

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第5543814号
(P5543814)

(45) 発行日 平成26年7月9日(2014.7.9)

(24) 登録日 平成26年5月16日(2014.5.16)

(51) Int. Cl.	F I
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46 S
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 W
C 2 2 C 38/38 (2006.01)	C 2 2 C 38/38
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/58
	C 2 1 D 9/46 F
請求項の数 4 (全 14 頁) 最終頁に続く	

(21) 出願番号	特願2010-67712 (P2010-67712)	(73) 特許権者	714003416 日新製鋼株式会社 東京都千代田区丸の内三丁目4番1号
(22) 出願日	平成22年3月24日 (2010.3.24)	(74) 代理人	100110423 弁理士 曾我 道治
(65) 公開番号	特開2011-202192 (P2011-202192A)	(74) 代理人	100084010 弁理士 古川 秀利
(43) 公開日	平成23年10月13日 (2011.10.13)	(74) 代理人	100094695 弁理士 鈴木 憲七
審査請求日	平成25年3月19日 (2013.3.19)	(74) 代理人	100111648 弁理士 梶並 順
		(74) 代理人	100122437 弁理士 大宅 一宏
		(74) 代理人	100161115 弁理士 飯野 智史
		最終頁に続く	

(54) 【発明の名称】 熱処理用鋼板及び鋼部材の製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

C : 0 . 1 質量% 超過 0 . 4 質量% 以下、S i : 0 . 5 ~ 1 . 5 質量%、M n : 0 . 3 ~ 2 質量%、P : 0 . 0 2 質量% 以下、S : 0 . 0 2 質量% 以下、C r : 0 . 1 ~ 2 質量%、T i : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 質量%、N b : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 質量%、A l : 0 . 1 質量% 以下、B : 0 . 0 0 2 2 ~ 0 . 0 1 質量%、N : 0 . 0 1 質量% 以下を含み、残部が F e 及び不可避免的不純物からなるスラブを 1 2 5 0 以上の温度に加熱した後、仕上げ圧延での全圧延率 : 9 0 % 以上、仕上げ温度 : A r ₃ 変態点 ~ A r ₃ 変態点 + 1 0 0 で熱間圧延し、平均冷却速度 : 4 0 / 秒以下で冷却し、巻取り温度 : 4 5 0 ~ 6 0 0 でコイル状に巻取って熱延コイルとし、前記熱延コイルを酸洗、球状化焼鈍又は冷延焼鈍することを特徴とする熱処理用鋼板の製造方法。

【請求項2】

前記スラブは、N i : 0 . 5 質量% 以下、C a : 0 . 0 2 質量% 以下、M o : 0 . 5 質量% 以下、及び V : 0 . 5 質量% 以下からなる群から選択される 1 種以上をさらに含むことを特徴とする請求項 1 に記載の熱処理用鋼板の製造方法。

【請求項3】

請求項 1 又は 2 に記載の製造方法によって得られた熱処理用鋼板を成形加工した後、焼入焼戻処理を行うことを特徴とする鋼部材の製造方法。

【請求項4】

前記焼入焼戻処理における焼戻温度は、1 8 0 ~ 5 0 0 であることを特徴とする請求

項 3 に記載の鋼部材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、熱処理用鋼板及び鋼部材の製造方法に関する。詳細には、本発明は、自動車部品や機械構造部品などの鋼部材を製造するために使用される熱処理用鋼板の製造方法、及びこの熱処理用鋼板を用いて作製される鋼部材の製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

自動車部品や機械構造部品などの鋼部材には、靱性や疲労特性に優れていることが要求されるものがある。このような鋼部材は、熱処理用鋼板を所望の部品形状に成形加工した後、熱処理（焼入焼戻処理）を行うことによって製造されるが、品質安定性の観点から、安定した加工性及び焼入性などが熱処理用鋼板に要求される。また、鋼部材は、疲労特性の向上や軽量化の観点から高強度であることが望まれる一方、高強度化することによって靱性や遅れ破壊特性の低下が懸念される。つまり、鋼部材の強度は、一般に炭素含有量によって主に決まるところ、炭素濃度を増加させると、疲労特性は向上するものの、靱性や遅れ破壊特性が低下する。

【0003】

これらの様々な特性を改善するために様々な研究が行われている。例えば、特許文献 1 では、比較的大きな粒径の球状炭化物を等軸状フェライトに分散させた組織を有する熱処理用鋼板を用いて鋼部材を作製することにより、鋼部材の破壊起点を低減して靱性を向上させている。また、特許文献 2 では、溶体化処理時の炭素含有量の最適化及び未溶解炭化物の大きさを制御することにより、鋼部材の靱性を向上させている。

しかしながら、上記の特許文献に記載の技術はいずれも、未溶解炭化物の大きさ及び量を最適化することによって鋼部材の靱性を向上させており、オーステナイト化を十分に行って作製される（すなわち、未溶解炭化物のない）鋼部材には、上記の技術を適用することができない。また、これらの特許文献に記載の鋼部材は、疲労特性や遅れ破壊特性が不十分である。

【0004】

一方、鋼部材の遅れ破壊特性の低下は、水素脆化に起因しており、この水素脆化を防止する技術が数多く知られている。代表的なものとしては、ボルトに使用される鋼部材に関するものが挙げられる。この鋼部材は、様々な特殊元素を添加することによって、強度や遅れ破壊特性を高めている。しかしながら、特殊元素の添加による素材コストの増加のため、この技術を、自動車部品や機械構造部品などの鋼部材に適用することが難しい。

【0005】

水素脆化を防止する他の技術として、特許文献 3 は、水素脆化危険度指数（％）＝ $100 \times (1 - E1/E0)$ を 30％以下に規定することを提案している。ここで、 $E0$ は実質的に拡散性水素を含まない鋼部材の破断時の伸び、 $E1$ は拡散水素を含む鋼部材の破断時の伸びである。しかしながら、特許文献 3 は、水素脆化危険度指数を規定することを開示しているに過ぎず、鋼部材の製造条件についても不明である。また、鋼部材の靱性や疲労特性についての記載もなく、その効果も不明である。

【0006】

他にも、特許文献 4 は、3.0 体積％以上の残留オーステナイトを含む組織を有し、且つ引張強さ \times 伸び 18000 MPa・％で、予歪み：8％付与後の限界拡散性水素量を 0.5 ppm 以上とした鋼部材を提案している。しかしながら、特許文献 4 は、鋼部材の靱性や疲労特性についての記載もなく、その効果も不明である。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0007】

【特許文献 1】特開 2003 - 147485 号公報

10

20

30

40

50

【特許文献2】特開2006-63384号公報

【特許文献3】特開2001-264240号公報

【特許文献4】特開2004-169180号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

上記したように、疲労特性（強度）と靱性及び遅れ破壊特性とは、相反する特性であるが、コストの増加を招くことなく、これらの特性を同時に向上させることが望まれている。

すなわち、本発明は、上記のような問題を解決するためになされたものであり、加工性及び焼入性が良好であると共に、疲労特性、靱性及び遅れ破壊特性の全てに優れた鋼部材を与える熱処理用鋼板の製造方法を提供することを目的とする。また、本発明は、疲労特性、靱性及び遅れ破壊特性の全てに優れた鋼部材の製造方法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】

【0009】

発明者らは、所定の組成のスラブを用い、所定の工程によって熱処理用鋼板を製造することにより、上記問題を解決し得ることを見出し、本発明を完成するに至った。

すなわち、本発明は、C：0.1質量%超過0.4質量%以下、Si：0.5～1.5質量%、Mn：0.3～2質量%、P：0.02質量%以下、S：0.02質量%以下、Cr：0.1～2質量%、Ti：0.01～0.1質量%、Nb：0.01～0.1質量%、Al：0.1質量%以下、B：0.0022～0.01質量%、N：0.01質量%以下を含み、残部がFe及び不可避免的不純物からなるスラブを1250以上の温度に加熱した後、仕上げ圧延での全圧延率：90%以上、仕上げ温度：Ar₃変態点～Ar₃変態点+100で熱間圧延し、平均冷却速度：40/秒以下で冷却し、巻取り温度：450～600でコイル状に巻取って熱延コイルとし、前記熱延コイルを酸洗、球状化焼鈍又は冷延焼鈍することを特徴とする熱処理用鋼板の製造方法である。

また、本発明は、上記の製造方法によって得られた熱処理用鋼板を成形加工した後、焼入焼戻処理を行うことを特徴とする鋼部材の製造方法である。

【発明の効果】

【0010】

本発明によれば、加工性及び焼入性が良好であると共に、疲労特性、靱性及び遅れ破壊特性の全てに優れた鋼部材を与える熱処理用鋼板の製造方法を提供することができる。また、本発明によれば、疲労特性、靱性及び遅れ破壊特性の全てに優れた鋼部材の製造方法を提供することができる。

【図面の簡単な説明】

【0011】

【図1】実施例3における熱処理鋼板のビッカース硬度と遅れ破壊比との関係を示すグラフである。

【図2】実施例3における試料No.46（本発明例）及び試料No.51（比較例）の熱処理鋼板の顕微鏡写真である。

【発明を実施するための形態】

【0012】

本発明の熱処理用鋼板の製造方法は、所定の組成のスラブを用いると共に、所定の工程から構成されることを特徴とする。ここで、本明細書において、「熱処理用鋼板」とは、所望の形状に成形加工され、熱処理される前の鋼板のことを意味する。また、「鋼部材」とは、所望の形状に成形加工され、熱処理された後の鋼板のことを意味する。

本発明に用いられるスラブの組成は以下の通りである。

【0013】

< C：0.1質量%超過0.4質量%以下 >

Cは、自動車部品や機械構造部品などの鋼部材に要求される強度や疲労特性を確保するために必要となる元素である。熱処理によって鋼部材を高強度化する熱処理用鋼板においては、C含有量を0.1質量%よりも多くすることが望ましい。また、C含有量が0.4質量%を超えると、旧オーステナイト結晶粒界に炭化物が析出し、脆性破壊が生じ易くなると共に、粒界強度の低下による疲労特性（特に、疲労寿命）や遅れ破壊特性の低下が懸念される。また、加工性や溶接性が著しく劣化する。このため、C含有量は0.1質量%超過0.4質量%以下とする必要がある。

【0014】

< Si : 0.5 ~ 1.5 質量% >

Siは、靱性（特に、衝撃靱性）、疲労特性（特に、疲労寿命）、及び遅れ破壊特性の向上に最も重要な元素である。ここで、Siは、焼戻しの際にフィルム状の炭化物の生成を抑制し、平均粒径0.5 μm以下の微細な炭化物を析出させることで粒界強度の低下を抑え、疲労寿命を向上させる。また、Siは、焼入性及び焼戻し軟化抵抗を高め、熱処理後の強度を確保する上で有効な元素でもある。上記のような特性を得るためには、Si含有量は、0.5質量%以上とする必要がある。ただし、Si含有量が1.5質量%を超えると、粒界に粗大な炭化物が形成され易くなり、疲労寿命が逆に低下する。また、冷間圧延性を低下させる観点からも、Si含有量は0.5 ~ 1.5質量%とする必要がある。

10

【0015】

< Mn : 0.3 ~ 2 質量% 質量% >

Mnは、焼入れ性および強度を確保する上で有効な元素である。この効果を十分に得るためには、Mn含有量を0.3質量%以上とする必要がある。ただし、Mn含有量が2.0質量%を超えると、炭素当量も高くなり、加工性及び溶接部の安定性に悪影響を及ぼす。そのため、Mn含有量は0.3 ~ 2質量%とする必要がある。また、熱処理（焼入焼戻処理）後の旧オーステナイト粒径を小さくする観点から、Mn含有量は0.8質量%以上が好ましい。

20

【0016】

< P、S : 0.02 質量% 以下 >

Pは、焼入れ時にオーステナイト粒界に偏析して粒界強度が低下することにより、靱性及び疲労寿命を低下させる元素である。そのため、P含有量は、0.02質量%以下とする必要がある。

30

Sは、鋼中でMnSを形成し、これが亀裂の起点となって強度や靱性を低下させる要因となる元素である。また、MnSは、粒界に偏析し、疲労寿命を低下させる。そのため、可能な限り含有量を少なくすることが望ましく、S含有量は、0.02質量%以下とする必要がある。

P及びSの含有量の上限を0.02質量%とすることで、P及びSに起因する弊害を抑えることができる。

【0017】

< Cr : 0.1 ~ 2 質量% >

Crは、Mnと同様に焼入れ性の向上に有効であると共に、焼戻し軟化抵抗を高める元素である。この効果を十分に得るためには、Cr含有量を0.1質量%以上とする必要がある。ただし、Cr含有量が2質量%を超えると、熱処理（焼入焼戻処理）後の組織が未溶解炭化物を多量に含むものとなり、この炭化物が亀裂を助長させる起点となって靱性及び疲労寿命の低下を招く。そのため、Cr含有量は0.1 ~ 2質量%とする必要がある。

40

【0018】

< Ti : 0.01 ~ 0.1 質量% >

Tiは、鋼中のNをTiNとして固定することにより、焼入れ性向上に有効な固溶Bの確保に寄与する元素である。また、Tiは、焼入れ時に旧オーステナイト粒径の粗大化を抑制し、疲労寿命を向上させる元素でもある。これらの効果を十分に得るためには、Ti含有量を0.01質量%以上とする必要がある。ただし、0.1質量%を超えてTiを添加しても、旧オーステナイト粒径の粗大化抑制効果が飽和し、却って疲労破壊の起点とな

50

るTi系介在物が増加する。そのため、Ti含有量は0.01~0.1質量%とする必要がある。

【0019】

<Nb: 0.01~0.1質量%>

Nbは、炭窒化物を形成し、旧オーステナイト結晶粒の粗大化を抑制して靱性を向上させると共に疲労寿命を向上させる元素である。これらの効果を十分に得るためには、Nb含有量を0.01質量%以上とする必要がある。ただし、0.1質量%を超えてNbを添加しても、上記効果は飽和し、不経済である。そのため、Nb含有量は0.01~0.1質量%とする必要がある。

【0020】

<Al: 0.1質量%以下>

Alは、脱酸や、焼入れ時のオーステナイト結晶粒の粗大化抑制に有効な元素である。ただし、過剰のAlを添加すると、靱性や疲労寿命に悪影響を及ぼす。そのため、Al含有量は0.1質量%以下、好ましくは0.05質量%以下とする必要がある。また、上記の効果を効果的に得るためには、Al含有量の下限を0.01質量%とすることが好ましい。

【0021】

<B: 0.0005~0.01質量%>

Bは、微量の添加で焼入れ性を高める元素である。また、Bは、熱処理(焼入焼戻処理)後の旧オーステナイト粒界を強化して脆性破壊を抑制し、靱性を向上させる元素でもある。これらの効果を十分に得るためには、B含有量を0.0005質量%以上とする必要がある。ただし、0.01質量%を超えてBを添加しても、上記効果は飽和し、不経済である。そのため、B含有量は0.0005~0.01質量%、好ましくは0.002~0.01質量%とする必要がある。

【0022】

<N: 0.01質量%以下>

Nは、BNの形成によってBが消費されるため、Bの効果を阻害する要因となる元素である。そのため、N含有量は、できるだけ低い方が望ましい。種々の組成を検討した結果、N含有量は0.01質量%まで許容されるが、0.006質量%以下とすることが好ましい。

【0023】

<Ni: 0.5質量%以下>

Niは、本発明に用いられるスラブの任意成分である。Niは焼入れ性、靱性及び疲労寿命の向上に有効な元素である。ただし、0.5質量%を超えてNiを添加しても、上記効果は飽和し、不経済である。そのため、Ni含有量は0.5質量%以下とする必要がある。また、上記の効果を効果的に得るためには、Ni含有量の下限を0.1質量%とすることが好ましい。

【0024】

<Ca: 0.02質量%以下>

Caは、本発明に用いられるスラブの任意成分である。Caは、MnS系介在物の形態を球状化して鋼材の異方性を軽減する元素である。ただし、0.02質量%を超えてCaを添加すると、Ca系介在物が増加して疲労特性を低下させる。そのため、Ca含有量は0.02質量%以下とする必要がある。また、上記の効果を効果的に得るためには、Ca含有量の下限を0.001質量%とすることが好ましい。

【0025】

<Mo: 0.5質量%以下>

Moは、本発明に用いられるスラブの任意成分である。Moは、焼入れ性及び焼戻し軟化抵抗の向上の他に、炭化物を形成して水素をトラップする効果を与える元素である。また、Moは、MnやCrの過剰な添加による靱性劣化を抑制する元素でもある。ただし、Moは高価な元素であるため、0.5質量%を超えてMoを添加すると不経済である。そ

10

20

30

40

50

のため、Mo含有量は0.5質量%以下とする必要がある。また、上記の効果を効果的に得るためには、Mo含有量の下限を、0.1質量%、好ましくは0.15質量%とすることが好ましい。

【0026】

<V: 0.5質量%以下>

Vは、本発明に用いられるスラブの任意成分である。Vは、焼入れ時に結晶粒を微細化して韌性向上に有効であると共に、炭化物を形成して水素をトラップする効果を与える元素である。ただし、Vは高価な元素であるため、0.5質量%を超えてVを添加すると不経済である。そのため、V含有量は0.5質量%以下とする必要がある。また、上記の効果を効果的に得るためには、V含有量の下限を、0.1質量%とすることが好ましい。

10

【0027】

<残部>

スラブの残部はFe及び不可避的不純物からなる。ここで、本明細書において「不可避的不純物」とは、意図していないにも関わらず不可避的に混入する不純物のことを意味する。

【0028】

次に、熱処理用鋼板の製造工程について説明する。

まず、上記のような組成を有するスラブを1250以上に加熱する。この範囲に加熱温度を設定することにより、TiやNbなどのマトリックスへの固溶が確保される。加熱温度が1250未満であると、熱間圧延において析出するNb炭化物量が不足する。その結果、焼入れの際に旧オーステナイト粒が成長してしまい、疲労特性や韌性（特に、衝撃韌性）が低下する。

20

【0029】

次に、加熱されたスラブを熱間圧延する。この熱間圧延では、全圧延率：90%以上、仕上げ温度：Ar₃変態点～Ar₃変態点+100の条件下で仕上げ圧延する。全圧延率が90%未満であると、強度を高めるのに有効な微細組織が十分に得られない。また、仕上げ温度がAr₃変態点未満であると、2相域で圧延されることになり、圧延条件が不安定になり易い。一方、仕上げ温度がAr₃変態点+100を超えると、熱間圧延後にオーステナイト粒が粗大化してしまい、微細組織を有する熱延コイルが得られない。

【0030】

次に、熱間圧延後の熱延鋼帯を40/秒以下、好ましくは20～30/秒の平均冷却速度で冷却する。この平均冷却速度は、金属組織を制御するために重要である。平均冷却速度が40/秒を超えると、熱延鋼帯にマルテンサイト組織が生じる場合がある。このマルテンサイト組織は、熱延鋼帯の特性を大きく変動させるばかりでなく、巻取り工程において板割れが生じる要因となる。

30

【0031】

次に、冷却した熱延鋼帯を450～600の巻取り温度でコイル状に巻取って熱延コイルとする。この巻取り温度で熱延鋼帯を巻取ることにより、微細フェライト+微細パーライト又はベイナイト組織を有する熱延コイルが得られる。巻取り温度が450未満であると、コイルの変形が生じ易く、巻取り自体が事実上困難となるばかりか、コイルエッジからの板割れが発生する場合がある。巻取り温度が600を超えると、粗大なフェライト+パーライト組織やバンド状組織を有する熱延コイルとなったり、表面の脱炭及び粒界酸化が進行してしまい、疲労破壊の起点となる。

40

【0032】

次に、熱延コイルを酸洗、球状化焼鈍又は冷延焼鈍する。これらの処理は、熱処理（焼入焼戻処理）によって生成するセメンタイトの析出状態にほとんど影響しないため、鋼材の形状に成形加工し得る強度及び延性を与えるものであればいずれを選択してもよい。

酸洗方法としては、特に限定されず、公知の方法に準じて行うことができる。例えば、塩酸などを含む酸洗槽に熱延コイルを通過させればよい。

球状化焼鈍及び冷延焼鈍を行う際の条件は、特に限定されず、公知の方法に準じて行う

50

ことができる。

【0033】

非酸化性雰囲気下で球状化焼鈍を行う場合、Bの焼入性を確保する観点から、窒素雰囲気ではなく水素ガス雰囲気下で行うことが好ましい。また、熱処理用鋼板は、所望の製品形状への成形加工が一般的に冷間で行われることが多いため、焼鈍は再結晶組織を与える程度に行えばよく、完全な球状化焼鈍を行う必要はない。

また、冷延焼鈍を行う場合、焼鈍温度及び焼鈍時間は、冷延焼鈍を行う前の冷間圧延率に応じて最適な条件を決定することが好ましい。例えば、冷間圧延の圧延率が高いものほど、一般的には、低温、短時間で微細な再結晶組織を得ることができる。鋼の成分組成によっても最適条件に多少の違いが生じるが、一般的に、全冷間圧延率が25%の場合は、
10 焼鈍時間を670～750、焼鈍時間10～40時間とすればよい。

【0034】

上記のようにして製造される熱処理用鋼板は、成形加工した後、焼入焼戻処理を行うことによって鋼部材を製造することができる。

成形加工の方法としては、特に限定されず、鋼部材の形状などに応じてプレス成形などの公知の方法を用いることができる。

焼入焼戻処理は、熱処理用鋼板を高強度化させつつ、靱性及び疲労特性を高め、遅れ破壊特性の劣化を抑制するために必要な処理である。焼入れは、 A_{c3} 変態点+50以上の温度で60秒以上保持した後、急冷することが好ましい。急冷は、マルテンサイト変態を生じさせ得る冷却速度であれば特に限定されない。また、焼戻しは、180～500
20 の温度で10～60分間保持すればよい。

【0035】

焼戻し後に得られる鋼部材の硬度は、好ましくは500HV以下、より好ましくは470HV以下である。ここで、「硬度」とは、ピッカース硬度計によって測定されたピッカース硬度を意味する。硬度が500HVを超えると、遅れ破壊限度が急激に低下する傾向がある。

【0036】

上記のようにして製造される鋼部材では、熱処理（焼入焼戻処理）の際に、Siによる固溶強化及びセメントイト生成抑制効果に起因する高強度化、Mn及びBによる焼入性向上、Bによる粒界強化に起因する靱性確保、Nb炭化物による結晶粒の微細化及び水素トラップ効果などが相乗的に作用して所望の効果が得られると考えられる。詳細な機構は不明であるが、特に、Siによるセメントイトの生成抑制効果とNb炭化物の水素トラップ効果との相互作用により、疲労亀裂の伝播を抑制すると共に限界拡散性水素を低下させ、疲労特性、靱性及び遅れ破壊特性の全てを向上させると考えられる。また、Siによるセメントイトの生成抑制効果により、焼戻温度を高温化しても硬さが維持できると共にセメントイトが粒界および粒内に極めて微細に生成するため、遅れ破壊限度がほとんど低下しない。
30

【実施例】

【0037】

以下、実施例により本発明を詳細に説明するが、これらによって本発明が限定されるものではない。
40

実施例で用いたスラブの組成を表1に示す。なお、スラブの残部はFe及び不可避不純物である。

【0038】

【表 1】

鋼種No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	Nb	Al	B	N	Ni	Mo	V	区分
A	0.18	0.64	0.83	0.007	0.005	0.25	0.02	0.02	0.037	0.0026	0.005	0.05	-	-	本発明鋼
B	0.22	0.98	1.01	0.009	0.004	0.33	0.02	0.04	0.027	0.0022	0.006	0.01	-	-	本発明鋼
C	0.24	1.38	0.83	0.012	0.003	0.11	0.02	0.05	0.036	0.0025	0.004	-	-	-	本発明鋼
D	0.25	0.86	0.41	0.008	0.005	0.16	0.03	0.05	0.035	0.0034	0.005	0.27	-	-	本発明鋼
E	0.24	0.95	0.45	0.011	0.007	0.14	0.02	0.05	0.026	0.0027	0.003	-	-	-	本発明鋼
F	0.33	1.15	0.49	0.012	0.005	0.15	0.04	0.05	0.034	0.0024	0.002	-	0.22	-	本発明鋼
G	0.22	1.22	0.35	0.012	0.006	1.23	0.05	0.01	0.028	0.0033	0.004	-	-	-	本発明鋼
H	0.25	0.55	0.68	0.009	0.005	0.25	0.05	0.01	0.031	0.0023	0.007	-	-	0.14	本発明鋼
I	<u>0.06</u>	<u>0.15</u>	0.34	0.009	0.004	-	-	-	0.033	-	0.008	0.01	-	-	比較鋼
J	0.13	<u>0.25</u>	<u>0.25</u>	0.008	0.005	0.15	0.02	0.04	0.034	0.0043	0.006	-	-	-	比較鋼
K	0.21	<u>1.89</u>	1.85	0.015	0.005	-	0.02	0.02	0.033	0.0041	0.004	-	-	-	比較鋼
L	0.23	0.45	0.43	0.009	0.004	0.15	<u>0.15</u>	-	0.029	0.0029	0.008	-	-	-	比較鋼
M	0.35	<u>0.01</u>	0.44	0.013	0.004	0.25	-	-	0.042	0.0042	0.007	-	-	-	比較鋼
N	<u>0.59</u>	<u>0.19</u>	0.55	0.011	0.005	0.27	-	-	0.034	-	0.006	-	-	-	比較鋼
O	0.22	0.27	0.47	0.012	0.007	0.28	-	<u>0.18</u>	0.025	-	0.004	-	-	-	比較鋼

(備考)
下線は、請求項に規定される数値範囲外を意味する。

10

【0039】

20

(実施例1)

実施例1では、スラブの組成、熱延条件、焼入焼戻条件などが、熱処理用鋼板の加工性や、熱処理鋼板の疲労特性及び靱性に与える影響について調査した。

表1に示す成分を含む200mm厚のスラブを1280で60分加熱した後、表2～3に示す条件で熱間圧延して冷却し、4.0mm厚の熱延板を作製した。そして、この熱延板を表2～3に示す条件でコイル状に巻取って熱延コイルとし、この熱延コイルを酸洗することによって熱処理用鋼板を得た。なお、一部のサンプルについては、酸洗の代わりに、表2～3に示す条件で球状化焼鈍又は冷延焼鈍を行った。また、球状化焼鈍は、水素雰囲気中で行った。

得られた熱処理用鋼板について、加工性を評価するために、JIS Z2241に準拠して引張試験を行い、引張強さ(TS)及び引張伸び(T.E.L)を測定した。その結果を表2に示す。

30

【0040】

次に、上記で得られた熱処理用鋼板の両面を0.5mm研削して3.0mm厚とし、冷間圧延して2.0mm厚に仕上げた。その後、熱処理(焼入焼戻処理)を行い、熱処理鋼板を得た。焼入れは、900で15分間保持した後、水を用いて急冷することによって行った。また、焼戻しは、350で30分間保持することによって行なった。

得られた熱処理鋼板について、ピッカース硬度を測定すると共に、衝撃試験及び疲労試験を行った。

衝撃試験は、-45における2mmUノッチ衝撃値をJIS Z2242に準拠したシャルピー試験によって測定した。

40

また、疲労試験は、JIS Z2275に準拠した試験片を採取し、平面曲げ疲労試験機を用い、両振りにて22Hzで試験した。この試験において、 5×10^6 サイクル後の疲労強度の値を疲労限度とした。

【0041】

上記の各評価の結果を表2～3に示す。表中、疲労限度比とは、疲労強度を引張強さで割った値(疲労限度比=疲労強度/引張強さ)である。

上記の各評価の基準としては、TS×T.E.Lの値が16000以上であれば熱処理用鋼板の加工性が良好であると考えられる。ピッカース硬度が350～500HV、Uノッチ衝撃値が80J/cm²以上、疲労限度比が0.4以上であれば、熱処理鋼板の疲労特

50

性及び靱性が良好であると考えられる。

【 0 0 4 2 】

【表 2】

試料 No.	鋼種 No.	仕上げ温度 (°C)	平均冷却速度 (°C/秒)	巻取り温度 (°C)	金属組織	冷延率 (%)	焼鈍条件	熱処理用鋼板の特性			熱処理鋼板の特性				区分
								TS (N/mm ²)	T. EL (%)	TS×T. EL	ビッカース硬度 (HV)	Uノッチ衝撃値 (J/cm ²)	疲労限度 (MPa)	疲労限度比	
1	A	897	54	350	M	-	-	1331	4	5325	423	110	570	0.41	比較例
2	A	890	30	456	F+P+B	-	-	675	28	18909	437	105	576	0.42	本発明例
3	A	895	29	483	F+P	-	-	659	30	19785	434	102	584	0.44	本発明例
4	B	903	24	680	F+P	-	-	560	34	19035	453	88	595	0.38	比較例
5	B	905	26	600	F+P	-	-	613	31	18989	469	95	627	0.42	本発明例
6	B	900	26	550	F+P	-	710°C×15h	612	32	19578	456	93	607	0.45	本発明例
7	C	920	29	468	F+P	50	710°C×15h	679	28	19002	472	94	632	0.43	本発明例
8	C	923	24	519	F+P	50	710°C×40h	552	34	18777	468	95	626	0.42	本発明例
9	C	925	25	478	F+P	-	-	583	35	20402	447	97	592	0.43	本発明例
10	D	895	31	453	F+P+B	-	-	717	26	18639	478	97	642	0.42	本発明例
11	D	896	27	484	F+P	-	-	602	32	19279	469	95	627	0.47	本発明例
12	D	890	25	509	F+P	-	-	554	29	16074	476	96	591	0.42	本発明例
13	E	906	36	358	F+P	-	-	847	23	19491	471	94	631	0.44	本発明例
14	E	910	22	562	F+P	-	-	496	36	17852	472	87	604	0.43	本発明例
15	E	905	27	487	F+P	40	710°C×15h	618	32	19790	480	92	615	0.49	本発明例

(備考)
 ・下線は、請求項に規定される数値範囲外を意味する。
 ・金属組織において、Fはフェライト、Pはパーライト、Mはマルテンサイトを意味する。

10

20

【 0 0 4 3 】

【表 3】

試料 No.	鋼種 No.	仕上げ温度 (°C)	平均冷却速度 (°C/秒)	巻取り温度 (°C)	金属組織	冷延率 (%)	焼鈍条件	熱処理用鋼板の特性			熱処理鋼板の特性				区分
								TS (N/mm ²)	T. EL (%)	TS×T. EL	ビッカース硬度 (HV)	Uノッチ衝撃値 (J/cm ²)	疲労限度 (MPa)	疲労限度比	
16	F	900	30	456	F+P+B	50	710°C×25h	719	27	19400	475	82	658	0.51	本発明例
17	F	898	29	483	F+P	-	-	703	27	18972	463	88	673	0.45	本発明例
18	F	890	35	407	B+M	-	710°C×20h	1382	5	6910	447	81	552	0.40	比較例
19	G	921	30	519	B	-	-	734	26	19072	462	89	597	0.42	本発明例
20	G	928	34	478	B	50	710°C×40h	834	23	19171	466	96	623	0.45	本発明例
21	G	920	38	402	M	-	710°C×20h	1434	6	8604	454	91	603	0.46	比較例
22	H	880	31	453	F+P+B	-	710°C×15h	719	25	17987	477	88	663	0.40	本発明例
23	H	885	27	484	F+P	-	-	605	31	18758	468	96	635	0.43	本発明例
24	I	905	36	558	F+P	-	-	289	33	15537	216	150	223	0.29	比較例
25	J	900	22	562	F+P	-	-	395	34	13429	258	122	290	0.32	比較例
26	K	953	33	402	M	-	-	1235	7	8856	406	105	453	0.36	比較例
27	L	886	26	504	F+P	-	-	570	27	15393	418	76	445	0.34	比較例
28	M	851	26	515	F+P	-	-	591	26	18357	440	77	560	0.39	比較例
29	N	808	29	468	F+P	-	-	707	24	16979	554	55	572	0.36	比較例
30	O	879	25	509	F+P	-	-	531	33	17516	412	75	515	0.39	比較例

(備考)
 ・下線は、請求項に規定される数値範囲外を意味する。
 ・金属組織において、Fはフェライト、Pはパーライト、Mはマルテンサイトを意味する。

30

40

【 0 0 4 4 】

表 2 ~ 3 に示されるように、所定の組成を有するスラブを用い、且つ所定の条件下で作製した試料 No. 2 ~ 3、5 ~ 17、19 ~ 20 及び 22 ~ 23 の熱処理用鋼板は、TS×T. EL の値が 16000 以上であり、加工性が良好であった。また、これらの熱処理用鋼板から作製された熱処理鋼板は、Uノッチ衝撃値が 80 J/cm² 以上、疲労限度比が 0.4 以上であり、疲労特性及び靱性が良好であった。

【 0 0 4 5 】

これに対して、試料 No. 1 の熱処理用鋼板は、所定の組成を有するスラブを用いたものの、平均冷却速度が速すぎたためにマルテンサイトが生じ、TS×T. EL の値が低く

50

なった。つまり、この熱処理用鋼板は加工性が十分でなかった。

試料No. 4の熱処理用鋼板は、所定の組成を有するスラブを用いたものの、巻取り温度が高すぎたために粗大なフェライト及びパーライトの混合組織が生成した。その結果、焼入れの際にパーライトが十分に固溶せず、旧オーステナイト粒が混在してしまった。つまり、この熱処理用鋼板から得られる熱処理鋼板は疲労強度が十分でなかった。

試料No. 18及び21の熱処理用鋼板は、所定の組成を有するスラブを用いたものの、巻取り温度が低すぎたためにマルテンサイトが生じ、TS×T・ELの値が低くなった。つまり、これらの熱処理用鋼板は加工性が十分でなかった。

【0046】

試料No. 24の熱処理用鋼板は、C及びSiの含有量が少なく、Cr、Ti、Nb及びBを含有していないスラブを用いたために、TS×T・ELの値が低くなった。つまり、この熱処理用鋼板は加工性が十分でなかった。

試料No. 25の熱処理用鋼板は、Si及びMnの含有量が少ないスラブを用いたために、TS×T・ELの値が低くなった。つまり、この熱処理用鋼板は加工性が十分でなかった。

試料No. 26の熱処理用鋼板は、Siの含有量が多いスラブを用いたために、高強度となってTS×T・ELの値が低くなった。また、この熱処理用鋼板は、過剰なSiに加えて巻取り温度が低すぎたために、変態が遅滞してコイルの変形が生じた。つまり、この熱処理用鋼板は加工性が十分でなかった。さらに、この熱処理用鋼板の表面に多くのスケールが形成されてしまい、熱処理鋼板の疲労限度を低下させた。つまり、この熱処理鋼板は疲労特性が十分でなかった。

【0047】

試料No. 27の熱処理用鋼板は、Tiの含有量が多いスラブを用いたために、焼入焼戻処理の際にTiNが粗大化して介在物となり、熱処理鋼板のUノッチ衝撃性を低下させた。つまり、この熱処理鋼板は靱性が十分でなかった。

試料No. 28の熱処理用鋼板は、Siの含有量が少ないスラブを用いたために、焼入焼戻処理の際にセメントライトが粗大化し、熱処理鋼板のUノッチ衝撃性を低下させた。つまり、この熱処理鋼板は靱性が十分でなかった。

試料No. 29の熱処理用鋼板は、Cの含有量が多いスラブを用いたために、高強度となってTS×T・ELの値が低くなった。つまり、この熱処理用鋼板は、加工性が十分でなかった。さらに、この熱処理用鋼板は、焼入焼戻処理の際にSiの含有量が少ないことに起因してセメントライトの粗大化が生じると共に、Bの未添加による粒界の強化不足のために、熱処理鋼板のUノッチ衝撃性が低下した。つまり、この熱処理鋼板は靱性が十分でなかった。

試料No. 30の熱処理用鋼板は、Nbの含有量が多いスラブを用いたために、焼入焼戻処理の際にNbN、NbCが粗大化して介在物となり、熱処理鋼板のUノッチ衝撃性を低下させた。つまり、この熱処理鋼板は靱性が十分でなかった。

【0048】

(実施例2)

実施例2では、鋼種や焼戻し温度が、熱処理鋼板の疲労特性や靱性に与える影響について調査した。

200mm厚のスラブを1280℃で60分加熱した後、890℃の仕上げ温度で熱間圧延して30℃/秒の平均冷却速度で冷却し、4.0mm厚の熱延板を作製した。そして、この熱延板を550℃の巻取り温度でコイル状に巻取って熱延コイルとし、この熱延コイルを酸洗することによって熱処理用鋼板を得た。

次に、上記で得られた熱処理用鋼板の両面を0.5mm研削して3.0mm厚とし、冷間圧延して2.0mm厚に仕上げた。その後、熱処理(焼入焼戻処理)を行って熱処理鋼板を得た。焼入れは、900℃で15分間保持した後、水を用いて急冷することによって行った。また、焼戻しは、100～500℃の範囲で30分間保持することによって行った。

10

20

30

40

50

【 0 0 4 9 】

得られた熱処理鋼板について、降伏強さ（YS）、引張り強さ（TS）、引張伸び（T.E.L）及びビッカース硬度を測定すると共に、衝撃試験及び疲労試験を行った。ここで、降伏強さ（YS）は、JIS Z 2241に準拠した引張試験を行うことによって求めた。その他の測定及び試験については、上記の実施例と同様にして行った。その結果を表4に示す。

【 0 0 5 0 】

【表4】

試料 No.	鋼種 No.	焼戻温度 (°C)	YS (N/mm ²)	TS (N/mm ²)	T. El (%)	ビッカース硬度 (HV)	Uノッチ衝撃値 (J/cm ²)	疲労限度 (MPa)	疲労限度比
31	B	100	1245	1647	6.5	514	79	560	0.34
32	B	180	1285	1502	8.7	473	97	601	0.40
33	B	300	1282	1470	8.7	464	94	617	0.42
34	B	350	1243	1418	8.9	454	96	581	0.41
35	B	400	1141	1259	9.2	407	109	504	0.40
36	L	100	1290	1673	5.8	492	78	584	0.35
37	L	180	1225	1439	7.2	455	86	489	0.34
38	L	300	1198	1344	7.5	425	76	444	0.33
39	L	350	1143	1246	7.8	394	85	424	0.34
40	L	400	1053	1132	8.8	359	113	351	0.31
41	M	180	1405	1620	6.1	566	75	454	0.28
42	M	300	1343	1489	7.8	472	77	462	0.31
43	M	350	1287	1394	8.0	419	81	428	0.31
44	M	400	1155	1250	8.3	382	92	410	0.33

【 0 0 5 1 】

表4に示されているように、本発明の熱処理用鋼板を用いると共に、焼戻し温度を180～500の範囲にして作製した試料No. 32～35の熱処理鋼板は、Uノッチ衝撃値が80 J/cm²以上、疲労限度比が0.4以上であり、疲労特性及び靱性が良好であった。

これに対して、焼戻し温度が180未満であると、本発明の熱処理用鋼板を用いても、熱処理鋼板が硬くなり過ぎてしまい、疲労特性や靱性が低下してしまった（試料No. 31）。また、所定の組成を有するスラブを用いていない熱処理用鋼板は、焼戻し温度が180未満の場合だけでなく180～500の範囲の場合であっても、疲労特性や靱性が不十分な熱処理鋼板を与えた（試料No. 36～44）。

【 0 0 5 2 】

（実施例3）

実施例3では、鋼種や焼戻し温度が、熱処理鋼板の遅れ破壊特性に与える影響について調査した。

200mm厚のスラブを1280で60分加熱した後、890の仕上げ温度で熱間圧延して30/秒の平均冷却速度で冷却し、4.0mm厚の熱延板を作製した。そして、この熱延板を550の巻取り温度でコイル状に巻取って熱延コイルとし、この熱延コイルを酸洗することによって熱処理用鋼板を得た。

次に、上記で得られた熱処理用鋼板の両面を0.5mm研削して3.0mm厚とし、冷間圧延して2.0mm厚に仕上げた。その後、熱処理（焼入焼戻処理）を行って熱処理鋼板を得た。焼入れは、900で15分間保持した後、水を用いて急冷することによって行った。また、焼戻しは、100～500の範囲で30分間保持することによって行った。

【 0 0 5 3 】

得られた熱処理鋼板について、ビッカース硬度、遅れ破壊限度、静的曲げ破壊強度、全

水素量及び拡散性水素量を測定すると共に、遅れ破壊比を求めた。ここで、遅れ破壊限度、静的曲げ破壊強度、全水素及び拡散性水素は、以下のようにして測定した。なお、ビッカース硬度の測定については、上記の実施例と同様にして行った。

【 0 0 5 4 】

遅れ破壊試験は、片持梁式曲げ遅れ破壊試験装置(東伸工業株式会社製 C L T - 2 0 C)を用いて行った。試験片としては、冷延によって板厚 2 . 0 mm × 幅 1 0 mm × 長さ 1 0 0 mm で、且つ長手中央部に頂角 : 4 5 °、深さ 2 . 0 mm、ノッチ底 0 . 3 R の V ノッチを入れたものを用いた。この試験片の一端を固定して V ノッチ部を 1 0 % 塩酸溶液中に浸漬し、他端に重錘をつけて V ノッチ底部に種々の曲げ応力を負荷し、破壊応力と破壊時間との関係を求めることによって S - N 線図を作成した。そして、1 0 0 時間経過しても破壊しない曲げ応力を求め、これを遅れ破壊限度とした。

10

【 0 0 5 5 】

静的曲げ破壊試験は、次のように行った。試験機及び試験片の形状は遅れ破壊試験と同じである。また、この試験片の一端を固定して V ノッチ部を 1 0 % 塩酸溶液中に浸漬し、他端に重錘をつけて V ノッチ底部に種々の曲げ応力を負荷する点も同様である。ただし、破壊応力と破壊時間との関係を求めるのではなく、重錘の荷重を徐々に増加させ、V ノッチ部からの亀裂が発生する応力を求め、これを静的曲げ破壊強度とした。

【 0 0 5 6 】

全水素量の測定は、2 mm × 5 mm × 1 0 mm の試験片を 1 0 % 塩酸溶液中に 1 0 0 時間浸漬させた後、表面の腐食生成物を研削してから測定した。この測定用の試験片は、全水素量を測定するまでの間、窒素雰囲気下で保管した。そして、この試験片を室温から 6 0 0 まで昇温した際に放出された水素量の合計をガスクロマトグラフィー法にて測定し、これを全水素量とした。

20

【 0 0 5 7 】

拡散性水素量の測定は、2 mm × 5 mm × 1 0 mm の試験片を 1 0 % 塩酸溶液中に 1 0 0 時間浸漬させた後、表面の腐食生成物を研削してから測定した。この測定用の試験片は、全水素量を測定するまでの間、窒素雰囲気下で保管した。そして、この試験片を室温 ~ 2 4 5 まで昇温速度 1 2 / 分で加熱し、放出された水素量を四重極質量分析計を用いて測定した。そして、この温度範囲で得られた水素量の積分値(第 1 ピークの面積)を拡散性水素量とした。

30

上記の結果を表 5 に示す。表 5 中、遅れ破壊比とは、遅れ破壊限度を静的曲げ破壊強度で割った値(遅れ破壊比 = 遅れ破壊限度 / 静的曲げ破壊強度)である。この遅れ破壊比の評価基準としては、遅れ破壊比が 0 . 5 以上であれば、熱処理鋼板の遅れ破壊特性が良好であると考えられる。

【 0 0 5 8 】

【表 5】

試料 No.	鋼種 No.	焼戻温度 (°C)	ビッカース硬度 (HV)	遅れ破壊限度 (MPa)	静的曲げ破壊強度 (MPa)	遅れ破壊比	全水素量 (ppm)	拡散性水素量 (ppm)	区分
45	B	180	495	1345	2594	0.52	3.2	0.19	本発明例
46	B	300	466	1749	2453	0.71	2.9	0.17	本発明例
47	B	350	454	1839	2371	0.78	2.7	0.16	本発明例
48	B	400	423	1792	2190	0.82	2.6	0.15	本発明例
49	H	400	496	1649	2749	0.60	2.2	0.11	本発明例
50	M	300	505	650	2826	0.23	3.6	0.24	比較例
51	M	400	463	1321	2492	0.53	3.9	0.25	比較例
52	N	450	476	510	2684	0.19	4.2	0.28	比較例
53	N	500	421	889	1852	0.48	3.9	0.24	比較例

40

【 0 0 5 9 】

表 5 に示されているように、本発明の熱処理用鋼板を用いると共に、焼戻し温度を 1 8

50

0 ~ 500 の範囲にして作製した熱処理鋼板は、遅れ破壊特性が良好であった（試料No. 45 ~ 49）。

これに対して所定の組成を有するスラブを用いていない熱処理用鋼板は、焼戻し温度が180 ~ 500 の範囲の場合であっても、遅れ破壊特性が不十分な熱処理鋼板を与えた（試料No. 50 ~ 53）。この結果は、スラブが所定の組成を有していないために、拡散性水素量が多くなったことに起因すると考えられる。

【0060】

上記の結果を考察するために、熱処理鋼板のビッカース硬度と遅れ破壊比との関係を示すグラフを図1に示す。図1からわかるように、同程度の硬さを有する熱処理鋼板であっても、本発明の熱処理鋼板の方が、比較例の熱処理鋼板よりも遅れ破壊特性が良好である。

10

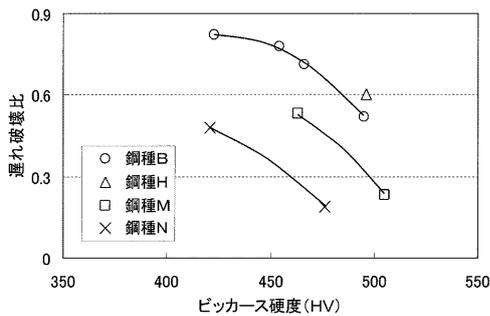
次に、上記各試料の代表例として試料No. 46（本発明例）及び試料No. 51（比較例）の熱処理鋼板の顕微鏡写真を図2に示す。図2からわかるように、試料No. 46の熱処理鋼板では、試料No. 51の熱処理鋼板よりも微細なセメントライトが均一に析出していた。この微細なセメントライトの均一な析出によって上記の効果がもたらされたと考えられる。

【0061】

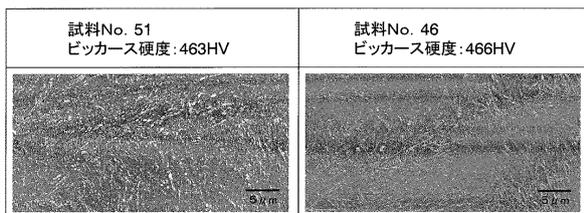
以上の結果からわかるように、本発明によれば、加工性及び焼入性が良好であると共に、疲労特性、靱性及び遅れ破壊特性の全てに優れた鋼部材を与える熱処理用鋼板の製造方法を提供することができる。また、本発明によれば、疲労特性、靱性及び遅れ破壊特性の

20

【図1】



【図2】



フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I
C 2 2 C 38/00 3 0 1 U

(72)発明者 面迫 浩次
広島県呉市昭和町 1 1 番 1 号 日新製鋼株式会社内
(72)発明者 秋月 誠
広島県呉市昭和町 1 1 番 1 号 日新製鋼株式会社内
(72)発明者 洲 崎 恒年
広島県呉市昭和町 1 1 番 1 号 日新製鋼株式会社内

審査官 松本 要

(56)参考文献 特開 2 0 0 7 - 2 7 7 6 6 1 (J P , A)
特開 2 0 0 5 - 3 0 7 3 3 9 (J P , A)
特開 2 0 0 0 - 3 5 5 7 3 5 (J P , A)
特開 2 0 0 0 - 1 7 8 6 8 1 (J P , A)
特開平 0 9 - 2 5 6 0 6 6 (J P , A)
特開平 1 0 - 2 5 1 7 9 4 (J P , A)
特開 2 0 0 5 - 2 2 0 4 1 5 (J P , A)
特開 2 0 0 3 - 2 9 3 0 8 3 (J P , A)
特開 2 0 0 5 - 1 2 0 4 5 9 (J P , A)

(58)調査した分野(Int.Cl. , D B 名)
C 2 1 D 9 / 4 6
C 2 2 C 3 8 / 0 0 - 3 8 / 6 0