

論文

スチールウール用鋼線の被削性におよぼす
冶金的因子の影響落合 征雄*・大羽 浩*²

Effect of Metallurgical Factors on Machinability of Steel Wool Wire

Ikuo OCHIAI and Hiroshi OHBA

Synopsis :

To clarify the mechanism of steel wool cutting, the effect of metallurgical factors such as strength, micro-structure, and nonmetallic inclusions, on the machinability of the steel wool wire were investigated from the viewpoint of the microscopic fracturing of the material in the vicinity of the tip of the cutting edge. The results obtained are as follows :

(1) The shear deformation of the material in the plastic deformation zone is preceded by microscopic fracturing along the grain boundaries which are elongated by cold drawing with a high total reduction of area.

(2) The metallurgical factors making the grain boundaries embrittle, such as coarse ferrite/pearlite structure, more than 80% total reduction in area by cold drawing, etc., improve the machinability of steel wool wire.

(3) Changing the composition of nonmetallic inclusions to that characterized by low melting points, and reducing the total amount of nonmetallic inclusions are effective for the improvement of the machinability of steel wool wire.

Key words : wire ; low-carbon steel ; steel wool ; machinability ; microstructure ; nonmetallic inclusion.

1. 緒 言

スチールウールとは平均直径 20~60 μm の不定形断面を有する鋼細線で、家庭用ならびに工業用の研磨材あるいはブレイキパッドなど合成樹脂との複合材料の製造に供されている。スチールウールは、通常、低炭素鋼線材を伸線加工により直径 3 mm 前後の鋼線とし、これを多数の鋸歯状切刃を有するバイトを用いて長手方向に連続的に切削する方法で製造されている。この場合、切削によつて発生する切り屑そのものが製品となるため、スチールウール用鋼線における被削性は、一般的な被削性とはかなり異なつた概念であり、切削工具の寿命に加えて、歩留り低下の原因となる微細切削屑（以下、フォールアウト Fall-out という）の量およびスチールウールの特性、すなわち、平滑性、均一性、弾力性などを総合してその良否が評価されている。

スチールウール用鋼線の被削性に関する従来の研究は、ほとんどが鋼組成にかかわる実用的な研究であり、その成果は主に特許公報の中に見ることができる^{1)~3)}。

それらによれば、一般的には、0.2%以下の C, 0.1%以下の Si, 0.6~1.2%の Mn を含み、P および N 含有量の高い鋼が良好な被削性を示すとされている。これに対して、従来、被削性を切削時の鋼線の破壊挙動の観点より考察した研究はほとんど見あたらず、したがつて、鋼組成がいかなる機構を介して被削性に関与しているかなどについては、これまでほとんど解明されていない。

著者らは、スチールウール切削における切削機構を明らかにし、あわせて鋼線の被削性におよぼす冶金的因子の影響を体系的に理解することを目的に、切刃先端付近における鋼線のミクロ的な破壊挙動に注目しつつ、被削性におよぼす鋼線の強度、組織、および非金属介在物の影響を調査したので結果を報告する。

2. 実験方法

2.1 供試材

Table 1 に示す組成の供試鋼を 250 t 転炉ないしは 100 kg 真空溶解炉で溶製した。No. 1, 7, および 8 の供試鋼は鋼線強度の影響を調べるために、Mn, P, およ

昭和 62 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 3 月 16 日受付 (Received Mar. 16, 1987)

* 新日本製鉄(株)君津技術研究部 工博 (Kimitsu R & D Lab., Nippon Steel Corp., 1 Kimitsu Kimitsu 299-11)

*² 新日本製鉄(株)君津技術研究部 (Kimitsu R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

びN量を変え、また、No. 2~6の各供試鋼は非金属介在物の形態の影響を調べるために、Si, S, およびAl量を変えた。転炉鋼は造塊および分塊圧延の工程を経て、また、真空溶解鋼は熱間鍛造により122mm角断面のピレットとしたのち、連続式線材圧延機を用いて直径5.5mm~8mmの線材に圧延した。線材圧延後の冷却は、被削性におよぼす鋼線の組織の影響を調べるために、ステルモア (Stelmor) 冷却設備による衝風冷却 (捲取温度850°C, 550°Cまでの平均冷却速度4~12°C/s) およびインライン溶融塩冷却設備⁴⁾による溶融塩パテンティング (捲取温度850°C, 溶融塩温度540°C, 浸漬時間40s, 処理後は水冷) とした。また、一部の線材については、再加熱後、エアパテンティングを施した (オーステナイト化条件: 950°C×10min 空冷)。

以上の処理を行った線材を連続伸線機を用いて直径3.1mmの鋼線とし、これをスチールウール切削試験に供した。なお、伸線速度は特記しないかぎり300m/minと一定にした。

2.2 スチールウール切削試験

切削試験は48枚のバイトを有する連続式スチールウール切削機を用いて行った。切削条件は一定でスチールウールの平均直径は40μm, 切削速度は54m/min, また、切削油は使用しなかつた。切削時の切刃と初削材の位置関係をFig. 1に示す。なお、切削工具の材質は超硬合金である。

以上の条件で10min切削し、バイト下に落下したすべてのフォールアウトを集めて秤量し、素材重量に対する百分率をもつてフォールアウト発生率 (Fall-out

Table 1. Chemical composition of specimens (wt%).

Steel No.	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O
1	0.13	0.04	0.97	0.019	0.016	0.002	0.0069	0.0106
2	0.12	0.10	1.01	0.021	0.058	0.007	0.0085	0.0130
3	0.14	0.10	0.95	0.021	0.055	0.001	0.0084	0.0122
4	0.14	0.10	1.01	0.020	0.032	0.002	0.0095	0.0148
5	0.12	0.03	0.94	0.022	0.028	0.001	0.0082	0.0123
6	0.16	0.02	0.74	0.022	0.016	0.022	0.0034	0.0032
7	0.13	0.03	1.00	0.063	0.014	0.002	0.0075	0.0120
8	0.14	0.04	0.70	0.028	0.014	0.001	0.0113	0.0134

No. 1~6: Basic oxygen furnace No. 7, 8: Vacuum induction melting

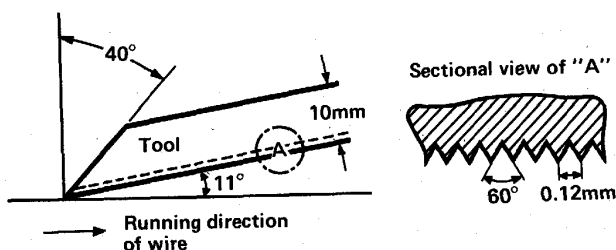


Fig. 1. Configuration of cutting tool and wire.

ratio) とした。切削抵抗については、機械効率に変動のないことを確認のうえ切削機の総電流値を測定する方法⁵⁾で試料相互間の相対比較を行った。測定精度は±1.5%以内である。

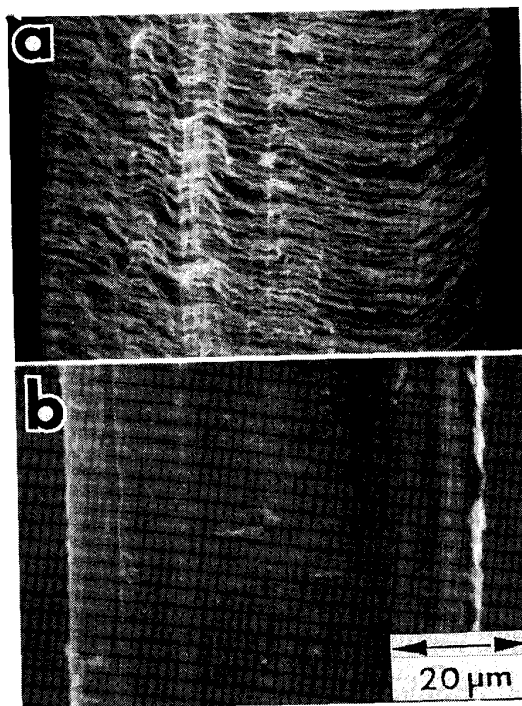
スチールウールの表面、切削仕上面、および仕上面直下のマイクロ組織の観察には、主に走査型電子顕微鏡 (SEM) を用い、非金属介在物の同定はエネルギー分散X線分光分析法 (EDX) により行った。

3. 実験結果

3.1 スチールウール表面および切削仕上面の観察結果

Photo. 1にスチールウール表面のSEM写真を示す。自由面側には規則的な波状模様が観察され、切り屑剪断領域における剪断変形によりスチールウールが形成されていく過程をうかがうことができる。

スチールウール切削においては、ある切削仕上面は次の切削ではスチールウール表面となるため、仕上面の平滑性はスチールウール表面の平滑性を支配することとなる。また、仕上面の状態を知ることは、スチールウールの切削過程を知るうえでの重要な手がかりを与えてくれる。Photo. 2に、SEMにより観察した仕上面の状態を示す。スチールウール切削における仕上面の特徴として、一見するとむしろのように見える細かな凹凸部分の存在が注目される。Photo. 3に、これら凹凸部分の断面ミ



a: Free side b: Tool side
Steel No. 1, Stelmor cooled

Photo. 1. Scanning electron micrographs of surface of steel wool.

クロ組織を示す。このように、仕上面の凹凸部分は、通常の切削において観察されるところの⁶⁾仕上面のむしり取られたへこみや非金属介在物の欠落した箇所、あるいは、構成刃先の脱落痕のいずれでもない。仕上面の平滑性を支配するものはこれら凹凸部分の分布密度である。

Table 1の各供試鋼の仕上面をSEMを用いて倍率300倍で観察し、仕上面200 μm ×200 μm に存在する凹凸部分の数により平滑性を5段階に指数化した(例えば、指数4は3 μm 以上の凹凸部分が2個以下、指数0は33個以上存在することを示す)。Fig. 2に仕上面の平滑性指数とフォールアウト発生率の関係を示す。これより、仕上面の凹凸部分の発生が少ない切削はフォールアウト発生率も低いことがわかる。

3.2 被削性におよぼす鋼線の強度と組織の影響

供試鋼 No.1 の6.5mm 線材の光学顕微鏡組織をPhoto. 4に示す。ステルモア冷却線材およびエアパテ

ンティング線材はいずれもフェライト-パーライト組織であるが、熱間圧延直後、衝風冷却を施されたステルモア冷却線材の方が結晶粒度番号で1.5~2程度細粒とな

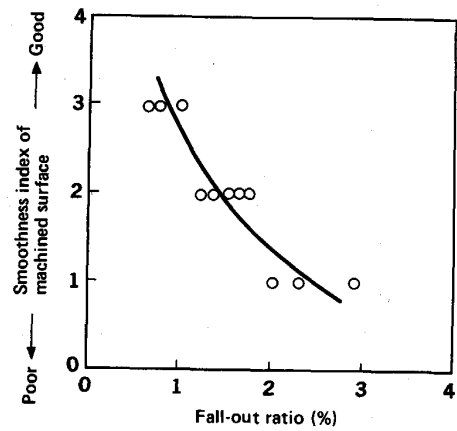
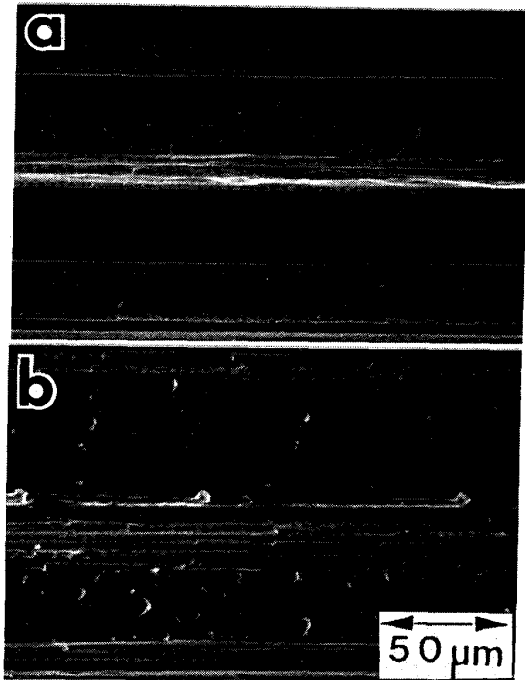
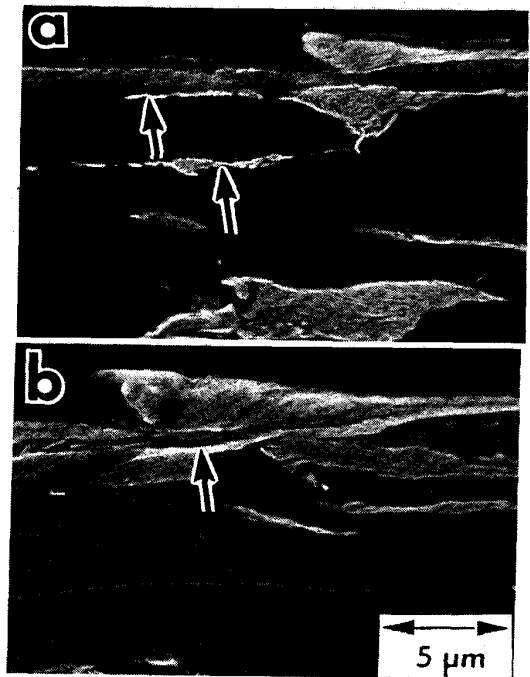


Fig. 2. Relationship between fall-out ratio and smoothness index of machined surface.



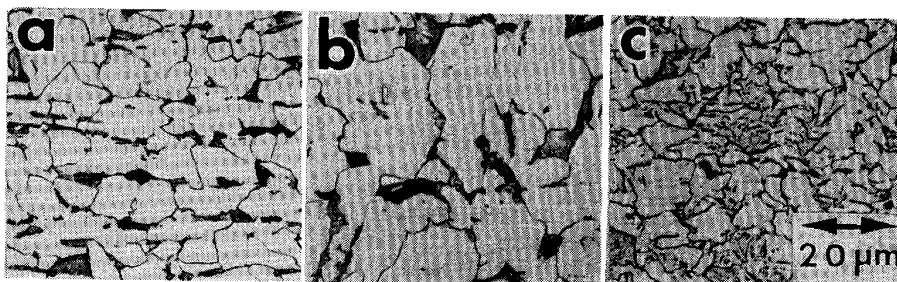
a : Smoothness index ; 3 (Steel No. 1, Air patented)
b : Smoothness index ; 1 (Steel No. 1, Salt patented)

Photo. 2. Scanning electron micrographs of machined surface of wire.



Nital-etched, Steel No. 1, Stelmor cooled
Arrows indicate fracture occurred along grain boundaries.

Photo. 3. Scanning electron micrographs of longitudinal section of irregular parts of machined surface.



a : Stelmor-cooled b : Air-patented
c : Salt-patented
Steel No. 1, 6.5 mm in diameter, nital-etched

Photo. 4. Microstructures of longitudinal section of wire rod.

つている。一方、熔融塩パテントング線材はフェライトとベイナイトの混合組織を形成している。

Fig. 3に、フォールアウト発生率ならびに切削抵抗におよぼす強度と組織の影響を示す。いずれの組織の鋼線も、引張強さの増加にともないフォールアウト発生率および切削抵抗は低下するが、約 95 kgf/mm² (932 MPa) 以上ではその効果は弱まる。このように、スチールウール切削においては、通常の切削の場合⁷⁾と異なり、引張強さの増加とともに切削抵抗は一義的に減少する。フォールアウト発生率および切削抵抗は鋼線の組織にも依存し、エアパテントング材で最も小さく、熔融塩パテントング材で最も大きい。なお、Fig. 3の一部のデータ(*印)で伸線減面率と引張強さの関係が逆転しているが、これは、低速伸線(60 m/min)を行つたために、ひずみ時効量が少なかったためである。

3.3 鋼線のマイクロ組織

前節3.2で切削試験に供した鋼線の切削仕上面直下のマイクロ組織をSEMを用いて観察した。なお、エッチン

グには5%ナイトールを使用した。結果をPhoto. 5に示す。ステルモア冷却材やエアパテントング材のようにフェライト-パーライト組織の場合、フェライトおよびパーライト結晶粒は伸線加工により長手方向に著しく延伸しているが、粒内にマイクロクラックはみとめられない。しかし、フェライト-パーライト粒界やフェライト粒界のセメントタイトの周囲には伸線加工にともなつて発生したマイクロクラックやボイドが観察される。これに対して、熔融塩パテントング材のようにフェライト-ベイナイト組織の場合、炭化物は比較的細かく炭化物-フェライト界面におけるクラック発生頻度は低い。

また、一般の切削の場合と異なり、仕上面直下に形成される加工変質層⁸⁾はきわめて薄かつた。一方、仕上面の形成に粒界破壊が関与していることを示唆するマイクロ組織も観察された。たとえば、前述の仕上面凹凸部の断

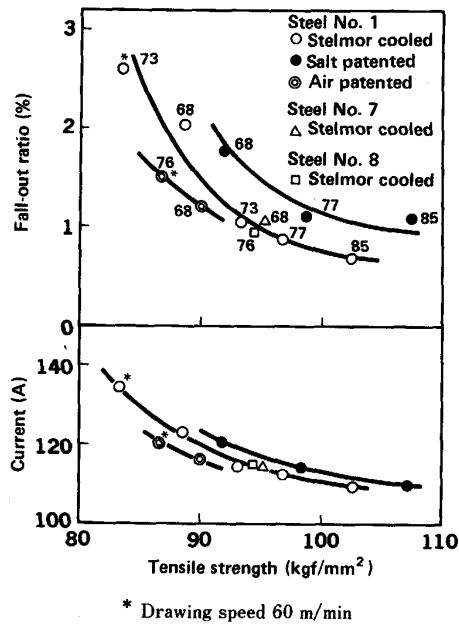
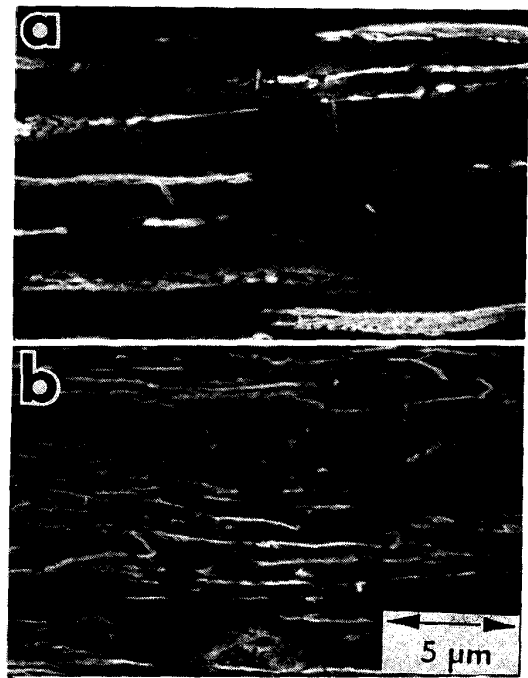


Fig. 3. Effect of tensile strength of wires on fall-out ratio and current of steel wool cutting machine. Figures indicate total reduction in area by cold drawing (%).



a: Wire produced from Stelmor-cooled wire rod of 8 mm in diameter
b: Wire produced from salt-patented wire rod of 8 mm in diameter

Steel No. 1, 3.1 mm in diameter, nital-etched
Photo. 5. Scanning electron micrographs of longitudinal section of wires.

Table 2. Nonmetallic inclusions of wire rod and tensile strength of 3.1 mm wires.

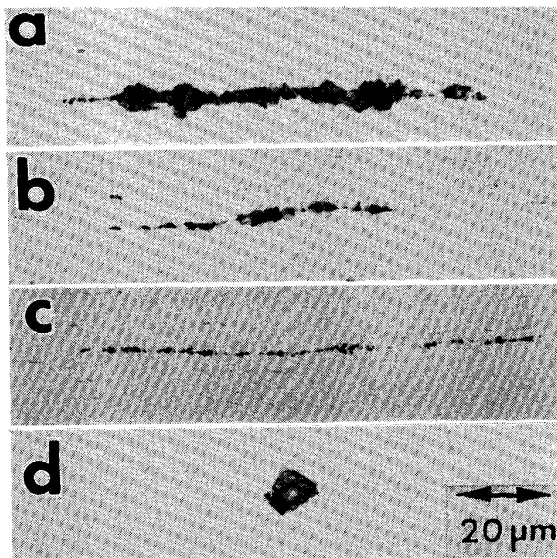
Steel No.	Amount of nonmetallic inclusions (Area %)*				Composition of oxide inclusions (%)			T. S. (kgf/mm ²)
	Type A	Type B	Type C	Total	SiO ₂	MnO	Al ₂ O ₃	
2	0.177	0.064	0.025	0.266	50	18	32	92.2
3	0.208	0.036	0.008	0.248	55	37	8	93.0
4	0.080	0.044	0.013	0.137	50	45	5	93.1
5	0.124	0.004	0.008	0.136	35	60	5	93.6
6	0.013	0.004	0.013	0.030	—	—	100	92.8

* JIS G0555

面マイクロ組織 (Photo. 3) から、凹凸部は粒界破壊の伝播経路が枝分かれした場合 (a) や、複数の粒界破壊が同時に進行した場合 (b) に形成されたと考えられる。

3.4 被削性におよぼす鋼線の非金属介在物の影響

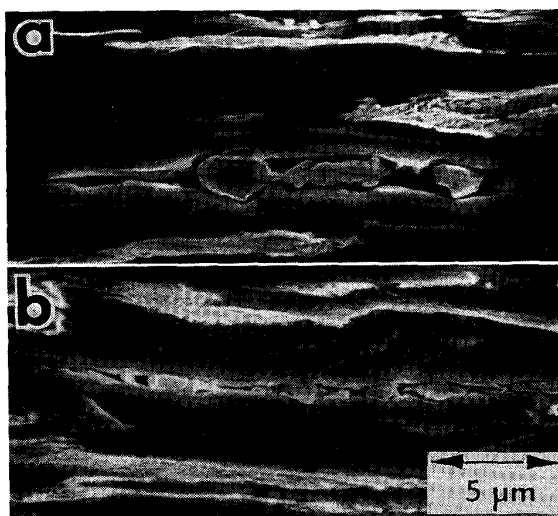
No. 2~6 の 5 種類の供試鋼を線材圧延 (6.5 mm) 後、ステルモア冷却を行った。線材の非金属介在物および 3.1 mm 鋼線の引張強さを Table 2 に示す。また、代表的な非金属介在物の写真を Photo. 6 に示す。No. 2 と No. 3 は S% が高いために A 系介在物の MnS が多い。一



Longitudinal section

a : Steel No. 2 b : Steel No. 3 c : Steel No. 5 d : Steel No. 6

Photo. 6. Typical nonmetallic inclusions observed in wire rod 6.5 mm in diameter.



a : $\text{SiO}_2\text{-MnO-Al}_2\text{O}_3$ inclusion (Low melting point ; Approx. 1600°C) b : MnS

Steel No. 3, 3.1 mm in diameter

Reduction in area by cold drawing : 77%

Photo. 7. Nonmetallic inclusions observed in wires.

方, No. 3 は No. 2 に比べて Al% が低く, このため, Al_2O_3 はほとんどみとめられず, 酸化物系介在物のほとんどが延伸した A 系の $\text{SiO}_2\text{-MnO-Al}_2\text{O}_3$ 系複合介在物となつている。No. 4 および No. 5 は S% が低いために主体となる非金属介在物は $\text{SiO}_2\text{-MnO-Al}_2\text{O}_3$ 系複合介在物であるが, No. 5 は No. 4 に比べて Si% が低いために MnO 比率が高い。このため, No. 5 の酸化物系介在物はより低融点組成⁹⁾の延伸しやすいタイプとなつている。No. 6 はアルミキルド鋼であるため, 主体となる非金属介在物は Al_2O_3 であるが量は少ない。

次に, Photo. 7 に, 鋼線に含まれる非金属介在物の形態を示す。硫化物, 酸化物を問わず, いずれの介在物も伸線加工により破碎され, マトリックスとの境界にはクラックやボイドが発生している。しかし, 熱間圧延状態で延伸度の高い硫化物の方が, $\text{SiO}_2\text{-MnO-Al}_2\text{O}_3$ 系複合介在物にくらべて, 個々の破片は小さく, このため, クラックやボイドは小さい。

フォールアウト発生率および切削抵抗におよぼす非金属介在物の影響を Fig. 4 に示す。結果を要約すると以下ようになる。

(1) フォールアウト発生率は非金属介在物の量と形態 (組成) に依存する。No. 5 のように組成を延伸タイプに変え, さらに, その総量を減らすこと, あるいは, No. 6 のように介在物は非延性の Al_2O_3 であるが介在物の総量を大幅に減らすことはフォールアウトの生成を抑制する。

(2) 切削抵抗もフォールアウト発生率と同様, 非金属介在物の量と形態 (組成) に依存する。硫化物系介在物を多く含む No. 2 および No. 3 の切削抵抗が特に高いが,

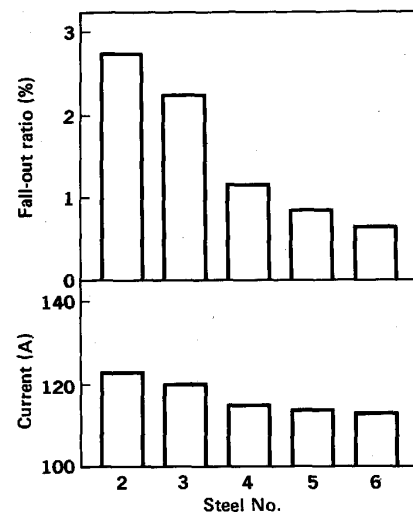


Fig. 4. Effect of nonmetallic inclusions of wires on fall-out ratio and current of steel wool cutting machine.

これは、一般の切削における硫化物系介在物と切削抵抗の関係¹⁰⁾¹¹⁾とは明らかに異なる。

4. 考 察

実験結果が示すように、スチールウール切削を一般の切削と比較した場合、仕上面のミクロ的形態、あるいは、切削抵抗におよぼす強度や非金属介在物の影響など、切削の素過程にかかわる現象に関して明らかな相違がみとめられる。そこで、はじめに、工具の切刃先端付近における被削材のミクロ的な破壊挙動に着目しながらスチールウール切削における切削機構を考察し、次いで、その結果にもとづき、被削性を支配する鋼線の冶金的要因について考えてみることにする。

4.1 切削機構

スチールウール切削における切削過程を考える場合、特に、次の二点を考慮する必要がある。

(1)被削材が高減面率の伸線加工を受け、その結果、高い加工硬化状態にあり、また、組織や非金属介在物に著しい異方性が生じている。

(2)通常の切削では、切削方向と伸線加工方向とは直交している場合が多いが、スチールウール切削においては平行である。

鋼線のミクロ組織は、Photo. 4 に示したように、フェライトおよびパーライト粒が伸線方向に著しく延伸し、このため、フェライト-パーライト粒界あるいはフェライト粒界のセメントタイトの周囲にはマイクロクラックやボイドが形成されている。また、クラックやボイドがみとめられないフェライト粒界でも、粒内にくらべて高い加工硬化状態になっていることは容易に推定できる¹²⁾。すなわち、高減面率で伸線加工された鋼線の組織の特徴は、延伸したフェライトおよびパーライト粒が比較的脆

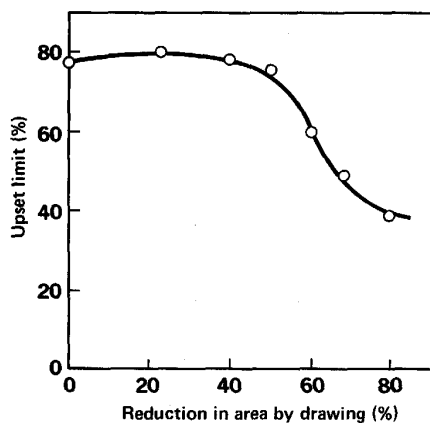
弱な粒界を介して結合していることである。このような組織は長手方向の特性は比較的良好であり、本実験の場合でも、85%の減面率で伸線した鋼線より製造されたスチールウールは十分な延性を維持している。しかし、以下の実験結果が示すように、半径方向の延性は著しく低い。非金属介在物の最も少ない No. 6 の供試鋼のエアパテンティング線材 (11 mm) を伸線後、高さ対直径の比 1.5 の円柱状試片を製作した。これをナックルジョイントプレスを用いて単軸圧縮し、縦割れの発生する限界圧縮率¹³⁾を測定した。結果を Fig. 5 に示す。伸線減面率が 60% を超えると、縦方向の粒界破壊が増加し、このため限界圧縮率は急激に低下する。

以上述べたような構造を有する鋼線の切削機構を、切刃先端付近のミクロ的な変形・破壊挙動の観点より考察すると次のようになる。すなわち、切削主分力により、まず、延伸した粒界に沿った脆性的な破壊が先行し、次いで、切刃の進行とともに切り代に相当する部分が切り屑剪断変形領域に移動し、ここで剪断変形を受けながらスチールウールとなる。これは、通常の切削における切り屑生成機構¹⁴⁾の面から見ると、き裂型と剪断型の複合した切削機構であることを意味している。一方、従来の考え方では¹⁵⁾、スチールウール切削は流れ型切削屑の発生条件下での切削とされているが、これは切削屑のマクロ的な形態に視点をおいた考え方であり、ミクロ的に見た切削屑形成の素過程は、上述したように、き裂型の先行する剪断型であると考えられる。

切削過程に関する以上の推論は実験結果とも良い整合性を有す。すなわち、3.3 で述べたように、仕上面は部分的に粒界破壊の特徴を示している。また、Fig. 3 に示したように、切削抵抗は鋼線強度の増加にともなって低下するが、これは、鋼線強度の増加にともなって粒界の脆化も進み、フェライト-パーライト粒界やフェライト粒界のセメントタイトを起点とする粒界破壊が助長されるためと考えられる。一般に、スチールウール製造用線材には、No. 7 の供試鋼のように、P や N の多い鋼が使用されているが、その理由は、これらの元素の固溶強化作用あるいはひずみ時効硬化作用により、フェライトの強化と同時に脆化が促進され、その結果、上述の過程で粒界破壊が助長され良好な被削性が得られるものと考えられる。

4.2 フォールアウトの生成過程

3.3 で述べたように、仕上面の凹凸部分をミクロ的に観察すると、これらは主に粒界破壊により形成されたと考えられる。仕上面のこのような特徴は、粒界破壊の伝播経路に方向性が不足していたため、破壊がジグザグ状



Steel No. 6, air-patented

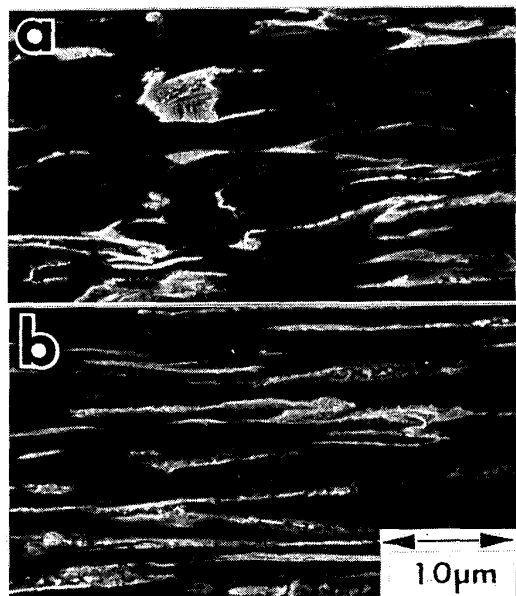
Fig. 5. Relationship between upset limit and reduction in area by cold drawing.

ないしは階段状に伝播したか、あるいは、粒界の応力集中効果が小さいために破壊の伝播経路が分散したことにより形成されたと考えられる。いずれの場合も、仕上面の凹凸部分はミクロ的な平滑性を欠いているため、次の切削の際、切り屑剪断領域において、その切欠効果によるスチールウールの折損、あるいは、結晶粒単位での剝離、すなわち、フォールアウトを生成させると考えられる。したがって、フォールアウトを減らすためには、粒界の応力集中効果を高め、かつ、粒界破壊の伝播方向を切削方向に収れんさせることが有効である。

4.3 被削性におよぼす組織の影響

フェライト-パーライト組織では粗粒化するにともなう、粒界破壊の発生と切削方向への伝播は容易となるため、Fig. 3 に示したように、ステルモア冷却材にくらべてエアパテンティング材の方がフォールアウト発生率、切削抵抗ともに減少すると考えられる。一方、ベイナイト組織では、炭化物が微細分散しているため、破壊の発生は抑制され、かつ、その起点は分散される。このため、熔融塩パテンティング材では粒界破壊は起こりにくく、被削性はステルモア冷却材やエアパテンティング材にくらべて劣ると考えられる。しかし、実際問題として被削性に支配的な影響を与える要因は鋼線強度であり、組織の差が必ずしも被削性の優劣を決めることにはならない。

伸線減面率は強度を介して被削性に影響をおよぼすが、同時に、伸線減面率は切削方向に平行に存在する粒界の面積率を支配しているため、この観点より被削性に



Reduction in area by cold drawing : a ; 68% b ; 85%
Nital-etched

Photo. 8. Scanning electron micrographs of longitudinal section of wires.

およぼす影響を考へてみる必要がある。Photo. 8 に鋼線の縦断面組織におよぼす伸線減面率の影響を示す。伸線減面率の増加にともない、粒界は伸線方向、すなわち切削方向に収れんしてくるため、粒界破壊の伝播経路も仕上面に対して平行に近づく、これは、前述の切削機構によれば被削性を向上させる。しかし、粒界の伸線方向への収れん度は伸線減面率が約 80% を超えると飽和してくる。このため、伸線加工によつて強度を上げた場合、その被削性向上効果は伸線減面率約 80% 以上では鈍化する事が予想される。事実、Fig. 3 で示したように、伸線減面率が約 80%、すなわち、引張強さが約 95 kgf/mm²(932 MPa) を超えるとその被削性向上効果の減退がみとめられる。これは、伸線加工の有する組織改善効果が総減面率 80% 以上では飽和し、強度の増加を介してのみ被削性を向上させることになるためと考えられる。

4.4 被削性におよぼす非金属介在物の影響

いずれの形態(組成)の非金属介在物も伸線加工により破碎され、マトリックスとの境界に空隙を形成している。これら非金属介在物の周囲のクラックは、切削時、粒界破壊の伝播経路を分散させ、また、切り屑剪断域におけるスチールウールの折損を助長すると考えられる。非金属介在物の形態に関して言えば、熱間圧延状態で B 系あるいは C 系であつた介在物は、伸線時、その周囲に大型のクラックやポイドを形成し被削性を低下させる。これに対して、A 系介在物は鋼線長手方向に連続した細かいクラックを形成するだけであり、前二者に比べて被削性におよぼす影響が小さい。Fig. 4 に示した、フォールアウト発生率に対する試料間の差、すなわち、No. 2 と 3、および、No. 4 と 5 の差は、このように非金属介在物の形態差として理解することができる。

一方、Fig. 4 の No. 3 と 4 を比較した場合、硫化物系介在物の減少によりフォールアウト発生率が大幅に減少することが示すように、A 系介在物を含めた非金属介在物の総量を減らすことは被削性の向上につながると考えられる。事実、非金属介在物の総量が最も少ない水準である No. 6 は、フォールアウト発生率および切削抵抗が最も低い。これは、スチールウール製造用線材としては非金属介在物の少ない高潔鋼が望ましいことを示唆している。しかし、高潔鋼の製造を目的として Al 量を増すことは、Al₂O₃ 系介在物の増加とそれに起因する工具寿命の低下、特に高速切削時の高速度鋼の工具寿命の低下をまねく。たとえば、Table 3 に示すように、0.007% の Al が添加されたことにより、0.002% Al 添加材にくらべ高速切削時の工具寿命は約 1/8 に低下す

Table 3. Cutting condition and tool life.

Steel No.	Diameter of wires (mm)	Tensile strength of wires (kgf/mm ²)	Size of steel wool (μm)	Tool material	Cutting speed (m/min)	Tool life (h)
2	2.9	104.5	30~40	High speed steel	164	0.5
3	2.9	105.4	30~40	High speed steel	164	4.0

る。したがって、鋼の清浄性を高めると同時に、CaSi等による脱酸制御とAl使用量の適正化¹⁶⁾により残留非金属介在物の軟質化をはかることが重要である。

5. 結 言

スチールウール切削における切削機構および被削性におよぼす冶金的因子の影響を明らかにすることを目的に、切削時のフォールアウト発生率、切削抵抗等におよぼす鋼線の強度、組織、および非金属介在物の影響を調査した。得られた結果を要約すると以下ようになる。

(1)高減面率の伸線加工が施された鋼線の延伸した結晶粒界は脆化し、部分的にマイクロクラックがみとめられる。このため、切削時、主分力により、まず延伸した粒界に沿った破壊が進行し、次いで、切刃の進行とともに切り代に相当する部分が切り屑剪断領域に移動し、ここで剪断変形を受けながらスチールウールになると考えられる。これは、通常の切削における切り屑生成機構の面から見るととき裂型と剪断型の複合した切削機構であることを意味する。

(2)粒界脆化を助長するような冶金的要因は被削性を向上させる。すなわち、線材の組織を粗いフェライト-パーライト組織とすること、伸線減面率を約80%以上に上げること、また、鋼線の引張強さを約95 kgf/mm² (932 MPa)以上に高めることは、フォールアウト発生率および切削抵抗を低減させ、かつ、スチールウールの平滑性を向上させる。

(3)非変形の大形非金属介在物は、切削時、破壊の伝播経路を分散させ、また、切り屑剪断領域におけるスチールウールの折損を助長するため、被削性を低下させる。

したがって、非金属介在物を低融点組成の延伸型とすること、さらには、非金属介在物の総量を低減化することは被削性の改善に有効である。

終わりに、本研究の遂行にあたり御協力をいただきました新日本製鉄(株)本社の吉川一成氏、ならびに君津製鉄所の加賀谷武三郎、大沢治男(現:本社)、鷺谷直樹の諸氏に感謝いたします。また、切削試験にあたり多大の御協力を賜りました関東鋼線(株)ならびに協和・マイルス(株)に対して深く感謝の意を表します。

文 献

- 1) 特許出願公告 昭50-14212 (1975)
- 2) 特許出願公開 昭55-6437 (1980)
- 3) 特許出願公告 昭59-33662 (1984)
- 4) J. TOMINAGA, K. MATSUOKA and S. INOUE: Wire Journal, **18** (1985) 2, p. 62
- 5) 杉田忠彰, 上田完次, 稲村豊四郎: 基礎切削工学 (1986), p. 114 [共立出版]
- 6) たとえば, 同上, p. 87
- 7) たとえば, 山口喜弘, 下畑隆司, 喜多壮大: 神戸製鋼技報, **24** (1974) 3, p. 16
- 8) 切削加工技術便覧 (1969), p. 516 [日刊工業新聞社]
- 9) A. MUAN and E. F. OSBORN: Phase Equilibrium among Oxides in Steelmaking (1965), p. 127 [Addison-Wesley]
- 10) 岩田一明, 上田完治, 柴坂敏郎: 精密機械, **43** (1977), p. 311
- 11) C. W. KOVACH: Sulfide Inclusions in Steel (1975), p. 459 [ASM]
- 12) 阿部光延, 小甲康二, 林 征夫, 速水哲博: 日本金属学会誌, **44** (1980), p. 84
- 13) 日本塑性加工学会冷間鍛造分科会: 塑性と加工, **22** (1981), p. 139
- 14) 大越 諄: Sci. Pap. Inst. Phys. Chem. Res. (Japan), **14** (1930), p. 272
- 15) 中川威雄, 鈴木 清, 小山浩幸: 日本複合材料学会誌, **6** (1980), p. 8
- 16) 伊藤哲朗, 高橋徹夫, 木村篤良, 山野清市: 電気製鋼, **44** (1973), p. 29