

(19)日本国特許庁(JP)

(12)公開特許公報(A)

(11)公開番号

特開2023-71110

(P2023-71110A)

(43)公開日 令和5年5月22日(2023.5.22)

(51)国際特許分類		F I		テーマコード(参考)	
C 2 2 C	38/00 (2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 0 2 Z	4 K 0 1 8
B 2 2 F	1/00 (2022.01)	B 2 2 F	1/00	T	
C 2 2 C	38/58 (2006.01)	C 2 2 C	38/00	3 0 4	
B 3 3 Y	70/00 (2020.01)	C 2 2 C	38/58		
B 2 2 F	10/25 (2021.01)	B 3 3 Y	70/00		
		審査請求	未請求	請求項の数	5 O L (全16頁) 最終頁に続く

(21)出願番号	特願2021-183724(P2021-183724)	(71)出願人	000003713 大同特殊鋼株式会社 愛知県名古屋市中区東桜一丁目1番10号
(22)出願日	令和3年11月10日(2021.11.10)	(74)代理人	100110227 弁理士 畠山 文夫
		(72)発明者	吉本 隆 愛知県名古屋市中区大同町二丁目30番地 大同特殊鋼株式会社内
		Fターム(参考)	4K018 AA30 BA16 BB03 BB04 BC06 BC08 BC16 BC28 DA31 KA18 KA53

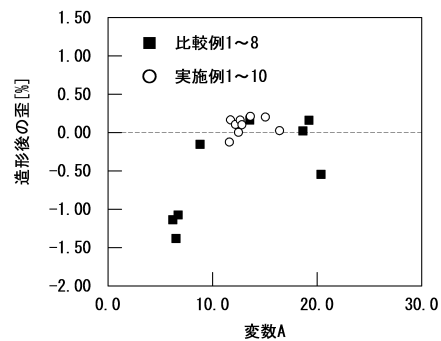
(54)【発明の名称】 溶融凝固成形用Fe基合金及び金属粉末

(57)【要約】

【課題】溶融凝固成形に適用した時に、造形時の変形が小さく、造形まま状態での加工能率が高く、かつ、高価な合金元素の含有量が少ない造形物を得ることが可能な溶融凝固成形用Fe基合金、及び、これと同等の組成を有する金属粉末を提供すること。

【解決手段】溶融凝固成形Fe基合金は、0.05 C 0.25mass%、0.01 Si 2.0mass%、0.05 Mn 2.5mass%、2.5 Ni 9.0mass%、0.1 Cr 8.0mass%、及び、0.005 N 0.200mass%を含み、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、 $11.5 < 15C + Mn + 0.5Cr + Ni < 20$ を満たす。金属粉末は、平均組成が当該溶融凝固成形用Fe基合金と同等であるものからなる。

【選択図】図3



【特許請求の範囲】

【請求項 1】

0.05 C 0.25 mass %、
 0.01 Si 2.0 mass %、
 0.05 Mn 2.5 mass %、
 2.5 Ni 9.0 mass %、
 0.1 Cr 8.0 mass %、及び、
 0.005 N 0.200 mass %

を含み、残部が Fe 及び不可避免的不純物からなり、
 次の式 (1) を満たす溶融凝固成形用 Fe 基合金。

$$11.5 < 15C + Mn + 0.5Cr + Ni < 20 \quad \dots (1)$$

10

【請求項 2】

0.5 Cu 3.0 mass %

をさらに含む請求項 1 に記載の溶融凝固成形用 Fe 基合金。

【請求項 3】

0.2 Mo 2.0 mass %、及び / 又は、
 0.05 V 0.1 mass %、

をさらに含む請求項 1 又は 2 に記載の溶融凝固成形用 Fe 基合金。

【請求項 4】

0.3 Al 1.5 mass %

をさらに含む請求項 1 から 3 までのいずれか 1 項に記載の溶融凝固成形用 Fe 基合金。

20

【請求項 5】

平均組成が請求項 1 から 4 までのいずれか 1 項に記載の溶融凝固成形用 Fe 基合金と同等である金属粉末。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、溶融凝固成形用 Fe 基合金及び金属粉末に関し、さらに詳しくは、肉盛り溶接、積層造形などの溶融凝固成形に適用した時に、造形時の変形が小さく、造形まま状態での加工能率が高く、かつ、高価な合金元素の含有量が少ない造形物を得ることが可能な溶融凝固成形用 Fe 基合金、及び、これと同等の平均組成を有する金属粉末に関する。

30

【背景技術】

【0002】

近年、金属の積層造形技術が注目されている。これは、

- (a) 複雑形状の金属部品を最終形状に近い形状で成形できる、
 - (b) 設計の自由度が向上する、
 - (c) 従来削り出し加工に比べて削りしろが小さくなる、
- などの利点があるためである。

【0003】

ここで、「積層造形法」とは、立体的な構造物を水平方向に輪切りにした構造に相当する薄片状の層を種々の方法を用いて積層することにより、立体的な構造物を作製する方法をいう。薄片状の層の積層方法としては、例えば、

40

- (a) 金属粉末からなる薄い層を形成する工程と、レーザー光、電子ビームなどのエネルギービームを照射して粉末層を局所的に溶融及び凝固させる工程とを繰り返す方法、
 - (b) 所定の形状を有する薄板を重ね合わせ、拡散接合する方法
- などがある。

【0004】

これらの中でも、敷き詰められた金属粉末にレーザー光を照射し、粉末層を局所的に溶融及び凝固させる方式の積層造形法は、「SLM (Selective Laser Melting) 方式」とも呼ばれている。SLM方式の積層造形法は、レーザー光の照射位置を変えるだけで複

50

雑な立体的形状を容易に形成できるという利点がある。

また、金属粉末を供給しながらレーザーや電子ビームを照射し、熔融金属を既存部材や基板等の被肉盛り材上に選択的に堆積させる積層造形法は、「指向性エネルギー堆積（DED）方式」とも呼ばれている。

このような積層造形法を例えばダイカスト金型やプラスチック成型用金型の作製に適用すると、金型の内部に非直線的又は三次元的な水冷回路を自由に配置することができる。

【0005】

このような積層造形に用いられる金属粉末に関し、従来から種々の提案がなされている。例えば、特許文献1には、所定量のC、Si、Cr、Mn、Mo、V、及びNを含み残部がFe及び不可避的不純物からなる鋼の粉末が開示されている。

10

同文献には、

(a) SKD61、SUS420J2、マルエージング鋼などの従来の金型用鋼は、高温強度を有するものの、母相中に固溶し易いSi、Cr、Ni、Co等の元素が多く含有されているために熱伝導率が低い点、

(b) この種の高合金鋼において、熱伝導率を低下させる合金成分の含有量を少なくし、かつ、Cr量を適正化すると、高耐食性を維持しつつ高熱伝導率を実現できる点、及び

(c) このような鋼の粉末は、積層造形用粉末として好適である点が記載されている。

【0006】

特許文献2には、所定量のC、Ni、Co、Mo、Ti、及びAlを含み残部がFe及び不可避的不純物からなるマルエージング鋼からなり、メジアン径 D_{50} が $200\mu\text{m}$ 以下である積層造形用金属粉末が開示されている。

20

同文献には、

(a) Tiを含有するマルエージング鋼からなる金属粉末を用いて積層造形を行った場合、Tiが線状に偏析し、積層造形物の靱性が低下しやすい点、及び、

(b) Ti含有量を0.1～5.0質量%にすると、積層造形物中におけるTi偏析を抑制することができ、積層造形物の靱性を改善することができる点、が記載されている。

【0007】

納期短縮、複雑な水冷回路の導入による成形品質向上などのため、積層造形技術を用いたプラスチック成型用金型の製造が始まっている。金属粉末を用いる積層造形（SLM方式、DED方式）では、従来、SUS420J2、マルエージング鋼、SKD61等の粉末が良く用いられている。特許文献1に開示されている金属粉末は、熱伝導率及び耐食性に優れているので、プラスチック成型用金型の積層造形に使用することができる。同様に、特許文献2に記載のマルエージング鋼の粉末は、靱性に優れているので、プラスチック成型用金型の積層造形に使用することができる。

30

【0008】

プラスチック成型用金型の積層造形には、製造能力向上のため、積層造形機能と切削機能とを併せ持つ積層造形装置が用いられることがある。この場合、造形ままの状態での切削加工が行われる。このような積層造形装置に使用される金属粉末には、以下の3つの条件を満たしているのが好ましい。

40

(a) 造形時の変形が小さく、仕上げ加工時の能率が高い（加工代が小さい）。

(b) 造形ままの硬さが低く、造形まま状態での加工能率が高い。

(c) Ni、Co、Moなどの高価な合金元素の含有量が少なく、製造コストが低い。

【0009】

しかしながら、上記の3つの条件をすべて満たす金属粉末が提案された例は、従来にはない。例えば、SKD61や特許文献1に記載の金属粉末は、積層造形時の熱応力に由来する積層造形物の変形が大きくなりやすい。変形が大きい場合、造形された金型の寸法精度が悪化し、仕上げ加工時の加工代が大きくなる場合がある。あるいは、事前に変形を考慮した上で金型を設計する必要があり、加工能率が悪化する場合がある。

50

【 0 0 1 0 】

また、S U S 4 2 0 J 及びマルエージング鋼の積層造形時の変形は、S K D 6 1 のそれに比べて小さい。しかし、S U S 4 2 0 J 2 は、造形ままの硬さが高いために切削加工時に切削工具の摩耗が激しく、加工能率が低くなる。一方、マルエージング鋼は、造形ままの硬さが低く、造形まま状態での加工は比較的容易であるが、N i、C o、M o などの高価なレアメタルを多く含有するために製造コストが高い。

【 先行技術文献 】

【 特許文献 】

【 0 0 1 1 】

【 特許文献 1 】 特許第 6 6 0 1 0 5 1 号公報

10

【 特許文献 2 】 特開 2 0 2 0 - 0 4 5 5 6 7 号公報

【 発明の概要 】

【 発明が解決しようとする課題 】

【 0 0 1 2 】

本発明が解決しようとする課題は、肉盛り溶接、積層造形などの熔融凝固成形に適用した時に、造形時の変形が小さく、造形まま状態での加工能率が高く、かつ、高価な合金元素の含有量が少ない造形物を得ることが可能な熔融凝固成形用 F e 基合金を提供することにある。

また、本発明が解決しようとする他の課題は、このような熔融凝固成形用 F e 基合金と同等の平均組成を有する金属粉末を提供することにある。

20

【 課題を解決するための手段 】

【 0 0 1 3 】

上記課題を解決するために本発明に係る熔融凝固成形用 F e 基合金は、

0 . 0 5 C 0 . 2 5 m a s s %、

0 . 0 1 S i 2 . 0 m a s s %、

0 . 0 5 M n 2 . 5 m a s s %、

2 . 5 N i 9 . 0 m a s s %、

0 . 1 C r 8 . 0 m a s s %、及び、

0 . 0 0 5 N 0 . 2 0 0 m a s s %

を含み、残部が F e 及び不可避免的不純物からなり、

30

次の式 (1) を満たす。

$$1 1 . 5 < 1 5 C + M n + 0 . 5 C r + N i < 2 0 \quad \dots (1)$$

【 0 0 1 4 】

本発明に係る金属粉末は、平均組成が本発明に係る熔融凝固成形用 F e 基合金と同等であるものからなる。

【 発明の効果 】

【 0 0 1 5 】

所定の元素を含み、かつ、式 (1) を満たす金属粉末を用いて積層造形を行うと、造形後の冷却過程で生じた引張の残留応力がマルテンサイト変態による体積膨張により緩和される。その結果、積層造形時の変形を抑制することができる。

40

また、本発明に係る金属粉末は、S U S 4 2 0 J 2 に比べて炭素量が少ないので、造形ままの硬さが低くなり、造形まま状態での加工能率が高くなる。

【 0 0 1 6 】

さらに、本発明に係る金属粉末は、マルエージング鋼に比べて炭素量が多く、かつ、N i、M o、C o の含有量が少ない。そのため、本発明に係る金属粉末は、マルエージング鋼に比べて低コストである。また、N i、M o、C o の含有量の低減に起因する硬さの低下を、炭素量の増加に起因する硬さの増加 (マルテンサイト変態による強化、炭化物の析出による析出強化など) で補うことができる。

【 図面の簡単な説明 】

【 0 0 1 7 】

50

【図 1】変数 A と Ms 点との関係を示す図である。

【図 2】Ms 点と造形後の歪との関係を示す図である。

【図 3】変数 A と造形後の歪との関係を示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0018】

以下に、本発明の一実施の形態について詳細に説明する。

[1 . 溶融凝固成形用 Fe 基合金]

[1 . 1 . 主構成元素]

本発明に係る溶融凝固成形用 Fe 基合金（以下、単に「Fe 基合金」ともいう）は、以下のような元素を含み、残部が Fe 及び不可避免的不純物からなる。添加元素の種類、その成分範囲、及びその限定理由は、以下の通りである。 10

【0019】

(1) 0 . 0 5 C 0 . 2 5 m a s s % :

C 量は、肉盛り溶接直後、あるいは、積層造形直後（以下、これらを総称して「造形直後」ともいう）のマルテンサイトの硬さに影響を与える。一般に、C 量が多くなるほど、造形直後のマルテンサイトの硬さが高くなる。また、C は、Ms 点を効果的に低下させることができる元素でもある。C 量が少なくなりすぎると、造形直後の硬さが低下し、あるいは、Ms 点が高くなる場合がある。従って、C 量は、0 . 0 5 m a s s % 以上である必要がある。C 量は、好ましくは、0 . 0 8 m a s s % 以上、さらに好ましくは、0 . 1 1 m a s s % 以上である。 20

一方、C 量が過剰になると、造形直後の硬さが過度に高くなり、切削加工の能率が悪化する場合がある。従って、C 量は、0 . 2 5 m a s s % 以下である必要がある。C 量は、好ましくは、0 . 2 2 m a s s % 以下、さらに好ましくは、0 . 1 9 m a s s % 以下である。

【0020】

(2) 0 . 0 1 S i 2 . 0 m a s s % :

Si は、切削加工時の被削性を改善する作用がある。積層造形物では完成形状に近い形状で造形されるため、切削加工を行う際の削りしろは小さい。そのため、高い被削性は必ずしも必要ではない。しかしながら、Si 量を必要以上に低減するのは、製造時の精錬コストが増加し、経済的ではない。従って、Si 量は、0 . 0 1 m a s s % 以上である必要がある。Si 量は、好ましくは、0 . 0 5 m a s s % 以上、さらに好ましくは、0 . 1 0 m a s s % 以上である。 30

一方、Si 量が過剰になると、靱性が低下する場合がある。従って、Si 量は、2 . 0 m a s s % 以下である必要がある。Si 量は、好ましくは、1 . 5 m a s s % 以下、さらに好ましくは、1 . 2 m a s s % 以下、さらに好ましくは、0 . 5 m a s s % 以下である。

【0021】

(3) 0 . 0 5 M n 2 . 5 m a s s % :

Mn は、焼入れ性を確保するために必要な元素である。また、Mn は、Ms 点を効果的に低下させる元素でもある。Mn 量が少なくなりすぎると、焼入れ性が低下し、あるいは、Ms 点の上昇を招く場合がある。従って、Mn 量は、0 . 0 5 m a s s % 以上である必要がある。Mn 量は、好ましくは、0 . 1 m a s s % 以上、さらに好ましくは、0 . 3 m a s s % 以上である。 40

一方、Mn 量が過剰になると、Ms 点が著しく低下し、かえって積層造形物の変形が大きくなる場合がある。従って、Mn 量は、2 . 5 m a s s % 以下である必要がある。Mn 量は、好ましくは、2 . 3 m a s s % 以下、さらに好ましくは、1 . 9 m a s s % 以下である。

【0022】

(4) 2 . 5 N i 9 . 0 m a s s % :

Ni は、焼入れ性を確保するために必要な元素である。また、Ni は、Ms 点を効果的 50

に低下させる元素でもある。Ni量が少なくなりすぎると、Ms点を低下させることが困難となる場合がある。従って、Ni量は、2.5 mass %以上である必要がある。Ni量は、好ましくは、2.8 mass %以上、さらに好ましくは、4.0 mass %以上、さらに好ましくは、5.0 mass %以上である。

一方、Ni量が過剰になると、Ms点が著しく低下し、かえって積層造形物の変形が大きくなる場合がある。従って、Ni量は、9.0 mass %以下である必要がある。Ni量は、好ましくは、8.0 mass %以下、さらに好ましくは、7.0 mass %以下である。

【0023】

(5) 0.1 Cr 8.0 mass % :

10

Crは、炭化物や窒化物を形成し、これらが鋼中に微細に分散することで、硬さや耐摩耗性の向上に寄与する。また、Crは、焼入れ性及び耐食性を確保するために必要な元素でもある。Cr量が少なくなりすぎると、焼入れ性及び硬さが低下する場合がある。従って、Cr量は、0.1 mass %以上である必要がある。Cr量は、好ましくは、0.5 mass %以上、さらに好ましくは、0.8 mass %以上である。

一方、Crを必要以上に添加しても、焼入れ性に及ぼす効果が飽和するので、実益がない。従って、Cr量は、8.0 mass %以下である必要がある。Cr量は、好ましくは、6.5 mass %以下、さらに好ましくは、5.5 mass %以下である。

【0024】

(6) 0.005 N 0.200 mass % :

20

Nは、溶湯を窒素噴霧で粉末化する際に混入する元素である。N量を必要以上に低減するのは、製造コストの著しい上昇を招く。従って、N量は、0.005 mass %以上である必要がある。N量は、好ましくは、0.010 mass %以上、さらに好ましくは、0.015 mass %以上である。

一方、N量が過剰になると、窒化物の形成が促進され、靱性が著しく低下する場合がある。従って、N量は、0.200 mass %以下である必要がある。N量は、好ましくは、0.100 mass %以下、さらに好ましくは、0.050 mass %以下である。

【0025】

(7) 不可避的不純物 :

本発明に係るFe基合金において、以下に示す成分が以下に示す量で含まれる場合がある。このような場合、本発明においては、これらの成分を不可避的不純物として扱う。

30

P 0.05 mass %、S 0.01 mass %、O 0.08 mass %、
 Mo < 0.20 mass %、W 0.20 mass %、V < 0.05 mass %、
 Al < 0.30 mass %、Ti 0.20 mass %、Cu < 0.50 mass %、
 Co 0.05 mass %、Sn 0.05 mass %、Nb 0.05 mass %、
 Ta 0.05 mass %、Zr 0.05 mass %、B 0.01 mass %、
 Ca 0.01 mass %、Se 0.03 mass %、Te 0.01 mass %、
 Bi 0.01 mass %、Pb 0.05 mass %、Mg 0.02 mass %、
 REM 0.01 mass %。

【0026】

40

[1.2. 副構成元素]

本発明に係るFe基合金は、上述した主構成元素に加えて、以下の1種又は2種以上の元素をさらに含んでも良い。添加元素の種類、その成分範囲、及びその限定理由は、以下の通りである。

【0027】

(1) 0.5 Cu 3.0 mass % :

Cuは、時効処理することによって微細なCu粒子として鋼中に析出し、分散することで硬さの向上に寄与する元素である。このような効果を得るためには、Cu量は、0.5 mass %以上が好ましい。Cu量は、さらに好ましくは、0.6 mass %以上である。

50

一方、Cu量が過剰になると、硬さの向上に寄与する効果が飽和するだけでなく、製造コストも増加する。従って、Cu量は、3.0 mass %以下が好ましい。Cu量は、さらに好ましくは、2.5 mass %以下、さらに好ましくは、1.5 mass %以下である。

【0028】

(2) 0.2 Mo 2.0 mass % :

Moは、炭化物や窒化物を形成し、鋼中に微細に分散することで硬さや耐摩耗性の向上に寄与する元素である。このような効果を得るためには、Mo量は、0.2 mass %以上が好ましい。Mo量は、さらに好ましくは、0.3 mass %以上である。

一方、Mo量が過剰になると、炭化物又はLaves相の析出量が増加し、靱性を低下させる場合がある。従って、Mo量は、2.0 mass %以下が好ましい。Mo量は、さらに好ましくは、1.8 mass %以下、さらに好ましくは、1.2 mass %以下である。

【0029】

(3) 0.05 V 0.1 mass % :

Vは、Moと同様に、炭化物や窒化物を形成し、鋼中に微細に分散することで硬さや耐摩耗性の向上に寄与する元素である。このような効果を得るためには、V量は、0.05 mass %以上が好ましい。

一方、V量が過剰になると、炭化物を形成し、切削加工時の工具摩耗を増加させる場合がある。従って、V量は、0.1 mass %以下が好ましい。V量は、さらに好ましくは、0.08 mass %以下である。

なお、金属粉末は、Mo又はVのいずれか一方を含むものでも良く、あるいは、双方を含むものでも良い。

【0030】

(4) 0.3 Al 1.5 mass % :

Alは、焼戻し時にNiと金属間化合物を形成し、鋼中に析出する。金属間化合物の析出は、硬さの向上に寄与する。このような効果を得るためには、Al量は、0.3 mass %以上が好ましい。

一方、Al量が過剰になると、金属間化合物や窒化物が過度に増加し、靱性を低下させる場合がある。従って、Al量は、1.5 mass %以下が好ましい。Al量は、好ましくは、1.3 mass %以下、さらに好ましくは、1.2 mass %以下である。

【0031】

[1.3. 成分バランス]

本発明に係るFe基合金は、次の式(1)を満たす。

$$11.5 < 15C + Mn + 0.5Cr + Ni < 20 \quad \dots (1)$$

【0032】

式(1)の「 $15C + Mn + 0.5Cr + Ni$ 」(以下、これを「変数A」ともいう)は、Fe基合金のMs点と相関がある。変数Aに含まれる元素は、いずれもMs点を下げ作用がある。本発明に係るFe基合金において、式(1)を満たすように変数Aを最適化すると、Fe基合金のMs点を積層造形に適した範囲(具体的には、約50 ~ 280)にすることができる。

なお、変数Aは、各元素の含有量(mass %)に所定の係数を乗算し、これらを足し合わせたものである。

【0033】

Fe基合金のMs点が低くなりすぎると、積層造形直後の残留オーステナイトが過剰となり、必要な硬さが得られない。また、積層造形直後に室温まで冷却してもマルテンサイト変態量が少ないために、変態膨張による歪低減の効果が得られない場合がある。従って、Ms点は、50以上が好ましい。これと同等以上のMs点を実現するためには、変数Aは、20未満が好ましい。

【0034】

一方、変態膨張により歪低減効果を得るためには、積層造形直後に積層造形物を、 M_s 点より低い温度で、かつ、マルテンサイト変態が完全に終了する温度 (M_f 点) より高い温度に加熱する必要がある。現状の積層造形装置では、設備の制約上、 200 までしか加熱できない。積層造形物の加熱温度が 200 である場合において、金属粉末の M_s 点が 280 超である時には、加熱温度が低すぎるために、積層造形直後にマルテンサイト変態がほとんど完了してしまい、変態膨張による歪低減効果が得られない。

【0035】

また、積層造形物を 200 以上に加熱できるようになったとしても、 M_s 点が 280 以上では加熱に必要な温度がベイナイト変態を生じる温度以上となるため、積層造形中にベイナイト変態による膨張が発生し、変態膨張による歪低減効果が得られない。従って、 M_s 点は、 280 以下が好ましい。これと同等以下の M_s 点を実現するためには、変数 A は、 11.5 超が好ましい。

10

【0036】

[1.4. 形状]

本発明において、Fe基合金の形状は特に限定されない。Fe基合金の形状としては、塊、棒、管、線、粉末などがある。特に、粉末は溶融凝固成形の原料として好適である。

【0037】

[2. 金属粉末]

本発明に係る金属粉末は、平均組成が本発明に係る溶融凝固成形用Fe基合金と同等であるものからなる。

20

【0038】

[2.1. 成分]

「平均組成が溶融凝固成形用Fe基合金と同等である」とは、

(a) 金属粉末が同一の組成を有する1種類の金属粒子の集合体からなり、かつ、個々の金属粒子が上述した組成範囲内にあること、

(b) 金属粉末が異なる組成を有する2種以上の金属粒子の混合物からなり、かつ、個々の金属粒子がそれぞれ上述した成分範囲内にあること、又は、

(c) 金属粉末が異なる組成を有する2種以上の金属粒子の混合物からなり、かつ、1種又は2種以上の金属粒子が上述した成分範囲内にはないが、金属粉末全体の組成の平均値が上述した成分範囲内にあること、

30

をいう。

【0039】

金属粉末が異なる組成を有する2種以上の金属粒子の混合物からなる場合、個々の金属粒子は単一の金属元素を含む純金属粒子であっても良く、あるいは、2種以上の金属元素を含む合金粒子であっても良い。金属粉末が混合物からなる場合、その平均組成は、例えば、混合物から 10g 程度の試料を抜き取り、蛍光X線分析法、燃焼赤外線吸収法、プラズマ発光分光分析法などの方法を用いて分析することにより得られる。

金属粉末の組成(平均組成)の詳細については、上述したFe基合金と同様であるので、説明を省略する。

【0040】

[2.2. 平均粒径]

「平均粒径」とは、個数頻度 D_{50} (μm)、すなわち、粉末の累積 50 個数% 粒子径 (メディアン径) をいう。 D_{50} の測定方法としては、例えば、

(a) レーザー回折・散乱法に基づく粒子分布測定装置を用いて測定する方法、

(b) 粒子画像分析装置を用いて測定する方法、

(c) コールターカウンターを用いて測定する方法、

などがある。

本発明において、「 D_{50} 」というときは、レーザー回折・散乱法に基づく粒子分布測定装置により測定されたメディアン径をいう。

40

金属粉末の平均粒径及び粒度分布は、金属粉末の製造条件、及び、金属粉末の分級条件

50

により制御することができる。

【0041】

一般に、 D_{50} が小さくなるほど、相対的に微粉（粒径が $10\ \mu\text{m}$ 以下の粉末）の含有量が多くなる。ファンデルワールス力や静電気力のような粒子間に生じる付着力は、粒径が小さくなるほど、高くなる。そのため、 D_{50} が小さくなりすぎると、粉末が凝集しやすくなり、流動性が低下する。従って、 D_{50} は、 $10\ \mu\text{m}$ 以上が好ましい。 D_{50} は、好ましくは、 $20\ \mu\text{m}$ 以上、さらに好ましくは、 $30\ \mu\text{m}$ 以上である。

【0042】

一方、 D_{50} が大きくなりすぎると、粒子間に生じる付着力よりも粉体表面に生じる摩擦力の支配が大きくなる。そのため、粉末流動時のせん断抵抗が高くなり、流動性が阻害される。従って、 D_{50} は、 $50\ \mu\text{m}$ 以下が好ましい。

10

【0043】

[2.3. 粒子形状]

金属粉末に含まれる個々の金属粒子の粒子形状は、特に限定されない。金属粒子は、球状粒子でも良く、あるいは、不規則形状粒子でも良い。高い流動性を得るには、金属粒子は、球状粒子が好ましい。

【0044】

[2.4. 表面被覆]

金属粒子は、表面がナノ粒子で被覆されていても良い。「ナノ粒子」とは、直径が $1\ \text{nm}$ 以上 $100\ \text{nm}$ 以下である無機化合物の粒子をいう。

20

金属粒子の表面をある種のナノ粒子で被覆すると、金属粒子の凝集を抑制することができる場合がある。金属粒子の凝集を抑制する作用があるナノ粒子としては、例えば、シリカ（ SiO_2 ）、アルミナ（ Al_2O_3 ）、酸化マンガン（ MnO ）、酸化鉄（ Fe_2O_3 ）、酸化カルシウム（ CaO ）、酸化マグネシウム（ MgO ）などの金属酸化物がある。

【0045】

金属粒子の表面をナノ粒子で被覆する場合、被覆量が少なすぎると、金属粒子の凝集を十分に抑制することができなくなる場合がある。従って、ナノ粒子の含有量は、 $0.005\ \text{mass}\%$ 以上が好ましい。

一方、ナノ粒子の被覆量が過剰になると、ナノ粒子が介在物となり、熔融凝固成形を行った時に造形物の強度及び/又は靱性が低下する場合がある。従って、ナノ粒子の含有量は、 $0.05\ \text{mass}\%$ 以下が好ましい。

30

【0046】

[2.5. 用途]

本発明に係る金属粉末は、熔融凝固成形用の原料粉末として用いることができる。

ここで、「熔融凝固成形法」とは、種々の熱源を用いて金属粉末を熔融させ、熔融した金属粉末を凝固及び堆積させることにより造形物の全部又は一部を形成する方法をいう。

「造形物の全部を形成する」とは、金属粉末の熔融、凝固及び堆積のみによって、造形物の全体を形成することをいう。

「造形物の一部を形成する」とは、造形物の一部を構成する基材の表面に、金属粉末の熔融、凝固及び堆積により造形物の他の一部を構成する新たな層を積層すること（例えば、金型の補修）をいう。

40

【0047】

熔融凝固成形法の内、代表的なものとしては、例えば、

(a) 指向性エネルギー堆積（Direct Energy Deposition、DED）法、

(b) 粉末床熔融法、

(c) プラズマ肉盛溶接法、

などがある。

【0048】

これらの内、「指向性エネルギー堆積（DED）法」とは、金属粉末を供給しながらレーザーや電子ビームを照射し、熔融金属を既存部材や基板等の被肉盛り材上に選択的に堆

50

積させる方法をいう。DED法は、金属層を繰り返し堆積させることができ、線状、壁状、塊状などの種々の形状に肉盛りすることができる。レーザーを熱源に用いた装置を用いることで、堆積させる融液の体積を絞ることができ、被肉盛り材との界面に発生する成分の混合による品質低下を抑制することができる。そのため、被肉盛り材には、Fe基合金、Ni基合金、Co基合金などの様々な材料を用いることができる。

【0049】

「粉末床溶融法」とは、3D-CAD等により生成された3次元データ（例えば、STLデータ）に基づいて数十 μm 単位のスライスデータを作成し、得られたスライスデータを用いて粉末床に対してレーザーや電子ビームを選択的に走査させながら照射し、焼結層を積層させることで造形する方法をいう。SLM方式は、粉末床溶融法の一様である。

10

「プラズマ肉盛溶接法」とは、電極と基材との間にプラズマアークを発生させ、この中に金属粉末を投入して金属粉末を溶融させ、基材表面に金属を盛り上げる方法をいう。

【0050】

[2. 金属粉末の製造方法]

本発明において、金属粉末の製造方法は、特に限定されない。金属粉末の製造方法としては、例えば、ガスアトマイズ法、水アトマイズ法、プラズマアトマイズ法、プラズマ回転電極法、遠心力アトマイズ法などがある。

例えば、ガスアトマイズ法を用いて金属粉末を製造する場合、溶湯をタンディッシュの底部から落下させながら、溶湯に高圧ガスを吹き付け、溶湯を粉碎・凝固させる。この場合、高圧ガスには、窒素、アルゴン、ヘリウムなどの不活性ガスが用いられる。ガスアトマイズ法により粉末を製造する場合、P、S、Cu、Co、Ti、r、Nbなどの不純物が不可避免的に混入することがある。

20

さらに、2種以上の金属粉末を混合し、メカニカルアロイングなどの方法により金属粉末を製造しても良い。

【0051】

また、いずれかの方法を用いて金属粉末を製造した後、さらに、金属粉末に対して還元性熱プラズマによる球状化処理を施しても良い。あるいは、金属粉末の流動性向上のため、粉末製造後に表面にナノ粒子を適量被覆しても良い。さらに、金属粉末の粒度分布は、製造条件によって制御することもできるが、湿式サイクロン、乾式サイクロン、乾式ふるい、超音波ふるいなどの分級法を用いて制御することもできる。

30

【0052】

[4. 作用]

所定の元素を含み、かつ、式(1)を満たす金属粉末を用いて積層造形を行うと、造形後の冷却過程で生じた引張の残留応力がマルテンサイト変態による体積膨張により緩和される。その結果、積層造形時の変形を抑制することができる。

また、本発明に係る金属粉末は、SUS420J2に比べて炭素量が少ないので、造形ままの硬さが低くなり、造形まま状態での加工能率が高くなる。

【0053】

さらに、マルエージング鋼は、低炭素18%Ni鋼にMo、Co等の時効硬化元素を多量に添加した時効硬化型の超強力鋼である。マルエージング鋼の粉末を用いて積層造形を行い、造形物を時効処理すると、高硬度が得られる。しかし、Ni、Mo、Coは、いずれも高価な元素である。一方、製造コストを低減するために、これらの元素の含有量を低減すると、必要な硬さが得られなくなる場合がある。

40

【0054】

これに対し、本発明に係る金属粉末は、マルエージング鋼に比べて炭素量が多く、かつ、Ni、Mo、Coの含有量が少ない。そのため、本発明に係る金属粉末は、マルエージング鋼に比べて低コストである。また、Ni、Mo、Coの含有量の低減に起因する硬さの低下を、炭素量の増加に起因する硬さの増加（マルテンサイト変態による強化、炭化物の析出による析出強化など）で補うことができる。

【実施例】

50

【 0 0 5 5 】

(実施例 1 ~ 1 0、比較例 1 ~ 8)

[1 . 試料の作製]

[1 . 1 . 金属粉末の作製]

ガスアトマイズ法を用いて、表 1 に示す 1 8 種類の鋼の粉末を作製した。なお、表 1 に記載した鋼の粉末には、表中に記載されていない元素が不純物として規定した量の範囲内で含まれている場合がある。また、比較例 2 は熱間工具鋼 (J I S S K D 6 1) に、比較例 3 はマルテンサイト系ステンレス鋼 (J I S S U S 4 2 0 J 2) に、比較例 4 は 1 8 N i マルエージング鋼に、それぞれ、相当する。

【 0 0 5 6 】

10

20

30

40

50

【表 1】

	組成 (mass%)													変数 A
	C	Si	Mn	Ni	Cu	Cr	Mo	V	N	Al	Ti	Co	その他	
比較例1	0.22	0.20	0.41	0.1	0.05	5.40	1.00	0.33	0.030					6.5
比較例2	0.37	1.02	0.39	0.1	0.02	5.50	1.30	0.93	0.015					8.8
比較例3	0.40	1.00	0.40	0.3	0.10	13.50	0.20	0.05	0.030					13.5
比較例4	0.02	0.02	0.03	18.3	0.02		5.20		0.020	0.20	1.00	8.2		18.6
比較例5	0.05	0.50	0.40	3.0	1.20	4.00	0.50		0.010	0.60				6.2
比較例6	0.01	0.02	0.05	19.0	0.02		2.50		0.020	0.10	0.80	0.2		19.2
比較例7	0.33	0.80	1.70	9.5		8.30	2.00	0.50	0.010					20.3
比較例8	0.12	0.30	1.65	3.2	1.00	0.19	0.22	0.05	0.005	0.94				6.7
実施例1	0.13	0.26	1.65	7.9	1.21	0.19	0.21		0.020	1.10		0.02	0.01P	11.6
実施例2	0.24	0.06	0.07	6.3		5.33	1.40	0.08	0.030	0.02			0.12W	12.6
実施例3	0.06	1.35	2.04	7.0	1.02	5.76	0.44	0.02	0.020	1.44				12.8
実施例4	0.13	0.54	1.91	7.2	0.12	7.81	0.03	0.09	0.014	0.95				15.0
実施例5	0.22	0.78	1.80	8.6	0.02	5.41	0.92		0.030					16.4
実施例6	0.23	0.42	2.40	2.5	1.33	7.78		0.04	0.010			0.01		12.2
実施例7	0.15	0.36	1.85	7.3	2.89	2.10	0.26	0.05	0.007	0.90			0.01S	12.5
実施例8	0.22	1.83	0.95	5.3	1.04	4.20	1.78		0.020	0.02	0.01			11.7
実施例9	0.10	0.34	1.55	8.5	2.03	4.03	0.02		0.020	0.61			0.04Nb	13.6
実施例10	0.23	0.02	2.38	8.3		7.19	1.36	0.09	0.080					17.7

※<0.01は表記を省略

10

20

30

40

【0057】

[1.2. 積層造形物の作製]

コンセプトレーザ社製の金属3DプリンターM2を用いて、Ms点及び硬さを測定するための積層造形物(15×15×15mmの立方体)を作製した。積層造形の条件は、後述する造形性の評価試験時の条件と同一とした。

【0058】

[2. 試験方法]

[2.1. Ms点]

造形ままの積層造形物より、変態点測定用の試験片(4mm×10mm)を切り出し

50

た。試験片を 1000 ~ 1300 に加熱した後、100 /min の冷却速度で 20 まで冷却し、冷却中の温度変化及び寸法変化を測定した。

【0059】

[2.2. 造形まま硬さ]

造形ままの積層造形物の中心部付近より、硬さ測定用の試験片を切り出した。得られた試験片を用いて、ロックウェル硬さ (JIS Z 2245) を測定した。

【0060】

[2.3. 造形後の歪]

コンセプトレーザー社製の金属 3D プリンター M2 を用いて、縦 20 mm × 横 150 mm × 高さ 15 mm の短冊状ベースプレート上に、縦 18 mm × 横 30 mm × 高さ 10 mm の積層造形物を作製した。エネルギー密度は、85 J/mm² とした。積層造形は、加熱ヒーターを用いて積層造形物を Ms - 30 ~ Ms - 80 の温度に予熱しながら行った。造形時の雰囲気は、窒素雰囲気とした。

10

【0061】

積層造形終了後、金属 3D プリンターから積層造形物付きベースプレートを取り出し、積層造形物付きベースプレートを定盤の上に乗せた。水平方向から積層造形物の全体が映るように撮影した外観写真から、画像解析により積層造形物の曲率半径 R と積層造形物の厚さ t を算出した。そして、以下の式 (2) を用いて、造形後の歪を算出した。

$$\text{造形後の歪 (\%)} = t \times 100 / (2R + t) \quad \dots (2)$$

ここで、式 (2) において、積層造形物が下に凸 (すなわち、ベースプレート側に向かって凸) となるように変形している時には曲率半径 R は負の値と定義し、積層造形物が上に凸となるように変形している時には曲率半径 R は正の値と定義した。

20

なお、曲率半径 R は、ベースプレートを定盤の上に乗せて、レーザー変位計又は触針式の寸法測定器で定盤からの寸法を造形体長手方向に一定間隔に測定し、これらの変位を円形として近似して算出することもできる。

【0062】

[3. 結果]

表 2 に、結果を示す。図 1 に、変数 A と Ms 点との関係を示す。図 2 に、Ms 点と造形後の歪との関係を示す。さらに、図 3 に、変数 A と造形後の歪との関係を示す。表 2 及び図 1 ~ 3 より、以下のことが分かる。

30

【0063】

40

50

【表 2】

	造形まま硬さ	Ms点(°C)	造形後の歪(%)
比較例1	49	384	-1.39
比較例2	54	269	-0.16
比較例3	55	130	0.17
比較例4	36	210	0.01
比較例5	41	366	-1.15
比較例6	38	156	0.15
比較例7	32	15	-0.55
比較例8	38	354	-1.09
実施例1	38	252	-0.13
実施例2	49	209	0.16
実施例3	35	192	0.10
実施例4	40	153	0.20
実施例5	44	118	0.02
実施例6	50	182	0.11
実施例7	42	209	0.00
実施例8	47	204	0.16
実施例9	37	187	0.20
実施例10	38	66	-0.18

10

20

30

【0064】

(1) 比較例1、5、8は、造形後の歪が大きく、歪の絶対値が0.3%を超えていた。これは、変数Aが過度に小さいために、Ms点が280を超えたためと考えられる。

(2) 比較例2、3は、造形まま硬さが高く、50HRCを超えていた。これは、C量が過剰であるためと考えられる。

(3) 比較例4、6は、造形まま硬さが低く、造形後の歪も小さい。しかし、比較例4はNi、Mo、及びCoを多量に含み、比較例6はNi及びMoを多量に含むために、いずれも高コストである。

40

(4) 比較例7は、造形後の歪がやや大きく、歪の絶対値が0.3%を超えていた。これは、変数Aが過度に大きいため、Ms点が50未満になったためと考えられる。

(5) 実施例1~10は、いずれも、造形まま硬さが適度であり、造形後の歪も小さい。また、Ni量、Mo量、及び、Co量が相対的に少ないので、低コストである。

【0065】

以上、本発明の実施の形態について詳細に説明したが、本発明は上記実施の形態に何ら限定されるものではなく、本発明の要旨を逸脱しない範囲内で種々の改変が可能である。

【産業上の利用可能性】

【0066】

本発明に係る金属粉末は、積層造形法を用いて、冷却を必要とする金型(例えば、プラ

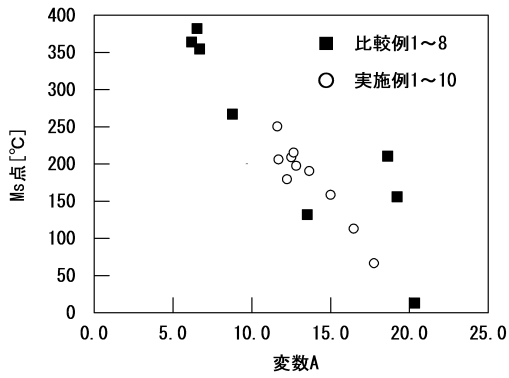
50

スチック成型用金型、ダイカスト用金型、ホットスタンピング用金型、テイラードダイクエンチ用金型)を製造するための粉末原料として用いることができる。

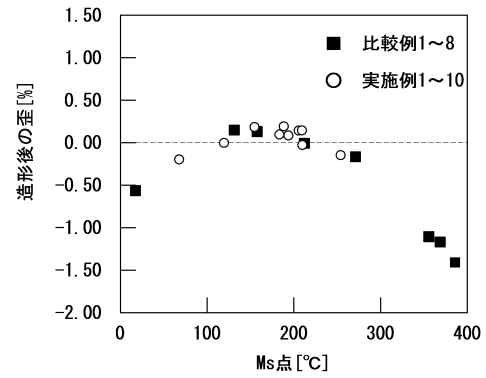
また、本発明に係る金属粉末は、造形物の厳密な形状制御を伴う積層造形だけでなく、造形物の厳密な形状制御を伴わない肉盛り溶接に対しても適用することができる。

【図面】

【図 1】



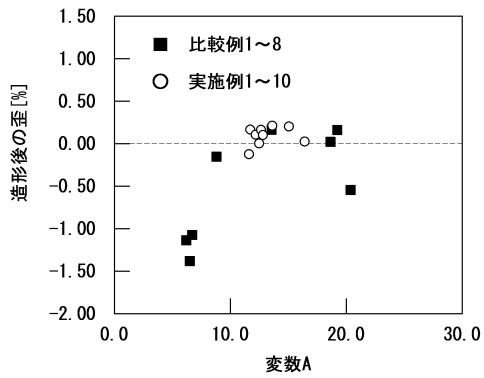
【図 2】



10

20

【図 3】



30

40

50

フロントページの続き

(51)国際特許分類

B 2 2 F 10/28 (2021.01)
C 2 2 C 38/60 (2006.01)
B 2 2 F 12/13 (2021.01)

F I

B 2 2 F 10/25
B 2 2 F 10/28
C 2 2 C 38/60
B 2 2 F 12/13

テーマコード (参考)