

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2012 年 8 月 30 日(30.08.2012)



(10) 国際公開番号

WO 2012/115024 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/60 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2012/053928
- (22) 国際出願日: 2012 年 2 月 20 日(20.02.2012)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2011-034187 2011 年 2 月 21 日(21.02.2011) JP
- (71) 出願人(米国を除く全ての指定国について): 日立金属株式会社(HITACHI METALS, LTD.) [JP/JP]; 〒1058614 東京都港区芝浦一丁目 2 番 1 号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者; および
- (75) 発明者/出願人(米国についてのみ): 伊達 正芳 (DATE Masayoshi) [JP/JP]; 〒6928601 島根県安来市安来町 2 1 0 7 番地 2 日立金属株式会社 安来工場内 Shimane (JP). 菅野 隆一郎 (SUGANO Ryuuchiroh) [JP/JP]; 〒6928601 島根県安来市安来

町 2 1 0 7 番地 2 日立金属株式会社 安来工場内 Shimane (JP). 森下 佳奈(MORISHITA Kana) [JP/JP]; 〒6900816 島根県松江市北陵町 2 2 番地 日立ツール株式会社 基盤技術研究センター内 Shimane (JP). 井上 謙一(INOUE Kenichi) [JP/JP]; 〒6900816 島根県松江市北陵町 2 2 番地 日立ツール株式会社 基盤技術研究センター内 Shimane (JP).

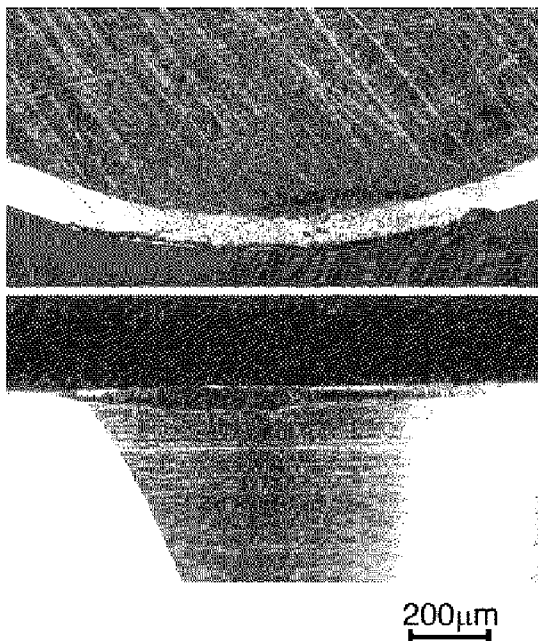
- (74) 代理人: 浅村 皓, 外(ASAMURA Kiyoshi et al.); 〒1408776 東京都品川区東品川 2 丁目 2 番 2 4 号 天王洲セントラルタワー Tokyo (JP).
- (81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST,

[続葉有]

(54) Title: COLD-WORK TOOL STEEL EXHIBITING SUPERIOR MACHINABILITY

(54) 発明の名称: 被削性に優れた冷間工具鋼

[図1A]



(57) Abstract: A cold-work tool steel comprising, in mass %: 0.6 - 1.2% of C; 0.7 - 2.5% of Si; 0.3 - 2.0% of Mn; 0.02 - 0.1% of S; 3.0 - less than 5.0% of Cr; 0.5 - 2.0% of Mo and W independently or as a complex (Mo+1/2W); 0.04 - less than 0.3% of Al; and Fe and unavoidable impurities as the remainder. The relational expression of the amount of S, Cr, and Al is: $21.9 \times S + 124.2 \times (Al/Cr) - 2.1$. The cold-work tool steel has a machinability index (MP) value greater than 0. The hardness after tempering is preferably at least 60 HRC. The cold-work tool steel may further contain 1.0% or less of Ni, and 1.0% or less of Cu. Furthermore, the cold-work tool steel may contain 1.0% or less of V, and 0.5% or less of Nb.

(57) 要約: 質量%で、C: 0.6~1.2%、Si: 0.7~2.5%、Mn: 0.3~2.0%、S: 0.02~0.1%、Cr: 3.0~5.0%未満、MoおよびWは単独または複合で(Mo+1/2W): 0.5~2.0%、Al: 0.04~0.3%未満、残部Feおよび不可避免的不純物からなり、S、Cr、Al量からなる関係式: $21.9 \times S + 124.2 \times (Al/Cr) - 2.1$ によって求められる被削性指数MPの値が0超の冷間工具鋼である。好ましくは調質後の硬さが60HRC以上である。Niを1.0%以下、Cuを1.0%以下さらに含有してもよい。また、1.0%以下のV、0.5%以下のNbを、さらに含有してもよい。



SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ,
VC, VN, ZA, ZM, ZW.

- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE,

ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

明 細 書

発明の名称：被削性に優れた冷間工具鋼

技術分野

[0001] 本発明は、工具材料、特に家電、携帯電話や自動車関連部品を成形する冷間金型材料に適した冷間工具鋼に関するものである。

背景技術

[0002] 室温での板材の曲げ、絞り、抜きなどのプレス成形に用いられる冷間工具では、その耐摩耗性を向上するために、焼入れ焼戻し（以下「調質」という。）により60HRC以上の硬さを達成できる鋼素材が提案されている（特許文献1ないし3）。このような高硬度の鋼素材となると、調質後に工具形状に切削加工することが困難であるため、通常は、硬さの低い焼鈍状態で粗加工を行った後に、60HRC以上の使用硬さに調質する。この場合、調質により工具に熱処理変形が生じることから、調質後には、その変形分を修正するための再度の仕上げ切削加工を施して最終工具形状に整えられる。調質による工具の熱処理変形の主な原因は、焼鈍状態ではフェライト組織であった鋼素材がマルテンサイト組織へと変態することで体積が膨張するためである。

[0003] 上記の鋼素材の他に、あらかじめ使用硬さに調質して供給されるプリハードン鋼が多く提案されている。プリハードン鋼では、最終工具形状まで一括して切削加工を行った後には、調質の必要がないため、調質に起因する工具の熱処理変形を除外でき、上記の仕上げ切削加工も省略できる有効な技術である。本技術に関しては、焼入れした鋼素材中に存在する、被削性を低下させる未固溶炭化物の量を最適化することにより、55HRCを超える調質硬さを確保しつつ優れた被削性を有する冷間工具鋼が提案されている（特許文献4）。一方、切削加工時の切削工具と鋼素材との間の摩擦によって生じる工具摩耗を抑制するために、融点が1200℃以下の酸化物（ $(FeO)_2 \cdot SiO_2$ 、 Fe_2SiO_4 または $(FeSi)Cr_2O_2$ とある）を形成する元素

を添加し、切削加工時に発生する熱により金型表面に前記酸化物を形成することで自己潤滑性を付与した冷間工具鋼も提案されている（特許文献5）

先行技術文献

特許文献

[0004] 特許文献1：特開2008-189982号公報

特許文献2：特開2009-132990号公報

特許文献3：特開2006-193790号公報

特許文献4：特開2001-316769号公報

特許文献5：特開2005-272899号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0005] 特許文献4に開示される冷間工具鋼は、切削加工時の被削性と工具としての耐摩耗性を両立する優れたプリハードン鋼である。しかし、耐摩耗性については、規定される未固溶炭化物の形成量が少ないことに加えて、焼入温度も制限されていることから、60HRC以上の調質硬さともなると、これを得られる成分範囲は非常に限定される。そして、焼入加熱時の結晶粒成長を抑制する目的で特許文献4において添加されることが好ましいとされるNbやVは、上記の焼入温度で未固溶のMC炭化物を形成しやすい元素である。MC炭化物は硬質のため、特許文献4に開示される成分組成においては、調質後の被削性が著しく低下する問題がある。

[0006] また、特許文献5に開示される冷間工具鋼は、低融点酸化物を自己潤滑皮膜として利用しているが、酸化物の融点まで切削温度が上昇しない場合には潤滑効果が得られない。そして逆に、切削温度が上昇し過ぎた場合には酸化物の粘度が著しく低下して、潤滑皮膜としての機能を果たさなくなり得るといった問題がある。

[0007] 本発明の目的は、60HRC以上の高い調質硬さも安定して達成できる成分組成を基本とした上で、好ましくは未固溶炭化物の形成量をさらに増加し

ても、切削温度に依存せずに、調質後の被削性を飛躍的に向上した冷間工具鋼を提供することである。

課題を解決するための手段

[0008] 本発明者は、冷間工具鋼の被削性を向上する手法を鋭意研究した。その結果、高融点酸化物である Al_2O_3 を積極的に導入して、これと高延性介在物である MnS からなる複合潤滑保護皮膜を切削加工時の熱により切削工具の表面に形成させる手法を見いだした。そして、60HRC以上の調質硬さを達成して、この複合潤滑保護皮膜を形成することが可能な鋼素材には最適な成分範囲があり、これを特定できたことで、本発明に到達した。

[0009] すなわち、本発明は、質量%で、
C : 0.6 ~ 1.2 %、
Si : 0.7 ~ 2.5 %、
Mn : 0.3 ~ 2.0 %、
S : 0.02 ~ 0.1 %、
Cr : 3.0 ~ 5.0 %未満、
MoおよびWは単独または複合で $(Mo + 1/2W) : 0.5 ~ 2.0 %$ 、
Al : 0.04 ~ 0.3 %未満、
残部Feおよび不可避免的不純物からなり、
上記のS、Cr、Al量からなる関係式： $21.9 \times S + 124.2 \times (Al / Cr) - 2.1$ によって求められる被削性指数MPの値が0超であることを特徴とする調質後の被削性に優れた冷間工具鋼である。好ましくは、調質後の硬さが60HRC以上である。

[0010] 本発明の冷間工具鋼は、1.0%以下のNiを、あるいはさらに1.0%以下のCuを含有してもよい。

[0011] そして、本発明の冷間工具鋼は、1.0%以下のVを、あるいはさらに0.5%以下のNbを、さらに含有してもよい。

発明の効果

[0012] 本発明によれば、多数の成分組成に広く対応できる被削性の向上手段を採

用したことから、60HRC以上の硬さに調質して、さらに未固溶炭化物量が多い合金設計をしても、切削温度に依存せずに、調質後の被削性を飛躍的に向上した冷間工具鋼とすることができる。したがって、冷間工具鋼の調質硬さや、各種機能に応じた未固溶炭化物量を自由に選択することが可能となり、特にプリハードン冷間工具鋼の実用化にとって欠くことのできない技術となる。

図面の簡単な説明

[0013] [図1A]本発明例である試料N o. 1の切削加工に用いた切削工具のすくい面および逃げ面を示したデジタルマイクロスコブ写真。図面上側がすくい面、図面下側が逃げ面を示している。

[図1B]本発明例である試料N o. 6の切削加工に用いた切削工具のすくい面および逃げ面を示したデジタルマイクロスコブ写真。図面上側がすくい面、図面下側が逃げ面を示している。

[図1C]本発明例である試料N o. 11の切削加工に用いた切削工具のすくい面および逃げ面を示したデジタルマイクロスコブ写真。図面上側がすくい面、図面下側が逃げ面を示している。

[図1D]比較例である試料N o. 22の切削加工に用いた切削工具のすくい面および逃げ面を示したデジタルマイクロスコブ写真。図面上側がすくい面、図面下側が逃げ面を示している。

[図1E]比較例である試料N o. 30の切削加工に用いた切削工具のすくい面および逃げ面を示したデジタルマイクロスコブ写真。図面上側がすくい面、図面下側が逃げ面を示している。

[図1F]比較例である試料N o. 34の切削加工に用いた切削工具のすくい面および逃げ面を示したデジタルマイクロスコブ写真。図面上側がすくい面、図面下側が逃げ面を示している。

[図2A]図1A（試料N o. 1）の切削工具の表面に形成された付着物をEPMA（電子線マイクロアナライザー）分析したときのそれぞれAl（左上）、O（右上）、Mn（左下）、S（右下）のマップ図である。

[図2B]図1 B（試料N o. 6）の切削工具の表面に形成された付着物をE P M A（電子線マイクロアナライザー）分析したときのそれぞれA l、O、M n、Sのマップ図である。

[図2C]図1 C（試料N o. 11）の切削工具の表面に形成された付着物をE P M A（電子線マイクロアナライザー）分析したときのそれぞれA l、O、M n、Sのマップ図である。

[図2D]図1 D（試料N o. 22）の切削工具の表面に形成された付着物をE P M A（電子線マイクロアナライザー）分析したときのそれぞれA l、O、M n、Sのマップ図である。

[図2E]図1 E（試料N o. 30）の切削工具の表面に形成された付着物をE P M A（電子線マイクロアナライザー）分析したときのそれぞれA l、O、M n、Sのマップ図である。

[図2F]図1 F（試料N o. 34）の切削工具の表面に形成された付着物をE P M A（電子線マイクロアナライザー）分析したときのそれぞれA l、O、M n、Sのマップ図である。

[図3A]図2 A（試料N o. 1）の付着物を、T i Nコーティングとともに示した断面T E M（透過型電子顕微鏡）写真である。

[図3B]図2 D（試料N o. 22）の付着物を、T i Nコーティングとともに示した断面T E M（透過型電子顕微鏡）写真である。

[図3C]図2 E（試料N o. 30）の付着物を、T i Nコーティングとともに示した断面T E M（透過型電子顕微鏡）写真である。

[図4]本発明および比較例の切削加工に用いた切削工具の逃げ面における母材露出幅と切削距離との関係を示した図である。

[図5A]本発明である試料N o. Aの切削加工（切削距離25 m）に用いた切削工具の逃げ面およびすくい面を示したデジタルマイクロスコプ写真である。図面上側がすくい面、図面下側が逃げ面を示している。

[図5B]本発明である試料N o. Bの切削加工（切削距離25 m）に用いた切削工具の逃げ面およびすくい面を示したデジタルマイクロスコプ写真であ

る。図面上側がすくい面、図面下側が逃げ面を示している。

[図5C]比較例である試料No. Cの切削加工（切削距離20mm）に用いた切削工具の逃げ面およびすくい面を示したデジタルマイクロスコプ写真である。図面上側がすくい面、図面下側が逃げ面を示している。

[図5D]比較例である試料No. Dの切削加工（切削距離10mm）に用いた切削工具の逃げ面およびすくい面を示したデジタルマイクロスコプ写真である。図面上側がすくい面、図面下側が逃げ面を示している。

[図5E]比較例である試料No. Eの切削加工（切削距離15mm）に用いた切削工具の逃げ面およびすくい面を示したデジタルマイクロスコプ写真である。図面上側がすくい面、図面下側が逃げ面を示している。

発明を実施するための形態

[0014] 本発明の特徴は、調質硬さを向上した上で、さらに結晶粒径の制御などのために未固溶炭化物を多く形成した場合でも、調質後の被削性が切削温度に依存せず良好な冷間工具鋼を実現したところにある。具体的には、60HRC以上の調質硬さが得られることに加えて、切削工具の摩耗を抑制するために、高融点酸化物である Al_2O_3 と高延性介在物であるMnSの複合潤滑保護皮膜が切削工具の表面に形成されるように、鋼素材を成分設計したことである。

[0015] まず、本発明者は、冷間工具鋼の成分組成に広く対応し得る被削性の向上手段を検討した。その結果、自己潤滑性の有効性に注目した。そして、特許文献5のような低融点酸化物を利用した自己潤滑性の作用効果について検討したところ、これには切削温度に依存した課題があることをつきとめた。つまり、自己潤滑性を有する低融点酸化物は、一般的に鋼素材中に大量に含まれるFeやCrを含む複合酸化物であるため、切削温度の変動によって複合酸化物の成分や形成量が大きく変動し、安定した潤滑効果を得られない。

[0016] そこで、本発明では、低融点酸化物を利用しないで冷間工具鋼の被削性を向上する手法を鋭意研究したところ、逆に高融点酸化物である Al_2O_3 を積極的に導入して、これと高延性介在物であるMnSからなる複合潤滑保護皮

膜を切削加工時の熱により切削工具の表面に形成させる手法を見いだした。この複合潤滑保護皮膜は、広範囲の切削温度に対応して効果が変動せず、しかもNbやVといった硬質のMC炭化物を形成する元素を添加した場合でも良好な被削性を確保できる。そして、60HRC以上の調質硬さを達成して、この複合潤滑保護皮膜を形成することが可能な鋼素材には最適な成分範囲があり、これを特定できたことで、本発明に到達した。以下、本発明の冷間工具鋼の成分組成について説明する。

[0017] ・C : 0.6～1.2質量% (以下、単に%と表記)

Cは、鋼中で炭化物を形成し、冷間工具鋼に硬さを付与する重要な元素である。Cが少なすぎると形成される炭化物量が不足し、60HRC以上の硬さを付与することが困難である。一方、過多の含有は、焼入れしたときの未固炭化物量の増加により靱性が低下しやすい。よって、Cの含有量は0.6～1.2%とした。好ましくは0.7%以上および／または1.0%以下である。

[0018] ・Si : 0.7～2.5%

Siは、鋼中に固溶して、冷間工具鋼に硬さを付与する重要な元素である。また、FeやCrよりも酸化傾向が強いことに加えて、 Al_2O_3 とコランダム系の酸化物を形成しやすい元素であるため、本発明では酸化物を低融点化するFe系酸化物やCr系酸化物の形成を抑制し、 Al_2O_3 保護皮膜の形成を促進する重要な作用がある。しかし、多すぎると焼入れ性や靱性が著しく低下する。よって、Siは0.7～2.5%とした。好ましくは0.8%以上および／または2.0%以下である。

[0019] ・Mn : 0.3～2.0%

Mnは、本発明の重要な元素であり、切削工具表面に形成された Al_2O_3 保護皮膜上で良好な潤滑皮膜として作用する。そして、オーステナイト形成元素であり、鋼中に固溶して焼入れ性を向上する。しかし、添加量が多すぎると調質後に残留オーステナイトが多く残り、工具使用時の経年変寸の原因となる。また、FeやCrと低融点酸化物を形成しやすいため、 Al_2O_3 保

護皮膜の機能を阻害する要因となる。よって、本発明では0.3～2.0%とした。好ましくは0.4%以上および／または1.5%以下である。

[0020] ・S : 0.02～0.1%

Sは、本発明の重要な元素であり、切削工具表面に形成された Al_2O_3 保護皮膜上で良好な潤滑皮膜として作用する。このような潤滑作用が十分に発揮されるためには0.02%以上の添加が必要であるが、Sは鋼の靱性を劣化させるため、上限は0.1%とする。好ましくは0.03%以上および／または0.08%以下である。

[0021] ・Cr : 3.0～5.0%未満

Crは、調質後の組織中に M_7C_3 炭化物を形成することで、冷間工具鋼に硬さを付与する。また、焼入加熱時に一部は未固溶炭化物として存在して、結晶粒の成長を抑制する効果がある。ただし、Crが3.0%未満では、形成される炭化物量が少なく、60HRC以上の硬さを達成することが困難である。一方、Crを5.0%未満とすることで、未固溶炭化物量が減少して、靱性が向上する。そして、Crを含む低融点酸化物の過多の形成を抑えることで、後述のAlによる Al_2O_3 保護皮膜の機能を向上することができ、被削性を著しく向上させることが可能となる。また、結晶粒の成長抑制や硬さ付与の目的で、硬質のMC炭化物を形成するVやNbを添加する場合、 M_7C_3 炭化物と共存させることで、粗大なMC炭化物の形成を抑制する効果もあるが、Crが3.0%未満の場合はその効果が十分に得られず、被削性が低下する。このため、Crは3.0～5.0%未満とすることが重要である。好ましくは3.1%以上および／または4.8%以下である。

[0022] ・MoおよびWは単独または複合で $(Mo + 1/2W) : 0.5 \sim 2.0\%$

MoおよびWは、調質時の焼戻しにおいて、微細炭化物の析出強化（二次硬化）により硬さを向上させる元素である。しかし同時には、焼戻しで起こる残留オーステナイトの分解を遅滞させるため、過多に含有すると、調質後の組織に残留オーステナイトが残りやすい。また、MoやWは高価な元素であるため、実用化する上では添加量を極力低減すべきである。よって、これ

ら元素の添加量は $(Mo + 1/2W)$ の関係式で 0.5 ~ 2.0 % とする。

[0023] ・ Al : 0.04 ~ 0.3 % 未満

Al は、本発明の重要な元素であり、切削加工時に高融点酸化物である Al_2O_3 を切削工具表面に形成し、保護皮膜として機能する。そして、0.04 % 以上を含有することで、十分な厚さの保護皮膜が形成され、工具寿命が改善する。しかし、Al を多量に添加した場合は、鋼素材中に Al_2O_3 が介在物として多く形成されるため、鋼素材の被削性がかえって低下する。このため、Al 添加量の上限は 0.3 % 未満とする。好ましくは 0.05 % 以上および／または 0.15 % 以下である。

[0024] ・ 上記の S、Cr、Al 量からなる関係式： $21.9 \times S + 124.2 \times (Al / Cr) - 2.1$ によって求められる被削性指数 MP の値が 0 超である。

被削性指数 MP の調整は、本発明の最大の特徴である Al_2O_3 と MnS からなる複合潤滑保護皮膜を、切削加工時の工具表面に十分に形成させるための必須要件である。本発明の鋼素材中に含まれる十分量の Al は、切削加工時に発生する熱によって高融点酸化物である Al_2O_3 を切削工具の表面に形成する。 Al_2O_3 の融点は約 2050 °C であり、これは切削温度よりも遥かに高いため、 Al_2O_3 は切削工具の保護皮膜として機能する。さらに、本発明の鋼素材中に含まれる十分量の S は、MnS を形成する。MnS は延性に富むことに加え、 Al_2O_3 との馴染みが良いため、上記の Al_2O_3 保護皮膜上に堆積して、これらが良好な複合潤滑保護皮膜としての役割を果たす。

[0025] 一方、冷間工具鋼の主要成分である Cr は、低融点酸化物を形成しやすい。つまり、鋼中の Al 量に対して、過多に含有される Cr は、 Al_2O_3 保護皮膜の機能を阻害する要因となる。そして、この結果、本発明の特徴とする Al_2O_3 と MnS からなる複合潤滑保護皮膜の機能を阻害する要因となる。したがって、本発明の冷間工具鋼は、0.04 % 以上の十分量の Al を含有した上で、鋼中の Al 量と Cr 量のバランス (Al / Cr) を調整することが重要である。そして、これに見合った S 量の調整を行うことで、上記の複

合潤滑保護皮膜の機能が発揮される。

[0026] 以上の作用効果に基づいて、S、Cr、Alの自己潤滑性に及ぼす影響度の相互関係を詳細に研究した。その結果、本発明の成分組成を満たした冷間工具鋼の場合、これら3元素による上記の影響度には「 $21.9 \times S + 124.2 \times (Al / Cr) - 2.1$ 」の相互関係が成立し、この関係式による値を被削性指数MPとすることで、本発明の被削性を精度よく評価できることをつきとめた。そして、このMP値が大きくなると、本発明の高融点酸化物を用いた複合潤滑保護皮膜による被削性向上効果が発揮され、具体的には0を超えるように成分組成を調整すれば、この効果は十分に発揮される。

[0027] ・好ましくは、Ni：1.0%以下

Niは、鋼の靱性や溶接性を改善する元素である。また、調質時の焼戻しではNi₃Alとして析出し、鋼の硬さを高める効果があるので、本発明の冷間工具鋼が含有するAl量に応じて添加することは有効である。一方、Niは高価な金属であり、実用化の上では添加量を極力低減すべき元素である。この場合、本発明の冷間工具鋼は、同様に高価な金属であるCrの添加量を代表的な冷間工具鋼であるJIS-SKD11よりも大幅に低減できているので、その分Niの添加量を上げることができる。そこで、本発明のNiは、1.0%以下までなら添加してもよい。

[0028] ・好ましくは、Cu：1.0%以下

Cuは、調質時の焼戻しにおいてε-Cuとして析出し、鋼の硬さを高める効果がある。ただし、Cuは鋼素材の熱間脆性を引き起こす元素である。よって、本発明におけるCuは、1.0%以下を添加することができる。なお、Cuによる熱間脆性を抑制するには、Niを同時に添加することも好ましい。そして、このときのCuとNiは、ほぼ同量とすることが、さらに好ましい。

[0029] ・好ましくは、V：1.0%以下

Vは、種々の炭化物を形成して、鋼の硬さを高める効果がある。また、形成された未固溶のMC炭化物は、結晶粒の成長を抑制する効果がある。そし

て特に、後述のNbと複合添加することで、焼入加熱時に未固溶のMC炭化物が微細かつ均一となり、結晶粒成長を効果的に抑制する働きがある。一方、MC炭化物は硬質であり、被削性を低下させる原因となる。そこで本発明では、上述した複合潤滑保護皮膜を切削加工時の工具表面に形成させたことで、鋼素材中に多くのMC炭化物を形成しても良好な被削性を確保できる点に重要な特徴を有する。ただし、過多のV添加は、粗大なMC炭化物を過剰に形成して、冷間工具鋼の靱性や被削性を低下させる。本発明では、粗大なMC炭化物の形成を抑制するためCrを3.0%以上としているが、Vは添加する場合でも1.0%以下とすることが好ましい。より好ましくは0.7%以下である。

[0030] ・好ましくは、Nb：0.5%以下

Nbは、MC炭化物を形成して、結晶粒の粗大化を抑える働きがある。ただし、過剰に添加すると、粗大なMC炭化物が過剰に形成されて、鋼の靱性や被削性が低下する。本発明では、粗大なMC炭化物の形成を抑制するためCrを3.0%以上としているが、この場合においてもNbは0.5%以下とすることが好ましい。より好ましくは0.3%以下である。

[0031] 本発明の冷間工具鋼は、プリハードン鋼として用いることで、調質に起因する熱処理変形が除外され、仕上げ切削加工を省略することできる。ただし、従来のように焼鈍状態で粗加工した後に調質し、仕上げ切削加工を施す場合でも、切削工具表面には同様に複合潤滑保護皮膜が形成されるため、仕上げ切削加工の高効率化および工具寿命の改善に有効である。また、本発明の冷間工具鋼からなる冷間工具において、表面PVD処理を行うことで、高い寸法精度を維持しつつ耐摩耗性をさらに向上することが可能である。

実施例 1

[0032] 高周波誘導溶解炉を使用して材料を溶解し、表1に示す化学成分を有したインゴットを作製した。次に、これらのインゴットに対して、鍛造比が10程度になるように熱間鍛造を行い、冷却後、860℃で焼鈍を行った。そして、これらの焼鈍材に1030℃からの空冷による焼入れ処理を行った後、

500～540℃で2回の焼戻し処理により 60 ± 2 HRCの硬さに調質し、被削性を評価するための試験片を作製した。ただし、表1に示すように、試料No. 35、36は M_7C_3 炭化物を形成するCr、MC炭化物を形成するNb、Vの添加量が少ないため、500～540℃の焼戻し処理では55 HRC以上の硬さが得られず、冷間工具鋼としての使用に適さない。

[0033]

[表1]

試料 No.	成分組成 (mass%)													被削性指数		備考	
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	W	Mo	V	Cu	Al	Nb	Fe	MP		硬さ (HRC)
1	1.020	1.53	0.85	0.026	0.0620	<0.1	4.06	<0.1	1.01	0.61	<0.1	0.109	<0.1	BaL.	2.592	60.1	本発明例
2	0.701	1.51	1.00	0.029	0.0981	<0.1	4.03	<0.1	0.99	<0.1	<0.1	0.093	<0.1	BaL.	2.915	60.7	
3	0.700	1.50	0.75	0.023	0.0620	<0.1	4.11	<0.1	0.96	<0.1	<0.1	0.112	<0.1	BaL.	2.642	60.6	
4	0.698	2.02	0.98	0.026	0.0571	0.39	4.06	<0.1	0.97	0.30	0.34	0.063	<0.1	BaL.	1.078	61.1	
5	0.640	1.01	0.46	0.026	0.0855	<0.1	3.22	<0.1	1.47	<0.1	<0.1	0.114	<0.1	BaL.	4.170	59.0	
6	0.901	2.04	0.99	0.026	0.0630	0.39	3.19	0.40	0.78	<0.1	<0.1	0.180	<0.1	BaL.	6.288	60.0	
7	0.630	2.29	1.21	0.025	0.0430	<0.1	3.27	<0.1	0.58	<0.1	<0.1	0.052	0.10	BaL.	0.817	59.1	
8	0.610	2.18	0.97	0.024	0.0360	<0.1	4.20	<0.1	1.45	<0.1	<0.1	0.093	<0.1	BaL.	1.439	60.2	
9	0.810	1.52	0.78	0.028	0.0610	0.60	4.48	<0.1	1.18	<0.1	0.39	0.260	<0.1	BaL.	6.444	60.8	
10	0.614	0.90	0.43	0.026	0.0840	<0.1	4.63	0.41	0.69	<0.1	<0.1	0.081	<0.1	BaL.	1.912	59.2	
11	0.622	2.02	0.99	0.026	0.0323	<0.1	4.62	<0.1	0.95	0.30	<0.1	0.070	<0.1	BaL.	0.489	60.2	
12	0.860	0.99	0.42	0.027	0.0620	<0.1	4.72	<0.1	1.31	0.24	<0.1	0.093	<0.1	BaL.	1.705	62.1	
13	1.200	1.54	0.75	0.027	0.0600	0.20	4.64	<0.1	0.98	0.26	<0.1	0.079	<0.1	BaL.	1.329	59.3	
21	0.760	1.97	1.00	0.005	0.0014	<0.1	7.64	<0.1	1.47	0.24	<0.1	0.007	0.13	BaL.	-1.956	60.2	
22	0.770	2.00	1.05	0.004	0.0610	<0.1	7.56	<0.1	1.50	0.26	<0.1	0.016	0.12	BaL.	-0.501	60.4	
23	0.819	2.01	1.04	0.005	0.0600	<0.1	7.04	<0.1	1.50	0.25	<0.1	0.010	0.13	BaL.	-0.610	60.4	
24	0.804	1.97	0.96	0.006	0.0580	<0.1	6.95	<0.1	1.48	<0.1	<0.1	0.011	<0.1	BaL.	-0.633	58.1	
25	0.810	1.17	0.57	0.006	0.0600	<0.1	6.96	<0.1	1.45	0.23	<0.1	0.012	0.12	BaL.	-0.572	61.1	
26	1.020	1.53	0.82	0.008	0.0575	<0.1	5.02	<0.1	0.99	0.25	<0.1	0.021	0.12	BaL.	-0.321	59.8	
27	0.997	1.49	0.49	0.008	0.0585	<0.1	5.07	<0.1	0.98	0.25	<0.1	0.012	0.12	BaL.	-0.525	60.0	
28	1.016	1.55	0.86	0.007	0.0550	<0.1	4.14	<0.1	1.02	0.24	<0.1	0.016	0.12	BaL.	-0.416	59.4	
29	1.015	1.54	0.85	0.008	0.0570	<0.1	4.12	<0.1	1.02	0.60	<0.1	0.014	0.12	BaL.	-0.430	59.9	
30	0.580	0.97	0.40	0.027	0.0060	0.40	5.96	<0.1	0.96	0.29	0.34	0.009	<0.1	BaL.	-1.782	60.1	
31	0.765	0.28	0.40	0.028	0.0624	<0.1	7.60	<0.1	1.02	0.26	<0.1	0.027	0.12	BaL.	-0.292	60.2	
32	0.771	2.00	1.01	0.024	0.0025	<0.1	7.65	<0.1	1.49	0.25	<0.1	0.100	0.11	BaL.	-0.205	62.0	
33	0.957	1.51	0.83	0.026	0.0550	<0.1	2.70	<0.1	0.97	0.48	<0.1	0.094	0.15	BaL.	3.429	59.7	
34	1.120	1.01	1.54	0.026	0.0529	<0.1	2.71	<0.1	1.00	0.58	<0.1	0.170	<0.1	BaL.	6.850	60.0	
35	0.808	2.42	1.88	0.026	0.0420	<0.1	2.70	<0.1	<0.1	<0.1	<0.1	0.170	0.1	BaL.	6.640	53.6	
36	0.920	1.01	0.48	0.024	0.0360	<0.1	2.75	<0.1	<0.1	0.29	<0.1	0.131	0.1	BaL.	4.605	54.3	

[0034] 被削性試験は、高硬度材の切削に対応した刃先交換式工具として日立ツール株式会社製インサートP I C O m i n iを用いた平面切削により実施した。インサートは、超硬合金を母材とし、表面にT i Nコーティングを施した

ものである。切削条件は、切削速度 70 m/min 、回転数 1857 /min 、送り速度 743 mm/min 、一刃当たりの送り量 0.4 mm/刃 、切込み深さ 0.15 mm 、切込み幅 6 mm 、刃数 1 とした。

[0035] 被削性の評価は、次の二点をもとに行った。まず、切削工具表面における Al_2O_3 と MnS からなる複合潤滑保護皮膜の形成量を評価した。この形成量は、切削開始直後の切削距離 0.8 m の段階で、インサートをすくい面側から EPMA を用いて分析し、このときの Al および S の平均カウント数とした。そして、切削距離を 8 m まで延長して、このときの工具摩耗量を、光学顕微鏡を用いて実測した。これらの評価結果を表 2 に示す。

[0036]

[表2]

試料 No.	Al平均カウント数	S平均カウント数	工具摩耗量 (mm)	備考
1	165	66	0.064	本発明例
2	56	191	0.038	
3	79	155	0.032	
4	91	61	0.050	
5	75	159	0.033	
6	136	100	0.040	
7	47	107	0.050	
8	123	109	0.046	
9	125	79	0.046	
10	70	180	0.064	
11	142	82	0.052	
12	76	103	0.048	
13	71	46	0.046	
21	8	3	0.429	比較例
22	57	9	0.106	
23	28	8	0.194	
24	19	5	0.071	
25	45	7	0.282	
26	86	24	0.082	
27	37	9	0.106	
28	57	26	0.112	
29	77	10	0.235	
30	7	3	0.100	
31	87	8	0.547	
32	64	3	0.126	
33	110	39	0.091	
34	109	25	0.130	

[0037] 本発明の冷間工具鋼は、切削工具表面に複合潤滑保護皮膜が形成され、工具摩耗が抑制されている。そして、未固溶炭化物を形成するVやNbが添加された場合でも、良好な被削性が維持されている。これに対して、本発明の被削性指数MPを満たさない冷間工具鋼は、本発明に比べて工具摩耗量が多い。

[0038] また、試料No. 33、34は被削性指数MPが高いが被削性が悪い。これは、 60 ± 2 HRCの硬さを確保するために、Cr添加量が少ないにも関わらずV、Nbを多く添加した結果、粗大なMC炭化物が多く形成されたこ

とによる。

[0039] 図1 A～Eは、それぞれ試料N o. 1、6、11、22、30、34で用いた切削工具の逃げ面およびすくい面を示したデジタルマイクロスコープ写真であり、図2 A～Eは、図1 A～Eの表面に形成された付着物のE P M Aによる分析結果である（各元素の高濃度部は白色で示されている）。表2でA lおよびSの平均カウント数が高かった試料N o. 1、6、11は、図2 A～CのE P M A分析においてもA lとSが広範囲に渡って付着している様子が確認された。これに比べて、被削性指数M Pがマイナス値である試料N o. 22は、試料N o. 1、6、11よりもA lおよびSの平均カウント数が低く、A lやSの付着量が少なかった。なお、もとより鋼中のA lおよびS含有量が少ない試料N o. 30は、これら元素の平均カウント数も低く、E P M A分析でA lおよびSの存在がほとんど検出されなかった（検出されたのは、試験片から移ったと思われるF eおよびC rが殆どであった）。試料N o. 34は、図2 EのE P M A分析においてA l、Sが付着しているが、Sの付着範囲が狭く、表2に示したSの平均カウント数も低い。これは、工具表面に一度付着したM n Sが、粗大なM C炭化物によって削り取られ、複合潤滑保護皮膜としての機能を十分に有さないことによる。

[0040] そして、切削工具の摩耗状態を示した図1 A～Eでは、上記の結果に対応して、試料N o. 1、6、11の工具すくい面には付着物が顕著に付着しており、工具摩耗が逃げ面、すくい面の両方で抑制されていることがわかる。また、工具摩耗は均一にかつ安定して進んでいる。これに対して、試料N o. 22の工具摩耗量は、試料N o. 1の倍近くであり、工具にはチッピングも発生していた。そして、試料N o. 30や試料N o. 34の工具表面も、試料N o. 22と同様に損傷が激しかった。

[0041] さらに図3 A～Cは、それぞれ試料N o. 1、22、30における工具表面に確認された付着物を、その下にあるT i Nコーティングとともに示した断面T E M（透過型電子顕微鏡）像である。図中の符合1は試料調製のための保護膜、2は切削時の付着物、3はT i N塑性変形領域、4はT i N未変

形領域を示す。上記の結果に即しては、やはりAlおよびSの平均カウント数が高かった試料No. 1の付着物は厚く、同カウント数が低くなるに従い、試料No. 22では付着物が薄く移行した。試料No. 30では、付着物は殆ど観察されなかった。そして、試料No. 1と同様、試料No. 22の工具表面にも Al_2O_3 とMnSが付着していたが、その厚さは薄く、チップングが発生したことは上記の通りである。試料No. 1の付着物が高い潤滑保護機能を発揮していることは、切削加工時の摩擦応力によって通常は塑性変形する工具表面のTiNコーティングが、付着物が厚い試料No. 1では抑えられている（塑性変形領域が最も狭い）ことからわかる。

実施例 2

[0042] TiNコーティングよりも硬質のTiAlNコーティングを超硬母材に施した日立ツール株式会社製インサートPICOminiを用い、切削速度160m/min、回転数4244/min、送り速度1698mm/min、一刃当たりの送り量0.4mm/刃、切込み深さ0.15mm、切込み幅6mm、刃数1の切削条件で被削性を評価した。工具顕微鏡を用い、工具逃げ面におけるTiAlNコーティング剥離後の超硬母材の露出幅を測定した。

[0043] 被削材は、高周波誘導溶解炉および大気アーク溶解炉を使用して、表3に示す化学成分を有したインゴットから作製した。インゴットに対して鍛造比が5程度になるように熱間鍛造を行い、冷却後、860℃で焼鈍を行った。そして、これらの焼鈍材に1030℃からの空冷による焼入れ処理を行った後、500～540℃で2回の焼戻し処理により60±2HRCの硬さに調質し、試験片を作製した。

[0044]

[表3]

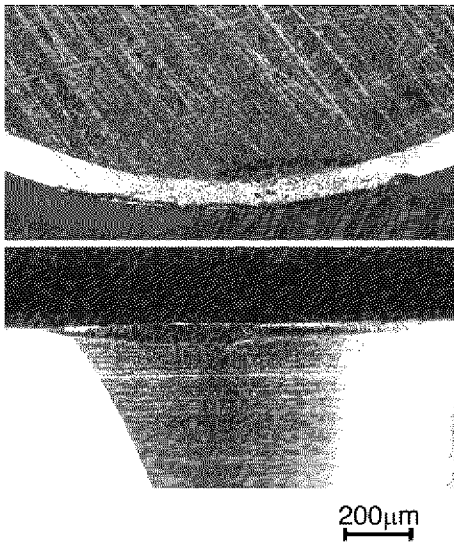
試料 No.	成分組成 (mass%)														被削性指数 MP	硬さ (HRC)	備考
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	W	Mo	V	Cu	Al	Nb	Fe			
A	0.70	1.45	0.78	0.027	0.060	<0.1	4.00	<0.1	0.98	<0.1	<0.1	0.130	<0.1	Bal.	3.251	60.3	本発明例
B	0.91	1.49	0.77	0.027	0.057	<0.1	4.00	<0.1	1.01	0.60	<0.1	0.074	0.11	Bal.	1.446	60.8	
C	0.76	0.25	0.37	0.026	0.063	<0.1	7.74	<0.1	1.01	0.25	<0.1	0.015	0.13	Bal.	-0.473	59.8	比較例
D	0.69	2.03	0.95	0.022	0.067	0.12	6.77	<0.1	1.50	<0.1	<0.1	0.009	<0.1	Bal.	-0.468	60.1	
E	0.61	1.02	0.42	0.020	0.017	0.37	6.07	<0.1	0.85	0.26	0.31	0.010	<0.1	Bal.	-1.523	60.4	

[0045] 切削距離を25 mまで延長した場合の、切削工具の逃げ面における超硬母材露出幅の推移を図4に、切削工具の逃げ面およびすくい面を示したデジタルマイクロスコープ写真を図5 A～Eに示す。本発明に係る冷間工具鋼は、25 mまで切削しても母材露出幅が0.02 mm以下であり、工具がほとんど損傷していない。これに対して、本発明を満たさない冷間工具鋼は、切削距離10 mの段階ですでに0.05 mm以上露出し、試料No. 3、4ではチッピングが発生した。このように、本発明の冷間工具鋼は、実施例1と別の切削条件でも被削性に優れることが確認された。

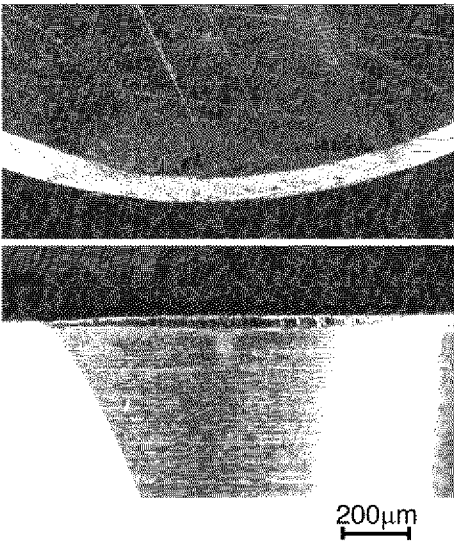
請求の範囲

- [請求項1] 質量%で、
C : 0.6 ~ 1.2 %、
Si : 0.7 ~ 2.5 %、
Mn : 0.3 ~ 2.0 %、
S : 0.02 ~ 0.1 %、
Cr : 3.0 ~ 5.0 %未満、
MoおよびWは単独または複合で $(Mo + 1/2 W) : 0.5 \sim 2.0 \%$ 、
Al : 0.04 ~ 0.3 %未満、
残部Feおよび不可避免的不純物からなり、
上記のS、Cr、Al量からなる関係式： $21.9 \times S + 124.2 \times (Al / Cr) - 2.1$ によって求められる被削性指数MPの値が0超であることを特徴とする被削性に優れた冷間工具鋼。
- [請求項2] 質量%で、Ni : 1.0 %以下をさらに含有することを特徴とする請求項1に記載の被削性に優れた冷間工具鋼。
- [請求項3] 質量%で、Cu : 1.0 %以下をさらに含有することを特徴とする請求項1または2に記載の被削性に優れた冷間工具鋼。
- [請求項4] 質量%で、V : 1.0 %以下をさらに含有することを特徴とする請求項1ないし3のいずれかに記載の被削性に優れた冷間工具鋼。
- [請求項5] 質量%で、Nb : 0.5 %以下をさらに含有することを特徴とする請求項1ないし4のいずれかに記載の被削性に優れた冷間工具鋼。
- [請求項6] 調質後の硬さが60HRC以上であることを特徴とする請求項1ないし5のいずれかに記載の被削性に優れた冷間工具鋼。

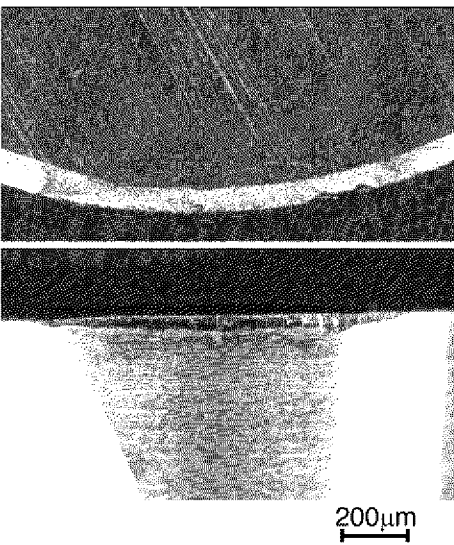
[図1A]



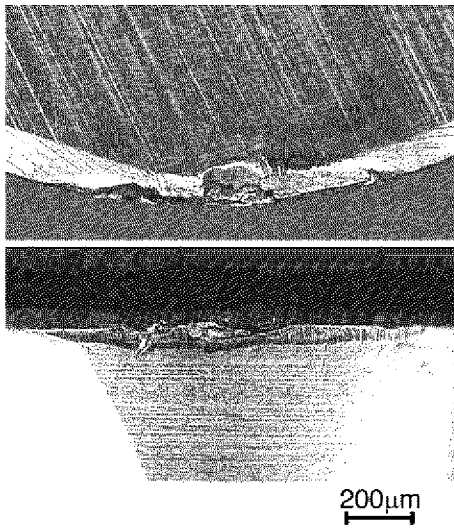
[図1B]



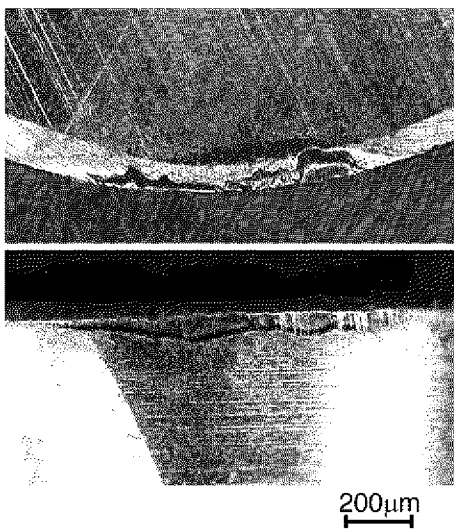
[図1C]



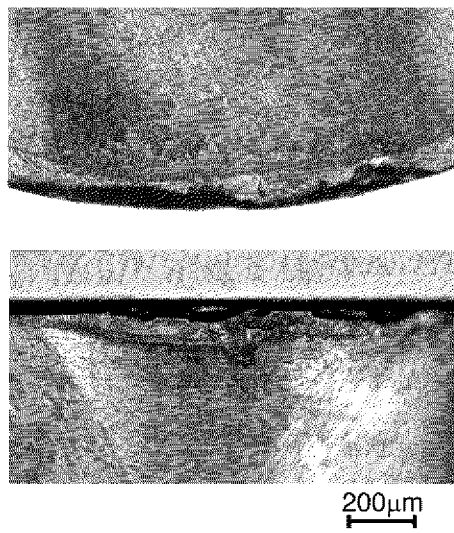
[図1D]



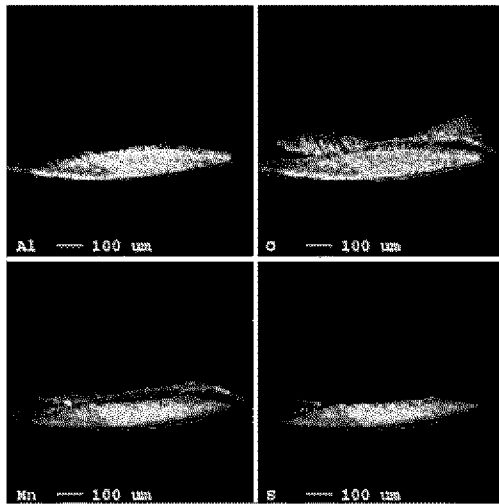
[図1E]



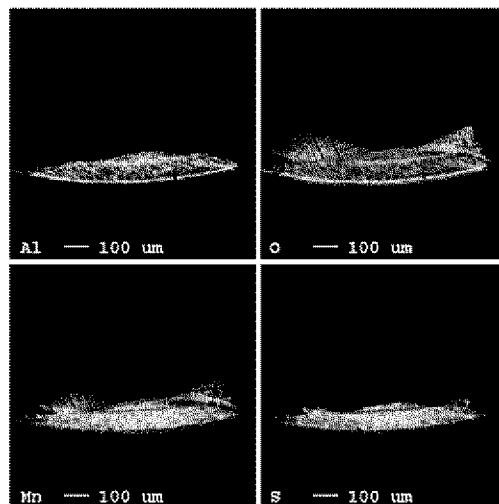
[図1F]



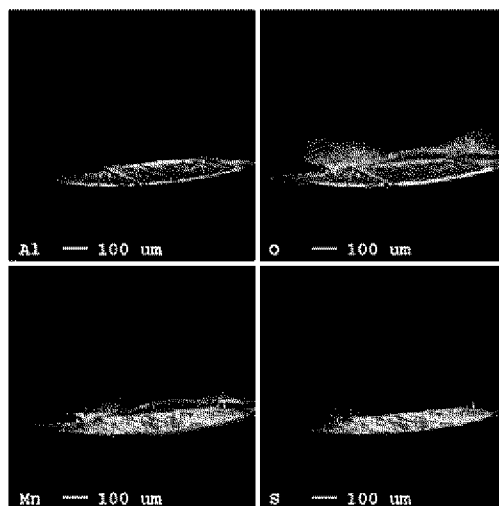
[図2A]



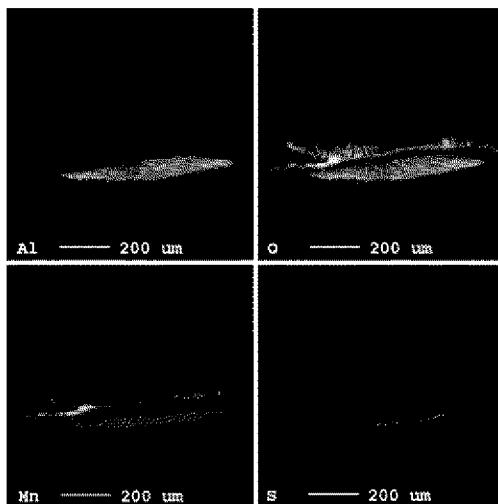
[図2B]



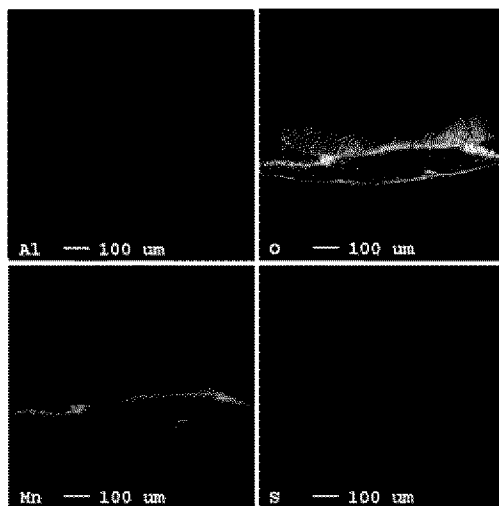
[図2C]



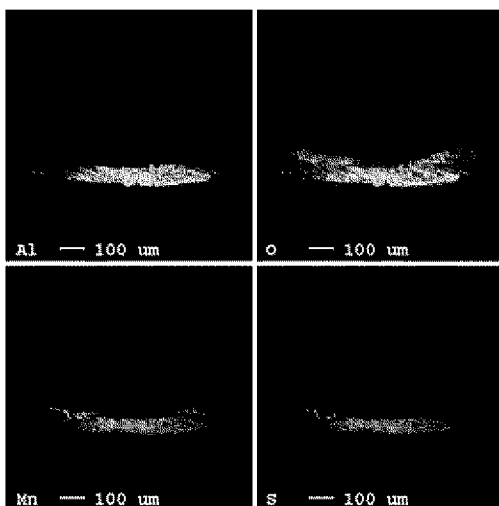
[図2D]



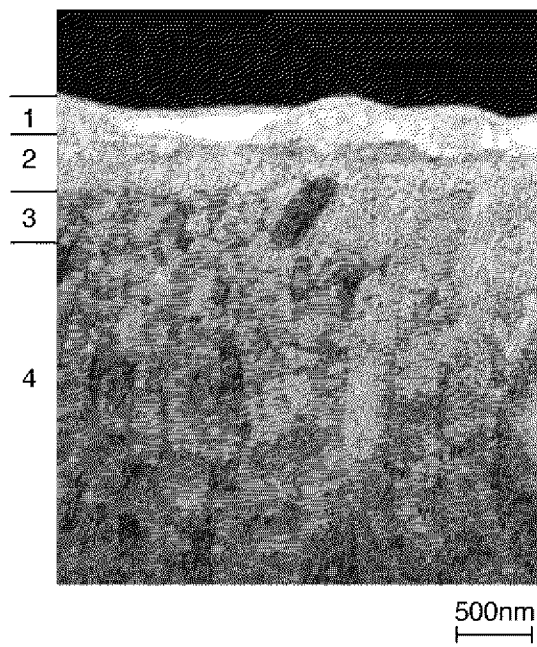
[図2E]



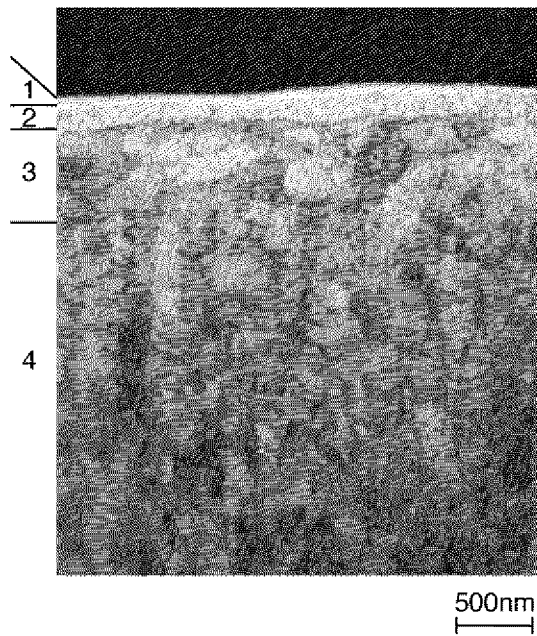
[図2F]



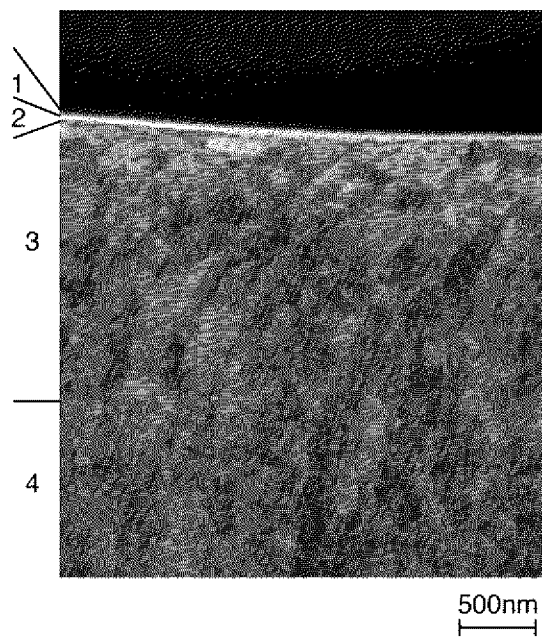
[図3A]



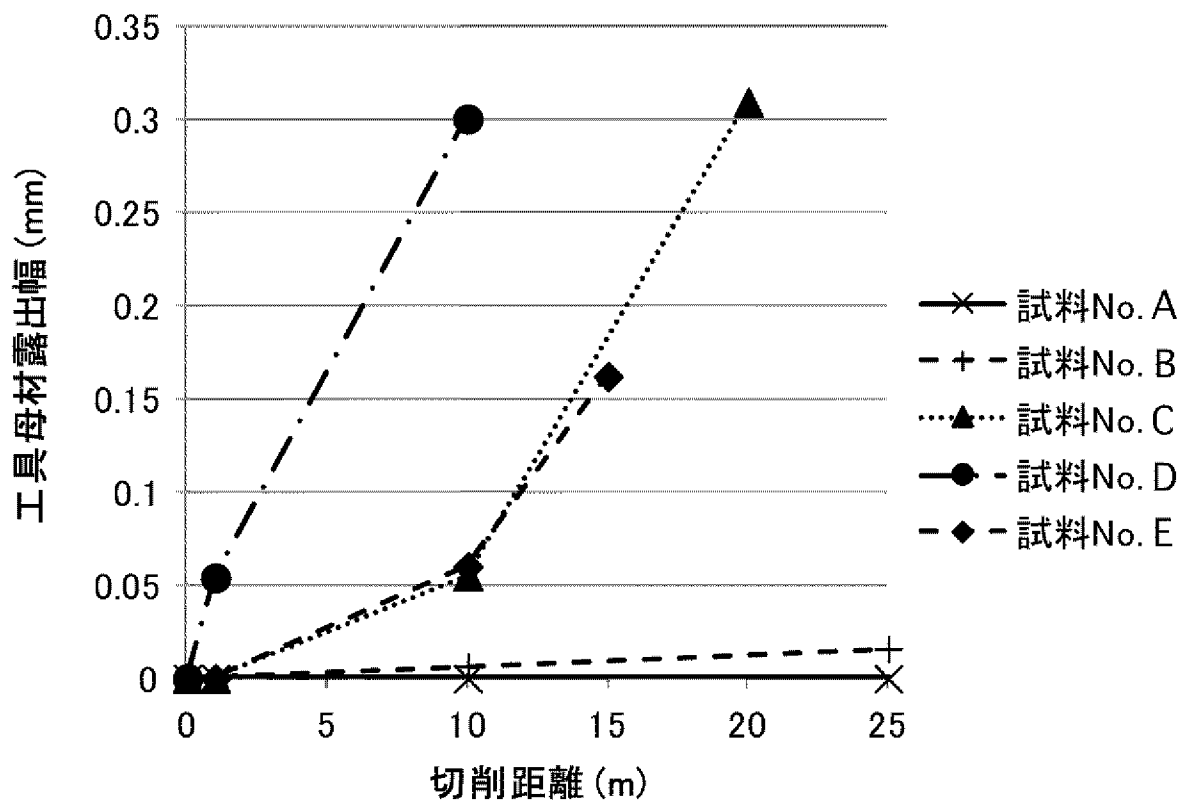
[図3B]



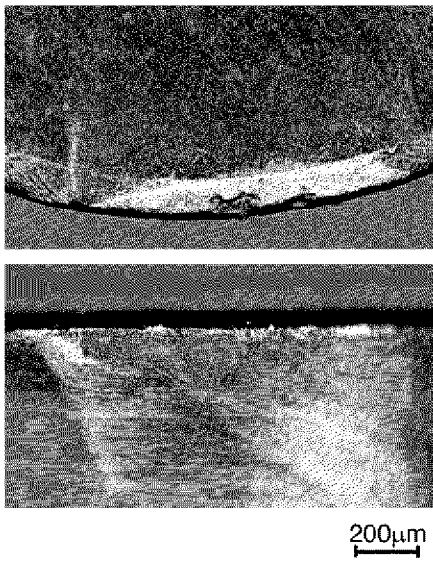
[図3C]



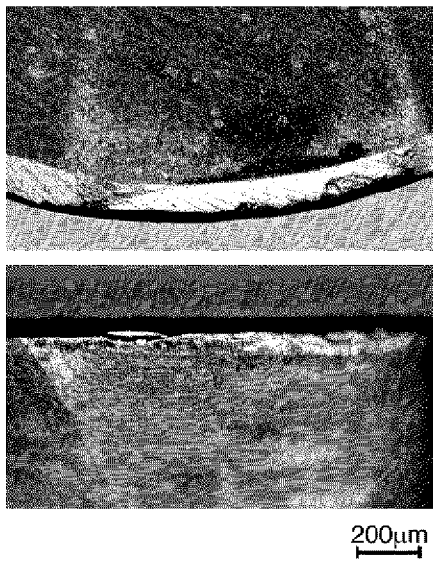
[図4]



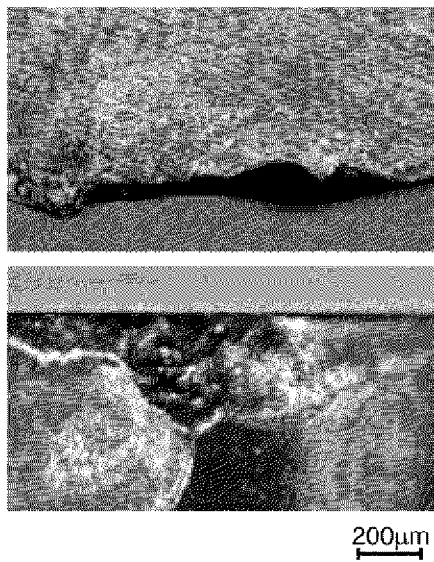
[図5A]



[図5B]



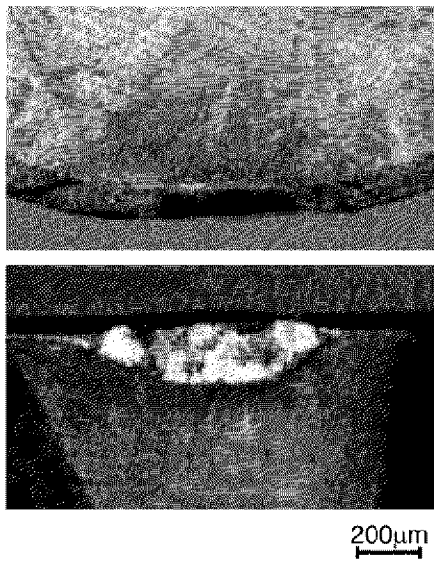
[図5C]



[図5D]



[図5E]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2012/053928

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00 (2006.01) i, C22C38/60 (2006.01) i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C38/00, C22C38/60

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2012
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2012	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2012

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2006-169624 A (Hitachi Metals, Ltd.), 29 June 2006 (29.06.2006), claims; table 1; paragraphs [0039] to [0040] (Family: none)	1-6
A	JP 2009-132990 A (Daido Steel Co., Ltd.), 18 June 2009 (18.06.2009), claims; paragraphs [0058] to [0063]; tables 1 to 2 & US 2009/0107587 A1 & EP 2055798 A1 & CN 101629267 A & KR 10-2009-0045093 A	1-6
A	JP 2006-193790 A (Daido Steel Co., Ltd.), 27 July 2006 (27.07.2006), tables 1 to 2 & US 2006/0157163 A1 & KR 10-2006-0083142 A & CN 1811004 A	1-6

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date

“L” document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

“T” later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

“X” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

“Y” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

“&” document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
01 May, 2012 (01.05.12)

Date of mailing of the international search report
22 May, 2012 (22.05.12)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2012/053928

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2007-002333 A (Hitachi Metals, Ltd.), 11 January 2007 (11.01.2007), table 1 (Family: none)	1-6

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（I P C））
Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料（国際特許分類（I P C））

Int.Cl. C22C38/00, C22C38/60

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 2 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 2 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 2 年

国際調査で使用した電子データベース（データベースの名称、調査に使用した用語）

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2006-169624 A（日立金属株式会社）2006.06.29, 【特許請求の範囲】、【表1】、【0039】－【0040】 （ファミリーなし）	1-6
A	JP 2009-132990 A（大同特殊鋼株式会社）2009.06.18, 【特許請求の範囲】、【0058】－【0063】、【表1】－【表2】 & US 2009/0107587 A1 & EP 2055798 A1 & CN 101629267 A & KR 10-2009-0045093 A	1-6

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー	の日の後に公表された文献
「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの	「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの	「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す）	「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」同一パテントファミリー文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	

国際調査を完了した日

0 1 . 0 5 . 2 0 1 2

国際調査報告の発送日

2 2 . 0 5 . 2 0 1 2

国際調査機関の名称及びあて先
日本国特許庁（I S A / J P）
郵便番号100-8915
東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官（権限のある職員）

小谷内 章

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

4 K

3 4 4 0

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2006-193790 A (大同特殊鋼株式会社) 2006.07.27, 【表 1】－【表 2】 & US 2006/0157163 A1 & KR 10-2006-0083142 A & CN 1811004 A	1-6
A	JP 2007-002333 A (日立金属株式会社) 2007.01.11, 【表 1】 (ファミリーなし)	1-6