

明 細 書

発明の名称：

積層造形用マルエージング鋼粉末、マルエージング鋼積層造形品、およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、積層造形用マルエージング鋼粉末、マルエージング鋼積層造形品、およびその製造方法に関するものである。

背景技術

[0002] 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。このような複雑な３次元形状でニアネット加工する用途の一つとして、ダイカストの金型が挙げられる。

[0003] 高強度の金属材料として代表的なものに、マルエージング鋼がある。マルエージング鋼とは、例えば、１８質量％程度のＮｉを含有した鋼に、Ｃｏ、Ｍｏ、Ｔｉ、Ａｌ等の時効硬化元素を添加した時効硬化型の超強力鋼である。そして、マルエージング鋼は、靱性にも優れることから、マルエージング鋼を各種工具や構造部品の材料に用いることで、これら製品の寿命向上に有効である。そして、マルエージング鋼を金属材料に用いて、上記の積層造形

法によって作製した積層造形品が提案されている（特許文献1）。

[0004] マルエージング鋼粉末は造形ままおよび時効処理後で強度と靱性に優れるため、上述したダイカスト金型の積層造形に適している。このような金型用途に使用されているマルエージング鋼としては、300ksi (kilopound-force per square inch) グレードのマルエージング鋼が知られており、その一般的な組成はFe-18%Ni-9%Co-5%Moである。

[0005] 一方で積層造形の際にパウダーベッド法を用いる場合、粉末から造形に至るまでに粉末や粉塵が大気中に放出される可能性があり、特にCoの添加された粉末や粉塵は人体の健康への影響を抑えるための管理が要求される。また、Coの添加はコストの増大を招くことから、低Coマルエージング鋼粉末が要求されている。例えば本願出願人は、質量%で、C: 0.1%以下、Ni: 14~22%、Co: 0~5%、Mo: 0.1~15.0%、Ti: 0.1~5.0%、Al: 3.0%以下、残部Feおよび不純物の成分組成のマルエージング鋼でなる、積層造形用粉末を提案している。上述した合金組成を有する特許文献2に記載の粉末はTi偏析を低減させることが可能であり、マルエージング鋼積層造形品の靱性を向上させることが可能である（特許文献2）。

[0006] また積層造形によって製造された物品（積層造形品）に共通する課題として、残留応力による歪みの発生が知られている。マルテンサイト変態を伴う炭素鋼やマルテンサイト系ステンレス鋼において上述した歪みを抑制する方法として、例えば、原料粉末のマルテンサイト変態開始温度（Ms点）を考慮して、積層造形品の複数層間で積層造形装置の温度調節機構により温度調整を行なうことで、積層造形品における歪みを緩和する手法が提案されている（特許文献3）。

先行技術文献

特許文献

[0007] 特許文献1：国際公開第2011/149101号

特許文献2：特開2020-45567号公報

特許文献3：特許第6295001号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0008] 上述した特許文献3で提案されているような温度調節機構を持たない積層造形装置の場合、造形中の材料の熱収縮によって生じるひずみにより、積層造形品に変形が生じたり、割れが生じたりする場合があった。特にC_oが1%未満の低C_oマルエージング鋼においては一般的な300ksiグレード品と比較して変形量が大きい傾向となっていることから、変形量のさらなる抑制が必要である。

一方、ダイカスト金型に要求される特性として熱疲労によるクラックが発生しにくい事（熱疲労寿命の向上）が挙げられる。熱疲労寿命の良い金型を得るためには高温強度と、造形後の積層造形品を熱処理した材料（調質材）の室温の延性・靱性が良好な金型材料が求められている。よって本発明の目的は、C_oを極力低減しても積層造形後の変形が少なく、熱疲労寿命特性にも優れた積層造形品を得ることができるマルエージング鋼粉末と、これによる積層造形品とを提供することである。

課題を解決するための手段

[0009] 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：0.02%以下、Si：0.04～0.3%、Ni：16～20%、C_o：0.1%以下、Mo：2.5～3.5%、Ti：1.5～2.5%、Al：0.01%以下、残部：Feおよび不可避免の不純物からなる、積層造形用マルエージング鋼粉末である。

また、本発明の他の態様は質量%で、C：0.02%以下、Si：0.04～0.3%、Ni：16～20%、C_o：0.1%以下、Mo：2.5～3.5%、Ti：1.5～2.5%、Al：0.01%以下、残部：Feおよび不可避免の不純物からなる、マルエージング鋼積層造形品である。

また、本発明の他の態様は、上述した積層造形用マルエージング鋼粉末を

層状に敷き詰める粉末層形成工程と、敷き詰められた積層造形用マルエージング鋼粉末を、この積層造形用マルエージング鋼粉末の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溶融凝固工程とを有し、前記粉末層形成工程と溶融凝固工程とを繰り返して、積層造形品を得る、マルエージング鋼積層造形品の製造方法である。

発明の効果

[0010] 本発明によれば、C_oを極力低減しても積層造形後の変形が少なく、熱疲労寿命特性に優れた積層造形品を得ることができる。

図面の簡単な説明

[0011] [図1]ひずみ評価に用いた反り量測定試験片の模式図である。

発明を実施するための形態

[0012] 本発明は、C：0.02%以下、Si：0.04～0.3%、Ni：16～20%、Co：0.1%以下、Mo：2.5～3.5%、Ti：1.5～2.5%、Al：0.01%以下、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。まず、本発明で規定する積層造形用マルエージング鋼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（炭素）：0.02%以下

マルエージング鋼の特徴である高韌性の低炭素マルテンサイト組織を得るために、Cは0.02%以下に制限する必要がある。Cが0.02%を超えた場合、造形まま（積層造形後、熱処理を行っていない状態）の韌性が低下し、熱収縮により生じるひずみにより割れが発生する可能性がある。好ましくは0.01%以下である。一方、Cは溶製工程における脱酸剤としても使用でき、無添加とすることは製造上困難であるため、例えば下限を0.001%と設定することができる。

[0013] Si（ケイ素）：0.04～0.3%

Siは、強度を向上させる元素であり、含有量は0.04%以上とする。一方、Siの過剰な添加は熱疲労寿命特性の向上に必要な調質材の韌性を低

下させるため、S i の含有量は、多くとも0.3%とする。そしてより靱性を向上させるために、S i 含有量の上限を0.2%とすることが好ましく、0.15%とすることがより好ましい。

[0014] Ni（ニッケル）：16～20%

Niは、Ti、Al、Mo等と金属間化合物を形成して強度の向上に寄与する、マルエージング鋼として成立させるために必要な根幹的元素である。このため、本発明では、Niの含有量を16%以上とする。好ましいNiの含有量の下限は、17%である。一方、Niの含有量が多すぎるとオーステナイト組織が安定化して、マルテンサイト組織が形成され難くなる。このため、本発明では、Niの含有量を20%以下とする。好ましいNiの含有量の上限は、19%である。

[0015] Co（コバルト）：0.1%以下

本発明では人体の健康への影響に係る管理の容易性と、Co自体が高コストであることを鑑み、Co含有量を低減させている。さらに本発明ではMoの固溶限を低下させる効果のあるCoの含有量を0.1%以下と極めて少なくすることで、調質材の靱性を向上させる効果が発揮されることを見出した。これは、Mo系金属間化合物の過剰な析出を低減させることにより、熱疲労寿命特性に必要な靱性が向上するためと考えられる。好ましい上限は0.05%であり、より好ましい上限は0.01%である。なおCoは無添加（0%）とすることが理想的であるが、製造上困難であるため、例えば下限を0.0005%と設定することもできる。

[0016] Mo（モリブデン）：2.5～3.5%

Moは、時効処理時に金属間化合物であるNi₃Moを形成して金属組織を析出強化する、または固溶強化することにより強度を向上させ熱疲労寿命の改善の効果を有する元素である。またMoの添加は、低Coマルエージング鋼のような組成において、Ms点を低下させる。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、Moの含有量を2.5%以上が好ましい。

一方、Moの含有量が多すぎると、Feと粗大な金属間化合物を過剰に形成して、熱疲労寿命特性に必要な調質材の靱性が低下する。また、過剰なMoの添加はMs点を必要以上に低下させ、マルテンサイト組織を形成させるようになる。このため、本発明では、Moの含有量を3.5%以下が好ましい。

。

[0017] Ti（チタン）：1.5～2.5%

Tiは、時効処理後の組織中に強化相であるNi₃Tiを形成して、熱疲労寿命特性に必要な高温強度を付与する元素である。このため、本発明では、Tiの含有量を1.5%以上とする。また、上記と同様の理由から、Tiの含有量は、1.7%以上が好ましく、1.9%以上がより好ましい。

一方、Tiの含有量が多すぎると、凝固時の組織中に顕著なTi偏析が生じて、かつ、この顕著なTi偏析が時効処理後の組織中にまで残留して、熱疲労寿命特性に必要な調質材の靱性が低下する場合がある。このため、本発明では、Tiの含有量を2.5%以下とする。また、上記と同様の理由から、Tiの含有量は、2.3%以下が好ましく、2.1%以下がより好ましい。

。

[0018] Al（アルミニウム）：0.01%以下

Alは、Niと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が、多すぎると、金属組織に非金属介在物が増加して、靱性が低下する場合がある。よって0.01%以下が好ましい。また金属間化合物による強度の付与は、MoやTiにより達成できるため、取り扱う元素を減らし製造上の管理工程を省略できる。本発明は、上記の元素種を選択的に含み、残部がFeおよび不可避免的不純物からなることを基本的な成分組成とする。

[0019] また、本発明の積層造形用マルエージング鋼粉末は、質量%で、N（窒素）が0.030%以下であることが好ましい。N（窒素）は、金属粉末の製造工程において、原料や、溶解および粉化工程の雰囲気中より金属粉末に不

可避的に取り込まれる元素である。N（窒素）の含有量が多すぎると、積層造形品中のTi、Mo等と結合し、多量の窒化物を形成する。この窒化物は、破壊の起点として作用し、調質材の靱性を低下させる虞がある。このため、本発明では、N（窒素）の含有量を0.030%以下とすることが好ましく、0.020%以下がより好ましく、0.005%以下がさらに好ましい。

しかしながら、Nはガスアトマイズ法など一般的な積層造形用粉末の製造プロセスにおいて不可避的に混入される元素である。本発明の一態様の積層造形用マルエージング鋼粉末は、積層造形品中の内部欠陥を抑制し、十分な靱性を確保する観点から、0.001%以上のN（窒素）の含有を許容することができる。

[0020] 本発明の積層造形用マルエージング鋼粉末は、O（酸素）が0.040%以下であることが好ましい。O（酸素）は、金属粉末の製造工程において、原料や、溶解および粉化工程の雰囲気中より金属粉末に不可避的に取り込まれる元素である。O（酸素）はTi等と結合し、金属粉末の内部や表面に酸化物を形成する。この酸化物は、破壊の起点として作用し、靱性を低下させる虞がある。このため、本発明では、O（酸素）の含有量を0.040%以下とすることが好ましく、0.030%以下がより好ましく、0.020%以下がさらに好ましい。

[0021] 本発明の積層造形用マルエージング鋼粉末は、積層造形品中の内部欠陥を抑制し、十分な靱性を確保する観点から、0.005%以上、または0.010%以上のO（酸素）の含有を許容することができる。

[0022] 本発明の積層造形用マルエージング鋼粉末は、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。

[0023] 本発明の積層造形用マルエージング鋼粉末は、体積基準の累積粒度分布の50%粒径（以下、「D50」という。）が10～250 μm 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 μm 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 μm 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。

[0024] 本発明の積層造形用マルエージング鋼粉末は、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。

[0025] 上述した本発明の積層造形用マルエージング鋼粉末を、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：0.02%以下、Si：

0.04~0.3%、Ni:16~20%、Co:0.1%以下、Mo:2.5~3.5%、Ti:1.5~2.5%、Al:0.01%以下、残部:Feおよび不可避免の不純物からなる、マルエージング鋼積層造形品を得ることができる。この積層造形品は、熱収縮による変形量が少なく、熱疲労寿命特性に優れる。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。また金型に限定されず、その他マルエージング鋼を用いている各種工具やギアなどの構成部品にも適用の可能性がある。

[0026] 次に、本発明のマルエージング鋼粉末を用いて、本発明の積層造形品を得ることができる本発明の製造方法について説明する。なお以下に記載する製造工程は、例えば、パウダーベット法に適用が可能である。

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マルエージング鋼粉末（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。

[0027] 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、 $10 \sim 200 \mu\text{m}$ とすることが好ましい。より好ましい積層厚さの下限は $20 \mu\text{m}$ であり、より好ましい積層厚さの上限は $100 \mu\text{m}$ である。

[0028] 本発明に係る製造方法では、金属製品（部品）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、時効処理を施すことが好ましい。本発明の積層造形品への時効処理は、各種の金属間化合物を組織中に析出させて、例えば、硬さを $40 \sim 55 \text{HRC}$ に調整して、より優れた高強度と高靱性とを得ることができる点で有用である。時効処理温度は、 400°C 以上とすることが好ましい。より好ましくは 450°C 以上、さらに好ましくは 500°C 以上、よりさらに好ましくは 550°C 以上である。時効処理温度を高くすることで、 Ni_3Ti の析出による強度向上の効果を得ることができる。但し、時効処理温度が高くなりすぎると、金属間化合物が粗大化して、金属間化合物の析出量に見合った強度が十分に得られなくなる。よって、時効処理温度は、 700°C 以下とすることが好ましい。より好ましくは 650°C 以下、さらに好ましくは 640°C 以下、よりさらに好ましくは 630°C 以下である。 600°C 以下にすることもできる。

そして、時効処理時間（時効処理温度での維持時間）は、 60 分以上とすることが好ましい。より好ましくは 100 分以上、さらに好ましくは 150 分以上である。時効処理時間を長くすることで、各種の金属間化合物量が増加する。但し、時効処理時間が長くなりすぎると、金属間化合物が粗大化し、強度が低下する。よって、時効処理時間は、 600 分以下とすることが好ましい。より好ましくは 400 分以下、さらに好ましくは 200 分以下である。また時効処理は、随時硬さを測定しながら特定の硬さに合わせこむ（調質する）ため複数回行ってもよい。なお、積層造形品の熱処理では、造形時の溶融と急速冷却が焼入れ処理を兼ねるときもあることから、一般的な溶製

材と異なり溶体化処理を省略し、造形ままから直接時効処理を行う場合もある。以上、本発明の製造方法について説明したが、本発明の積層造形用マルエージング鋼粉末は、上述した本発明の製造方法のみに限定されず、例えば粉末を熱源に直接吹き付けて基材に溶着させるダイレクトメタルデポジッション方式などにも適用可能である。

[0029] 本発明に係る製造方法では、上述した時効処理の前に機械的特性の向上や偏析を解消する目的で、溶体化処理を実施してもよい。溶体化処理温度は、 800°C 以上とすることが好ましい。より好ましくは 850°C 以上である。そして、さらに好ましくは 900°C 以上、よりさらに好ましくは 950°C 以上である。溶体化処理温度を高くすることで、積層造形時に形成される偏析の解消効果が向上する。但し、溶体化処理温度が高くなりすぎると、旧オーステナイト粒が粗大化するため、積層造形品の強度および靱性が低下する。よって、溶体化処理温度は、 1200°C 以下とすることが好ましい。より好ましくは 1100°C 以下、さらに好ましくは 1050°C 以下である。

溶体化処理時間（溶体化処理温度での維持時間）は、 10 分以上とすることが好ましい。より好ましくは 30 分以上、さらに好ましくは 45 分以上である。溶体化処理時間を長くすることで、積層造形時に形成される偏析の解消効果が向上する。但し、溶体化処理時間が長くなりすぎると、旧オーステナイト粒径が粗大化する。よって、溶体化処理時間は、 120 分以下とすることが好ましい。より好ましくは 100 分以下、さらに好ましくは 80 分以下である。ここで積層造形品では、母材の上に別の材料を積層造形して複合体として用いられるものもある。積層造形品を金型で使用する場合、一般的な工具鋼の上にマルエージング鋼を積層造形し複合体とする場合がある。工具鋼は、通常焼入れを実施して使用するが、例えば一般的な熱間工具鋼のSKD61の焼入れ温度は 1000°C 付近である。積層造形品を複合体として使用する場合、工具鋼の焼入れとマルエージング鋼の溶体化処理を兼ねることができる。

実施例

[0030] (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。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、D 5 0 が $35\mu\text{m}$ 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 M I a b c u s i n g 2 0 0 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。表 3 に得られた積層造形品の成分組成値を示す。

[0031] [表1]

(mass%)											備考
試料 No.	C	Si	Ni	Mo	Co	Al	Ti	N	O	Fe*	
1	0.005	0.12	18.2	2.7	0.005	0.001	1.99	<0.001	0.0181	Bal.	本発明例
2	0.005	0.12	18.2	3.3	0.002	0.001	1.96	<0.001	0.0195	Bal.	
3	0.009	0.29	17.9	2.0	0.51	0.14	1.99	<0.001	0.0272	Bal.	比較例

※不可避不純物を含む

[0032] [表2]

	レーザー 出力 [W]	走査速度 [mm/s]	積層厚さ [μm]	走査 ピッチ [mm]	レーザー径 (走査熱源直径) [μm]
造形条件	180	850	30	0.08	75

[0033]

[表3]

(mass%)									備考
試料 No.	C	Si	Ni	Mo	Co	Al	Ti	Fe*	
1	0.005	0.12	18.1	2.8	<0.01	0.001	2.01	Bal.	本発明例
2	0.004	0.12	18.0	3.4	<0.01	0.002	1.98	Bal.	
3	0.007	0.30	18.1	2.0	0.49	0.14	2.03	Bal.	比較例

※不可避不純物を含む

[0034] まず、積層造形品の変形量の測定を行なった。まず、本発明例および比較例の積層造形品として、図1に示される片持ち梁形の試験片をベースプレート上に作製した。次に、図1に示されるサポート部の切断箇所をワイヤー放電加工で切断して、蓄積されたひずみにより、梁部に反りを生じさせた。これにより、反りが大きいほど、積層造形品中にひずみが多く蓄積されていることが確認できた。

次に、ベースプレートを基準とした梁部の端部の測定点高さを、サポート部の切断前後で測定した。表4に示すように、本発明例のC o レスマルエージング鋼からなる積層造形品の変形量はいずれも比較例の低C o マルエージング鋼より少なく、本発明の積層造形品はC o 含有量を極力少なくしても、造形ままの変形を抑制することができることを確認した。

[0035] [表4]

試料No.	切断前後の測定点高さの変化量 (変形量) [mm]	備考
1	1.03	本発明例
2	0.91	
3	1.37	比較例

[0036] (実施例2)

次に、積層造形品の機械的特性を確認するため、実施例1で作製したもの

と同じ積層造形品に表5に示す条件での熱処理を行い、 46 ± 1 HRCと 52 ± 1 HRCの硬さに調質した。ここで試料No. 4～7は実施例1の試料No. 1に熱処理を施したものであり、試料No. 8～11は実施例1の試料No. 2に熱処理を施したものであり、試料No. 12～15は試料No. 3に熱処理を施したものである。溶体化処理を実施した試料に関しては、一般的な工具鋼の上にマルエージング鋼を積層造形し複合体とするような場合の工具鋼の焼入れと溶体化処理を兼ねた熱処理を想定し、温度と時間を決定した。硬さは、JIS Z 2245に則したロックウェル硬さ試験により測定した。調質した積層造形品の積層方向に対して水平方向から引張試験片を採取して、JIS Z 2241に則した 550°C の高温引張試験と 22°C の室温引張試験および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。

[0037] [表5]

試料No.	溶体化処理 (1時間)	時効処理 (3時間)			実績硬さ [HRC]	備考
		1回目	2回目	3回目		
4	なし	490°C	—	—	52.1	本発明例
5	なし	580°C	570°C	—	46.4	
6	1020°C	530°C	—	—	52.4	
7	1020°C	590°C	590°C	—	46.4	
8	なし	500°C	—	—	51.8	
9	なし	590°C	—	—	46.4	
10	1020°C	530°C	530°C	—	52.6	
11	1020°C	600°C	590°C	—	45.9	比較例
12	なし	510°C	—	—	51.8	
13	なし	595°C	—	—	45.6	
14	1020°C	540°C	—	—	52.2	
15	1020°C	600°C	565°C	590°C	46.4	

[0038] 表6に溶体化処理なし一時効処理 52 HRC調質材の、表7に溶体化処理なし一時効処理 46 HRC調質材の、熱疲労寿命特性に関する $550^{\circ}\text{C}-0.2\%$ 耐力（高温耐力）、室温絞りと靱性を示す2mmUノッチシャルピー衝撃値を示す。同じ硬さに調質したものを比較すると、本発明例は比較例を上回る高温耐力とシャルピー衝撃値を示した。以上の結果より本発明は、溶体

化処理を省略した熱処理条件において、従来の低Cマルエージング鋼を上回る熱疲労寿命特性を持つ積層造形品が得られることを確認した。

[0039] [表6]

試料 No.	550℃-0.2%耐力 [MPa]	室温絞り [%]	シャルピー衝撃値 [J/cm ²]	備考
4	681	42	45	本発明例
8	698	42	43	
12	616	42	37	比較例

[0040] [表7]

試料 No.	550℃-0.2%耐力 [MPa]	室温絞り [%]	シャルピー衝撃値 [J/cm ²]	備考
5	555	47	71	本発明例
9	551	49	76	
13	507	48	52	比較例

[0041] 表8に溶体化処理1020℃一時効処理52HRC調質材の、表9に溶体化処理1020℃一時効処理46HRC調質材の、熱疲労寿命特性に関する550℃-0.2%耐力（高温耐力）、室温絞りと靱性を示す2mmUノッチシャルピー衝撃値を示す。同じ硬さに調質したものを比較すると、本発明例は比較例を上回る高温耐力とシャルピー衝撃値を示した。本発明は、一般的な工具鋼の上にマルエージング鋼を積層造形し複合体とするような場合の工具鋼の焼入れと溶体化処理を兼ねた熱処理条件においても、従来のCレスマルエージング鋼を上回る熱疲労寿命特性を持つ積層造形品が得られることを確認した。

[0042] [表8]

試料 No.	550℃-0.2%耐力 [MPa]	室温絞り [%]	シャルピー衝撃値 [J/cm ²]	備考
6	816	41	33	本発明例
10	843	36	35	
14	769	32	31	比較例

[0043] [表9]

試料 No.	550℃-0.2%耐力 [MPa]	室温絞り [%]	シャルピー衝撃値 [J/cm ²]	備考
7	623	44	53	本発明例
11	610	46	50	
15	590	42	41	比較例

請求の範囲

- [請求項1] 質量%で、C : 0.02%以下、Si : 0.04~0.3%、Ni : 16~20%、Co : 0.1%以下、Mo : 2.5~3.5%、Ti : 1.5~2.5%、Al : 0.01%以下、残部 : Feおよび不可避免的不純物からなる、積層造形用マルエージング鋼粉末。
- [請求項2] 質量%で、C : 0.02%以下、Si : 0.04~0.3%、Ni : 16~20%、Co : 0.1%以下、Mo : 2.5~3.5%、Ti : 1.5~2.5%、Al : 0.01%以下、残部 : Feおよび不可避免的不純物からなる、マルエージング鋼積層造形品。
- [請求項3] 請求項1に記載の積層造形用マルエージング鋼粉末を層状に敷き詰める粉末層形成工程と、
敷き詰められた積層造形用マルエージング鋼粉末を、この積層造形用マルエージング鋼粉末の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溶融凝固工程とを有し、
前記粉末層形成工程と溶融凝固工程とを繰り返して、積層造形品を得る、マルエージング鋼積層造形品の製造方法。