

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4696853号
(P4696853)

(45) 発行日 平成23年6月8日(2011.6.8)

(24) 登録日 平成23年3月11日(2011.3.11)

(51) Int.Cl.	F I
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46 G
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 S
C 2 2 C 38/18 (2006.01)	C 2 2 C 38/18
C 2 2 C 38/32 (2006.01)	C 2 2 C 38/32
B 2 1 B 3/00 (2006.01)	B 2 1 B 3/00 A

請求項の数 3 (全 15 頁)

(21) 出願番号	特願2005-316564 (P2005-316564)	(73) 特許権者	000001258
(22) 出願日	平成17年10月31日(2005.10.31)		J F E スチール株式会社
(65) 公開番号	特開2007-119883 (P2007-119883A)		東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(43) 公開日	平成19年5月17日(2007.5.17)	(74) 代理人	100105968
審査請求日	平成20年8月25日(2008.8.25)		弁理士 落合 憲一郎
		(74) 代理人	100130834
			弁理士 森 和弘
		(72) 発明者	木村 英之
			東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J
			F E スチール株式会社内
		(72) 発明者	藤田 毅
			東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 J
			F E スチール株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 加工性に優れた高炭素冷延鋼板の製造方法および高炭素冷延鋼板

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、C：0.2～0.7%、Si：0.01～0.35%、Mn：0.1～0.9%、P：0.03%以下、S：0.035%以下、Al：0.08%以下、N：0.01%以下、Cr：0.05～0.30%を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなる鋼を、(Ar3変態点-20)以上の仕上温度で熱間圧延し、次いで、120 /秒超えの冷却速度で500 以上650 以下の冷却停止温度まで1次冷却し、次いで、2次冷却により500 以上650 以下の温度に保持した後、600 以下の温度で巻取り、酸洗後、箱型焼鈍法により、600 以上Ac1変態点以下の温度で球状化焼鈍した後、30%以上の冷圧率で冷間圧延を行い、次いで、連続焼鈍法により、(Ac1-50)以上Ac1変態点以下の温度で均熱時間100～600秒の焼鈍を行うことを特徴とする加工性に優れた高炭素冷延鋼板の製造方法。

【請求項2】

前記鋼として、さらに、質量%でB:0.0005～0.0030%、Mo:0.005～0.5%、Ti:0.005～0.05%、Nb:0.005～0.1%の一種または二種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の加工性に優れた高炭素冷延鋼板の製造方法。

【請求項3】

請求項1または2に記載の製造方法により製造された高炭素冷延鋼板であって、前記高炭素冷延鋼板は、フェライト平均粒径が2.0μm以上、炭化物平均粒径が0.10μm以上2.0μm未満、粒内炭化物の体積率が10%以下であるフェライト粒の体積率が50%以上である組織

を有することを特徴とする加工性に優れた高炭素冷延鋼板。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、連続焼鈍法による加工性に優れた高炭素冷延鋼板の製造方法および高炭素冷延鋼板に関する。

【背景技術】

【0002】

高炭素鋼板は自動車駆動系部品をはじめ各種機械構造用部品や軸受け部品、工具等まで幅広く使用される。そして、これらの部品の多くは最終的に焼入れ、焼戻しの熱処理が施され、強度、靱性等の特性が付与される。一方で、種々の複雑な形状に加工されるため、優れた加工性が必要となる。特に、近年では部品製造コスト低減を目的とした工程の簡略化や加工方法の変更にもとない素材に対する加工性の要求はますます厳しくなっている。

10

【0003】

例えば、従来、鍛造、鋳造により製造されてきたリングギヤ、ドライブプレート等の自動車部品については、高炭素鋼板を用いてプレスでの一体成形後熱処理する方法が開発され、一部の部品については実用化されている。

【0004】

難成形性の高炭素鋼板をこれらの部品に適用するためには素材が軟らかく、プレス成形性に優れることが求められる。また、これらの部品の多くは打抜き加工が施されるため、打抜き工具の長寿命化の要求も厳しくなっており、軟質かつ高加工性を有する鋼板が求められている。このような軟質化と加工性を付与するため、通常は、熱間圧延後の鋼板に球状化焼鈍が施される。球状化処理はフェライト中に球状化したセメンタイトを分散させる処理であり、一般的に、箱焼鈍により行われる。また、高炭素冷延鋼板の製造においては、球状化焼鈍だけでなく、冷間圧延後の再結晶焼鈍に対しても箱焼鈍が行われる。箱焼鈍は炉内にコイルを装入した後、点火、昇温、均熱保持(20~40hr)、徐冷、脱炉の手順で行われるため、多大なエネルギーと時間を要する。そのため、従来から簡略化が望まれている。

20

【0005】

このような背景の中で高炭素冷延鋼板の製造において、温度の均一性が良く、焼鈍時間の短縮が可能な連続焼鈍法を適用する検討が進められてきた。例えば、特許文献1には、高炭素鋼にAr3点以上の温度域で熱間圧延を施し、その後30 /s以上で冷却し、Ms~500、または(Ms+Mf)/2の温度範囲で巻取り、フェライト+ベイナイト組織あるいはベイナイト+焼戻しマルテンサイト組織とし、10%以上の冷間圧延後、再結晶温度以上A1以下に加熱して30秒~600秒保持する製造方法が提案されている。

30

【0006】

また、特許文献2にはC:0.3~1.0%、Si:0.01~0.5%、Mn:0.2~2.0%、Al:0.005~0.10%、N:0.008%以下、S:0.01%以下、およびB:0.0030%以下の高炭素鋼板の熱延鋼板をAc1点直上の温度に加熱後徐冷してAr1点以下の温度とする球状化焼鈍を施した後、40~80%の冷間圧延後、連続焼鈍法により(Ac1点-50) ~Ac1点の温度で10~180秒保持する製造方法が提案されている。

40

【特許文献1】特開平2-259013号公報

【特許文献2】特開平9-227935号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

しかしながら、特許文献1に記載の技術では、熱延組織が初析フェライト+ベイナイト組織からなるため、球状化焼鈍後は初析フェライトと球状炭化物を含むフェライトが混在した組織となり、両者の変形量が大きく異なる。そのため、引張試験時にこれら変形量が大きく異なる粒の粒界に応力が集中し、球状化組織とフェライトの界面にポイドが発生し

50

、破断するため、延性が劣化すると考えられる。また、伸びフランジ性に関しても、初析フェライトと球状炭化物を含むフェライトでは変形量が大きく異なるため、打抜き加工時に打抜き端面近傍には球状化組織と初析フェライトの界面にポイドが発生し、これがクラックに成長し、伸びフランジ性を劣化させると考えられる。また、 $(Ms+Mf)/2$ の温度範囲で巻取った場合、球状化焼鈍後のフェライト粒径が細粒となり、強度上昇に起因した加工性の劣化が懸念される。

【0008】

また、特許文献2に記載の技術では、熱延条件に対して明確な記載が無く、実施例から通常の熱間圧延と推定される。そして、この実施例記載の条件では、熱延組織が初析フェライト+粗大パーライト組織となるため、球状化焼鈍後は初析フェライトと球状炭化物を含むフェライトが混在した組織となり、延性が劣化すると考えられる。また、粗大パーライト組織を有する場合、未球状炭化物が残存した組織となりやすい。この対策としては焼鈍時間の長時間化が考えられるが、コストが増大するという問題がある。さらに実施例では、完全球状化のため、熱延板冷間圧延を行っているが、これも製造工程が長くなり、コストが増大する。

【0009】

本発明は、かかる事情に鑑み、連続焼鈍による加工性に優れた高炭素冷延鋼板の製造方法および加工性に優れた高炭素冷延鋼板を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0010】

本発明は、高炭素鋼板の生産性向上について鋭意研究を進める中でなされた。そして、その過程で、組成や炭化物の形状および量のみならず、炭化物の分散状態も、鋼板の延性および伸びフランジ性に大きな影響を及ぼす因子であることを見出した。さらに、熱延上後の冷却条件を制御し、冷間圧延前の焼鈍(以下、1次焼鈍と称す)組織を制御することにより、冷間圧延後の焼鈍(以下、2次焼鈍と称す)を連続焼鈍化できることがわかった。

【0011】

さらに、本発明では、この知見に基づき、上記組織を制御するための製造方法を検討し、連続焼鈍による加工性に優れた高炭素冷延鋼板の製造方法を確立した。

【0012】

本発明は、以上の知見に基づきなされたもので、その要旨は以下のとおりである。
 [1]質量%で、C:0.2~0.7%、Si:0.01~0.35%、Mn:0.1~0.9%、P:0.03%以下、S:0.035%以下、Al:0.08%以下、N:0.01%以下、Cr:0.05~0.30%を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなる鋼を、(Ar3変態点-20)以上の仕上温度で熱間圧延し、次いで、120 /秒超えの冷却速度で500 以上650 以下の冷却停止温度まで1次冷却し、次いで、2次冷却により500 以上650 以下の温度に保持した後、600 以下の温度で巻取り、酸洗後、箱型焼鈍法により、600 以上Ac1変態点以下の温度で球状化焼鈍した後、冷圧率30%以上で冷間圧延を行い、次いで、連続焼鈍法により、(Ac1-50)以上Ac1変態点以下の温度で均熱時間100~600秒の焼鈍を行うことを特徴とする加工性に優れた高炭素冷延鋼板の製造方法。

[2]前記[1]において、前記鋼として、さらに、質量%でB:0.0005~0.0030%、Mo:0.005~0.5%、Ti:0.005~0.05%、Nb:0.005~0.1%の一種または二種以上を含有することを特徴とする加工性に優れた高炭素冷延鋼板の製造方法。

[3][1]または[2]のいずれかに記載の製造方法により製造された高炭素冷延鋼板であって、前記高炭素冷延鋼板は、フェライト平均粒径が $2.0\mu\text{m}$ 以上、炭化物平均粒径が $0.10\mu\text{m}$ 以上 $2.0\mu\text{m}$ 未満、粒内炭化物の体積率が10%以下であるフェライト粒の体積率が50%以上である組織を有することを特徴とする加工性に優れた高炭素冷延鋼板。

【0013】

なお、本明細書において、鋼の成分を示す%は、すべて質量%である。

【発明の効果】

【0014】

10

20

30

40

50

本発明は、加工性の向上を図るに当たって、成分組成および製造条件の制御のみならず、フェライト粒径、炭化物粒径、および炭化物の分散状態をも制御することで、プレス成形や穴抜き加工におけるポイドの発生を抑制し、クラックの成長を遅くすることができる。その結果、加工性に優れた高炭素冷延鋼板が提供可能となる。また、連続焼鈍を活用することで、加工性に優れた高炭素冷延鋼板を効率的に製造することができる。

また、上記高炭素冷延鋼板を用いることにより、ギアに代表される変速機部品等の加工において加工度を高くとることができ、その結果、製造工程を省略して低コストで部品等を製造することが可能となる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0015】

本発明は、下記に示す成分組成に制御し、(Ar3変態点-20)以上の仕上温度で熱間圧延し、次いで、120 /秒超えの冷却速度で500 以上650 以下の冷却停止温度まで1次冷却し、次いで、2次冷却により500 以上650 以下の温度に保持した後、600 以下の温度で巻取り、酸洗後、箱型焼鈍法により、600 以上Ac1変態点以下の温度で球状化焼鈍した後、冷圧率30%以上で冷間圧延を行い、次いで、連続焼鈍法により、(Ac1-50)以上Ac1変態点以下の温度で均熱時間100~600秒の焼鈍を行うことにより高炭素冷延鋼板を製造することを特徴とする。そして、このようにして得られた高炭素冷延鋼板は、フェライト平均粒径が2.0 μm以上、炭化物平均粒径が0.10 μm以上2.0 μm未満、粒内炭化物の体積率が10%以下であるフェライト粒の体積率が50%以上である組織を有しており、優れた加工性を有する。さらに、熱延仕上後の冷却条件を制御し、冷間圧延前の焼鈍（以下、1次焼鈍と称す）組織を制御することにより、冷間圧延後の焼鈍（以下、2次焼鈍と称す）の連続焼鈍化が可能となる。

【0016】

以下、本発明を詳細に説明する。

まず、本発明における鋼の化学成分の限定理由は以下の通りである。

(1)C : 0.2~0.7%

Cは、炭素鋼において最も基本になる合金元素である。その含有量によって、焼入れ硬さおよび焼鈍状態での炭化物量が大きく変動する。C含有量が0.2%未満では、自動車用部品等に適用する上で十分な焼入れ硬さが得られない。一方、C含有量が0.7%を超えると熱間圧延後の靱性が低下して鋼帯の製造性、ハンドリングが悪くなるとともに、加工度の高い部品への適用が困難となる。したがって、適度な焼入れ硬さと加工性を兼ね備えた鋼板を提供する観点から、C含有量は0.2%以上0.7%以下とする。

【0017】

(2)Si : 0.01~0.35%

Siは、焼入れ性を向上させる元素である。Siが0.01%未満では焼入れ時の硬さが不足する。一方、Siが0.35%を超えると固溶強化により、フェライトが硬化し、延性および伸びフランジ性が劣化し、成形加工時に割れ発生の原因となる。したがって、適度な焼入れ硬さと加工性を兼ね備えた鋼板を提供する観点から、Si含有量は0.01%以上0.35%以下、好ましくは0.01%以上0.30%以下とする。

【0018】

(3)Mn : 0.1~0.9%

Mnは、Siと同様に焼入れ性を向上させる元素である。また、SをMnSとして固定し、スラブの熱間割れを防止する重要な元素である。Mnが0.1%未満では、これらの効果が十分に得られず、また焼入れ性は大幅に低下する。一方、Mnが0.9%を超えると固溶強化により、フェライトが硬化し、加工性の劣化を招く。したがって、適度な焼入れ硬さと加工性を兼ね備えた鋼板を提供する観点から、Mn含有量は0.1%以上0.9%以下、好ましくは0.1%以上0.8%以下とする。

【0019】

(4)P : 0.03%以下

Pは粒界に偏析し、延性や靱性を劣化させるため、P含有量は0.03%以下、好ましくは0.02%

10

20

30

40

50

以下とする。

【0020】

(5)S：0.035%以下

Sは、MnとMnSを形成し、延性および伸びフランジ性を劣化させるため、低減しなければならない元素であり、少ない方が好ましい。しかし、S含有量が0.035%までは許容できるため、S含有量は0.035%以下、好ましくは0.030%以下とする。

【0021】

(6)Al：0.08%以下

Alは過剰に添加するとAINが多量に析出し、焼入性を低下させるため、Al含有量は0.08%以下とする。

【0022】

(7)N：0.01%以下

Nは過剰に含有している場合は延性の低下をもたらすため、N含有量は0.01%以下とする。

【0023】

(8)Cr：0.05～0.30%

Crは熱間圧延後の冷却中の初析フェライトの生成を抑制し、延性および伸びフランジ性を向上させ、かつ焼入れ性を向上させる重要な元素である。しかし、Cr含有量が0.05%未満では十分な効果が得られない。一方、0.30%を超えて含有しても、焼入れ性は向上するが、初析フェライト生成の抑制効果が飽和するとともに、コスト増となる。したがって、Cr含有量は0.05%以上0.30%以下とする。

【0024】

本発明鋼は、上記の必須添加元素で目的とする特性が得られるが、上記の必須添加元素に加えて、熱延冷却時の初析フェライト生成の抑制、焼入れ性の向上のためB、Mo、Ti、Nbを必要に応じて1種または2種以上で添加してもよい。その場合、それぞれの添加量が0.0005%未満、0.005%未満、0.005%未満、0.005%未満では添加の効果が十分に得られない。一方、B、Mo、Ti、Nbが、それぞれ0.0030%、0.5%、0.05%、0.1%を超えると、効果が飽和し、コスト増となり、さらに固溶強化、析出強化等により強度上昇が大きくなるため、加工性が劣化する。したがって、これらの元素を添加する場合は、Bは0.0005%以上0.0030%以下、Moは0.005%以上0.5%以下、Tiは0.005%以上0.05%以下、Nbは0.005%以上0.1%以下とする。

【0025】

なお、上記以外の残部はFe及び不可避不純物からなる。不可避不純物として、例えば、Oは非金属介在物を形成し品質に悪影響を及ぼすため、0.003%以下に低減するのが望ましい。また、本発明では、本発明の作用効果を害さない微量元素として、Cu、Ni、W、V、Zr、Sn、Sbを0.1%以下の範囲で含有してもよい。

【0026】

次に、本発明の鋼板の組織について説明する。

(1)フェライト平均粒径：2.0 μ m以上

フェライト平均粒径（フェライト粒の平均粒径）が2.0 μ m未満の微細粒となると強度上昇が顕著となり、プレス加工時の負荷が増大する。また、強度の上昇にともない、延性の低下を招き、加工性が劣化する。以上の理由により、フェライト平均粒径2.0 μ m以上とする。一方、フェライト平均粒径の上限は特に規定しないが、10 μ m超えでは、打抜き端面性状およびプレス加工後の表面性状が劣化するため、10 μ m以下とすることが好ましい。なお、フェライト平均粒径は、後述のように製造条件、特に熱間圧延後の1次冷却停止温度、2次冷却保持温度および巻取温度により、制御することができる。

【0027】

(2)炭化物平均粒径：0.10 μ m以上2.0 μ m未満

炭化物平均粒径は、加工性一般および穴抜き加工におけるボイドの発生に大きく影響するため、重要な要素である。炭化物が微細になるとボイドの発生は抑制できるが、炭化物平均粒径が0.10 μ m未満になると、硬さの上昇に伴い延性が低下し、伸びフランジ性も劣化

10

20

30

40

50

する。一方、炭化物平均粒径の増加にともない加工性一般は向上するが、 $2.0\mu\text{m}$ 以上になると、穴拡げ加工におけるボイドの発生により伸びフランジ性が劣化する。以上より、炭化物平均粒径は $0.10\mu\text{m}$ 以上 $2.0\mu\text{m}$ 未満とする。なお、炭化物平均粒径は、後述のように製造条件、特に熱間圧延後の1次冷却停止温度、2次冷却保持温度、巻取温度、そして焼鈍条件により、制御することができる。

【0028】

(3) 粒内炭化物の体積率が10%以下であるフェライト粒の体積率が50%以上炭化物の分散状態は、加工性一般および穴拡げ加工におけるボイドの発生に大きく影響するため、重要な要素である。粒内炭化物の体積率が10%超えであるフェライト粒、すなわち、フェライト粒内に炭化物が微細分散したフェライト粒は、引張変形および穴拡げ加工時にフェライトと炭化物の界面にボイドが発生しやすく、また、炭化物の粒子間距離が短いために、発生したボイドが連結しやすい。さらに、炭化物が微細分散することで、硬さの上昇が著しく、延性や伸びフランジ性が劣位となる。一方、粒内炭化物の体積率が10%以下であるフェライト粒の体積率を50%以上とすることで、鋼板硬さが低下し、さらに、ボイドの発生およびボイドの連結が抑制され、延性および伸びフランジ性が大幅に向上する。よって、本発明では、粒内炭化物の体積率が10%以下であるフェライト粒の体積率を50%以上とする。

【0029】

ここで、上記理由からフェライト粒内には炭化物を含まないことが好ましく、粒内炭化物を含まないフェライト粒の体積率を50%以上とすることが最も好ましい形態ではある。しかし、粒内炭化物の体積率が10%以下のフェライト粒は、ボイドの発生および連結を抑制する効果が十分に得られ、かつ、炭化物の分散強化による硬さの上昇もなく、延性や伸びフランジ性が良好であり、粒内炭化物を含まないフェライト粒と実質的に同じとみなせる。よって、上記のように、粒内炭化物の体積率が10%以下であるフェライト粒の体積率を50%以上とした。なお、炭化物の分散状態、すなわち、粒内炭化物の体積率が10%以下のフェライト粒の体積率は、製造条件、特に熱間圧延後の1次冷却停止温度、2次冷却保持温度、巻取温度、および焼鈍温度により制御することができる。

【0030】

なお、フェライト粒内の炭化物の体積率は、鋼板試料の板厚断面を研磨し、ナイタールで腐食後、走査電子顕微鏡で2000倍で、約3000個のフェライト粒を観察し、各フェライト粒についてのフェライトと粒内炭化物の面積比を求め、それを体積率とみなすことにより求めることができる。

【0031】

次に、本発明の加工性に優れた高炭素冷延鋼板の製造方法について説明する。

【0032】

本発明の高炭素冷延鋼板は、上記化学成分範囲に調整された鋼を、(Ar_3 変態点-20)以上の仕上温度で熱間圧延し、次いで、 120 /秒超えの冷却速度で 500 以上 650 以下の冷却停止温度まで1次冷却し、次いで、2次冷却により 500 以上 650 以下の温度に保持した後、 600 以下の温度で巻取り、酸洗後、箱型焼鈍法により、 600 以上 Ac_1 変態点以下の温度で球状化焼鈍した後、冷圧率30%以上で冷間圧延を行い、次いで、連続焼鈍法により、(Ac_1-50)以上 Ac_1 変態点以下の温度で均熱時間100~600秒の焼鈍を行うことにより得られる。これについて以下に詳細に説明する。

【0033】

(1) 仕上温度： $(\text{Ar}_3$ 変態点-20)以上鋼を熱間圧延する際の仕上温度が(Ar_3 変態点-20)未満では、一部でフェライト変態が進行するため、初析フェライト粒が増加し、初析フェライトと球状炭化物を含むフェライトの界面にボイドが発生しやすく、延性および伸びフランジ性が劣化する。そこで、(Ar_3 変態点-20)以上の仕上温度で仕上圧延する。これにより、組織の均一化を図ることができ、延性や伸びフランジ性の劣化を抑制できる。仕上温度の上限は特に規定しないが、 1000 を超えるような高温の場合、スケール性欠陥が発生し易くなるため、 1000 以下が好ま

10

20

30

40

50

しい。なお、 Ar_3 変態点()は次の式で算出することができる。

$$Ar_3=930.21-394.75C+54.99Si-14.40Mn+5.77Cr \quad (1)$$

ここで、式中の元素記号はそれぞれの元素の含有量(質量%)を表す。

なお、圧延負荷の観点からは、仕上温度は高いほうがよく、700 以上とすることが好ましく、750 以上とすることがさらに好ましい。

【0034】

(2)1次冷却速度：120 /秒超え

熱間圧延後の1次冷却方法が徐冷であると、オーステナイトの過冷度が小さく初析フェライトが多く生成する。冷却速度が120 /秒以下の場合、初析フェライトの生成が顕著となり、初析フェライトと球状炭化物を含むフェライトの界面にポイドが発生しやすく、延性および伸びフランジ性が劣化する。また、パーライトのコロニーおよびラメラ間隔が増大し、球状化焼鈍時間の長時間化を招き、コストが増大する。従って、熱間圧延後の冷却の冷却速度は120 /秒超とする。なお、冷却速度の上限は特に制限しないが、例えば、現状の設備上の能力からは700 /秒である。

ここで、冷却速度とは仕上圧延後の冷却開始から冷却停止までの平均冷却速度である。また、仕上圧延後、0.1秒を超え1.0秒未満の時間内で冷却を開始することは、変態後のフェライト結晶粒を微細化し、加工性をより一層向上する上で好ましい。

【0035】

(3)1次冷却停止温度：500 以上650 以下

熱間圧延後の1次冷却停止温度が650 超えの場合、その後の冷却中にフェライトが生成しやすく、また、パーライトのコロニーおよびラメラ間隔が増大し、1次焼鈍後に未球状炭化物が残存しやすい。この未球状炭化物は冷間圧延時に碎かれ、次に行われる2次焼鈍時のフェライトの再結晶を抑制し、微細粒となる。また、未球状炭化物の多くは粒内炭化物となる傾向にある。そして、このような細粒硬化および炭化物の微細分散硬化による強度上昇にともない、延性の低下を招き、加工性が劣化する。したがって、熱間圧延後の1次冷却停止温度は650 以下とする。一方、1次冷却停止温度が500 未満では、鋼板の形状が劣化し、また、等軸フェライト粒が得られず、加工性が劣化することがある。よって、1次冷却停止温度は500 以上とする。

【0036】

(4)2次冷却保持温度：500 以上650 以下

高炭素鋼板の場合、1次冷却停止後に、初析フェライト変態、パーライト変態、ベイナイト変態に伴い、鋼板温度が上昇することがあり、1次冷却停止温度が650 以下であっても、1次冷却終了から、巻取までに温度が上昇した場合、初析フェライトが生成するとともに、パーライトのラメラ間隔が粗大化する。そのため、1次焼鈍後の未球状炭化物により、加工性が劣化する。また、1次冷却終了から、巻取までに、温度が500 未満になると、鋼板の形状が劣化し、また、等軸フェライト粒が得られず、加工性が劣化することがある。これらの理由により、2次冷却により、1次冷却終了から巻取までの温度を制御することは重要であり、1次冷却終了から巻取まで500 以上650 以下の温度で保持することとする。このように500 以上650 以下の温度で保持することにより、加工性の劣化を防止することができる。なお、この場合の2次冷却はラミナー冷却等により行うことができる。

【0037】

(5)巻取温度：600 以下

巻取温度が高いほど、パーライトのラメラ間隔が大きくなる。そのため、巻取温度が600 超えでは、未球状炭化物が残存しやすく、これにより加工性が劣化することがある。したがって、巻取温度は600 以下とする。なお、巻取温度の下限は特に規定しないが、低温になるほど鋼板の形状が劣化するため、200 以上とすることが好ましい。

【0038】

(6)酸洗：実施

巻取後の熱延鋼板は、冷間圧延を行う前にスケール除去のため、酸洗を施す。酸洗は常法にしたがって行えばよい。

10

20

30

40

50

【0039】

(7)1次焼鈍(球状化焼鈍)温度：600 以上Ac₁変態点以下
 熱延鋼板を酸洗した後、冷間圧延を行うが、その前に炭化物を球状化するために1次焼鈍(球状化焼鈍)を行う。この1次焼鈍温度が600 未満の場合、炭化物の球状化が不十分となり、焼鈍効果が得られない。一方、1次焼鈍温度がAc₁変態点を超える場合、一部がオーステナイト化し、冷却中に再度パーライトを生成するため、球状化組織が得られない。以上より、1次焼鈍温度は600 以上Ac₁変態点以下とする。なお、本発明では冷間圧延後、2次焼鈍を連続焼鈍法にて行う。そのため、炭化物の球状化率は高いほうが好ましく、80%以上とすることが好ましい。球状化率を80%以上とするためには、1次焼鈍温度を680 以上とすることが好ましく、1次焼鈍時間を40時間超えとすることが好ましい。ここで、球状化率は、全炭化物数に対するアスペクト比が3以下である球状炭化物数の割合とする。また、本発明では、炭化物の完全球状化のため、1次焼鈍は箱型焼鈍法により行うものとする。

10

【0040】

(8)冷間圧延の圧下率：30%以上

冷間圧延を行うことにより、2次焼鈍時のフェライトの再結晶を助長し、フェライト粒が等軸となり、加工性が向上する。しかし、冷間圧延の圧下率が30%未満では上記効果が得られないばかりか、2次焼鈍後に未再結晶部が残存し、かえって加工性を劣化させる。したがって、冷間圧延の圧下率を30%以上とする。なお、圧下率の上限は特に制約はないが、圧延負荷の問題から80%以下とすることが好ましい。

20

【0041】

(9)2次焼鈍(再結晶焼鈍)：(Ac₁-50)以上Ac₁変態点以下の温度で100～600秒均熱冷間圧延後、フェライト再結晶のために2次焼鈍(再結晶焼鈍)を行う。2次焼鈍温度が(Ac₁-50)未満の場合、または、2次焼鈍温度が本発明範囲内であっても均熱時間が100秒未満の場合、軟化もしくは再結晶が不十分となる。したがって、2次焼鈍温度は(Ac₁-50)以上、均熱時間は100秒以上、好ましくは180秒以上とする。一方で、2次焼鈍温度がAc₁変態点を超える場合、一部がオーステナイト化し、冷却中に再度パーライトが生成するため、硬度が高くなり加工性が劣化する。また、2次焼鈍の目的はフェライトが再結晶さえすればよく、長時間の焼鈍は効果が飽和する。よって、2次焼鈍温度はAc₁変態点以下、均熱時間は600秒以下とする。なお、Ac₁変態点()は次の式で算出することができる。

30

$$Ac_1 = 754.83 - 32.25C + 23.32Si - 17.76Mn + 17.13Cr \quad (2)$$

ここで、式中の元素記号はそれぞれの元素の含有量(質量%)を表す。

なお、2次焼鈍は、連続焼鈍法にて行うものとする。

【0042】

本発明の高炭素鋼の成分調製には、転炉あるいは電気炉のどちらでも使用可能である。このように成分調製された高炭素鋼を、造塊-分塊圧延または連続鑄造により鋼素材である鋼スラブとする。この鋼スラブについて熱間圧延を行うが、その際、スラブ加熱温度は、スケール発生による表面状態の劣化を避けるため1300 以下とすることが好ましい。

【0043】

なお、熱間圧延時に粗圧延を省略して仕上圧延を行ってもよく、連続鑄造スラブをそのまま又は温度低下を抑制する目的で保熱しつつ圧延する直送圧延を行ってもよい。また、仕上温度確保のため、熱間圧延中にパーヒータ等の加熱手段により圧延材の加熱を行ってもよい。なお、球状化促進あるいは硬度低減のため、巻取後にコイルを徐冷カバー等の手段で保温してもよい。

40

【0044】

このようにして得られた高炭素冷延鋼板が、優れた加工性を有する理由は次のように考えられる。延性および伸びフランジ性には、鋼板および打抜き端面の内部組織が大きく影響する。特に、粒内炭化物の体積率が10%超えのフェライト粒が多い(粒内炭化物が分散した組織)場合、炭化物の粒子間距離が小さいため、発生したボイドの連結が速く、クラックの進展が速いことが確認されている。一方、粒内炭化物の体積率が10%以内のフェライ

50

ト粒を50%以上とすることでクラックの進展が遅延することが確認されている。
このように製造条件の制御のみならず、炭化物平均粒径および炭化物の分散状態を制御することにより、ポイドの連結および成長を抑制することができる。

【実施例1】

【0045】

表1に示す化学成分を有する鋼の連続鋳造スラブを1250 に加熱し、表2に示す条件にて熱間圧延、箱型焼鈍法による一次焼鈍、冷間圧延、および連続焼鈍法による二次焼鈍を行い、板厚3.0mmの冷延鋼板を製造した。ここで、鋼板No.1~3は製造条件が本発明範囲内の本発明例であり、鋼板No.4~11は製造条件が本発明から外れる比較例、鋼板No.12、13は鋼成分が本発明から外れる比較例である。

【0046】

【表 1】

(質量%)

鋼 No.	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	Cr	B	Mo	Ti	Nb
A	0.30	0.15	0.55	0.011	0.008	0.031	0.0048	0.11	tr	tr	tr	tr
B	0.61	0.14	0.56	0.013	0.011	0.023	0.0029	0.13	tr	tr	tr	tr
C	0.64	0.16	0.54	0.014	0.014	0.025	0.0045	0.11	0.0015	0.011	0.022	0.051
D	0.85	0.14	0.50	0.011	0.011	0.022	0.0044	0.12	tr	tr	tr	tr
E	0.65	0.14	1.20	0.009	0.009	0.022	0.0033	0.13	tr	tr	tr	tr

10

20

30

40

【表 2】

鋼板 No	鋼 No	Ar3 (°C)	Ac1 (°C)	圧延終了温度 (°C)	ランアウト冷却開始時間 (秒)	1次冷却速度 (°C/秒)	1次冷却停止温度 (°C)	2次冷却保持温度 (°C)	巻取温度 (°C)	1次焼鈍条件	冷圧率 (%)	2次焼鈍条件	備考
1	A	813	741	840	0.8	240	580	560	520	700°C × 50hr	60%	720°C × 100s	本発明例
2	B	690	731	820	1.0	200	520	520	530	660°C × 60hr	50%	710°C × 200s	本発明例
3	C	679	730	800	0.4	200	620	620	580	620°C × 100hr	55%	690°C × 600s	本発明例
4	A	813	741	760	0.6	200	580	600	580	660°C × 80hr	40%	720°C × 100s	比較例
5	A	813	741	820	1.0	80	600	620	580	700°C × 40hr	40%	710°C × 200s	比較例
6	A	813	741	810	0.4	200	670	620	560	680°C × 60hr	45%	720°C × 300s	比較例
7	B	690	731	800	0.4	180	600	660	560	650°C × 80hr	45%	710°C × 400s	比較例
8	B	690	731	780	0.8	180	620	630	630	620°C × 100hr	45%	690°C × 600s	比較例
9	B	690	731	760	0.6	160	640	620	560	640°C × 60hr	20%	700°C × 500s	比較例
10	C	679	730	820	0.9	160	580	560	560	640°C × 60hr	60%	710°C × 60s	比較例
11	C	679	730	800	0.2	140	600	580	580	620°C × 60hr	50%	650°C × 200s	比較例
12	D	596	724	770	1.2	180	560	520	550	680°C × 80hr	50%	700°C × 200s	比較例
13	E	665	718	750	0.8	180	560	520	550	640°C × 80hr	50%	700°C × 200s	比較例

【0048】

次に、上記により得られた冷延鋼板からサンプルを採取し、フェライト平均粒径、炭化物平均粒径ならびに分散状態を測定し、性能評価のため、硬度、伸び(JIS5号C方向)およ

10

20

30

40

50

び伸びフランジ性を測定した。それぞれの測定方法および条件については以下の通りである。

【 0 0 4 9 】

< フェライト平均粒径 >

サンプルの板厚断面での光顕組織から，JIS G 0552に記載の切断法により行った。

【 0 0 5 0 】

< 炭化物平均粒径 >

サンプルの板厚断面を研磨・腐食後、走査型電子顕微鏡にてミクロ組織を撮影し、50 μm × 50 μmの範囲で炭化物粒径の測定を行った。

【 0 0 5 1 】

< 炭化物の分散状態(粒内炭化物の体積率が10%以下であるフェライト粒の体積率) >

サンプルの板厚断面を研磨・腐食後、走査型電子顕微鏡にて約2000倍で、約3000個のフェライト粒を観察し、各フェライト粒について、フェライトの面積と粒内炭化物の面積比により求めた。

【 0 0 5 2 】

< 硬度 >

試料の切断面をバフ研磨仕上後、板厚中央部にて荷重500gfの条件下でヴィッカース硬さ(Hv)を測定した。

【 0 0 5 3 】

< 伸び(JIS5号C方向) >

圧延方向に対して90°の方向にJIS5号試験片を切り出した後、クロスヘッド10mm/min、標点間距離 $l_0=50\text{mm}$ の条件下で引張試験を行い、試験後の標点間距離 l を測定して、次式で定義される伸び量：EIを求めた。

$$EI=100 \times (l-l_0)/l_0 \quad (1)$$

< 伸びフランジ性 >

サンプルを、ポンチ径 $d_0=10\text{mm}$ 、ダイス径10.46mm(クリアランス20%)の打抜き工具を用いて打抜き後、穴拡げ試験を実施した。穴拡げ試験は、円筒平底ポンチ(50mm、5R)にて押し上げる方法で行い、穴縁に板厚貫通クラックが発生した時点での穴径 d_1 を測定して、次式で定義される穴拡げ率：(%)を求めた。

$$= 100 \times (d_1-d_0)/d_0 \quad (2)$$

以上の測定により得られた結果を表3に示す。なお、伸びフランジ性は穴拡げ率で評価した。

【 0 0 5 4 】

10

20

30

【表3】

鋼板 No	鋼No.	フェライト 平均粒径 (μm)	炭化物 平均粒径 (μm)	粒内炭化物が10%以下 であるフェライト体積率 (%)	硬度 (HV)	EI(%)	穴拡げ率 入 (%)	備考
1	A	4.6	0.34	73	143	42.0	103	本発明例
2	B	2.8	0.22	55	169	39.1	92	本発明例
3	C	5.4	0.42	52	161	39.9	88	本発明例
4	A	6.4	0.24	49	142	39.2	61	比較例
5	A	3.6	0.34	48	145	38.8	55	比較例
6	A	9.4	0.41	45	140	38.2	52	比較例
7	B	6.5	0.40	36	159	36.9	40	比較例
8	B	7.2	0.45	38	158	37.2	39	比較例
9	B	8.6	0.26	26	155	36.3	37	比較例
10	C	1.3	0.08	25	183	33.3	29	比較例
11	C	1.6	0.09	27	179	33.8	31	比較例
12	D	2.7	0.38	48	177	32.4	30	比較例
13	E	2.2	0.21	41	172	34.4	34	比較例

【0055】

表3において、鋼板No.1~3は製造条件が本発明範囲であり、フェライトの平均粒径が2.0 μm 以上、炭化物平均粒径が0.10 μm 以上2.0 μm 未満、粒内炭化物の体積率が10%以下であるフェライト粒の体積率が50%以上の本発明例である。いずれの発明例も、比較例No.4~11と比べて、それぞれ同じ鋼種について、延性(EI)、穴拡げ率()とも向上しており、優れた加工性を有することがわかる。

【0056】

一方、鋼板No.4~11は製造条件が本発明範囲を外れた比較例、鋼板No.12、13は鋼成分が本発明から外れる比較例である。鋼板No.4~13のいずれも粒内炭化物の体積率が10%以下であるフェライト粒の体積率が50%未満と、本発明の範囲外となっており、そのため、粒内炭化物が増加し、ポイドの連結が生じやすく、加工性が劣っている。中でも、フェライト平均粒径が2.0 μm 未満、かつ炭化物平均粒径が下限である0.10 μm 未満と、本発明の範囲外である鋼板No.10、11は、強度上昇が顕著となり、延性の低下を招

10

20

30

40

50

き、加工性が劣っている。

【産業上の利用可能性】

【0057】

本発明の冷延鋼板は、自動車駆動系部品をはじめとする各種機械構造用部品以外にも、優れた加工性（伸びおよび伸びフランジ性）が要求される用途に対しても好適である。

フロントページの続き

- (72)発明者 中村 展之
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社内
- (72)発明者 高橋 紀隆
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社内

審査官 佐藤 陽一

- (56)参考文献 特開2005-097659(JP,A)
特開平10-088237(JP,A)
特開2005-290547(JP,A)
特開平10-147816(JP,A)
特開平11-036044(JP,A)
特開2003-013144(JP,A)
特開2003-089846(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C21D 9/46 - 9/48
C22C 38/00 - 38/60