

[19] 中华人民共和国国家知识产权局



[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 200610000851.1

[51] Int. Cl.

C22C 38/24 (2006.01)

C21D 1/26 (2006.01)

C21D 11/00 (2006.01)

[45] 授权公告日 2009 年 12 月 2 日

[11] 授权公告号 CN 100564569C

[22] 申请日 2006.1.13

[21] 申请号 200610000851.1

[30] 优先权

[32] 2005.1.14 [33] JP [31] 2005-007198

[73] 专利权人 大同特殊钢株式会社

地址 日本爱知县

[72] 发明人 清水崇行 池内康贵 藤井利光

[56] 参考文献

JP2001-294974A 2001.10.26

US6053991 2000.8.25

CN1173067C 2004.10.27

CN1537176A 2004.10.13

JP2002-3988A 2002.1.9

US4604145 1986.8.5

US6053991A 2000.4.25

审查员 王 敏

[74] 专利代理机构 南京经纬专利商标代理有限公司

代理人 楼高潮

权利要求书 1 页 说明书 15 页 附图 1 页

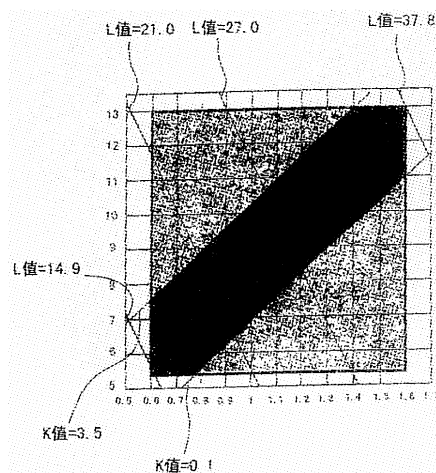
[54] 发明名称

冷加工工具钢

[57] 摘要

本发明的目的在于提供一种退火后硬度低、容易实施冷加工(锻造、冲压)及切削加工(铣削、钻孔、端铣、研削、旋削)的冷加工工具钢。解决上述问题,本发明之冷加工工具钢,其成分以重量%而言含有 $0.6\% \leq C \leq 1.60\%$ 、 $0.10\% \leq Si \leq 1.20\%$ 、 $0.10\% \leq Mn \leq 0.60\%$ 、 $5.5\% \leq Cr \leq 13.0\%$ 、 $0.80\% \leq Mo + 0.5W \leq 2.10\%$ 、 $0.10\% \leq V \leq 0.40\%$ 、 $0.0002\% \leq O \leq 0.008\%$ 、 $0.001 \leq Al \leq 0.10$,其残部由Fe及不可避免的不纯物组成,变态点 Ar_3 在 750°C 以上 850°C 以下,以 $(Ar_3 + 50^\circ\text{C})$ 以上 1050°C 以下的温度做保持加热的球状化退火处理后,以组织断面观察到,其相当圆径的范围在 $0.1\mu\text{m}$ 以上 $3\mu\text{m}$ 以下的碳化物的平均相当圆径是在 $0.25\mu\text{m}$ 以上 $0.8\mu\text{m}$ 以下,上述球状化退火处理后的勃氏硬度(Brinell Hardness)在HB179以上

HB235 以下,而且在 JIS G0555 中规定的 B 系中介物以及 C 系中介物中,钢的清浄度为 $(dB + dC)60 \times 400 \leq 0.05\%$, $K \text{ 值} = Cr(\%) - 6.8 \times C(\%)$ 时, K 值为 0.1 以上 3.5 以下。



1.一种冷加工工具钢,其特征在于,其成分以重量%而言含有 $0.9\% \leq C \leq 1.10\%$ 、 $0.10\% \leq Si \leq 1.20\%$ 、 $0.10\% \leq Mn \leq 0.60\%$ 、 $5.5\% \leq Cr \leq 13.0\%$ 、 $0.80\% \leq Mo+0.5W \leq 2.10\%$ 、 $0.10\% \leq V \leq 0.40\%$ 、 $0.0002\% \leq O \leq 0.008\%$ 、 $0.001\% \leq Al \leq 0.10\%$ 、 $0.0030\% \leq N \leq 0.0500\%$ 、 $0.001\% \leq P \leq 0.040\%$ 、 $0.01\% \leq Cu \leq 1.0\%$ 、 $0.01\% \leq Ni \leq 1.0\%$ 、 $0.001\% \leq S \leq 0.20\%$, 其残部由 Fe 及不可避免的不纯物组成, 变态点 Ar3 在 750℃ 以上 850℃ 以下, 以 (Ar3+50℃) 以上 1050℃ 以下的温度做保持加热的球状化退火处理后, 以组织断面观察到, 其相当圆径的范围在 0.1μm 以上 3μm 以下的碳化物的平均相当圆径是在 0.25μm 以上 0.8μm 以下, 上述球状化退火处理后的勃氏硬度(Brinell Hardness)在 HB179 以上 HB235 以下, 而且在 JIS G0555 中规定的 B 系中介物以及 C 系中介物中, 钢的清浄度为 $(dB+dC)60 \times 400 \leq 0.05\%$, $K \text{ 值} = Cr\% - 6.8 \times C\%$ 时, K 值为 0.1 以上 3.5 以下, 表示结晶碳化物的量的指标, 在 $L \text{ 值} = Cr\% + 15.5 \times C\%$ 时, 相当于 $21.0 \leq L \text{ 值} \leq 27.0$ 。

2. 根据权利要求 1 所述的冷加工工具钢, 其中钢的成分更包括:
 $0.01\% \leq Nb \leq 0.12\%$ 、 $0.005\% \leq Ta \leq 0.10\%$ 、 $0.005\% \leq Ti \leq 0.10\%$ 、 $0.005\% \leq Zr \leq 0.10\%$ 、 $0.005\% \leq Mg \leq 0.10\%$ 、 $0.005\% \leq REM \leq 0.10\%$ 其中一种或两种以上。

3. 根据权利要求 1 或 2 所述的冷加工工具钢, 其中上述球状化退火处理在保持加热后, 以低于 60℃/h 的冷却速度慢冷至 750℃ 以下。

冷加工工具钢

技术领域

本发明有关于一种冷加工工具钢，用于冷加工中锻造、冲压加工的冷加工模具或构造组件、要求耐磨耗性的机械组件、冷锻冲压模、高张力钢板的成形模、弯曲模、冷作锻造模具、锻造模、螺杆旋转模、冲压构件、切条机刀具、标准框冲模、表计、深抽冲压、弯曲模冲压、剪切刀片、不锈钢的弯曲模、深抽模、锻造等的塑性加工工具、齿轮用冲压、橡胶构件、冲压模、顺序动作冲压模、土石供给装置的密封板、螺旋构件、水泥吹付机用旋转板、IC 封装模、尺寸精度要求高的精密冲压模、实施 CVD 处理·PVD 处理·TD 处理等的表面处理所使用的上述用途的金属模具。

背景技术

冷加工工具钢向来是 JIS4404 的高合金冷加工模的代表钢种的 SKD11 或 SKD12 等使用。该等冷加工工具钢是在热加工后(锻造、延压等)，从渥斯田化温度 Ar3 点到 Ar3 点+50℃的温度范围中加热而缓缓冷却的退火处理作为冷加工的软化处理。由该退火处理条件所得到的退火硬度为大约为勃式硬度 HB241~HB255。

又在专利文献 1 所揭露者为退火温度比习知的温度高而却比习知的退火硬度低。虽然低硬化使切削加工容易，但表 2 中的发明钢的硬度为 HV262~278(HB 换算约 250~265)，难谓低硬度。而且，若退火温度比淬火温度高而实施，即使有一般淬火回火后硬度降低的问题，但是对于淬火回火的硬度却未提及。

专利文献 1 特开平 6-322439 号公报

发明所要解决的课题

近年来,越发要求制造过程的缩短及成本降低,试图缩短构造组件、机械零件的制作时间,因此要求退火材料的切削性优良及易于进行冷加工的机械加工性优良的冷加工工具钢。但是,冷加工工具钢在其成分上,难以由退火得到低硬度。

又,特别是模具或治具、机械组件的耐磨特性是必要的用途下,从其耐磨耗性的观点而言,虽然多利用包含结晶粗大的碳化物的材料,重视耐磨耗性,但是无法避免韧性降低的材料特性的劣化。另一方面,欲被提升切削性,则添加减少结晶粗大的碳化物或多量的 S 等的快削元素,但是会导致耐磨耗性降低。于此,结晶粗大的碳化物(一次碳化物)所指的是相当圆径约 10 μm 以上的物体。

有鉴于此,本发明的目的在于提供一种退火后硬度低、容易实施冷加工(锻造、冲压)及切削加工(铣削、钻孔、端铣、研削、旋削)的冷加工工具钢。

解决问题的手段、发明的效果

为解决上述问题,本发明的权利要求 1 所述的冷加工工具钢,其成分以重量%而言含有 $0.6\% \leq C \leq 1.60\%$ 、 $0.10\% \leq Si \leq 1.20\%$ 、 $0.10\% \leq Mn \leq 0.60\%$ 、 $5.5\% \leq Cr \leq 13.0\%$ 、 $0.80\% \leq Mo + 0.5W \leq 2.10\%$ 、 $0.10\% \leq V \leq 0.40\%$ 、 $0.0002\% \leq O \leq 0.008\%$ 、 $0.001\% \leq Al \leq 0.10\%$, 其残部由 Fe 及不可避免的不纯物组成,变态点 Ar_3 在 750 $^{\circ}\text{C}$ 以上 850 $^{\circ}\text{C}$ 以下,以 $(Ar_3 + 50^{\circ}\text{C})$ 以上 1050 $^{\circ}\text{C}$ 以下的温度做保持加热的球状化退火处理后,以组织断面观察到,其相当圆径的范围在 0.1 μm 以上 3 μm 以下的碳化物的平均相当圆径是在 0.25 μm 以上 0.8 μm 以下,上述球状化退火处理后的勃氏硬度(Brinell Hardness)在 HB179 以上 HB235 以下,而且在 JIS G0555 中规定的 B 系中介物以及 C 系中介物中,钢的清浄度为 $(dB + dC)60 \times 400 \leq 0.05\%$, K 值 = $Cr(\%) - 6.8 \times C(\%)$ 时, K 值为 0.1 以上 3.5 以下。

上述本发明主要有以下的特征。

(1)退火后的硬度降低

退火后硬度由相当圆径范围为 $0.1\mu\text{m}$ 以上 $3\mu\text{m}$ 以下的碳化物(以下称为二次碳化物)的分布状态所决定, 由于该二次碳化物的平均相当圆径在 $0.2\mu\text{m}$ 以上 $0.8\mu\text{m}$ 以下, 表现低硬度。该平均相当圆径的范围大于二次碳化物的尺寸。即, 由于退火所产生的二次碳化物的绝对量相同, 若平均相当圆径变大, 比较大的二次碳化物存在而使硬度降低。相反地, 若平均相当圆径变小, 比较小的二次碳化物密集, 使硬度变大。具体而言, 藉由二次碳化物的平均相当圆径在上之范围内, 可得到勃氏硬度 HB179 以上且 HB235 以下的低硬度(习知材料为勃氏硬度 HB241~HB255), 切削加工及冷加工的效率可特别地提升。

(2)二次碳化物的尺寸由退火条件控制

二次碳化物的大小由(Ar3+50℃)以上 1050℃以下的温度做保持加热的球状化退火处理而控制。详细地说, 首先, 加热保持于比习知的退火温度(Ar3~Ar3+50℃)高的温度(Ar3+50℃~淬火温度(1050℃))使其固溶于二次碳化物多的母材中。而且, 加热保持的温度比淬火温度(1050℃)低, 使淬火回火后的硬度降低。之后, 固溶的二次碳化物变大而成长, 以比 60℃/h 慢的冷却速度慢冷 750℃以下(慢冷法)。其它的处理方法为 650℃~变态点 Ar1 与变态点 Ar3~1050℃的温度之间, 做二次以上的反复加热冷却的「反复加热慢冷法」、在比 Ar3 低的温度长时间做保持的「长时间加热法」、在慢冷法的慢冷途中在一定温度下做保持的「等温变态法」等。使用任一种方法均可控制二次碳化物的大小。又, 在上述球状化退火实施前, 在 Ar1 以下的温度实施低温退火, 减低退火后的硬度误差, 可得到更低的硬度。而且, 针对影响作为模具或治具用途所必须的耐磨耗性的粗大的结晶碳化物(一次碳化物), 即使实施上述之球状化退火处理, 也不使其尺寸及个数产生大的变化。

于此,变态点「Ar3」表示冷却时 A3 变态点(渥斯田化温度),「r」意指冷却(refroidissement)。在球状化退火处理中,为了使二次碳化物充分地固溶于母材中,使加热保持温度比习知的温度高,而且该温度在淬火温度以下,以求足够低的变态点 Ar3。换言之,变态点 Ar3 与淬火温度的差足够大,因此,为了使变态点 Ar3 为 750℃~850℃必须做成分调整,若变态点 Ar3 变高,与一般的淬火温度(1050℃)的差会变小,退火温度无法提高而二次碳化物无法充分地固溶(与习知的退火相同)。另一方面,若 Ar3 降低,二次碳化物的析出、成长需要极长的时间。而且,对于退火温度而言,变态点 Ar3 用 DTA(differential Thermal Analysis)等的装置测定,藉此决定较佳的温度(Ar3+50℃~淬火温度(1050℃))。

(3)关于氧化物系中介物对被切削性的影响

B 系及 C 系(特别是氧化物系)的中介物(根据 JIS G 0555),中介物的量愈大则被切削性会愈低。该等中介物,自身的硬度相当高,远超过母材的硬度。那么,若在切削加工时与工具刀刃接触,会使工具刀刃产生碎片(chipping)而降低工具寿命。由于 B 系及 C 系的中介物愈 O 接近对被切削性的影响愈小,为了得到充分的被切削性,B 系与 C 系中介物中钢的清淨度(dB+dC)60×400≤0.05%是必要的。而且,上述清淨度主要是使 O 及 Al 的含有量在后述的范围中。

以下针对本发明之各数值限定理由做说明。

(4)0.6%≤C≤1.60%

C 是在淬火时提高母材硬度所必须的元素。藉由与 Cr、Mo、V 等的碳化物形成元素结合而形成碳化物,使结晶粒细微化。又,藉由碳化物而提升耐磨耗性。为了使淬火回火硬度在 HRC55 以上,必须添加至下限以上。另一方面,过度的添加会使碳化物变多而导致任性降低,因此添加至上限以下。

(5)0.10%≤Si≤1.20%

添加 Si 作为脱氧元素。又，由于实施高温回火而使硬度提高，欲得到此效果添加下限以上。另一方面，过度的添加会使热加工性降低，同时使淬火回火后的韧性降低，因此添加至上限以下。

(6) $0.10\% \leq \text{Mn} \leq 0.60\%$

添加 Mn 作为脱氧元素。又，淬硬性提高，为了使硬度提高且强度提高，添加至 0.10% 以上。另一方面由于过度的添加会使热加工性降低，其上限为 0.6%。

(7) $5.5\% \leq \text{Cr} \leq 13.0\%$

Cr 系提高固溶于母材中的淬硬性，在硬度提高之同时，形成碳化物而耐磨耗性提升。为了得到此效果，必须添加至下限以上。另一方面，过度的添加系形成超过必要的碳化物，为了降低淬火回火后的韧性、被切削性，添加至上限以下。

(8) $0.80\% \leq \text{Mo} + 0.5\text{W} \leq 2.10\%$

Mo 及 W 系提高固溶于母材中的淬硬性，在硬度提高之同时，形成碳化物而耐磨耗性提升。又，也具有提高淬火回火的软化抵抗性的效果。为了得到该效果， $\text{Mo}(\%) + 0.5\text{W}(\%)$ 所记载的 Mo 当量必须添加至下限以上。另一方面，过度的添加会使热加工性、韧性、被切削性降低，因此添加上限以下。

(9) $0.10\% \leq \text{V} \leq 0.40\%$

V 具有形成稳定的碳化物并防止结晶粗大化的结果。又，形成微细碳化物而提升耐磨性与硬度。为了得到如此的效果，必须添加至 0.10% 以上。另一方面，过度的添加会使碳化物量增加而降低被切削性及热加工性，因此上限为 0.40%。

(10) $0.0002\% \leq \text{O} \leq 0.0080\%$ 、 $0.001\% \leq \text{Al} \leq 0.10\%$

O 及 Al 是无法避免地包含于钢中。B 系及 C 系的中介物的构成元素，若钢中含有多量则降低韧性，必须添加至上限以下。又，兼考虑制造成本而

积极地降低该等元素，可维持稳定且高韧性。而且，即使过度降低，仅会导致制造成本的上升，而对韧性的影响已经饱和，因此添加至下限以上。

(11)变态点 Ar3 在 750℃ 以上 850℃ 以下

当变态点 Ar3 在该范围内时，由于从实施球状化退火处理的 Ar3+50℃ 到淬火温度 1050℃ 的范围变大，确保使二次碳化物充分固溶的温度。但是，当 Ar3 过度高时，从 Ar3+50℃ 到淬火温度 1050℃ 的范围变窄，无法确保退火温度。结果，二次碳化物的固溶量变小，无法得到提升被切削性所必要的低硬度。又，若 Ar3 过度低，慢冷至 Ar3 以下的温度而使二次碳化物析出、成长的时间过长，而使工业成本非常高。而且，Ar3 的测定虽然是以 DTA 等进行，Ar3 的温度是由测定条件变化，冷却速度为 5℃/h 以上，在 60℃/h 做测定。

(12)球状化退火处理后的组织断面观察的相当圆径范围在 0.1μ m 以上 3μ m 以下的碳化物的平均相当圆径为 0.25μ m 以上 0.8μ m 以下。

碳化物的平均相当圆径为钢的研磨表面上对组织断面做影像解析而计算出的。具体而言，以扫描式电子显微镜或光学显微镜做放大观察时，存在于视野中的相当圆径为 0.1μ m 以上 3μ m 以下的碳化物全体，分别算出其相当圆径，然后求出平均值作为平均相当圆径。放大观察系除了材料表面及中心部外，在任意选择的位置上，必须至少 1mm² 以上的面积，或者是在一视野中，属于相当圆径 0.1μ m 以上 3μ m 以下的碳化物存在 20 个到 500 个，可将该视野用于 20 视野以上的测定。0.1μ m 以上 3μ m 以下的碳化物，即形成硬度的碳化物(二次碳化物)。若此碳化物的平均粒径未满足 0.25μ m，无法得到硬度提高，且被切削性提高的效果(相当于习知实施的退火处理的情况)。另一方面，当过大时，由于退火的慢冷时成长的碳化物的个数极少，在冷却过程中不易析出波来铁，反而使硬度变高，因此碳化物的平均相当圆径必须以 0.8μ m 为其上限。

(13)球状化退火处理后勃氏硬度为 HB179 以上 HB235 以下

由于球状化退火处理后，勃氏硬度为 HB235 以下，可得到比习知优良的被切削性及冷加工性。另一方面，当过度低时，由于会提高工业成本，以 HB179 以上较佳。

(14)JIS G 0555 所规定的 B 系中介物及 C 系中介物中，刚的清浄度为 $(dB+ dC)60 \times 400 \leq 0.05\%$

B 系中介物系指在加工方向上使不连续地排列的粒状的中介物(主要是铝)聚集的物质，C 系中介物是指不使产生黏性变形而不规则分散的物体(粒状氧化物)。由于该等中介物过多会使被切削性降低，JIS G 0555 所规定的试验方法来决定 B 系及 C 系中介物的钢的清浄度 $(dB+ dC)60 \times 400 \leq 0.05\%$ ，可得到良好的被切削性。

(15) $K \text{ 值} = Cr(\%) - 6.8 \times C(\%)$ 时，该 K 值为 0.1 以上 3.5 以下

K 值表示在适当淬火温度时固溶于母材的 Cr 量。在上述范围内，藉由淬火回火所得的硬度大约相等，可对应于冷加工工具钢所要求的耐磨耗性或韧性、被切削性而调整结晶碳化物量。但是，若 K 值在上述范围以外，由于回火中析出而产生硬度的二次碳化物的量不够，无法维持冷加工工具钢的硬度。在第 1 图中，表示 C 的含有量与 Cr 的含有量的关系。从纸面左下朝向右上的直线与 K 值有关，从纸面左上朝向右下的直线与后数的 L 值有关。

又本发明之冷加工工具钢，其钢成分更可含有 $0.0030\% \leq N \leq 0.0500\%$ 、 $0.001\% \leq P \leq 0.040\%$ 其中一种或两种。

该等元素是在钢所不可避免的。由于在钢中含量多会使韧性降低，因此最好在上限以下。。又，兼考虑制造成本而积极地降低该等元素，可维持稳定且高韧性。而且，即使过度降低，仅会导致制造成本的上升，而对韧性的影响已经饱和，因此添加至下限以上。

又本发明之冷加工工具钢，其钢成分更可包括 $0.01\% \leq Cu \leq 1.0\%$ 、 $0.01\% \leq Ni \leq 1.0\%$ 、 $0.2\% \leq Co \leq 1.0\%$ 、 $0.0003\% \leq B \leq 0.010\%$ 其中一种或两种以上。

该等元素具有固溶于母材中而提升淬火性的效果。关于韧性，藉由使冲击迁移温度降低而使韧性提升，以及藉此达到防止焊接性劣化的结果。又，关于 **Co**，其具有提高高温强度的效果。为了得到该等效果，添加至下限以上较佳。另一方面，过度的添加会使效果达到饱和，因此添加至上限以下较佳。

又本发明之冷加工工具钢，其钢的成分更包括： $0.001\% \leq S \leq 0.20\%$ 、 $0.005\% \leq Se \leq 0.10\%$ 、 $0.005\% \leq Te \leq 0.10\%$ 、 $0.0002\% \leq Ca \leq 0.010\%$ 、 $0.005\% \leq Pb \leq 0.10\%$ 、 $0.005\% \leq Bi \leq 0.10\%$ 其中一种或两种以上。

S 可添加作为快速切削元素。虽然可与 **Cr**、**Mo**、**V** 等的碳化物形成元素合并，但为了得到被切削性提升的效果，最好添加至 0.04% 以上。过度的添加会使韧性降低或放电加工、切削加工后的表面粗度劣化等的机械性的特性也大大的降低，因此上限最好是 0.20% 。如此，在重视被切削性的用途中，考虑机械特性的平衡而添加。一方面，机械特性比被切削性受重视的用途中，考虑制造成本的平衡，**S** 添加量在 0.02% 以下， 0.01% 以下更好。实际操作上在 0.001% 以上 0.02% 以下可满足机械特性。由以上得到上述 **S** 添加量。

关于 **Se**、**Te**、**Ca**、**Pb**、**Bi**，可为了提升被切削性的目的而添加。**Se**、**Te** 可利用为 **Mn** 硫化物中 **S** 的替代元素。**Ca** 藉由氧化物的形成或固溶于 **Mn** 硫化物中，在切削加工时在工具表面形成保护膜而使被切削性提高。**Pb**、**Bi** 会偏析出于晶界，使晶界强度降低而提高被切削性。为了得到该等效果，必须添加至下限以上。另一方面，过度的添加会导致机械特性恶化，因此添加至上限以下。

又，本发明之冷加工工具钢，钢的成分更可包括： $0.01\% \leq Nb \leq 0.12\%$ 、 $0.005\% \leq Ta \leq 0.10\%$ 、 $0.005\% \leq Ti \leq 0.10\%$ 、 $0.005\% \leq Zr \leq 0.10\%$ 、 $0.005\% \leq Mg \leq 0.10\%$ 、 $0.005\% \leq REM \leq 0.10\%$ 其中一种或两种以上。

该等元素可添加以得到碳化物细微化或结晶粒细微化而提高韧性的结果。又，**Mg** 及 **REM** 形成氧化物。产生低氧化而减少粗大的氧化物。另一

方面, 过度的添加会使韧性及焊接性降低, 最好是添加至上限以下。而且, 在 REM 中可使用一种或两种以上的稀土类元素。

接着, 本发明可以将上述技术解决方案中的钢成分进一步限定为
 $0.60\% \leq C \leq 0.80\%$ 、 $0.10\% \leq Si \leq 1.20\%$ 、 $0.10\% \leq Mn \leq 0.60\%$ 、
 $5.5\% \leq Cr \leq 8.5\%$ 、 $0.80\% \leq Mo+0.5W \leq 2.10\%$ 、 $0.10\% \leq V \leq 0.40\%$ 、
 $0.0002\% \leq O \leq 0.0080\%$ 、 $0.001\% \leq Al \leq 0.10\%$ 。即, 在本发明的技术解决方案的钢成份中, 加入更进一步的限制条件 C、Si、Cr、Mo。

冷加工工具钢, 特别是需要韧性及微细加工的模具, 必须减少结晶碳化物。即藉由将 C、Si、Cr、Mo 调整至上述范围内, 不必极力形成以 M_7C_3 为主体的结晶碳化物(M 为 Cr、Mo、V)。结晶碳化物的量相当于重量%0.01~5%。又, 表示结晶碳化物的量的指标, 在 $L \text{ 值} = Cr(\%) + 15.5 \times C(\%)$ 时, 相当于 $1.49 \leq L \text{ 值} \leq 21.0$ 。(参照第 1 图)

接着, 本发明可以将上述技术解决方案中的钢成分为
 $0.90\% \leq C \leq 1.10\%$ 、 $0.8\% \leq Si \leq 1.20\%$ 、 $0.10\% \leq Mn \leq 0.60\%$ 、
 $7.0\% \leq Cr \leq 9.0\%$ 、 $1.50\% \leq Mo+0.5W \leq 2.10\%$ 、 $0.10\% \leq V \leq 0.40\%$ 、
 $0.0002\% \leq O \leq 0.0080\%$ 、 $0.001\% \leq Al \leq 0.10\%$ 。即在本发明的技术解决方案的钢成份中, 加入更进一步的限制条件 C、Si、Cr、Mo。

冷加工工具钢, 特别是需要耐磨耗性及韧性的平衡的模具, 必须确保结晶碳化物在某程度的量。即藉由将 C、Si、Cr、Mo 调整至上述范围内, 形成以 M_7C_3 为主体的结晶碳化物。结晶碳化物的量相当于重量%5~10%。又 $21.0 \leq L \text{ 值} \leq 27.0$ 。(参照第 1 图)

接着, 本发明可以将上述技术解决方案中的钢成分为 $1.40\% \leq C \leq 1.60\%$ 、
 $0.10\% \leq Si \leq 0.40\%$ 、 $0.10\% \leq Mn \leq 0.60\%$ 、 $11.0\% \leq Cr \leq 13.0\%$ 、
 $0.80\% \leq Mo+0.5W \leq 1.20\%$ 、 $0.10\% \leq V \leq 0.40\%$ 、 $0.0002\% \leq O \leq 0.0080\%$ 、
 $0.001\% \leq Al \leq 0.10\%$ 。即在本发明的技术解决方案的钢成份中, 加入更进一步的限制条件 C、Si、Cr、Mo。

冷加工工具钢，特别是需要耐磨耗性及韧性的平衡模具，必须多含结晶碳化物。即藉由将 C、Si、Cr、Mo 调整至上述范围内，多形成以 M_7C_3 为主体的结晶碳化物。结晶碳化物的量相当于重量%10~15%。又 $27.0 \leq L$ 值 ≤ 37.8 。(参照第 1 图)

附图说明

第 1 图为 C 含有量与 Cr 含有量的关系(K 值、L 值)的图。

用于实施发明的优选形式

表 1 所表示的本发明的钢材与比较钢材的成份组成的 200kg 的钢材，以高周波真空溶解炉熔解后，做成块状，将所得到的钢块做热加工锻造而形成一边 70mm 的角棒。之后，以表 2 所示的温度做退火处理(慢冷速度 18 °C/h)。

而且，在表 1 中的比较钢材的组成中，脱离本发明所规定的组成范围时，超过下限给予向下的箭号，超过上限则给予向上的箭号。

表 1.成分(wt%)

No.		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	W	V	Al	O	N	K 值	L 值	其它	
1	比较钢	0.71	0.38	↑ 0.93	0.028		↑ 1.32	0.11	7.03	0.84		0.35	0.028	0.0009			2.202	18.035	
2	发明钢	1.23	0.53	0.34			0.06	0.43	10.32	1.44		0.15	0.093	0.0053			1.956	29.385	
3	比较钢	0.71	0.38	0.37	0.028	0.002	0.09	↑ 1.55	7.03	0.84		↑ 1.34	0.028	0.0009	0.019		2.202	18.035	
4	比较钢	0.66	0.42	0.32	0.013	0.001	0.23	0.53	10.5	0.32		0.11	0.033	0.0021	0.011	↑ 6.012	20.73		
5	发明钢	0.61	0.95	0.47	0.004	0.063	0.05	0.13	5.7	2.01		0.21	0.008	0.0023	0.015	1.552	15.155		
6	发明钢	0.78	0.75	0.21	0.035	0.035	0.85	0.53	5.81	2.09		0.39	0.03	0.0053	0.004	0.506	17.9		
7	发明钢	0.93	0.23	0.15	0.021	0.001	0.34	0.43	6.53	0.82		0.11	0.09	0.0003	0.0033	0.206	20.945		
8	发明钢	0.79	0.35	0.32	0.003	0.003	0.23	0.03	8.82	0.93		0.12	0.053	0.0009	0.0085	3.448	21.065		
9	发明钢	0.62	0.11	0.11	0.028	0.058	0.53	0.84	7.53	1.56		0.11	0.08	0.0004	0.009	3.314	17.14		
10	发明钢	0.72	0.69	0.55	0.013	0.008	0.13	0.08	7.03	1.03		0.14	0.032	0.0063	0.013	2.134	18.19		
11	发明钢	0.78	1.17	0.59	0.018	0.17	0.25	0.31	6.53	0.81	0.02	0.33	0.021	0.0078	0.024	1.226	18.62		
12	发明钢	0.71	1.18	0.58	0.022	0.008	0.023	0.89	8.2	0.88	0.83	0.13	0.012	0.0013	0.012	3.372	19.205	B=0.0032	
13	发明钢	0.83	0.11	0.42	0.006	0.004	0.14	0.67	5.96	1.65		0.22	0.096	0.0043	0.048	0.316	18.825	Zr=0.022, Ta=0.07, Mg=0.09	
14	比较钢	0.93	0.89	0.31	0.022	↑ 0.25	0.08	0.33	↑ 13.94	1.83		0.22	0.053	0.0031	0.011	↑ 7.616	28.355		
15	比较钢	0.99	0.89	0.52	0.012	0.003	0.35	0.46	6.34	1.93		0.32	0.023	0.0039	0.016	↓ -0.392	21.685		
16	发明钢	0.94	0.93	0.41	0.011	0.001	0.02	0.04	6.63	1.84		0.31	0.011	0.0019	0.009	0.238	21.2		
17	发明钢	1.19	0.83	0.22	0.001	0.14	0.75	0.23	8.32	1.74	0.11	0.21	0.022	0.0043	0.0395	0.228	26.765		
18	发明钢	1.07	0.85	0.39	0.013	0.003	0.05	0.13	10.71	1.63		0.25	0.034	0.0041	0.0312	3.434	27.295		
19	发明钢	0.81	0.93	0.18	0.032	0.002	0.13	0.45	8.83	1.99	0.03	0.33	0.048	0.0077	0.0213	3.322	21.385		
20	发明钢	0.92	1.05	0.59	0.021	0.095	0.34	0.63	8.21	2.03		0.29	0.028	0.0063	0.0183	1.954	22.47		
21	发明钢	0.88	1.17	0.11	0.009	0.103	0.23	0.09	7.58	1.54		0.19	0.035	0.0031	0.018	1.596	21.22		
22	发明钢	0.99	1.08	0.58	0.013	0.003	0.02	0.75	9.03	2.08		0.37	0.059	0.0019	0.031	2.298	24.375		
23	发明钢	0.99	0.42	0.11	0.023	0.38	0.08	0.09	8.25	0.97		0.18	0.001	0.0002	0.0035	1.518	23.595	Nb=0.02, Ti=0.043, REM=0.05	

24	发明钢	0.86	0.93	0.11	0.025	0.001	0.011	0.98	9.32	1.55	0.39	0.032	0.0079	0.01	3.472	22.65	Ca=0.0053, Te=0.026, Bi=0.024
25	比较钢	↑ 1.83	0.32	0.53		0.001	0.09	0.31	11.95	↓ 0.43	0.34	0.009	0.0009		↓ -0.494	40.315	
26	比较钢	1.53	0.13	0.43	0.011	0.001	0.21	0.33	9.31	0.88	0.31	0.008	0.0019	0.011	↓ -1.094	33.025	
27	发明钢	1.23	0.29	0.46	0.018	0.001	0.04	0.08	8.53	0.83	0.22	0.005	0.0023	0.014	0.166	27.595	
28	发明钢	1.58	0.11	0.23	0.005	0.11	0.32	0.32	11.44	0.95	0.16	0.008	0.0003	0.0185	0.696	35.93	
29	发明钢	1.56	0.18	0.12	0.029	0.002	0.03	0.98	12.98	0.93	0.31	0.005	0.0053	0.0045	2.372	37.16	
30	发明钢	1.44	0.21	0.18	0.003	0.08	0.09	0.75	12.84	1.18	0.23	0.093	0.0005	0.0093	3.048	35.16	
31	发明钢	1.08	0.31	0.22	0.002	0.002	0.21	0.63	10.73	1.09	0.38	0.053	0.0078	0.023	3.386	27.47	
32	发明钢	1.43	0.37	0.34	0.009	0.083	0.85	0.15	12.59	1.05	0.09	0.083	0.0015	0.0075	2.866	34.755	
33	发明钢	1.23	0.23	0.57	0.028	0.052	0.43	0.44	10.39	1.02	0.32	0.053	0.0034	0.0053	2.026	29.455	
34	发明钢	1.45	0.97	0.36	0.038	0.034	0.88	0.1	12.78	0.76	1.33	0.25	0.012	0.0035	2.92	35.255	Co=0.36
35	发明钢	1.3	0.29	0.43	0.024	0.27	0.91	0.06	12.01	1.85	0.33	0.004	0.0031	0.013	3.17	32.16	Pb=0.09, Se=0.09

对于本发明的钢材与比较钢材,进行以下的试验与评价。其结果表示于表 2。

(a)碳化物的测定评价

对材料的研磨表面进行影像解析,并测定碳化物的平均粒径。影像解析系使用 SEM 观察照片进行,以 500~5000 中合适的倍率,观察 1mm² 的面积。然后,对于存在于显示视野中的 0.1 μ m 以上 3.0 μ m 以下的碳化物全体,分别计算出相当圆径而求出平均值。而且,研磨表面以苦味酸(Pikrin)乙醇溶液,蚀刻至在 0.1 μ m 左右的碳化物不会剥离的情况下可观察的深度。

(b)B 系及 C 系中介物量

JIS G 0555 所规定的试验方法测定(dB+dC)60 $\times$ 400。

(c)被切削性试验

从所制造的本发明的钢材及比较钢切出的试验片,在以下的条件下进行被切削性的试验。

端铣加工试验条件

工具:超硬 solid end mill (ϕ 10mm), 6 片刀刃

速度: 120m/min

进给量: 0.06mm/rev

切削宽度: 0.5mm 高 10mm

切削油: 吹气排屑

切削距离: 切削至 60000mm

判定:在切削途中,无工具折损判定为○,有折损或中途产生火花则判定为×。

(d)冷加工加工性

从所制造的本发明的钢材及比较钢材切出 12 $\times$ 18mm 的试验片,以 600t 油压冲床做一气压压缩加工至试验片高度的 60%。在各钢材中,观察 10 个加工后的试验片,检查哪一个产生破裂。

(e)最高硬度

变化淬火回火的热处理条件，以洛氏(Rockwell)硬度计做测定。

(f)比磨耗量

用 pin-on-disc 摩擦磨耗测试机进行测试。从制造的本发明的钢材与比较钢材切出两根直径 ϕ 8mm 的销。盘片(disc)是从 S45C 切出的。本发明的钢材与比较钢一同进行淬火回火以得到最高硬度。试验条件为滑动速度 1.6m/s，滑动距离 5000m，压重 10.5kgf，无润滑油。测定试验前后销的重量，并测定磨耗重量。比较钢材 1 的磨耗重量为 1 时，将其它的本发明的钢材与比较钢的磨耗重量作为比磨耗量。

(g)锤式冲击值

从已制造的本发明的钢材及比较钢材切出 10R notch-Charpy 测试片。将材料的长度方向作为 Charpy 试验片的长度方向而排列整齐。热处理系根据 JIS Z 2242 所记载的方式实施。而且，试验是在室温下进行。

表 2

No.		Ar3 温度 (°C)	平均粒径 (μ m)	中介物 dB+dC	退火温度	SA 后硬 度 (HB)	最高硬度 (HRC)	冷作 加工性	切削性	比磨耗量	Charpy 冲击性 (J/cm2)
1	比较钢	↓ 740	↓ 0.21	0.005	↓ 750	↑ 269	60.3	×8 个	×	1	53
2	发明钢	793	0.71	0.002	980	204	63.2	○	○	0.32	21
3	比较钢	↓ 733	↑ 1.53	↑ 0.41	↑ 1140	↓ 170	60.4	○	×	1.03	46
4	比较钢	831	0.53	0.003	950	204	54.3	○	○	5.93	53
5	发明钢	805	0.45	0.001	970	212	61.3	○	○	0.92	63
6	发明钢	822	0.58	0.034	1020	208	63.3	○	○	0.93	68
7	发明钢	803	0.38	0.027	960	198	63.5	○	○	0.89	73
8	发明钢	755	0.35	0.046	960	199	62.9	○	○	0.93	58
9	发明钢	790	0.26	0.003	970	203	64.2	○	○	0.89	66
10	发明钢	809	0.44	0.002	970	203	63.8	○	○	0.88	67
11	发明钢	833	0.58	0.011	990	185	62.8	○	○	0.84	93
12	发明钢	813	0.65	0.001	1030	204	62.7	○	○	0.93	81
13	发明钢	836	0.28	0.006	1030	233	62.9	○	○	0.99	88
14	比较钢	↑ 876	0.39	↑ 0.39	970	226	51.1	○	×	6.33	67
15	比较钢	843	0.67	0.008	950	193	53.2	○	○	6.29	93
16	发明钢	848	0.52	0.003	990	198	62.5	○	○	0.63	43
17	发明钢	845	0.78	0.048	990	183	64.3	○	○	0.55	44

18	发明钢	833	0.47	0.036	990	195	64.1	○	○	0.59	48
19	发明钢	828	0.36	0.021	930	199	64.8	○	○	0.63	53
20	发明钢	773	0.31	0.012	840	225	63.8	○	○	0.73	41
21	发明钢	819	0.63	0.001	930	203	63.7	○	○	0.72	39
22	发明钢	835	0.65	0.003	980	211	63.2	○	○	0.72	46
23	发明钢	832	0.71	0.007	890	191	62.8	○	○	0.73	52
24	发明钢	825	0.68	0.001	930	200	62.7	○	○	0.72	37
25	比较钢	↑ 883	↓ 0.11	0.002	↓ 900	↑ 266	48.7	×10 个	×	3.14	11
26	比较钢	817	0.73	0.004	980	213	51.3	○	○	3.82	13
27	发明钢	795	0.71	0.002	890	200	62.7	○	○	0.32	19
28	发明钢	808	0.68	0.043	1000	201	63.3	○	○	0.31	23
29	发明钢	813	0.57	0.007	1000	205	63.2	○	○	0.46	22
30	发明钢	803	0.55	0.011	940	209	64.7	○	○	0.49	28
31	发明钢	755	0.49	0.028	920	205	62.1	○	○	0.28	27
32	发明钢	761	0.68	0.032	990	217	61.8	○	○	0.38	17
33	发明钢	783	0.73	0.003	910	218	63.3	○	○	0.37	19
34	发明钢	796	0.41	0.006	870	231	63.6	○	○	0.31	20
35	发明钢	807	0.29	0.007	860	223	64.4	○	○	0.45	29

根据表 2 所表示的试验结果, 比较钢材 1 由于其成分在本发明所规定的组成范围外, Ar3 温度降低。在与习知相同的退火条件下实施热处理时, 碳化物无法充分地固溶, 由于将碳化物慢冷也无法变大, 碳化物的尺寸也小, 硬度也高。因此冷作加工性不佳, 10 个试验片中有 8 个产生破裂。比较钢材 3 由于其成分在本发明所规定的组成范围外, Ar3 温度降低。又, 由于退火温度是高温, 碳化物的尺寸变大, 硬度降低而冷作加工性优良, 由于硬度降低, 材料的延展性, 被切削性则相反地降低。比较钢材 4, 在成分上虽然是在本发明所规定的组成范围内, 但是 K 值大而在范围之外。因此, 用淬火回火的热处理无法使最高硬度达到 HRC60 以上, 无法得到冷加工工具钢必要的硬度。又, 硬度降低而比磨耗量也增大。比较钢 14、15、25、26 同样地, K 值在范围之外。那么, 最高硬度降低, 比磨耗量增大。

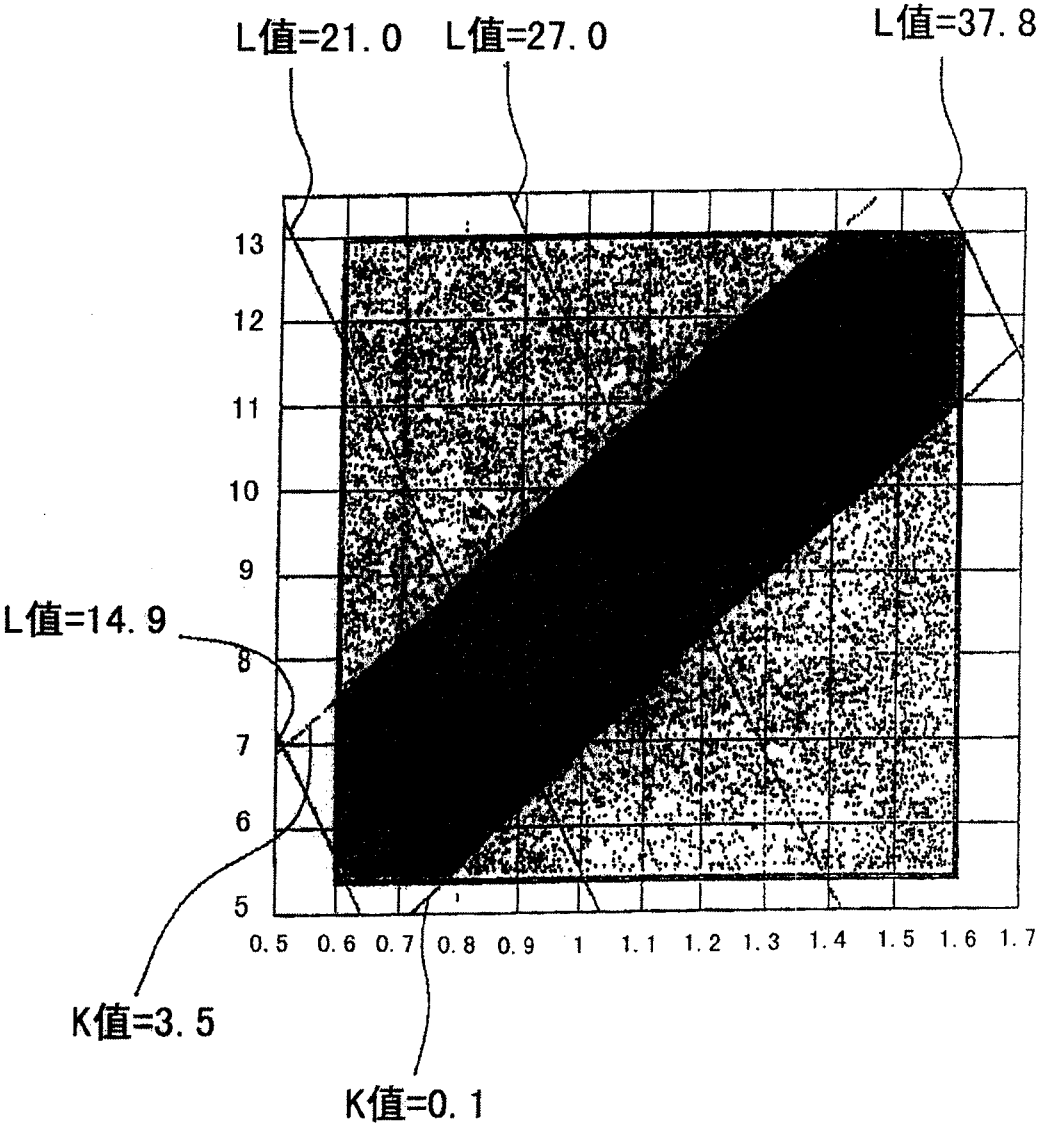


图1