

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局



(10) 国際公開番号
WO 2013/100148 A 1

(43) 国際公開日
2013年7月4日(04.07.2013)

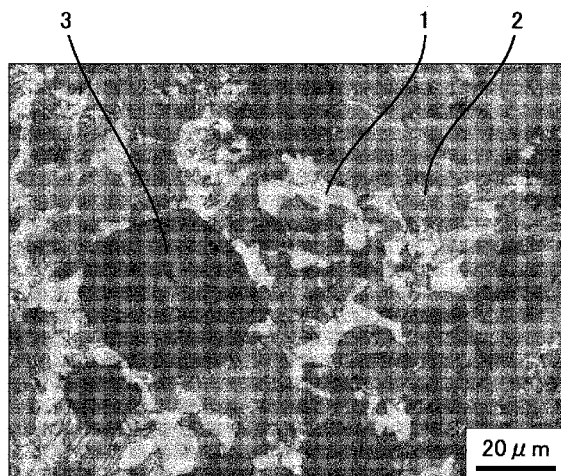
W O I P C T

- (51) 国際特許分類 : C22C 37/04 (2006.01) C22C 33/10 (2006.01)
C21D 5/00 (2006.01)
- (21) 国際出願番号 : PCT/JP20 12/0842 15
- (22) 国際出願日 : 2012年12月28日(28.12.2012)
- (25) 国際出願の言語 : 日本語
- (26) 国際公開の言語 : 日本語
- (30) 優先権データ :
特願 2011-288986 2011年12月28日(28.12.2011) JP
- (71) 出願人 : 日立金属株式会社 (HITACHI METALS, LTD.) [JP/JP]; 〒1058614 東京都港区芝浦1丁目2-1 Tokyo (JP).
- (72) 発明者 : 王 麟 (WANG Lin); 〒3214367 栃木県真岡市鬼怒ヶ丘1-1番地 日立金属株式会社素材研究所内 Tochigi (JP). 川畑 将秀 (KAWABATA Masahide); 〒3214367 栃木県真岡市鬼怒ヶ丘1-1番地 日立金属株式会社素材研究所内 Tochigi (JP). 福本 賢太 (FUKUMOTO Kentaro); 〒3214367 栃木県真岡市鬼怒ヶ丘1-1番地 日立金属株式会社素材研究所内 Tochigi (JP).
- (74) 代理人 : 高石 橘馬 (AKAISHI Kitsuma); 〒1620825 東京都新宿区神楽坂6丁目6-7 神楽坂F Nビル5階 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, ML, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, ML, NA, RW, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーロパ (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

〔続葉有〕

(54) Title: SPHEROIDAL GRAPHITE CAST IRON HAVING EXCEPTIONAL STRENGTH AND DUCTILITY AND METHOD FOR MANUFACTURING SAME

(54) 発明の名称 強度及び靱性に優れた球状黒鉛鋳鉄及びその製造方法



(57) Abstract: Spheroidal graphite cast iron having: (a) a composition comprising 3.4-4% of C, 1.9-2.8% of Si, 0.02-0.06% of Mg, 0.2-1% of Mn, 0.2-2% of Cu, 0-0.1% of Sn, and 0.85-3% of (Mn+Cu+10xSn) where P<0.05%, S<0.02%, and the remainder is constituted of Fe and unavoidable impurities (all amounts being expressed in terms of the weight ratio); (b) a two-phase mixed-base structure comprising, by area ratio, 2-40% of a fine ferrite phase and 60-98% of a fine pearlite phase, the maximum length of the ferrite phase being 300 μm or less; and (c) the pearlite phase being formed around graphite dispersed in the two-phase mixed-base structure.

(57) 要約 : (a) 質量比で、C : 3.4 ~ 4%、Si : 1.9 ~ 2.8%、Mg : 0.02 ~ 0.06%、Mn : 0.2 ~ 1%、Cu : 0.2 ~ 2%、Sn : 0 ~ 0.1%、(Mn + Cu + 10xSn) : 0.85 ~ 3%、P : 0.05% 以下、S : 0.02% 以下、残部 Fe 及び不可避免的不純物からなる組成を有し、(b) 面積率で 2 ~ 40% の微細フェライト相と 60 ~ 98% の微細パーライト相とからなる二相混合基地組織を有し、前記フェライト相の最大長さが 300 μm 以下であり、(c) 前記二相混合基地組織に分散した黒鉛の周囲に前記パーライト相が形成されている球状黒鉛鋳鉄。



WO 2013/100148 A1

添付公開書類：

- 国際調査報告 (条約第 21 条 (3))

明 細 書

発明の名称 :

強度及び靱性に優れた球状黒鉛鋳鉄及びその製造方法

技術分野

[000 1] 本発明は強度及び靱性に優れた球状黒鉛鋳鉄及びその製造方法に関する。

背景技術

[0002] 球状黒鉛鋳鉄は優れた機械的特性及び良好な鋳造性を有するので、種々の機械や自動車の部品に広く使用されている。なかでも自動車のサスペンションアーム、ステアリングナックル等の懸架装置部品には、車体を支えるための静的強度及び疲労強度に加え、事故等による衝撃があった場合にも破損しないための耐衝撃性が要求される。自動車は寒冷地でも使用されるので、例えば -30°C といった低温での耐衝撃性も重要である。このため懸架装置部品に用いられる球状黒鉛鋳鉄には、引張強さ及び耐力の他に、伸び及び低温衝撃強度等の靱性が求められる。このような要求を満たすため、従来から基地組織がフェライト相主体で靱性を備えた球状黒鉛鋳鉄として、JIS G 5502 に規定されるFCD400、FCD450等が使用されている。

[0003] 近年地球温暖化防止のために自動車の CO_2 排出量の削減が強く求められているが、そのためには自動車の燃費性能の向上が必要であり、その対応技術の一つとして懸架装置部品等の軽量化が求められている。必要な強度を確保しつつ部品を軽量化するには、部品の小型化及び薄肉化が有効である。このためにFCD400、FCD450等より高強度のFCD600、FCD700等のパーライト系球状黒鉛鋳鉄を用いることも考えられるが、球状黒鉛鋳鉄では強度と靱性は相反する特性であるので、FCD600、FCD700等は靱性が低く、耐衝撃性が要求される懸架装置部品に適さない。強度及び靱性を確保しつつ懸架装置部品の軽量化を図るためには、強度及び靱性の両方に優れた球状黒鉛鋳鉄が要求される。

[0004] 優れた強度及び靱性を有する球状黒鉛鋳鉄を得るために、従来より種々の提案がされている。例えば、特開200 1-2 14233号は、肉厚が1 cm以下の薄肉部

を有する球状黒鉛鋳鉄部材であって、0.5~1 質量%のCuを含有する球状黒鉛鋳鉄からなり、基地のフェライト化率が60%以上の表層部と、基地の大部分がパーライト相からなる内部とを有し、表層部の厚さが実質的に全鋳肌面にわたって0.05~0.45 mmであり、もって高い剛性及び耐衝撃性を有する球状黒鉛鋳鉄部材を提案している。この球状黒鉛鋳鉄部材では、韌性は0.05~0.45 mmの厚さのフェライト相の多い表層部で確保し、強度はパーライト相からなる内部で確保している。しかし、部材内部を高強度とするために、従来FCD600、FCD700等のパーライト系球状黒鉛鋳鉄を用いているので、韌性が低い。また局所的な磨耗及び酸化により薄いフェライト表層部が減少すると、懸架装置部品に必要な韌性を維持できないおそれがある。

- [0005] 特開平8-13079号は、重量比で、C : 3.0~4.0%、Si : 1.5~3.0%、Mn : 1.0%以下、P : 0.030%以下、S : 0.020%以下、Cu : 1.0%未満、Mg : 0.02~0.08%、残部が鉄である球状黒鉛鋳鉄を、オーステナイト域内の温度 T_1 (870℃以上)まで昇温させた後、所定時間 (例えば2時間) T_1 に保持し、次いで共析変態温度域内の所定温度 T_2 (750~850℃)まで降温させた後、所定時間 (例えば1時間) T_2 に保持し、最後に常温まで空冷することにより、パーライト相の結晶粒界に沿ってフェライト相が網目状に形成され、もって強度及び韌性がともに高められた球状黒鉛鋳鉄を製造する方法を提案している。しかし、オーステナイト化の保持温度 T_1 を870℃以上 (実施例では930℃)と高くし、また保持時間を2時間と長くしているため、オーステナイト結晶粒 (降温後にパーライト結晶粒になる)の粗大化により韌性の低下を招くおそれがある。また、結晶粒界に沿って形成された低強度のフェライト相が亀裂伝播の経路になるので、十分な強度が得られないおそれがある。

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0006] 従って、本発明の目的は、優れた強度及び韌性を有する球状黒鉛鋳鉄、及びその製造方法を提供することである。

課題を解決するための手段

[0007] 上記の目的に鑑み球状黒鉛鋳鉄の合金組成及び熱処理条件について鋭意研究の結果、本発明者らは、(a) パーライト相安定化元素であるMn、Cu及びSnの含有量を最適化し、かつ(b) 熱処理条件として、オーステナイト化温度域での保持温度及び保持時間、及び共析変態域での冷却速度を所定の範囲に設定すると、面積率で2~40%の微細フェライト相と60~98%の微細パーライト相とからなる二相混合基地組織を有し、前記フェライト相の最大長さが300 μ m以下であり、かつ前記二相混合基地組織に分散した黒鉛の周囲に前記パーライト相が形成されており、もって優れた強度及び靱性を有する球状黒鉛鋳鉄が得られることを発見し、本発明に想到した。

[0008] すなわち、本発明の強度及び靱性に優れた球状黒鉛鋳鉄は、
(a) 質量比で、C :3.4~4%、Si :1.9-2.8%、Mg :0.02-0.06%、Mn :0.2~1%、Cu :0.2~2%、Sn :0~0.1%、(Mn + Cu + 10 X Sn) :0.85~3%、P :0.05%以下、S :0.02%以下、残部_{Fe}及び不可避的不純物からなる組成を有し、
(b) 面積率で2~40%の微細フェライト相と60~98%の微細パーライト相とからなる二相混合基地組織を有し、前記フェライト相の最大長さが300 μ m以下であり、
(c) 前記二相混合基地組織に分散した黒鉛の周囲に前記パーライト相が形成されていることを特徴とする。

[0009] 単位面積当りの黒鉛の総数に対して、50~95%の黒鉛周パーライト化率（黒鉛外周のうちパーライト相に接している部分の長さの百分率と定義する。）を有する黒鉛の数の割合は、50%以上であるのが好ましい。

[0010] 本発明の球状黒鉛鋳鉄は、強度の指標としての引張強さが650 MPa以上であり、靱性の指標としての-30°Cにおけるノッチなしシャルピー衝撃試験による衝撃強度が30 J/cm²以上であるのが好ましい。

[0011] 本発明の強度及び靱性に優れた球状黒鉛鋳鉄の製造方法は、
(1) 質量比で、C :3.4~4%、Si :1.9-2.8%、Mg :0.02-0.06%、Mn :0.2~1%、Cu :0.2~2%、Sn :0~0.1%、(Mn + Cu + 10 X Sn) :0.85~3%、P :0.05%以下、S :0.02%以下、残部_{Fe}及び不可避的不純物からなる組成の溶湯を

鍛造し、凝固させた後、

(2) (i) 基地全体がオーステナイト化する温度に保持することにより、微細なオーステナイト結晶粒（降温後にパーライト結晶粒に変態する）を生成する工程、及び (ii) 共析変態を起こす温度域内の所定温度区間において、微細なフェライト相が生成する冷却速度で冷却する工程を有する熱処理を行い、もって (a) 面積率で2~40% の微細フェライト相と60~98% の微細パーライト相とからなる二相混合基地組織を有し、前記フェライト相の最大長さが300 μ m以下であり、かつ (b) 前記二相混合基地組織に分散した黒鉛の周囲に前記パーライト相が形成された組織とすることを特徴とする。

[001 2] 本発明の球状黒鉛鋳鉄の製造方法において、微細なオーステナイト結晶粒を生成するためにオーステナイト化熱処理条件を800~865 $^{\circ}$ Cで5~30分とするのが好ましく、また共析変態を起こす温度域内の所定温度区間を750~670 $^{\circ}$ Cとし、かつその温度区間における冷却速度を1~20 $^{\circ}$ C/分とするのが好ましい。

発明の効果

[001 3] 本発明の球状黒鉛鋳鉄は面積率で2~40% の微細フェライト相と60~98% の微細パーライト相とからなる二相混合基地組織を有し、前記フェライト相の最大長さが300 μ m以下であり、かつ前記二相混合基地組織に分散した黒鉛の周囲に前記パーライト相が形成されているので、強度及び靱性に優れており、自動車の部品、特に低温での耐衝撃性を求められる懸架装置部品に好適であり、部品の軽量化による自動車の低燃費化に貢献する。

図面の簡単な説明

[0014] [図1] 本発明の球状黒鉛鋳鉄の組織を示す光学顕微鏡写真である。
[図2] 本発明の球状黒鉛鋳鉄の組織を示す光学顕微鏡写真である。
[図3] 本発明の球状黒鉛鋳鉄を製造するための熱処理パターンを概略的に示すグラフである。

発明を実施するための形態

[001 5] 本発明の球状黒鉛鋳鉄及びその製造方法を以下詳細に説明する。特に断り

がない限り、合金の構成元素の含有量は質量%で示す。

[00 16] [A] 球状黒鉛鑢鉄の組成

(1) C :3.4-4%

Cは、凝固開始温度を下げて鑢造性を向上するとともに、黒鉛を晶出させ、パーライト相を析出させるのに必要である。C含有量が3.4%未満ではチル化しやすく靱性が低下し、また4%を超えると異常黒鉛を生じやすくなり、球状黒鉛鑢鉄の強度は低下する。このため、C含有量を3.4~4%とする。好ましいC含有量は3.6-3.8%である。

[00 17] (2) Si :1.9-2.8%

Siは、黒鉛の晶出を促進したり、溶湯の流動性を高めたりするのに必要である。Si含有量が1.9%未満ではチルを生成しやすく、球状黒鉛鑢鉄の被削性及び靱性が低下し、また2.8%を超えるとパーライト化の抑制作用が高くなり、球状黒鉛鑢鉄の強度が低下するとともに、フェライト相の低温靱性も悪化する。このため、Si含有量は1.9~2.8%とする。好ましいSi含有量は2.0~2.6%である。

[00 18] (3) Mg :0.02-0.06%

Mgは黒鉛球状化に必要な元素であるが、その含有量が0.02%未満では黒鉛球状化の効果が不十分である。一方、Mg含有量が0.06%を超えるとチルが生成しやすくなり、球状黒鉛鑢鉄の被削性及び低温靱性が低下する。このため、Mg含有量は0.02~0.06%とする。好ましいMg含有量は0.03~0.05%である。

[00 19] (4) Mn :0.2~1%

Mnは原料から不可避免的に混入する元素であるが、パーライト相安定化元素としてパーライト相を析出させる作用を有する。Mn含有量が0.2%未満では、パーライト相を十分に生成させることができず、引張強さ、耐力等の必要な強度が得られない。パーライト化を促進するMn含有量は1%まで許容できるが、1%超になるとチル化が顕著となり、球状黒鉛鑢鉄の被削性及び靱性を悪化させる。このため、Mn含有量は0.2~1%とする。Mn含有量は好ましくは0.4~

0.8% であり、より好ましくは0.5~ 0.7% である。

[0020] (5) Cu :0.2-2%

Cuは、パーライト相安定化元素としてパーライト相を析出させるのに必要である。また熱処理の際に、Cuは黒鉛と基地との界面でのバリア効果によりオーステナイト相から黒鉛粒子への炭素の拡散を抑制し、もってオーステナイト相からフェライト相への変態を遅延して、フェライト相の析出と成長を抑制すると考えられる。Cu含有量が0.2%未滿では、パーライト相を十分に生成できず、球状黒鉛鑢鉄の引張強さは低下する。一方、Cuが2%を超えると、球状黒鉛鑢鉄は高硬度になりすぎ、また黒鉛球状化が阻害されて、球状黒鉛鑢鉄の伸び及び衝撃特性が低下する。このため、Cu含有量は0.2~2% とする。Cu含有量は好ましくは0.4~2% であり、より好ましくは0.5~ 1% である。

[0021] (6) Sn :0~0.1%

Snは本発明に必須の元素ではないが、Mn及びCuと同じくパーライト相を析出させるパーライト相安定化元素であるので、Mn及びCuとともに添加しても良い。0.005%以上のSnを含有する場合、パーライト化が促進され、球状黒鉛鑢鉄の強度及び硬度は向上する。一方、0.1%を超えるSnは黒鉛球状化を阻害し、また共晶セル境界に偏析して低温衝撃強度等の靱性を低下させる。Snを含有する場合、その含有量を0.005~ 0.1% とする。Sn含有量は好ましくは0.005~ 0.02% であり、より好ましくは0.005~ 0.01% である。

[0022] (7) (Mn + Cu + 10 X Sn) :0.85-3%

パーライト相安定化元素について、本発明の球状黒鉛鑢鉄は $(Mn + Cu + 10 X Sn) = 0.85\sim 3\%$ の条件を満たす必要がある。上記式中の各元素記号は各元素の含有量 (%) を示す。Cu及びMnは必須元素であり、必要に応じてSnを含有する。Snの効果はMn及びCuの効果のほぼ10倍であるので、Sn含有量の10倍 ($10 X Sn$) をMn含有量及びCu含有量と等価とする。 $(Mn + Cu + 10 X Sn)$ が0.85%未滿では十分なパーライト相安定化効果が得られず、引張強さ、耐力等の強度が不十分となる。一方、 $(Mn + Cu + 10 X Sn)$ が3%を超えると、パーライト相の析出が過剰となって、低温での衝撃強度及び伸びが低下し、靱性を損

なう。このため、 $(Mn + Cu + 10X Sn)$ を0.85~3% とする。 $(Mn + Cu + 10X Sn)$ は好ましくは1.0~2.5% であり、より好ましくは1.0~2.0% である。

[0023] (8) P :0.05% 以下

Pは原料から不可避免的に混入する黒鉛球状化阻害元素であるので、その含有量を0.05% 以下とする。

[0024] (9) S :0.02% 以下

Sは原料から不可避免的に混入する黒鉛球状化阻害元素であるので、その含有量を0.02% 以下とする。

[0025] [B] 球状黒鉛鋳鉄の組織

(1) 基地組織

図1は本発明の球状黒鉛鋳鉄の組織を示す光学顕微鏡写真である。図1において、白色の部分1はフェライト相であり、灰色の部分2はパーライト相であり、黒色の塊3は球状黒鉛である。本発明の球状黒鉛鋳鉄の基地組織は、微細フェライト相と微細パーライト相とが迷彩柄状に分布する (あるいは、微細なフェライト相がパーライト相中に島海状に分散した) 二相混合組織である。基地組織中のフェライト相の面積率は2~40% (パーライト相は60~98%) である。基地組織中のフェライト相の面積率は、球状黒鉛鋳鉄が高靱性を要求される場合には20~40% (パーライト相は60~80%) であるが好ましく、球状黒鉛鋳鉄が高強度を要求される場合には2~10% (パーライト相は90~98%) であるのが好ましい。

[0026] 微細なパーライト相は、オーステナイト化熱処理により完全にオーステナイト化した基地の微細な結晶粒 (オーステナイト結晶粒) が、降温により粗大化することなくパーライト変態したものである。また、微細なフェライト相は、パーライト相安定化元素によるフェライト相の析出・成長の抑制及び共析変態温度域での熱処理により、フェライト相の析出及び成長が抑制された結果、パーライト相の結晶粒界に沿って形成されたものである。微細なフェライト相は網目状ではなく、パーライト結晶粒によって分断された細長い形状を有する。このようなフェライト相の形状を「樹枝状」と呼んでも良い

。

[0027] 微細フェライト相がパーライト結晶粒により分断されている二相混合組織において、フェライト相の「微細化」の程度をフェライト相の最大長さにより表すことができる。フェライト相の最大長さが短いほど、パーライト結晶粒によるフェライト相の分断が進んでおり、フェライト相は微細化されている。具体的には、フェライト相の最大長さは $300\mu\text{m}$ 以下であるのが好ましい。フェライト相の最大長さが $300\mu\text{m}$ を超えるとフェライト相が微細化したとはいえ、粗大なフェライト相の存在により球状黒鉛鋳鉄は十分な強度を有さない。フェライト相の最大長さはより好ましくは $200\mu\text{m}$ 以下であり、最も好ましくは $150\mu\text{m}$ 以下である。フェライト相の最大長さは光学顕微鏡写真上で求めることができる。

[0028] (2) 二相混合組織における黒鉛の分散及びパーライト相の生成

通常の球状黒鉛鋳鉄は黒鉛のほぼ全周をフェライト相が囲んだいわゆる「プルスイ組織」を有するが、本発明の球状黒鉛鋳鉄は、図1に示すように、黒鉛が微細なフェライト相及びパーライト相の二相混合組織中に分散し、かつ黒鉛の周囲にパーライト相が生成した組織を有する。このため、黒鉛の外周においてフェライト相はパーライト相により分断されている。

[0029] 黒鉛周囲のパーライト相の析出量を黒鉛周パーライト化率により表す。ここで、「黒鉛周パーライト化率」は、黒鉛外周のうちパーライト相に接している部分の長さの百分率と定義する。黒鉛周パーライト化率が高いほど、また黒鉛周パーライト化率が高い黒鉛が多いほど、靱性、特に低温での衝撃特性が向上する。本発明の球状黒鉛鋳鉄では、単位面積当りの黒鉛の総数に対して、黒鉛周パーライト化率が50~95%の黒鉛の数の割合が50%以上であるのが好ましい。このような黒鉛の数の割合が50%未満では、亀裂の発生起点となりやすい黒鉛とフェライト相の界面が増えるため、低温での衝撃特性が低下する。黒鉛周パーライト化率が50~95%の黒鉛の数の割合は、60%以上がより好ましく、70%以上が最も好ましい。なお、カウントされる黒鉛は、円相当径に換算して直径 $5\mu\text{m}$ 以上の黒鉛である。黒鉛周パーライト化率及び

単位面積当たりの黒鉛周パーライト比率50~95%の黒鉛の数の割合の求め方については後述する。

[0030] 球状黒鉛鑄鉄の亀裂は主として結晶粒界又は黒鉛と基地の界面で発生し、また破壊の過程で吸収されるエネルギーは、亀裂発生エネルギーと亀裂伝播エネルギーとの総和である。一般に吸収エネルギーの大部分は亀裂発生エネルギーであり、基地組織が高硬度であるほど、吸収エネルギーに占める亀裂発生エネルギーの割合が高い。上記(1)及び(2)に記載の特徴を有する組織を有する本発明の球状黒鉛鑄鉄は、下記の作用により亀裂の発生が抑制されるので、優れた強度及び靱性を有する。

(a) 二相混合組織では、微細化したパーライト結晶粒により、外力が作用したときの粒界におけるひずみの蓄積が小さいので、亀裂が発生しにくい。

(b) フェライト相がパーライト相中に微細に分散した二相混合組織では、亀裂が伝播する経路に、変形しやすいフェライト相と変形しにくいパーライト相とが交互に存在するので、亀裂のエネルギーはフェライト相の変形により吸収される。

(c) 黒鉛周囲を高強度のパーライト相が囲んでいるため、黒鉛近傍の基地が強化され、黒鉛と基地との界面における亀裂の発生が抑制される。

[0031] 具体的には、本発明の球状黒鉛鑄鉄は好ましくは650 MPa以上の引張強さ及び30 J/cm²以上の-30°Cにおけるノッチなしシャルピー衝撃試験による衝撃強度を有する。引張強さは700 MPa以上がより好ましく、750 MPa以上が最も好まし。また、-30°Cにおけるノッチなしシャルピー衝撃試験による衝撃強度は40 J/cm²以上がより好ましく、50 J/cm²以上が最も好ましい。

[0032] 本発明の球状黒鉛鑄鉄の特性を評価するのに、強度の指標として引張強さの代わりに0.2%耐力を用い、また靱性の指標としてシャルピー衝撃強度の代わりに伸びを用いても良い。この場合、本発明の球状黒鉛鑄鉄は370 MPa以上の0.2%耐力及び8%以上の伸びを有するのが好ましい。本発明の球状黒鉛鑄鉄の0.2%耐力は400 MPa以上がより好ましく、430 MPa以上が最も好ましく、また伸びは12%以上がより好ましく、13%以上が最も好ましい。

[0033] [C] 球状黒鉛鋳鉄の製造方法

本発明の球状黒鉛鋳鉄の製造方法は、(1) 質量比で、C : 3.4~4%、Si : 1.9~2.8%、Mg : 0.02~0.06%、Mn : 0.2~1%、Cu : 0.2~2%、Sn : 0~0.1%、(Mn + Cu + 10X Sn) : 0.85~3%、P : 0.05%以下、S : 0.02%以下、残部Fe及び不可避免的不純物からなる組成を有する溶湯を鋳造し、凝固させた後、(2) (i) 基地全体がオーステナイト化する温度に保持することにより、微細なオーステナイト結晶粒 (降温後にパーライト結晶粒に変態する) を生成する工程、及び (ii) 共析変態を起こす温度域内の所定温度区間において、微細なフェライト相が生成する冷却速度で冷却する工程を有する熱処理を行い、もって (a) 面積率で2~40%の微細フェライト相と60~98%の微細パーライト相とからなる二相混合基地組織を有し、前記フェライト相の最大長さが300 μm 以下であり、かつ (b) 前記二相混合基地組織に分散した黒鉛の周囲に前記パーライト相が形成された組織を有する球状黒鉛鋳鉄を製造する。共析変態温度域より低い温度域では、室温まで通常の冷却で良い。図3は本発明の球状黒鉛鋳鉄を製造するための熱処理パターンを概略的に示す。

[0034] (1) オーステナイト化熱処理条件 [工程(a)]

基地組織全体が完全にオーステナイト化する温度に保持することにより、微細なオーステナイト結晶粒 (降温後にパーライト結晶粒に変態する) を生成する。このオーステナイト化温度は800~865 $^{\circ}\text{C}$ が好ましい。この温度が800 $^{\circ}\text{C}$ 未満ではパーライト相が残留し、共析変態温度域に降温後にパーライト相からフェライト相が生成及び成長するので、結晶粒が粗大化し、強度が低下する。一方、この温度が865 $^{\circ}\text{C}$ 超になると、オーステナイト結晶粒 (降温後にパーライト結晶粒に変態する) が粗大化し、靱性、特に低温での衝撃特性が悪化し、また熱処理ひずみが大きくなる。オーステナイト化温度に保持する時間は、保持温度に応じて変動するが、5~30分が好ましい。5分未満では完全オーステナイト化しにくくフェライト相が成長して強度が低下し、また30分超ではオーステナイト結晶粒が粗大化して、降温後に微細なパーライト相が得られず、靱性が悪化し、また熱処理ひずみが大きくなる。オーステナイト

ト化熱処理温度は好ましくは800~860℃であり、より好ましくは800~855℃である。また、オーステナイト化熱処理時間は好ましくは10~25分である。

[0035] (2) 共析変態温度域での熱処理条件 [工程(b)]

完全にオーステナイト化した球状黒鉛鋳鉄を、共析変態を起こす温度域内の所定温度区間においてフェライト相が微細に生成する冷却速度で冷却すると、基地組織が面積率で2~40%の微細フェライト相と60~98%の微細パーライト相とからなる二相混合組織となり、フェライト相の最大長さが300μm以下であり、かつ二相混合基地組織に分散した黒鉛の周囲にパーライト相が形成される。ここで、共析変態を起こす温度域(共析変態温度域)は、熱処理における冷却過程で、オーステナイトからフェライトへの変態を開始する温度 Ar_3 から、オーステナイトがフェライト又はフェライト及びセメンタイトへの変態を完了する温度 Ar_1 (共析変態温度)までの温度域をいう。共析変態を起こす温度域内の所定温度区間は750~670℃が好ましい。750~670℃の温度範囲において後述の所定冷却速度で冷却すると、二相混合組織が得られる。所定温度区間の上限を730℃としても良い。

[0036] 共析変態を起こす温度域内の所定温度区間での冷却速度は、基地組織を二相混合組織とし、かつ黒鉛周囲にパーライト相を生成するのに重要であり、具体的には1~20℃/分とするのが好ましい。冷却速度が1℃/分未満では、黒鉛周囲でのフェライト化が促進され、微細なフェライト相が得られず、強度が低下する。一方、冷却速度が20℃/分を超えると、パーライト結晶粒界におけるフェライト相の生成が不足し、低温での衝撃特性が悪化し、十分な靱性が得られない。より好ましい冷却速度は5~15℃/分である。なお、共析変態を起こす温度域内の所定温度区間における温度履歴は、パーライト結晶粒界に微細なフェライト相が過不足なく生成し、かつ黒鉛周囲にパーライト相が生成するかぎり、一定速度の連続的な冷却でも断続的な冷却でも良い。共析変態温度域での熱処理後、常温まで冷却する。なお、オーステナイト化温度から共析変態温度域までの冷却速度は2~20℃/分であるのが好ましい。

[0037] 本発明を以下の実施例によりさらに詳細に説明するが、本発明はそれらに

限定されるものではない。また特に断りがない限り、合金を構成する各元素の含有量を質量%で示す。

[0038] 原材料となる銑鉄、鋼板屑、球状黒鉛鑲鉄の戻り屑を容量 100 kg の高周波溶解炉で溶解し、加炭材、パーライト相安定化元素及び Fe-Si 合金を添加して成分調整した溶湯を溶製した。この溶湯を黒鉛球状化剤として Fe-Si-Mg 合金とこれを覆う鋼板屑からなるカバー材とを設置した取鍋に、約 1500℃ で出湯し、サンドイツ法による球状化処理を行なった。球状化処理した溶湯を約 1400℃ で砂型に注湯し、複数の 1 インチ Y プロックを鑲造した。注湯の際溶湯の流れに Fe-Si 合金粉末を添加し、接種を行なった。このようにして、表 1 に示す組成を有する球状黒鉛鑲鉄を得た。鑲鉄 A~I は本発明の組成範囲内にある球状黒鉛鑲鉄であり、鑲鉄 J~L は本発明の組成範囲外の球状黒鉛鑲鉄である。鑲鉄 A~L のうち、鑲鉄 A は特開平 8-1 3079 号に開示された組成範囲内の球状黒鉛鑲鉄である。また、鑲鉄 F はパーライト相基地を有する FCD700 に相当し、鑲鉄 K はフェライト相基地を有する FCD450 に相当し、いずれも鑲放しのままでは従来の球状黒鉛鑲鉄と同じである。

[0039] [表 1]

鑲鉄	組成 ⁽¹⁾								
	C	Si	Mn	Cu	Sn	Mg	P	S	Mn + Cu + 10Sn
A	3.48	2.45	0.25	0.61	0.000	0.037	0.018	0.012	0.86
B	3.45	2.25	0.65	0.20	0.000	0.030	0.012	0.011	0.85
C	3.61	2.19	0.40	0.41	0.006	0.036	0.016	0.009	0.87
D	3.68	2.35	0.38	0.56	0.000	0.038	0.020	0.007	0.94
E	3.70	2.28	0.56	0.52	0.000	0.035	0.009	0.009	1.08
F	3.75	2.23	0.45	0.81	0.000	0.037	0.015	0.008	1.26
G	3.73	2.21	0.66	0.84	0.000	0.032	0.013	0.013	1.50
H	3.65	2.45	0.71	1.51	0.000	0.039	0.015	0.010	2.22
I	3.77	2.78	0.78	1.80	0.025	0.041	0.016	0.008	2.83
J*	3.63	2.24	0.30	0.25	0.000	0.038	0.018	0.010	0.55
K*	3.77	2.21	0.48	0.32	0.000	0.037	0.014	0.012	0.80
L*	3.80	2.75	1.04	2.13	0.000	0.042	0.013	0.009	3.17

注 : (1) 残部は Fe 及び不可避免的不純物である。

* 本発明の範囲外である。

[0040] 上記鉄 A-L からなる Y プロックの下部から約 25 mm 角、長さ約 170 mm の供試材を切り出し、表 2 に示す熱処理条件でオーステナイト化熱処理及び共析変態温度域での熱処理を行った。表 2 において、A1、B1、 \dots 、E10、E11 のようにアルファベットに一桁又は 10 番代の数字を付した供試材は本発明の条件で熱処理した供試材であり、A51、D51、 \dots 、L51 のようにアルファベットに 50 番代の数字を付した供試材は本発明の範囲外の条件で熱処理した供試材である。供試材 A51 は、特開平 8-1 3079 号に記載の条件と同じ条件でオーステナイト化熱処理した供試材である。供試材 D51 は、特開 2001 -214233 号に記載の条件と同じ条件で共析変態温度域の熱処理を行った供試材である。また供試材 F51 及び K52 は、それぞれ FCD700 相当の鉄 F の鉄放し供試材、及び FCD450 相当の鉄 K の鉄放し供試材である。各供試材に対して、下記の試験を行った。

[0041] (1) 組織

図 1 及び図 2 は、供試材 F1 (本発明の球状黒鉛鉄) の組織を示す光学顕微鏡写真である。図 1 及び図 2 において、白色部分 1 はフェライト相であり、灰色部分 2 はパーライト相であり、黒色の塊 3 は球状黒鉛である。図 1 及び図 2 に示すように、本発明の球状黒鉛鉄は、微細なフェライト相と微細なパーライト相とが複雑に混在する基地組織を有し、その中に球状黒鉛が分散し、球状黒鉛の周囲にパーライト相が生成した組織を有していた。各供試材の組織の観察結果を表 2 に示す。

[0042] 各供試材の組織において、フェライト相の最大長さ及び黒鉛周パーライト化率が 50~95% の黒鉛の数の割合を求めた。フェライト相の最大長さは、組織の光学顕微鏡写真 (倍率 100 倍) の視野 ($530 \mu\text{m} \times 710 \mu\text{m}$) 内で最長のフェライト相の輪郭をトレーシングペーパー上にトレースした後、輪郭の最大距離の両端部を連結する直線を引き、その直線の長さを画像解析装置 (旭化成株式会社製 IP-1 000) で測定することにより求めた。

[0043] 黒鉛周パーライト化率は、光学顕微鏡で観察された視野にある黒鉛のうち

、 $5\mu\text{m}$ 以上の円相当径を有する黒鉛の総数 N_a をカウントし、カウントした黒鉛の輪郭及び黒鉛に接するパーライト相の輪郭をトレーシングペーパー上にトレースし、上記画像解析装置により各黒鉛外周の長さ L_g と、各パーライト相の外周のうち各黒鉛輪郭に接する部分の長さ L_p を測定し、 $L_p/L_g \times 100$ (%) を計算し、得られた値をカウントした全ての黒鉛に対して平均することにより求めた。また、黒鉛周パーライト化率が50~95% の黒鉛の数の割合は、黒鉛周パーライト化率が50~95% の黒鉛の数 N_p をカウントし、 $N_p/N_a \times 100$ (%) を計算することにより求めた。フェライト相の最大長さ、及び黒鉛周パーライト化率が50~95% の黒鉛の数の割合はいずれも、任意の5視野で求めた値の平均値である。結果を表2に示す。

[0044] (2) 引張試験

各供試材からJIS Z 2201の14A号の試験片を作製し、JIS Z 2241に従ってアムスラー引張試験機 (株式会社島津製作所製AG-IS250kN) により常温引張試験を行い、引張強さ、0.2%耐力及び伸びを測定した。結果を表2に示す。

[0045] (3) シャルピー衝撃試験

各供試材から、長さ55 mm×高さ10 mm×幅10 mmのシャルピー衝撃試験用の平滑ノッチなし試験片を作製し、JIS Z 2242に従って、衝撃試験機 (株式会社米倉製作所製300CR) により、 $-30\text{ }^\circ\text{C}$ でのシャルピー衝撃強度を測定した。結果を表2に示す。

[0046]

[表 2- 1]

鑄鉄	供試材	オーステナイト化熱処理		共析変態温度域での 処理 (750~670°C)
		保持温度(°C)	保持時間(分)	冷却速度(C/分)
A	A1	850	25	20
	A51*	870	60	1.5
B	B1	800	5	20
C	C1	850	20	15
D	D1	850	20	8
	D51*	850	20	50
E	E1	800	5	1
	E2	800	5	10
	E3	800	5	20
	E4	850	20	1
	E5	850	20	3
	E6	850	20	5
	E7	850	20	10
	E8	850	20	13
	E9	850	20	15
	E10	850	20	20
	E11	865	25	1
	E12	865	25	10
	E13	865	25	20
	E51*	790	25	20
E52*	870	5	1	
F	F1	850	20	10
	F51*	鑄放し	鑄放し	鑄放し
G	G1	850	20	8
H	H1	850	20	5
I	I1	800	5	1
J*	J51*	850	20	10
K*	K51*	850	20	10
	K52*	鑄放し	鑄放し	鑄放し
L*	L51*	800	5	1

注 :* を付した球状黒鉛鑄鉄及び供試材は本発明の範囲外である

[表 2-2]

鑄鉄	供試材	組織		
		パーライト相の面積率(%) ⁽¹⁾	黒鉛 ⁽²⁾ の割合(%)	フェライトの最大長さ(μm)
A	A1	62	56	285
	A51*	57	37	452
B	B1	82	59	247
C	C1	75	57	221
D	D1	91	65	193
	D51*	86	0	314
E	E1	90	54	275
	E2	93	61	186
	E3	96	67	160
	E4	93	63	208
	E5	94	68	175
	E6	95	72	147
	E7	97	85	122
	E8	96	88	116
	E9	98	87	113
	E10	97	86	98
	E11	92	60	215
	E12	95	75	134
	E13	97	88	106
	E51*	58	48	332
E52*	75	42	417	
F	F1	97	88	109
	F51*	98	0	324
G	G1	98	81	105
H	H1	97	90	93
I	I1	98	92	84
J	J51*	0	0	678
K	K51*	56	15	304
	K52*	52	0	307
L	L51*	100	93	81

注 : (1) フェライト相の面積率は (100—パーライト相の面積率) %である。

(2) 黒鉛周パーライト化率が50~95%の黒鉛。

* 本発明の範囲外である。

[表 2-3]

鑄鉄	供試材	特性			
		引張強さ (MPa)	0.2%耐力 (MPa)	衝撃強度 ⁽¹⁾ (J/cm ²)	伸び (%)
A	A1	658	375	68.2	14.8
	A51*	604	332	29.0	10.5
B	B1	683	394	61.9	14.6
C	C1	675	388	60.3	14.0
D	D1	708	405	53.7	13.8
	D51*	735	425	19.5	6.0
E	E1	659	377	65.1	14.2
	E2	713	414	57.4	12.4
	E3	731	428	53.2	12.0
	E4	682	386	66.6	14.1
	E5	694	395	58.9	13.8
	E6	756	442	56.2	13.0
	E7	824	508	53.8	12.3
	E8	835	513	51.3	12.1
	E9	851	529	50.5	12.0
	E10	862	537	49.6	11.6
	E11	677	388	64.0	13.5
	E12	801	476	51.5	12.1
	E13	865	542	48.6	11.7
	E51*	618	350	44.1	13.8
E52*	632	361	28.5	7.8	
F	F1	850	533	52.3	12.5
	F51*	856	529	13.3	4.0
G	G1	848	533	45.4	11.8
H	H1	868	545	38.2	9.2
I	I1	884	538	35.7	8.0
J*	J51*	509	302	75.4	19.5
K*	K51*	637	363	38.5	11.3
	K52*	629	354	39.2	12.1
L*	L51*	866	546	15.1	3.2

注 : (1) -30°C で測定。

* 本発明の範囲外である。

[0048] 表2に示すように、本発明の組成範囲内の鑄鉄A~Iからなる供試材のうち、本発明の条件で熱処理した供試材A1~I1はいずれも微細フェライト相と微細

パーライト相とが迷彩柄状に入り組んだ二相混合組織を有し、フェライト相の最大長さは300 μm 以下であり、黒鉛周パーライト化率50~95%の黒鉛の数の割合は50%以上であり、引張強さは650 MPa以上であり、 -30°C におけるノッチなしシャルピー衝撃強度は30 J/cm^2 以上であった。これらのデータから、本発明の範囲内の供試材A1~I1は高い強度及び靱性を有することが分かる。

[0049] 特に $(\text{Mn} + \text{Cu} + 10 \times \text{Sn})$ が0.9%以上で、共析変態温度域での冷却速度を5 $^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 以上とした供試材D1、E2、E3、E6~E10、E12、E13、F1、G1、H1及びI1はいずれも、700 MPa以上の引張強さを有していた。表2から、パーライト相安定化元素の含有量の増加と、共析変態温度域での冷却速度の増加とにより強度向上することが分かる。

[0050] これに対して、本発明の組成範囲外でパーライト相安定化元素の含有量の少ない供試材J51及びK51は、本発明の条件で熱処理しても、それぞれ509 MPa及び637 MPaと低い引張強さしか有さなかった。また、パーライト相安定化元素の含有量の多い本発明の組成範囲外の供試材L51は、866 MPaと高い引張強さを有するものの、15.1 J/cm^2 と低い衝撃強度しか有さず、高い強度及び靱性を兼備するという要求を満たさなかった。また、本発明の組成範囲内であるがオーステナイト化温度を790 $^{\circ}\text{C}$ と本発明より低くした供試材E51は、618 MPaと低い引張強さしか有さなかった。これは、オーステナイト化温度が低すぎてパーライト相が残留したために、共析変態温度域に降温した後で残留パーライト相からフェライト相が成長し、結晶粒が粗大化したためと考えられる。

[0051] $(\text{Mn} + \text{Cu} + 10 \times \text{Sn})$ がそれぞれ2.22%及び2.83%の供試材H1及びI1を除いて、本発明の組成範囲内の供試材A1~G1の -30°C におけるノッチなしシャルピー衝撃強度は40 J/cm^2 以上であった。本発明の範囲外の供試材K52はフェライト相基地からなる錶放し（熱処理なし）のFCD450相当の球状黒鉛錶鉄であり、ノッチなしシャルピー衝撃強度は39.2 J/cm^2 である。このことから、本発明の供試材A1~G1の衝撃強度はFCD450と同等以上であることが分かった。供試材F1及びF51はいずれも $(\text{Mn} + \text{Cu} + 10 \times \text{Sn})$ が1.26%の錶鉄F（FCD700相当

) かなり、供試材F1は本発明の条件で熱処理を施したが、錶放しの供試材F51はパーライト相基地を有していた。測定の結果、本発明の供試材F1は供試材F51と同等の引張強さを有し、かつ52.3 J/cm²と供試材F51の13.3 J/cm²の約4倍と高いの衝撃強度を有することが分かった。

[0052] また本発明の組成範囲内でも、オーステナイト化熱処理条件を特開平8-13079号と同じ870℃×60分と高温かつ長時間とした供試材A51は、衝撃強度10.5 J/cm²と低かった。またオーステナイト化温度を870℃と高くした供試材E52は、7.8 J/cm²と低い衝撃強度を有した。供試材A51及びE52の衝撃強度が低かったのは、オーステナイト化温度が高いために、オーステナイト結晶粒（降温後にパーライト結晶粒に変態する）が粗大化し、靱性が低下したためと考えられる。

[0053] 供試材D51は本発明の組成範囲内であるが、共析変態温度域での熱処理条件を特開2001-214233号と同じにした供試材である。供試材D51に対する750～670℃の温度範囲における（共析変態温度域内の）熱処理条件を、50℃/分の冷却速度の空冷とした。その結果、供試材D51は高い引張強さを有するものの、衝撃強度は19.5 J/cm²と低かった。これは、共析変態温度域での冷却速度が大きすぎたため、パーライト結晶粒界へのフェライト相の生成が不足し、靱性が低下したためであると考えられる。

[0054] 上記の通り、本発明の球状黒鉛鉄は、FCD700と同等の引張強さ及びFCD450と同等の衝撃強度を有し、優れた強度及び靱性を兼備する球状黒鉛鉄であることが確認された。

請求の範囲

[請求項1]

強度及び靱性に優れた球状黒鉛鋳鉄であつて、

- (a) 質量比で、C : 3.4~4%、Si : 1.9-2.8%、Mg : 0.02- 0.06%、Mn : 0.2~ 1%、Cu : 0.2~2%、Sn : 0~ 0.1%、(Mn + Cu + 10 X Sn) : 0.85~3%、P : 0.05% 以下、S : 0.02% 以下、残部_{Fe}及び不可避的不純物からなる組成を有し、
- (b) 面積率で2~40% の微細フェライト相と60~ 98% の微細パーライト相とからなる二相混合基地組織を有し、前記フェライト相の最大長さが300 μm以下であり、
- (c) 前記二相混合基地組織に分散した黒鉛の周囲に前記パーライト相が形成されていることを特徴とする球状黒鉛鋳鉄。

[請求項2]

請求項1に記載の強度及び靱性に優れた球状黒鉛鋳鉄において、単位面積当りの黒鉛の総数に対して、50~ 95% の黒鉛周パーライト比率（黒鉛外周のうちパーライト相に接している部分の長さの百分率と定義する。）を有する黒鉛の数の割合が50% 以上であることを特徴とする球状黒鉛鋳鉄。

[請求項3]

請求項1又は2に記載の強度及び靱性に優れた球状黒鉛鋳鉄において、弓張強さが650 MPa以上であり、かつ₃₀°Cにおけるノッチなしシャルビー衝撃試験による衝撃強度が30 J/cm²以上であることを特徴とする球状黒鉛鋳鉄。

[請求項4]

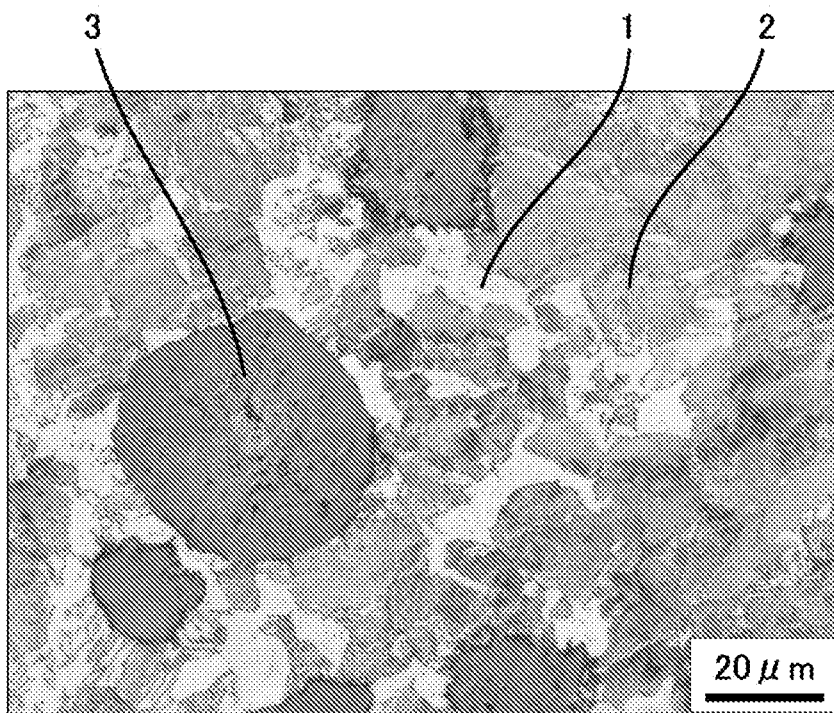
強度及び靱性に優れた球状黒鉛鋳鉄を製造する方法であつて、

- (1) 質量比で、C : 3.4~4%、Si : 1.9-2.8%、Mg : 0.02- 0.06%、Mn : 0.2~ 1%、Cu : 0.2~2%、Sn : 0~ 0.1%、(Mn + Cu + 10 X Sn) : 0.85~3%、P : 0.05% 以下、S : 0.02% 以下、残部_{Fe}及び不可避的不純物からなる組成の溶湯を鋳造し、凝固させた後、
- (2) (i) 基地全体がオーステナイト化する温度に保持することにより、微細なオーステナイト結晶粒（降温後にパーライト結晶粒に変態する）を生成する工程、及び (ii) 共析変態を起こす温度域内の所定温

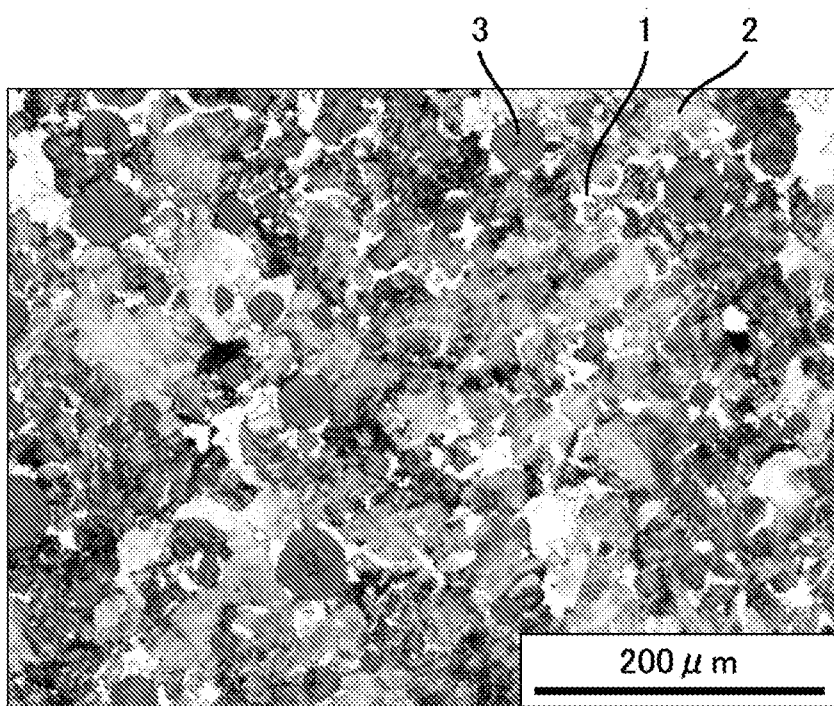
度区間において、微細なフェライト相が生成する冷却速度で冷却する工程を有する熱処理を行い、
もって (a) 面積率で2~40% の微細フェライト相と60~98% の微細パーライト相とからなる二相混合基地組織を有し、前記フェライト相の最大長さが300 μm 以下であり、かつ (b) 前記二相混合基地組織に分散した黒鉛の周囲に前記パーライト相が形成された組織とすることを特徴とする方法。

[請求項5] 請求項4に記載の強度及び靱性に優れた球状黒鉛鋳鉄の製造方法において、微細なオーステナイト結晶粒を800~865 $^{\circ}\text{C}$ の温度及び5~30分の時間で生成し、前記共析変態を起こす温度域内の所定温度区間を750~670 $^{\circ}\text{C}$ とし、かつ前記共析変態を起こす温度域内の所定温度区間における冷却速度を1~20 $^{\circ}\text{C}/\text{分}$ とすることを特徴とする方法。

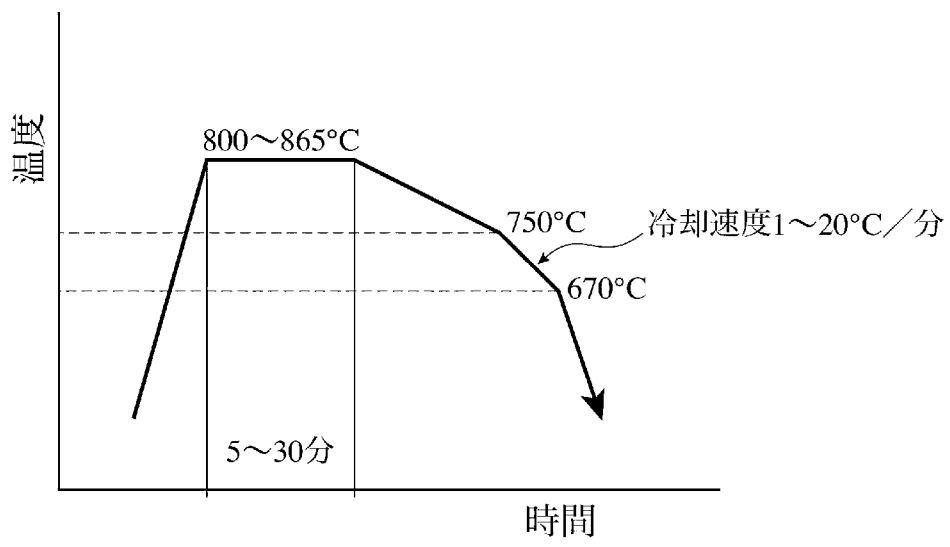
[図1]



[図2]



[図3]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT / JP2 0 12 / 0 8 4 2 1 5

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C3 7/04 (2006.01)i, C21D5/00 (2006.01)i, C22C33/10 (2006.01)i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C37/04, C21D5/00, C22C33/10

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo	Shinan	Koho	1922-1	996	Jitsuyo	Shinan	Toroku	Koho	1996-2013
Kokai	Jitsuyo	Shinan	Koho	1971-2013	Toroku	Jitsuyo	Shinan	Koho	1994-2013

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	J P 8 - 0 1 3 0 7 9 A (Maz da Motor Corp.) 16 January 1996 (16.01.1996), claims (Family : none)	1-5
A	J P 2 0 1 0 - 1 8 9 7 0 6 A (Kurimoto Ltd.), 02 September 2010 (02.09.2010), claims ; paragraph s [0038], [0039], [0043] (Family : none)	1-5
A	J P 5 1 - 1 2 3 7 1 9 A (Kat sua I GAWA), 28 October 1976 (28.10.1976), claims & US 4 0 9 9 9 9 4 A	1-5



Further documents are listed in the continuation of Box C.



See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"I" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

14 March, 2013 (14.03.13)

Date of mailing of the international search report

26 March, 2013 (26.03.13)

Name and mailing address of the ISA/

Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2002-317238 A (Tokyotekko Co., Ltd.), 31 October 2002 (31.10.2002), claims (Family : none)	1-5
A	JP 2009-001865 A (Asahi Tec Corp.), 08 January 2009 (08.01.2009), claims (Family : none)	1-5

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))
 Int.Cl. C22C37/04 (2006. 01) i, C21D5/00 (2006. 01) i, C22C33/10 (2006. 01) i

B. 一 調査を行った分野
 調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))
 Int.Cl. C22C37/04, C21D5/00, C22C33/10

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922-19
日本国公開実用新案公報	1971-20
日本国実用新案登録公報	1996-20
日本国登録実用新案公報	1994-20

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)
 8年

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 8-013079 A (マツダ株式会社) 1996. 01. 16, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1 - 5
A	JP 2010-189706 A (株式会社栗本鐵工所) 2010. 09. 02, 特許請求の範囲, [0038], [0039], [0043] (ファミリーなし)	1 - 5
A	JP 51-123719 A (井川克也) 1976. 10. 28, 特許請求の範囲 & US 4099994 A	1 - 5

c 欄の続きにも文献が列挙されている。 パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー	の日の後に公表された文献
IA) 特に関連のある文献ではなく、一般的な技術水準を示すもの	T) 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
IE) 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの	X) 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
I) 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)	IY) 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
Iθ) 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	I&) 同一パテントファミリー文献
IP) 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	

国際調査を完了した日 14. 03. 2013	国際調査報告の発送日 26. 03. 2013
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA / JP) 郵便番号 100-8915 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号	特許庁審査官 (権限のある職員) 鈴木 毅 電話番号 03-3581-1101 内線 3435
	4K 9154

C (続き). 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2002-317238 A (東京鐵鋼株式会社) 2002. 10. 31, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1 - 5
A	JP 2009-001865 A (旭テック株式会社) 2009. 01. 08, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1 - 5