

切りくずの変形機構

— 体心立方系の場合 —

那 須 康 雄

工学部 精密工学科

1. 緒 言

切りくずの材料学的性質に関する研究は比較的少数ではあるが⁽¹⁾⁽²⁾，切りくずは切削時の変形に関する情報を含んだものであり，その性質を検討することは切削機構の解明に対して有効であるとともに，一般的大ひずみ塑性変形の基本的機構の解明の手掛りとなる。

切りくずは圧縮とせん断の複合応力下においてひずみ量のみならず，ひずみ速度や温度因子も加わった複雑な条件下で変形を受けたものである。したがって，それらの因子の効果が変形後の切りくずの中にどのような形で残存しているのかを把握することが重要な研究対象となる。

ひずみ速度に関しては Campbell & Doby⁽³⁾ や Smith⁽⁴⁾ が軟鋼について，動の変形は静的変形よりも高い変形応力を必要とするにもかかわらず，変形による加工硬化は後者より少ないことを指摘している。この点について Campbell らは，動の変形が *fine slip* や粒界移動に特徴づけられるのに対して，静的変形では *coarse slip* が起るためであるとして両者の間に転位論の説明を加えた。さらに，しばしば検討されている変形温度とひずみ速度の等価性についても，Tsien & Chow⁽⁵⁾ のモリブデン単結晶による研究結果，すなわち，高温においては *coarse slip*，低温においては *fine slip* という結果は先の Campbell らの結果を勘案すれば，変形温度とひずみ速度の等価性を変形組織上に見出さうものと云える。

しかしながら，一般の金属切削ではひずみ量やひずみ速度は極めて大きく，先の Campbell らの材料試験（ひずみ速度 130 sec^{-1} ，ひずみ量 4～8%）の場合とは比較しがたい大きな差がある。さらに切削のような大ひずみ変形では小ひずみの場合と変形機構が異なる可能性，例えば，大ひずみを生じる場合には *microcrack* の多量発生とそれに伴う転位の消滅効果が重要な役割を演ずることなど⁽⁶⁾ が考えられる。

そこで，本報告は，金属切削の切りくずにおける前述のような特性の存否を明らかにするため，先づ，体心立方系金属の切りくずの材料試験ならびに変形組織の電子顕微鏡観察などを行ない，金属切削の変形機構ひいては大ひずみ—大ひずみ速度変形の変形機構の理解を導くことを目的とした。

2. 実験方法

実験に供した材料は、前述の挙動が知られている体心立方系の金属として、工業用純鉄〔化学成分（％），C 0.009，Si 0.05，Mn 0.05，P 0.012，S 0.009〕および低炭素鋼（S15C）の切りくずである。

切りくずの材料試験としては、引張破断および硬さ試験を行なった。引張破断には自作した簡単な試験機を用い、試験片は低温ハンダによりチャッキングした。切りくずの長手方向から切出した試験片は統一形状のものではなく、平行部の長さ数 mm、その断面積は $0.056 \sim 0.154 \text{ mm}^2$ の範囲で任意にダイヤモンド砥石（＃200）で仕上げた。また硬さ試験においては、ビッカース硬さ試験（島津製作所製、微小硬さ試験機 M 型）を測定荷重 100g（そのときの Hv 値は、工業用純鉄を種々に圧縮変形させたものについて硬さ値 $Hv = 150 \text{ kg/mm}^2$ 以上では測定荷重 1000g の場合の Hv 値より平均 2.4% 増と荷重依存性は少量である）において行なった。硬さ測定面はエメリー紙にて研磨のち、さらに化学研磨（液成分、 H_2O_2 85， H_2O 10，HF 5 の混合）により仕上げた。変形組織については、走査型電子顕微鏡による切りくずの外部観察ならびに、切りくずの側断面を先の化学研磨液により十分に研磨し、5%硝酸アルコールにより化学腐蝕し、二段カーボンレプリカ法によりその電顕観察を行なった。

3. 実験結果と考察

3.1 引張破断試験

前変形において一たび活性化されたすべり系は、その後に起る塑性変形でも重要な役割を演ずる。それは単軸応力の負荷による変形後の単軸応力による変形はもちろんのこと、硬さ試験という複雑な応力による場合でも認められる⁽³⁾。そこで、切削における切りくずの変形は複合応力下の複雑なものであるが、切削という前変形において活性化されたすべり系の露頭とその性質を検討するため切りくずの引張破断試験を行なった。

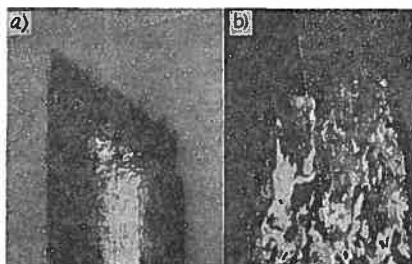


図1 切りくずの引張破断部（a）切りくず，b）素材）

（i）破断部の様相

図1は工業用純鉄の切りくずおよび素材（切りくずと同程度寸法のもの）の引張破断部を示す。切りくず試片には素材のようなくびれはほとんど認められない。このことは取扱

った切りくずの全てに云えた。また切りくずの破断部形態は外見的には脆性破壊形式に属するせん断型や垂直型に近いものであった（素材の場合はダブルカップ型）。

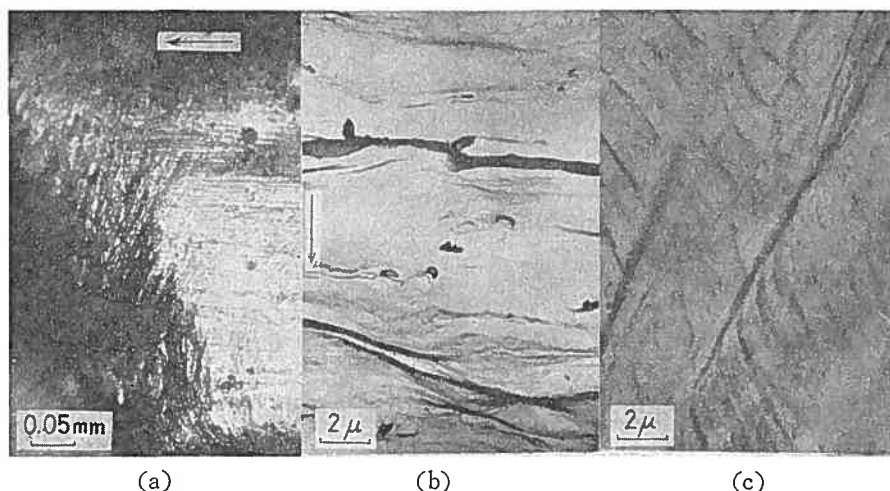


図2 引張破断部側面の変形状況（(a)と(b)が切りくずの光学およびレプリカ法電顕写真，(c)は素材の電顕写真，矢印は引張方向）

図2(a)は切りくずの引張破断部側面の代表的光学顕微鏡写真である。この試料は検鏡を目的としたもので、平行部（長さ7mm）を1発当りの放電エネルギーを小さくした放電加工機（RC回路， $C=0.1\mu\text{F}$ ， $R=150\Omega$ ）により矩形断面に成形し、さらにエメリー仕上と化学研磨を行なったものである。図から破断部近くにおける巾0.2～0.3mmの比較的狭い部分にのみ一定方向を向いたすべりのステップが検出される。材素の場合には結晶方位に依存した種々の方向のすべり線が試験片平行部全体に見られ、また引張方向に平行な深いひだは破断部近くに現われる点は切りくずと大いに様子が異なる。図2(b)はこの破断部近傍側面をレプリカ法により電顕観察したものである。対比のため素材の引張破断部についても同図(c)に示した。切りくずでは引張方向に直角な強いステップとその近くに集中しがちな微弱なステップとからなっている。

図3(a)は切削したままの工業用純鉄の切りくず上面から側面へかけての走査型電子顕微鏡写真である。この外部において集中的せん断による深いひだと比較的均一なせん断作用によるすべり線とがみられる。より高倍にしたのが同図(b)と(c)であるが、前者はかなり深い溝（二段カーボンレプリカ法により電顕観察した場合、深さ 10μ 程度に及ぶもの）が存在した（同図(b)），また後者については場所により同図(b)と(c)の差があるほどの不均一なものであった（図においてひだにほぼ直角な細い線は工具マークである）。

Black のアルミニウム単結晶およびアルミニウム多結晶や銅多結晶の切りくずの観察においては上図のような層状組織は直線的にかつ切削方向に直角な向きに現われるものであり、単結晶の場合には層の間隔が切込深さに相関したある一定値をとるが多結晶では各結晶粒方位差のため各粒ごとに間隔が変化するものであった⁽²⁾。しかしながら本実験の鉄の

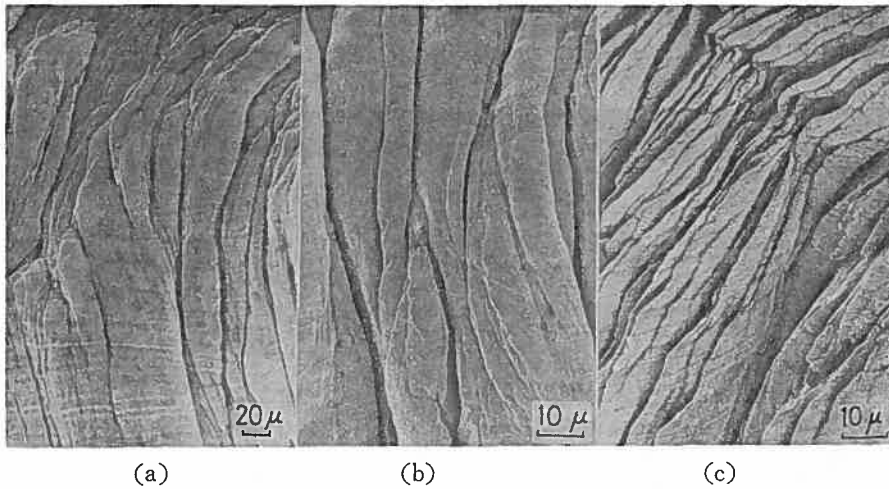


図3 切りくずの表面の走査型電子顕微写真（純鉄）

切りくずでは層状組織の方向は切削方向にほとんど直角であるが、アルミニウムや銅の場合に比べると不規則な間隔のものであり、より曲線的である。この点はアルミニウムや銅の面心立方金属に比べて体心立方金属の鉄ではより多くの選択しうるすべり面の組数があるため、塑性変形のさい *wavy* なすべり線模様を示すことと類似した現象であると思われる。

なお、深い溝が存在する切りくずを引張試験する場合にはそこが応力集中の原因となるので、実際の引張試験では切りくずの表層部分は研磨により十分取除いておいた。しかしながら、先の引張破断部（図2）の強いステップは明らかに切りくずの上面に存在していた深い溝とほとんど同じオーダの間隔のものであることから、両者は同じものであると考えられる。このことは Campbell らの動的形成後および静的変形後の静的変形のちがいの研究結果に対する見解である、一度変形のさい活性化されたすべり系は両荷重においても主役を演ずるという機構を導入するなら説明のつくものであり、さらに切りくずの引張変形に際して活性化面はもはや少なく先の強いステップの現われた部分だけであると言える。

図4は切りくずの引張破断面の走査型電子顕微鏡写真である。先づ、低倍率写真図4(a)をみると破断面は“*dimple pattern*”と思われる凹みからなる部分および極めて平滑な部分とが認められる。図4(b)は *dimple pattern* を呈する部分を拡大したものであるが、その直径が 0.3μ 前後と極めて小さい凹みが大半を占めている。それは素材の引張破断面にみられるほど深くそして大きく成長したものはなかった。切りくずの破断面において *dimple pattern* を呈する部分の占める割合は20～30%である。*dimple* は延性破断に付随する破面形式であることから、先の側面部に現われたわずかなすべりのステップとを考慮すると、切りくずがまったく延性を失っていたわけではないと云える。図4(c)は平滑部分の拡大写真であるが、これは脆性的に破断したものと思われる。切りくずは引張試験において長手方向に引張力を受けた場合、局部的ながら少量のすべりを生じるが、切削における塑性変形量が大いなのでそれだけ *microvoid* が切りくず中に多量に存在してい

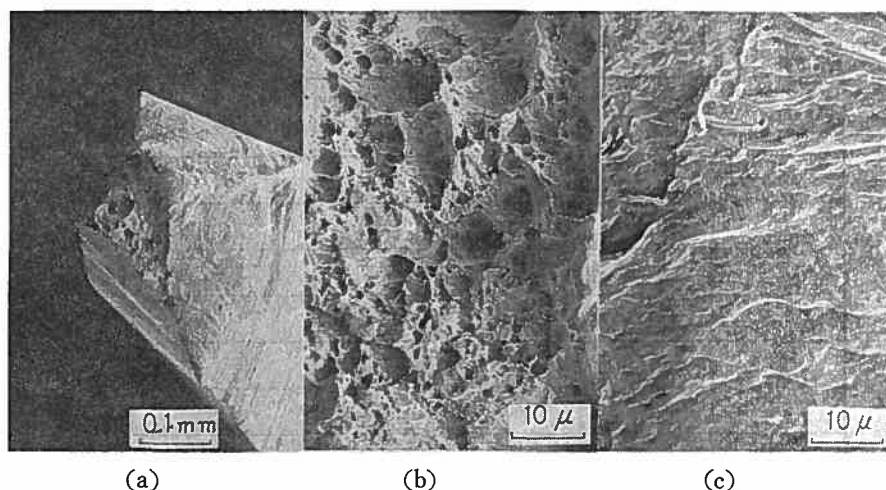


図4 切りくずの引張破断面の走査型電子顕微鏡写真

て、それらが引張試験において合体し大きな *dimple* への成長が進まないうちに破断し、それがある程度起ると残部は破断部の応力集中のため脆性的に急速な破断を起してしまうものと考えられる。種々の鋼の切りくずの純曲げ試験により 1~3.5% の小ひずみで破断することが報告されているが⁽¹⁾ 小ひずみ破断は上述の過程によるものと推定される。

(ii) 破断応力値

工業用純鉄の種々の大きさのひずみを受けた切りくずの引張破断応力値 σ_B を表1に示す。表の切りくずは純鉄丸棒の外周旋削によったもので、大ひずみの場合には山形断面となるので、断面積から平均切りくず厚さ t_2 を求め、三次元切削の解析法⁽⁷⁾ に従って次式より平均のせん断ひずみ r_s を求めた。

$$r_s = \{ \cos \phi_n + \tan(\phi_n - \alpha_n) \} / \cos \{ (\tan \alpha'_0 \cos(\phi_n - \alpha_n) - \tan \eta_c \sin \phi_n) / \cos \alpha_n \}$$

ここに ϕ_n : 横切れ刃に垂直な平面内で考えられるせん断角で、次式で与えられる。

$$\phi_n = f \cos \psi \cos \alpha_n / (t_2 - f \cos \psi \sin \alpha_n)$$

また、 α_n : 横切れ刃に垂直な平面内で考えられたすくい角、 α'_0 : 横切れ刃傾き角、 η_c : すくい面上で横切れ刃に垂直な線と切りくず進行方向とのなす角で、本実験においては実測せず、切削抵抗の測定値よりすくい面上の切削抵抗ベクトルの方向に等しい方向に切りくずが進行するとして求めた値を代用、 f : 送り、 ψ : 横切れ刃角。

表の σ_B は最大荷重点の公称応力であるが、本表において最も小さいひずみの切りくずでさえ先の電子顕微鏡観察のとりの破断状況を考慮すると、ほとんど真応力に近いものとみなすことができる。なお、同表には切削で受けたせん断ひずみの相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ をせん断ひずみエネルギー条件により換算し ($\bar{\epsilon} = r_s / \sqrt{3}$)、それに対応する点の降伏応力を素材の静的圧縮応力—ひずみ曲線 ($\bar{\sigma} = 56 \epsilon^{0.267}$) より計算した値 σ_{si} を付した。両者の比較をすると σ_B は σ_{si} より大きい値をとることがわかる。

表1 切りくずの引張破断応力 σ_B

すくい角 deg	送り mm/rev	切削速度 m/min	せん断ひずみ γ_s	σ_B kg/mm ²	σ_{st} kg/mm ²
30	0.134	100	2.8	77	64
30	0.134	80	2.9	75	64
30	0.134	70	2.7	73	63
30	0.134	60	2.7	79	63
30	0.134	50	3.2	79	66
30	0.134	40	2.9	79	64
30	0.134	30	2.7	74	63
30	0.134	10	3.2	75	66
20	0.067	70	6.8	104	78
20	0.067	100	4.8	101	73
10	0.067	50	9.3	104	88
10	0.067	40	9.5	100	89

3.2 硬さ試験

切りくず断面におけるビッカース硬さ値は8～20箇所で測定したが、その値は切りくず

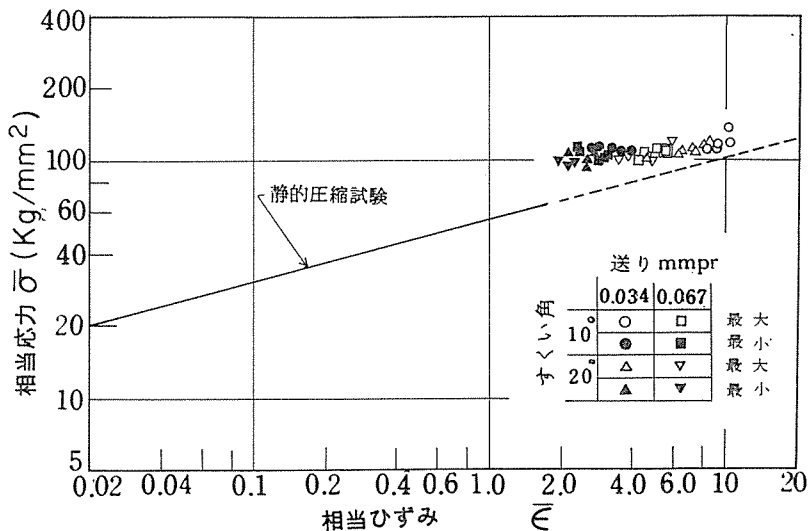


図5 硬さ法による切りくずの降伏応力と静的圧縮応力—ひずみ関係 ($C=3.0$, 工業用純鉄, 切込: 0.5mm , 切削速度: $10\sim 100\text{m/min}$, 超硬 S 2, 同一切削条件で最大, 最小 2 点あるのは不安定現象の発生による)

断面内のどの部分においても大差なく、したがって測定値は一樣に平均した。その最確値の確率誤差の推定値は $\pm 0.25 \sim 1.83\%$ であった。一般にビッカース硬さ H_v は材料の単軸引張あるいは圧縮の降伏応力 Y との間に良い比例関係がある。Tabor によれば $H_v = CY$ ($C = 2.9 \sim 3.0$) であり、応力—ひずみ曲線と比較するときは $8 \sim 10\%$ のひずみ（圧縮試験の場合は面積ひずみ）を付加した点の応力値と一致するとされている⁽⁸⁾。そこで、 $C = 3$ と仮定して H_v の測定値から切りくずの降伏応力 σ を算出し、さらに平均切りくず厚さより求めたせん断ひずみ r_s の相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ を算出して、両者の関係をプロットしたものが図 5 である。同時に静的圧縮の応力—ひずみ曲線（実線）も付した。図より工業用純鉄の切りくずでは、ビッカース硬さから評価された相当降伏応力値は素材の静的圧縮試験の σ — $\bar{\epsilon}$ 曲線を外挿した線に平行し、かつわずかにそれより高く位置していることがわかる。Bridgman⁽⁹⁾ は armor 板について $\bar{\epsilon} = 3$ まで圧縮試験を行ない σ の $\bar{\epsilon}$ による増加を確認しているが、 $\bar{\epsilon} = 1.6 \sim 10$ の広範囲におよぶ切削データからみてもなお加工硬化は $\bar{\epsilon} > 3$ でも飽和状態に達していないことがわかる。また、Smith や Campbell らが確認しているような動的試験による加工硬化は静的試験のものより少ないということから、動的変形を受けた切りくずの硬さ値による降伏応力も静的圧縮試験の σ — $\bar{\epsilon}$ 曲線より低く現われるものと予測されたのだが、実際には切りくずの方が加工硬化が進んでいると言える。しかしながら、先の引張破断試験におけるほとんど流動性を失っている結果から考えればこのような加工硬化は当然のように思われる。

次に、低炭素鋼の場合を図 6 に示す。この場合乾式と湿式切削を行っているが、乾式のときは切りくずを切削液の槽中に受け切削熱による回復をできるだけ妨げた。S15C 鋼の場合 $\bar{\epsilon} = 0.9 \sim 5$ の切りくずが得られたが、やはりその間において切りくずの加工硬化は飽和状態に達しているというよりひずみ量とともにわずかながら増加する域であることがわかる。また、切りくずの降伏応力は素材の静的圧縮の σ — $\bar{\epsilon}$ 曲線を外挿した線にかなり近

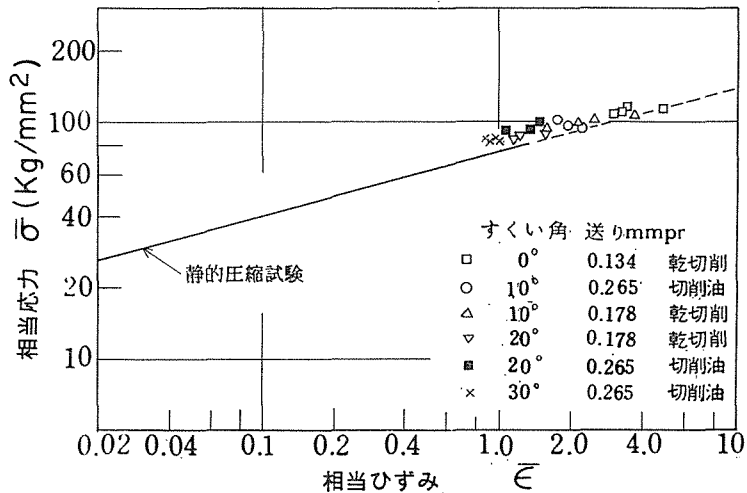


図 6 硬さ法による切りくずの降伏応力と静的圧縮力—ひずみ関係 ($C = 3.0$, S15C 焼鈍, 超硬 S2, 切込: 1.5mm, 切削速度: 15~70m/min)

い値をとり、先の工業用純鉄ほどの差異は認められない。

ここで比例定数 C について吟味をしておく必要がある。表2は素材の圧縮試験における C 値を調査した結果である。工業用純鉄と S15C 鋼の両者はそれぞれ $\epsilon_0=140\%$ と $\epsilon_0=124\%$ までの範囲のひずみにおいて、 C 値は圧縮ひずみ ϵ_0 が小さい場合は $C=3.5$ と高いが、 ϵ_0 が大きいと C 値は3に近づく傾向がある。Tabor の軟鋼と銅（焼鈍材）についての結果では $C=2.9\sim 3.0$ で、 ϵ_0 による変化は認められないが、その場合 $\epsilon_0=25\%$ 程度内のものであり、本圧縮実験のような大きい ϵ_0 については $C=$ 一定を言及できるかは明確でない。そこで、工業用純鉄の場合には $\epsilon_0=11.5\sim 54.5\%$ の平均値 $C=3.4$ を用いて切りくずの降伏

表2 硬さの比例定数とひずみとの関係

0.009% C 鉄		S 15 C	
初期変形 $\epsilon_0\%$	定数 C $C=H_V/Y$	初期変形 $\epsilon_0\%$	定数 C $C=H_V/Y$
11.5	3.5	8.2	3.5
23.6	3.4	24.7	3.6
38.2	3.3	34.6	3.5
54.5	3.3	46.9	3.4
72.6	3.2	57.6	3.3
89.0	3.2	73.3	3.2
105.6	3.2	89.4	3.3
123.	3.2	108	3.2
141	3.1	124	3.2

応力を算出してみたが、静的圧縮 $\bar{\sigma}-\bar{\epsilon}$ 曲線よりも高めであり、Campbell らのような効果はほとんど期待されないものであった。また、S15C 鋼の場合、 $\epsilon_0=8.2\sim 46.9\%$ の間の平均値 $C=3.5$ を用いると切りくずの降伏応力は静的圧縮曲線 $\bar{\sigma}=75.8\bar{\epsilon}^{0.270}$ とほとんど同じか、またはやや低い値をとるが、Campbell らの材料試験のような明瞭な効果は期待されない。

3.3 切りくず内部の変形組織

図7は工業用純鉄の切りくず内の変形組織をレプリカ法電顕観察したものである。これは $\bar{\epsilon}=1.8$ の切りくずの工具すくい面に近い部分を示す。一般にすくい面近くの切りくずはせん断面でのせん断作用に加えて、工具すくい面との接触による二次的せん断作用を受けているから、内部よりは変形度が著しいことは当然のことである。実際に工具すくい面近くの変形組織は細かい片の連なりのようにみられる均一な層状組織であるが内部の方では組織の不均一さ（結晶粒方位差に基づく）とされる）が多少存在した。

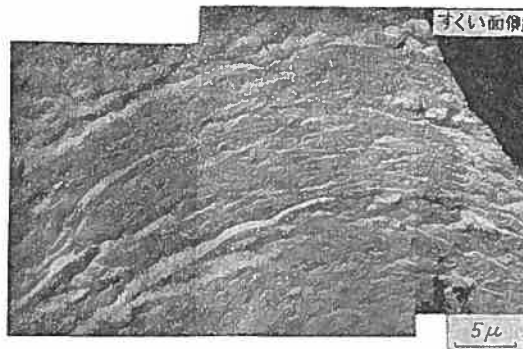


図7 切りくずの変形組織（工業用純鉄；切削時のひずみ： $\bar{\epsilon}=1.8$ ；切込：0.5mm，送り：0.134mm/rev，切削速度：10m/min；工具超硬S2，（0,30,6,6,6,0,0））

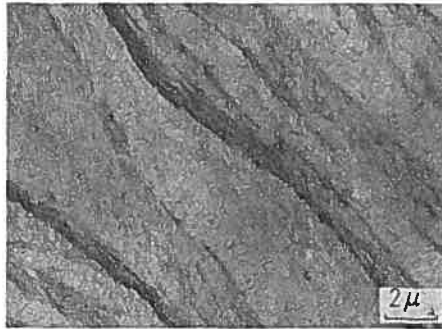


図8 静的圧縮材の変形組織の電子顕微鏡写真（工業用純鉄， $\bar{\epsilon}=1.8$ ）

図8は上の切りくずの場合と同程度まで静的に圧縮ひずみを与えたもの（ $\bar{\epsilon}=1.8$ ）の電顕写真である。切りくずの場合には観察した1枚のシートメッシュ全体がほとんど一様な密な層状組織であるのに対して、圧縮片の場合には極めて粗な層状組織といえ、各結晶粒の初期方位差ごとの段階的变化が明瞭で、{100}のエッチピットのみしか認められない部分も存在した。切りくずと静的圧縮とでは変形条件が相当異なるので、上の差がどのような因子と関係をもつものかの判定はむずかしい。表面の走査型電顕観察とを考慮すると荷重形式の差によるものであらうと推定される。とくに切削では刃先におけるごく狭い領域での転位の局部的多量発生による変形とされるからである。そして純鉄切りくずの密な層状組織が静的圧縮材より高い降伏応力を示すことの原因となっていると云えよう。したがって、静的圧縮の加工硬化状態と切削のそれとはひずみ経路に無関係な同一関数形をとることは考えがたいことである。

4. 結 論

以上の切りくずに関する材料学的検討結果をまとめると次のとおりである。

- 1) 工業用純鉄の切りくず（相当ひずみ $\bar{\epsilon}=1.6\sim 5.5$ ）の引張破壊の形式は垂直型また

はせん断型に属し、外見的には脆性破壊的であった。

2) しかし破断部側面のごく狭い領域においてひずみを生じたことを示すすべりのステップが認められた。このステップはまた切削終了直前の活動すべり面を意味するものであるが、それは引張軸に垂直（切削方向にもほぼ直角）方向のみをとる。切りくずの表面は切削方向に直角に面心立方系に比べてより曲線的な層状組織が存在するが、その中にみられる強いステップと引張破断部側面のそれとは同じオーダーの間隔のものであった。

3) 引張破面は直径が 0.3μ 前後の微小凹みが主体の *dimple pattern* 部が約20~30%を占めるが、他は脆性的に破断した平滑面から成っていた。また微小な *dimple* の存在は多数の *microcrack* が切りくず生成過程で生じていたことを暗示するものと思われる。

4) 工業用純鉄の切りくずの破断応力値は静的圧縮における相当ひずみ点の降伏応力よりやや高い。

5) 工業用純鉄の切りくず ($\bar{\epsilon}=1.6\sim 10$) および低炭素鋼 S15C の切りくず ($\bar{\epsilon}=0.9\sim 5$) に関する硬さ法による降伏応力値は、前者は明らかに静的圧縮の $\bar{\sigma}-\bar{\epsilon}$ 曲線より高く、後者では $\bar{\sigma}-\bar{\epsilon}$ 曲線にほとんど一致する程度であり、低ひずみ域での動的変形に認められている効果は切りくずについては認めがたいものであった。

6) レプリカ法による変形組織の電顕観察においては、切りくずは微細な層状組織を呈する点はそれと同量のひずみを受けた静的圧縮材のものと異なることは静的圧縮と切削とでは加工硬化の状態のひずみ経路への依存性を無視しえないものであることを暗示するものである。

本報告は昭和48年4月6日精機学会春季大会において発表した。

参 考 文 献

- 1) 中山：精密機械，28-9 (1962) 525.
- 2) J. T. Black : Trans. ASME, **93**, B (1971) 507.
- 3) J. D. Campbell & Duby : Proc. Roy. Soc., A, **236** (1956) 24.
- 4) R. C. Smith : Proc. Soc. Experimental Stress Analysis, **18** (1961) 153.
- 5) L. C. Tsien & Y. S. Chow : Proc. Roy. Soc., A, **163** (1937) 19.
- 6) M. C. Shaw : 機械と工具, 1968-2, 17.
- 7) 横山・橋本・山崎：精密機械，29-9 (1963) 43.
- 8) D. Tabor : The Hardness of Metals, Oxford University Press, London, 1951, 105.
- 9) P. W. Bridgman : Studies in Large Plastic Flow and Fracture, McGraw-Hill, New York, 1952, 181.

On the Flow Mechanism of Cut-off Chips by Turning

Yasuo NASU

Department of Precision Engineering, Faculty of Engineering

Mechanical inspections and electron micrographic observations have been carried out on the shaped specimens from the chips of iron (0.009%C) and S15C steel. It is expected that the informations on the deformation structure and properties of the material after heavy straining under very high rate of strain can be derived from the experiments.

The results are shown in brief.

- 1) The top of the iron chip shows itself in wavy lamellae piled up in the cutting direction.
- 2) Tensile specimen of the chip failed in brittle feature apparently, while the steps of slip plane can be found in the narrow zone at the edge of fracture surface.
- 3) The fracture surface comprises about 20~30% of dimple pattern and 70~80 % of rather flat area. The dimple pattern with a diameter of about 0.3μ implies the generation of a large number of microcracks in heavily strained zone.
- 4) The flow stress of the chip, being different from the case of small amount of strain by conventional dynamic testing, is not always smaller than that of the specimen with the corresponding strain by compressing statically.
- 5) Electron micrographs on the etched surface of sectioned chip are characterized by lamellae with uniform spacing, which are not observed in the deformed specimen compressed statically. This implies in comparison of cutting with uniaxial straining that it is difficult to consider the workhardening to be independent of the deformation path.