研 究

WC-Co 基超硬合金の定常クリープ速度に及ぼす WC 粒径分布の影響およびその考察

目時 賢二, 小池 広樹, 高橋 俊行, 林 宏爾

(株)タンガロイ, 〒970-1144 いわき市好間工業団地 11-1.

Effect of WC Grain Size Distribution on Steady State Creep Rate of WC-Co Based Cemented Carbide and Its Consideration

Kenji Metoki, Hiroki Koike, Toshiyuki Takahashi and Koji Hayashi

Tungaloy Co. Ltd., 11-1 Yoshima Industrial Estate, Iwaki 970-1144, Japan

Received May 23, 2008

SYNOPSIS

The steel-cutting type is changing from wet process type to semi-dry or dry process type, and the cutting speed is turning to higher range in recent years. The cemented carbides for such cutting tools needs high creep resistance as well as high wear resistance and high fracture toughness. In this study, the effect of WC grain size distribution on the steady state creep rate was investigated on WC-Cr₃C₂-Co cemented carbides for getting a guiding principle of the improvement of the creep resistance. It was found that the steady state creep rate at a fixed mean grain size became considerably smaller together with the increase of creep rupture time by widening the grain size distribution. The results were considered from the viewpoint of the climbing motion of dislocations pile-uped in front of WC grains by using three kinds of model alloys.

KEY WORDS

Cemented carbide, cutting tools, creep rate, grain size distribution, dislocation climbing

1 緒 言

WC-Co 基超硬合金を鋼切削加工工具材料として用いる場合, 従来の湿式の切削加工様式では工具/被削鋼材間の摩擦熱が多量の切削油によって除去されることにより工具刃先の温度上昇はそれほど起こらない。そこで, 合金特性としては主に室温～中温での耐摩耗性と耐欠損性が重視されてきた。

近年, 加工様式は, 環境対策の観点から湿式から少切削油の半乾式へ更に無切削油の乾式様式へ, かつ高効率加工の観点から一層の高速度・高送りの様式へ移行しつつある。このような様式では, 工具刃先において顕著な温度上昇が起こり, かつ一層高い負荷応力が生じる。そこで, 合金特性としては上記のもの以外に高温性質, 特に耐クリープ変形性も重視される。クリープ変形が起こると, 工具が変形し破断しやすいことから, 例え摩耗量が極微であっても, 被削材切削精度が劣化し工具寿命が短くなるからである。

耐クリープ変形性の指標となる定常クリープ速度は, すでに, 普通の炭化物粒径分布を持つ WC-Co 系超硬合金についてかなり系統的に研究されており, 低 Co 量, 粗 WC 平均粒

径, 低炭素量, 粗結合相粒径ほど, さらに TiC や TaC の添加などにより, 小となることが明らかにされている¹⁻⁵⁾。しかし, 同速度に及ぼす炭化物粒径分布の影響についての報告は見当たらない。そこで, 本研究では, この影響を, 炭化物(WC)粒径分布が制御しやすい WC-Cr₃C₂-Co 超硬合金について検討し, 得られた結果から, 切削工具用の WC-TiC-Ta(Nb)C-Co 系超硬合金や Ti(C,N)-Mo₂C-Ni(Co)系サーメットなどの耐クリープ変形性を一層向上させるための指針を得ることとした。

2 試料調製および実験方法

原料として, 市販の, 平均粒径が異なる 5 種の WC 粉 (1.0, 3.0, 4.5, 7.0, 10.0 μm), Cr₃C₂ 粉 (2.0 μm) および Co 粉 (1.3 μm) を用いた。配合組成は WC-0.5mass%Cr₃C₂-10mass%Co とした。実際の鋼切削工具用 WC-Co 系超硬合金組成は WC-TiC-Ta(Nb)C-Co であるにもかかわらず, この組成とした理由は, (1) WC-TiC-Ta(Nb)C-Co 合金の主相は WC であること, (2) 市販 WC 粉には平均粒径が種々異なるものが多種有ることから, これらの WC 粉を組合せ, かつ焼結時の粒成長を Cr₃C₂ 添加

により抑制することによって, 合金中の WC 粒径分布を比較的容易に制御出来ること, (3) WC-Cr₃C₂-Co 合金について得られる結果は, 合金のクリープ変形機構³⁾を考慮すると, 化学組成が異なる WC-TiC-Ta(Nb)C-Co 鋼切削用超硬合金さらに Ti(C,N)-Ni(Co)系鋼切削用サーメットなどについても粒径分布制御による耐クリープ変形性向上の指針となると考えられること, などによる。

WC-Cr₃C₂-Co 合金用混合粉における WC 粉の配合は, 合金中 WC 平均粒径 (d_{WC}) が各種の値の下で WC 粒径分布を種々変えるために, Table 1 に示すように, (1) 単一の WC 粉を用いたもの 5 種 (10/0 と 0/10 のもの), (2) 平均粒径が 1.0 μ m の WC 粉と 3.0, 4.5, 7.0, 10.0 μ m の各 WC 粉とを, いずれも 7/3, 5/5, 3/7 の配合比率で組合せた 12 種, の合計 17 種とした。合金炭素量は各合金とも健全相域内の中炭素とした。湿式ボールミル後, 乾燥, 一軸金型プレス成形を行い, 1653 K-3.0 ks の真空焼結を行った。以後, 焼結合金試料のうち, 単一 WC 粉から得たものを単一粉合金, 組合せ WC 粉から得たものを組合せ粉合金と呼称する。各試料とも焼結体表面を粒径 #270 のダイヤモンドホイールおよび平均粒径 1 μ m のダイヤモンドペーストで 0.4 mm ほど研削・研磨して 4×8×24 mm の CIS (超硬工具協会規格)-026B 試片とした。試片断面 (4×8 mm) の

合金組織を SEM で観察・写真撮影し, 平均粒径と粒径分布を画像解析ソフト (Image-Pro plus) 付き粒径測定装置により求めた。

各試料について, スパン 20 mm の 3 点曲げクリープ破断試験を, Ar 雰囲気中, 温度 (T) = 1273 K, 負荷応力 (σ) = 0.30 GPa の条件で行い, 歪量 (ϵ) と負荷時間 (t) との関係曲線すなわちクリープ曲線を調べた。同曲線におけるほぼ直線部の勾配すなわち定常クリープ速度 ($\dot{\epsilon}$), ならびに破断時間 (t_r) を求めた。クリープ破断面の観察も行った。そして, $\dot{\epsilon}$ と t_r に及ぼす WC 粒径分布 (WC 粉組合せ配合比率) の影響を同一 d_{WC} の下で比較することにより, 耐クリープ変形性が粒径分布により影響されるかどうかを調査・考察した。

3 実験結果および考察

3.1 実験結果

Fig.1 に, 全 5 種の WC 粉および全 5 種の単一粉合金の SEM 組織を示し, Fig.2 に, 全 12 種の組合せ粉合金の SEM 組織例を示す。単一粉合金は, 組合せ粉合金に比べ一般にほぼ均粒組織である。そして, 粗粉の合金中 WC 粒径は原料粉粒径に比べてかなり小さく, 粉末は混合中にかなり粉砕されたことが分かる。これに比べて, 組合せ粉合金はかなりの不均粒組織である。そして, 粗粒粉の粒径にかかわらず, 微粒粉配合比率が小の合金では微粒と粗粒が比較的交互に分散した組織であり, 微粒粉配合比率が逆に大の合金では微粒領域が偏在した組織となった。

Fig.3 に d_{WC} に及ぼす粗粒粉組合せ配合比率の影響を, Fig.4 に全 17 種の合金の粒径分布曲線を示す。Fig.4 において, 粒径頻度を粒子数比率ではなく粒子断面積比率で表したのは, (1) 組織写真から感受される「粒径分布の印象」と対応するの

Table 1 Blending ratio of raw WC powders.

Raw WC powder	Blending ratio
1.0 μ m/3.0 μ m	10/0, 7/3, 5/5, 3/7, 0/10
1.0 μ m/4.5 μ m	10/0, 7/3, 5/5, 3/7, 0/10
1.0 μ m/7.0 μ m	10/0, 7/3, 5/5, 3/7, 0/10
1.0 μ m/10.0 μ m	10/0, 7/3, 5/5, 3/7, 0/10

Fig.1 SEM microstructure of raw WC powders and WC-0.5mass%Cr₃C₂-10mass%Co alloys (single powder alloys) prepared from each single WC powder. Alloys were sintered at 1653 K for 3.0 ks. Mean particle size of WC powder and mean grain size of WC (d_{WC}) in alloy are shown.

Fig.2 SEM microstructure of WC-0.5mass%Cr₃C₂-10mass%Co alloys (combined powder alloys) prepared from combined WC powders of 1.0μm with powders of 3.0, 4.5, 7.0 and 10.0μm. The blending ratio of 1.0μm powder are shown. Alloys were sintered at 1653 K for 3.0 ks.

Fig.3 Effect of combination mass-ratio of coarse WC powder with powder of 1.0μm on d_{WC} for combined powder alloys.

は、粒子数比率ではなく粒子断面積比率である、ならびに(2)後述のように、 $\dot{\epsilon}$ を支配すると考えられる「WC粒子前の集積転位の上昇運動完了時間」は「粒径」ではなく「粒径の2乗(粒子断面積に比例する値)」に比例する、の2つの理由による。

上掲のFig.3および4によると、期待通り、組合せ粉合金については、(1) d_{WC} は、組合せ用の1.0μm粉末から調製した単

一粉合金の d_{WC} とその粗粉末から調製した単一粉合金の d_{WC} との中間に位置し、粗粒粉配合比率が大となるほどほぼ混合則に従って大となること、(2) WC粒径分布は、単一粉合金のそれと比べて広く、粗粉末の d_{WC} が大なるほど幅広くなることが分かる。後者の(2)における後半部のことが明瞭に理解出来るようにするため、一例として、 d_{WC} がほぼ同一の1.3μmとなった1.0μm/3.0μm=5/5と1.0μm/10.0μm=7/3の二種の組合せ粉合金の粒径分布曲線をFig.5に示す。

Fig.6に5種の単一粉合金のクリープ曲線を、Fig.7に1.0μm/7.0μm=10/0, 7/3, 5/5, 3/7, 0/10の5種の単一粉および組合せ粉合金のクリープ曲線を示す。図中、×印は t_r (クリープ破断時間)と破断歪を示す。WC-Cr₃C₂-Coの単一粉および組合せ粉合金のいずれについても、既報のWC-Co合金³⁾と同様に、 d_{WC} が大となるほど曲線は全体的に長時間側へ移行すると共に t_r が大となった。なお、クリープ破断面の観察により、破断はいずれの試片でも、R領域(安定亀裂成長領域)¹⁾が生じた後に起こり、 t_r と破断歪はいずれも粗大ポアなどの組織的欠陥の影響¹⁾を受けていないことを確認した。

全17種の合金のクリープ曲線から求めた $\dot{\epsilon}$ を、 d_{WC} および2種WC粉の配合比率(WC粒径分布)との関係でFig.8に示す。これより、組合せ粉合金の $\dot{\epsilon}$ と配合比率との関係は、 d_{WC} と配合比率との関係(Fig.3)と異なり、混合則に全く従わないこと、すなわちデータ点はいずれも単一粉合金の関係曲線上に

Fig.4 WC grain size distribution for combined powder alloys. The frequency of grain size is presented by the cross-sectional area ratio of WC grains in the microstructure of alloys, instead of the grain number.

Fig.5 WC grain size distribution for two kinds of combined powder alloys with the same d_{WC} of $1.3 \mu m$.

Fig.6 Effect of mean particle size of raw WC powders on bending creep curves (ϵ : creep strain) for single powder alloys.

乗らず、かつ曲線の上方ではなく常に下方に位置することが分かる。例えば、(1) d_{WC} が約 $1.3 \mu m$ (a 点近傍) 一定の下での

(組合せ粉合金の ϵ)/(単一粉合金の ϵ) 比は、粗粒粉が $4.5 \mu m$ の場合は約 $0.76 (1.3/1.7)$ であり、 $10.0 \mu m$ の場合は約 $0.53 (0.9/1.7)$

Fig. 7 Effect of combination mass-ratio of 1.0 μm and 7.0 μm powders on bending creep curves for combined powder alloys.

Fig. 9 Relation between creep rupture time (t_r) and $\dot{\epsilon}$ for combined powder alloys.

Fig. 8 Effects of d_{WC} and combination mass-ratio of different WC powders on steady state creep rate ($\dot{\epsilon}$) for combined powder alloys.

Fig. 10 Relation between $\dot{\epsilon}$ and room-temperature hardness (Hv_{20}) for combined powder alloys.

1.7)である。(2) d_{WC} が約 1.7 μm (b 点近傍)一定の下での $\dot{\epsilon}$ 比は、粗粒粉が 4.5 μm の場合は約 0.79 (1.1/1.4)であり、10.0 μm の場合は約 0.50 (0.7/1.4)である。(3) d_{WC} が約 2.2 μm (c 点近傍)一定の下で粗粒粉が 10.0 μm の場合の $\dot{\epsilon}$ 比はやはり約 0.45 (0.5/1.1)である。すなわち、(1) 同一 d_{WC} の下での $\dot{\epsilon}$ は、組合せ粉合金は単一粉合金に比べ常に小であり、WC 粒径分布が広くなるほど小となる、そして (2) $\dot{\epsilon}$ 比は、粗粒粉が同一である場合はほぼ同じ値である、という注目すべき重要な結果が得られた。

Fig. 9 に、全合金について t_r と $\dot{\epsilon}$ との関係を示す。 t_r は $\dot{\epsilon}$ が小となる程大となった。これより、粒径分布が広い合金についても、単一粉合金すなわち粒径分布が狭い合金⁴⁾と同様の関係が成り立つことが分かった。そして、破断歪は、何れの合金でもほぼ同一(およそ 3%)となった。これは、クリープ破断は、R 領域の大きさ(張力面からの深さ)がほぼ同一の臨

界長となった時に、亀裂の不安定急速成長が起こる¹⁾ことによる。

耐クリープ変形性の他に、切削工具特性で重要な合金の耐摩耗性と破壊靱性(耐欠損性)は室温硬さが大となるほどそれぞれ大、小となること、ならびに室温硬さは、同一 Co 量の下では、主として d_{WC} に依存すること⁶⁾は良く知られている。そこで、 $\dot{\epsilon}$ と室温硬さ Hv_{20} (196 N) との関係を Fig. 10 に示す。同一硬さの下で粒径分布が広くなると $\dot{\epsilon}$ は小となることが分かる。同様に同一硬さの下で粒径分布が広くなると t_r は大となることを認めた。すなわち、「同一の耐摩耗性と耐欠損性の下でも、WC 粒径分布が広くなるほど $\dot{\epsilon}$ と t_r はそれぞれ小と大となる、すなわち耐クリープ変形性が大となる」と示唆される。この点については今後検討したい。

3.2 考察

著者らは粒径分布が通常の超硬合金すなわち単一粉合金に

Fig.11 Schematic drawing of two kinds of model alloys for explaining the effect of grain size distribution on $\dot{\epsilon}$ at a fixed d_{WC} for the alloy containing a large amount of coarse WC particles. The effect is explained from the viewpoint of climbing motion time (t^c) of dislocation pile-uped in Co binder phase in front of WC grains. (a) Single size-two grains model alloy. (b) Two sizes-two grains model alloy. The by-pass of dislocation in the latter model alloy is considered to be rate-determined by the climbing motion time for coarse grain (t^{cl}_L).

関する既報⁵⁾において、「クリープ変形が粗WC合金ほど起こりにくいのは、Co結合相中のじり転位がWC粒子前に集積し、同転位の上昇運動距離が粗WC合金ほど大きくなることに起因する」と考えた。

そこで、既掲のFig.8に示される「同一 d_{WC} 下でWC粒径分布が大となると、 $\dot{\epsilon}$ は小となった」結果を、同様に集積転位の上昇運動の観点から考察した。

まず、「組合せ粉合金の $\dot{\epsilon}$ と配合比率との関係は混合則に従わず、かつ、データ点はいずれも単一粉合金の関係曲線の上方ではなく下方に位置する」ことは、「転位の上昇運動が粒子ごとに独立して起こらず、かつ、小粒子における上昇運動が主として大粒子の上昇運動に律速される」ことを示唆すると考えられる。

そして、既掲のFig.2と3で述べたように、(i)単一粉合金はほぼ均粒組織であり、組合せ粉合金の組織は、(ii)微粒粉が少ない合金(粉末配合比率が3/7の組成であり、最も粗粉の10.0 μm 混合粉ではFig.8のc点近傍の組成)では微粒と粗粒が比較的交互に分散し、(iii)微粒粉が多い合金(粉末配合比率が7/3と5/5の組成であり、Fig.8のa点近傍の組成)では微粒領域が偏在した組織である。すなわち、前二者は比較的単純な組織であり、最後者は複雑な組織である。そこで、初めに、理論的に取り扱いやすい前二種の組織を持つ実合金に対応する二種のモデル合金を設定し、両モデル合金間で同一 d_{WC} 下での集積転位の上昇運動時間を定量的に考察した。その後、理論的に取り扱いにくい組織(iii)の合金について若干定性的に考察した。

組織(i)と(ii)の理想的なモデル合金として、(I)「1粒径2粒子モデル合金」と(II)「2粒径2粒子モデル合金」を考える。これら2種のモデル合金I, IIは、 d_{WC} が同一であり、それぞれFig.11に示すような、2粒子からなる素領域(R^I, R^{II})の集合体と考える。WC粒径を、1粒径2粒子モデル合金では $d^I (=d_{WC})$ 、2粒径2粒子モデル合金では小、大粒子について d^I_s および d^I_L {ここで、 $(d^I_s + d^I_L)/2 = d^I$ } で表す。 R^I, R^{II} の寸法は同じであ

り、何れのモデル合金でも、合金の $\dot{\epsilon}$ は素領域の $\dot{\epsilon}$ に比例すると考える。これらのモデル合金の特徴やクリープ変形などについて下記の条件・仮定を設ける。

(1) 転位のじり方向に対して、1粒径2粒子モデル合金では粒子が規則正しく並び、2粒径2粒子モデル合金IIでは小、大粒子が交互に配置している。

(2) 外部応力下で発生した転位は剪断応力方向へじり、各粒子をバイパスするごとに一つの転位環すなわち一つの集積転位が生じる^{7,8)}。集積転位(転位環)数はバイパス数に等しく、その最大数は、同一 d_{WC} すなわち同一Co相厚さに依存する「剪断応力と集積転位の逆応力が釣り合う数⁷⁾」である。バイパス数に応じた微小の塑性変形を生じる。

(3) クリープ変形は、「集積転位一本が上昇運動完了して転位環一個が消滅し、その後新たに生じた一本の転位がバイパスし、新たに一本の集積転位(一個の転位環)が生じる」の一連の過程を繰り返すことによって起こる^{8,9)}。この一連の過程の律速段階は転位上昇運動完了時間(転位環消滅時間)である^{9,10)}。そして、変形がある程度進行すると、(i) WC/WC粒界滑りと微視亀裂の発生→(ii) 微視亀裂の安定成長と合体成長→(iii) 亀裂の急速不安定成長による試片の破断²⁾、が起こるが、これらの進展難易度はいずれも、集積転位の上昇運動の完了時間(t^c)に依存する。

(4) 粒径 d の t^c は $(d/2)^2/D$ の式($d/2$ は平均上昇運動距離: D は拡散係数)¹¹⁾で表せる。

(5) クリープ変形の素過程を以下のように定義すると、 $\dot{\epsilon}$ は以下のように表せる。

(5-1) 1粒径2粒子モデル合金: 本モデル合金では、Fig.11(I)の R^I において、(i) 2個の粒子前の集積転位の上昇運動完了・転位環の消滅、(ii) 新転位の発生、2個の粒子でのバイパス・新集積転位(新転位環)生成、が素過程である。 R^I 内のじり方向長さはCo層の厚さを l_{Co} で表すと、 $(d^I + l_{Co})$ となる。素過程において、2個の粒子における集積転位の上昇運動完了時間は同じであることから、素過程の完了時間は $(d^I/2)^2/D$ であ

る。ある素領域 R^I_1 で 1 本の転位が粒子をバイパスしようとする時、隣接する素領域 R^I_n ($n=2, 3, 4, \dots, n$) でもほぼ同時に集積転位 1 本が上昇運動完了・転位環消滅することにより、上記項目 (3) の集積転位最大数の拘束条件がいずれの素領域でもほぼ同時に解除される。従って、全ての素領域において新転位は、集積転位の上昇運動完了時に、ほぼ同時に各粒子をバイパスできる。従って、転位 1 本が素領域を移動する時間は t^c すなわち $(d^I/2)^2/D$ である。素領域での素過程によるクリープ歪は、素過程で転位一本が通過することから、(転位幅)/ $\{2(d^I+l_{Co})\}$ である。すなわち、 $\dot{\epsilon}$ は、 $\{(\text{転位幅})/\{2(d^I+l_{Co})\}\}/\{(d^I/2)^2/D\}$ と表せる。

(5-2) 2 粒径 2 粒子モデル合金: 本モデル合金では、Fig.11 (II) の R^II において、2 種の粒子の内、大粒子前の集積転位の上昇運動完了時間は小粒子前の同時間に比べて長い。そこで、小粒子前の集積転位一本が上昇運動完了後に新転位がバイパスしようとしても、大粒子前の集積転位 1 本が上昇運動完了(転位環消滅)しない限り、項目 (3) の条件により、 R^II 内全体をバイパス出来ない。すなわち、大粒子前の集積転位 1 本が上昇運動完了(転位環消滅)した後に、新転位が発生・バイパス出来る。これが、2 粒径モデル合金の素過程である。従って R^II のクリープ変形速度は大粒子での上昇運動完了(転位環消滅)時間に律速される。 R^II での迂り方向長さは(小粒子径 d^II_s + 大粒子径 $d^II_L + l_{Co} \times 2$) であり、両モデル合金の d_{wc} は同一であることから $2(d^I+l_{Co})$ に等しい。 R^II 内での素過程の完了時間は、大粒子での上昇運動完了(転位環消滅)時間 t^c_L の $(d^II_L/2)^2/D$ である。素領域を、上記と逆の、大粒子→小粒子の順に転位が移動する場合も、大粒子での上昇運動完了時間が律速となることから、結果は同じとなる。合金全体での転位の移動は、単一粒径モデル合金と同様に隣接素領域の転位の移動と連動して可能となる。素領域でのクリープ歪は、素領域での素過程において 1 本の転位が移動することから、(転位幅)/ $\{2(d^I+l_{Co})\}$ となり、1 粒径 2 粒子モデル合金における素領域のクリープ歪に等しい。そこで、 $\dot{\epsilon}$ は、 $\{(\text{転位幅})/2(d^I+l_{Co})\}/\{(d^II_L/2)^2/D\}$ となる。従って、1 粒径 2 粒子モデル合金に対する 2 粒径 2 粒子合金の $\dot{\epsilon}$ 比は、 $(d^I/d^II_L)^2$ となる。

以上の条件・仮定の下で $\dot{\epsilon}$ の計算例を以下に示す。2 種のモデル合金に近い組織を示す典型的な実合金は d_{wc} が Fig.8 の c 点近傍のものである。1 粒径 2 粒子モデル合金の粒径 d^I に対して、2 粒径 2 粒子モデル合金の小/大粒径比を、Fig.8 に示した $1.0\mu\text{m}$ 単一粉合金と $10.0\mu\text{m}$ 単一粉合金の実測値 (d_{wc} はそれぞれ $0.9\mu\text{m}$, $2.6\mu\text{m}$) を参照して 1:3、すなわち $d^II_s = (1/2)d^I$ と $d^II_L = (3/2)d^I$ とする。この粒径においては、上記の計算 $\dot{\epsilon}$ 比は 0.44 となる。この値は実測 $\dot{\epsilon}$ 比の約 0.45 にほぼ等しい。もとより、 d^II_L がこれより小さくなると、計算 $\dot{\epsilon}$ 比は大となり、実測 $\dot{\epsilon}$ 比の傾向と一致する。

組合せ粉合金組織 (iii) については、上記の 2 種のモデル合金 I と II の 2 種の素領域を 1 個 - 1 個、2 個 - 1 個、...あるいは m 個 - 1 個組み合わせたモデル合金 III (図は割愛) を設定し種々考察したが、定量的な説明は極めて長文を要すること

が分かった。そこで、本稿では、以下のように定性的に考察に留めることにした。すなわちモデル合金 III では、(1) モデル合金 I の素領域では小粒子から成り、 $\dot{\epsilon}$ は大粒子の影響を余り受けず、モデル合金 II の素領域では大粒子の存在により、 $\dot{\epsilon}$ は大粒子の影響を大きく受ける、(2) 上記の m の値があまり大きくない場合は、モデル合金 III の $\dot{\epsilon}$ は 2 種の素領域ほぼ平均値となる、として良い。そうすると、上記のモデル合金 I と II の考察結果を $\dot{\epsilon}$ 参照すると明らかなように、 $\dot{\epsilon}$ と $\dot{\epsilon}$ 比のいずれも、(1) 粗粒子径が小となるほど、(2) 粗粒子比率が小となるほど、大となると言える。すなわち、 $\dot{\epsilon}$ は主として粗粒子の影響を受けるという実験結果を定性的に説明できる。この点の定量的な理論計算については、後報に譲る。

この他、Fig.9 において、「 t_r と $\dot{\epsilon}$ との間に負の相関が認められた」ことについては、 t_r と $\dot{\epsilon}$ との間には $t_r \propto (\text{破断歪})/\dot{\epsilon}$ の関係があり、本試験条件下では破断歪がほぼ同一であったこと因と考えられた。

以上のように、「同一 d_{wc} の下で WC 粒径分布を広くすることにより、 $\dot{\epsilon}$ は小となると共に t_r は大、すなわち耐クリープ変形性は向上する」という工具特性改良のための指導原理が得られた。鋼切削用硬質材料である WC-TiC-TaC-Co 系超硬合金ならびに Ti(C,N)-Mo₂C-Ni(Co) 系サーメットについても、耐クリープ変形性は粒径分布を広くすることにより向上する、と推察される。この点についても今後調べる予定である。

4 ま と め

WC-0.5mass%Cr₃C₂-10mass%Co 超硬合金の定常クリープ速度 $\dot{\epsilon}$ (1273 K) に及ぼす WC 粒径分布の影響について検討し、以下の諸結果を得た。

- (1) 「 $\dot{\epsilon}$ は平均粒径 (d_{wc}) が大となるほど小となる」および「クリープ破断時間 (t_r) は、 $\dot{\epsilon}$ が小となるほど長くなる」ことは、既報の粒径分布が通常すなわち小の合金と同様に、粒径分布が大の合金でも成り立つことが確認された。
- (2) $\dot{\epsilon}$ と t_r は、同一の d_{wc} すなわち同一の室温硬さの下で粒径分布を大とするとそれぞれ小、長となった。この結果は、同一の耐摩耗性と耐欠損性の下で耐クリープ変形性を向上できることを示唆する。
- (3) $\dot{\epsilon}$ の結果は、クリープ変形を惹き起こす転位のバイパスを可能とする集積転位の上昇運動の完了時間が、小、大粒子からなる合金では、主として大粒子径の上昇運動完了時間に影響されることに因るためと考えられた。
- (4) 以上の結果より、鋼切削用硬質材料である WC-TiC-TaC-Co 系超硬合金と Ti(C,N)-Ni(Co) 系サーメットについても耐クリープ変形性は粒径分布を広くすることにより向上する可能性があることと推察された。

文 献

- 1) H. Suzuki, K. Hayashi, and W. J. Lee: "Short-Time Bending Creep Rupture Strength of WC-Co Alloy", J. Japan Inst. Metals, 41 (1977) 706-710.

- 2) H. Suzuki, K. Hayashi, and W. J. Lee: "Short-time Creep-Rupture Strength Affected by Carbide Grain Size and Domain Size of Binder Phase", J. Jpn. Soc. Powder Powder Metallurgy, 2(1979)207-212.
- 3) H. Suzuki, K. Hayashi, W. J. Lee, and Y. Kubo: "Short-Time Bending Creep Rupture Strength of WC-(TaC, TiC)-Co Cemented Carbides", J. Jpn. Soc. Powder Powder Metallurgy, 26(1979)294-298.
- 4) H. Suzuki, K. Hayashi, and W. J. Lee: "Short-Time Bending Creep-Rupture Strength of WC-TiC-TaC-Co Cemented Carbides", J. Jpn. Soc. Powder Powder Metallurgy, 27(1980)166-170.
- 5) H. Suzuki, K. Hayashi, and W. J. Lee: "Activation Energy for Short-Time Bending Creep of WC-Co Cemented Carbide", J. Jpn. Soc. Powder Powder Metallurgy, 27(1980)229-233.
- 6) H. Suzuki and K. Hayashi: Cemented Carbide and Sintered Hard Materials, edited by H. Suzuki, Chapter 1.5, Maruzen, (1986)120,122,164.
- 7) N. Koda: Introduction to Metal Physics, Korona-sha, (1964)307-320.
- 8) G. S. Ansell: Physical Metallurgy, edited by R. W. Cahn, Chapter 18, American Elsevier Publishing Company Inc., (1970)1086-1109.
- 9) D. McLean: Mechanical Properties of Metals, Kyoristu-Shuppan, (1967)325-334.
- 10) H. Suzuki and K. Hayashi: Cemented Carbide and Sintered Hard Materials, edited by H. Suzuki, Chapter 1.5, Maruzen, (1986)180-198.
- 11) H. Abe: Introduction to the Structure of Metals and Alloys, Korona-sha, (1967)170.