

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第3864600号
(P3864600)

(45) 発行日 平成19年1月10日(2007. 1. 10)

(24) 登録日 平成18年10月13日(2006. 10. 13)

(51) Int. Cl.	F I
C 2 1 D 9/46 (2006. 01)	C 2 1 D 9/46 P
C 2 1 D 8/02 (2006. 01)	C 2 1 D 9/46 Z
H 0 1 F 1/00 (2006. 01)	C 2 1 D 8/02 D
C 2 2 C 38/00 (2006. 01)	H 0 1 F 1/00 B
C 2 2 C 38/38 (2006. 01)	C 2 2 C 38/00 3 0 2 A
請求項の数 5 (全 10 頁) 最終頁に続く	

(21) 出願番号	特願平11-17912	(73) 特許権者	000001258
(22) 出願日	平成11年1月27日(1999. 1. 27)		J F E スチール株式会社
(65) 公開番号	特開2000-212646 (P2000-212646A)		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(43) 公開日	平成12年8月2日(2000. 8. 2)	(74) 代理人	100099531
審査請求日	平成16年5月28日(2004. 5. 28)		弁理士 小林 英一
		(72) 発明者	森戸 延行
			千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社 技術研究所内
		(72) 発明者	野原 清彦
			千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社 技術研究所内
		(72) 発明者	小堀 克浩
			千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社 千葉製鉄所内
		最終頁に続く	

(54) 【発明の名称】 極低温用高Mn非磁性鋼板の製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C : 0.05~0.15%、 Mn : 26.0~30.0%、

Cr : 5.0 ~10.0%、 N : 0.05~0.15%、

あるいはさらにCa : 0.02% 以下

を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる鋼素材を加熱し、熱間圧延により熱延鋼板とするに際し、前記熱間圧延の圧延開始温度を1050~1200℃、圧延終了温度を700 ~1000℃とすることを特徴とする極低温用高Mn非磁性熱延鋼板の製造方法。

【請求項2】

前記鋼素材が、質量%で、

C : 0.05~0.15%、 Mn : 26.0~30.0%、

Cr : 5.0 ~10.0%、 Ni : 0.50~5.0 %、

N : 0.05~0.15%、 あるいはさらにCa : 0.02% 以下

を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる鋼素材であることを特徴とする請求項1に記載の極低温用高Mn非磁性熱延鋼板の製造方法。

【請求項3】

質量%で、

C : 0.05~0.15%、 Mn : 26.0~30.0%、

Cr : 5.0 ~10.0%、 N : 0.05~0.15%、

10

20

あるいはさらにCa：0.02%以下

を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる鋼素材に、熱間圧延を施し熱延板とし、該熱延板に熱延板焼鈍を施したのち冷間圧延を施し冷延板とし、ついで該冷延板に冷延板焼鈍を施す高Mn非磁性鋼板の製造方法において、前記熱間圧延が、圧延開始温度を1050～1200℃、圧延終了温度を700～1000℃とし、さらに前記冷延板焼鈍が、焼鈍温度を1050～1200℃とすることを特徴とする極低温用高Mn非磁性冷延鋼板の製造方法。

【請求項4】

前記鋼素材が、質量%で、

C：0.05～0.15%、Mn：26.0～30.0%、

Cr：5.0～10.0%、Ni：0.50～5.0%、

N：0.05～0.15%、あるいはさらにCa：0.02%以下

を含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる鋼素材であることを特徴とする請求項3に記載の極低温用高Mn非磁性冷延鋼板の製造方法。

【請求項5】

前記冷延板焼鈍後に、さらに調質圧延を施すことを特徴とする請求項3または4に記載の極低温用高Mn非磁性冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、極低温用構造材料に係り、とくに超電導磁石などを構成するために必要な、極低温で使用される非磁性構造材料に関する。本発明でいう鋼板には、鋼板、鋼帯を含むものとする。

【0002】

【従来の技術】

核融合発電や素粒子加速器、超電導力貯蔵などの各種の超電導利用技術において、強力な磁界を発生させるために大容量の電流を流す必要から超電導磁石が用いられている。このような超電導磁石内には強大な電磁力が誘起され、しかも通常液体ヘリウムにより2～4Kの極低温に冷却されることから、超電導磁石を支持する構造材料には極低温下で強大な電磁力に耐えることができる強度が要求される。しかも、均一で安定な強磁界分布をできるだけ広範囲に発生させることが基本的な目的であるから、構造材料による磁界への影響は限りなく小さくすることが肝要となる。したがって、磁界との相互作用を起こさない非磁性材料であることが必須条件である。

【0003】

以上の観点から、超電導磁石の内部や周辺に用いる構造材料には、極低温での高い機械的性質と極めて低い透磁率を具備することが求められ、さらに複合構造物である超電導磁石を強固に保持するために熱変形への配慮が必要となる。また、超電導磁石を製作するに際し、構造材料には、打ち抜き性や穴明き性などの機械加工性や溶接性に優れ、さらに多数枚の積層に必要な表面平坦度や嵌合性などに優れていることも要求される。

【0004】

従来、超電導磁石の支持構造材料として検討されていた素材としては、オースナイト系ステンレス鋼、高Mn鋼、アルミニウム合金、チタン合金、さらに繊維強化プラスチックなどがある。超電導磁石の支持構造材料に要求される強度、透磁率および熱膨張率は、製作する超電導磁石の設計磁界の強さや目的とする磁場の分布の均一性などによって異なってくるが、極低温での強度が高く、透磁率および熱膨張率が小さいことが材料選択のうえで重要となる。

【0005】

繊維強化プラスチックは、非磁性であり、比重が小さくて取り扱いやすく、オーステナイト系ステンレス鋼に比較して低熱膨張係数を有するが、単位断面積当たりの強度が低い。また、チタン合金は、比重が小さく、強度が高く高比強度を有しているが、低温での靱性が低く、コストが高いという問題がある。

10

20

30

40

50

アルミニウム合金は、軽量で、比強度が高く透磁性も極めて低いことから、極低温での多くの用途に用いられているが、大型粒子加速器におけるように設計磁界を高くした場合には強度が不足し、溶接性にも問題がある。

【0006】

一般のオーステナイト系ステンレス鋼は、低温での強度と靱性が不十分であるため、窒素を添加し、低炭素含有量としたステンレス鋼が開発されている。しかし、このステンレス鋼は、オーステナイト相の安定性が不十分であるため、低温での変形によってオーステナイト相の一部が強磁性体のマルテンサイト相に変態する。このため、靱性の低下を招くとともに、極低温での透磁率が十分には低くならないという問題があった。

【0007】

その後、さらにNi含有量を高めたオーステナイト系ステンレス鋼が開発されたが、極低温用構造材料としてはコストの高いことと熱膨張係数の大きいことに問題があった。

このような問題に対し、特公昭59-11661号公報や特公平5-18887号公報には、比較的に安価な高Mn非磁性鋼やその製造方法が提案されている。しかし、特公昭59-11661号公報に記載された高Mn非磁性鋼は、極低温での透磁率が高く、大型粒子加速器用としては問題があった。また、特公平5-18887号公報に記載された技術では、長時間の時効処理を必要とし、生産性が低下するという問題があった。

【0008】

【発明が解決しようとする課題】

さらに超電導磁石では、導体コイルである超電導線の固定部材として、カラーと呼ばれられる非磁性体が必要であり、このカラーは多数枚の非磁性鋼板を積層することによって形成される。そして、このカラーも極低温に冷却され、超電導磁石として大電流を流したときに生ずる強力な電磁力に耐えるためにも、適度な機械的強度が必要である。しかしながら、素材の非磁性鋼板の強度があまりに高すぎたり、残留応力が過剰である場合には、非磁性鋼板をカラーの所定形状に打抜く際に、打抜き金型の寿命を短縮させたり、打抜き後に反りが生じたりする。

【0009】

超電導磁石では、ファインブランキングとして精密な打抜きによってカラーを製作することが多い。このような観点から、設計磁界の強さと分布などを考慮してカラーに用いられる素材の機械的強度を決定している。このため、素材の非磁性鋼板の強度を設計で要求される所望の強度に容易に調整できる非磁性鋼板の製造方法が求められていた。

【0010】

本発明は、上記した従来技術の問題を有利に解決し、大型粒子加速器用に好適な、極低温での降伏応力（耐力）が高く、かつ極低温での透磁率が低い高Mn非磁性鋼板を、工業的に安定して生産性高く製造できる極低温用高Mn非磁性鋼板の製造方法を提案することを目的とする。

【0011】

【課題を解決するための手段】

本発明者らは、上記した課題を達成するために、大型粒子加速器用の超電導磁石に使用する支持構造部材に必要な特性を調査するとともに、高Mn非磁性鋼の極低温における透磁率や、降伏応力におよぼす要因について鋭意研究した。その結果、高Mn非磁性鋼の極低温における透磁率は、Mn増量によってオーステナイト相をより一層安定化させることにより、低くすることが可能となるという知見を得た。また、高Mn非磁性鋼の極低温における降伏応力は、中間焼鈍後に鋼板を調質圧延することにより、容易に900MPa以上に調整できるという知見を得た。

【0012】

本発明は、上記した知見に基づいて構成されたものである。

すなわち、本発明は、質量%で、C：0.05～0.15%、Mn：26.0～30.0%、Cr：5.0～10.0%、N：0.05～0.15%、あるいはさらにCa：0.02%以下を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼素材を加熱し、熱間圧延により熱延鋼板とするに際し、前記熱間圧延

10

20

30

40

50

の圧延開始温度を1050～1200℃、圧延終了温度を700～1000℃とすることを特徴とする極低温用高Mn非磁性熱延鋼板の製造方法であり、また本発明では、前記鋼素材を、質量%で、C：0.05～0.15%、Mn：26.0～30.0%、Cr：5.0～10.0%、Ni：0.50～5.0%、N：0.05～0.15%、あるいはさらにCa：0.02%以下を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼素材とするのが好ましい。

【0013】

また、本発明は、質量%で、C：0.05～0.15%、Mn：26.0～30.0%、Cr：5.0～10.0%、N：0.05～0.15%、あるいはさらにCa：0.02%以下を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼素材に、熱間圧延を施し熱延板とし、該熱延板に熱延板焼鈍を施したのち冷間圧延を施し冷延板とし、ついで該冷延板に冷延板焼鈍を施す高Mn非磁性鋼板の製造方法において、前記熱間圧延の圧延開始温度を1050～1200℃、圧延終了温度を700～1000℃とし、さらに前記冷延板焼鈍が、焼鈍温度を1050～1200℃とすることを特徴とする極低温用高Mn非磁性冷延鋼板の製造方法であり、また本発明では、前記鋼素材を、質量%で、C：0.05～0.15%、Mn：26.0～30.0%、Cr：5.0～10.0%、Ni：0.50～5.0%、N：0.05～0.15%、あるいはさらにCa：0.02%以下を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼素材とするのが好ましく、また、本発明では、前記冷延板焼鈍後に、さらに好ましくは圧下率30%以下の調質圧延を施すのが好ましい。

【0014】

【発明の実施の形態】

まず、鋼素材の化学成分の限定理由について説明する。

C：0.05～0.15%、N：0.05～0.15%

CおよびNは、いずれも侵入型固溶元素であり、固溶強化により鋼の強度を上昇させるために有効である。極低温での所望の降伏応力を得るために、0.05%以上のCおよびNの含有を必要とする。一方、Cが0.15%を超えると、オーステナイト相が不安定となり、炭化物が析出し、極低温での透磁率を低く維持することができなくなるとともに、溶接性・加工性が劣化する。このため、Cは0.05～0.15%の範囲に限定した。なお、Cの好ましい範囲は0.07～0.13%である。

【0015】

また、Nは、オーステナイト相の安定化と低温強度の上昇のためには有益な添加元素であるが、0.15%を超える含有は、溶接性を損ない、打抜き加工時の工具摩耗を加速させるとともに、窒化物や炭窒化物の析出により透磁率を増加させる。このため、Nは0.05～0.15%の範囲に限定した。なお、Nの好ましい範囲は0.07～0.13%である。

【0016】

Mn：26.0～30.0%

Mnは、本発明において重要な元素で、オーステナイト相を安定化させ、極低温でも極めて低い透磁率を実現するために有用である。このような効果を得るためには、Mnは26.0%以上の含有を必要とする。一方、30.0%を超えると、靱性や溶接性および製造性の低下を招くことから、Mnは26.0～30.0%の範囲に限定した。

【0017】

Cr：5.0～10.0%

Crは、固溶強化によって強度の上昇に寄与するほか、耐食性の向上に有効に作用する。このような効果は5.0%以上の含有で認められるが、10.0%を超えると、オーステナイト相の安定化を阻害し低温での透磁率の上昇を招く。このため、Crは5.0～10.0%の範囲に限定した。なお、本発明で対象とする材料を使用する環境は、基本的には化学反応の進行が極めて緩慢な極低温・高真空中であり、腐食性の観点からは劣悪でなく、この程度のCr含有量で十分な耐食性を確保できる。なお、Crの好ましい範囲は、6～8%である。

【0018】

Ni：0.50～5.0%

Niは、オーステナイト相の安定化と極低温での靱性向上に寄与するとともに、耐食性をも向上させる。本発明では必要に応じ含有できる。このような効果は少なくとも0.50%以上

10

20

30

40

50

の含有で認められるが、Niが高価であることから、多量の含有は工業的には好ましいことではない。このため、Niは0.50～5.0 %の範囲とするのが好ましい。これにより、本発明の鋼材は、SUS 316LN などの高Ni系オーステナイトステンレス鋼に比較し、熱膨張係数のみでなく、価格的にも大きな利点を有することになる。

【0019】

Ca：0.02%以下

Caは、不可避的不純物として混入するSの害を抑制し、熱間加工性を改善する目的で必要に応じ添加できる。なお、Caの好ましい添加量は、0.004～0.01%の範囲内で、かつCa、S、O各元素の含有量をwtppmで表示し、次(1)式

$$0.8 \times \text{Ca} + 30 > \text{S} + \text{O} \quad \dots\dots (1)$$

を満たすことが熱間加工性の確保のためには有効である。より簡便な判断基準として $\text{Ca}/\text{S} \geq 2$ 、好ましくは $\text{Ca}/\text{S} \geq 3$ を用いることもできる。

【0020】

なお、上記した成分以外の残部は、Feおよび不可避的不純物である。不可避的不純物としては、S：0.005 %以下、P：0.05%以下、O：0.005 %以下が工業的経済性の観点から許容できる。また、炭化物、窒化物、炭窒化物などの析出物、殊に強磁性析出物の生成やオーステナイト相の安定性を損なうような、 Fe_3C 、 Fe_4N 、等の含有は、極力少ないことが望ましい。

【0021】

本発明の高Mn非磁性鋼板の製造方法では、まず、上記した化学組成の鋼素材を、加熱し熱間圧延を施し熱延板とする。

本発明に好適な鋼素材は、Mnを多量に含有していることもあり、高温ではMnが酸化されやすいので、スラブ加熱温度を過度に高めることは焼き減りを増やすだけでなく、Mnヒュームの過剰な発生につながるので好ましくない。また、上記した化学組成の鋼素材の熱間加工性は、必ずしも優れていない。

【0022】

そこで、まず、高温引張試験により、本発明に好適な鋼素材（C：0.12%、Si：0.05%、Mn：27.9%、P：0.029 %、S：0.002 %、Cr：7.0 %、N：0.10%、Ni：0.15%、Ca：0.006 %）の熱間加工性について、評価した。その結果を、図1に示す。図1から、断面収縮率は、1200℃を超えると減少し、熱間脆性の兆候が現れることがわかる。

【0023】

このため、耳割れなどの発生を抑えるためには、熱間圧延の圧延開始温度の上限を1200℃とするのが好ましい。また、熱間圧延の圧延開始温度が1050℃未満となると、炭化物の溶解が不十分であり、また、変形抵抗の増大という不具合が生じる。このため、熱間圧延の圧延開始温度は1050～1200℃の範囲とした。なお、好ましくは、1100～1180℃である。

【0024】

また、図1から、引張（加熱）温度が700℃以下となると、断面収縮率が60%以下となり、熱間加工性が劣化することがわかる。

このため、本発明では、熱間圧延の圧延終了温度を700℃以上に限定した。また、熱間圧延の圧延終了温度が1000℃を超えると、再結晶による結晶粒の粗大化という不具合が生じる。このため、熱間圧延の圧延終了温度は700～1000℃の範囲に限定した。なお、好ましくは、耳割れ防止の観点から、800～950℃である。

【0025】

熱延板は、そのまま、あるいは熱延板焼鈍を施されたのち、製品板として使用することもできるのはいうまでもない。

熱延板は、ついで熱延板焼鈍を施される。熱延板焼鈍は、組織の均一化のために実施する。熱延板焼鈍は950～1200℃の温度範囲で行うのが望ましい。焼鈍温度が950℃未満では、断面収縮率が減少し、1200℃を超えると脆化とともにスケール生成が過大となる。

【0026】

ついで熱延板は、冷間圧延を施され冷延板とされる。本発明では、冷間圧延は、所定の板

10

20

30

40

50

厚とすることができればよく、圧延条件をとくに限定する必要はない。

所定の板厚とされた冷延板は、ついで冷延板焼鈍を施される。

冷延板焼鈍は、冷間圧延による内部歪の解放、再結晶、析出物の固溶を主目的として行う。とくに、炭化物、窒化物、炭窒化物をオーステナイトマトリックス相中に完全に固溶させ、低透磁率の確保に不利な析出相を消失させるために不可欠のプロセスである。焼鈍温度は1050～1200℃とする。焼鈍温度が、1050℃未満では、析出物の固溶が不十分であり、一方、1200℃を超えると、連続焼鈍を工業的に安定して実施できなくなる。なお、好ましい焼鈍温度は、1050～1180℃である。また、この焼鈍の保持時間は、板温が上記した温度に10～120sec保持される時間とするのが望ましい。

【0027】

10

さらに、本発明では、冷延板は、上記した範囲の焼鈍温度に保持されたのち、冷却する。冷却は、炭化物や炭窒化物の析出を防止する目的で行うものであり、冷却速度が5～30℃/s、を有する冷却であれば、その冷却手段はとくに限定されない。

本発明では、冷延板焼鈍後に、さらに調質圧延を施してもよい。冷延板焼鈍とその後の調質圧延とを組み合わせることにより、超電導磁石導線の固定部材であるカラー等で要望される機械的強度に容易に調整することができる。調質圧延は、冷間、好ましくは室温～150℃で行い、所望の強度に応じて圧下率を調整するのが好ましい。なお、圧下率は30%以下とするのが望ましい。調質圧延の圧下率が30%を超えると、内部歪が過大となり、スリット・打抜き後の平坦度が劣化する。

【0028】

20

調質圧延の圧下率と調質圧延後の硬さの関係を図2に示す。図2から、圧下率を0.5～15%まで変更することによって、硬度H_vは170～270に、0.2%耐力は約300MPaから約700MPaまで上昇する。この程度の圧下率の調質圧延を施しても、本発明の高Mn非磁性鋼板ではオーステナイト相が極めて安定なため、透磁率は1.001前後の低透磁率を維持し、しかも4Kのような極低温になってもこの低透磁率がほとんど変化しない。

【0029】

【実施例】

表1に示す化学組成の鋼素材を転炉で溶製し、連続鋳造法でスラブとした。これらスラブに表2に示す条件で熱間圧延を施し5.0mm厚の熱延板とした。ついで、これら熱延板に表2に示す条件の熱延板焼鈍を施し、酸洗処理を施したのち、冷間圧延で1～3mm厚の冷延板とした。これら冷延板に、表2に示す条件で冷延板焼鈍を施し、焼鈍後急冷処理を施した。冷延板焼鈍の焼鈍雰囲気は、乾燥A_Xガスとした。また、冷延板焼鈍後冷却速度は約15℃/sとした。

30

【0030】

ついで、焼鈍済の冷延板に、酸洗処理を施したのち、さらに表2に示す条件で調質圧延を施した。

得られた鋼板について、▲1▼目視による熱延板の外観観察、▲2▼室温および4Kでの引張試験、▲3▼振動試料型磁気測定装置を用いた室温および4Kでの透磁率の測定試験、▲4▼室温～液体窒素温度間の平均熱膨張係数の測定試験、▲5▼ファインブランキングでの精密打抜き試験を実施した。平坦度は、200×200mmの鋼板の全個所について、反りが0.2mm以下の場合は○、0.2mm超0.5mmの場合は△、0.5mm超の場合は×として、評価した。なお、精密打抜き試験は、50mmφの円形試験片を打ち抜き、打ち抜かれた試験片の打抜き精度を測定した。打抜き精度はバリの高さにより測定し、20μm以下の場合は○、20μm超50μm以下の場合は△、50μm超の場合は×として、評価した。

40

【0031】

従来例として、2.5mm厚のTi合金(5%Al-2.5%Sn-Ti)薄板、Al合金(5%Mg-0.6%Mn-Al)薄板、SUS304冷延薄板について、▲2▼～▲5▼の試験を実施した。

これらの試験結果を表3に示す。

【0032】

【表1】

50

鋼 No.	化 学 成 分 (質量%)							
	C	Mn	Cr	Ni	N	S	Ca	O
A	0.09	28.5	8.0	1.2	0.11	0.002	0.006	0.004
B	0.09	29.0	7.5	—	0.11	0.002	0.0065	0.004
C	0.09	28.5	8.0	—	0.11	0.003	0.007	0.005
D	0.14	29.5	6.0	2.5	0.10	0.002	0.006	0.004
E	0.09	29.0	7.5	0.8	0.11	0.003	0.0075	0.003
F	0.10	27.5	7.0	2.5	0.10	0.003	0.007	0.005
G	0.20	22.0	11.5	—	0.03	0.003	0.008	0.005
H	0.12	25.0	8.0	—	0.10	0.002	0.006	0.004
I	0.02	28.5	8.0	—	0.10	0.003	0.008	0.005
J	0.10	28.5	8.0	—	0.20	0.002	0.007	0.004

10

【0033】

【表2】

鋼 板 No	鋼 No	熱延条件		熱延板焼鈍	冷延板焼鈍	調質圧延	
		開始 温度 ℃	終了 温度 ℃	焼鈍温度 ℃	焼鈍温度 ℃	圧下率 %	板厚 mm
1	A	1100	900	1050	1100	5	2.5
2	B	1080	850	1050	1050	3.5	1.5
3	A	1080	800	1050	1050	10	2.5
4	C	1030	750	1050	1100	5	2.5
5	D	1100	900	1050	1100	10	2.5
6	D	1080	790	1050	1050	3	2.5
7	B	1120	900	1050	1050	5	2.5
8	E	1050	850	1050	1100	10	2.5
9	F	1080	850	1050	1050	3	2.5
10	F	1120	900	1050	1050	5	2.5
11	E	1050	850	1050	1100	15	2.5
12	F	1120	900	1050	1050	1	2.5
13	G	1100	900	1050	1050	5	2.5
14	H	1100	920	1050	900	10	2.5
15	A	1020	650	1050	1050	3	2.5
16	A	1250	950	1050	1100	10	2.5
17	I	1100	900	1050	1050	3	2.5
18	J	1100	900	1050	1100	10	2.5
22	K	Ti合金 (Al:5%, Sn:2.5%) 冷延板					2.5
23	L	Al合金 (Mg:5%, Mn:0.6%) 冷延板					2.5
24	M	SUS 304(Cr:18%, Ni:8%, C:0.02%, Mn:1.5%) 冷延板					2.5

20

30

40

【0034】

【表3】

鋼板 No	鋼 No	外觀	透磁率		熱膨張率 単位：K ⁻¹ RT～77K (平均)	硬度 H V (RT)	引 張 特 性				精密打抜き		備 考
			4 K	室温			室温		4 K	平坦度	打抜き 精度		
							0.2% 耐力 MPa	引張 強さ MPa				0.2% 耐力 MPa	
1	A	◎	1.0013	1.0011	7.6×10 ⁻⁶	222	477	689	1050	1348	○	○	本発明例
2	B	◎	1.0013	1.0012	7.6×10 ⁻⁶	210	423	630	948	1195	○	○	本発明例
3	A	◎	1.0015	1.0013	7.6×10 ⁻⁶	248	550	732	1208	1387	○	○	本発明例
4	C	○	1.0014	1.0012	7.7×10 ⁻⁶	221	478	669	1056	1273	○	○	本発明例
5	D	◎	1.0015	1.0012	7.5×10 ⁻⁶	245	531	725	1165	1378	○	○	本発明例
6	D	◎	1.0014	1.0011	7.5×10 ⁻⁶	208	420	645	924	1225	○	○	本発明例
7	B	◎	1.0014	1.0012	7.6×10 ⁻⁶	224	472	677	1045	1292	○	○	本発明例
8	E	◎	1.0015	1.0013	7.6×10 ⁻⁶	250	554	730	1220	1387	○	○	本発明例
9	F	◎	1.0014	1.0012	7.6×10 ⁻⁶	210	425	640	931	1216	○	○	本発明例
10	F	◎	1.0015	1.0013	7.6×10 ⁻⁶	227	482	679	1062	1292	○	○	本発明例
11	E	◎	1.0015	1.0013	7.6×10 ⁻⁶	270	618	775	1359	1472	○	○	本発明例
12	F	◎	1.0014	1.0012	7.6×10 ⁻⁶	180	364	628	802	1193	○	△	本発明例
13	G	◎	1.010	1.007	12.1×10 ⁻⁶	230	492	695	1082	1320	○	○	比較例
14	H	◎	1.015	1.009	10.5×10 ⁻⁶	235	510	705	1122	1338	○	○	比較例
15	A	×	1.0014	1.0012	7.6×10 ⁻⁶	225	477	680	1050	1292	○	○	比較例
16	A	×	1.0015	1.0013	7.6×10 ⁻⁶	248	548	735	1206	1396	○	○	比較例
17	J	◎	1.0014	1.0013	7.7×10 ⁻⁶	150	305	603	671	1146	○	×	比較例
18	J	◎	1.0011	1.008	7.5×10 ⁻⁶	280	655	800	1442	1520	○	○	比較例
22	S	◎	1.008	1.005	7.5×10 ⁻⁶	260	680	720	1390	1480	△	○	従来例
23	T	◎	1.005	1.003	16.5×10 ⁻⁶	190	162	303	185	590	○	×	従来例
24	U	◎	1.08	1.010	12×10 ⁻⁶	225	252	690	255	1607	△	○	従来例

【0035】

本発明例では、熱延板の表面に耳割れ、微細割れ等の割れ発生はほとんど観察できず、熱延板の外観良好であった。本発明例では、極低温（4 K）における引張特性は高く、大型粒子加速器用の構造材料として十分な強度を有している。また、本発明例の平均熱膨張係数は、オーステナイト系ステンレス鋼（約 11×10^{-6} ）に比べ小さく、超電導磁石のヨーク材として一般的に用いられる純鉄に極めて近い値を有している。

【0036】

本発明例の透磁率は、室温、極低温においても低く、温度による変化も少ない。さらに、本発明例は、精密打抜きを行っても、反り、バリ等の欠陥の発生はなく、さらに平坦度、打ち抜き精度も良好（○）であった。

これに対し、本発明の範囲を外れる比較例は、鋼板表面に割れが発生し外観不良となるものの、極低温での透磁率が高いもの、精密打抜き試験での平坦度、打抜き精度が劣っていた。

10

20

30

40

50

【0037】

また、本発明例は、従来例に比べても、低透磁率、低熱膨張係数を示し、極低温用として十分な性能を有している。

【0038】

【発明の効果】

本発明によれば、極低温での降伏応力（耐力）が高く、極低温での透磁率が低く、平均熱膨張係数も低い高Mn非磁性鋼板を工業的に安定して生産性高く製造でき、産業上格段の効果を奏する。また、本発明による高Mn非磁性鋼板は、大型粒子加速器用として十分な特性を有しており、産業上有用である。

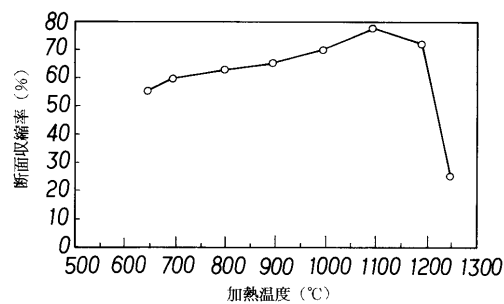
【図面の簡単な説明】

10

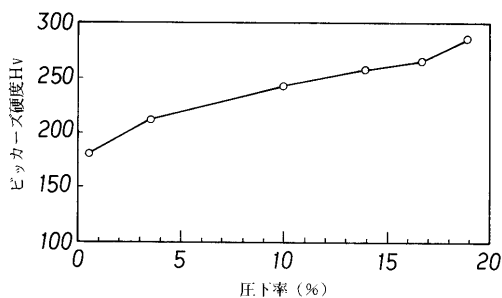
【図1】熱間引張の断面収縮率と加熱温度との関係を示すグラフである。

【図2】硬さ（Hv）と調質圧延圧下率との関係を示すグラフである。

【図1】



【図2】



フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I
C 2 2 C 38/58 (2006.01) C 2 2 C 38/38
C 2 2 C 38/58

(72)発明者 西池 氏祐
東京都千代田区内幸町2丁目2番3号 川崎製鉄株式会社内

(72)発明者 山下 孝子
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社 技術研究所内

審査官 鈴木 毅

(56)参考文献 特開昭62-230956 (JP, A)
特開昭62-047428 (JP, A)
特開昭64-017819 (JP, A)
特開昭54-081118 (JP, A)
特開平06-100941 (JP, A)
特開昭62-270721 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
C21D 9/46 - 9/48
C21D 8/00 - 8/02
C22C 38/00 - 38/60