する)、いま問題としている $\bar{\sigma}_m$ および $\bar{\sigma}_t$ を見積ってみた。そうすると例えば10% Co合金の実測抗折力は勿論のこと計算値と良く一致し、引張強度についてもその $2a \approx 100 \mu$ に対し $\bar{\sigma}_t \approx 185 \text{ kg/mm}^2 (= \bar{\sigma}_t)$ となるので、この値は実測値の約180 kg/mm²(偏心応力の補正を行うと約190 kg/mm²)とほぼ一致する。20% Co合金の抗折力はこの場合も同様に2種の値は良く一致した(塑性の影響は双方に入る)が、引張強度についてはそうでなかった。これを具体的に示した

Fig. 5 Relations between σ_d^{-1} and $\sqrt{a}$ in transverse- and tensile-rupture tests for 20% Co alloy, where σ_d is the external stress which operated on the fracture source at the moment of fracture of specimen. The figure shows that calculated transverse-rupture strength should be corrected.

のが Fig.5 である。この図には既述の結果の他に故意に粗粒 WC を含ませた試料の結果も加えてある。すなわち抗折、引張両試験結果を σ_d^{-1} と $\sqrt{a}$ との関係で示したのが Fig.5 であるが、これより抗折試験のプロット点が他よりも下方にずれ、 $\sqrt{a}$ が小となるほど両試験間の σ_d 差が大となることわかる。しかし、例えば $\sqrt{a} \approx 0.12$ での抗折試験のプロット点の位置を、既述の偏心応力と $\Delta\sigma_m$ とを考慮して、 σ_d で約 17%† 減少させるように上昇させると実測の σ_t に良く一致することがわかる。

以上の結果より、 $\bar{\sigma}_m$ と $\bar{\sigma}_t$ との間に差を生じたことに対する各種要因の寄与率を見積ってみた。10% Co 合金については、偏心応力が無いときの引張強度を基準値(σ_t^0)とすると、実際には偏心応力が存在することにより σ_t が 0.92 σ_t^0 となり、 $2\bar{a}$ 差により σ_m が約 1.38 σ_t^0 に上昇し††、 $(\Delta\bar{l}, \Delta\bar{l})$ によりこの 1.38 σ_t^0 がさらに約 1.22 倍となるので、それら要因の寄与量の比は 8/38/30 となり、従って寄与率はそれぞれ約 11, 50, 39% となる。すなわち $2\bar{a}$ 差の寄与が最も大きく、偏心応力の影響はかなり小さいことが示された。他方 20% Co 合金にはおけるそれらおよび $\Delta\sigma_m$ などの 4 要因の寄与率($2\bar{a}$ 差による σ_m の上昇は約 1.13 σ_t^0)は、それぞれ約 10, 37, 16, 37% となり、 $\Delta\sigma_m$ と $2\bar{a}$ 差が大きな要因となっていることがわかった。なお上記寄与率を考慮して 10 および 20% Co 合金の $\bar{\sigma}_m/\bar{\sigma}_t$ 比を見積ると、この比は約 1.8 および 1.4 となるので、これらの値は実験結果の約 1.7 および 1.4 と極めて良く一致した。

ところで従来 $\bar{\sigma}_m/\bar{\sigma}_t$ 比は偏心応力が無い実験条件下で、既述のように 10~20% Co 合金の場合約 2.0^{(1)~(3)}}とされてきている。しかしこの値は本研究の値と異なるばかりか、本研究の値よりもかなり大きい。これはすでに明らかなように、 $2\bar{a}$ 差が従来の研究試料^{(1)~(3)}}の方が、本試料の場合よりも多分大きかったことに主な原因があると考えられる。 $2\bar{a}$ 差については試料内における欠陥の寸法分布の型いかによらず分布幅が広い場合ほど、抗折試片は危険体積が小さいことにより、その差が大となるはずである。それ故この観点からみると、従来の試料はその欠陥寸法分布が著者らの場合よりも広がったと思われる。

そこで、この点を確かめるため、欠陥処理ないし HIP 処理を行なって、粗大ポアを除き欠陥寸法分布を狭くした 10% Co 合金について σ_m , σ_t および $2\bar{a}$ を調べた。両合金の結果はほぼ同じとなったので、ここでは便宜的に HIP 処理合金の結果のみを、既述の普通合金の結果とともに Fig.6, 7 に示した。また $\bar{\sigma}_m$, $\bar{\sigma}_t$, $\bar{\sigma}_m/\bar{\sigma}_t$ 比および $2\bar{a}$ を他研究者^{(1)~(3)}}の強度値とともに Table 1 に示した。すなわち普通合金に比べ $2\bar{a}$ 差の小さい HIP 合金 (Fig.7 参照) の $\bar{\sigma}_m/\bar{\sigma}_t$ は約 1.4 と、既述の約 1.7 よりも小となり、ほぼ予想の結果がえられた。なお HIP 合金の両試片に生じた欠陥はほとんどが粗粒 WC ないし WC 凝集体であった。

† 引張および抗折試験の σ_d をそれぞれ σ_{dt} , σ_{dm} とすれば、偏心応力の影響により $1.04 \sigma_{dt} = \sigma_{dm}$ となる。次に σ_m 計算式の不正確さのために実測の σ_m から計算される σ_{dm} は $1.04 \sigma_{dt} \times 1.15 = 1.20 \sigma_{dt}$ となる。従って $\sigma_{dt} = 0.83 \sigma_{dm}$ となる。

†† 抗折および引張試片の $2\bar{a}$ (それぞれ約 40, 100 μ (Fig.4)), および σ_o , ρ の値^{(7)~(13)}}を式(2)に代入することにより見積られる。後述の 20% Co 合金における $2\bar{a}$ 差の寄与も同様に計算される。

最後に、本結果が Weibull の式^{(4)~(6)†††}によって表わせるかどうかを検討した。本式において重要なのはいわゆる Weibull 指数 M (M が大となるほどばらつきは小) であるが、従来この値は普通焼結および HIP 処理の 10% Co 合金についてそれぞれ約 4~10⁽¹⁾⁽²⁾⁽¹⁴⁾, 10~18⁽¹⁴⁾ (いずれも抗折試験) とされてきた。そこで本合金の強度の母集団分布が Weibull 分布に従うとして、各試料の各試片について、 $\log \ln[1/(1-P)]$ と $\log \sigma$ との関係をプロットしてみたところ、結果的に両量間に直線関係 (相関係数、約 0.95~0.99) がえられた。10 および 20% Co 普通合金におけるこの例を Fig.8 に示す。しかし直線の周りをデータが蛇行する現象がいずれの場合も認められるので、これら合金の強度分布は正しくは Weibull 分布に従わないと思われた。念のためこれら直線からえられる M 値をまとめて Table 2 に示すが、これによると普通の 10% Co 合金以外の試料では両試験間で M 値が大きく異った。また σ_m から求まる値の方が他より常に大となった。これより普通の 10% Co 合金 (両試片とも破壊の起源はポア) の強度分布は一応 Weibull 分布になっていたと思われる。しかし破壊の起源が粗粒 WC ないし WC 凝集体となった他の試料では M 値が両試験間で異った以上、強度は上記の分布に

Fig.6 Distribution curves of σ_m and σ_t of two sorts of WC-10% Co alloy specimens.
(C) : conventional alloy specimen
(H) : hot-isostatically pressed specimen

Fig.7 Distribution curves of $2\bar{a}$ of two sorts of WC-10% Co alloys shown in Fig.6.

††† この式は、1個の試片が複数個の、各種の強度を持つリンク(素体積)から成ると仮定して、複数試片の強度分布を与えるものである。すなわち応力 σ で試片が破壊する確率を $P = 1 - \exp\{-kV(\sigma/\sigma_s)^M\}$ で表わすが、ここで k は荷重荷方式に依存する定数、 V は試片体積、 σ_s , M は材料定数とする。全試片数を N とし、 σ を小さい順に並べ、番号を 1, 2, ..., i , ..., N とつけるとき、 σ_i に対応する P_i を $i/(N+1)$ で与える。そしてこの式を変形すると明らかなように $\log \ln[1/(1-P)]$ と $\log \sigma$ との間には直線関係が成立し、直線の傾斜は M に等しくなる。

Table 1 The $\bar{\sigma}_m$, $\bar{\sigma}_t$, $\bar{\sigma}_m/\bar{\sigma}_t$ and $2a$ in two sorts of WC-10% Co alloy specimens. The data of other researchers are also included.

Author	Properties	$\bar{\sigma}_m$ (kg/mm ²)	$\bar{\sigma}_t$ (kg/mm ²)	$\bar{\sigma}_m/\bar{\sigma}_t$	$2a$ (μ)	
					Transverse-rupture test	Tensile test
Present authors	Conventional	300	180	1.7	40	100
	HIP	335	240	1.4	10	30
Gurland ⁽¹⁾		140	65	2.2	—	—
Fujiwara, et al. ⁽³⁾		290	165	1.8	—	—

Fig.8 The $\log \ln[1/(1-P)]$ vs $\log \sigma$ plots of transverse- and tensile-rupture strengths for WC-10 and 20% Co alloys, according to Weibull's equation. P shows probability of failure, and M , exponent of Weibull's equation.

なっていなかったといえる。すなわち超硬合金における破壊の起源は一般にポア、粗粒 WC、WC 凝集体のごとく多様となること、Fig.8 において蛇行現象を生じたこと、Table 2 において σ_m から求まる M 値の方が大きかったこと、およびその前に $\bar{\sigma}_m/\bar{\sigma}_t$ 比は各種要因を考えることにより理解できたことなどを考え併せると、本合金の強度は、一般に上記分布に従わず、したがって Weibull の理論によっても理解できないと思われる。それ故しばしば引用される $\bar{\sigma}_m/\bar{\sigma}_t = [2(M+1)^2]^{1/2} M (V_t/V_m)^{1/2M}$ の関係式⁽²⁾⁽⁵⁾ (V_t , V_m はそれぞれ引張、抗折試片の体積)はこの場合適用できないと思われる。すなわち本研究でえられた M 値は直接 Weibull 指数と関係がなく、またこの値が従来値よりも大きくなったのは本試料の $2a$ 分布幅が狭かった(強度がより大きく、ばらつきはより小)という単純な理由によると解された。

V. 総 括

WC-Co 超硬合金の抗折力(σ_m)と引張強度(σ_t)との関係を、主として普通の WC-10 および 20% Co 合金を対象に、破壊の起源となった欠陥に注目して検討し、以下の諸結果をえた。

(1) $\bar{\sigma}_m/\bar{\sigma}_t$ 比はこの場合 10 および 20% Co 合金でそれぞれ約 1.7 および 1.4 となった。 $\bar{\sigma}_m/\bar{\sigma}_t$ 比は、主として、

Table 2 Values of M obtained from σ_m and σ_t for various specimens.

Alloy	Data	σ_m	σ_t
10% Co	Conventional	10.3	10.2
	HIP	30.5	10.9
20% Co	Conventional	88.9	10.7

破壊の起源となった欠陥の平均寸法が抗折、引張の両試片で相違すること、 σ_m は欠陥位置の関数となること、とくに高 Co 合金ではこの他完全弾性体を仮定する σ_m 算出式が正確でないことなどに起因して定まることが確められ、低 Co 合金ではとりわけ欠陥の平均寸法差の影響の大きいことがわかった。

(2) すなわち、本系合金の $\bar{\sigma}_m/\bar{\sigma}_t$ 比はこれまで約 2 とされ、これは合金固有の値と考えられてきたが、低 Co 合金では両試片間の破壊の起源となる欠陥の平均寸法の差が減少する(試料中の欠陥寸法の分布幅が小さくなる)ほど、この比は 1.0 に近づくことを確めた。

(3) Weibull の式について検討した結果、いわゆる Weibull 指数は両試験間で一般に一致せず、 $\bar{\sigma}_m/\bar{\sigma}_t$ は上記のように説明することが可能であること、また破壊の起源として作用する欠陥の種類は通常複数であることなどを考慮すると、超硬合金の強度は上式によって記述できないと思われた。

文 献

- (1) C. Nishimatsu and J. Gurland : Trans. ASM, **52**(1960), 469.
- (2) J. Gurland : *Powder Metallurgy*, edited by Leszynsky, Interscience Publishers, N. Y., (1961), 661.
- (3) 富士原由雄, 土井英和, 大沢雄三, 三宅一男: 粉体および粉末冶金, **17**(1971), 347.
- (4) W. Weibull : Ingeniorsveteskapssakad., Handl, **151**(1939), 45.
- (5) J. P. Frankel : Proc. Concrete Inst., **45**(1948), 21.
- (6) B. Epstein : J. Appl. Phys., **19**(1948), 140.
- (7) 鈴木 寿, 林 宏爾: 金属学会誌, **38**(1974), 1013; Planseeberichte für P/M, **23**(1975), 24; Trans. JIM, **16**(1975), 353.
- (8) 鈴木 寿, 林 宏爾, 山本 勉, 三宅一男: 粉体および粉末冶金, **21**(1974), 108.
- (9) 鈴木 寿, 林 宏爾, 棚瀬照義, 土屋信次郎, 福家康矩: 粉体および粉末冶金, **21**(1974), 140.
- (10) 鈴木 寿, 棚瀬照義: 金属学会誌, **39**(1975), 749.
- (11) 鈴木 寿, 林 宏爾: 金属学会誌, **39**(1975), 754.
- (12) H. Suzuki, T. Tanase and K. Hayashi: Planseeberichte für P/M, **23**(1975), 121.
- (13) 鈴木 寿, 棚瀬照義: 金属学会誌, **40**(1976), 726.
- (14) E. Lardner and D. J. Battle : Metals and Materials, **7**(1973), 540.