

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2011-1572

(P2011-1572A)

(43) 公開日 平成23年1月6日(2011.1.6)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 0 2 E	
C 2 2 C 38/24 (2006.01)	C 2 2 C 38/24	
C 2 2 C 38/60 (2006.01)	C 2 2 C 38/60	

審査請求 未請求 請求項の数 8 O L (全 22 頁)

(21) 出願番号 特願2009-143376 (P2009-143376)
 (22) 出願日 平成21年6月16日 (2009.6.16)

(71) 出願人 000003713
 大同特殊鋼株式会社
 愛知県名古屋市東区東桜一丁目1番10号
 (74) 代理人 100110227
 弁理士 畠山 文夫
 (74) 代理人 100123537
 弁理士 小林 かおる
 (72) 発明者 河野 正道
 名古屋市南区大同町2丁目30番地 大同
 特殊鋼株式会社研究開発本部内

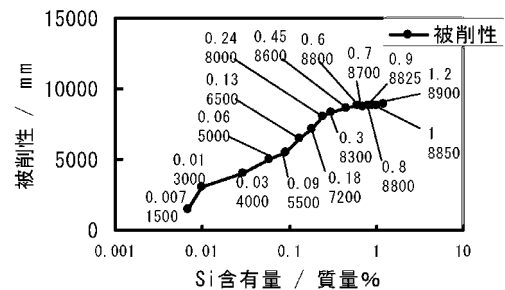
(54) 【発明の名称】 熱間工具鋼及びこれを用いた鋼製品

(57) 【要約】

【目的】 金型形状への加工が工業的に可能な被削性を備えつつ、汎用金型鋼（例えば、J I S S K D 6 1）に比べて熱伝導率及び衝撃値が高い熱間工具鋼及びこれを用いた鋼製品を提供すること。

【解決手段】 本発明に係る熱間工具鋼は、 $0.20 < C < 0.50$ 質量%、 $0.01 < Si < 0.25$ 質量%、 $0.50 < Mn < 1.50$ 質量%、 $5.24 < Cr < 9.00$ 質量%、 $1.24 < Mo < 2.95$ 質量%、及び、 $0.30 < V < 0.70$ 質量%を含み、残部がFe及び不可避免的不純物からなる。本発明に係る鋼製品は、本発明に係る熱間工具鋼を用いたものである。

【選択図】 図1



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

0.20 C 0.50 質量%、
 0.01 Si < 0.25 質量%、
 0.50 < Mn 1.50 質量%、
 5.24 < Cr 9.00 質量%、
 1.24 < Mo < 2.95 質量%、及び、
 0.30 < V < 0.70 質量%を含み、
 残部が Fe 及び不可避免的不純物からなることを特徴とする熱間工具鋼。

【請求項 2】

更に、
 0.30 W 4.00 質量%を含むことを特徴とする請求項 1 に記載の熱間工具鋼。

【請求項 3】

更に、
 0.30 Co 3.00 質量%を含むことを特徴とする請求項 1 又は 2 に記載の熱間工具鋼。

【請求項 4】

更に、
 0.004 Nb 0.100 質量%、
 0.004 Ta 0.100 質量%、
 0.004 Ti 0.100 質量%、
 0.004 Zr 0.100 質量%、
 0.004 Al 0.050 質量%、及び、
 0.004 N 0.050 質量%からなる群から選ばれる少なくとも 1 種以上を含むことを特徴とする請求項 1 ~ 3 のいずれかに記載の熱間工具鋼。

【請求項 5】

更に、
 0.15 Cu 1.50 質量%、
 0.15 Ni 1.50 質量%、及び、
 0.0010 B 0.0100 質量%からなる群から選ばれる少なくとも 1 種以上を含むことを特徴とする請求項 1 ~ 4 のいずれかに記載の熱間工具鋼。

【請求項 6】

更に、
 0.010 S 0.500 質量%、
 0.0005 Ca 0.2000 質量%、
 0.03 Se 0.50 質量%、
 0.005 Te 0.100 質量%、
 0.01 Bi 0.30 質量%、及び、
 0.03 Pb 0.50 質量%からなる群から選ばれる少なくとも 1 種以上を含むことを特徴とする請求項 1 ~ 5 のいずれかに記載の熱間工具鋼。

【請求項 7】

熱伝導率が室温において 28 W / m / K 以上であることを特徴とする請求項 1 ~ 6 のいずれかに記載の熱間工具鋼。

【請求項 8】

請求項 1 ~ 7 のいずれかに記載の熱間工具鋼を用いたことを特徴とする鋼製品。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、熱間工具鋼及びこれを用いた鋼製品に関し、更に詳しくは、金型形状への加工が工業的に可能な被削性を備えるとともに、汎用金型鋼（例えば、JIS SKD61

10

20

30

40

50

) に比べて熱伝導率や衝撃値を高めた熱間工具鋼及びこれを用いた鋼製品に関する。

【背景技術】

【0002】

ダイカスト、熱間鍛造、温熱間鍛造に用いられる金型素材として、被削性に優れた J I S S K D 6 1 が汎用的に用いられている。しかしながら、J I S S K D 6 1 は、熱伝導率が低いため、金型温度が高くなりやすく、焼付きやヒートチェックが頻発し、型寿命が低下するという問題がある。また、J I S S K D 6 1 は、焼入性が高くないため金型の大型化に伴い、焼きが入りにくくなり靱性の低下が顕著である。従って、J I S S K D 6 1 は、ヒートチェックが助長され、型寿命が更に短くなるという問題がある。そのため、J I S S K D 6 1 よりも熱伝導率や衝撃値が優れた熱間工具鋼が産業界から要望され

10

【0003】

そこで、この種の用途に用いて好適な各種鋼が提案されている。

例えば、特許文献 1 には、J I S S K D 6 1 に代わり得る焼入性やクリープ特性に優れた熱間工具鋼として、C : 0 . 3 0 ~ 0 . 3 8 重量%、S i : 0 . 1 0 ~ 0 . 4 0 重量%、M n : 0 . 6 0 ~ 0 . 8 0 重量%、C r : 5 . 4 0 ~ 5 . 7 0 重量%、M o : 1 . 5 0 ~ 1 . 7 0 重量%、V : 0 . 7 0 ~ 0 . 8 5 重量%を必須成分として含み、残部が F e と不可避的不純物から成る鋼が開示されている。

【0004】

特許文献 2 には、熱衝撃係数 K を導入して耐摩耗性と耐ヒートクラック性を改善した熱間スラブの幅サイジング用金型として、重量%で、C : 0 . 1 ~ 0 . 5 %、S i : 0 . 1 ~ 1 . 5 %、M n : 0 . 2 ~ 1 . 5 %、N i : 5 . 0 % 以下、C r : 0 . 5 ~ 5 . 0 %、M o : 1 . 5 % 以下、V : 1 . 0 % 以下、C u : 0 . 2 % 以下、残部が F e 及び不可避的不純物からなる鋼が開示されている。

20

【0005】

特許文献 3 には、エレクトロスラグ再溶解してなる低サイクル疲労特性に優れた熱間工具鋼として、重量%で、C : 0 . 3 2 ~ 0 . 4 2 %、S i : 0 . 1 0 ~ 1 . 2 0 %、M n : 0 . 1 0 ~ 0 . 5 0 %、C r : 4 . 5 0 ~ 5 . 5 0 %、M o : 1 . 0 0 ~ 1 . 5 0 %、V : 0 . 3 0 ~ 0 . 8 0 %、P : 0 . 0 1 0 % 以下、S : 0 . 0 0 3 % 以下、N i : 1 . 0 0 % 以下、C o : 1 . 0 0 % 以下、W : 1 . 0 0 % 以下、残部 F e 及び不純物よりなる

30

【0006】

特許文献 4 には、実用金型の耐摩耗性と耐割れ性、耐チップング性とを同時に向上させた熱間工具鋼として、重量%で、C : 0 . 1 5 % 以上 0 . 8 0 % 以下、S i : 0 . 1 0 % 未満、M n : 3 . 0 % 以下、及び、N i : 4 . 0 % 以下、C r : 1 0 . 0 % 以下、C u : 3 . 0 % 以下のうちの 1 種又は 2 種以上、更に、M o : 5 . 0 % 以下、W : 5 . 0 % 以下、V : 3 . 0 % 以下、T i : 1 . 0 % 以下、N b : 1 . 0 % 以下、Z r : 1 . 0 % 以下、C o : 5 . 0 % 以下のうちの 1 種又は 2 種以上、更に、S : 0 . 0 0 5 % 以下、P : 0 . 0 1 5 % 以下、O : 0 . 0 0 3 0 % 以下、残部 F e 及び不純物よりなる鋼が開示されている。

40

【0007】

特許文献 5 には、熱間加工性及び疲労特性に優れた合金工具鋼として、重量%で、C : 0 . 3 5 ~ 1 . 5 0 %、S i : 0 . 1 ~ 2 . 0 %、M n : 0 . 1 ~ 1 . 5 %、C r : 2 . 0 ~ 1 0 . 0 %、及び、2 M o + W : 1 . 5 ~ 3 0 . 0 %、V : 0 . 5 ~ 5 . 0 % のうちの 1 種または 2 種以上、R E M : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 6 0 %、更に、C o : 1 . 0 ~ 2 0 . 0 %、N i : 0 . 0 1 ~ 2 . 0 %、C u : 0 . 2 5 ~ 1 . 0 %、B : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 5 0 % のうちの 1 種または 2 種以上を含み、S : 0 . 0 0 2 0 % 以下、O : 0 . 0 0 3 0 % 以下、N : 0 . 0 2 0 % 以下、A l : 0 . 0 2 0 % 以下、P : 0 . 0 2 0 % 以下に規制し、残部実質的に F e よりなる鋼が開示されている。

【0008】

50

特許文献6には、熱疲労特性及び軟化抵抗を高めることによってヒートチェック、水冷孔割れを抑制し、金型寿命を高寿命化できる金型用鋼として、質量%で、C：0.1～0.6、Si：0.01～0.8、Mn：0.1～2.5、Cu：0.01～2.0、Ni：0.01～2.0、Cr：0.1～2.0、Mo：0.01～2.0、V、W、Nb及びTaのうち1種類若しくは2種以上を合計で：0.01～2.0、Al：0.002～0.04、N：0.002～0.04、O：0.005以下含有し、残部Fe及び不可避免の不純物からなる鋼が開示されている。

【0009】

特許文献7には、被削性と熱伝導率とを両立させた安価なプラスチック成形金型用鋼として、C：0.25～0.45%、Si：0.3%未満、Mn：0.5～2%、S：0.01～0.05%、sol.Al：0.02%以下を含有し、残部がFe及び不純物からなり、0.5%までのCr及び0.2%未満のVの1種以上を含んでもよい鋼が開示されている。

10

【0010】

特許文献8には、ダイカスト金型の長寿命化を可能にするダイカスト金型用プリハードン鋼として、質量含有率で、0.15%以上0.35%以下のCと、0.05%以上0.20%未満のSiと、0.05%以上1.50%以下のMnと、0.020%以下のPと、0.013%以下のSと、0.10%以下のCuと、0.20%以下のNiと、0.20%以上2.50%以下のCrと、0.50%以上3.00%以下のMoと、合わせて0.05%以上0.30%以下のV及びNbと、0.020%以上0.040%以下のAlと、0.003%以下のOと、0.010%以上0.020%以下のNとを含有して残部が実質的にFeからなる鋼が開示されている。

20

【0011】

特許文献9には、熱疲労特性の高いプレス金型用鋼として、C：0.10～0.45wt%、Si：0.10～2.0wt%、Mn：0.10～2.0wt%、Mo：0.50～3.0wt%、及び、V：0.50～0.80wt%を含み、更に、Cr：3.0～8.0wt%と、Ni：0.05～1.2wt%とを含有し、残部Fe及び不可避免の不純物よりなる鋼が開示されている。

【0012】

特許文献10には、焼入れ性が良好で所要の衝撃値が得られ、金型寿命を高寿命化し得るとともに、球状化焼鈍性も良好で切削加工が容易な金型用鋼として、質量%で、C：0.2～0.6%、Si：0.01～1.5%、Mn：0.1～2.0%、Cu：0.01～2.0%、Ni：0.01～2.0%、Cr：0.1～8.0%、Mo：0.01～5.0%、VとWとNbとTaのうち1種類あるいは2種以上の合計：0.01～2.0%、Al：0.002～0.04%、N：0.002～0.04%、残部Fe及び不可避免の不純物の組成を有する鋼が開示されている。

30

【先行技術文献】

【特許文献】

【0013】

【特許文献1】特開平06-322483

40

【特許文献2】特開平03-000402

【特許文献3】特開平07-062494

【特許文献4】特開昭60-059053

【特許文献5】特開平08-100239

【特許文献6】特開2008-056982

【特許文献7】特開2004-183008

【特許文献8】特開2005-307242

【特許文献9】特開昭64-062444

【特許文献10】特開2008-121032

【発明の概要】

50

【発明が解決しようとする課題】

【0014】

しかしながら、特許文献1～10に開示された鋼は、本発明が達成しようとする熱伝導率及び衝撃値を全て兼ね備えたものではない。

例えば、特許文献1では、熱伝導率については示唆も開示もない上、過剰Vによる衝撃値劣化が懸念される。

特許文献2では、過剰Siによる熱伝導率の低下や、過少Mn、過少Crによる衝撃値の低下が懸念される。

特許文献3～5もまた、熱伝導率については示唆も開示もない。特許文献3では、過少Mnによる焼入性の不足、衝撃値の低下が懸念される。特許文献4では、過少Cr、過少・過剰Vによる衝撃値の低下が懸念される。特許文献5では、過少Mnによる焼入性の不足、衝撃値の低下、過少Moによる高温強度の低下、過少・過剰Vによる衝撃値の低下が懸念される。

特許文献6～8では、過少Crによる焼入性の低下、硬さや衝撃値の低下が懸念される。

特許文献9、10では、過剰Siによる熱伝導率の低下、過少Crによる衝撃値の低下が懸念される。

【0015】

本発明は、上記事情に鑑みてなされたものであり、金型形状への加工が工業的に可能な被削性を備えるとともに、汎用金型鋼（例えば、JIS SKD61）に比べて熱伝導率及び衝撃値が高い熱間工具鋼及びこれを用いた鋼製品を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0016】

汎用金型鋼（JIS SKD61）は、被削性に優れるが、熱伝導率及び衝撃値が低い。そこで、本発明者は、金型形状への加工が工業的に可能な被削性を維持しつつ、汎用金型鋼よりも熱伝導率及び衝撃値を高めるべく、鋭意研究を行った。その結果、本発明者は、Si量を低めにすれば熱伝導率を高めることができ、かつ、Mn量、Cr量、Mo量、及び、V量を調整することにより衝撃値を高めることができることを知見するに至った。本発明は、このような知見に基づいてなされたものである。

【0017】

上記課題を解決するために、本発明に係る熱間工具鋼は、

0.20 C 0.50質量%、

0.01 Si < 0.25質量%、

0.50 < Mn 1.50質量%、

5.24 < Cr 9.00質量%、

1.24 < Mo < 2.95質量%、及び、

0.30 < V < 0.70質量%を含み、

残部がFe及び不可避的不純物からなることを要旨とする。

ここで、不可避的不純物としては、例えば、W < 0.30質量%、Co < 0.30質量%、Nb < 0.004質量%、Ta < 0.004質量%、Ti < 0.004質量%、Zr < 0.004質量%、Al < 0.004質量%、N < 0.004質量%、Cu < 0.15質量%、Ni < 0.15質量%、B < 0.0010質量%、S < 0.010質量%、Ca < 0.0005質量%、Se < 0.03質量%、Te < 0.005質量%、Bi < 0.01質量%、Pb < 0.03質量%、Mg < 0.005質量%、O < 0.0080質量%等がある。

【0018】

本発明に係る熱間工具鋼は、更に、

0.30 W 4.00質量%を含むものでもよい。

【0019】

本発明に係る熱間工具鋼は、更に、

0.30 Co 3.00質量%を含むものでもよい。

【0020】

本発明に係る熱間工具鋼は、更に、

0.004 Nb 0.100質量%、

0.004 Ta 0.100質量%、

0.004 Ti 0.100質量%、

0.004 Zr 0.100質量%、

0.004 Al 0.050質量%、及び、

0.004 N 0.050質量%からなる群から選ばれる少なくとも1種以上を含むものでもよい。

10

【0021】

本発明に係る熱間工具鋼は、更に、

0.15 Cu 1.50質量%、

0.15 Ni 1.50質量%、及び、

0.0010 B 0.0100質量%からなる群から選ばれる少なくとも1種以上を含むものでもよい。

【0022】

本発明に係る熱間工具鋼は、更に、

0.010 S 0.500質量%、

0.0005 Ca 0.2000質量%、

0.03 Se 0.50質量%、

0.005 Te 0.100質量%、

0.01 Bi 0.30質量%、及び、

0.03 Pb 0.50質量%からなる群から選ばれる少なくとも1種以上を含むものでもよい。

20

【0023】

本発明に係る熱間工具鋼は、熱伝導率が室温において28W/m/K以上であることが望ましい。

本発明に係る鋼製品は、本発明に係る熱間工具鋼を用いたことを要旨とする。

ここで、「鋼製品」とは、例えば、ダイカスト用金型、熱間鍛造用金型、温熱間鍛造用金型をいうがこれらに限定されるものではない。

30

【発明の効果】

【0024】

本発明に係る熱間工具鋼及びこれを用いた鋼製品は、上記成分組成を有するため、金型形状への加工が工業的に可能な被削性を備えつつ、汎用金型鋼（例えば、JIS SKD61）に比べて熱伝導率及び衝撃値が高いという効果がある。

すなわち、本発明に係る熱間工具鋼は、Si量が最適化されているため、金型形状への加工が工業的に可能な被削性を備える一方、汎用金型鋼（例えば、JIS SKD61）よりも高い熱伝導率を備えるという効果がある。また、本発明に係る熱間工具鋼は、Mn量、Cr量、Mo量、V量が最適化されているため、高い焼入れ性と、高い衝撃値を備えるという効果がある。そのため、本発明に係る熱間工具鋼は、焼付きやヒートチェックが生じにくい。その結果、長い金型寿命が得られ、ダイカストや温熱間鍛造の製造コスト低減や生産性向上が達成される。

40

【発明を実施するための形態】

【0025】

以下に、本発明の一実施形態に係る熱間工具鋼及びこれを用いた鋼製品について説明する。

（熱間工具鋼の成分組成及びその限定理由）

本実施形態に係る熱間工具鋼は、必須元素として、C、Si、Mn、Cr、Mo、及び、Vを含み、残部がFe及び不可避免的不純物からなる。本実施形態に係る熱間工具鋼は、

50

不可避的不純物として、例えば、W、Co、Nb、Ta、Ti、Zr、Al、N、Cu、Ni、B、S、Ca、Se、Te、Bi、Pb、Mg、及び、O等を含む。

【0026】

(1) $0.20 < C < 0.50$ 質量%

Cは、鋼の強度調整に必要な必須元素である。C量が0.20質量%未満では、必要な硬さ36HRC以上を得にくい。C量が0.50質量%を超えると、硬さが飽和傾向であると同時に炭化物量が過度となり、疲労強度や衝撃値を劣化させる。そこで、C量は、 $0.20 < C < 0.50$ 質量%とする。C量は、硬さと疲労強度と衝撃値のバランスに優れた $0.24 < C < 0.46$ 質量%がより好ましく、 $0.28 < C < 0.42$ 質量%が更に好ましい。

10

【0027】

(2) $0.01 < Si < 0.25$ 質量%

Siは、鋼の被削性と熱伝導率の調整に必要な必須元素である。Si量が0.01質量%未満では被削性の劣化が著しく、金型形状への加工が非常に難しくなる。Si量が0.25質量%以上になると、熱伝導率の低下が大きい。そこで、Si量は、 $0.01 < Si < 0.25$ 質量%とする。Si量は、高い熱伝導率が得られる $Si < 0.20$ 質量%がより好ましく、 $Si < 0.10$ 質量%が更に好ましい。

【0028】

(3) $0.50 < Mn < 1.50$ 質量%

Mnは、焼入性を向上させるための必須元素である。Mn量が0.50質量%以下では焼き入れ性が不足し、硬さや衝撃値の確保が困難である。Mn量が1.50質量%を超えると、かえって衝撃値が低下するだけでなく、高い熱伝導率の維持が困難となる。そこで、Mn量は、 $0.50 < Mn < 1.50$ 質量%とする。また、Mn量は、硬さと衝撃値を確保でき、かつ高い熱伝導率が得られる $0.66 < Mn < 1.20$ 質量%がより好ましい。

20

【0029】

(4) $5.24 < Cr < 9.00$ 質量%

Crは、焼入性を向上させるだけでなく、炭化物を形成して鋼を高強度化するための必須元素である。Cr量は、5.24質量%以下では焼き入れ性が不足し、硬さと衝撃値が十分に得られない。また、腐食環境に晒されるダイカスト金型に求められる耐食性は、Cr量の多い方が高くなる。一方で、Cr量が9.00質量%を超えると、高い熱伝導率の維持が困難となる。そこで、Cr量は、 $5.24 < Cr < 9.00$ 質量%とする。また、Cr量は、硬さと衝撃値と耐食性を確保でき、かつ高い熱伝導率が得られる $5.40 < Cr < 7.00$ 質量%がより好ましく、 $5.55 < Cr < 6.50$ 質量%が更に好ましい。

30

【0030】

(5) $1.24 < Mo < 2.95$ 質量%

Moは、焼入性を向上させるだけでなく、炭化物を形成して鋼を高強度化するため、特に高温強度を高めるための必須元素である。Mo量は、1.24質量%以下では、十分な高温強度が得られない。一方で、Mo量が2.95質量%以上では、高温強度が飽和傾向であると同時に、著しいコスト増となって経済性を阻害する。そこで、Mo量は、 $1.24 < Mo < 2.95$ 質量%とする。また、Mo量は、 $1.37 < Mo < 2.80$ 質量%がより好ましく、 $1.50 < Mo < 2.50$ 質量%が更に好ましい。

40

【0031】

(6) $0.30 < V < 0.70$ 質量%

Vは、焼入性を向上させるだけでなく、炭化物を形成して鋼を高強度化するため、特に高温強度を高めるための必須元素である。V量が0.30質量%以下では、焼入れ時の結晶粒が粗大化しやすく、衝撃値を低下させる。一方で、V量が0.70質量%以上では、粗大炭化物の量が過度となり、衝撃値を劣化させる。そこで、V量は、 $0.30 < V < 0.70$ 質量%とする。また、V量は、軟化抵抗を確保でき、かつ疲労強度と衝撃値が十分に得られる $0.40 < V < 0.67$ 質量%がより好ましく、 $0.50 < V < 0.64$ 質量

50

%が更に好ましい。

【0032】

(7) 不可避的不純物：W < 0.30質量%、Co < 0.30質量%、Nb < 0.004質量%、Ta < 0.004質量%、Ti < 0.004質量%、Zr < 0.004質量%、Al < 0.004質量%、N < 0.004質量%、Cu < 0.15質量%、Ni < 0.15質量%、B < 0.0010質量%、S < 0.010質量%、Ca < 0.0005質量%、Se < 0.03質量%、Te < 0.005質量%、Bi < 0.01質量%、Pb < 0.03質量%、Mg < 0.005質量%、及び、O < 0.0080質量%等。

W、Co、Nb、Ta、Ti、Zr、Al、N、Cu、Ni、B、S、Ca、Se、Te、Bi、Pb、Mg、及び、O等が上記量の範囲である場合には、これらの元素は、不可避的不純物として含まれる。

10

【0033】

本実施形態に係る熱間工具鋼は、選択元素として、更に、

(a) W、

(b) Co、

(c) Nb、Ta、Ti、Zr、Al、及び、Nからなる群から選ばれる少なくとも1種以上、

(d) Cu、Ni、及び、Bからなる群から選ばれる少なくとも1種以上、及び/又は、

(e) S、Ca、Se、Te、Bi、及び、Pbからなる群から選ばれる少なくとも1種以上、を含むものでもよい。

20

【0034】

(8) 0.30 W 4.00質量%

Wは、炭化物の析出によって強度を上げるため(析出硬化)、添加することができる選択元素である。W量が0.30質量%未満では高強度化の効果が小さい。一方で、W量が4.00質量%を超えると効果の飽和と著しいコスト増を招く。そこで、W量は、0.30 W 4.00質量%とする。

【0035】

(9) 0.30 Co 3.00質量%

Coは、母材への固溶によって強度を上げるため(固溶硬化)、添加することができる選択元素である。Co量が0.30質量%未満では高強度化の効果が小さい。一方で、Co量が3.00質量%を超えると効果の飽和とコストの著しい増加を招く。そこで、Co量は、0.30 Co 3.00質量%とする。

30

【0036】

(10) 0.004 Nb 0.100質量%、

0.004 Ta 0.100質量%、

0.004 Ti 0.100質量%、

0.004 Zr 0.100質量%、

0.004 Al 0.050質量%、及び、

0.004 N 0.050質量%からなる群から選ばれる少なくとも1種以上

Nb、Ta、Ti、Zr、Al、及び、Nは、結晶粒を微細化(結晶粒微細化)して強度と靱性を上げるため、添加することができる選択元素である。いずれの元素も、所定量未満では強度と靱性の改善効果が小さい。また、所定量を超えると炭化物や窒化物や酸化物が過度に生成し、かえって靱性の低下を招く。

40

【0037】

(11) 0.15 Cu 1.50質量%、

0.15 Ni 1.50質量%、及び、

0.0010 B 0.0100質量%、からなる群から選ばれる少なくとも1種以上

上

Cu、Ni、及び、Bは、焼入れ性を向上させるため(焼入れ性向上)、添加することができる選択元素である。いずれの元素も、所定量未満では焼入れ性の改善効果が小さい。

50

また、所定量を超えると効果が飽和して実益に乏しい。特に、Cu、及び、Niは、過度の添加が熱伝導率を低下させる。

【0038】

(12) 0.010 S 0.500質量%、
 0.0005 Ca 0.2000質量%、
 0.03 Se 0.50質量%、
 0.005 Te 0.100質量%、
 0.01 Bi 0.30質量%、及び、
 0.03 Pb 0.50質量%からなる群から選ばれる少なくとも1種以上
 S、Ca、Se、Te、Bi、及び、Pbは、被削性を向上させるため(被削性向上)
 、添加することができる選択元素である。いずれの元素も、所定量未滿では被削性の改善
 効果が小さい。また、所定量を超えると熱間加工性が著しく劣化するため、塑性加工にお
 ける割れが多発して生産性と歩留まりを低下させる。

10

【0039】

(製造方法)

本実施形態に係る鋼は、例えば、以下の手順により得ることができるが、これに限定され
 るものではない。

【0040】

(1) 鑄造

上記所定成分となるように配合された原料を溶解させ、溶湯を鑄型に鑄込んでインゴッ
 トを得る。

20

【0041】

(2) 均質化熱処理・熱間加工

得られたインゴットの成分を均一化させ、かつ、鑄造組織を破壊するために均質化熱処
 理及び熱間加工を行う。均質化熱処理及び熱間加工の条件は、それぞれ、成分に応じて最
 適な条件を選択するのが好ましい。

均質化熱処理は、通常、インゴットを1100～1500 で10～30時間程度保持
 することにより行われる。

熱間加工は、通常、1000～1300 で行われ、加工終了後は空冷される。

【0042】

30

(3) 焼戻し・球状化焼鈍・粗加工

本実施形態に係る鋼は、比較的良好な焼入性を備えているので、熱間加工後の空冷時に
 ベイナイト変態やマルテンサイト変態が生じ、硬化している場合が多い。そのため、熱間
 加工後、焼戻し及び球状化焼鈍を行って素材を軟化させた後、粗加工を行うとよい。

焼戻し条件は、成分に応じて最適な条件を選択するのが好ましい。焼戻しは、通常、6
 00～750 で1～10時間程度保持することにより行われる。

球状化焼鈍は、鋼の硬さが90～97HRB程度になるように行うのが好ましい。球状
 化焼鈍は、通常、800～950 で1～10時間程度保持した後、1時間あたり5～3
 0 の速度で冷却することにより行われる。

粗加工は、軟化させた素材を所定形状になるように機械加工することにより行われる。

40

【0043】

(4) 調質(焼入れ・焼戻し)

調質(焼入れ・焼戻し)は、粗加工された素材を所望の硬さにするために行う。焼入れ
 条件及び焼戻し条件は、それぞれ、成分及び要求特性に応じて最適な条件を選択するのが
 好ましい。

焼入れは、通常、1000～1050 で0.5～5時間保持した後、急冷することによ
 り行われる。急冷方法は、特に限定されるものではなく、目的に応じて最適な方法を選
 択するのが好ましい。急冷方法としては、例えば、水冷、油冷、衝風冷却がある。

焼戻しは、通常、500～650 で1～10時間保持することにより行われる。

以上(1)～(4)の工程を経ることにより、金型形状への加工が工業的に可能な被削

50

性を備えつつ、汎用金型鋼（例えば、J I S S K D 6 1）に比べて熱伝導率及び衝撃値が高い鋼が得られる。

【 0 0 4 4 】

(5) 仕上げ加工

仕上げ加工は、所望の硬さに調質された素材に対して行われる。

この(5)の工程を経ることにより、本実施形態に係る熱間工具鋼を用いた鋼製品が得られる。

【 0 0 4 5 】

(作用)

本実施形態に係る熱間工具鋼は、S i 量が最適化されているため、金型形状への加工が工業的に可能な被削性を備えつつ、汎用金型鋼（例えば、J I S S K D 6 1）よりも高い熱伝導率を備える。また、本実施形態に係る熱間工具鋼は、M n 量、C r 量、M o 量、及び、V 量等が最適化されているため、高い焼入れ性と、高い衝撃値を備える。そのため、本実施形態に係る熱間工具鋼は、焼付きやヒートチェックが生じにくい。その結果、長い金型寿命が得られ、ダイカストや温熱間鍛造の製造コスト低減や生産性向上が達成される。

10

【 実施例 】

【 0 0 4 6 】

(実施例 A)

下記実施例 B の各発明鋼を作製するために、好ましい S i 量、M n 量、C r 量、M o 量、V 量を調査すべく実施例 1 ~ 5 を行った。

20

【 0 0 4 7 】

(実施例 1 : S i 量調査)

好ましい S i 量を調査したので図 1 及び図 2 を参照して説明する。

図 1 は、0 . 3 3 質量% C - 0 . 8 2 質量% M n - 5 . 7 3 質量% C r - 1 . 6 3 質量% M o - 0 . 6 2 質量% V - x 質量% S i 鋼を切削した場合に、切削工具が寿命となるまでに削った距離を S i 量に対して示す。ここで、図 1 及び図 2 の各プロット点の数値は、上側の数値が x 値（質量%）を示し、下側の数値がその削った距離（mm）を示す。被削性評価用試験片は、5 5 mm x 5 5 mm x 2 0 0 mm の角棒（下記実施例 B と同様の手順で作製したものであり球状化焼鈍で 9 0 ~ 9 7 H R B まで軟化させたもの）であり、切削工具の横逃げ面最大磨耗量が 3 0 0 μ m となった時点を寿命と判定した。切削距離が大きいほど、良く削れて好ましい。

30

図 1 によれば、S i 量の増加に伴い切削距離が大きくなることから、被削性向上の観点では、S i 量が多いほどよい。図 1 によれば、S i 量が 0 . 0 1 質量% 未満では、切削距離が極端に小さいため、被削性を確保するには、S i 量を 0 . 0 1 質量% 以上とすればよい。図 1 によれば、被削性の改善効果は、S i 量が 0 . 0 1 ~ 0 . 2 4 質量%（0 . 2 5 質量% 未満）の範囲において顕著であり、S i 量が 0 . 2 4 質量% を超えると緩やかになる。

【 0 0 4 8 】

図 1 と同じ素材の 1 1 mm x 5 0 mm の丸棒を 1 0 3 0 に加熱して急冷し、焼戻して 4 8 H R C に調質した。更に、この丸棒から 1 0 mm x 2 mm の熱伝導率測定用試験片を作製した。図 2 は、レーザーフラッシュ法によって室温で測定した熱伝導率を S i 量に対して示したものである。図 2 の各プロット点の数値は、上側の数値が x 値（質量%）を示し、下側の数値が熱伝導率（W / m / K）を示す。熱伝導率が大きいほど、金型となった場合の冷却能に優れるため好ましい。

40

図 2 によれば、S i 量の増加に伴い熱伝導率が低下するが、S i 量が 0 . 0 9 質量% を超える程度の範囲（0 . 1 0 質量% 未満）では、汎用金型鋼（J I S S K D 6 1（熱伝導率 2 4 W / m / K））と比較して、冷却能が飛躍的に改善する 2 8 W / m / K 以上の熱伝導率が得られる。尚、図 2 によれば、S i 量が 0 . 0 0 7 ~ 0 . 0 9 質量% の範囲では 3 0 . 7 W / m / K 以上の高い熱伝導率が得られ、S i 量が 0 . 0 9 ~ 0 . 2 4 質量% の

50

範囲では 28.1 W/m/K 以上の良好な熱伝導率が得られる。

金型形状への加工が工業的に可能な被削性を備えさせるとの観点によれば、Si量は、 0.25 質量%未満でよい。

【0049】

(実施例2：Mn量調査)

好ましいMn量を調査したので図3及び図4を参照して説明する。

図3は、 0.33 質量% C - 0.08 質量% Si - 5.75 質量% Cr - 1.60 質量% Mo - 0.60 質量% V - x 質量% Mn 鋼の室温における衝撃値を Mn量に対してプロットしたものである。ここで、図3の各プロット点の数値は、上側の数値がx値(質量%)を示し、下側の数値が衝撃値(J/cm^2)を示す。衝撃値測定用供試材は、 $11 \text{ mm} \times 11 \text{ mm} \times 55 \text{ mm}$ の角棒(下記実施例Bと同様の手順で作製したものであり球状化焼鈍で $90 \sim 97 \text{ HRB}$ まで軟化させたもの)を 1030 に加熱して急冷、焼戻して 49 HRC に調質したものである。この角棒から $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 55 \text{ mm}$ のJIS 3号衝撃試験片を作製し、衝撃値を室温で測定した。衝撃値が大きいほど、金型となった場合に割れにくいため好ましい。

図3によれば、Mn量を 0.45 質量%、 0.55 質量%とすれば、衝撃値として 30 J/cm^2 以上が得られることがわかった。そこで、Mn量は、 0.45 と 0.55 の間である 0.50 質量%をMn量の下限值とした。また、図3によれば、Mn量を 0.7 質量%以上とすれば、衝撃値として 34.5 J/cm^2 以上が得られる。そこで、Mn量は、 0.55 と 0.7 の間である 0.66 質量%を超えて含有させた場合を好ましい態様として選択できる。但し、図3によれば、Mn量が 1.50 質量%を超えると、衝撃値は良好ではあるが低下することがわかる。

【0050】

図4は、図3と同じ素材の室温における熱伝導率を Mn量に対してプロットしたものである。ここで、図4の各プロット点の数値は、上側の数値がx値(質量%)を示し、下側の数値が熱伝導率(W/m/K)を示す。尚、熱伝導率の測定は、実施例1と同様にレーザーフラッシュ法によって行った。

図4によれば、Mn量の増加に伴い熱伝導率が低下し、Mn量が 1.50 質量%を超えると、JIS SKD 61(熱伝導率 24 W/m/K)と比較して、冷却能が飛躍的に改善する 28 W/m/K 以上の熱伝導率が得られない。図4によれば、Mn量は、熱伝導率として、 28 W/m/K 以上を得るには 1.50 質量%以下、 29 W/m/K 以上を得るには 1.20 質量%以下とすればよい。

【0051】

(実施例3：Cr量調査)

好ましいCr量を調査したので図5及び図6を参照して説明する。

図5は、 49 HRC に調質した 0.33 質量% C - 0.08 質量% Si - 0.84 質量% Mn - 1.62 質量% Mo - 0.61 質量% V - x 質量% Cr 鋼の室温における衝撃値を Cr量に対してプロットしたものである。ここで、図5の各プロット点の数値は、上側の数値がx値(質量%)を示し、下側の数値が衝撃値(J/cm^2)を示す。また、試験片の作製及び衝撃値の測定は、実施例2と同様にして行った。

図5によれば、Cr量の増加に伴い衝撃値が増加し、特にCr量が 5 質量%を超えるとその効果が顕著である。図5によれば、Cr量は、衝撃値として、 27.8 J/cm^2 以上を得るには 5.24 質量%超とすればよいことがわかった。よって、衝撃値確保の観点からCr量の下限を 5.24 質量%以上とした。また、図5によれば、Cr量が 5 質量%未満の場合、衝撃値の低下が顕著である。

【0052】

図6は、 0.22 質量% C - 0.22 質量% Si - 0.52 質量% Mn - 1.62 質量% Mo - 0.61 質量% V - x 質量% Cr 鋼の室温における熱伝導率を、Cr量に対してプロットしたものである。ここで、図6の各プロット点の数値は、上側の数値がx値(質量%)を示し、下側の数値が熱伝導率(W/m/K)を示す。尚、熱伝導率の測定は、実

施例 1 と同様にレーザーフラッシュ法によって行った。

図 6 によれば、Cr 量の増加に伴い熱伝導率が低下する。図 6 によれば、Cr 量は、熱伝導率として、JIS SKD 61 (熱伝導率 24 W/m/K) と比較して冷却能が改善する 27.5 W/m/K 以上を得るには 9.00 質量% 以下とすればよく、冷却能が飛躍的に改善する 30.1 W/m/K 以上を得るには 7.00 質量% 以下とすればよく、 31 W/m/K 以上を得るには 6.50 質量% 以下とすればよい。

【0053】

(実施例 4 : Mo 量調査)

好ましい Mo 量を調査したので図 7 を参照して説明する。

図 7 は、 0.33 質量% C - 0.07 質量% Si - 0.83 質量% Mn - 5.74 質量% Cr - 0.59 質量% V - x 質量% Mo 鋼の高温強度 (600 での変形抵抗) を Mo 量に対して示す。ここで、図 7 の各プロット点の数値は、上側の数値が x 値 (質量%) を示し、下側の数値が高温強度 (MPa) を示す。変形抵抗測定用供試材は、 $15 \text{ mm} \times 50 \text{ mm}$ の丸棒 (下記実施例 B と同様の手順で作製したものであり球状化焼鈍で $90 \sim 97 \text{ HRB}$ まで軟化させたもの) を 1030 に加熱して急冷し、焼戻して 45 HRC に調質したものである。この丸棒から $14 \text{ mm} \times 21 \text{ mm}$ の変形抵抗測定用試験片を作製し、試験片を $5 / \text{s}$ で 600 に加熱して 100 s の保持後、ひずみ速度 10 s^{-1} で加工して変形抵抗を測定した。

【0054】

ここで「変形抵抗」とは、材料を変形させるために要する単位面積当たりの力である。具体的には、「変形抵抗」は、ひずみ速度 10 s^{-1} での加工中の力 p_w と、その力に垂直な接触面積 a_w から $K_f = p_w / a_w$ として求めた K_f をいう (以下、「変形抵抗」というときは同様の意味で用いる)。

【0055】

このように測定した変形抵抗を 600 での強度 (高温強度) と定義し、これを Mo 量に対してプロットした (図 7 参照)。高変形抵抗であるほど強度が高いため、磨耗しにくく好ましい。

図 7 によれば、高温強度は、Mo 量の増加に伴い増加し、特に Mo 量が 1.24 質量% 超の範囲では高温強度の増加により高い比較的高い高温強度 ($> 970 \text{ MPa}$) が得られる。図 7 によれば、Mo 量が 1.24 質量% 超 3 質量% 以下では高温強度の増加が緩やかになり、Mo 量が 3 質量% 以上では高温強度の増加が飽和する。図 7 によれば、Mo 量は、高温強度として、 971 MPa 以上を得るには 1.24 質量% 超、 974 MPa 以上を得るには 1.37 質量% 超、 977 MPa 以上を得るには 1.50 質量% 以上とすればよい。ただし、Mo 量が 2.95 質量% 以上の範囲では、著しいコスト増を招来する。そのため、Mo 量は、コスト低減の観点から、 2.99 質量% 未満が好ましく、 2.80 質量% 以下がより好ましく、 2.50 質量% 以下が更に好ましい。

【0056】

(実施例 5 : V 量調査)

好ましい V 量を調査したので図 8 を参照して説明する。

図 8 は、 48 HRC に調質した 0.34 質量% C - 0.09 質量% Si - 0.82 質量% Mn - 5.75 質量% Cr - 1.63 質量% Mo - x 質量% V 鋼の衝撃値を V 量に対して示す。ここで、図 8 の各プロット点の数値は、上側の数値が x 値 (質量%) を示し、下側の数値が衝撃値 (J/cm^2) を示す。また、試験片の作製及び衝撃値の測定は、実施例 2 と同様にして行った。

図 8 によれば、V 量を $0.1 \sim 1$ 質量% の範囲で変化させた場合には、どの値でも良好な衝撃値 (20 J/cm^2 以上) が得られる。図 8 によれば、V 量が 0.30 質量% 付近と V 量 0.70 質量% 付近が変曲点となっている。従って、V 量を 0.30 質量% 超 0.70 質量% 未満とすれば、焼入性向上や炭化物形成による鋼の高強度化に寄与すると考えられる。一方、図 8 によれば、V 量が 0.30 質量% 以下になると衝撃値の低下が顕著であり、V 量が 0.70 質量% 以上になると衝撃値の低下に加えて素材コストの上昇が問題

10

20

30

40

50

となる。従って、V量は、 $0.30 < V < 0.70$ 質量%が好ましい。図8によれば、V量は、衝撃値として、 31 J/cm^2 以上を得るには 0.40 質量%以上の範囲、 34 J/cm^2 以上を得るには 0.50 質量%以上の範囲とすればよいことがわかる。

【0057】

(実施例B)

実施例Aの調査結果に基づいて、各発明鋼及び各比較鋼を作製し、評価したのでこれについて説明する。

【0058】

(試験片及びダイカスト型の作製)

表1及び表2に示す各実施例及び各比較例(比較鋼A10はJIS SKD61)について、各鋼種を真空中で溶解し、溶湯を鋳型に鋳込んで6tonのインゴットとした。

このインゴットを1240で均質化处理した。その後、断面が $310 \text{ mm} \times 660 \text{ mm}$ の矩形ブロックを熱間鍛造で製造した。

次いで、その矩形ブロックを700で焼戻した後、更に900へ加熱して徐冷した。これにより、その矩形ブロックを90~97HRBまで軟化させた。そして、この矩形ブロックから700kg程度のダイカスト型を削りだした。

このダイカスト型を真空中で1030まで加熱し、1Hrの保持後に窒素ガスを噴射して焼入れた。引き続き、580~610で焼戻して42HRC程度に調質した。

調質後、そのダイカスト型から各種試験片を切り出した。また、そのダイカスト型に仕上げの機械加工を施して約650kgのダイカスト型を製造した。

【0059】

10

20

【表 1】

成分組成(単位:質量%)

番号	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	Co	Nb	Ta	Ti	Zr	Al	N	B	Cu	Ni	S	Ca	Se	Te	Bi	Pb
A01	0.22	0.22	0.52	8.91	1.98	0.59
A02	0.21	0.23	0.52	7.90	2.01	0.60
A03	0.22	0.22	0.53	6.85	2.02	0.59
A04	0.21	0.22	1.46	6.47	1.25	0.32
A05	0.49	0.24	0.52	5.25	2.91	0.69
A06	0.45	0.18	0.63	5.41	1.38	0.41
A07	0.25	0.14	1.31	6.28	2.75	0.66
A08	0.29	0.09	0.70	6.06	2.43	0.64
A09	0.32	0.07	0.75	5.89	2.03	0.63
A10	0.34	0.08	0.82	5.73	1.62	0.62
A11	0.38	0.06	0.95	5.64	1.81	0.58
A12	0.41	0.04	1.15	5.55	1.51	0.52
B01	0.33	0.08	0.81	5.74	1.62	0.62	0.52
B02	0.34	0.08	0.83	5.72	1.60	0.59	...	1.02
B03	0.32	0.09	0.83	5.71	1.63	0.61	0.53	0.51	0.073	0.039	0.006
B04	0.33	0.08	0.82	5.73	1.60	0.62	1.13	1.04	0.051	0.012	0.029	0.018
B05	0.34	0.08	0.84	5.72	1.61	0.61	2.01	1.99	0.028	...	0.018	...	0.019	0.031
B06	0.34	0.07	0.85	5.71	1.62	0.60	3.92	2.97	0.006	0.023	0.007	0.042
C01	0.33	0.06	0.83	5.74	1.63	0.61	0.085	0.025	0.0011
C02	0.34	0.08	0.83	5.73	1.62	0.62	0.072	0.021	0.0038
C03	0.33	0.07	0.82	5.73	1.61	0.62	0.058	0.017	0.0066
C04	0.34	0.07	0.84	5.73	1.64	0.62	0.041	0.012	0.0091
D01	0.33	0.06	0.83	5.74	1.63	0.61	0.16	1.42
D02	0.34	0.07	0.82	5.73	1.62	0.63	0.48	0.94
D03	0.34	0.07	0.83	5.72	1.62	0.61	0.92	0.51
D04	0.33	0.08	0.83	5.72	1.63	0.62	1.47	0.17

発明鋼

【 0 0 6 0 】

10

20

30

40

50

【表 2】

成分組成(単位:質量%)		C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	Co	Nb	Ta	Ti	Zr	Al	N	B	Cu	Ni	S	Ca	Se	Te	Bi	Pb
発 明 鋼	E01	0.33	0.06	0.83	5.74	1.63	0.61	0.019	0.06	...
	E02	0.33	0.07	0.82	5.73	1.61	0.62	0.023	0.15
	E03	0.34	0.08	0.83	5.73	1.62	0.62	0.051
	E04	0.33	0.07	0.82	5.73	1.61	0.62	0.092	0.015
	E05	0.34	0.07	0.82	5.73	1.62	0.63	0.021	...	0.09
	E06	0.33	0.08	0.82	5.73	1.60	0.62	0.020	0.018
比 較 鋼	A01	0.15	0.07	0.83	5.72	1.11	0.21
	A02	0.55	0.73	0.83	5.73	1.61	1.08
	A03	0.33	0.38	0.82	5.72	1.63	0.62
	A04	0.25	0.23	0.32	5.03	1.62	0.60
	A05	0.43	0.08	1.74	5.71	1.62	0.62
	A06	0.33	0.09	0.53	4.16	1.59	0.61
	A07	0.33	0.08	0.82	9.60	1.61	0.62
	A08	0.34	0.06	0.82	5.73	0.78	0.61
	A09	0.34	0.08	0.84	5.73	3.32	0.62
	A10	0.39	0.92	0.45	4.99	1.23	0.94

10

20

30

40

【0061】

(基礎特性の測定・調査)

ダイカスト型から切出した各試験片を用いて、基礎特性(高温強度・熱伝導率・衝撃値

・耐食性・コスト)を測定・調査した。

高温強度は次のようにして測定した。ダイカスト型から 14 mm × 21 mm の試験片を切り出した。その試験片を 5 / s で 600 に加熱して 100 s の保持後、ひずみ速度 10 s⁻¹ で加工して変形抵抗を測定した。その結果は表 3 に示す通りである。

熱伝導率は次のようにして測定した。ダイカスト型から 10 mm × 2 mm の試験片を切り出した。レーザーフラッシュ法によって室温でその試験片の熱伝導率を測定した。その結果は表 3 に示す通りである。

衝撃値は次のようにして測定した。ダイカスト型から 10 mm × 10 mm × 5.5 mm の J I S 3 号衝撃試験片を切り出した。室温でその試験片の衝撃値を測定した。その結果は表 3 に示す通りである。

耐食性は次のようにして測定した。ダイカスト型から試験片を切り出し、その試験片に孔を設けた。そして、この孔の内部に 4.5 の工業用水を 3.5 リットル / m i n で 72 H r 通水した。通水後の孔内面における錆びの発生状況を目視で評価した。その結果は表 3 に示す通りである。

【 0 0 6 2 】

【表 3】

基礎特性

	番号	高温強度	熱伝導率	衝撃値	耐食性	コスト	
発 明 鋼	A01	○	○(28.0)	○(34)	○	○	
	A02	○	○(28.1)	○(32)	○	○	
	A03	○	○(28.2)	○(30)	○	○	
	A04	○	○(28.3)	○(28)	○	○	
	A05	○	○(28.0)	○(36)	○	○	
	A06	○	○(28.6)	○(30)	○	○	
	A07	○	○(29.3)	○(35)	○	○	
	A08	○	○(30.4)	○(35)	○	○	
	A09	○	○(30.4)	○(35)	○	○	
	A10	○	○(30.6)	○(36)	○	○	
	A11	○	○(30.3)	○(34)	○	○	
	A12	○	○(30.7)	○(32)	○	○	
	B01	○	○(30.5)	○(35)	○	○	
	B02	○	○(29.1)	○(34)	○	○	
	B03	○	○(30.5)	○(35)	○	○	
	B04	○	○(29.1)	○(34)	○	○	
	B05	○	○(28.6)	○(33)	○	○	
	B06	○	○(28.2)	○(32)	○	○	
	C01	○	○(30.5)	○(36)	○	○	
	C02	○	○(30.4)	○(35)	○	○	
	C03	○	○(30.6)	○(36)	○	○	
	C04	○	○(30.5)	○(36)	○	○	
	D01	○	○(28.1)	○(35)	○	○	
	D02	○	○(28.3)	○(36)	○	○	
	D03	○	○(28.5)	○(35)	○	○	
	D04	○	○(28.4)	○(36)	○	○	
	E01	○	○(30.6)	○(27)	○	○	
	E02	○	○(30.5)	○(26)	○	○	
	E03	○	○(30.4)	○(21)	○	○	
	E04	○	○(30.5)	○(22)	○	○	
	E05	○	○(30.5)	○(27)	○	○	
	E06	○	○(30.4)	○(27)	○	○	
	比 較 鋼	A01	×	○(30.6)	×	○	○
		A02	○	×	×	○	×
		A03	○	×	○	○	○
		A04	○	△	×	○	○
A05		○	×	○	○	○	
A06		○	○	×	×	○	
A07		○	×	○	○	○	
A08		×	○	○	○	○	
A09		○	○	○	○	×	
A10		×	×	×	×	○	

10

20

30

【0063】

(基礎特性の評価)

高温強度は、970MPa以上を良好(表3で「○」で示す)、それ以外のものを不良(表3で「×」で示す)と評価した。熱伝導率は、28W/m/K以上を良好(表3で「○」で示す)、それ以外のものを不良(表3で「×」で示すが、28W/m/Kに近いものは「△」で示す)と判断した。衝撃値は、20J/cm²超を良好(表3で「○」で示す)、それ以外のものを不良(表3で「×」で示す)と評価した。

発明鋼は全項目において良好な特性を示した。また、発明鋼の被削性は、汎用金型鋼(JIS SKD61)よりは多少劣るものの、金型形状への加工が工業的に可能なレベルにあり、問題は無かった。尚、被削性の評価は、実際にダイカスト金型を切削した時の作業効率と切削工具の損耗状態から判断している。被削性が悪い鋼を切削すると、切削工具には局所的な異常磨耗や欠けを生じやすいため、切削工具の頻繁な交換による作業効率の

40

50

低下と、多量の切削工具を使うことによるコストの増加を余儀なくされる。発明鋼を切削した際の作業効率や切削工具の損耗状態は汎用鋼の場合よりは多少劣るものの、劣化の程度は顕著でなく、発明鋼の被削性は工業的に問題ないことが実際の金型加工において確認できた。

熱伝導率が 30 W/m/K を超えた発明鋼は、Si量が $0.04 \sim 0.09$ 質量%、Mn量が $0.70 \sim 1.15$ 質量% (発明鋼 A12 を除くと $0.70 \sim 0.95$ 質量%)、Cr量が $5.55 \sim 6.06$ 質量% (発明鋼 A08 を除くと $5.55 \sim 5.89$ 質量%、更に、発明鋼 A12 を除くと $5.64 \sim 5.89$ 質量%) だった。

衝撃値が 35 J/cm^2 以上となった発明鋼は、Mn量が $0.52 \sim 1.31$ 質量% (発明鋼 A05 を除くと $0.70 \sim 1.31$ 質量%)、Cr量が $5.25 \sim 6.28$ 質量% (発明鋼 A05 を除くと $5.71 \sim 6.28$ 質量%)、V量が $0.61 \sim 0.69$ 質量% (発明鋼 A05 を除くと $0.61 \sim 0.66$ 質量%) だった。

10

【0064】

一方、比較鋼 A10 の場合、コスト以外の評価項目は全て「×」であった。用いた試験片は、焼入れ速度が小さくなる大きなダイカスト型から切り出した試験片だった。そのため、特に、比較鋼 A10 は衝撃値が低くなっていた。

他の比較鋼は、一部の評価項目では比較鋼 A10 (JIS SKD61) より良好であるが、全項目が「 」となる鋼種はなかった。

【0065】

例えば、比較鋼 A01 は、過少 C のため高温強度が低下した。また、過少 V のため焼入れ時に結晶粒が粗大化し衝撃値が低下した。

20

比較鋼 A02 は、過剰 Si のため熱伝導率が低下した。また、比較鋼 A02 は、過剰 C、過剰 V のため炭化物量が過剰となり、衝撃値が低下した。

比較鋼 A03 は、過剰 Si のため熱伝導率が低下した。

比較鋼 A04 は、過剰 Mn のため焼入性が不足し、衝撃値が低下した。比較鋼 A04 の熱伝導率は、発明鋼に比べてやや低かった。この理由は、比較鋼 A04 の Si 量が相対的に多いこと、及び、比較鋼 A04 全体の成分バランスが不適切であったためと考えられる。

【0066】

比較鋼 A05 は、過剰 Mn のため熱伝導率が低下した。

30

比較鋼 A06 は、過剰 Cr のため焼入性が不足し、衝撃値が低下した。

比較鋼 A07 は、過剰 Cr のため熱伝導率が低下した。

比較鋼 A08 は、過剰 Mo のため高温強度が低下した。

比較鋼 A09 は、過剰 Mo のため著しい高コストである。

比較鋼 A10 は、過剰 Si のため熱伝導率が低下した。また、比較鋼 A10 は、過剰 Mo のため高温強度が低下した。更に、比較鋼 A10 は、過剰 V のため炭窒化物が過剰となり、衝撃値が低下した。

【0067】

(ダイカスト型を用いた実機試験)

ダイカスト型を用いた実機試験を次のようにして行った。作製したダイカスト型をマシンに組み付け、アルミ合金の鋳造を行った。アルミ合金には、ADC12 を用い、溶解保持炉の温度は 680 とした。また、ダイカスト品の重量は約 7 kg 、1 サイクルは 60 s である。10000 ショットの鋳造後、金型表面のヒートチェックと、内部冷却回路の腐食亀裂を評価した。また、10000 ショットの鋳造が完了するまでの間、顕著な焼付きが発生したか、内部冷却回路の割れによる水漏れがあったかについても評価した。表4は、実機試験の結果を示す。尚、表4の熱伝導率及び衝撃値は、表3に示したものをそのまま掲載している。

40

【0068】

【表 4】

ダイキャスト試験の結果

番号	ヒートチェック	焼付き	磨耗	水孔の割れ	コスト	熱伝導率	衝撃値
A01	○	○	○	○	○	28.0	34
A02	○	○	○	○	○	28.1	32
A03	○	○	○	○	○	28.2	30
A04	○	○	○	○	○	28.3	28
A05	○	○	○	○	○	28.0	36
A06	○	○	○	○	○	28.6	30
A07	○	○	○	○	○	29.3	35
A08	○	○	○	○	○	30.4	35
A09	○	○	○	○	○	30.4	35
A10	○	○	○	○	○	30.6	36
A11	○	○	○	○	○	30.3	34
A12	○	○	○	○	○	30.7	32
B01	○	○	○	○	○	30.5	35
B02	○	○	○	○	○	29.1	34
B03	○	○	○	○	○	30.5	35
B04	○	○	○	○	○	29.1	34
B05	○	○	○	○	○	28.6	33
B06	○	○	○	○	○	28.2	32
C01	○	○	○	○	○	30.5	36
C02	○	○	○	○	○	30.4	35
C03	○	○	○	○	○	30.6	36
C04	○	○	○	○	○	30.5	36
D01	○	○	○	○	○	28.1	35
D02	○	○	○	○	○	28.3	36
D03	○	○	○	○	○	28.5	35
D04	○	○	○	○	○	28.4	36
E01	○	○	○	○	○	30.6	27
E02	○	○	○	○	○	30.5	26
E03	○	○	○	○	○	30.4	21
E04	○	○	○	○	○	30.5	22
E05	○	○	○	○	○	30.5	27
E06	○	○	○	○	○	30.4	27
A01	△	○	×	○	○	30.6	19
A02	×	×	○	○	×	27.1	14
A03	△	×	○	○	○	27.7	30
A04	×	△	○	○	○	27.9	16
A05	△	×	○	○	○	25.4	23
A06	△	○	○	×	○	31.3	17
A07	△	×	○	○	○	26.5	34
A08	○	○	×	○	○	29.3	31
A09	○	○	○	○	×	29.1	25
A10	×	×	×	×	○	23.8	17

10

20

30

40

50

【0069】

(実機試験の評価)

ヒートチェック、焼付き、磨耗、水孔の割れは、目視で判断し、それぞれ、発生しなかったものを良好(表4で「○」で示す)、若干発生したものをやや不良(表4で「△」で示す)、発生したものを不良(表4で「×」で示す)と評価した。

発明鋼は全項目において良好な特性を示したのに対し、比較鋼はいずれかの項目において評価基準を満たさないものがあった。その理由は、発明鋼は上記成分組成を備え、熱伝導率及び衝撃値が高いことによるが、比較鋼は上記成分組成を備えておらず熱伝導率及び/又は衝撃値が低いためである。

【0070】

すなわち、発明鋼は、熱伝導率が高いため熱応力が小さくなり、ヒートチェックが発生しにくい。また、発明鋼は、熱伝導率が高いため型の過熱が抑制され、アルミ合金と型の

焼付も激減した。更に、高速で射出されたアルミ合金による磨耗も極めて僅かであり、高温強度の高さに対応している。発明鋼は、内部冷却回路の腐食もそれほど顕著ではなく、腐食部を起点とした割れの貫通による水漏れも発生しなかった。

【0071】

これに対し、比較鋼A01～A09は、JIS SKD61（比較鋼A10）よりは改善傾向にあるが、発明鋼と比べて劣ることがわかる。熱伝導率と衝撃値が共に低い鋼種（比較鋼A02, A04, A10）はヒートチェックが発生しやすい。また、熱伝導率が低い鋼種（比較鋼A02, A03, A05, A07, A10）では焼付が頻発した。高温強度が低い鋼種（比較鋼A01, A08）では、磨耗が目立つ。比較鋼A09は型性能は高いが、Mo含有量が高いため、コストや省資源化の観点から推奨できる材料ではない。

10

【0072】

特に、比較鋼A10（JIS SKD61）は、基礎特性の場合と同様、コスト以外の項目は全て「×」となった。比較鋼A10は、熱伝導率が低いため型が過熱され、アルミ合金と型の焼付が頻発した。また、ヒートチェックが多く発生した理由は、熱伝導率が低いことから熱応力が高くなるためである。高速で射出されたアルミ合金による磨耗も顕著で、高温強度の低さに対応している。更に、内部冷却回路の腐食もかなり深刻で、腐食部を起点とした割れも散発した。

【0073】

更に、今回実機試験で用いた金型は、サイズの大きい金型である。この試験結果によれば、発明鋼を用いた金型は、そのサイズが大型でも、高い衝撃値が得られ、熱伝導率が高く、高温強度が高いことが判明した。

20

【0074】

以上本発明について説明したが、本発明は、上記実施形態に何ら限定されるものではない。

【産業上の利用可能性】

【0075】

本発明に係る熱間工具鋼及びこれを用いた鋼製品は、熱伝導率及び衝撃値が高いため、金型メーカー及び金型ユーザにとって産業上極めて有益である。

【図面の簡単な説明】

【0076】

30

【図1】被削性とSi含有量との関係を示すグラフである。

【図2】熱伝導率とSi含有量との関係を示すグラフである。

【図3】衝撃値とMn含有量との関係を示すグラフである。

【図4】熱伝導率とMn含有量との関係を示すグラフである。

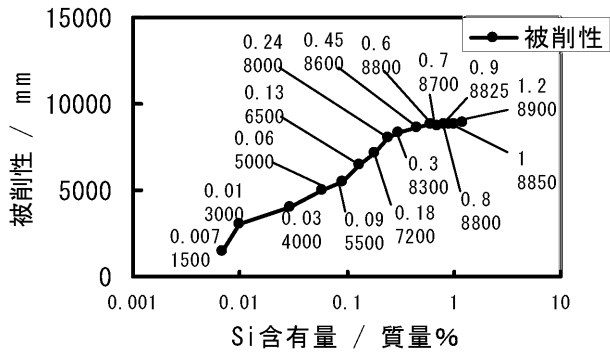
【図5】衝撃値とCr含有量との関係を示すグラフである。

【図6】熱伝導率とCr含有量との関係を示すグラフである。

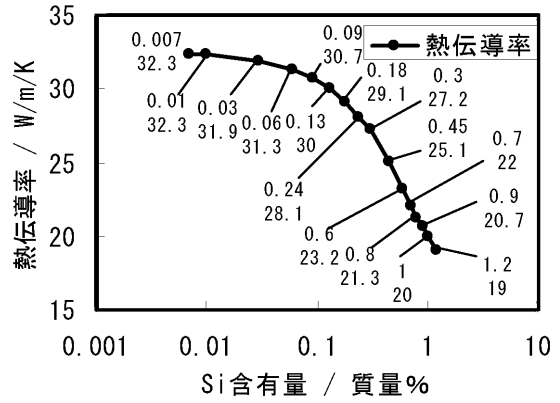
【図7】600での強度（高温強度）とMo含有量との関係を示すグラフである。

【図8】衝撃値とV含有量との関係を示すグラフである。

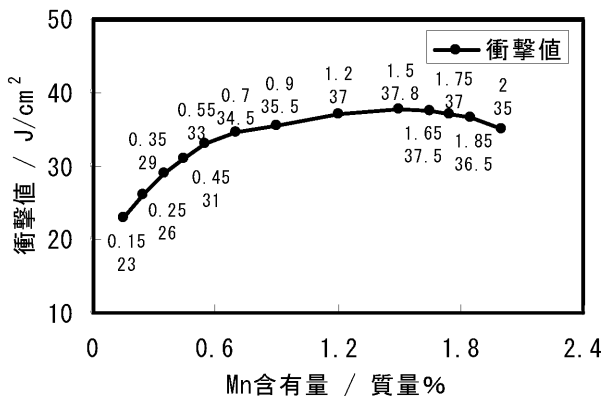
【 図 1 】



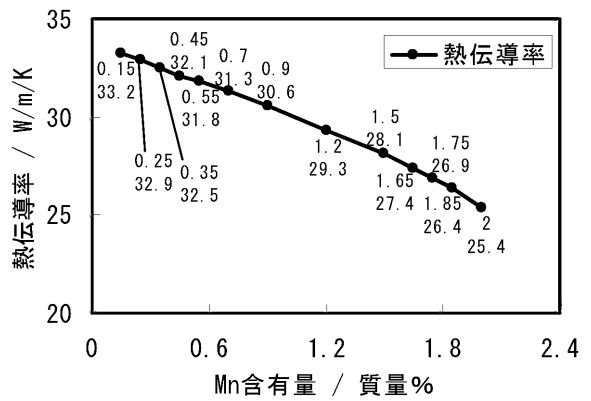
【 図 2 】



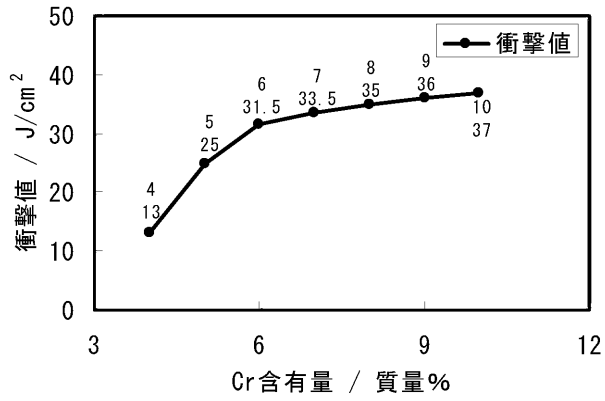
【 図 3 】



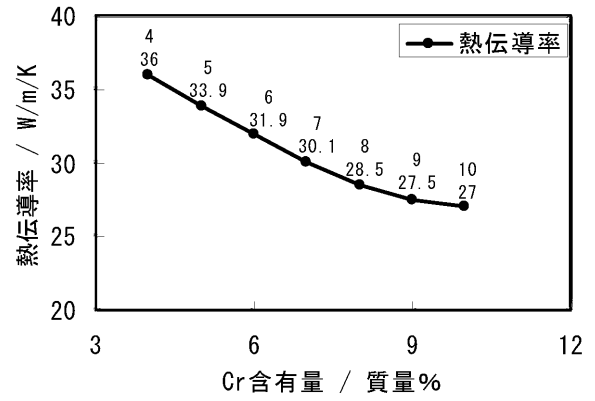
【 図 4 】



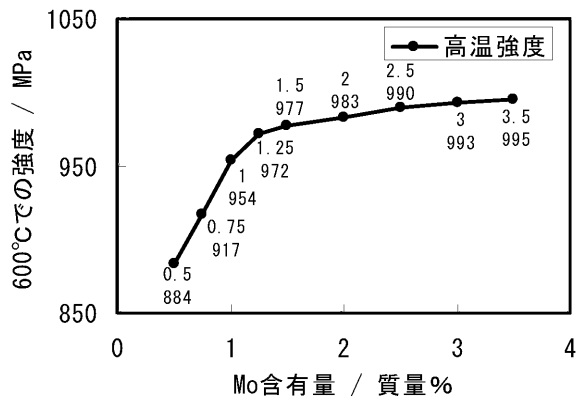
【 図 5 】



【 図 6 】



【 図 7 】



【 図 8 】

