

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およ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、靱性、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 J I S 鋼種である S K D 6 1 や、S K D 6 1 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 3 D プリンティングとも呼ばれる、付加製造技術（a d d i t i v e m a n u f a c t u r i n g）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熔融し、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％、S i：2.0％以下、M n：1.5％以下、P：0.05％以下、S：0.05％以下、C r：3.0～6.0％、 $(M o + 1 / 2$

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 $1\mu\text{m}^2$ 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、 $0.10 \leq C < 0.25$ 、 $0.005 \leq Si \leq 0.600$ 、 $2.00 \leq Cr \leq 6.00$ 、 $-0.0125 \times [Cr] + 0.125 \leq Mn \leq -0.100 \times [Cr] + 1.800$ ・・・式(1) (但し式(1)中[Cr]はCrの含有質量%を表す)、 $0.01 \leq Mo \leq 1.80$ 、 $-0.00447 \times [Mo] + 0.010 \leq V \leq -0.1117 \times [Mo] + 0.901$ ・・・式(2) (但し式(2)中[Mo]はMoの含有質量%を表す)、 $0.0002 \leq N \leq 0.3000$ 、残部がFe及び不可避免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、造形機の種類、造形条件、造形寸法等により、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、応力集中部（凹部）を有する積層造形金型は、割れが発生しやすい傾向にある。

よって本発明の目的は、造形時の耐割れ性をさら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、C : 0.10~0.25%、Si : 0.01~0.5%、Mn : 1.5%以下、Cr : 3.0~6.0%、($Mo + 1/2W$) の関係式によるMoおよびWのうちの1種または2種 : 2.0~3.5%、V : 0.3~0.7%、Ni : 0~0.5%、Cu : 0~0.25%、残部 : Feおよび不可避免的不純物からなり、式(1) : $C + Si/30 + (Mn + Cr + Cu)/20 + Ni/60 + (Mo + 1/2W)/15 + V/10 \leq 0.75$ (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、C : 0.10~0.25%、Si : 0.01~0.5%、Mn : 1.5%以下、Cr : 3.0~6.0%、($Mo + 1/2W$) の関係式によるMoおよびWのうちの1種または2種 : 2.0~3.5%、V : 0.3~0.7%、Ni : 0~0.5%、Cu : 0~0.25%、残部 : Feおよび不可避免的不純物からなり、式(1) : $C + Si/30 + (Mn + Cr + Cu)/20 + Ni/60 + (Mo + 1/2W)/15 + V/10 \leq 0.75$ 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、造形時の耐割れ性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]本発明例の熱間工具鋼積層造形品の積層方向と平行な断面観察写真である。

[図2]比較例の熱間工具鋼積層造形品の積層方向と平行な断面観察写真である。

[図3]他の比較例の熱間工具鋼積層造形品の積層方向と平行な断面観察写真である。

発明を実施するための形態

[0012] 本発明は、C : 0.10～0.25%、Si : 0.01～0.5%、Mn : 1.5%以下、Cr : 3.0～6.0%、 $(Mo + 1/2W)$ の関係式によるMoおよびWのうちの1種または2種 : 2.0～3.5%、V : 0.3～0.7%、Ni : 0～0.5%、Cu : 0～0.25%、残部 : Feおよび不可避免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。

C : 0.10～0.25%

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、割れやすくなる。但し、Cが多くなると硬さが向上する代わりに靱性が低下し、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、0.10～0.25%とする。好ましくは、0.12%以上で、さらに好ましくは0.15%以上である。また好ましくは、0.22以下、より好ましくは0.19%以下である。

[0013] Si : 0.01～0.5%

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るため0.01%以上とする。一方、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。よって、0.5%以下と

する。好ましくは0.4%以下である。より好ましくは0.3%以下である。

[0014] Mn : 1.5%以下

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、1.5%以下とする。好ましくは1.0以下である。より好ましくは0.75%以下、より好ましくは0.7%以下である。一方、Mnには、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、0.1%以上の含有が好ましい。より好ましくは0.25%以上である。さらに好ましくは0.45%以上、よりさらに好ましくは0.55%以上である。

[0015] Cr : 3.0~6.0%

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、靱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、3.0~6.0%とする。好ましくは5.5%以下である。より好ましくは5.0%以下である。さらに好ましくは4.5%以下であり、よりさらに好ましくは4.3%以下である。また、好ましくは3.5%以上である。より好ましくは3.6%以上、さらに好ましくは3.7%以上で、よりさらに好ましくは4.0%以上である。

[0016] $(Mo + 1/2W)$ の関係式によるMoおよびWのうちの1種または2種 : 2.0~3.5%

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を少なくとも2.0%以上含有させて、強度を補完することが期待できる。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当量と一緒に規定できる（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、 $(Mo + 1/2 W)$ の関係式による値で 2.0%以上の含有とする。より好ましくは 2.1%以上である。但し、MoやWは多過ぎると被削性や靱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、 $(Mo + 1/2 W)$ の関係式による値で、3.5%以下とする。より好ましくは 3.0%以下であり、さらに好ましくは 2.5%以下である。

[0017] V : 0.3~0.7%

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物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、靱性の向上に寄与する。但し、Vは炭化物生成能が高いため、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う、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、Vは0.3~0.7%とする。好ましくは0.4以上であり、より好ましくは0.5%以上である。また好ましくは、0.6%以下である。

[0018] Ni : 0~0.5%

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、靱性の低下を防ぐための効果的要素である。さらに、基地の本質的な靱性も改善するので、本発明では必要に応じて含有してもよい。含有する場合、0.1%以上が好ましい。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る。よって、Niは、含有する場合でも、0.5%以下とする。好ましくは0.3%以下、より好ましくは0.2%以下である。

[0019] 残部：F e および不可避免の不純物

残部はF e および不可避免の不純物である。不可避免の不純物としては、P、S、Cu、Al、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を得るために、少量を含有してもよい。この場合、 $Al \leq 0.04\%$ 、 $Ca \leq 0.01\%$ 、 $Mg \leq 0.01\%$ 、 $O \leq 0.05\%$ 、 $N \leq 0.05\%$ 、 $B \leq 0.05\%$ の範囲であれば十分に許容でき、本発明の好ましい規制上限である。Alについて、より好ましくは0.025%以下である。そして特に、Cuは、後述する積層造形時の割れを抑制する点で、0.25%以下に規制する必要がある。またP、Sは、JIS鋼種であるSKD61に従うことができ、例えば、 $P \leq 0.030\%$ 、 $S \leq 0.020\%$ とすることができる。

[0020] 式(1)： $C + Si / 30 + (Mn + Cr + Cu) / 20 + Ni / 60 + (Mo + 1 / 2W) / 15 + V / 10 \leq 0.75$

本発明では成分規定に加えて、上記式(1)の左辺が0.75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 P_{cm} 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、またどちらも熔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 P_{cm} を適用した。式(1)の左辺が0.75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粉末を得ることができる。好ましいP c mの上限は0.70である。

[0021] 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碎し、急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金属粉末を得る手法として好適である。

[0022] 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10～250 μ mであることが好ましい。本発明の積層造形用金属粉末は、そのD50を250 μ m以下とすることにより、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金属粉末は、そのD50を10 μ m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。

[0023] 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金属粉末の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金属粉末は、熱源となるレーザービームにより金属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金属粉末を除去する必要がある。また、金属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金属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マルエージング鋼粉末をパウダーベッド法に適用する場合は、D50を10～53 μm の範囲に調整することが好ましい。好ましいD50の上限は40 μm であり、好ましいD50の下限は20 μm である。

[0024] 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、C：0.10～0.25%、Si：0.01～0.5%、Mn：1.5%以下、Cr：3.0～6.0%、 $(\text{Mo} + 1/2\text{W})$ の関係式によるMoおよびWのうちの1種または2種：2.0～3.5%、V：0.3～0.7%、Ni：0～0.5%、Cu：0～0.25%、残部：Feおよび不可避免の不純物からなり、式(1)： $\text{C} + \text{Si} / 30 + (\text{Mn} + \text{Cr} + \text{Cu}) / 20 + \text{Ni} / 60 + (\text{Mo} + 1/2\text{W}) / 15 + \text{V} / 10 + \leq 0.75$ を満たす熱間工具鋼積層造形品を得ることができる。この積層造形品は、造形割れしにくく、良好な高温強度および室温延性・靱性を有するという点で優れている。ここで本発明における高温強度は、 $44 \pm 2 \text{HRC}$ の硬さに調質した試験片で、550℃の高温環境下での引張試験で得られる0.2%耐力で評価することができ、900MPa以上であることが好ましい。より好ましい0.2%耐力の下限は930MPaであり、さらに好ましい0.2%耐力の下限は950MPaである。また本発明における室温延性・靱性は、 $44 \pm 2 \text{HRC}$ の硬さに調質した試験片で、室温（例：22℃）環境下での引張試験で得られる絞りやシャルピー衝撃値で評価することができる。好ましい絞りは60%以上であり、より好ましくは63%以上である。また好ましいシャルピー衝撃値は30 J/cm²以上であり、より好ましくは50 J/cm²以上であり、さらに好ましくは80 J/cm²以上であり、特に好ましくは100 J/cm²以上である。なお上述した0.2%耐力や絞りはJIS Z 2241に基づいた引張試験により測定することができ、シャルピー衝撃値はJIS Z 2242に基づいた2m

m U ノッチシャルピー衝撃試験により測定することができる。

この積層造形品は、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。

[0025] 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。

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（以下、「金属粉末」とも記載する）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熔融し、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、本発明の積層造形物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熔融できる点で好ましい。

[0026] 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50～350W、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、金属粉末が十分に熔融しなくなり、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、10～200 μ mとすることが好ましい。より好ましい積層厚さの下限は20 μ mであり、より好ましい積層厚さの上限は100 μ m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向上させているため、例えば、応力集中部が少なく、小型な造形品であれば、積層造形前の予熱を省略することも可能である。

[0027] 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「積層造形熱間工具」の製品に整えることができる。そして、この間で、上記の積層造形物は、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物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物に、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物に焼きならしを行うことができる。

[0028] 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

[0029]（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熔融させ、熔融金属をアルゴンガスによって粉碎することでガスアトマイズ粉末を得た。各試料における式（1）の値（Pcm）も表1に示す。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金属粉末に対して、GE Additive社製Mlab cusing 200 Rを用いて、表2に示す造形条件で積層造形品を作製した。なお、造形時にベースプレートの予熱は実施しなかった。

[0030] [表1]

試料 No.	化学組成（質量％）									Pcm	備考
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni	Cu	残部		
1	0.18	0.10	0.65	4.10	2.37	0.61	<0.01	<0.01	Feおよび 不可避不純物	0.64	本発明例
2	0.36	0.35	0.62	3.96	2.30	0.72	<0.01	<0.01	Feおよび 不可避不純物	0.83	比較例
3	0.09	0.10	0.65	4.15	2.37	0.61	<0.01	<0.01	Feおよび 不可避不純物	0.55	

※不可避不純物のうち、P≤0.030%、S≤0.020%、Al≤0.04%、Ca≤0.01%、Mg≤0.01%、O≤0.05%、N≤0.05%、B≤0.05%である。

[0031]

[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]
11	170	450	30	0.08
12	170	550	30	0.08
13	170	650	30	0.08
14	170	850	30	0.08
15	170	1050	30	0.08
16	180	450	30	0.08
17	180	550	30	0.08
18	180	650	30	0.08
19	180	850	30	0.08
20※	180	1050	30	0.08
21	190	450	30	0.08
22	190	550	30	0.08
23	190	650	30	0.08
24	190	850	30	0.08
25	190	1050	30	0.08
26	200	450	30	0.08
27	200	550	30	0.08
28	200	650	30	0.08
29	200	850	30	0.08
30	200	1050	30	0.08

※試料No. 2のみ未実施

[0032] まず、縦10mm×横10mm×高さ11mmの積層造形品の割れを断面観察で確認した。試料No. 2の造形品はNo. 11～30の造形したすべての造形条件で割れが確認された。試料No. 3は、造形条件No. 11, 12, 16, 17, 21, 28で割れが確認された。例として、条件No. 28で造形した試料No. 1, No. 2, No. 3の造形品における、その積層方向と平行な断面（つまり、積層界面を含む断面）の観察画像を、図1、図2、図3にそれぞれ示す。No. 2とNo. 3には矢印で示す位置に、表面からの割れが確認できるが、合金組成が本発明の範囲内であり、かつPcmが0.65以下である本発明例のNo. 1には割れが見られなかった。以上より、本発明の積層造形品は耐割れ性が向上できていることを確認した。

。

[0033] (実施例2)

続いて、本発明の積層造形品における各種機械特性を評価した。実施例1と同様の製法で得られた試料No. 1の合金組成を有するガスアトマイズ粉末を準備した。そしてEOS社製M290を用いて、レーザー出力：300W、走査速度800mm/s、積層厚さ0.4mmの積層造形条件で、本発明例の積層造形品（試料No. 4）を作製した。また、試料No. 1と同等の成分組成を有する鋼塊を溶製し、熱間鍛造の加工を施して比較例の試料（試料No. 5）を作製した。表3に試料No. 4と試料No. 5の成分組成を示す。試料No. 4に550℃で焼戻しを行い 44 ± 2 HRCの硬さに調質した。試料No. 5は焼なまし処理をした後、900℃で焼入れを行い、570～575℃で焼戻しを実施して試料No. 4と同じ 44 ± 2 HRCの硬さに調質した。硬さは、JIS Z 2245に則したロックウェル硬さ試験機を用いて測定した。続いて得られた試料No. 4から積層方向に対して水平方向に引張試験片とシャルピー衝撃試験片（造形方向側面にノッチを加工）を採取し、試料No. 5からは鍛造長手方向に引張試験片とシャルピー衝撃試験片（鍛伸材の長手に垂直な面かつ主加工力の方向にき裂が進展するようにノッチを加工）を採取した。そして得られた引張試験片に対してJIS Z 2241に則した室温（22℃）の引張試験、高温（550℃）の引張試験およびJIS Z 2242に則した2mmUノッチシャルピー衝撃試験を実施した。

得られた機械特性の結果を表4に示す。表4の結果より本発明例は、 44 ± 2 HRCの硬さに調質した試験片で、高温環境化での0.2%耐力が960MPa以上、室温絞り率が65%以上、シャルピー衝撃値が100J/cm²以上と、高温強度、室温延性、室温靱性のいずれも比較例より良好であることが確認できた。本発明例において靱性が大きく向上している理由の一つとしては、比較例の溶製材よりも結晶粒サイズが微細化していることが考えられる。以上より、本発明の積層造形品は同じ組成の溶製鍛造材より、機械特

性が向上できていることを確認した。

[0034] [表3]

試料 No.	化学組成（質量％）									Pcm	備考
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni	Cu	残部		
4	0.16	0.09	0.58	4.06	2.42	0.60	0.01	<0.01	Feおよび 不可避不純物	0.62	本発明例
5	0.18	0.09	0.63	4.11	2.35	0.59	<0.01	<0.01	Feおよび 不可避不純物	0.64	比較例

※不可避不純物のうち、P≦0.030％、S≦0.020％、Al≦0.04％、Ca≦0.01％、
Mg≦0.01％、O≦0.05％、N≦0.05％、B≦0.05％である。

[0035] [表4]

試料 No.	550℃-0.2％耐力 [MP a]	室温絞り [%]	シャルピー衝撃値 [J / c m ²]	備考
4	969	67.3	155.7	本発明例
5	813	59.4	7.4	比較例

請求の範囲

[請求項1] 質量%で、C : 0.10～0.25%、Si : 0.01～0.5%、Mn : 1.5%以下、Cr : 3.0～6.0%、 $(Mo+1/2W)$ の関係式によるMoおよびWのうちの1種または2種 : 2.0～3.5%、V : 0.3～0.7%、Ni : 0～0.5%、Cu : 0～0.25%、残部 : Feおよび不可避免的不純物からなり、さらに下記式(1)を満足する、積層造形用熱間工具鋼粉末。

$$\text{式(1)} : C + Si/30 + (Mn + Cr + Cu)/20 + Ni/60 + (Mo + 1/2W)/15 + V/10 \leq 0.75$$

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、C : 0.10～0.25%、Si : 0.01～0.5%、Mn : 1.5%以下、Cr : 3.0～6.0%、 $(Mo+1/2W)$ の関係式によるMoおよびWのうちの1種または2種 : 2.0～3.5%、V : 0.3～0.7%、Ni : 0～0.5%、Cu : 0～0.25%、残部 : Feおよび不可避免的不純物からなり、さらに下記式(1)を満足する、熱間工具鋼積層造形品。

$$\text{式(1)} : C + Si/30 + (Mn + Cr + Cu)/20 + Ni/60 + (Mo + 1/2W)/15 + V/10 \leq 0.75$$

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。