



(19)中華民國智慧財產局

(12)發明說明書公開本

(11)公開編號：TW 201923105 A

(43)公開日：中華民國 108 (2019) 年 06 月 16 日

(21)申請案號：107136849

(22)申請日：中華民國 107 (2018) 年 10 月 19 日

(51)Int. Cl.：

*C22C38/14 (2006.01)**B22F1/00 (2006.01)**B33Y70/00 (2015.01)**B33Y10/00 (2015.01)*

(30)優先權：2017/10/27

日本

2017-207885

(71)申請人：日商山陽特殊製鋼股份有限公司 (日本) SANYO SPECIAL STEEL CO., LTD. (JP)
日本

(72)發明人：久世哲嗣 KUSE, TETSUJI (JP)；福本新吾 FUKUMOTO, SHINGO (JP)

(74)代理人：林志剛

申請實體審查：無 申請專利範圍項數：11 項 圖式數：0 共 27 頁

(54)名稱

造形用之 Fe 基金屬粉末

(57)摘要

本發明提供一種適於伴有急速熔融驟冷凝固之製程，且可獲得具有優良之特性的造形物之 Fe 基金屬粉末。此造形用金屬粉末為 Fe 基合金製，此 Fe 基合金係包含 Ni：15.0 質量%以上 21.0 質量%以下、Co：0 質量%以上 10.0 質量%以下、Mo：0 質量%以上 7.0 質量%以下、Ti：0.1 質量%以上 6.0 質量%以下，及 Al：0.1 質量%以上 3.0 質量%以下，且其餘部分為 Fe 及無可避免之雜質。

【發明說明書】

【中文發明名稱】

造形用之 F e 基金屬粉末

【技術領域】

【0001】本發明係有關於一種使用於三維積層造形法、噴塗法、雷射被覆法、堆焊法等急速熔融驟冷凝固製程的金屬粉末。詳而言之，本發明係有關於一種其材質為 Fe 基合金的粉末。

【先前技術】

【0002】由金屬構成之造形物的製作係使用 3D 印表機。此 3D 印表機係藉由積層造形法來製作造形物。於積層造形法中，係對鋪滿的金屬粉末照射雷射束或電子束。藉由照射，粉末的金屬粒子便熔融。粒子隨後即凝固。藉此熔融與凝固，粒子彼此即相互結合。照射係對金屬粉末的一部分選擇性地進行。粉末之未經照射的部分則不會熔融。僅於經照射的部分形成結合層。

【0003】於結合層上進一步鋪滿金屬粉末。對此金屬粉末照射雷射束或電子束。藉由照射，金屬粒子便熔融。金屬隨後即凝固。藉此熔融與凝固，粉末中的粒子彼此結合，而形成新的結合層。新的結合層也會與既有的結合層結合。

【0004】重複照射而結合，結合層的集合體便緩緩地

生長。藉此生長，可得具有三維形狀之造形物。藉由積層造形法，可容易獲得形狀複雜的造形物。積層造形法之一例係揭示於專利文獻1(日本專利第4661842號公報)。

【0005】航空器、太空結構體等的合金係要求強度及耐疲勞性。馬氏體鋼係適於此類用途。

【0006】專利文獻2(日本特開2013-253277公報)中揭示一種馬氏體鋼，其主成分為Fe，且包含Ni、Co及Mo。此馬氏體鋼中的Co的含有率為7質量%以上。此馬氏體鋼係包含W。此馬氏體鋼不含Ti。

【0007】專利文獻3(日本特開2008-185183公報)中揭示一種馬氏體鋼，其包含Ni、Cr、Mo及Co。此馬氏體鋼係實施過氮化處理。

[先前技術文獻]

[專利文獻]

【0008】

[專利文獻1]日本專利第4661842號公報

[專利文獻2]日本特開2013-253277公報

[專利文獻3]日本特開2008-185183公報

【發明內容】

【0009】於積層造形法中，係使金屬材料急速熔融，並急速冷卻而凝固。伴有此種急速熔融驟冷凝固之製程所使用的粉末，以往的馬氏體鋼非屬合宜者。從而要求一種適於積層造形法，且可獲得優良之機械特性的造形物之Fe

基合金。所述合金對於噴塗法、雷射被覆法、堆焊法等亦屬有用。

【0010】本發明目的在於提供一種適於伴有急速熔融驟冷凝固之製程，且可獲得具有優良之特性的造形物之Fe基金屬粉末。

【0011】根據本發明，係提供以下態樣：

[項1]一種Fe基合金製之造形用之Fe基金屬粉末，其係包含：

Ni：15.0質量%以上21.0質量%以下、

Co：0質量%以上10.0質量%以下、

Mo：0質量%以上7.0質量%以下、

Ti：0.1質量%以上6.0質量%以下，及

Al：0.1質量%以上3.0質量%以下，

且其餘部分為Fe及無可避免之雜質。

[項2]如項1之Fe基金屬粉末，其中前述Fe基合金中的Co的含有率為0.5質量%以下。

[項3]如項1之Fe基金屬粉末，其中前述Fe基合金中的Co的含有率為0.5質量%以上10.0質量%以下。

[項4]如項1~3中任一項之Fe基金屬粉末，其中前述金屬粉末之平均粒徑D50(μm)對前述金屬粉末之敲緊密度TD(Mg/m^3)的比D50/TD為0.2以上20以下。

[項5]一種造形物之製造方法，其係使用Fe基金屬粉末作為原料的造形物之製造方法，其係包含：

(1)準備包含Ni：15.0質量%以上21.0質量%以下、

Co：0質量%以上10.0質量%以下、

Mo：0質量%以上7.0質量%以下、

Ti：0.1質量%以上6.0質量%以下，及

Al：0.1質量%以上3.0質量%以下

，且其餘部分為Fe及無可避免之雜質的Fe基合金製之Fe基金屬粉末之步驟；及

(2)將前述Fe基金屬粉末熔融及凝固，而得到未經熱處理之造形物之步驟。

[項6]如項5之製造方法，其中前述未經熱處理之造形物的洛氏硬度為30以上40以下。

[項7]如項5或6之製造方法，其中，接續前述步驟(2)，

進一步包含(3)對前述未經熱處理之造形物實施熱處理而得到造形物之步驟。

[項8]如項7之製造方法，其中前述步驟(3)係包含：

(3-1)對前述未經熱處理之造形物實施固溶化之步驟；
及

(3-2)對前述未經熱處理之造形物實施時效之步驟。

[項9]如項8之製造方法，其中，

前述固溶化(3-1)係以700℃以上900℃以下的處理溫度，經過1.0小時以上3.0小時以下的處理時間而進行，而且，

前述時效(3-2)係以450℃以上550℃以下的處理溫度，經過3.0小時以上6.0小時以下的處理時間而進行。

[項 10]如項 7~9 中任一項之製造方法，其中經過前述步驟 (3) 之造形物的洛氏硬度為 50 以上 60 以下。

[項 11]如項 7~10 中任一項之製造方法，其中經過前述步驟 (3) 之造形物係滿足下述數學式 (I) 及 (II)：

$$1.5 \leq (A_{TH}/A_{TR}) \times (C_{TH}/C_{TR}) \leq 3.5 \quad (I)$$

$$1.5 \leq (B_{TH}/B_{TR}) \times (C_{TH}/C_{TR}) \leq 3.5 \quad (II)$$

(式中， A_{TH} 表示 400℃ 下的拉伸強度， A_{TR} 表示 25℃ 下的拉伸強度， B_{TH} 表示 400℃ 下的 0.2% 保證應力， B_{TR} 表示 25℃ 下的 0.2% 保證應力， C_{TH} 表示 400℃ 下的斷裂伸長率， C_{TR} 表示 25℃ 下的斷裂伸長率)。

【0012】由本發明之 Fe 基金屬粉末，根據伴有急速熔融驟冷凝固之製程，可獲得具有優良特性的造形物。

【實施方式】

[實施發明之形態]

【0013】一般的馬氏體鋼係實質上不含 C，且包含 Ni、Mo、Ti、Co 等的合金元素。於此馬氏體鋼中，如 Ni_3Mo 相及 Ni_3Ti 相之金屬間化合物會在麻田散鐵的基質中析出。此金屬間化合物係有助於馬氏體鋼的高硬度及強度。

【0014】Co 可降低 Mo 的固溶限度。從而，在 Co 的添加量較多的麻田散鐵中，過飽和的 Mo 量較多。Co 的添加可促進 Ni_3Mo 相在麻田散鐵中的析出。

【0015】另一方面，由於 Co 為沃斯田鐵形成元素，大

量添加Co會阻礙麻田散鐵變態。由於大量添加Co會助長 μ 相或 σ 相的生成，而導致合金的脆化。再者，Co為特定化學物質障礙預防規制之對象，基於遵守此規定之觀點，對Fe添加大量的Co較為不佳。由所述事項而言，係以壓低Co的添加量為宜。然而，經壓低Co的添加量的鋼，較不易析出 Ni_3Mo 相。此鋼的硬度、強度等機械特性較為不足。

【0016】本案發明人致力研究的結果發現，對Fe添加既定量的Ni、Ti及Al可補足Co添加量的不足。本案發明人發現，根據以本發明之Fe基金屬粉末為原料的伴有急速熔融驟冷凝固之製程，可獲得機械特性優良的造形物。

【0017】本發明之造形用之Fe基金屬粉末為多數粒子的集合。此粒子的材質為Fe基合金。此Fe基合金之基質的組織為麻田散鐵。此Fe基合金係包含Ni、Mo、Ti及Al。此Fe基合金可能包含Co。較佳的是，此合金中的其餘部分為Fe及無可避免之雜質。以下，隨後詳細敘述此合金中之各元素的作用。

【0018】

[鈷(Co)]

諸如前述，Co為會阻礙麻田散鐵變態的任意元素。就本發明之金屬粉末，添加或未添加Co時，其量均設為少量。此外，即使未添加Co時，合金中仍可能無可避免地含有微量的Co。Co的含有率較佳為10.0質量%以下，更佳為5.0質量%以下，再更佳為0.5質量%以下，特佳為0.3質量%

以下。Co的含有率亦可實質上為零。從而，Co的較佳含有率為0質量%以上10.0質量%以下，更佳為0質量%以上5.0質量%以下，再更佳為0質量%以上0.3質量%以下。

【0019】

[鎳(Ni)]

Ni為在Fe基合金中與Mo、Ti及Al各自形成金屬間化合物的必需元素。作為金屬間化合物的具體例，可舉出 Ni_3Mo 、 Ni_3Ti 及 Ni_3Al 。此等金屬間化合物可強化合金。由材質為此合金的粉末，儘管經過急速熔融驟冷凝固製程，仍可獲得強度優良的造形物。基於造形物的強度觀點，合金中的Ni的含有率較佳為15.0質量%以上，更佳為16.0質量%以上，特佳為17.0質量%以上。Ni為沃斯田鐵形成元素。添加大量的Ni會阻礙麻田散鐵變態。基於不易阻礙麻田散鐵變態之觀點，Ni的含有率較佳為21.0質量%以下，更佳為20.0質量%以下，特佳為19.5質量%以下。從而，Ni的較佳含有率為15.0質量%以上21.0質量%以下，更佳為16.0質量%以上20.0質量%以下，再更佳為17.0質量%以上19.5質量%以下。

【0020】

[鉬(Mo)]

Mo為在Fe基合金中與Fe形成金屬間化合物的任意元素。典型的金屬間化合物為 Fe_2Mo 。Mo會進一步與Ni形成金屬間化合物。典型的金屬間化合物為 Ni_3Mo 。此等金屬間化合物可強化合金。由材質為此合金的粉末，儘管經過

急速熔融驟冷凝固製程，仍可獲得強度優良的造形物。基於造形物的強度觀點，合金中的Mo的含有率較佳為2.0質量%以上，更佳為2.5質量%以上，特佳為3.0質量%以上。添加大量的Mo會助長 δ 肥粒鐵相的形成。基於抑制 δ 肥粒鐵相之觀點，Mo的含有率較佳為7.0質量%以下，更佳為6.0質量%以下，特佳為5.0質量%以下。再者，Mo的含有率，只要可獲得本發明所期望的特性，亦可實質上為零。從而，Mo的較佳含有率為0質量%以上7.0質量%以下，更佳為2.0質量%以上7.0質量%以下，再更佳為2.5質量%以上6.0質量%以下，特佳為3.0質量%以上5.0質量%以下。

【0021】

[鈦(Ti)]

Ti為在Fe基合金中與Ni形成金屬間化合物的必需元素。典型的金屬間化合物為 Ni_3Ti 。此金屬間化合物有益於合金的蠕變斷裂強度。此金屬間化合物亦進一步有助於合金的抗氧化性。由材質為此合金的粉末，儘管經過急速熔融驟冷凝固製程，仍可獲得耐久性優良的造形物。基於造形物的耐久性觀點，合金中的Ti的含有率較佳為0.1質量%以上，更佳為0.5質量%以上，特佳為2.0質量%以上。添加大量的Ti，在急速熔融驟冷凝固製程中容易產生高溫破裂。基於抑制高溫破裂觀點，Ti的含有率較佳為6.0質量%以下，更佳為5.0質量%以下，特佳為4.0質量%以下。從而，Ti的較佳含有率為0.1質量%以上6.0質量%以下，更佳為0.5質量%以上5.0質量%以下，再更佳為2.0質量%以上

4.0質量%以下。

【0022】

[鋁 (Al)]

Al為在Fe基合金中與Ni形成金屬間化合物的必需元素。典型的金屬間化合物為 Ni_3Al 。此金屬間化合物係有助於合金的蠕變斷裂強度。此金屬間化合物亦進一步有助於合金的抗氧化性。由材質為此合金的粉末，儘管經過急速熔融驟冷凝固製程，仍可獲得耐久性優良的造形物。基於造形物的耐久性觀點，合金中的Al的含有率較佳為0.1質量%以上，更佳為0.3質量%以上，特佳為0.5質量%以上。添加大量的Al，在急速熔融驟冷凝固製程中容易產生高溫破裂。基於抑制高溫破裂觀點，Al的含有率較佳為3.0質量%以下，更佳為2.5質量%以下，特佳為2.0質量%以下。從而，Al的較佳含有率為0.1質量%以上3.0質量%以下，更佳為0.3質量%以上2.5質量%以下，再更佳為0.5質量%以上2.0質量%以下。

【0023】

[平均粒徑]

基於容易製造造形物之觀點，此金屬粉末的平均粒徑D50較佳為 $15\mu\text{m}$ 以上 $50\mu\text{m}$ 以下，特佳為 $20\mu\text{m}$ 以上 $30\mu\text{m}$ 以下。在平均粒徑D50的測定中，係設粉末的總體積為100%，求取累計曲線。此曲線上之累計體積為50%的點的粒徑為D50。粒子直徑D50係藉由雷射繞射散射法來測定。作為適用於此測定之裝置，可舉出日機裝公司之雷射

繞射散射式粒徑分布測定裝置「Microtrac MT3000」。對此裝置的試樣槽內，伴隨純水流通粉末，並基於粒子的光散射資訊來檢測出粒徑。

【0024】

[敲緊密度]

基於容易製造造形物之觀點，此金屬粉末的敲緊密度TD較佳為 0.10Mg/m^3 以上 0.40Mg/m^3 以下，特佳為 0.15Mg/m^3 以上 0.35Mg/m^3 以下。敲緊密度TD的測定方法係詳細敘述於後。

【0025】

[D50/TD]

平均粒徑D50(μm)對敲緊密度TD(Mg/m^3)的比(D50/TD)較佳為0.2以上20以下。比(D50/TD)為0.2以上的金屬粉末其流動性優良。由此金屬粉末，可獲得高密度的造形物。由此觀點，比(D50/TD)更佳為2以上，特佳為5以上。比(D50/TD)為20以下的金屬粉末，粒子可藉由急速加熱而充分地熔融。由此觀點，比(D50/TD)更佳為15以下，特佳為12以下。從而，D50/TD較佳為0.2以上20以下，更佳為2以上15以下，再更佳為5以上12以下。

【0026】

[造形]

由本發明之金屬粉末，可製造各種造形物。此造形物之製造方法係包含：

(1)準備金屬粉末之步驟；及

(2)將此金屬粉末熔融及凝固，而得到未經熱處理之造形物之步驟。作為將金屬粉末熔融及凝固之步驟，可舉出急速熔融驟凝固製程。作為此製程的具體例，可舉出三維積層造形法、噴塗法、雷射被覆法及堆焊法。特尤以三維積層造形法對此金屬粉末係屬合適者。

【0027】此積層造形法可使用3D印表機。於此積層造形法中，係對鋪滿的金屬粉末照射雷射束或電子束。藉由照射，粒子被急速加熱而急速熔融。粒子隨後即急速凝固。藉此熔融與凝固，粒子彼此即相互結合。照射係對金屬粉末的一部分選擇性地進行。粉末之未經照射的部分則不會熔融。僅於經照射的部分形成結合層。

【0028】於結合層上進一步鋪滿金屬粉末。對此金屬粉末照射雷射束或電子束。藉由照射，粒子便急速熔融。粒子隨後即急速凝固。藉此熔融與凝固，粉末中的粒子彼此結合，而形成新的結合層。新的結合層也會與既有的結合層結合。

【0029】重複照射而結合，結合層的集合體便緩緩地生長。藉此生長，可得具有三維形狀之造形物。藉此積層造形法，可容易獲得形狀複雜的造形物。

【0030】

[造形物的硬度]

造形後，換言之為未經熱處理之狀態的造形物的洛氏硬度HRC較佳為30以上40以下。洛氏硬度HRC為30以上的造形物其強度優良。由此觀點，洛氏硬度HRC特佳為32以

上。洛氏硬度HRC為40以下的造形物，龜裂等內部缺陷較少。由此觀點，洛氏硬度HRC特佳為38以下。從而，未經熱處理之造形物的較佳洛氏硬度HRC為30以上40以下，更佳為32以上38以下。洛氏硬度HRC的測定方法係詳細敘述於後。

【0031】

[熱處理]

較佳的是，造形物之製造方法進一步包含

(3)對上述步驟(2)中所得之未經熱處理之造形物實施熱處理而得到造形物之步驟。較佳的是，此步驟(3)係包含：

(3-1)對未經熱處理之造形物實施固溶化之步驟；及

(3-2)對未經熱處理之造形物實施時效之步驟。

【0032】藉由固溶化，可獲得過飽和麻田散鐵組織。藉由時效， Ni_3Mo 、 Ni_3Ti 及 Ni_3Al 可於麻田散鐵的基質中析出。藉由此等金屬間化合物的析出，可獲得強度與韌性優良的造形物。

【0033】固溶化的溫度較佳為 700°C 以上 900°C 以下。藉由溫度為 700°C 以上的固溶化，可獲得合金元素經充分固溶的麻田散鐵組織。由此觀點，溫度更佳為 730°C 以上，特佳為 750°C 以上。若為溫度 900°C 以下的固溶化，可抑制組織的脆化。由此觀點，溫度更佳為 870°C 以下，特佳為 850°C 以下。從而，較佳之固溶化的溫度為 700°C 以上 900°C 以下，更佳為 730°C 以上 870°C 以下，再更佳為 750°C

以上 850℃ 以下。

【0034】固溶化的時間較佳為 1.0 小時以上 3.0 小時以下。藉由 1.0 小時以上的固溶化，可獲得合金元素經充分固溶的麻田散鐵組織。由此觀點，時間更佳為 1.3 小時以上，特佳為 1.5 小時以上。若為 3.0 小時以下的固溶化，可抑制能量成本。由此觀點，時間更佳為 2.7 小時以下，特佳為 2.5 小時以下。從而，較佳之固溶化的時間為 1.0 小時以上 3.0 小時以下，更佳為 1.3 小時以上 2.7 小時以下，再更佳為 1.5 小時以上 2.5 小時以下。

【0035】時效的溫度較佳為 450℃ 以上 550℃ 以下。藉由溫度為 450℃ 以上的時效，可獲得 Ni_3Mo 、 Ni_3Ti 及 Ni_3Al 充分析出的組織。由此觀點，溫度更佳為 460℃ 以上，特佳為 470℃ 以上。若為溫度為 550℃ 以下的時效，可抑制合金元素固溶於母相。由此觀點，溫度更佳為 540℃ 以下，特佳為 530℃ 以下。從而，較佳之時效的溫度為 450℃ 以上 550℃ 以下，更佳為 460℃ 以上 540℃ 以下，再更佳為 470℃ 以上 530℃ 以下。

【0036】時效的時間較佳為 3.0 小時以上 6.0 小時以下。藉由 3.0 小時以上的時效，可獲得 Ni_3Mo 、 Ni_3Ti 及 Ni_3Al 充分析出的組織。由此觀點，時間更佳為 3.3 小時以上，特佳為 3.5 小時以上。若為 6.0 小時以下的時效，可壓低能量成本。由此觀點，時間更佳為 5.7 小時以下，特佳為 5.5 小時以下。從而，較佳之時效的時間為 3.0 小時以上 6.0 小時以下，更佳為 3.3 小時以上 5.7 小時以下，再更佳為

3.5小時以上5.5小時以下。

【0037】

[熱處理後之造形物的物性]

熱處理後之造形物的洛氏硬度HRC較佳為50以上60以下。洛氏硬度HRC為50以上的造形物其強度優良。由此觀點，洛氏硬度HRC特佳為52以上。洛氏硬度HRC為60以下的造形物其韌性優良。由此造形物所得之製品其耐久性優良。由此觀點，洛氏硬度HRC特佳為58以下。從而，熱處理後之造形物的較佳洛氏硬度HRC為50以上60以下，特佳為52以上58以下。

【0038】 對於熱處理後之造形物，值V1及值V2係分別以下述數學式算出。

$$V1=(A_{TH}/A_{TR})\times(C_{TH}/C_{TR})$$

$$V2=(B_{TH}/B_{TR})\times(C_{TH}/C_{TR})$$

此等數學式中， A_{TH} 表示400℃下的拉伸強度， A_{TR} 表示25℃下的拉伸強度， B_{TH} 表示400℃下的0.2%保證應力， B_{TR} 表示25℃下的0.2%保證應力， C_{TH} 表示400℃下的斷裂伸長率， C_{TR} 表示25℃下的斷裂伸長率。就此造形物，值V1較佳為1.5以上3.5以下，值V2較佳為1.5以上3.5以下。換言之，造形物較佳滿足下述數學式(I)及(II)：

$$1.5 \leq (A_{TH}/A_{TR})\times(C_{TH}/C_{TR}) \leq 3.5 \quad (I)$$

$$1.5 \leq (B_{TH}/B_{TR})\times(C_{TH}/C_{TR}) \leq 3.5 \quad (II)。$$

【0039】 值V1為1.5以上，且值V2為1.5以上的造形物，在高溫環境下的強度及耐久性優良。由此觀點，值V1

及值 V2 更佳為 1.8 以上，特佳為 2.0 以上。值 V1 及值 V2 為 3.5 以下的造形物可容易地製造。由此觀點，值 V1 及值 V2 特佳為 3.3 以下。從而，較佳之值 V1 及值 V2 為 1.5 以上 3.5 以下，更佳為 1.8 以上 3.5 以下，特佳為 2.0 以上 3.3 以下。

[實施例]

【0040】以下根據實施例來闡明本發明之效果，惟本發明不應受此實施例之記載限定性地解釋。

【0041】準備具有下述表 1~3 所示組成的原料。將各原料在氧化鋁製坩堝內藉由高頻感應加熱，而得到熔融合金。由形成於坩堝底部且其直徑為 5mm 的噴嘴滴下熔融合金，並對其噴射高壓氬氣。藉此噴射，使熔融金屬微細化且經驟冷而形成粉末。以各粒子的粒徑為 63 μ m 以下的方式將此粉末分級，而得到各實施例及各比較例之 Fe 基金屬粉末。

【0042】使用各金屬粉末，利用三維積層造形裝置(商品名「EOS-M280」)製作造形物。對此未經熱處理之造形物，依下述表 1~3 所示條件實施熱處理。

【0043】

[硬度測定]

製作 10mm 見方之試片 (10×10×10mm)，以附有尖端半徑 0.2mm 之鑽石鋼球的壓頭對試驗面施加基本負載 10kgf。其次，將基本加重加上試驗負載 100kgf 的 110kgf 之負載施加於試片，使此試片塑性變形。接著，將負載回復至基準

負載 10kgf，測定永久凹陷部距離基準面的深度。由此深度，藉由轉換式算出洛氏硬度 HRC。測定係於熱處理前及熱處理後進行。此結果係示於下述表 1~3。

【0044】

[常溫拉伸特性]

製作 JIS 14A 號 $\phi 5$ 試片 ($\phi 5 \times GL25mm$)，並依據 JIS 之規定來進行拉伸試驗。試驗中所施加的最大拉伸應力 σ ($\sigma =$ 測定負載 F /剖面面積 S) 為拉伸強度。將負載與伸長率繪成圖形，與彈性區域平行地拉出僅偏移標點距離之 0.2% 的量的直線，算出與負載曲線之交點的應力作為 0.2% 保證應力。伸長率 Z 係基於下述數學式算出：

$$Z = (L_f - L_0) / L_0 \times 100$$

此數學式中， L_0 為初始標點間距離， L_f 為斷裂時的標點間距離。此結果係示於下述表 1~3。

【0045】

[高溫拉伸特性]

製作 JIS G 0567 I-6 型試片 ($\phi 6 \times GL30mm$)，在 760℃ 的環境下實施與常溫拉伸特性同樣的測定，並算出拉伸強度、0.2% 保證應力及伸長率。此結果係示於下述表 1~3。

【0046】

[粒度分布測定]

藉由前述雷射繞射散射式粒徑分布測定裝置「Microtrac MT3000」來測定平均粒徑 D_{50} 。此結果係示於下述表 1~3。

【 0047】

[敲緊密度]

依據「JIS Z 2512」之規定來測定敲緊密度。於測定中，係將約50g的金屬粉末填充於容積100cm³的量筒中並測定密度。測定條件如下：

落下高度：10mm

敲擊次數：200

此結果係示於下述表1~3。

【 0048】

[等級評定]

基於下述基準，依評定1~評定5對各金屬粉末進行等級評定。

(評定1)

造形後硬度：30~40HRC

熱處理後硬度：50~60HRC

D50/TD：0.2~20

$(A_{TH}/A_{TR}) \times (C_{TH}/C_{TR})$ ：3.0以上3.3以下

$(B_{TH}/B_{TR}) \times (C_{TH}/C_{TR})$ ：3.0以上3.3以下

(評定2)

造形後硬度：30~40HRC

熱處理後硬度：50~60HRC

D50/TD：0.2~20

$(A_{TH}/A_{TR}) \times (C_{TH}/C_{TR})$ ：2.0以上且未達3.0

$(B_{TH}/B_{TR}) \times (C_{TH}/C_{TR})$ ：2.0以上且未達3.0

(評定3)

造形後硬度：30~40HRC

熱處理後硬度：50~60HRC

D50/TD：0.2~20

$(A_{TH}/A_{TR}) \times (C_{TH}/C_{TR})$ ：1.8以上且未達2.0

$(B_{TH}/B_{TR}) \times (C_{TH}/C_{TR})$ ：1.8以上且未達2.0

(評定4)

屬下述(a)至(e)任一項。

(a)造形後硬度：小於30HRC或大於40HRC

(b)熱處理後硬度：小於50HRC或大於60HRC

(c)D50/TD：未達0.2或大於20

(d) $(A_{TH}/A_{TR}) \times (C_{TH}/C_{TR})$ ：1.5以上且未達1.8或大於3.3

且為3.5以下

(e) $(B_{TH}/B_{TR}) \times (C_{TH}/C_{TR})$ ：1.5以上且未達1.8或大於3.3

且為3.5以下

(評定5)

屬下述(a)及(b)任一項。

(a) $(A_{TH}/A_{TR}) \times (C_{TH}/C_{TR})$ ：未達1.5

(b) $(B_{TH}/B_{TR}) \times (C_{TH}/C_{TR})$ ：未達1.5

【 0049】

表1

	成分組成 (質量 %)					硬度 (HRC)		熱處理條件				D50/TD	V1	V2	評定
	Ni	Co	Mo	Ti	Al	造形後	熱處理後	固溶化熱處理		時效熱處理					
								溫度 (°C)	小時	溫度 (°C)	小時				
實施例 1	19.0	-	7.0	0.5	0.5	-	-	700	1	550	5	11	1.6	1.8	4
實施例 2	18.7	0.21	-	0.4	0.6	-	-	700	1	550	5	8	2.0	2.1	4
實施例 3	18.9	0.20	3.4	0.5	0.6	35.1	54.7	700	2	550	4	8	2.1	2.0	2
實施例 4	18.8	-	4.6	6.0	0.1	-	-	700	2	500	4	11	2.4	2.2	4
實施例 5	19.0	0.22	4.4	0.1	0.2	-	-	700	3	500	3	20	2.0	1.8	4
實施例 6	19.1	0.21	4.7	3.2	0.1	36.3	53.1	700	3	500	3	9	1.9	1.9	3
實施例 7	18.7	-	4.6	2.9	3.0	39.5	58.6	-	-	-	-	0.2	3.5	3.1	1
實施例 8	18.9	0.20	4.5	3.1	0.1	32.4	51.2	800	1	450	3	8	2.8	2.5	2
實施例 9	19.4	-	4.8	3.0	1.6	36.7	55.4	800	1	450	3	5	3.3	3.2	1
實施例 10	19.0	0.50	4.3	2.8	0.4	33.4	56.3	800	2	450	4	-	1.6	1.5	4
實施例 11	18.8	0.01	4.5	2.8	0.5	38.4	54.0	800	2	530	4	-	1.5	1.5	4
實施例 12	18.9	-	4.9	2.9	0.3	30.9	51.2	800	3	530	6	7	1.7	2.0	4
實施例 13	21.0	-	4.6	3.2	0.7	36.4	53.4	800	3	530	6	9	2.3	2.1	2
實施例 14	15.0	0.22	4.7	3.3	0.6	39.8	56.7	800	1	480	4	11	1.6	1.7	4
實施例 15	18.2	0.21	4.3	3.5	0.7	34.2	54.1	800	1	480	4	4	2.7	3.3	2
實施例 16	18.0	-	4.5	2.0	0.2	34.5	55.0	800	1	480	3	12	3.3	3.0	1
實施例 17	18.5	0.25	2.6	4.6	1.5	35.5	56.3	900	2	550	3	8	1.8	1.6	4
實施例 18	18.6	0.45	2.1	4.7	1.4	38.0	53.7	900	2	550	5	9	2.0	2.7	2
實施例 19	19.0	0.15	3.4	4.3	1.1	38.7	57.6	900	2	530	5	20	1.9	1.9	3
實施例 20	16.4	0.30	4.4	1.5	0.2	30.0	50.0	900	3	530	5	18	1.5	1.7	4

$V1 : (A_{TH}/A_{TR}) \times (C_{TH}/C_{TR})$ $V2 : (B_{TH}/B_{TR}) \times (C_{TH}/C_{TR})$

【 0050】

表2

	成分組成 (質量%)					硬度 (HRC)		熱處理條件				D50/TD	V1	V2	評定
	Ni	Co	Mo	Ti	Al	造形後	熱處理後	固溶化熱處理		時效熱處理					
								溫度(°C)	小時	溫度(°C)	小時				
實施例 21	17.2	-	4.2	1.7	0.3	35.8	53.4	900	3	500	4	15	2.4	2.0	2
實施例 22	16.8	0.27	4.6	1.9	0.7	36.4	50.8	900	3	500	4	11	2.9	2.5	2
實施例 23	20.1	0.04	6.5	5.7	0.1	40.0	60.0	900	2	480	4	5	3.5	3.5	4
實施例 24	20.5	-	6.4	4.8	2.8	-	-	-	-	-	-	6	3.5	3.5	4
實施例 25	20.4	0.03	6.8	0.1	2.7	34.9	54.3	900	2	450	3	5	2.6	2.2	2
實施例 26	18.3	1.05	4.5	0.2	2.7	35.7	55.9	700	1	550	3	15	1.8	2.0	3
實施例 27	20.5	0.98	6.8	4.5	0.3	33.3	53.8	700	1	550	3	13	1.6	2.1	4
實施例 28	18.5	3.06	5.0	1.1	1.0	34.2	53.6	700	-	550	6	10	1.9	1.9	3
實施例 29	20.3	3.02	6.5	4.6	0.5	-	-	700	-	550	6	11	2.2	2.3	4
實施例 30	19.0	5.11	4.6	2.7	0.6	35.6	57.2	800	3	480	3	5	1.9	1.8	3
實施例 31	20.7	5.06	6.7	4.3	1.0	36.0	54.7	800	3	480	3	4	1.7	1.6	4
實施例 32	17.9	7.15	5.3	3.5	2.5	-	-	800	3	480	6	2	1.5	1.5	4
實施例 33	20.3	7.08	5.5	4.0	0.3	38.4	57.8	800	3	480	6	12	2.3	2.4	2
實施例 34	18.5	9.87	6.2	0.2	0.5	39.8	59.5	900	-	480	-	10	2.8	2.9	2
實施例 35	20.5	10.00	4.7	3.8	3.0	-	-	900	-	480	-	8	3.0	3.3	4
比較例 1	19.1	0.21	10.4	0.4	0.5	33.5	52.1	800	2	700	1	12	1.4	1.4	5
比較例 2	18.4	0.22	7.2	0.3	0.5	28.9	46.3	800	2	700	3	7	1.4	0.9	5
比較例 3	18.8	0.18	9.5	0.2	0.7	36.4	55.9	800	2	700	10	6	0.8	1.0	5
比較例 4	19.3	0.18	4.5	10.0	0.2	38.4	56.4	800	2	300	1	10	1.1	1.2	5
比較例 5	18.5	0.20	4.6	0.05	0.1	29.4	47.6	800	2	300	3	25	1.1	1.2	5

$V1 : (A_{TH}/A_{TR}) \times (C_{TH}/C_{TR})$ $V2 : (B_{TH}/B_{TR}) \times (C_{TH}/C_{TR})$

【 0051】

表3

	成分組成 (質量 %)					硬度 (HRC)			熱處理條件				D50/TD	V1	V2	評定
	Ni	Co	Mo	Ti	Al	造形後	熱處理後	固溶化熱處理		時效熱處理						
								溫度 (°C)	小時	溫度 (°C)	小時					
比較例 6	18.6	0.23	4.8	8.4	0.1	37.1	52.3	800	2	300	10	3	1.2	1.4	5	
比較例 7	18.3	0.17	5.0	2.8	5.2	44.5	59.6	800	2	500	3	0.1	0.8	0.9	5	
比較例 8	19.0	0.19	5.1	3.0	0.03	39.4	57.6	800	2	500	3	6	1.2	1.3	5	
比較例 9	18.5	0.15	4.9	3.2	3.2	41.2	58.6	800	2	500	3	2	1.3	1.7	5	
比較例 10	19.1	10.30	4.2	2.9	0.5	43.5	56.8	800	2	500	3	8	1.1	1.5	5	
比較例 11	31.3	0.20	4.5	3.1	0.5	25.7	52.4	800	2	500	3	0.8	1.1	0.7	5	
比較例 12	10.4	0.14	3.9	3.0	0.9	42.4	48.6	800	2	500	3	11	1.1	1.8	5	
比較例 13	22.5	0.03	4.2	3.2	1.0	40.5	45.6	800	2	500	3	6	1.7	1.4	5	
比較例 14	17.8	11.30	10.5	3.5	0.1	51.4	62.3	800	2	500	3	10	0.6	0.8	5	
比較例 15	17.9	15.40	7.2	4.9	1.6	50.7	63.7	800	1	500	3	6	1.0	1.2	5	
比較例 16	19.0	0.02	15.3	4.5	1.7	45.1	55.4	800	5	500	3	4	1.3	1.1	5	
比較例 17	18.6	0.05	8.1	4.2	1.0	33.4	51.9	800	10	500	3	0.5	0.6	0.7	5	
比較例 18	30.0	0.28	4.3	0.03	0.1	30.6	48.7	500	2	500	3	18	1.1	1.3	5	
比較例 19	10.5	0.33	4.0	0.09	0.4	25.7	41.5	500	5	500	3	12	1.1	2.0	5	
比較例 20	5.6	0.15	4.7	12.0	0.8	38.7	53.8	500	10	500	3	6	1.3	2.0	5	
比較例 21	3.5	0.21	6.2	5.5	10.5	39.8	57.6	1000	2	500	3	5	0.4	1.2	5	
比較例 22	12.8	0.15	6.0	5.0	5.6	42.8	58.4	1000	5	500	3	5	1.6	1.1	5	
比較例 23	35.4	0.10	5.9	0.3	0.04	34.7	55.6	1000	10	500	3	11	0.4	0.4	5	

$V1 : (A_{TH}/A_{TR}) \times (C_{TH}/C_{TR})$ $V2 : (B_{TH}/B_{TR}) \times (C_{TH}/C_{TR})$

【 0052】

[表 1~3 中的註解]

- 成分組成一行之記號「-」表示無可避免之雜質。
- 造形後硬度一行之記號「-」表示小於 30HRC 或大於 40HRC。
- 熱處理後硬度一行之記號「-」表示小於 50HRC 或大於 60HRC。
- 值 V1 一行之記號「-」表示小於 1.5 或大於 3.5。
- 值 V2 一行之記號「-」表示小於 1.5 或大於 3.5。
- 固溶化熱處理溫度一行之記號「-」表示溫度小於 700°C 或大於 900°C。
- 固溶化熱處理時間一行之記號「-」表示時間短於 1 小時或長於 3 小時。
- 時效熱處理溫度一行之記號「-」表示溫度小於 450°C 或大於 550°C。
- 時效熱處理時間一行之記號「-」表示時間短於 3 小時或長於 6 小時。
- D50/TD 一行之記號「-」表示比小於 0.2 或大於 20。

【0053】如表 1~3 所示，各實施例之粉末其綜合評定屬優良者。由此結果顯示本發明之優異性。

【0054】本發明之粉末亦適於由噴嘴噴射粉末之類型的 3D 印表機。此粉末亦適於由噴嘴噴射粉末之類型的雷射被覆法。



201923105

【發明摘要】

【中文發明名稱】

造形用之 F e 基金屬粉末

【中文】

本發明提供一種適於伴有急速熔融驟冷凝固之製程，且可獲得具有優良之特性的造形物之 Fe 基金屬粉末。此造形用金屬粉末為 Fe 基合金製，此 Fe 基合金係包含 Ni：15.0 質量%以上 21.0 質量%以下、Co：0 質量%以上 10.0 質量%以下、Mo：0 質量%以上 7.0 質量%以下、Ti：0.1 質量%以上 6.0 質量%以下，及 Al：0.1 質量%以上 3.0 質量%以下，且其餘部分為 Fe 及無可避免之雜質。

【指定代表圖】無

【代表圖之符號簡單說明】無

【特徵化學式】無

【發明申請專利範圍】

【第1項】

一種 Fe 基合金製之造形用之 Fe 基金屬粉末，其係包含：

Ni：15.0質量%以上21.0質量%以下、

Co：0質量%以上10.0質量%以下、

Mo：0質量%以上7.0質量%以下、

Ti：0.1質量%以上6.0質量%以下，及

Al：0.1質量%以上3.0質量%以下，

且其餘部分為 Fe 及無可避免之雜質。

【第2項】

如請求項1之 Fe 基金屬粉末，其中前述 Fe 基合金中的 Co 的含有率為0.5質量%以下。

【第3項】

如請求項1之 Fe 基金屬粉末，其中前述 Fe 基合金中的 Co 的含有率為0.5質量%以上10.0質量%以下。

【第4項】

如請求項1~3中任一項之 Fe 基金屬粉末，其中前述金屬粉末之平均粒徑 D50(μm)對前述金屬粉末之敲緊密度 TD(Mg/m^3)的比 D50/TD 為0.2以上20以下。

【第5項】

一種造形物之製造方法，其係使用 Fe 基金屬粉末作為原料的造形物之製造方法，其係包含：

(1)準備包含 Ni：15.0質量%以上21.0質量%以下、

Co：0質量%以上10.0質量%以下、

Mo：0質量%以上7.0質量%以下、

Ti：0.1質量%以上6.0質量%以下，及

Al：0.1質量%以上3.0質量%以下，

且其餘部分為Fe及無可避免之雜質的Fe基合金製之Fe基金屬粉末之步驟；及

(2)將前述Fe基金屬粉末熔融及凝固，而得到未經熱處理之造形物之步驟。

【第6項】

如請求項5之製造方法，其中前述未經熱處理之造形物的洛氏硬度為30以上40以下。

【第7項】

如請求項5之製造方法，其中，接續前述步驟(2)，

進一步包含(3)對前述未經熱處理之造形物實施熱處理而得到造形物之步驟。

【第8項】

如請求項7之製造方法，其中前述步驟(3)係包含：

(3-1)對前述未經熱處理之造形物實施固溶化之步驟；

及

(3-2)對前述未經熱處理之造形物實施時效之步驟。

【第9項】

如請求項8之製造方法，其中，

前述固溶化(3-1)係以700℃以上900℃以下的處理溫度，經過1.0小時以上3.0小時以下的處理時間而進行，而

且，

前述時效(3-2)係以450℃以上550℃以下的處理溫度，經過3.0小時以上6.0小時以下的處理時間而進行。

【第10項】

如請求項7之製造方法，其中經過前述步驟(3)之造形物的洛氏硬度為50以上60以下。

【第11項】

如請求項7~10中任一項之製造方法，其中經過前述步驟(3)之造形物係滿足下述數學式(I)及(II)：

$$1.5 \leq (A_{TH}/A_{TR}) \times (C_{TH}/C_{TR}) \leq 3.5 \quad (I)$$

$$1.5 \leq (B_{TH}/B_{TR}) \times (C_{TH}/C_{TR}) \leq 3.5 \quad (II)$$

(式中， A_{TH} 表示400℃下的拉伸強度， A_{TR} 表示25℃下的拉伸強度， B_{TH} 表示400℃下的0.2%保證應力， B_{TR} 表示25℃下的0.2%保證應力， C_{TH} 表示400℃下的斷裂伸長率， C_{TR} 表示25℃下的斷裂伸長率)。