

(論文)

Pbフリー低炭素硫黄快削鋼の開発

Development of Pb-free Low Carbon Resulfurized Free-cutting Steels



坂本浩一*(工博)
Dr. Koichi Sakamoto



家口 浩*(Ph. D.)
Dr. Hiroshi Yaguchi



杉村朋子*
Tomoko Sugimura



阿南吾郎**
Goro Anan



吉田敦彦***
Atsuhiko Yoshida



辻 武司****
Takeshi Tsuji

Demand for low carbon resulfurized free-cutting steels that contain no lead has significantly increased recently. These steels are mainly machined under built-up edge (BUE) formation conditions with the most important criterion being surface finish. Attention is focused on the control of MnS morphology based on the improving mechanism by lead. MnS inclusions produce a large number of small cracks during cutting which in turn effect BUE morphology. Intensive studies on MnS morphology control have enabled the successful production of free-cutting steels, without lead, that have excellent machinability characteristics.

まえがき = 近年、環境負荷低減の動きから、自動車メーカを中心に、快削鋼の Pb フリー化が要望されている。

低炭素硫黄快削鋼は被削性に重点をおいた鋼種であり、0.3%程度の Pb を含有した 12L14 (AISI), SUM24L (JIS) が多用されている。これらは油圧部品などに使用されることが多いため、被削性の中でも油漏れなどに影響する仕上面粗さが特に重視される。このため、低炭素硫黄快削鋼の Pb フリー化には、その切削機構を理解し、仕上面粗さに対する Pb の役割を把握することが重要となる。

そこで、本研究では、低炭素硫黄快削鋼の切削機構に関する従来の知見と Pb の役割について述べ、開発鋼設計の考え方を示すとともに、基礎実験結果およびそれに基づき試作した開発鋼の特性について報告する。

1. 低炭素硫黄快削鋼の切削機構と Pb の役割

低炭素硫黄快削鋼は、その用途から細径部品が多く、切削速度を上げられないことや多量の MnS による快削効果のため、約 400 程度の低温で切削加工される場合が多い。

低温切削の最大の特徴としては、構成刃先 (Build-up edge) の生成が挙げられる。構成刃先とは、図 1 に示すように、切削中に被削材の一部が工具表面に付着し、その付着物があたかも工具の一部として振舞うものである。典型的な構成刃先を写真 1 に示す¹⁾。構成刃先は被削材と連続しているが、界面で局所的な塑性変形を受け、構成刃先の両端で微小クラックが生成することで被削材から分離される。切削中に、これらの付着と分離・脱落を繰返しながら、つまり、形状変動しながら、その概略形状を維持しているものである。

構成刃先は工具を保護し、寿命を上げる効果もあるが、仕上面粗さは構成刃先の形状変動 (不均一性) を転

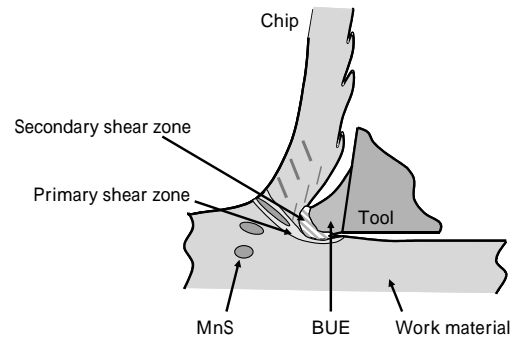


図 1 構成刃先の模式図

Fig. 1 Schematic illustration of built-up edge (BUE)

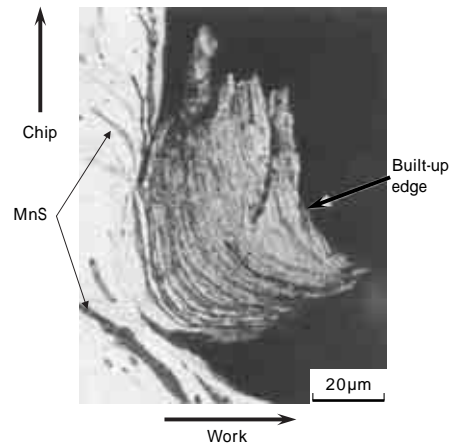


写真 1 低炭素硫黄快削鋼で観察される典型的な構成刃先¹⁾

Photo 1 Typical example of small built-up edge observed in low carbon resulfurized free-cutting steels¹⁾

写したものと考えることができるため²⁾、仕上面粗さの向上には、切削時の構成刃先サイズの小型化とその空間的、時間的な安定化が重要となる³⁾。

従来、被削性に及ぼす Pb の役割は、溶融金属脆化による切屑処理性の改善とする考え方がよく知られているが、低炭素硫黄快削鋼においては、構成刃先両端での微

*技術開発本部 材料研究所 **鉄鋼部門 神戸製鉄所 条鋼開発部 ***鉄鋼部門 神戸製鉄所 製鋼部 ****鉄鋼部門 神戸製鉄所 条鋼技術部

小クラックの生成サイトとしても有効に働き、構成刃先の小型・安定化に寄与していると考えられる³⁾。

溶融金属脆化以外に、構成刃先の小型・安定化に寄与する因子としては、S増量⁴⁾や、MnSの大型・球状化⁵⁾⁻⁷⁾が報告されている。MnSは構成刃先の表面にも観察されることなどから、大型で球状のMnSは鋼の変形の障害となり、微小クラックの発生サイトとして働き、構成刃先の大型化を抑制していると考えられる。小型MnSや延伸されたMnSは、変形の障害にはなり難く、微小クラックサイトとして働き難いと考えられる⁸⁾。

また、切削温度によって被削材の軟化と動的歪時効による硬化のバランスが構成刃先の状態に影響を及ぼすことも知られており、マトリックスの軟化と硬化のバランスを制御することも重要と考えられる⁹⁾。

さらに、低温切削時の工具磨耗支配因子としてAbrasive磨耗も重要である。Abrasive磨耗とは、供試材より硬質の物質が表面を摺動することでミクロスケールの切削・研削が起こることで磨耗する現象である。Abrasive磨耗の典型例は鋼中の硬質の酸化物系介在物であり、これらの量が磨耗に影響を及ぼす¹⁰⁾。このため、硬質酸化物の低減が重要である。

2. 材料設計の考え方

前述の切削機構により導き出された材料設計の考え方を図2に示す。低炭素硫黄快削鋼の仕上面粗さを改善するには、構成刃先の小型・安定化が最も重要である。Pbを用いることなくこれを実現するために、MnSによる被削性改善効果の最大化を狙い、Mn, S増量, MnSの大型・球状化, マトリックスの適正化の組合わせに着眼した。特に、最も仕上面粗さの改善効果が大きいと考えられるMnSの大型・球状化に注目した。

3. MnSの形態制御

MnSの大型・球状化には、酸素量の制御が有効であると報告されている¹¹⁾。また、1,300で圧延すると変形が小さくなるとの報告もある¹²⁾。また最近、Crを添加してMnSの晶出領域を広げ、MnSを大型化させる報告¹³⁾もある。そこで、従来鋼よりSを増量した低炭素硫黄快削鋼をベースに酸素活量, MnSの形態, 変形挙動に及ぼす成分の影響について調査した。

3.1 実験方法

3kgの雰囲気調整型誘導溶解炉を用い、マグネシアをつばを使用して、表1に示す組成の低炭素硫黄快削鋼をベースとした高S鋼を溶製した。成分調整後、1,550~1,600で保持し、温度測定、酸素活量測定を実施した。その後、高周波電源を切り、つば内で凝固させた。実機鋳片の代表的な部位であるD/4部と同等の凝固速度を有する部位から8×12mmhの円柱状試料を採取し、加工フォーマスタで高温圧縮試験を行った。高温圧縮試験は、常温より10/sで昇温し、所定の温度(1,000)に60s間保持し、その後ストローク制御により6mm/sの速度で75%(12mmh 3mmh)に圧下し、その後5/sで冷却した。

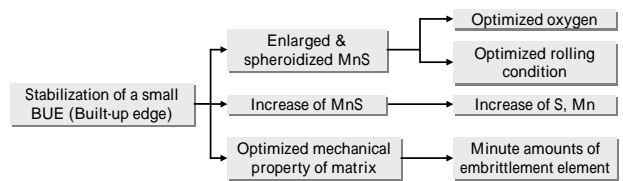


図2 Pbフリー低炭素硫黄快削鋼の設計コンセプト

Fig. 2 Design concept of Pb-free low-carbon resulfurized free-cutting steel

表1 供試材の化学成分

Table 1 Chemical compositions of samples used (mass%)

No.	C	Mn	P	S	Cr	V	Nb
Mn-S	0.06~0.08	0.6~2.0	0.07~0.09	0.3~0.7			
Mn-Cr-S	0.06~0.08	0.6~1.2	0.07~0.09	0.5	0.5~1.0		
Mn-V-S	0.06~0.08	0.6~1.2	0.07~0.09	0.5		0.5	
Mn-Nb-S	0.06~0.08	0.6~1.2	0.07~0.09	0.5			0.5

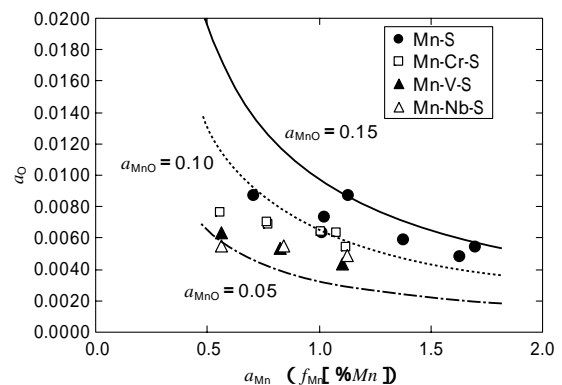


図3 酸素活量に及ぼすMn, Cr, Nb, Vの影響

Fig. 3 Effect of Mn, Cr, Nb, V on oxygen activity in molten low-carbon resulfurized steels

得られた各試料についてMnSの画像解析を実施し、変形延伸挙動を調査した。本画像解析装置は、1μmピッチのメッシュに分割し、その1メッシュにMnSが含まれれば1μmと判定するため、微小MnSほど精度が劣る。そこで、測定は幅1μm以上を対象とするが、その後、面積が25μm²以上のMnSを対象にデータ整理を実施した。

3.2 酸素活量(フリー酸素)に及ぼす成分の影響

図3は、酸素活量(フリー酸素, 以下 a_O と記す)に及ぼす成分の影響を示す。Mn活量 a_{Mn} が増加する(Mn濃度が増加する)に伴い、 a_O は低下する傾向が認められた。また、 a_O はMn-S鋼で最も高く、Cr, Nb, Vを添加すると a_{Mn} に対する a_O が低下した。

この理由について熱力学的に検討する。本成分系の場合、 a_O は式(1)~(6)で表される。

$$\text{MnO}(s) = \text{Mn} + \text{O} \dots\dots\dots(1)$$

$$\log K = -11,900/T + 5.10(1,823K < T < 1,923K)^{14)} \dots(2)$$

$$e_O^{\text{Mn}} = -0.037(\text{mass\% Mn} < 24\%, 1,823K < T < 1,923K)^{14)} \dots(3)$$

$$K = \frac{a_{\text{Mn}} \cdot a_{\text{O}}}{a_{\text{MnO}}} = \frac{f_{\text{Mn}}[\% \text{Mn}] \cdot f_{\text{O}}[\% \text{O}]}{a_{\text{MnO}}} \dots\dots\dots(4)$$

$$\log f_{\text{Mn}} = e_{\text{Mn}}^{\text{C}}[\% \text{C}] + e_{\text{Mn}}^{\text{Si}}[\% \text{Si}] + e_{\text{Mn}}^{\text{Mn}}[\% \text{Mn}] + e_{\text{Mn}}^{\text{P}}[\% \text{P}] + e_{\text{Mn}}^{\text{S}}[\% \text{S}] + e_{\text{Mn}}^{\text{Cr}}[\% \text{Cr}] + e_{\text{Mn}}^{\text{Nb}}[\% \text{Nb}] + e_{\text{Mn}}^{\text{V}}[\% \text{V}] \dots(5)$$

$$\log f_{\text{O}} = e_{\text{O}}^{\text{C}}[\% \text{C}] + e_{\text{O}}^{\text{Si}}[\% \text{Si}] + e_{\text{O}}^{\text{Mn}}[\% \text{Mn}] + e_{\text{O}}^{\text{P}}[\% \text{P}] + e_{\text{O}}^{\text{S}}[\% \text{S}] + e_{\text{O}}^{\text{Cr}}[\% \text{Cr}] + e_{\text{O}}^{\text{Nb}}[\% \text{Nb}] + e_{\text{O}}^{\text{V}}[\% \text{V}] \dots(6)$$

また、相互作用助係数 e_{Mn}^i, e_O^j は学振推奨値¹⁵⁾ を使用した。図3中に、Mn-Oの平衡関係を MnOの活量(a_{MnO})をパラメータとして示した。Mn-S鋼の場合、平衡する a_{MnO} は0.10~0.15程度であるが、Cr, Nb, Vを添加した場合は、 a_{MnO} は0.05~0.10程度となっている。これは、例えばCrを添加した場合に、MnO-Cr₂O₃系複合酸化物の生成が確認されたが、このような複合酸化物の生成により a_{MnO} が低下し、これにより a_O が低下したと推定された。したがって、Mn濃度、S濃度増量成分において、 a_O を高く維持するためには、平衡する複合酸化物の a_{MnO} を高く保つ必要があり、Cr, Nb, Vなどの合金元素は少ないほうが望ましいと考えられた。

3.3 凝固後の MnS 形態

各鋼種の凝固後の MnS 形態を写真2に示す。どの鋼種も Sims の分類¹⁶⁾ である Type と Type の中間的な形態を呈しており、最終凝固部に晶出している。また、粒径分布を調査した結果、Cr, Nb, V添加鋼は微細な硫化物個数が増加するが、大型 MnS は増加しない結果が

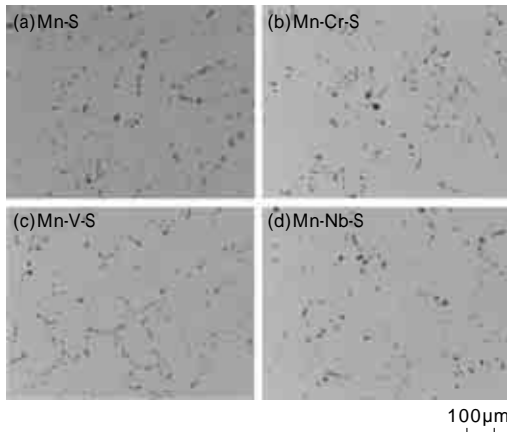


写真2 凝固後の MnS 形態 (0.5~0.6% S, 1.1~1.2% Mn)

(a) 0.6S-1.1Mn, (b) 0.5S-1.2Mn-0.8Cr, (c) 0.5S-1.2Mn-0.8V, (d) 0.5S-1.2Mn-0.5Nb

Photo 2 Morphology of sulfides in as-cast (0.5~0.6% S, 1.1~1.2% Mn)

(a) 0.6S-1.1Mn, (b) 0.5S-1.2Mn-0.8Cr, (c) 0.5S-1.2Mn-0.8V, (d) 0.5S-1.2Mn-0.5Nb

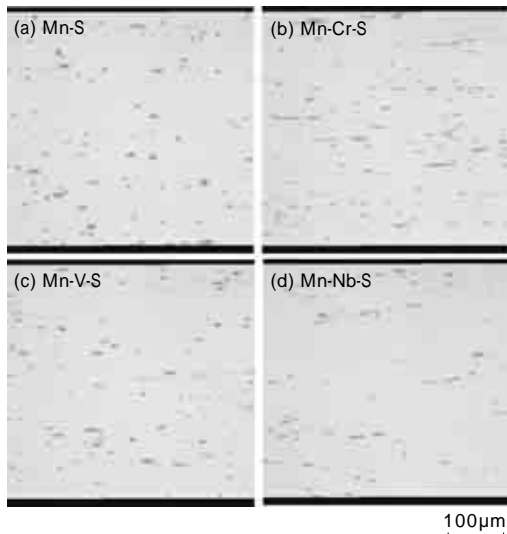


写真3 高温圧下材(1,000 ; 1.1~1.2% Mn, 0.5~0.6% S)の硫化物形態

Photo 3 Morphology of sulfides in forged samples (1,000 ; 1.1~1.2% Mn, 0.5~0.6% S)

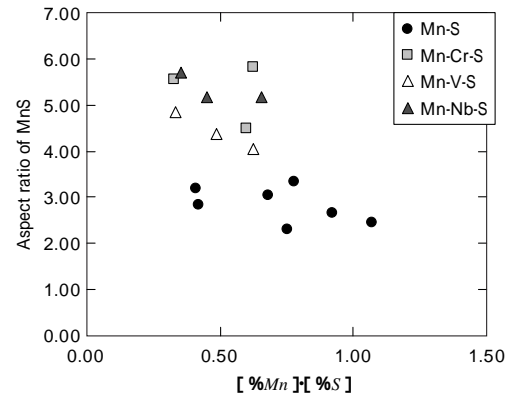


図4 高温圧下材の硫化物アスペクト比

Fig. 4 Aspect ratio of MnS in forged samples

得られた。

3.4 MnS 変形挙動

写真3に、1,000での加工後の MnS 形態を示す。Cr, Nb, Vを添加した鋼に比べ、Mn-S鋼の MnS が最も球状化している傾向が認められる。EPMAの結果、Cr添加鋼の MnS 中には、Crが数~10%程度含有されており、また、V添加鋼の MnS にはVが1~2%含有されていた。また、Nb添加鋼は MnS と NbS が別々に存在していた。

図4に、アスペクト比(長さ/幅)の結果を示す。横軸は Mn濃度、S濃度の積([%Mn][%S])とした。アスペクト比は Mn濃度やS濃度より、添加成分に大きく依存しており、Mn-S鋼は2~3.5であるのに対し、Cr, Nb, V添加鋼は4~6程度となり、Mn-S鋼の MnS が最も延伸し難い成分系であることがわかった。

4. 開発鋼の試作・評価

4.1 実機溶製・評価方法

開発鋼は Mn, Sを増量した Mn-S鋼とし、前述のラボ実験の知見に基づき、実機溶製、分塊、圧延、引抜により供試材を試作した。供試材の化学成分を表2に示す。従来鋼(SUM25相当鋼)と開発鋼(KGMS1215)については、連続鋳造鋳片(430×300mm)、鋼片(155mm)、引抜材(25mm圧延材 22mm引抜)の各段階で MnS 形態を比較調査した。MnS 形態は、画像解析装置を用い、MnSの幅、長さ、アスペクト比(長さ/幅)、面積を定量化した。また、SEM-EDXにより MnS 中O濃度を測定した。さらに、これら2鋼種とPb添加鋼(SUM24L)の被削性評価も実施した。

4.2 MnS 形態

写真4に、各供試材の D/4 相当位置の MnS 顕微鏡写真を示す。開発鋼の MnS は、従来鋼に比較して、鋳片段階では小さい傾向があるものの、鋼片では同等以上となり、圧延材では大型化している。図5に、上記2鋼の各

表2 SUM25相当鋼, SUM24L, KGMS1215(開発鋼)の化学成分
Table 2 Chemical compositions of SUM25 equivalent steel, SUM24L grade products and KGMS1215 (developed steel) (mass%)

Steel	C	Mn	P	S	Pb
SUM24L	0.07	1.14	0.083	0.3	0.29
SUM25 equivalent steel	0.08	1.21	0.071	0.33	-
KGMS1215	0.07	1.44	0.082	0.42	-

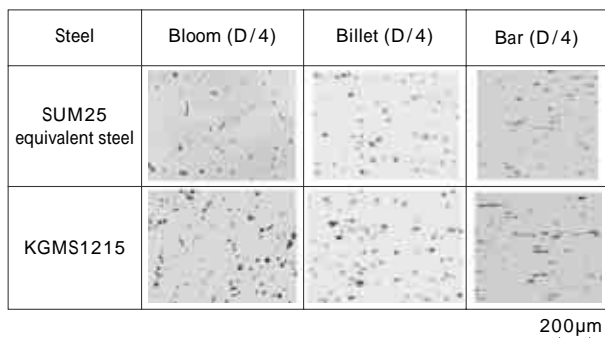


写真4 SUM25相当鋼およびKGMS1215(開発鋼)における硫化物の変形挙動

Photo 4 Deformation behavior of sulfides in SUM25 equivalent steel and KGMS1215 (developed steel)

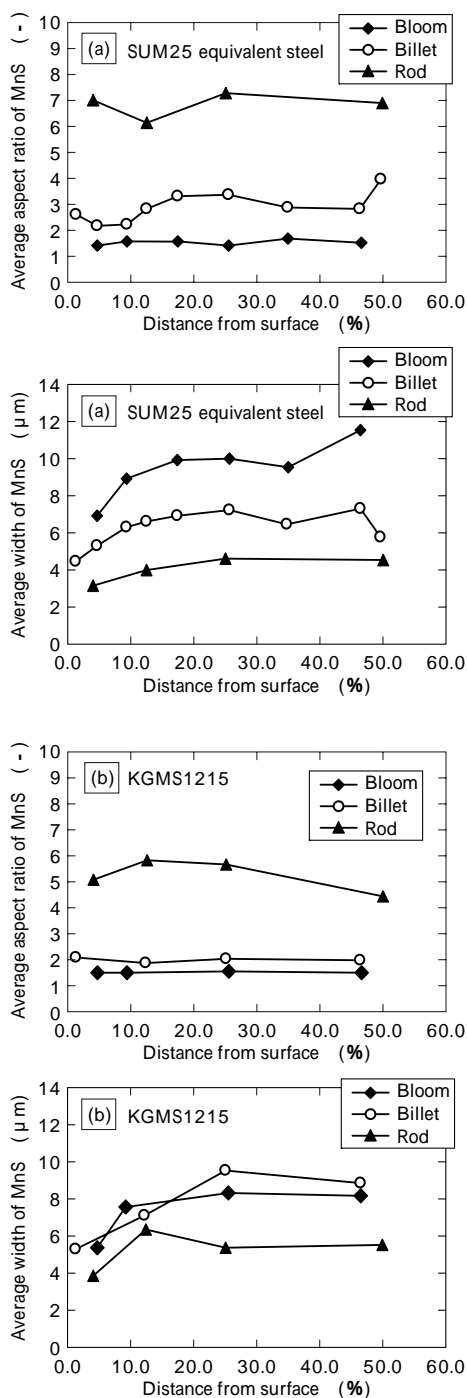


図5 SUM25相当鋼, KGMS1215(開発鋼)のMnS形態変化挙動
Fig. 5 Change of MnS morphology in SUM25 equivalent steel grade product and KGMS1215 (developed steel)

工程の平均 MnS 幅, 平均アスペクト比を示す。断面積の異なる供試材の比較を行うため, 横軸は%表示の表面からの距離とした。

平均 MnS 幅は, 従来鋼が鑄片 鋼片 引抜材と工程を経るごとに, 減少する傾向が明確に認められ, 最終的に引抜材でおよそ $4\mu\text{m}$ 程度となっている。これに対し, 開発鋼は鑄片 鋼片ではほとんど延伸しておらず, 最終的に引抜材でおよそ $6\mu\text{m}$ 程度となっている。

一方, 平均アスペクト比も, 従来鋼では工程を経るごとに増加し延伸が認められ, 引抜材でおよそ 7 程度となっている。これに対し, 開発鋼は鑄片から鋼片において延伸が抑制され, 引抜材で 4~6 程度となっている。

これら平均 MnS 幅と平均アスペクト比の結果は非常によく対応しており, 開発鋼は, 従来鋼に比較して, 鋼片, 圧延材のアスペクト比が小さく, MnS が延伸し難いことを裏付けている。

この理由としては, MnS 中の O 濃度が考えられる。一般に, MnS は, その O 濃度が大きいほど延伸し難い。そこで, 従来鋼と開発鋼の鑄片内の MnS について, SEM-EDX により, MnS 中の O 濃度を調査した。その結果, 半定量的ではあるが, 従来鋼中の MnS 中の O 濃度は平均で 0.36% であるのに対し, 開発鋼中の MnS 中の O 濃度は平均で 0.70% であり, 約 2 倍となっていた。これが開発鋼において MnS が延伸抑制されている一因と考えられる。

4.3 開発鋼の被削性

図 6, 表 3 に被削性評価方法の概要を示す。図 7 に, 開発鋼の仕上面粗さ, 図 8 にハイス工具の逃げ面磨耗量, 写真 5 に切屑処理性を, 従来鋼と比較して示す。開発鋼は, ターニング, フォーミング加工ともに従来鋼よ

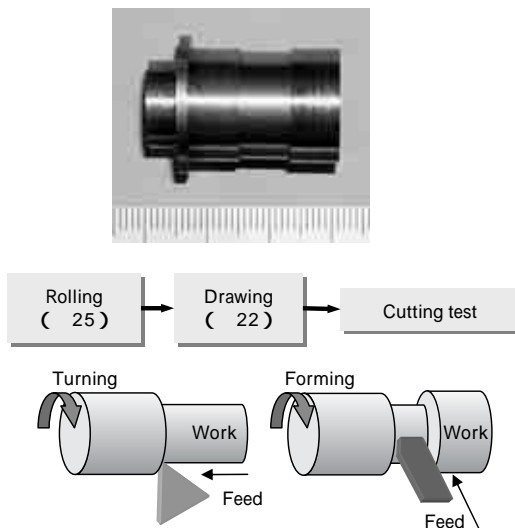
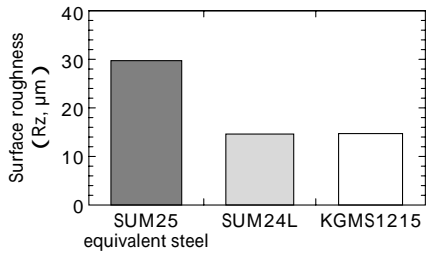


図6 試験工程
Fig. 6 Experimental procedure of cutting test

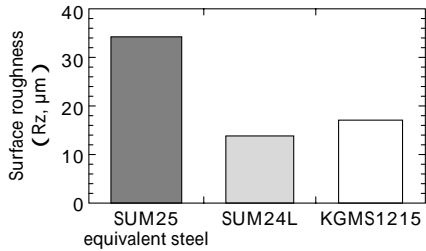
表3 切削条件
Table 3 Cutting conditions

Cutting conditions	Turning	Forming
Tool	P10	SKH4
Cutting speed (m/min)	97	97
Feed rate (mm/rev)	0.2	0.044
Depth of cut (mm)	2.0	2.0

Cutting oil : Insoluble cutting oil

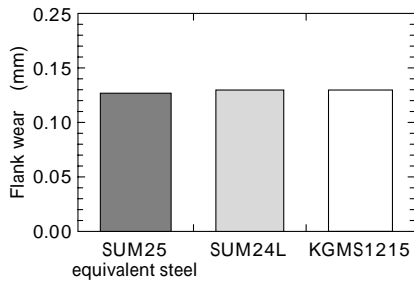


(a) After turning 2,000 pieces

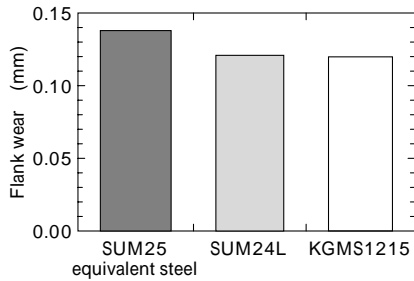


(b) After forming 2,000 pieces

図7 SUM25相当鋼, SUM24LとKGMS1215(開発鋼)の仕上面粗さ
Fig. 7 Surface roughness of SUM25 equivalent steel, SUM24L grade products and KGMS1215 (developed steel)



(a) After turning 2,000 pieces



(b) After forming 2,000 pieces

図8 SUM25相当鋼, SUM24LとKGMS1215(開発鋼)の逃げ面磨耗量

Fig. 8 Flank wear of SUM25 equivalent steel, SUM24L grade products and KGMS1215 (developed steel)

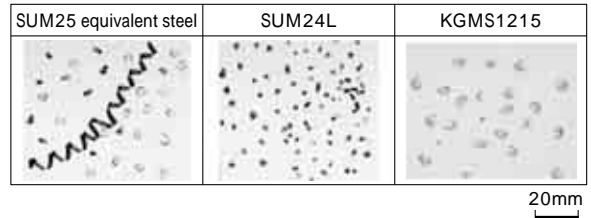


写真5 SUM25相当鋼, SUM24LとKGMS1215(開発鋼)の切屑処理性

Photo 5 Chip disposability of SUM25 equivalent steel, SUM24L grade products and KGMS1215 (developed steel)

り優れ, Pb添加鋼と同等の優れた仕上面粗さ, 逃げ面磨耗量を示した。また, 切屑もPb添加鋼とおおむね同等の処理性が得られた。

むすび = 低炭素硫黄快削鋼のPbフリー化に最も重要な仕上面粗さの改善に対し, 構成刃先の小型・安定化を狙い, MnS形態制御の観点から検討を行った。Mn, S増量したMn-S鋼において, MnS中のO濃度を高めることによりMnSを大型・球状化でき, 被削性に優れるPbフリー低炭素硫黄快削鋼が得られることが明らかとなった。

参考文献

- 1) E. M. Trent : Metal Cutting 2nd ed., Butterworths, (1984).
- 2) H. Yaguchi : 1st Int. Conf. Behavior of Materials in Machining, The Inst. Metals, (1988) p.24.1.
- 3) 家口 浩 : R&D 神戸製鋼技報, Vol.54, No.3 (2004) p.11.
- 4) 例えば, E. M. Trent : J. Iron Steel Inst., Vol.210(1963) p.1001.
- 5) H. Yaguchi : J. Appl. Metalworking, Vol.4 (1986) p.214.
- 6) 家口 浩ほか : CAMP-ISIJ, Vol.17 (2004) p.430.
- 7) 阿南吾郎ほか : CAMP-ISIJ, Vol.17 (2004) p.431.
- 8) T. B. Cox et al. : Met. Trans., Vol.5 (1974) p.1457.
- 9) 例えば, H. Opitz et al. : 8th Int. Machine Tool Design Research Conf., (1967) p.173.
- 10) L. H. Van Vlack : Trans ASM, Vol.45 (1953) p.741.
- 11) 例えば, 磯部浩一ほか : 鉄と鋼, Vol.80 (1994) p.890.
- 12) 山口喜弘ほか : 鉄と鋼, Vol.62 (1976) p.S701.
- 13) 村上俊之ほか : まてりあ, Vol.43 (2004) p.136.
- 14) K. Takahashi et al. : High Temp. Mater. proc., 19 (2000).
- 15) The 19th Committee on Steelmaking : Steelmaking Date Sourcebook, The Japan Soc. for the Promotion of the Science, Gordon and Breach Science Publishers, New York, (1988).
- 16) C. E. Sims : trans. AIME, 215 (1959) p.367.