

明 細 書

発明の名称： 積層造形用金属粉末およびこれを用いた積層造形物

技術分野

[0001] 本発明は、積層造形法に用いられる金属粉末およびこれを用いた積層造形物に関する。

背景技術

[0002] 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、金属粉末にレーザー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レーザーを照射して溶融し、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。

この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。

[0003] 高強度の金属材料として、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析出硬化型の超高強度鋼である。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、これら金属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、積層造形法によって作製した積層造形物が提案されている（特許文献1）。

先行技術文献

特許文献

[0004] 特許文献1：国際公開第19／082638号パンフレット

特許文献2：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

[0005] マルエージング鋼でなる積層造形物は、複雑な製品形状に対応できた上で、優れた強度や靱性といった機械的特性の維持が期待できる。しかし、生産性を優先し、熱源の走査速度や移動速度を上げる、積層厚みを高くする場合など積層造形の製造条件によっては、造形中に積層造形物の内部に空隙等の欠陥が形成され、マルエージング鋼の成分組成に対して、それに見合う程の十分な機械的特性が得られない場合があるという問題があった。

また、積層造形物の製造では、残留応力によるひずみの発生が懸念される。特に、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は、原料粉末のマルテンサイト変態開始温度（ M_s 点）を考慮して、積層造形物の複数層間で、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、積層造形物におけるひずみを緩和する手法が提案されている（特許文献2）。

空隙等の内部欠陥を低減するために、入熱条件を好適化した場合においても、造形中の材料の熱収縮によって生じるひずみにより、積層造形物に変形が生じたり、割れが生じたりする場合があるという問題があった。

本発明の目的は、内部欠陥やひずみによる変形が少なく、機械的特性に優れた積層造形物を製造可能な積層造形用金属粉末およびこれを用いた積層造形物を提供することである。

課題を解決するための手段

[0006] 本発明は、質量％で、 $Ni = 14.0 \sim 24.0\%$ 、 $Mo = 2.0 \sim 8.0\%$ 、 $Co = 10.5 \sim 20.0\%$ 、 $Al = 0.01 \sim 2.00\%$ 、 $Ti = 0.10 \sim 3.00\%$ 、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる積層造形

用金属粉末の発明である。

[0007] 本発明の積層造形用金属粉末は、質量％で、N（窒素）が0.030％以下であることが好ましい。

また、本発明の積層造形用金属粉末は、質量％で、O（酸素）が0.040％以下であることが好ましい。

[0008] そして、本発明は、質量％で、Ni = 14.0～24.0％、Mo = 2.0～8.0％、Co = 10.5～20.0％、Al = 0.01～2.00％、Ti = 0.10～3.00％、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる積層造形物であり、積層方向と平行な断面において、1mm²当たりで、20μmを超える円相当径を有する欠陥が0.1個未満の積層造形物の発明である。

[0009] また、本発明の積層造形物は、積層方向と平行な断面において、1mm²当たりで、5μm以上20μm以下の円相当径を有する欠陥が0.1個以上10.0個未満であることが好ましい。

発明の効果

[0010] 本発明によれば、内部欠陥やひずみによる変形が少なく、機械的特性に優れた積層造形物を製造可能な積層造形用金属粉末およびこれを用いた積層造形物を提供することができる。

図面の簡単な説明

[0011] [図1]本発明例となる積層造形物の積層方向と平行な断面の一例を示す光学顕微鏡写真。

[図2]本発明例となる積層造形物の積層造形工程後かつ溶体化处理前の金属組織。

[図3]本発明例となる積層造形物の溶体化处理後の金属組織。

[図4]比較例となる積層造形物の積層方向と平行な断面の一例を示す光学顕微鏡写真。

[図5]ひずみ評価に用いた反り量測定試験片の模式図。

[図6]造形物中に認められた介在物の走査型電子顕微鏡写真およびEDX分析

結果。

発明を実施するための形態

[0012] 本発明の積層造形用金属粉末は、質量％で、 $Ni = 14.0 \sim 24.0\%$ 、 $Mo = 2.0 \sim 8.0\%$ 、 $Co = 10.5 \sim 20.0\%$ 、 $Al = 0.01 \sim 2.00\%$ 、 $Ti = 0.10 \sim 3.00\%$ 、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる成分組成を有する。以下、各元素の規定理由を説明する。

[0013] $Ni = 14.0 \sim 24.0$ 質量％

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14.0質量％以上とする。また、上記と同様の理由から、Niの含有量は、15.0質量％以上が好ましく、17.0質量％以上がより好ましい。

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24.0質量％以下とする。また、上記と同様の理由から、Niの含有量は、22.0質量％以下が好ましく、20.0質量％以下がより好ましい。

[0014] $Mo : 2.0 \sim 8.0$ 質量％

Moは、時効処理時に金属間化合物である Ni_3Mo 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向上の効果を有する元素である。このため、本発明では、Moの含有量を2.0質量％以上とする。また、上記と同様の理由から、Moの含有量は、3.0質量％以上が好ましく、4.0質量％以上がより好ましい。

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、靱性が低下する。このため、本発明では、Moの含有量を8.0質量％以下とする。また、上記と同様の理由から、Moの含有量は、7.0質量％以下が好ましく、6.0質量％以下がより好ましい。

[0015] $Co : 10.5 \sim 20.0$ 質量％

Coは、強度および靱性の向上効果を有する元素である。また、Coは、固相線温度を下げるのに有用な元素である。Coを所定範囲で含有させることにより、金属粉末の熔融を容易化させることができ、レーザーの低出力化に寄与しつつ、積層造形物の内部欠陥を減少させる効果が得られる。

また、Coは、オーステナイト形成元素であるため、多量に添加することで、マルテンサイト変態を抑制する効果があり、Ms点を下げるのに寄与する元素と考えられる。Coを含有させることによって、金属粉末のMs点を下げることができ、積層造形物の複数層間で、積層造形装置の温度調節機構による厳格な温度調整を行わなくても、積層造形物に生じるひずみを軽減することが可能となる。

このため、本発明では、Coの含有量を10.5質量%以上とする。また、上記と同様の理由から、Coの含有量は、11.0質量%以上が好ましく、11.5質量%以上がより好ましい。

一方、Coは、高価な元素である。Coの含有量が多すぎると、積層造形物の硬度が上昇することに伴って、靱性を劣化させる場合がある。このため、本発明では、Coの含有量を20.0質量%とする。上記と同様の理由から、Coの含有量は、15.0質量%以下が好ましく、13.0質量%以下がより好ましく、12.5質量%以下がさらに好ましい。

[0016] Al：0.01～2.00質量%

Alは、溶製工程における脱酸剤として利用できる元素である。そして、Alを含有させた場合、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。このため、本発明では、Alの含有量を0.01質量%以上とする。また、上記と同様の理由から、Alの含有量は、0.03質量%以上が好ましく、0.07質量%以上がより好ましい。

一方、溶製後にAl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。このため、本発明では、Alの含有量を2.00質量%以下とする。また、上記と同様な理由から、Alの含有量は、1.00質量%以下が好ましく、0.50質量%以下がより好ましく、0.25

質量%以下がさらに好ましく、0.20質量%以下がよりさらに好ましい。

[0017] Ti: 0.10~3.00質量%

Tiは、時効処理後の組織中に強化相である Ni_3Ti を形成して、強度を付与する元素である。また、Tiは、固相線温度を下げるのに有用な元素である。Tiを所定範囲で含有させることにより、金属粉末の溶融を容易化させることができ、レーザーの低出力化に寄与しつつ、積層造形物の内部欠陥を減少させる効果が得られる。このため、本発明では、Tiの含有量を0.10質量%以上とする。また、上記と同様の理由から、Tiの含有量は、0.50質量%以上が好ましく、1.00質量%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、靱性が劣化する場合がある。このため、本発明では、Tiの含有量を3.00質量%以下とする。また、上記と同様の理由から、Tiの含有量は、2.50質量%以下が好ましく、2.00質量%以下がより好ましく、1.80質量%以下がさらに好ましく、1.60質量%以下がよりさらに好ましい。

[0018] 本発明の積層造形用金属粉末は、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免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、積層造形物中のTi、Al、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、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質量%以下とすることが好ましく、0.020質量%以下がより好ましく、0.005質量%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免的に混入される元素である。本発明の積層造形用金属粉末は、積層造形物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質量%以上のN（窒素）の含有を許容することができる。

[0019] 本発明の積層造形用金属粉末は、質量%で、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免的に取り込まれる元素である。O（酸素）はTi、Al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質量%以下とすることが好ましく、0.030質量%以下がより好ましく、0.020質量%以下がさらに好ましい。

本発明の積層造形用金属粉末は、積層造形物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質量%以上、または0.010質量%以上のO（酸素）の含有を許容することができる。

[0020] 本発明の積層造形用金属粉末は、上記の元素種を選択的に含み、残部がFeおよび不可避免の不純物からなることを基本的な成分組成とする。尚、本発明の積層造形用金属粉末は、マルエージング鋼の特徴である高靱性の低炭素マルテンサイト組織を得るために、C（炭素）を0.1質量%以下に制限することが好ましい。

[0021] 本発明の積層造形用金属粉末は、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金属粉末は、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 $250\mu\text{m}$ 以下とすることにより、粉末の溶融が容易になり、積層造形物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 $10\mu\text{m}$ 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金属粉末は、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金属粉末をパウダーベッド法に適用する場合は、D50を $10\sim 53\mu\text{m}$ の範囲に調整することが好ましい。

[0024] 次に、本発明の積層造形物について説明する。本発明の積層造形物は、質量%で、 $\text{Ni}=14.0\sim 24.0\%$ 、 $\text{Mo}=2.0\sim 8.0\%$ 、 $\text{Co}=10.5\sim 20.0\%$ 、 $\text{Al}=0.01\sim 2.00\%$ 、 $\text{Ti}=0.10\sim 3.00\%$ 、残部がFeおよび不可避免の不純物からなり、 1mm^2 当たりで、積層方向と平行な断面において、 $20\mu\text{m}$ を超える円相当径を有する欠陥が0.1個未満であることに特徴を有する。尚、積層造形物の成分組成については、上述したとおりである。

積層造形物中に、 $20\mu\text{m}$ を超える円相当径を有する欠陥があると、応力が付与された場合に応力集中が発生しやすくなり、その欠陥が破壊の起点として機能して、延性や靱性を低下させる、または疲労特性を著しく低下させ

る虞がある。このような様態において、積層造形物中の欠陥は、造形工程時における各層ごとで生じるため、積層造形物に生じている欠陥を評価するには、各層を含んだ断面である「積層方向と平行な断面」を観察することが適当である。

ここで、積層造形物の積層方向と平行な断面で確認される欠陥部の光学顕微鏡写真の一例を図4に示す。この図4において、灰色部で示される素地中に黒色部で示される部分が欠陥部である。本発明の積層造形物は、積層方向と平行な断面の一例を示す図4において、 1 mm^2 当たりで、黒色部で示される $20\text{ }\mu\text{m}$ を超える円相当径を有する欠陥を0.1個未満とする。これにより、本発明の積層造形物は、上述した応力が付与された場合に、破壊の起点がないことによる亀裂の発生が生じにくく、延性や靱性の低下を抑制できることに加え、疲労特性を向上させることもできる。

[0025] また、積層造形物においては、金属粉末という“小さな単位”が部分的に溶融して凝固する。このため、形成された積層造形物中には、空孔、空隙、気孔、ブローホール、ピンホールといった類の鑄造欠陥が生じやすい。そして、この欠陥は、積層造形物を金属製品（部品）として使用するのに必要な機械的特性を付与するために施す溶体化処理や時効処理といった熱処理によっても消失せず、積層造形物に残存する場合がある。

本発明の積層造形物は、積層方向と平行な断面の一例を示す図4において、 1 mm^2 当たりで、黒色部で示される $5\text{ }\mu\text{m}$ 以上 $20\text{ }\mu\text{m}$ 以下の円相当径を有する欠陥を0.1個以上10.0個未満とすることが好ましい。これにより、本発明の積層造形物は、上述した応力が付与された場合に、亀裂の伝播が生じにくく、延性や靱性の低下を抑制できることに加え、疲労特性を向上させることもできる。また、上記と同様の理由から、 $5\text{ }\mu\text{m}$ 以上 $20\text{ }\mu\text{m}$ 以下の円相当径を有する欠陥は、 1 mm^2 当たりで、6.0個以下とすることがより好ましい。

[0026] 上記の「 $20\text{ }\mu\text{m}$ を超える円相当径を有する欠陥」および「 $5\text{ }\mu\text{m}$ 以上 $20\text{ }\mu\text{m}$ 以下の円相当径を有する欠陥」の分析には、例えば、光学顕微鏡を利

用することができる。まず、積層造形物の中心部の位置から、この積層造形物の積層方向と平行な断面を採取する。このとき、この断面が「積層方向と平行であること」は、積層造形物中の積層跡や積層造形物の形態から確認することができる。

次に、この断面を光学顕微鏡（倍率500倍）で撮影した画像を連結させて、縦1.25mm以上×横1.6mm以上の断面像を作成する。縦1.25mm以上×横1.6mm以上の領域を1視野として、5視野撮影して、10mm²の測定視野とする。そして、この撮影した各視野について、欠陥と素地との境界が明確になるように二値化処理を行ない、視野に占める円相当径が5μm以上のすべての欠陥の数量を測定する。ここで、断面画像の撮像、連結、二値化処理、欠陥の円相当径や数量の測定は、例えば、株式会社キーエンス マイクロスコープVHX-6000を用いて行なうことができる。

[0027] 本発明の積層造形物は、金属粉末を層状に敷き詰める工程と、上記の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備え、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作製できる。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。

[0028] そして、本発明の積層造形物は、上述した積層造形用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にすることで製造可能である。

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、所定の積層造形物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く、 $20 \mu\text{m}$ 以上、 $100 \mu\text{m}$ 以下にすることがより好ましい。

[0029] 本発明の積層造形物は、金属製品（部品）として使用するのに必要な機械的特性を付与するために、積層造形ままの部材に、さらに、溶体化処理および時効処理を施すことが好ましい。

マルエージング鋼は、通常、溶体化処理および時効処理が行なわれてから、金属製品（部品）として使用される。溶体化処理は、造形中の熱で析出した金属間化合物を溶体化させ、さらに、積層造形工程で形成される熔融池や凝固組織によって形成される異方性を有した組織形態を再結晶させることで、等軸状の結晶粒を有した組織とし、機械的特性の異方性を無くすることができる点で有用である。そして、この溶体化処理は、積層造形工程で組織中に形成された偏析を解消することができるという点でも有用な熱処理である。

[0030] 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、積層造形物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。

図2に、積層造形後で溶体化処理前の金属組織を示す。溶体化処理前の金属組織は、積層跡として溶融池の跡が認められ、異方性のある組織形態となっている。図3に950℃、60分の溶体化処理後の金属組織を示す。溶体化処理後の金属組織は、溶融池の跡やセル状の組織は認められず、等軸状の旧オーステナイト粒界を有した組織形態となっている。

[0031] 溶体化処理の後に行なう時効処理は、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40～65HRC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℃以上とすることが好ましい。より好ましくは450℃以上、さらに好ましくは500℃以上、よりさらに好ましくは550℃以上である。時効処理温度を高くすることで、Ni₃Ti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℃以下とすることが好ましい。より好ましくは650℃以下、さらに好ましくは640℃以下、よりさらに好ましくは630℃以下である。600℃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。

実施例

[0032] 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、D50が3

5 μm 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。

そして、上記で得た各積層造形用金属粉末に対して、EOS社製EOS-M290を用いて、表2に示す造形条件2で積層造形物を製作した。

[0033] [表1]

質量%
※不可避免的不純物を含む。

	N i	M o	C o	A l	T i	N	O	F e※
本発明例	18.7	4.9	12.0	0.13	1.48	<0.001	0.015	残部
比較例	18.0	4.9	8.9	0.06	0.75	0.020	0.047	残部

[0034] [表2]

	レーザー 出力 [W]	レーザー フォーカス幅 [μm]	走査 速度 [mm/秒]	積層 厚さ [μm]	走査 ピッチ [mm]
造形条件1	300	100	900	40	0.09
造形条件2	200	100	1000	40	0.09

[0035] 上記で得た本発明例および比較例となる積層造形物について、その積層方向と平行な断面を上述の要領で分析して、その断面における、円相当径が5 μm 以上の欠陥の数量を調査した。欠陥の調査に用いた5視野は、“同じ（一つの）断面”の中で位置を変えて採取した。その結果を表3に示す。

また、図1に本発明例、図4に比較例となる積層造形物の積層方向と平行な断面における光学顕微鏡写真を示す。

[0036] [表3]

	20 μm を超える 円相当径を有する欠陥数密度 [個/ mm^2]	5 μm 以上20 μm 未満の 円相当径を有する欠陥数密度 [個/ mm^2]
本発明例	0	5.8
比較例	0.2	11.8

[0037] 比較例となる積層造形物は、20 μm を超える円相当径を有する欠陥が、

1 mm²当たりで、0.2個認められたのに対して、本発明例となる積層造形物においては全く認められなかった。

また、比較例となる積層造形物は、5 μm以上20 μm未満の円相当径を有する欠陥が、1 mm²当たりで、11.8個あったのに対して、本発明例となる積層造形物においては5.8個であった。

この結果より、本発明の積層造形用金属粉末を用いて製造した積層造形物は、形成される欠陥が少ないことから、生産性を考慮して入熱量を落とした造形条件においても、高靱性や高延性といったマルエージング鋼の成分組成に対して、それに見合う十分な種々機械的特性が得られることが期待できる。

[0038] 積層造形物中に発生するひずみの大小を確認するために、本発明例および比較例のMs点を測定した。熱処理前の造形物からφ2×10 mmの試験片を採取した。この試験片を用いて変態点測定（フォーマスター試験）装置を用いて、Ms点を測定した。10℃/分で昇温させ、最高温度1000℃で5分保持した後、20℃/秒で冷却した。冷却中に試験片の膨張が開始する温度をMs点とした。その結果を表4に示す。比較例のMs点が160℃であるのに対して、本発明例のMs点は118℃であった。

[0039] 次に、積層造形物の反り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用金属粉末を用いて、図5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5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、積層造形物中にひずみが多く蓄積されていることが確認できる。

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、比較例の切断前後での高さの増加量（反り）が0.55 mmであるのに対して、本発明例の切断前後での高さの増加量（反り）は、0.05 mmであり、本発明例の積層造形物での

ひずみの蓄積が少ないことが確認できた。

[0040] [表4]

	M s 点 [°C]	切断前後の測定点高さの 変化量 (mm)
本発明例	1 1 8	0 . 0 5
比較例	1 6 0	0 . 5 5

[0041] 積層造形用金属粉末中のN（窒素）およびO（酸素）の含有量が、積層造形物中の介在物形成に与える影響を確認するために、本発明例および比較例の積層造形物の抽出残差物の調査を行なった。本発明例および比較例の積層造形物について、混酸によって母相のみを溶解し、直径10 μ mメッシュのフィルターを用いてろ過し、フィルター上に残った抽出残差物を走査型電子顕微鏡－エネルギー分散型X線分光法（SEM－EDX）を用いて観察を行なった。

図6にフィルター上に残った比較例の残差抽出物の走査型電子顕微鏡像を示す。図6の結果から、直径が数十 μ m程度の介在物が多数認められ、エネルギー分散型X線分光法による分析の結果、N（窒素）、O（酸素）が認められることから、窒化物や酸化物が混合した介在物であると考えられる。このような介在物は、疲労破壊の起点となることが知られていることから、工具製品や構造用部材に用いる場合は、介在物は低減する必要がある。

残差抽出物に認められた介在物個数を測定し、1gあたりの介在物個数を求めた。その結果を表5に示す。

本発明例の積層造形物は、1g当たりで、介在物が50個未満であるのに対して、比較例の積層造形物は、介在物が2500個以上であった。この結果より、本発明の積層造形物は、疲労特性の向上が期待できる。

[0042]

[表5]

	積層造形物 1 g あたりの介在物個数 [個/1 g]
本発明例	50 個未満
比較例	2500 個以上

[0043] 積層造形物中の欠陥の数密度と機械的特性の関係を確認するために、表 1 に示す本発明例の積層造形用金属粉末を用いて、表 2 に示す造形条件で積層造形物を得た。そして、得られた各積層造形物に対して、溶体化処理として、950℃で1時間の保持を行ない、炉冷した。その後、時効処理として、500℃で3時間の保持を行ない、空冷した。

上記で得た各積層造形品について、硬さ、引張試験、シャルピー衝撃試験を実施した。その結果を表 6 に示す。

硬さは、積層造形物の積層方向に対して JIS Z 2245 に則したロックウェル硬さ試験を実施した。その結果、本発明例となる積層造形物は、いずれも硬さが 59.2～60.3 の範囲にあり、金属製品（部品）として使用するのに必要な硬度が確保されていることが確認できた。

強度および延性は、積層造形物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 に則した引張試験を実施した。

その結果、絞りは、造形条件 1 では 16.3%、造形条件 2 で 11.5% を有していた。

靱性は、積層造形物の積層方向に対してノッチの長さ方向が合うように、シャルピー試験片を採取して、JIS Z 2242 に則した 2V ノッチシャルピー試験を実施した。

その結果、造形条件 1 における衝撃値は 8.5 J/cm²、造形条件 2 における衝撃値は 7.8 J/cm²、造形条件 3 における衝撃値は 7.0 J/cm² であった。

[0044]

[表6]

造形条件	20 μm を超える 円相当径を有する 欠陥数密度 [個/ mm^2]	5 μm 以上 20 μm 未満の 円相当径を有する 欠陥数密度 [個/ mm^2]	硬さ [HRC]	引張 強さ [MPa]	伸び [%]	絞り [%]	シャルピー 衝撃値 [J/ cm^2]
1	0	1.0	60.3	2515	6.8	16.3	8.5
2	0	5.8	60.0	2494	3.2	11.5	7.8

請求の範囲

- [請求項1] 質量%で、 $Ni = 14.0 \sim 24.0\%$ 、 $Mo = 2.0 \sim 8.0\%$ 、 $Co = 10.5 \sim 20.0\%$ 、 $Al = 0.01 \sim 2.00\%$ 、 $Ti = 0.10 \sim 3.00\%$ 、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる積層造形用金属粉末。
- [請求項2] 質量%で、N（窒素）が 0.030% 以下である請求項1に記載の積層造形用金属粉末。
- [請求項3] 質量%で、O（酸素）が 0.040% 以下である請求項1または請求項2に記載の積層造形用金属粉末。
- [請求項4] 質量%で、 $Ni = 14.0 \sim 24.0\%$ 、 $Mo = 2.0 \sim 8.0\%$ 、 $Co = 10.5 \sim 20.0\%$ 、 $Al = 0.01 \sim 2.00\%$ 、 $Ti = 0.10 \sim 3.00\%$ 、残部がFeおよび不可避免的不純物からなる積層造形物であり、積層方向と平行な断面において、 1 mm^2 当たりで、 $20\text{ }\mu\text{m}$ を超える円相当径を有する欠陥が 0.1 個未満である積層造形物。
- [請求項5] 積層方向と平行な断面において、 1 mm^2 当たりで、 $5\text{ }\mu\text{m}$ 以上 $20\text{ }\mu\text{m}$ 以下の円相当径を有する欠陥が 0.1 個以上 10.0 個未満である請求項4に記載の積層造形物。