明　細　書

発明の名称 ：

積層造形用熱間工具鋼粉末および熱間工具鋼積層造形品

技術分野

[0001] 本発明は、積層造形用熱間工具鋼粉末及び熱間工具鋼積層造形品に関するものである。

背景技術

[0002] 熱間鍛造金型やダイカスト金型などの熱間工具鋼には、高温の被加工材と接触することから、高温強度、靭性、耐摩耗性の特性が要求される。従来、これらの要求を満足するために、熱間工具鋼にはＪＩＳ鋼種であるＳＫＤ６１や、ＳＫＤ６１の改良鋼が適用されている。

[0003] また最近、複雑な形状を有する金属製品（部品）をニアネットシェイプで容易に形成できる手段として、積層造形法が注目されている。積層造形法とは、一般的には３Ｄプリンティングとも呼ばれる、付加製造技術（ａｄｄｉｔｉｖｅ　ｍａｎｕｆａｃｔｕｒｉｎｇ）のことである。そして、積層造形法の種類として、例えば、金属粉末に熱源を照射して溶かしながら積層していくパウダースプレー法や、ステージ上に敷き詰めた金属粉末に熱源を照射して溶融し、これを凝固させる作業を繰り返して積層していくパウダーベッド法がある。積層造形法によれば、複雑な形状を有する金属製品を、従来の機械加工工程を大きく省略して作製できるので、難加工性の金属材料を用いることができる。そして、難加工性の金属材料は、専ら、高強度の金属材料でもあるので、複雑な形状を有して、かつ耐久寿命の長い金属製品を作製することができる。

[0004] そして熱間工具鋼を金属材料に用いて、上述した積層造形法によって作製した積層造形品が提案されている。例えば特許文献１では、質量％で、Ｃ：０．３～０．５％、Ｓｉ：２．０％以下、Ｍｎ：１．５％以下、Ｐ：０．０５％以下、Ｓ：０．０５％以下、Ｃｒ：３．０～６．０％、（Ｍｏ＋１／２

W）の関係式によるＭｏおよびWのうちの１種または２種：０．５～３．５％、Ｖ：０．１～１．５％、Ｎｉ：０～１．０％、Ｃｏ：０～１．０％、Ｎｂ：０～０．３％を含み、残部がＦｅおよび不純物である成分組成を有し、積層方向と平行な断面において、面積が１μｍ^{2}以上の欠陥の面積率が０．６％以下であることを特徴とする積層造形熱間工具が提案されている。

[0005] 特許文献２では、高熱伝導率と高耐食性との両立を目的とした、質量％で、０．１０≦Ｃ＜０．２５、０．００５≦Ｓｉ≦０．６００、２．００≦Ｃｒ≦６．００、－０．０１２５×［Ｃｒ］＋０．１２５≦Ｍｎ≦－０．１００×［Ｃｒ］＋１．８００・・式（ａ）（但し式（ａ）中［Ｃｒ］はＣｒの含有質量％を表す）、０．０１≦Ｍｏ≦１．８０、－０．００４４７×［Ｍｏ］＋０．０１０≦Ｖ≦－０．１１１７×［Ｍｏ］＋０．９０１・・式（ｂ）（但し式（ｂ）中［Ｍｏ］はＭｏの含有質量％を表す）、０．０００２≦Ｎ≦０．３０００、残部がＦｅ及び不可避的不純物の組成を有することを特徴とする鋼の粉末が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0006] 特許文献1：国際公開第２０１９／２２０９１７号

特許文献2：特開２０１６－１４５４０７号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0007] 以上のように積層造形用の鋼がいくつか提案されているが、積層造形機の種類、積層造形条件、積層造形寸法等により、積層造形時に割れが発生する場合があった。例えば、大型の積層造形金型や複雑なキャビティーが成形される積層造形金型においては、応力集中部（凹部）を有しておりその部分が特に応力集中するような積層造形金型は、割れが非常に発生しやすい傾向にあることから、さらなる耐割れ性の向上が要求される。

よって本発明の目的は、積層造形時の耐割れ性を特に向上させることが可

能な熱間工具鋼積層造形品を得ることができる積層造形用熱間工具鋼粉末を提供することである。

課題を解決するための手段

[0008] 本発明は、上述した課題に鑑みてなされたものである。

すなわち本発明の一態様は、質量%で、０．１０%≦Ｃ≦０．４０%、０．０１%≦Ｓｉ≦０．１９%、０．１%≦Ｍｎ≦１．０%、２．０%≦Ｎｉ≦９．０%、３．５%＜Ｃｒ＜４．５%、（Ｍｏ＋１／２Ｗ）の関係式によるＭｏおよびＷのうちの１種または２種：２．５%≦（Ｍｏ＋１／２Ｗ）＜３．５%、０．４５%≦Ｖ≦１．０%、０．３%＜Ｃｕ＜０．６%、０．２%≦Ａｌ≦０．９%、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなり、式（１）：Ｃ＋Ｓｉ／３０＋（Ｍｎ＋Ｃｒ＋Ｃｕ）／２０＋Ｎｉ／６０＋（Ｍｏ＋１／２Ｗ）／１５＋Ｖ／１０≦０．９５（式（１）中の各元素記号は、当該元素の含有量（質量%）を示す。）を満足する、積層造形用熱間工具鋼粉末である。

[0009] また、本発明の他の態様は、質量%で、０．１０%≦Ｃ≦０．４０%、０．０１%≦Ｓｉ≦０．１９%、０．１%≦Ｍｎ≦１．０%、２．０%≦Ｎｉ≦９．０%、３．５%＜Ｃｒ＜４．５%、（Ｍｏ＋１／２Ｗ）の関係式によるＭｏおよびＷのうちの１種または２種：２．５%≦（Ｍｏ＋１／２Ｗ）＜３．５%、０．４５%≦Ｖ≦１．０%、０．３%＜Ｃｕ＜０．６%、０．２%≦Ａｌ≦０．９%、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなり、式（１）：Ｃ＋Ｓｉ／３０＋（Ｍｎ＋Ｃｒ＋Ｃｕ）／２０＋Ｎｉ／６０＋（Ｍｏ＋１／２Ｗ）／１５＋Ｖ／１０≦０．９５を満足する、熱間工具鋼積層造形品である。

発明の効果

[0010] 本発明によれば、積層造形時の耐割れ性に特に優れた熱間工具鋼積層造形品を造形可能な、積層造形用熱間工具鋼粉末を得ることができる。

図面の簡単な説明

[0011] [図1]造形割れ性を評価するための割れ評価試験片の模式図である。

[図2]本発明例と比較例の熱間工具鋼積層造形品の焼戻し温度と硬さのグラフである。

[図3]本発明例の室温における機械特性（（ａ）０．２％耐力、（ｂ）引張強さ、（ｃ）伸び、（ｄ）絞り）を示すグラフである。

[図4]本発明例の高温における機械特性（（ａ）０．２％耐力、（ｂ）引張強さ、（ｃ）伸び、（ｄ）絞り）を示すグラフである。

[図5]本発明例の室温におけるシャルピー衝撃値を示すグラフである。

[図6]本発明例の熱伝導率を示すグラフである。

発明を実施するための形態

[0012] 本発明は、０．１０％≦Ｃ≦０．４０％、０．０１％≦Ｓｉ≦０．１９％、０．１％≦Ｍｎ≦１．０％、２．０％≦Ｎｉ≦９．０％、３．５％＜Ｃｒ＜４．５％、（Ｍｏ＋１／２Ｗ）の関係式によるＭｏおよびＷのうちの１種または２種：２．５％≦（Ｍｏ＋１／２Ｗ）＜３．５％、０．４５％≦Ｖ≦１．０％、０．３％＜Ｃｕ＜０．６％、０．２％≦Ａｌ≦０．９％、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなる成分組成を有する。先ず、本発明で規定する積層造形用熱間工具鋼粉末（以下、積層造形用粉末、金属粉末とも記載する）の組成限定理由について述べる。なお、特に断りのない限り、「％」は「質量％」のことを表す。また、積層造形を単に「造形」と記すことがある。

Ｃ：０．１０％≦Ｃ≦０．４０％

Ｃは、一部が基地中に固溶して強度を付与し、一部は炭化物を形成することで耐摩耗性や耐焼付き性を高める、熱間工具の基本元素である。また、侵入型原子として固溶したＣは、ＣｒなどのＣと親和性の大きい置換型原子と共に添加した場合に、Ｉ（侵入型原子）－Ｓ（置換型原子）効果（溶質原子の引きずり抵抗として作用し、熱間工具の高強度化する作用）への寄与が期待される元素であり、また焼入性も高めることが可能な元素である。Ｃが低すぎると凝固時に主にフェライト相が形成し、室温まで主な相がフェライト相になるため、オーステナイト相からの急冷が必要な焼入れができなくなる

。凝固直後から室温まで主な相がフェライト相であるとマルテンサイト変態膨張を利用した熱収縮の緩和ができなくなるため、割れやすくもなる。但し、Ｃが多くなると硬さが向上する代わりに靭性が低下し、造形時の割れやすさを助長する。本発明では、耐割れ性を向上させつつ、金型の使用に耐えうる硬度の維持を狙って、０．１０％≦Ｃ＜０．４０％とする。好ましいＣの下限は０．１５％以上であり、より好ましくは０．１８％以上であり、さらに好ましくは０．２０％以上であり、０．２１％以上である。また好ましいＣの上限は０．３５％以下であり、より好ましくは０．３０％以下であり、さらに好ましくは０．２７％以下であり、０．２５％以下であり、０．２４％以下である。

[0013] Ｓｉ：０．０１％≦Ｓｉ≦０．１９％

Ｓｉは、溶鋼の成分組成を調整するときの脱酸剤として使用でき、無添加とすることは製造上困難であり、また無添加に近づけようとするほど製造コスト増加を招来するためＳｉの下限を０．０１％以上とする。好ましい下限は０．０５％以上で、より好ましくは０．０８％以上である。一方、Ｓｉが多過ぎると焼戻し後の工具組織中にフェライトの生成を招くため、上限を０．１９％以下とする。好ましい上限は０．１７％以下であり、より好ましくは０．１５％以下であり、０．１３％以下である。

[0014] Ｍｎ：０．１％≦Ｍｎ≦１．０％

Ｍｎは、焼入性を高め、工具組織中のフェライトの生成を抑制し、適度の焼入れ焼戻し硬さを得る効果がある。これらの効果を得るためには、Ｍｎの下限を０．１％以上とする。好ましい下限は０．２５％であり、より好ましくは０．４０％以上である。一方、Ｍｎは多過ぎると基地の粘さを上げて、材料の被削性を低下させる。よって、上限を１．０％以下とする。好ましい上限は０．７％以下であり、より好ましくは０．６％以下であり、さらに好ましくは０．５５％以下である。

[0015] Ｎｉ：２．０％≦Ｎｉ≦９．０％

Ｎｉは、工具組織中のフェライトの生成を抑制する元素である。また、Ｃ

、Ｃｒ、Ｍｎ、Ｍｏ、Ｗなどとともに工具材料に優れた焼入性を付与し、焼入時の冷却速度が緩やかな場合でもマルテンサイト主体の組織を形成して、靭性の低下を防ぐための効果的元素である。さらに、Ｍｓ点を下げることができる。温度調節機構を持たない積層造形装置の場合、造形条件により造形中の温度が室温付近となりうるが、Ｍｓ点を低下させ室温に近づけば、マルテンサイト変態膨張による熱収縮の緩和の効果を活用して、熱収縮による変形を小さくできる。このため、本発明ではＮｉの下限を２．０％とする。好ましい下限は４．０％である。より好ましくは５．０％以上であり、さらに好ましくは６．０％以上であり、７．０％以上であり、７．５％以上である。但し、過多のＮｉは、基地の粘さを上げて被削性を低下させる元素であり、原料コストの上昇も引き起こす。よって、Ｎｉは、含有する場合でも上限を９．０％とする。好ましい上限は８．５％である。耐割れ性を大きく向上させたい場合、特に好ましいＮｉの範囲は７．５～８．５％である。また熱伝導率を大きく向上させつつ耐割れ性も確保したい場合、特に好ましいＮｉの範囲は３．５～４．５％である。さらに熱伝導率と耐力を向上させつつ耐割れ性も確保したい場合、特に好ましいＮｉの範囲は５．５～６．５％である。

[0016] Ｃｒ：３．５％＜Ｃｒ＜４．５％

Ｃｒは、焼入性を高め、また炭化物を形成して、基地の強化や耐摩耗性、靭性の向上に効果を有する熱間工具の基本元素である。但し、多過ぎると焼入性や高温強度の低下を招く。よって、Ｃｒは、３．５％＜Ｃｒ＜４．５％とする。好ましいＣｒの下限は３．６％以上であり、より好ましくは３．７％以上であり、３．８％以上である。また好ましいＣｒの上限は４．４％以下であり、より好ましくは４．３％以下であり、４．２％以下である。

[0017] （Ｍｏ＋１／２Ｗ）の関係式によるＭｏおよびＷのうちの１種または２種：（Ｍｏ＋１／２Ｗ）：２．５％≦（Ｍｏ＋１／２Ｗ）＜３．５％

ＭｏおよびＷは、焼戻しにより微細炭化物を析出または凝集させて強度を付与し、軟化抵抗や高温強度を向上させるために、単独または複合で含有さ

せることができる。そして、本発明では耐割れ性向上を狙ってＣを低くしている分、ＭｏおよびＷを若干高めに含有させることで、強度を補完する効果が期待できる。この際の含有量は、ＷがＭｏの約２倍の原子量であることから、（Ｍｏ＋１／２Ｗ）の関係式で定義されるＭｏ当量で一緒に規定できる（当然、いずれか一方のみの含有としても良いし、双方を共に含有させることもできる）。そして、上記の効果を得るためには、（Ｍｏ＋１／２Ｗ）の関係式による値で２．５％以上の含有とする。好ましい下限は２．７％以上であり、より好ましくは２．９％以上であり、３．０％以上である。但し、ＭｏやＷは多過ぎると被削性や靭性の低下を招いて耐割れ性の低下を招来する惧れがあり、また高融点で溶解の難易度が高くなるため、多量の含有は製造上好ましくない。よって、（Ｍｏ＋１／２Ｗ）の関係式による値で、３．５％未満とする。好ましい上限は３．４％以下であり、より好ましくは３．３％以下であり、３．２％以下である。ここで、ＷはＭｏより高価な元素であることから、低コスト化を重視する場合にはＭｏ単独で含有させることが好ましい。

[0018] Ｖ：０．４５％≦Ｖ≦１．０％

Ｖは、バナジウム炭化物を形成して、基地の強化や耐摩耗性、焼戻し軟化抵抗を向上する効果を有する。そして、積層造形工程で形成した積層造形品を焼入れ温度に加熱して「焼入れ」を行う場合、上記のバナジウム炭化物は、焼入れ加熱時のオーステナイト結晶粒の粗大化を抑制する“ピン止め粒子”としても働き、靭性の向上に寄与する。但し、Ｖは炭化物生成能が高いので、Ｖが多過ぎるとすべてのＣがバナジウム炭化物となってしまい、他の炭化物を生成できなくなりうる。工具鋼は複数種類の炭化物が存在することによって成り立っているため、炭化物がバナジウム炭化物のみでは望ましくない。よって、０．４５≦Ｖ≦１．０％とする。好ましい下限は０．５０％であり、より好ましくは０．５２％以上であり、０．５５％以上である。また好ましい上限は０．８０％であり、より好ましくは０．７０％以下であり、０．６７％以下であり、０．６５％以下である。

[0019] Ｃｕ：０．３％＜Ｃｕ＜０．６％

Ｃｕは、工具組織中のフェライトの生成を抑制する元素である。また、Ｃ、Ｃｒ、Ｍｎ、Ｎｉ、Ｍｏ、Ｗなどとともに工具材料に優れた焼入性を付与し、焼入時の冷却速度が緩やかな場合でもマルテンサイト主体の組織を形成して、靭性の低下を防ぐための効果的元素である。また、耐割れ性のさらなる向上を狙って、Ｃｕは０．３％超（０．３％＜Ｃｕ）とする。好ましくは、０．３５％以上である。一方過度のＣｕの添加は、Ｆｅ中でＣｕが単体として析出し、靭性を低下させる。したがって、Ｃｕは１．０％未満（Ｃｕ＜０．６％）とする。好ましくはＣｕ０．４５％以下であり、０．４２％以下である。

[0020] Ａｌ：０．２％≦Ａｌ≦０．９％

Ａｌは、ＮｉとＮｉ$_3$Ａｌのような金属間化合物を形成して、金属組織を析出強化する効果を有する元素である。本発明ではＮｉが添加されているため、Ａｌを添加することにより硬さを向上させることができる。よって、Ａｌの下限は０．２％とする。好ましい下限は、０．３％であり、より好ましくは、０．４％以上である。ただしＡｌは多すぎると、金属組織に非金属介在物が増加して、靭性が低下する場合がある。したがって、Ａｌの上限は０．９％とする。好ましい上限は０．８％以下であり、より好ましくは、０．７％以下であり、さらに好ましくは０．６％以下である。

[0021] 残部：Ｆｅおよび不可避的不純物

残部はＦｅおよび不可避的不純物である。不可避的不純物の代表例としては、Ｐ、Ｓ、Ｃａ、Ｍｇ、Ｏ（酸素）、Ｎ（窒素）、Ｂ（硼素）といった元素が挙げられ、これらの元素は可能な限り低い方が好ましい。しかし一方で、介在物の形態制御や、その他の機械的特性、そして製造効率の向上といった付加的な作用効果があるため、少量を含有してもよい。この場合、Ｃａ≦０．０１％、Ｍｇ≦０．０１％、Ｏ≦０．０５％、Ｎ≦０．０５％、Ｂ≦０．０５％の範囲であれば十分であり、本発明の好ましい規制上限である。またＰ、Ｓは、ＪＩＳ鋼種であるＳＫＤ６１に従うことができ、例えば、Ｐ≦

０．０３０％、Ｓ≦０．０２０％とすることができる。

[0022] 本発明では、上記のような成分範囲内の全体のバランスによって、造形時の耐割れ性に特に優れた熱間工具鋼積層造形品を得ることができる。

[0023] 式（１）：Ｃ＋Ｓｉ／３０＋（Ｍｎ＋Ｃｒ＋Ｃｕ）／２０＋Ｎｉ／６０＋（Ｍｏ＋１／２Ｗ）／１５＋Ｖ／１０≦０．９５

本発明では成分規定に加えて、上記式(１)の左辺が０．９５以下となるように調整することが特徴の一つである。式（１）の左辺は、溶接の低温割れ感受性指数として使用されるＰｃｍを改良したものであり、式（１）中のＣ、Ｓｉ、Ｍｎ、Ｃｒ、Ｃｕ、Ｎｉ、Ｍｏ、Ｗ、Ｖは各元素の含有量（質量％）を示す。溶接も積層造形と同様、割れの発生が問題となっており、またどちらも溶融凝固組織であることから、積層造形の割れ抑制に適用できる指数であることを見出し、本発明に適用した。ここで溶接の割れ指数は他にも高温割れ指数のＨＣＳが知られているが、事前の検討から、本組成系の造形割れは表面から大きく割れており、凝固界面等で発生しやすい高温割れとは形態が異なっていた。本組成系の造形割れは熱収縮による引張応力が発生しやすい部分に見られることから低温で発生していることから、溶接の低温割れと類似していると推測し、本発明では低温割れ指数であるＰｃｍを適用した。式（１）の左辺が０．９５以下となるように各主成分を調整することで、造形時の割れをより抑制できる積層造形用粉末を得ることができる。より好ましい式（１）の左辺は、０．９２以下である。さらに好ましくは０．９０以下である。

[0024] 式（２）：５４５－３３０Ｃ＋２Ａｌ－１４Ｃｒ－１３Ｃｕ－２３Ｍｎ－５Ｍｏ－４Ｎｂ－１３Ｎｉ－７Ｓｉ＋３Ｔｉ＋４Ｖ≦４００

本発明では成分規定に加えて、上記式(２)が４００以下となるように調整することができる。式（２）は文献（Ｋ．Ｉｓｈｉｄａ、Ｊｏｕｒｎａｌ ｏｆ ａｌｌｏｙｓ ａｎｄ Ｃｏｍｐｏｕｎｄｓ、Ｖｏｌｕｍｅ ２２０ Ｉｓｓｕｅｓ １－２ １９９５ ｐ１２６－１３１）に開示される元素とＭｓ点との関係式であり、式（２）の値が高いとＭｓ点は高くなると予想さ

れるので、積層造形中の高温時に脆いマルテンサイトに変態してしまい、室温まで冷却されるときの熱収縮により割れやすくなる傾向にある。式（２）は３８０以下とすることが好ましく、より好ましくは、３６０以下であり、さらに好ましくは、３４０以下であり、特に好ましくは、３２０以下であり、極めて好ましくは、３００以下である。式（２）の下限は特に限定しないが、式（２）の値が低すぎるとＭｓ点が低くなると予想されるので、低すぎるとマルテンサイト変態が完了せず、オーステナイトが残存し強度が落ちる懸念がある。そのため式（２）は２００以上となるように調整することが好ましい。より好ましくは２２０以上であり、さらに好ましくは、２４０以上であり、２６０以上である。

[0025] 本発明の積層造形用熱間工具鋼粉末は、例えば、ガスアトマイズ法や水アトマイズ法、ディスクアトマイズ法、プラズマアトマイズ法、回転電極法等によって製造することができる。中でも、ガスアトマイズ法は、所望の成分組成となるように準備した溶解原料を高周波誘導加熱により、その融点以上に加熱、溶融させた後、細孔を経由して流出させた溶融金属に対してアルゴンガスや窒素ガス等の不活性ガスを噴射することにより溶融金属を微細に粉砕し、急冷凝固させて粉末を得る方法である。このガスアトマイズ法は、スクラップ金属や金属粗原料等を溶解原料に使用することが可能であり、予め所望の成分組成および形状の原料を準備する必要があるプラズマアトマイズ法や回転電極法等と比較して、安価なコストで製造することができ、本発明の積層造形用粉末を得る手法として好適である。

[0026] 本発明の積層造形用熱間工具鋼粉末は、体積基準の累積粒度分布の５０％粒径（以下、「Ｄ５０」という。）が１０～２５０μｍであることが好ましい。本発明の積層造形用粉末は、そのＤ５０を２５０μｍ以下とすることにより、金属粉末の溶融が容易になり、積層造形品に内部欠陥が形成されることを抑制できる。

また、本発明の積層造形用粉末は、そのＤ５０を１０μｍ以上とすることにより、金属粉末のハンドリングや積層造形における雰囲気で湿気等の影響

を受けにくくなり、良好な流動性を確保することができる。

尚、本発明の積層造形用粉末における累積粒度分布は、累積体積粒度分布で表わされ、そのＤ５０は、ＪＩＳ　Ｚ　８８２５で規定される、レーザー回折散乱法による測定値で表示できる。

[0027] 本発明の積層造形用熱間工具鋼粉末は、上述した方法に合わせて、メッシュを用いた篩別分級や気流分級等により粉末のＤ５０を調整してもよい。例えば、パウダーベッド法に使用される積層造形用粉末は、熱源となるレーザービームにより粉末を溶融させる一方で、熱影響の範囲を極力狭めるために溶融しづらい粗大な積層造形用粉末を除去する必要がある。また、粉末の敷設性を確保するための最適な流動性を得るために、付着性の高い微細な粉末も除去する必要がある。このため、本発明の積層造形用粉末をパウダーベッド法に適用する場合は、Ｄ５０を１０～５３μｍの範囲に調整することが好ましい。好ましいＤ５０の上限は４０μｍであり、好ましいＤ５０の下限は２０μｍである。また本発明の積層造形用粉末をレーザーメタルデポジション法に適用する場合は、Ｄ５０を５０～１５０μｍの範囲に調整することが好ましい。

[0028] 上述した本発明の積層造形用熱間工具鋼粉末を、後述する製造方法を用いて積層造形することにより、質量％で、０．１０％≦Ｃ≦０．４０％、０．０１％≦Ｓｉ≦０．１９％、０．１％≦Ｍｎ≦１．０％、２．０％≦Ｎｉ≦９．０％、３．５％＜Ｃｒ＜４．５％、（Ｍｏ＋１／２Ｗ）の関係式によるＭｏおよびＷのうちの１種または２種：２．５％≦（Ｍｏ＋１／２Ｗ）＜３．５％、０．４５％≦Ｖ≦１．０％、０．３％＜Ｃｕ＜０．６％、０．２％≦ＡｌＳ≦０．９％、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなり、式（１）：Ｃ＋Ｓｉ／３０＋（Ｍｎ＋Ｃｒ＋Ｃｕ）／２０＋Ｎｉ／６０＋（Ｍｏ＋１／２Ｗ）／１５＋Ｖ／１０＋≦０．９５を満たす熱間工具鋼積層造形品（以下、積層造形品とも記載する）を得ることができる。この積層造形品は、特に造形割れしにくいという点で優れている。

[0029] 本発明の熱間工具鋼積層造形品は、調質硬さを４５ＨＲＣ±２に調節した

時の常温（２０℃程度）引張強度が５００～２０００ＭＰａであることが好ましい。より好ましい下限は１０００ＭＰａであり、さらに好ましい下限は１２００ＭＰａである。調質硬さを４５ＨＲＣ±２に調節した時の常温０．２％耐力は、５００～２０００ＭＰａであることが好ましい。より好ましい下限は８００ＭＰａであり、さらに好ましい下限は１０００ＭＰａであり、よりさらに好ましい下限は１１００ＭＰａである。調質硬さを４５ＨＲＣ±２に調節した時の常温伸びは、５％以上が好ましい。より好ましい下限は８％であり、さらに好ましい下限は１０％である。調質硬さを４５ＨＲＣ±２に調節した時の常温絞りは、２０％以上が好ましい。より好ましい下限は３０％であり、さらに好ましい下限は４０％である。調質硬さを４５ＨＲＣ±２に調節した時の常温２ｍｍＵノッチシャルピー衝撃値は、２０Ｊ／ｃｍ^{2}以上であることが好ましい。より好ましい下限は３０Ｊ／ｃｍ^{2}であり、さらに好ましい下限は４０Ｊ／ｃｍ^{2}である。

[0030] 本発明の熱間工具鋼積層造形品は、調質硬さを４５ＨＲＣ±２に調節した時の高温（本実施形態では５５０℃程度）引張強度が４００～１５００ＭＰａであることが好ましい。より好ましい下限は５００ＭＰａであり、さらに好ましい下限は６００ＭＰａである。調質硬さを４５ＨＲＣ±２に調節した時の高温０．２％耐力は、３００～１３００ＭＰａであることが好ましい。より好ましい下限は４００ＭＰａであり、さらに好ましい下限は５００ＭＰａである。調質硬さを４５ＨＲＣ±２に調節した時の高温伸びは、５％以上が好ましい。より好ましい下限は８％であり、さらに好ましい下限は１０％である。調質硬さを４５ＨＲＣ±２に調節した時の高温絞りは、１０％以上が好ましい。より好ましい下限は２０％であり、さらに好ましい下限は３０％である。さらに本発明の熱間工具鋼積層造形品は、調質硬さを４５ＨＲＣ±２に調節した時の常温熱伝導率は、５Ｗ／（ｍ・Ｋ）以上であることが好ましい。より好ましい下限は１０Ｗ／（ｍ・Ｋ）であり、さらに好ましい下限は１５Ｗ／（ｍ・Ｋ）である。

[0031] 本発明の積層造形品は、ダイカスト金型が最も好ましい適用例であるが、

その他プラスチック金型等内部冷却機構が必要な金型にも適用の可能性がある。また、パウダースプレー法の積層造形を用いた金型の補修にも適用の可能性がある。

次に、本発明の積層造形用熱間工具鋼粉末を用いて、本発明の積層造形品を得ることができる製造工程の一例を順に説明する。なお以下に記載する製造工程は、特に記載しない限り、パウダーベット法を想定している。

[0032] 本発明に係る製造方法では、準備した本発明の積層造形用熱間工具鋼粉末を層状に敷き詰める工程と、敷き詰められた金属粉末を、この金属粉末のＤ５０よりも大きい直径を有する走査熱源によって逐次溶融し、凝固させることで凝固層を形成する工程を実施する。そして上記の金属粉末を層状に敷き詰める工程と上記の凝固層を形成する工程を繰り返して、複数の層状の凝固層を形成することで、本発明の積層造形品を作製することができる。上記の走査熱源には、例えば、レーザーや電子ビームを利用できる。そして、この走査熱源の直径を、上記の金属粉末のＤ５０よりも大きくすることで、金属粉末の集合を均等に溶融できる点で好ましい。

[0033] 本発明に係る製造方法では、上述した金属粉末にレーザーを走査しながら照射するときのレーザー出力を５０～４００Ｗ、走査速度を２００～２０００ｍｍ／秒、走査ピッチを０．０２～０．２０ｍｍにすることができる。ここで、レーザーの一走査当たりの積層厚さが大きすぎると、レーザー照射時に、敷き詰められた金属粉末の全体に熱が伝わり難くなって、金属粉末が十分に溶融しなくなり、内部欠陥の生成を助長する。一方、一走査当たりの積層厚さが小さすぎると、所定の積層造形品の大きさにするまでの積層数が多くなって、積層造形工程に要する時間が長くなる。このため、一走査当たりの積層厚さは、１０～２００μｍとすることが好ましい。より好ましい積層厚さの下限は２０μｍであり、より好ましい積層厚さの上限は１００μｍである。なお上述した積層造形工程の前に、予熱工程を実施してもよいが、本発明の粉末は従来の熱間工具鋼粉末よりも耐割れ性を特に向上させているため、例えば、応力集中部が少なく、小型な積層造形品であれば、積層造形前

の予熱を省略あるいは低温化することも可能である。

[0034] 本発明に係る製造方法では、金属製品として使用するために必要な機械的特性を付与するために、積層造形まま（積層造形後、熱処理を行っていない状態）の部材に、温度が５００～７００℃の焼戻し処理を施すことが好ましい。焼戻しを行うことによって、所定の硬さを有した「熱間工具鋼積層造形品」に整えることができる。そして、この間で、上記の積層造形品は、切削や穿孔といった各種の機械加工等によって、熱間工具の形状に整えることができる。この場合、機械加工を容易にするため、上記の積層造形工程で形成した積層造形品に焼きなましを行うことができる。焼きなましは、焼戻し後の積層造形熱間工具の組織中のバナジウム炭化物を微細にする効果も期待できる。そして、焼戻し後に仕上げの機械加工を行ってもよい。また、場合によっては、この仕上げの機械加工も合わせて、焼戻しを行った後の積層造形品に、上記の機械加工を一括的に行って、積層造形熱間工具の製品に仕上げることもできる。

なお、上記の焼戻しの前には、焼入れを行うことができる。そして、上記の焼きなましの有無や前後によらず、積層造形工程で形成した積層造形品に焼きならしを行うことができる。

[0035] 焼戻しの温度は、狙い硬さ等によって異なるが、概ね５００～７００℃程度である。また、焼戻しの前に焼入れを行う場合、焼入れ温度は概ね９００～１１００℃程度である。例えば、熱間工具鋼の代表鋼種であるＳＫＤ６１の場合、焼入れ温度は１０００～１０３０℃程度、焼戻し温度は５５０～６５０℃程度である。

そして、焼戻し硬さは５０ＨＲＣ（ロックウェル硬さ）以下か５２０ＨＶ（ビッカース硬さ）以下とすることが好ましい。より好ましくは４８ＨＲＣ以下か５００ＨＶ以下である。また、４０ＨＲＣ以上か３８０ＨＶ以上とすることが好ましい。より好ましくは４２ＨＲＣ以上か４００ＨＶ以上である。なお、本発明において硬さは、ＪＩＳ　Ｚ　２２４５　「ロックウェル硬さ試験－試験方法」あるいは、ＪＩＳ　Ｚ　２２４４－１「ビッカース硬さ

試験－第１部：試験方法」に記載の測定方法に準拠して測定することができ、ロックウェルＣスケール硬さ（ＨＲＣ）またはビッカース硬さ（ＨＶ）を用いることができる。

実施例

[0036] （実施例１）

表１の成分組成となるように、各金属粗原料を準備した後、高周波誘導溶解炉に装入して溶融させ、溶融金属をアルゴンガスによって粉砕することでガスアトマイズ粉末を得た。得られたアトマイズ粉末に対して、メッシュを用いた篩別分級および気流分級を行なうことで粒径を調整して、Ｄ５０が３５μｍである本発明例および比較例となる積層造形用粉末を得た。上記で得た各積層造形用粉末に対して、ＥＯＳ社製Ｍ２９０を用いて、表２に示す造形条件で積層造形品を作製した。表３に試料Ｎｏ．１の粉末から作製した試料Ｎｏ．５、試料Ｎｏ．２の粉末から作製した試料Ｎｏ．６、試料Ｎｏ．３の粉末から作製した試料Ｎｏ．７、および試料Ｎｏ．４の粉末から作製した試料Ｎｏ．８の積層造形品の成分組成を示す。また表４に、試料Ｎｏ．１～８の式（１）：Ｃ＋Ｓｉ／３０＋（Ｍｎ＋Ｃｒ＋Ｃｕ）／２０＋Ｎｉ／６０＋（Ｍｏ＋１／２Ｗ）／１５＋Ｖ／１０の値、および式（２）：５４５－３３０Ｃ＋２Ａｌ－１４Ｃｒ－１３Ｃｕ－２３Ｍｎ－５Ｍｏ－４Ｎｂ－１３Ｎｉ－７Ｓｉ＋３Ｔｉ＋４Ｖの値を示す。

[0037] [表1]

試料No.	化学組成（質量%）										備考
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Cu	Al	残部	
1	0.23	0.10	0.50	7.97	4.09	3.03	0.58	0.41	0.53	Feおよび不可避不純物	本発明例
2	0.18	0.10	0.65	<0.01	4.10	2.37	0.61	<0.01	0.001	Feおよび不可避不純物	比較例
3	0.22	0.10	0.49	4.01	4.09	3.01	0.58	0.40	0.53	Feおよび不可避不純物	本発明例
4	0.22	0.10	0.49	6.01	4.09	3.01	0.58	0.40	0.53	Feおよび不可避不純物	本発明例

※不可避不純物のうち、P≦0.030%、S≦0.020%、Ca≦0.01%、Mg≦0.01%、O≦0.05%、N≦0.05%、B≦0.05%である。

[0038]

[表2]

条件 No.	レーザー出力 [W]	走査速度 [mm/s]	積層厚さ [μm]	走査ピッチ [mm]
1	300	800	40	0.09

[0039] [表3]

試料 No.	化学組成（質量%）										備考
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Cu	Al	残部	
5	0.22	0.10	0.44	8.07	4.04	3.10	0.59	0.38	0.48	Feおよび不可避不純物	本発明例
6	0.16	0.10	0.56	<0.01	4.06	2.39	0.60	0.01	0.001	Feおよび不可避不純物	比較例
7	0.21	0.10	0.44	4.06	4.07	3.09	0.59	0.38	0.52	Feおよび不可避不純物	本発明例
8	0.21	0.10	0.44	6.05	4.05	3.08	0.59	0.38	0.52	Feおよび不可避不純物	本発明例

※不可避不純物のうち、P≦0.030%、S≦0.020%、Ca≦0.01%、Mg≦0.01%、O≦0.05%、N≦0.05%、B≦0.05%である。

[0040] [表4]

試料 No.	式(1)の値	式(2)の値
1	0.875	279
2	0.642	402
3	0.798	334
4	0.831	308
5	0.868	283
6	0.616	411
7	0.791	338
8	0.822	313

[0041] （実施例２）

積層造形品の割れやすさを評価するため、図１に示すような形状の割れ評価試験片を造形した。具体的には、実施例１の試料Ｎｏ．１～４の積層造形用粉末を、実施例１と同じ造形条件で積層造形し、試料Ｎｏ．５～８と同様の組成である試料Ｎｏ．９（試料Ｎｏ．５組成）、試料Ｎｏ．１０（試料Ｎｏ．６組成）、試料Ｎｏ．１１（試料Ｎｏ．７組成）、試料Ｎｏ．１２（試料Ｎｏ．８組成）を造形した。この割れ評価試験片は、長さ５０ｍｍ、幅１

０ｍｍ、高さ１６ｍｍで、途中にＲ８で応力集中部をつくり、その応力集中部は櫛歯状として割れやすくしてあるものであり、複雑なキャビティーが成形される積層造形金型を想定したものである。この割れ評価試験片は造形後に櫛歯部の割れた長さを測定し、材料の造形割れのしやすさを評価することができる。試料Ｎｏ．９、１１、１２（本発明例）と試料Ｎｏ．１０（比較例）の割れ試験片の割れ長さを表５に示す。表５より本発明例は比較例よりも割れ長さが極めて短く、比較例より特に優れた造形時の耐割れ性を有することが確認できた。特に試料Ｎｏ．９は割れ長さが１．０ｍｍ以下であり、最も優れた耐割れ性を有することが確認できた。

[0042] [表5]

試料 No.	割れ長さ [mm]	備考
9	0.6	本発明例
10	19.5	比較例
11	4.5	本発明例
12	1.8	本発明例

[0043] （実施例３）

次に本発明例と比較例の焼戻し挙動を確認した。前述の実施例１で示した試料Ｎｏ．５～８に対して、図２に示す温度範囲での焼戻し熱処理を実施し、ＪＩＳ　Ｚ　２２４５に基づいたロックウェル硬さを測定した。図２に各焼戻し温度と硬さのグラフを示す。図２より、本発明例である試料Ｎｏ．５、７、８は、比較例である試料Ｎｏ．６より高硬度に調質可能なことが確認できた。

[0044] さらに、本発明例の機械特性と熱伝導率を確認した。実施例１の試料Ｎｏ．５，Ｎｏ．７，Ｎｏ．８（いずれも本発明例）と同じ条件で作製した積層造形品に対して、５００～７００℃の温度範囲での焼戻し熱処理を実施してそれぞれ４０±２ＨＲＣ、４５±２ＨＲＣ、５２±２ＨＲＣに試験片を調質した後、、引張試験と２ｍｍＵノッチシャルピー衝撃試験とレーザーフラッシュ法による熱伝導率測定を実施した。図３に常温（２２℃）引張試験の結

果を、図４に高温（５５０℃）引張試験の結果を、図５にシャルピー衝撃試験の結果を、図６に熱伝導率の測定結果を示す。

[0045] 図３より、本発明例の積層造形品は、全ての調質硬さにおいて常温引張強さが１１００ＭＰａ以上、常温０．２％耐力が６００ＭＰａ以上、常温伸びが１２％以上、常温絞りが５０％以上であった。また図４より、本発明例の積層造形品は、本発明例の全ての調質硬さにおいて高温引張強さが７００ＭＰａ以上、高温０．２％耐力が４００ＭＰａ以上、高温伸びが１３％以上、高温絞りが３５％以上であった。

そして本発明例の積層造形品は４５±２ＨＲＣ硬さにおいて、常温引張強さが１２００ＭＰａ以上、常温０．２％耐力が１１００ＭＰａ以上、常温伸びが１３％以上、常温絞りが５０％以上であった。また本発明例の積層造形品は４５±２ＨＲＣ硬さにおいて、高温引張強さが８００ＭＰａ以上、高温０．２％耐力が５００ＭＰａ以上、高温伸びが１５％以上、高温絞りが３５％以上であった。

[0046] 図５より、本発明例の積層造形品は全ての調質硬さにおいてシャルピー衝撃値が５０Ｊ／ｃｍ^{2}以上であることを確認した。また図６より、本発明例の積層造形品は常温の熱伝導率が１５Ｗ／（ｍ・Ｋ）以上であることを確認した。特に試料Ｎｏ．７は常温の熱伝導率が２０Ｗ／（ｍ・Ｋ）以上であり、最も優れた熱伝導率特性を有することが確認できた。

以上、図３～図６より、本発明の積層造形品は溶製材の熱間工具鋼と同等水準の特性を有し、例えば熱間工具用途に好適であることを確認した。

請求の範囲

[請求項1] 質量％で、０．１０％≦Ｃ≦０．４０％、０．０１％≦Ｓｉ≦０．１９％、０．１％≦Ｍｎ≦１．０％、２．０％≦Ｎｉ≦９．０％、３．５％＜Ｃｒ＜４．５％、（Ｍｏ＋１／２Ｗ）の関係式によるＭｏおよびＷのうちの１種または２種：２．５％≦（Ｍｏ＋１／２Ｗ）＜３．５％、０．４５％≦Ｖ≦１．０％、０．３％＜Ｃｕ＜０．６％、０．２％≦Ａｌ≦０．９％、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなり、さらに下記式（１）を満足する、積層造形用熱間工具鋼粉末。

式（１）：Ｃ＋Ｓｉ／３０＋（Ｍｎ＋Ｃｒ＋Ｃｕ）／２０＋Ｎｉ／６０＋（Ｍｏ＋１／２Ｗ）／１５＋Ｖ／１０≦０．９５

ここで式（１）中の各元素記号は、当該元素の含有量（質量％）を示す。

[請求項2] 質量％で、０．１０％≦Ｃ≦０．４０％、０．０１％≦Ｓｉ≦０．１９％、０．１％≦Ｍｎ≦１．０％、２．０％≦Ｎｉ≦９．０％、３．５％＜Ｃｒ＜４．５％、（Ｍｏ＋１／２Ｗ）の関係式によるＭｏおよびＷのうちの１種または２種：２．５％≦（Ｍｏ＋１／２Ｗ）＜３．５％、０．４５％≦Ｖ≦１．０％、０．３％＜Ｃｕ＜０．６％、０．２％≦Ａｌ≦０．９％、残部がＦｅおよび不可避的不純物からなり、さらに下記式（１）を満足する、熱間工具鋼積層造形品。

式（１）：Ｃ＋Ｓｉ／３０＋（Ｍｎ＋Ｃｒ＋Ｃｕ）／２０＋Ｎｉ／６０＋（Ｍｏ＋１／２Ｗ）／１５＋Ｖ／１０≦０．９５

ここで式（１）中の各元素記号は、当該元素の含有量（質量％）を示す。