

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B1)

(11)特許番号
特許第7699740号
(P7699740)

(45)発行日 令和7年6月27日(2025.6.27)

(24)登録日 令和7年6月19日(2025.6.19)

(51)国際特許分類

F I

C 2 2 C 38/00 (2006.01) C 2 2 C 38/00 3 0 4
 C 2 2 C 38/04 (2006.01) C 2 2 C 38/00 3 0 1 A
 C 2 2 C 38/58 (2006.01) C 2 2 C 38/04
 B 2 2 F 1/00 (2022.01) C 2 2 C 38/58
 B 2 2 F 10/28 (2021.01) B 2 2 F 1/00 U

請求項の数 12 (全21頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願2025-506034(P2025-506034)
 (86)(22)出願日 令和6年11月1日(2024.11.1)
 (86)国際出願番号 PCT/JP2024/039095
 審査請求日 令和7年2月12日(2025.2.12)
 (31)優先権主張番号 特願2024-3486(P2024-3486)
 (32)優先日 令和6年1月12日(2024.1.12)
 (33)優先権主張国・地域又は機関
 日本国(JP)
 (31)優先権主張番号 特願2024-107351(P2024-107351)
 (32)優先日 令和6年7月3日(2024.7.3)
 (33)優先権主張国・地域又は機関
 日本国(JP)
 早期審査対象出願

(73)特許権者 000231855
 日本鑄造株式会社
 神奈川県川崎市川崎区白石町2番1号
 (74)代理人 100099944
 弁理士 高山 宏志
 (72)発明者 蓮見 侑士
 神奈川県川崎市川崎区白石町2番1号
 日本鑄造株式会社内
 (72)発明者 半田 卓雄
 神奈川県川崎市川崎区白石町2番1号
 日本鑄造株式会社内
 (72)発明者 大山 伸幸
 神奈川県川崎市川崎区白石町2番1号
 日本鑄造株式会社内
 審査官 鈴木 毅

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 機械的特性に優れた鉄基合金およびその製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C : 0 . 1 0 ~ 0 . 3 0 %、

S i : 0 . 1 ~ 1 . 0 %、

M n : 0 . 2 ~ 2 . 0 %、

P : 0 . 0 3 0 % 以下、

S : 0 . 0 3 0 % 以下、

を含有し、

残部が F e および不可避不純物からなり、結晶の算術平均粒径が 1 0 μ m 以下である凝固組織を有し、0 . 2 % 耐力または降伏点が 7 0 0 M P a 以上、伸びが 2 0 % 以上である、機械的特性に優れた鉄基合金。

10

【請求項2】

質量%で、N i : 0 . 1 ~ 3 %、C r : 0 . 1 ~ 1 . 0 %、M o : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 % の少なくとも一種をさらに含有する、請求項1に記載の機械的特性に優れた鉄基合金。

【請求項3】

積層造形材である、請求項1または請求項2に記載の機械的特性に優れた鉄基合金。

積層

【請求項4】

請求項1または請求項2に記載の組成を有する合金素材を、レーザーまたは電子ビーム

20

によって、溶融・凝固させて積層造形し、結晶の算術平均粒径が10 μm以下である凝固組織を有し、0.2%耐力または降伏点が700 MPa以上、伸びが20%以上の鉄基合金を製造する、機械的特性に優れた鉄基合金の製造方法。

【請求項5】

積層造形したままとする、請求項4に記載の機械的特性に優れた鉄基合金の製造方法。

【請求項6】

質量%で、

C：0.10～0.30%、

Si：0.1～0.7%、

Mn：0.2～1.0%、

P：0.030%以下、

S：0.030%以下、

を含有し、

残部がFeおよび不可避不純物からなり、結晶の算術平均粒径が10 μm以下である凝固組織を有し、引張強さが800 MPa以上で、伸びが15%以上であり、-60におけるシャルピー衝撃試験における吸収エネルギーが100 J以上、を満たす、機械的特性に優れた鉄基合金。

【請求項7】

質量%で、Ni：0.1～3%、Cr：0.1～1.0%、Mo：0.01～0.5%の少なくとも一種をさらに含有する、請求項6に記載の機械的特性に優れた鉄基合金。

【請求項8】

絞りが60%以上である、請求項6または請求項7に記載の機械的特性に優れた鉄基合金。

【請求項9】

積層造形材である、請求項6または請求項7に記載の機械的特性に優れた鉄基合金。

【請求項10】

請求項6または請求項7に記載の組成を有する合金素材を、レーザーまたは電子ビームによって、溶融・凝固させて積層造形し、結晶の算術平均粒径が10 μm以下である凝固組織を有し、引張強さが800 MPa以上で、伸びが15%以上であり、-60におけるシャルピー衝撃試験における吸収エネルギーが100 J以上、を満たす鉄基合金を製造する、機械的特性に優れた鉄基合金の製造方法。

【請求項11】

積層造形したままとする、請求項10に記載の機械的特性に優れた鉄基合金の製造方法。

【請求項12】

積層造形後、500以下の温度で加熱する、請求項10に記載の機械的特性に優れた鉄基合金の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、機械的特性に優れた鉄基合金およびその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

各種機器を構成する構造部材には鉄系素材が多用されているが、このような構造部材用の鉄系素材には、近時、大型化にともなう総重量の増加を抑制する観点から高強度であることが求められており、これに加えて、高延性でかつ形状自由度が大きいことも求められている。このような鉄系素材としては、一般に、圧延鋼材や鍛鋼材、および鋳鋼材（鋳造合金）が存在するが、これらの中では鋳鋼材が圧倒的に形状の自由度に優れる。特許文献1および特許文献2には、1000 MPa程度の引張強度と12～16%程度の伸びを有し、形状の自由度に優れた高強度高延性の鋳造合金が開示されている。

【0003】

10

20

30

40

50

また、鉄系素材には、高強度および高延性の他に高靱性を兼ね備えていることも求められることがある。このような鉄系素材としては、上述したような、圧延鋼材や鍛鋼材、および鋳鋼材（鋳造合金）が一般的であるが、特許文献3には、炭素鋼組成の粉末を焼結して得られた、高強度で高延性の調和組織制御による鉄基合金およびその製造方法が開示されており、非特許文献1にも同様の技術が記載されている。また非特許文献2や非特許文献3には、マルエージング鋼組成の粉末を3次元積層造形して得られた高強度の鉄基合金が記載されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0004】

【文献】特開2008-007820号公報

【文献】特開2014-181394号公報

【文献】特開2020-029607号公報

【非特許文献】

【0005】

【文献】<https://www.ritsumei.ac.jp/research/file/seeds/22-13.pdf>、立命館大学研究シーズ集：耐低温脆性に優れた鉄鋼材料の創製

【文献】https://www.tpc.toray/technology/additive-print/add_material/add_material_005.html、東レ・プレジジョン株式会社、金属3Dプリンター造形材料「マルエージング鋼」

【文献】https://www.sanyo-steel.co.jp/technology/images/pdf/25/25_12.pdf「3D積層造形用Coレスマルエージング鋼粉末」(Sanyo Technical Report Vol.25 (2018) No.1)

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

しかしながら、特許文献1および特許文献2に記載された鋳造合金は、高強度と高延性を両立可能とされているものの、高強度を確保するためにNiやCr等の合金元素が必須であり、用途によっては強度に対し伸びや絞り等の延性が不十分である場合がある。

【0007】

また、特許文献3、非特許文献1～3に記載された鉄系素材は、高強度および高延性の他に高靱性を兼ね備えているとされているものの、以下のような問題点がある。すなわち、特許文献3に記載された鉄基合金は、高強度を得るためにはメカニカルミリングや焼入れ、焼き戻しの熱処理が必須である。また、特許文献3にはシャルピー衝撃試験における靱性に関する記載は見られないが、同一技術とみられる非特許文献1の図3によれば、60の衝撃値が約13J/cm²であり、靱性が低い。非特許文献2の鉄基合金は、高強度を確保するためにNi、Co、Mo等の合金元素の添加および熱処理が必須であり、熱処理後の伸びが10%未満の場合が見られ十分とはいえない。非特許文献3の鉄基合金は、高強度を確保するためにNi、Mo等の合金元素の添加および熱処理が必須であり、熱処理後の室温のシャルピー衝撃値は30J/cm²未満であり、靱性が高いとは言えない。

【0008】

したがって、本発明の目的は、高価な合金元素の添加によらなくても高強度を示し、高延性と高強度を両立することができる、機械的特性に優れた鉄基合金およびその製造方法を提供することにある。

【0009】

本発明の他の目的は、高価な合金元素の添加によらなくても高強度で、高延性かつ高靱性を示す、機械的特性に優れた鉄基合金およびその製造方法を提供することにある。

【課題を解決するための手段】

【0010】

10

20

30

40

50

本発明によれば、以下の(1)~(14)の手段が提供される。

【0011】

(1) 質量%で、
C : 0.10 ~ 0.30 %、
Si : 0.1 ~ 1.0 %、
Mn : 0.2 ~ 2.0 %、
P : 0.030 %以下、
S : 0.030 %以下、

を含有し、

残部がFeおよび不可避不純物からなり、結晶の算術平均粒径が10 μm以下である凝固組織を有する、機械的特性に優れた鉄基合金。

10

【0012】

(2) 質量%で、Ni : 0.1 ~ 3 %、Cr : 0.1 ~ 1.0 %、Mo : 0.01 ~ 0.5 %の少なくとも一種をさらに含有する、(1)に記載の機械的特性に優れた鉄基合金。

【0013】

(3) 0.2 %耐力または降伏点が700 MPa以上、伸びが20 %以上である、(1)または(2)に記載の機械的特性に優れた鉄基合金。

【0014】

(4) 質量%で、
C : 0.10 ~ 0.30 %、
Si : 0.1 ~ 1.0 %、
Mn : 0.2 ~ 2.0 %、
P : 0.030 %以下、
S : 0.030 %以下、

を含有し、

残部がFeおよび不可避不純物からなる積層造形合金である、機械的特性に優れた鉄基合金。

20

【0015】

(5) 質量%で、Ni : 0.1 ~ 3 %、Cr : 0.1 ~ 1.0 %、Mo : 0.01 ~ 0.5 %の少なくとも一種をさらに含有する、(4)に記載の機械的特性に優れた鉄基合金。

30

【0016】

(6) 上記(1)または(2)に記載の組成を有する合金素材を、レーザーまたは電子ビームによって、熔融・凝固させて積層造形する、機械的特性に優れた鉄基合金の製造方法。

【0017】

(7) 積層造形したままとする、(6)に記載の機械的特性に優れた鉄基合金の製造方法。

【0018】

(8) 質量%で、
C : 0.10 ~ 0.30 %、
Si : 0.1 ~ 0.7 %、
Mn : 0.2 ~ 1.0 %、
P : 0.030 %以下、
S : 0.030 %以下、

を含有し、

残部がFeおよび不可避不純物からなり、結晶の算術平均粒径が10 μm以下である凝固組織を有し、引張強さが800 MPa以上で、伸びが15 %以上であり、-60 °Cにおけるシャルピー衝撃試験における吸収エネルギーが100 J以上、を満たす、機械的特性に優れた鉄基合金。

40

【0019】

50

(9) 質量%で、Ni : 0 . 1 ~ 3 %、Cr : 0 . 1 ~ 1 . 0 %、Mo : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 %の少なくとも一種をさらに含有する、(8)に記載の機械的特性に優れる鉄基合金。
【 0 0 2 0 】

(1 0) 絞りが6 0 %以上である、(8)または(9)に記載の機械的特性に優れる鉄基合金。

【 0 0 2 1 】

(1 1) 積層造形材である、(8)または(9)に記載の機械的特性に優れる鉄基合金。

【 0 0 2 2 】

(1 2) 上記(8)または(9)に記載の組成を有する合金素材を、レーザーまたは電子ビームによって、溶融・凝固させて積層造形する、機械的特性に優れる鉄基合金の製造方法。

10

【 0 0 2 3 】

(1 3) 積層造形したままとする、(1 2)に記載の機械的特性に優れる鉄基合金の製造方法。

【 0 0 2 4 】

(1 4) 積層造形後、5 0 0 以下の温度で加熱する、(1 2)に記載の機械的特性に優れる鉄基合金の製造方法。

【発明の効果】

【 0 0 2 5 】

本発明の一態様によれば、高価な合金元素の添加によらなくても高強度を示し、高延性と高強度を両立することができる、機械的特性に優れる鉄基合金およびその製造方法が提供される。また、積層造形材とすることにより鋳鋼材と同様、形状の自由度に優れる。

20

【 0 0 2 6 】

本発明の他の態様によれば、高価な合金元素の添加や特殊な熱処理によらなくても高強度と高延性および高靱性を兼ね備えることができる、機械的特性に優れる鉄基合金およびその製造方法が提供される。

【図面の簡単な説明】

【 0 0 2 7 】

【図 1】鋼の炭素量と、硬さ、引張強さ、および伸びとの関係を示す概念図である。

【図 2】鋼の結晶粒径と強度(0 . 2 %耐力)および硬さとの関係を示す実験値である。

30

【図 3】鋼の結晶粒径と転位密度との関係を示す図である。

【図 4】鋼の転位密度と降伏強度との関係を示す図である。

【図 5】鋼の炭素量と機械的特性との関係を示す概念図である。

【図 6】第 1 の実施例における A s p r i n t 材である N o . 1 のミクロ組織写真である。

【図 7】第 1 の実施例における N o . 5 の焼き入れ後のミクロ組織写真である。

【図 8】第 1 の実施例における N o . 5 の焼き入れ、焼き戻し後のミクロ組織写真である。

【図 9】第 2 の実施例における本発明例であるサンプル N o . 1 2 (A s p r i n t 材) のミクロ組織写真である。

【図 1 0】第 2 の実施例における比較例であるサンプル N o . 1 7 (焼きならし・焼き戻し材) のミクロ組織写真である。

40

【発明を実施するための形態】

【 0 0 2 8 】

以下、添付図面を参照して本発明の実施形態について説明する。

【 0 0 2 9 】

< 概要 >

まず、第 1 の態様について説明する。

本発明者らは、高価な合金元素の添加によらなくても高強度を示し、高延性と高強度を両立することができる鉄基合金を得ることを目的に、種々検討を行った。

【 0 0 3 0 】

50

その結果、例えば特許文献1や特許文献2の高強度鑄造合金に添加されているような高価な合金元素の添加によらない低炭素の鉄基合金、例えば機械構造用炭素鋼鋼材の一種であるS20C相当組成の鉄基合金の粉末を積層造形して組織を微細にすることにより、従来の手法では実現できなかった、20%以上の高い伸びを有しながら0.2%耐力または降伏点が700MPa以上という高強度の鉄基合金が得られることを見出した。

【0031】

このような知見に基づき、第1の態様では、質量%で、C：0.10～0.30%、Si：0.1～1.0%、Mn：0.2～2.0%、P：0.030%以下、S：0.030%以下、を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなり、結晶の算術平均粒径が10μm以下である凝固組織を有する、機械的特性に優れる鉄基合金が提供される。

10

【0032】

このような微細組織は、特に、積層造形した後、造形まま(As print)で得られ、上記のように優れた特性が得られることを見出された。鉄基合金で製造される構造部材では、焼入れまたは焼きならし等の硬化処理後に、適正な延性を付与するため、焼き戻しすることが技術常識であるが、高価な合金元素の添加によらない低炭素の鉄基合金を熱処理せずに積層造形まま(As print)で用いることにより高強度および高延性を実現できることは従来にない新たな知見である。また、積層造形材は、鑄鋼材と同様、形状の自由度に優れている。

【0033】

積層造形により、合金の凝固時の冷却速度を一般的な鑄造では考えられない3000/sec.以上とすることができ、それによりマイクロ組織を微細化することができる。このように上記組成の合金の組織を微細化することにより、高い延性を維持したまま高強度が得られるものと考えられる。また、上記組成の合金を積層造形することにより、組織の微細化によって実際に文献で得られている従来知見の強度よりも高い強度が得られることが判明した。これは、積層造形により組織が微細化された上に転位密度が高められたか、または、転位密度は従来知見と同等であるが他の物性により高強度となったためと推測される。

20

【0034】

次に、第2の態様について説明する。

本発明者らは、高価な合金元素の添加によらなくても高強度で、高延性かつ高靱性を示す、機械的特性に優れる鉄基合金を得ることを目的に、種々検討を行った。

30

【0035】

その結果、非特許文献2および非特許文献3の高強度合金に添加されているような高価な合金元素の添加によらず、かつ特許文献3や非特許文献2および非特許文献3の技術では必要な、メカニカルミリングや熱処理なしで、低炭素の鉄基合金組成、例えば機械構造用炭素鋼鋼材であるS20C相当組成の鉄基合金の粉末を積層造形(3次元積層造形)して組織を微細にすることにより、従来の手法では実現できなかった、引張強さが800MPa以上かつ伸びが15%以上と高強度および高延性であり、しかも-60におけるシャルピー衝撃試験における吸収エネルギーが100J以上と高靱性(低遷移温度)の鉄基合金が得られることを見出された。

40

【0036】

このような知見に基づき、第2の態様では、質量%で、C：0.10～0.30%、Si：0.1～0.7%、Mn：0.2～1.0%、P：0.030%以下、S：0.030%以下、を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなり、結晶の算術平均粒径が10μm以下である凝固組織を有し、引張強さが800MPa以上で、伸びが15%以上であり、-60におけるシャルピー衝撃試験における吸収エネルギーが100J以上、を満たす、機械的特性に優れる鉄基合金が提供される。

【0037】

特に、積層造形まま(As print)とすることにより、より優れた機械的特性が得られることを見出された。鉄基合金で製造される高強度構造部材では、何らかの熱処理

50

、例えば、焼入れまたは焼きならしや、時効処理等の硬化処理後、適正な延性を付与するため、必要に応じて焼き戻し処理を行うことが技術常識であるが、高価な合金元素の添加によらない低炭素の鉄基合金を熱処理（歪取りを除く）せずに積層造形まま（As printed）で用いることにより、より優れた機械的特性が得られることは従来にはない新たな知見である。

【0038】

また、部材の製造方法には、SDGsの観点から、省資源、省エネルギー、工期短縮等が可能とするため、形状自由度が大きいことも求められているが、積層造形材は、形状の自由度に優れている。

【0039】

上述したように、積層造形により、合金の凝固時の冷却速度を一般的な製造方法、例えば鋳造などでは実現不可能な3000 / sec.以上とすることができ、それによりミクロ組織が微細化して高強度を得ることができる。非特許文献2でも積層造形を用いており、それによりミクロ組織が微細化している可能性があるが、本発明では、非特許文献2とは異なり、Ni、Mo、Coのような合金元素を添加しないか、または添加したとしても延性や靱性に影響を与えないレベルに制限しており、このように組成を調整することにより初めて、上記のような高強度、高延性、高靱性が実現される。

【0040】

鉄系合金材料において、従来から組織の微細化によって強度が上昇することが文献によって示されているが、第2の態様では、上記組成の合金を積層造形することにより、実際に文献で得られている微細化による強度よりも高い強度が得られる上に、高強度化にともなう延性や靱性の低下が生じないことが新たに判明した。また、上記組成の合金を積層造形することにより、転位密度が従来法による材料より10倍以上高いことが判明した。このことから、高強度で、高延性かつ高靱性の特性が得られるのは、積層造形により組織が微細化された上に転位密度が高められたことによるものと考えられる。

【0041】

<第1の実施形態>

第1の実施形態は上記第1の態様に対応するものであり、以下、限定理由について、化学成分、組織、および製造条件に分けて説明する。

なお、以下の説明において、特に断わらない限り成分における%表示は質量%である。

【0042】

[化学成分]

C : 0.10 ~ 0.30 %

Cは強度向上に有効な元素である。しかし、その含有量が0.10%未満では十分な強度を得ることができず、また0.30%を超えると延性が低下してしまう。したがって、C含有量を0.10 ~ 0.30%の範囲とする。

【0043】

Si : 0.1 ~ 1.0 %

Siは脱酸を目的として添加する元素である。しかし、その含有量が0.1%未満では脱酸が不十分であり、また1.0%を超えると延性が低下する。したがって、Si含有量を0.1 ~ 1.0%とする。

【0044】

Mn : 0.2 ~ 2.0 %

Mnは強度向上に有効な元素であり、脱酸効果も有する。しかし、その含有量が0.2%未満ではその効果が少なく、2.0%を超えると延性が低下する。したがって、Mn含有量を0.2 ~ 2.0%の範囲とする。

【0045】

P : 0.030 %以下

S : 0.030 %以下

PおよびSは靱性に大きな影響を及ぼす元素である。それぞれ0.030%を超えて含

10

20

30

40

50

有されると靱性を著しく低下させる。したがってPおよびSの含有量を0.030%以下とする。

【0046】

Ni:0.1~3%、Cr:0.1~1.0%、Mo:0.01~0.5%の少なくとも一種

Ni、Cr、Moは延性を低下させる元素であるが、以下のように、所望の延性を維持できる程度の量であれば添加してもよい。

【0047】

Niはオーステナイト安定化作用の大きい元素であり高強度化に寄与する元素であるため、必要に応じて添加してもよい。また、Niは他の元素と比較して延性に及ぼす悪影響が小さい元素であるため比較的多く添加できる。しかし、Niが0.1%未満では高強度化の効果が小さく、3%以上では延性への悪影響が大きくなる。したがって、Niを添加する場合は、その含有量を0.1~3%の範囲とする。

10

【0048】

Crは高強度化に有効な元素であるため、必要に応じて添加してもよい。しかし、0.1%未満ではその効果が少なく、1.0%を超えると延性への悪影響が大きくなる。したがって、Crを添加する場合は、その含有量を0.1~1.0%の範囲とする。

【0049】

Moは焼入れ性を向上させるとともに焼戻し脆化を抑制する元素であり、熱処理する場合に、必要に応じて添加してもよい。しかし、0.01%未満ではその効果が少なく、0.5%を超えると延性への悪影響が大きくなる。したがって、Moを添加する場合は、その含有量を0.01~0.5%の範囲とする。

20

【0050】

なお、上記組成を有する合金成分の残部は、Feおよび不可避不純物である。

【0051】

[凝固組織]

本実施形態では、上記組成の合金を結晶の算術平均粒径が10 μ m以下となるように凝固組織を微細化する。このように上記組成の合金の凝固組織を微細化することにより、20%以上の高い伸びを有しながら0.2%耐力または降伏点が700MPa以上という高強度の鉄基合金が得られる。

30

【0052】

従来の知見では、図1に示すように、鋼の硬さは炭素量とともに増加し、強度は硬さに比例するが、伸びは炭素量の増加により低下する。このため、上記のようにC量が0.1~0.3%の組成では、比較的高い伸びは得られるが高強度は得難い。実際に、C量が0.2%程度のS20C組成の鋼では、20%以上の伸びが得られるが、強度は400MPa以下(0.2%耐力:300MPa程度)である。これに対し、本実施形態では上記S20C相当組成の合金が積層造形の際に急速凝固されるため、結晶粒径が10 μ m以下の微細組織が得られ、ホール・ペッチの関係で説明される「組織の微細化による高強度化」により、高い伸びと高強度の両立が実現される。

【0053】

図2は鋼の結晶粒径と強度(0.2%耐力)および硬さとの関係を示す実験値である(出典:木村勇次ら, materiあ:日本金属学会会報36(11), 1062-, 1997-11; 「結晶粒微細化強化の追求」)。この図によれば、0.7GPa(700MPa)以上、例えば0.9GPa(900MPa)程度の0.2%耐力を得るためには、結晶粒径が0.5 μ m程度になるまで微細化する必要があるが、積層造形による急速凝固の場合には、結晶粒径が5 μ m程度でも900MPa程度の0.2%耐力が得られている。この点について、転位密度が関係している可能性がある。従来知見では、図3に示すように、粒径5 μ mの鉄基合金の場合、転位密度は3~4 $\times 10^{14}$ オーダーであり、図4に示すように、その場合の降伏強度(0.2%耐力)は0.4GPa(400MPa)である(出典:いずれも田中友基ら, 鉄と鋼:Vol. 104(2018) No.5: 「冷間加工した鉄の降伏応力に及ぼす結

40

50

晶粒径の影響」)。今回、結晶粒径が5 μm程度でも900 MPa程度の0.2%耐力が得られているのは、転位密度が従来知見よりも多く存在する($4 \times 10^{14} / \text{m}^2$ 以上)ためである可能性がある。または、転位密度は従来知見と同等であるが他の物性変化により高強度化した可能性もある。

【0054】

[製造条件]

上記組成を有する合金素材を、レーザーまたは電子ビームによって、溶融・凝固させて積層造形する。これにより合金素材が溶融された後、急冷され、結晶粒径が10 μm以下の微細な組織とすることができる。

【0055】

具体的には、上記範囲内の組成を有する合金素材として合金粉末を準備し、レーザーまたは電子ビームによって、溶融・凝固させて積層造形する。レーザーまたは電子ビームを用いることにより、合金の凝固時の冷却速度を3000 /sec以上とすることができる。結晶粒径を10 μm以下の微細凝固組織の合金とすることができる。この場合、上述したように、積層造形により従来の知見における結晶粒径の微細化と強度との関係よりも高い強度が得られていることから、積層造形によって、急速凝固による組織の微細化に加え、転位密度の増加または他の物性変化がもたらされたものと推測される。積層造形した後に熱処理すると結晶粒径が増大して強度が低下するおそれがあるため、積層造形したままとすることが好ましい。ただし、結晶粒径に影響を及ぼさない程度の熱処理、例えば150~250 程度の温度で行われる歪取り処理等は許容される。

【0056】

<第2の実施形態>

第2の実施形態は上記第2の態様に対応するものであり、以下、第1の実施形態と同様、限定理由について、化学成分、組織、および製造条件に分けて説明する。なお、本実施形態の説明においても、特に断わらない限り成分における%表示は質量%である。

【0057】

[化学成分]

C: 0.10~0.30%

Cは強度向上に有効な元素である。しかし、その含有量が0.10%未満では十分な強度を得ることができず、また0.30%を超えると延性、および靱性が低下してしまう。したがって、C含有量を0.10~0.30%の範囲とする。

【0058】

Si: 0.1~0.7%

Siは脱酸を目的として添加する元素である。しかし、その含有量が0.1%未満では脱酸が不十分であり、また0.7%を超えると延性、および靱性が低下する。したがって、Si含有量を0.1~0.7%とする。

【0059】

Mn: 0.2~1.0%

Mnは強度向上に有効な元素であり、脱酸効果も有する。しかし、その含有量が0.2%未満ではその効果が少なく、1.0%を超えると延性が低下する。したがって、Mn含有量を0.2~1.0%の範囲とする。

【0060】

P: 0.030%以下

S: 0.030%以下

PおよびSは靱性に大きな影響を及ぼす元素である。それぞれ0.030%を超えて含有されると靱性を著しく低下させる。したがってPおよびSの含有量を0.030%以下とする。

【0061】

Ni: 0.1~3%、Cr: 0.1~1.0%、Mo: 0.01~0.5%の少なくとも一種

10

20

30

40

50

Ni、Cr、Moは強度を高め、延性を低下させる元素であるが、以下のように、所定の特性を向上させ得るため、所望の延性を維持できる程度の量であれば添加してもよい。

【0062】

Niはオーステナイト安定化作用の大きい元素であり高強度化および低温靱性向上に寄与する元素であるため、必要に応じて添加してもよい。また、Niは他の元素と比較して延性に及ぼす悪影響が小さい元素であるため比較的多く添加できる。しかし、Niが0.1%未満では高強度化の効果が小さく、3%以上では高強度化の効果が飽和してしまう。したがって、Niを添加する場合は、その含有量を0.1~3%の範囲とする。

【0063】

Crは高強度化に有効な元素であるため、必要に応じて添加してもよい。しかし、0.1%未満ではその効果が少なく、1.0%を超えると延性や靱性への悪影響が大きくなる。したがって、Crを添加する場合は、その含有量を0.1~1.0%の範囲とする。

10

【0064】

Moは焼入れ性を向上させるとともに焼き戻し脆化を抑制する元素であり、熱処理する場合に、必要に応じて添加してもよい。しかし、0.01%未満ではその効果が少なく、0.5%を超えると延性への悪影響が大きくなる。したがって、Moを添加する場合は、その含有量を0.01~0.5%の範囲とする。

【0065】

なお、上記組成を有する合金成分の残部は、Feおよび不可避不純物である。

【0066】

20

[凝固組織]

本実施形態においても、結晶の算術平均粒径が10 μ m以下となるように組織を微細化する。このような組織の微細化を積層造形によって行うことにより、引張強さが800MPa以上の高強度、伸びが15%以上の高延性、かつ60におけるシャルピー衝撃試験における吸収エネルギーが100J以上の高靱性（低い遷移温度）が得られる。また、延性に関しては、絞り60%以上を満たし得る。

【0067】

従来の知見では、図5に示すように、鋼の強度は炭素量とともに増加し、伸び、絞り、吸収エネルギー（靱性）は炭素量とともに減少するため、C量が0.10~0.30%の組成で高強度、高延性、高靱性を全て満たすことは困難である。一方、従来から組織の微細化によって強度が上昇することが文献によって示されており、本実施形態でも積層造形により通常のプロセスでは到達し得ないレベルまで組織の微細化を図っている。そして、本実施形態は、上記組成の合金を積層造形することにより組織を微細化する際に、実際に文献で得られている微細化による強度よりも高い強度が得られる上に、転位密度が従来法による材料より10倍以上高いことが実験により見出されたことに基づいている。すなわち、本実施形態において、高強度で、高延性かつ高靱性の特性が得られるのは、積層造形により組織が微細化された上に転位密度が高められたことによるものと考えられる。特に、高靱性（低い遷移温度）が得られるのは、積層造形によって転位密度が高くなることにより、破断時の亀裂伸展が効果的に抑えられたためと考えられる。

30

【0068】

40

[製造条件]

上記組成を有する合金素材を、第1の実施形態と同様、レーザーまたは電子ビームによって、熔融・凝固させて積層造形する。これにより合金素材が熔融された後、急冷され、結晶の算術平均粒径が10 μ m以下の微細な組織とすることができる。

【0069】

具体的には、第1の実施形態と同様、上記範囲内の組成を有する合金素材として合金粉末を準備し、レーザーまたは電子ビームによって、熔融・凝固させて積層造形する。レーザーまたは電子ビームを用いることにより、合金の凝固時の冷却速度を3000 / sec.以上とすることができ、結晶の算術平均粒径が10 μ m以下の微細凝固組織の合金とすることができる。また、このような急速凝固によって、組織の微細化に加え、高い転位

50

密度が得られたものと推測される。実際に、As print (積層造形したまま)材では、高い転位密度と高靱性が得られているのに対し、積層造形した後に熱処理すると転位密度が低下して靱性が急激に低下する現象が見られた。このことから、積層造形材における高靱性は高い転位密度によるものと考えられる。そのため、As print (積層造形したまま)材が最も転位密度が高く好ましいが、500 以下、例えば300~500 程度の温度での歪取りや強度調整の目的で行う熱処理であれば、転位密度の低下は限定的であり、ほとんど靱性の低下を生じさせないため許容される。

【実施例】

【0070】

以下、本発明の実施例について説明する。

10

<第1の実施例>

JIS G 4051 機械構造用炭素鋼鋼材の一種のS20Cに相当する炭素鋼の原料粉を準備した。表1にS20Cの化学成分の規格と原料粉の組成を示す。

【0071】

原料粉をガスアトマイズ法により造粒し、篩分けして得られた $-63\mu\text{m}$ の球状粉末を造形用原料として用いた。そして、レーザー式積層造形装置を用いて、出力：300W、エネルギー密度： $90\text{J}/\text{mm}^3$ 、1層当りの厚さ： $40\mu\text{m}$ の条件で造形用原料を積層造形し、3D造形物 ($15\times 100\text{mm}$) を作製した。この3D造形物について、表2に示すように、造形まま (As print) のサンプル (No. 1)、熱処理として焼きならし・焼き戻しを行ったサンプル (No. 2~4)、熱処理として従来と同様の焼き入れ・焼き戻しを行ったサンプル (No. 5) について、0.2%耐力、引張強さ、伸び、絞り測定した。これらを表2に併記する。また、図6はAs print材であるNo. 1のミクロ組織写真であり、図7はNo. 5の焼き入れ後、図8は焼き戻し後のミクロ組織写真である。

20

【0072】

図6に示すように、As print材であるNo. 1のサンプルは、結晶の算術平均粒径が $5\mu\text{m}$ 程度の微細組織であり、伸びが22%で絞りが82%という高延性と1GPaに近い高強度 (0.2%耐力および引張強さ) を兼備する従来にない機械的特性を有していた。特に、絞りについては、以下に説明する熱処理材よりも高い値となった。一方、熱処理材は図7、図8に示すように、熱処理により結晶の算術平均粒径が $20\mu\text{m}$ 程度まで粗大化する。そして、表2に示すように、熱処理材であるNo. 2~5のサンプルは、熱処理条件に関わらず、高い伸びと非常に大きい絞り値を示したものの、0.2%耐力は $299\sim 355\text{MPa}$ 、引張強さは $439\sim 475\text{MPa}$ と、as print材であるNo. 1の半分程度以下の値となった。

30

【0073】

40

50

【表 1】

化学成分 (質量%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Ni+Cr
S20C	0.18~0.23	0.15~0.35	0.30~0.60	≦0.030	≦0.035	≦0.20	≦0.20	≦0.30	≦0.35
原料粉	0.17	0.23	0.35	0.004	t r.	—	—	—	—

【 0 0 7 4 】

10

20

30

40

50

【表 2】

No.	熱処理	冷却	焼き戻し	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	絞り (%)
	S20C	—	—	≧245	≧400	≧28	—
1	As Print	—	—	913	935	22	82
2	焼きならし・焼き戻し	920°C空冷	500°C空冷	325	475	30	73
3	同上	同上	540°C空冷	306	462	31	73
4	同上	同上	580°C空冷	299	439	37	70
5	焼き入れ・焼き戻し	920°C水冷	580°C空冷	355	471	35	74

【0075】

< 第2の実施例 >

表3に示すNo. 11～16の化学成分組成の合金をガスアトマイズ法により造粒し、篩分けして得られた $-63\mu\text{m}$ の球状粉末を造形用原料として用いた。そして、レーザー式積層造形装置を用いて、出力：300W、エネルギー密度： $90\text{J}/\text{mm}^3$ 、1層当りの厚さ： $40\mu\text{m}$ の条件で造形用原料を積層造形し、3D造形物（ $15\times 100\text{mm}$ ）を作製した。この3D造形物について、造形まま（As print）（表3の熱処理番号1）か、歪取り（表3の熱処理番号2～4）、または焼きならし・焼き戻し（表3の熱処理番号5）を行ってサンプルを作成した。サンプルNo. 11～16は本発明の第2の

10

20

30

40

50

態様（第2の実施形態）の範囲内である本発明例であり、サンプルNo. 17～19は本発明の第2の態様（第2の実施形態）の範囲から外れる比較例である。また、サンプルNo. 20は、機械構造用炭素鋼鋼材（JIS G 4051）の一種のS20Cの市販材であり参照例である。なお、サンプルNo. 13～15、17はサンプルNo. 12と同じ化学組成を有するが、熱処理が異なっている。

【0076】

これらサンプルについて、機械的特性（0.2%耐力、引張強さ、伸び、絞り、シャルピー衝撃試験による吸収エネルギー）をそれぞれ測定した。その結果を表4に示す。表4に示すように、本発明の組成を有するAs printのサンプルであるNo. 11、12、16はいずれも0.2%耐力が700MPa以上、引張強さが800MPa以上、伸びが15%以上、-60におけるシャルピー衝撃試験での吸収エネルギーが100J以上を満たしていた。特に、サンプルNo. 11、12については、-60におけるシャルピー衝撃試験での吸収エネルギーが室温値と変わらず200J超であり、極めて高い値が得られた。また、後述するように、結晶の算術平均粒径が10 μ m以下も満たしていた。No. 12の組成の造形物に500以下の温度に加熱して強度を調整したサンプルNo. 13～15については、As printのNo. 12と同等の伸び、絞り、吸収エネルギーの値が得られた。

10

【0077】

これに対し、比較例であるサンプルNo. 17～19は、引張強さ、伸び、-60におけるシャルピー衝撃試験での吸収エネルギー、および結晶粒径の1種以上が本発明で規定する範囲を満たしていなかった。サンプルNo. 17は、No. 12と同じ化学組成を有する造形物に920に加熱して空冷する焼きならしを行った後、500で焼き戻しを行ったものであるが、後述するように結晶粒径が粗大化し、高い伸びを示したものの、0.2%耐力は322MPa、引張強さは479MPaと、As print材であるサンプルNo. 12の半分程度以下であった。また、熱処理材であるサンプルNo. 17は、シャルピー試験における吸収エネルギーは、室温では125Jと高靱性であったが、-60では10J未満であり、著しく脆化した。また、サンプルNo. 18はC含有量が0.10%未満であるため引張強さが低く、サンプルNo. 19はC含有量が0.30%を超えているため伸びおよび-60におけるシャルピー衝撃試験での吸収エネルギーが低い値となった。なお、参照例（S20Cの市販材）であるサンプルNo. 20は、引張強さが470MPaと低く、-60におけるシャルピー衝撃試験での吸収エネルギーも22Jと低い値となった。

20

30

【0078】

また、上記サンプルのミクロ組織を観察するとともに、転位密度、結晶子サイズも測定した。転位密度は、6方向（(110)、(200)、(211)、(220)、(310)、(222)）のXRD回折ピークから求めた。結晶子サイズは、XRDを用いて測定した。なお、結晶子サイズは、結晶粒の中で単結晶とみなすことができる最小単位であり、粒径評価を正確に行うため測定した。図9は本発明例であるサンプルNo. 12（As print材）のミクロ組織写真、図10は比較例であるサンプルNo. 17（焼きならし・焼き戻し材）のミクロ組織写真であり、表5はこれらサンプルの転位密度および結晶子サイズを示す。

40

【0079】

本発明例であるサンプルNo. 12（As print材）は、結晶子サイズが114nm（算術平均粒径が10 μ m以下に相当）で組織が微細であり、また転位密度が $8.4 \times 10^{14} / m^2$ と非常に高いことが確認された。本発明と同等のC量を有する一般的な溶接構造用鋳鋼品であるSCW480の鋳造品ブロックの転位密度は $4.2 \times 10^{13} / m^2$ であったことから、本発明例であるサンプルNo. 12が従来材の10倍以上の転位密度が得られていることが確認された。サンプルNo. 11、13～16についても同様の組織および転位密度が得られた。

【0080】

一方、比較例であるサンプルNo. 17（焼きならし・焼き戻し材）は、化学組成はサ

50

サンプルNo. 12と同じであるが、熱処理によって結晶子サイズが435nm(算術平均粒径が10μm超に相当)に粗大化し、転位密度は $1.6 \times 10^{13} / m^2$ と従来材料と同等となった。

【0081】

以上の結果から、第2の態様(第2の実施形態)の化学組成を有し、積層造形して得られた合金は、微細化による高強度化に加え、転位密度が高くなって、高強度、高延性、および高靱性が実現されることが確認された。

【0082】

【表3】

No.	サンプル	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	残部
11	1	0.11	0.35	0.39	0.005	0.003	0.04	0.04	0.01	Feおよび 不可避不純物
12	1									
13	2	0.17	0.23	0.35	0.004	0.001	0.01	0.02	0.01	
14	3									
15	4									
16	1	0.28	0.19	0.28	0.004	0.003	0.45	0.27	0.15	Feおよび 不可避不純物
17	5	0.17	0.23	0.35	0.004	0.001	0.01	0.02	0.01	
18	1	0.08	0.31	0.47	0.005	0.003	0.02	0.04	0.02	Feおよび 不可避不純物
19	1	0.33	0.33	0.51	0.004	0.002	0.03	0.04	0.01	
20	5	0.19	0.27	0.45	0.012	0.015	0.01	0.04	0.01	

*熱処理 1:As print 2:300℃SR 3:400℃SR 4:500℃SR 5:920℃空冷+500℃T (SR:歪取り(stress relief)、T:焼戻し(temper))

**参照例 S20C市販鋼材

【0083】

10

20

30

40

50

【表 4】

	サンプル		0.2%耐力 MPa	引張強さ MPa	伸び %	絞り %	衝撃吸収エネルギー、J	
	No.	熱処理*					20℃	-60℃
本 発 明 例	11	1	713	839	21.5	83	217	213
	12	1	921	936	19.5	81	205	211
	13	2	864	930	20.2	79	213	210
	14	3	848	907	20.4	77	209	199
	15	4	785	829	21.8	70	177	160
	16	1	1090	1148	15.8	65	183	128
比 較 例	17	5	322	479	34.0	70	125	6
	18	1	748	787	22.0	84	221	216
	19	1	1194	1251	12.9	57	168	92
参 照 例**	20	5	315	470	31.0	67	70	22

* 熱処理 1:As print 2:300℃SR 3:400℃SR 4:500℃SR 5:920℃空冷+500℃T (SR:歪取り (stress relief)、T:焼き戻し (temper))

** 参照例 S20C市販鋼材

【 0 0 8 4 】

【表 5】

サンプル	転位密度 [1/m ²]	結晶子サイズ [nm]
No.12 (As print)	8.4×10^{14}	114
No.17 (焼ならし・焼き戻し)	1.6×10^{13}	435
SCW480 (鋳造材)	4.2×10^{13}	219

測定 : Convolutional Multiple Whole Profile法 (CMWP法)

10

20

30

40

50

【要約】

本発明は、高価な合金元素の添加によらなくても高強度を示し、高延性と高強度を両立することができる鉄基合金を提供する。

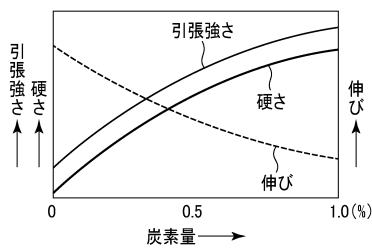
本発明の鉄基合金は、質量%で、C：0.10～0.30%、Si：0.1～1.0%、Mn：0.2～2.0%、P：0.030%以下、S：0.030%以下、を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなり、結晶の算術平均粒径が10μm以下である凝固組織を有する。

本発明の鉄基合金は、質量%で、C：0.10～0.30%、Si：0.1～1.0%、Mn：0.2～2.0%、P：0.030%以下、S：0.030%以下、を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなる積層造形合金である。

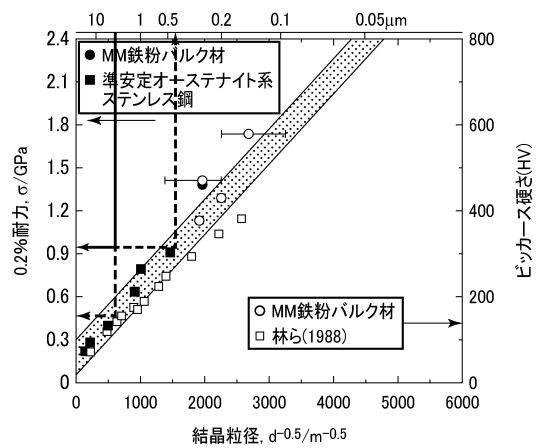
本発明の鉄基合金は、0.2%耐力または降伏点が700MPa以上、伸びが20%以上の機械的特性を有する。

【図面】

【図1】



【図2】



10

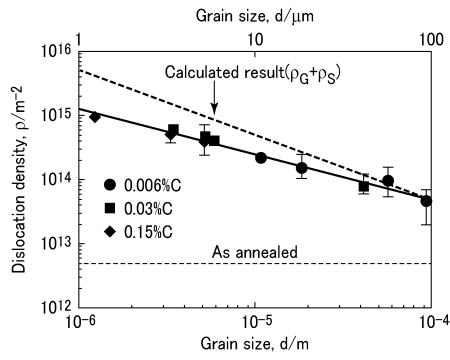
20

30

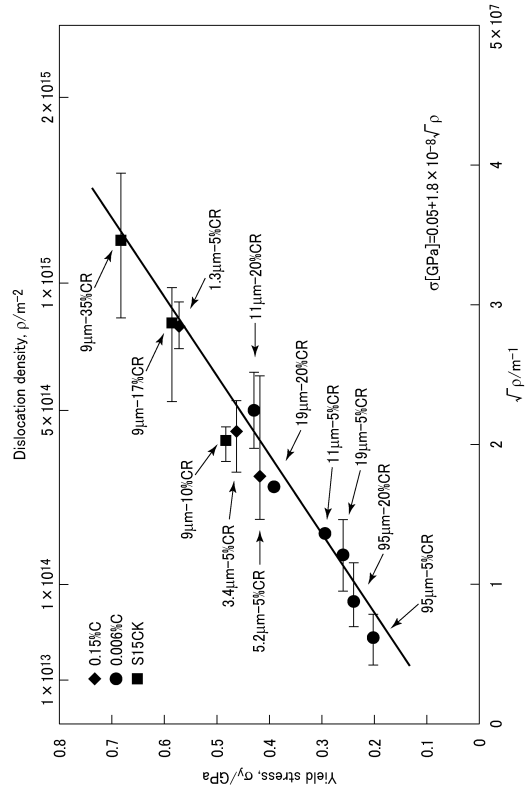
40

50

【 図 3 】



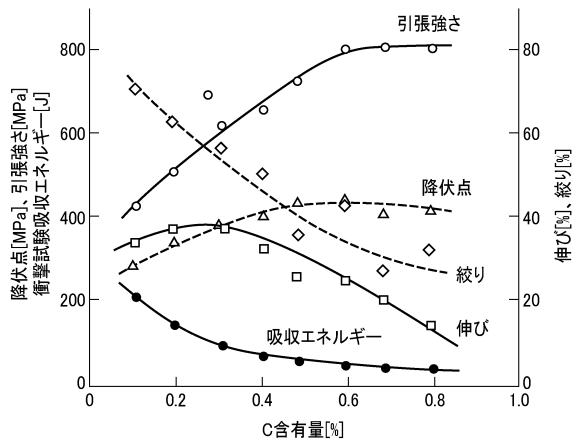
【 図 4 】



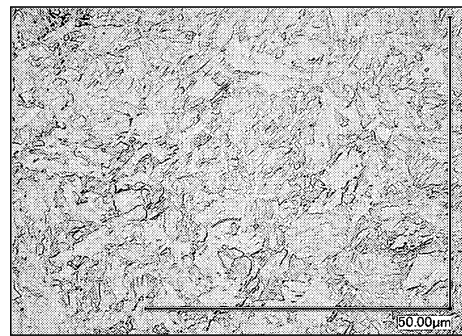
10

20

【 図 5 】



【 図 6 】



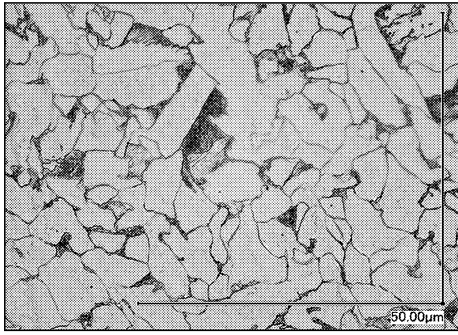
As Print

30

40

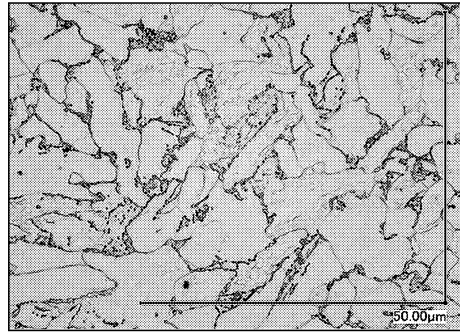
50

【 図 7 】



920°C→水冷

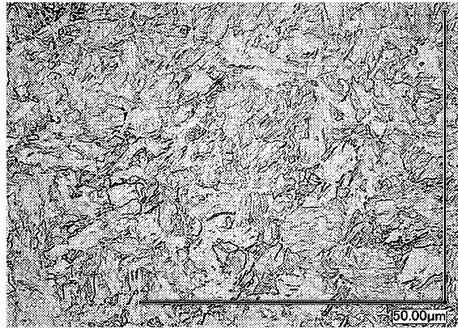
【 図 8 】



920°C→水冷
580°C→空冷
(従来法)

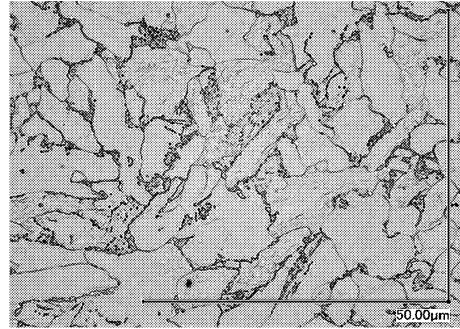
10

【 図 9 】



サンプルNo.12 (As print材)

【 図 1 0 】



サンプルNo.17 (焼きならし・焼き戻し材)

20

30

40

50

フロントページの続き

(51)国際特許分類

F I

B 2 2 F	10/38	(2021.01)	B 2 2 F	10/28
B 2 2 F	12/41	(2021.01)	B 2 2 F	10/38
B 3 3 Y	10/00	(2015.01)	B 2 2 F	12/41
B 3 3 Y	40/20	(2020.01)	B 3 3 Y	10/00
B 3 3 Y	70/00	(2020.01)	B 3 3 Y	40/20
			B 3 3 Y	70/00

(56)参考文献

特開 2 0 2 2 - 3 5 1 1 0 (J P , A)
 国際公開第 2 0 2 3 / 1 5 7 4 1 8 (W O , A 1)
 米国特許出願公開第 2 0 2 0 / 0 0 0 9 6 5 1 (U S , A 1)
 米国特許出願公開第 2 0 1 8 / 0 1 3 3 7 9 5 (U S , A 1)
 国際公開第 2 0 1 9 / 0 9 3 3 9 9 (W O , A 1)
 特開 2 0 0 8 - 9 5 1 2 3 (J P , A)

(58)調査した分野 (Int.Cl., D B 名)

C 2 2 C 3 8 / 0 0 - 3 8 / 6 0
 B 2 2 F 1 / 0 0
 B 2 2 F 1 0 / 0 0 - 1 2 / 9 0
 B 3 3 Y 1 0 / 0 0 - 9 9 / 0 0