

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2012-122111

(P2012-122111A)

(43) 公開日 平成24年6月28日 (2012.6.28)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 1 D 8/02 (2006.01)	C 2 1 D 8/02 B	4 K O 3 2
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 B	
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/58	

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 14 頁)

(21) 出願番号	特願2010-275298 (P2010-275298)	(71) 出願人	000001258 J F E スチール株式会社 東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(22) 出願日	平成22年12月10日 (2010.12.10)	(74) 代理人	100126701 弁理士 井上 茂
		(74) 代理人	100130834 弁理士 森 和弘
		(72) 発明者	木村 達己 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	大坪 浩文 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】 優れた生産性と溶接性を兼ね備えた、P W H T 後の落重特性に優れた T M C P - T e m p e r 型高強度厚鋼板の製造方法

(57) 【要約】

【課題】 優れた生産性と溶接性をもつ、P W H T 後の落重特性に優れた T S 5 8 0 M P a 超級の T M C P - T e m p e r 型高強度厚鋼板の製造方法を提供する。

【解決手段】 質量%で C : 0 . 0 4 ~ 0 . 0 8 %、S i : 0 . 0 5 ~ 0 . 6 %、M n : 1 . 2 ~ 2 . 0 %、P : 0 . 0 0 3 ~ 0 . 0 2 0 %、S : 0 . 0 0 3 % 以下、A l : 0 . 0 1 ~ 0 . 0 5 %、C u : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 0 %、N i : 0 . 0 5 ~ 0 . 6 0 %、C r : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 0 %、M o : 0 . 0 5 ~ 0 . 4 0 %、V : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 %、N : 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 0 0 4 0 %、P c m : 0 . 2 2 以下、焼入れ性指数 ( D I 値 ) : 4 0 ~ 1 0 0、残部 F e および不可避的不純物の連続鑄造材を特定条件で、熱間圧延後、引き続いて加速冷却し、さらに焼戻しを行う。焼入れ性指数 ( D I 値 ) :  $8 \times C \times (1 + 0.64 Si) \times (1 + 4.1 Mn) \times (1 + 0.27 Cu) \times (1 + 0.52 Ni) \times (1 + 2.33 Cr) \times (1 + 3.14 Mo)$

【選択図】 なし

## 【特許請求の範囲】

## 【請求項1】

成分組成が、質量%で、C：0.04～0.08%、Si：0.05～0.6%、Mn：1.2～2.0%、P：0.003～0.020%、S：0.003%以下、Al：0.01～0.05%、Cu：0.01～0.50%、Ni：0.05～0.60%、Cr：0.01～0.50%、Mo：0.05～0.40%、V：0.01～0.1%、N：0.0010～0.0040%、Pcm：0.22%以下、焼入れ性指数（DI値）：40～100、残部Feおよび不可避的不純物の連続鋳造スラブを、表面手入れを行うことなく、1000～1250 に再加熱し、900 以下での累積圧下率：50%以上、圧延仕上温度：900 未満の熱間圧延を行って板厚80mm以下とし、引き続き、平均冷却速度3 /s以上の冷却速度で500 以下の温度まで加速冷却を行った後、600～750 の温度域で焼戻し処理を行うことを特徴とする、優れた生産性と溶接性を兼ね備えた、PWH T後の落重特性に優れたTMCP - Temper型高強度厚鋼板の製造方法。

$Pcm(\%) = C + Si / 30 + Mn / 20 + Cu / 20 + Ni / 60 + Cr / 20 + Mo / 15 + V / 10 + 5B$ （各元素記号は含有量（質量%）とする。）

焼入れ性指数（DI）=  $8 C \times (1 + 0.64 Si) \times (1 + 4.1 Mn) \times (1 + 0.27 Cu) \times (1 + 0.52 Ni) \times (1 + 2.33 Cr) \times (1 + 3.14 Mo)$ 、（但し、各元素記号は含有量（質量%）とする。）

## 【請求項2】

更に、成分組成が下式の値（Y値）として1.00～1.50を満足することを特徴とする、請求項1記載の優れた生産性と溶接性を兼ね備えた、PWH T後の落重特性に優れたTMCP - Temper型高強度厚鋼板の製造方法。

$Y = Cr + 2Mo + 10V$

但し、各元素記号は含有量（質量%）とする。

## 【請求項3】

更に、成分組成が質量%で、Ti：0.004～0.010%、Ca：0.0005～0.0015%、REM：0.001～0.010%の1種または2種以上を含有することを特徴とする、請求項1または2記載の、優れた生産性と溶接性を兼ね備えた、PWH T後の落重特性に優れたTMCP - Temper型高強度厚鋼板の製造方法。

## 【請求項4】

更に、成分組成において不可避的不純物とされるNbとBが、Nb：0.003%以下、B：0.0003%以下であることを特徴とする、請求項1乃至3のいずれか一つに記載の、優れた生産性と溶接性を兼ね備えた、PWH T後の落重特性に優れたTMCP - Temper型高強度厚鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【技術分野】

## 【0001】

本発明は、原子炉格納容器、圧力容器、蒸気発生器あるいは各種反応容器などPWH T後に優れた落重特性が要求される用途に適した高強度厚鋼板の製造方法に関し、特にスラブ製造段階での優れた生産性と現地工事での優れた溶接性とを兼ね備える、引張強さ（TS）：580MPa超級のTMCP - Temper型高強度厚鋼板の製造方法に関する。なお、本発明は、板厚6mm～80mmの鋼板の製造方法を対象とする。

## 【背景技術】

## 【0002】

近年、エネルギー需要の拡大、地球温暖化防止の観点から、世界的に原子力発電所建造のニーズが高まり、適用鋼材の開発が強く要望されている。

## 【0003】

原子力発電所や化学プラントの圧力容器や反応容器に用いられる鋼板は厚肉材が多く、高強度、高靱性であることに加えて、良好な溶接性なども要求される。

## 【0004】

従来、この種の用途に適した圧力容器用鋼板としては、C-Si-Mn系を主成分としたJIS G3155のSPV系などの鋼材が主に用いられてきた。しかしながら、これらの厚鋼板では、鋼材成分が炭素量が質量%で0.08~0.16%程度のいわゆる中炭素成分になるため、連続鋳造時の包晶凝固に起因したスラブ表面割れが発生し、スラブ手入れ負荷が高く、原子力発電所の建造数の急増に伴う、旺盛な鋼板ニーズに応えることが困難になりつつある。

## 【0005】

ところで、大型原子炉格納容器や反応容器等の製作では、鋼板の切断、曲げ加工、溶接による組み立て後に、PWHT (Post Weld Heat Treatment : 溶接後熱処理、SR処理あるいは応力除去焼鈍とも称する)を施すことが必須であるが、現地での組み立て時の溶接技術の問題や安全性の観点から、従来の条件に比べて、高温かつ長時間の非常に厳しい条件のPWHTを実施することが多くなっている。

10

## 【0006】

このようなPWHTにより強度が低下し、その抑制には、焼戻し軟化を抑制する合金元素の添加が有効であるものの、過剰な合金元素の添加は、溶接性の低下を招き、現地施工で厳格な予熱温度の管理が必要となる。

## 【0007】

一方で、高強度鋼では、PWHTにより溶接熱影響部に割れが発生する。そのため、Cr, Mo, Vなどの析出硬化元素量を制限するSR割れ感受性指数 $P_{SR, G}$ が提案されており(たとえば特許文献1)、Gの場合、 $G = Cr + 3.3Mo + 8.1V - 2$ (但し、各元素記号は含有量(質量%))が負となるように成分設計される。

20

## 【0008】

特許文献2は、耐応力除去焼鈍特性と溶接性に優れた高強度鋼板に関し、Cr, Mn, Vの添加量の最適化により、セメントタイトの粗大化を抑制し、PWHT前後の強度低下が小さく、しかも溶接性にも優れた厚鋼板が提案されている。

## 【0009】

特許文献3は、溶接性及び歪時効後の靱性に優れた60キロ級高張力鋼の製造方法に関し、溶接性の向上を目的としてC量を下げた分の強度補償として、Nb炭窒化物の析出強化を利用した、溶接性と歪時効特性に優れた厚鋼板が提案されている。

30

## 【0010】

また、原子炉格納容器や蒸気発生器などの安全性が重要視される部位に使用される厚鋼板では、材料の耐脆性破壊特性に関する指標であるNDT温度(ASTM E208規定NRL落重試験による)を指標とする落重特性に優れることが求められるが、PWHTを施す場合、冷却過程での結晶粒界へのPの偏析により、低温靱性、特に落重特性が著しく低下する。

## 【0011】

特許文献4は、落重特性に優れた原子炉圧力容器用鋼に関し、成分組成においてC量、P量を低減するとともに、N量を高めることで落重特性を向上させる技術が開示されている。

40

## 【先行技術文献】

## 【特許文献】

## 【0012】

【特許文献1】特開昭61-126978号公報

【特許文献2】特開2008-150656号公報

【特許文献3】特開2001-64724号公報

【特許文献4】特開平2-93044号公報

## 【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

## 【0013】

50

しかしながら、特許文献2記載の鋼板はP W H T後の強度レベルが引張強さ580MPa以下であり、P W H T後においても580MPa超級の引張強さが得られるものではない。

【0014】

特許文献3記載の鋼板は、溶接熱履歴を受けた際に一旦固溶したNbが、高温・長時間のP W H Tを施された場合に、Nb炭窒化物として析出し、HAZ靱性の低下を招くことが懸念される。特許文献4記載の鋼板は、N量を高めるため、連続鑄造プロセスでスラブを製造する場合において、スラブ表面割れなどが発生しやすく、生産性の低下が懸念される。

【0015】

また、従来技術は、熱間圧延により得られた鋼板を再加熱してから焼き入れする技術が大半であり、これよりも製造時間の面で有利な直接焼入れ法や圧延に引き続いて加速冷却を行う方法を活用した製造方法の開発が望まれている。ここで、特許文献2には鋼板を圧延後に所定の冷却速度にて加速冷却する技術が記載されているが、前述のとおり、本発明で目標とされる580MPa超級の引張強さを達成できていないため、新たな製造技術の開発が望まれていた。

【0016】

そこで、本発明は上記課題を解決する、優れた生産性と溶接性を兼ね備えた、P W H T後の落重特性に優れたT M C P - T e m p e r型高強度厚鋼板の製造方法を提供する。ここで、T M C Pは、t h e r m o - m e c h a n i c a l c o n t r o l p r o c e s s (加工熱処理、熱加工制御)の略称である。本発明において、T M C P - T e m p e r型高強度厚鋼板とは、T M C Pの二大要素技術である制御圧延技術と制御冷却(加速冷却技術)とを活用して製造される鋼板、たとえば、制御圧延された鋼板をそのまま加速冷却して得られる鋼板を、その後、焼き戻して製造される高強度厚鋼板を指すものとする。

【課題を解決するための手段】

【0017】

発明者らは、上記課題を解決すべく鋭意研究を重ね、以下の知見を得た。

1. スラブ製造段階での優れた生産性と現地工事での優れた溶接性とを兼ね備えるためには、成分設計において、C量を亜包晶域よりも低減し、かつ、Pcmを0.22%以下とすることが有効である。

2. Cr, Mo, V含有量を、パラメータ式： $Cr + 2Mo + 10V$  (但し、各元素記号は含有量(質量%))で規定される値が1.00~1.50となるように調整した鋼にT M C P - T e m p e rを施すと、高温・長時間のP W H T後にもT S 580MPa超えの強度が確保されるとともに、連続鑄造スラブ製造時のV炭窒化物の析出によるスラブ割れも低減でき、生産性を向上させることが可能である。

3. 圧延条件の調整による、オーステナイトの微細化および加工歪導入により、圧延に引き続いて実施される加速冷却時に変態生成するベイナイトまたはマルテンサイトのパケットやブロックサイズを微細化すると、P W H T後で優れた落重特性を確保することが可能である。

【0018】

本発明は得られた知見をもとに更に検討を加えてなされたもので、その要旨は次の通りである。

【0019】

1. 成分組成が、質量%で、C:0.04~0.08%、Si:0.05~0.6%、Mn:1.2~2.0%、P:0.003~0.020%、S:0.003%以下、Al:0.01~0.05%、Cu:0.01~0.50%、Ni:0.05~0.60%、Cr:0.01~0.50%、Mo:0.05~0.40%、V:0.01~0.1%、N:0.0010~0.0040%、Pcm:0.22%以下、焼入れ性指数(DI値):40~100、残部Feおよび不可避的不純物の連続鑄造スラブを、表面手入れを行うことなく、1000~1250に再加熱し、900以下での累積圧下率:50%以上

10

20

30

40

50

、圧延仕上温度：900 未満の熱間圧延を行って板厚80mm以下とし、引き続き、平均冷却速度3 / s以上の冷却速度で500 以下の温度まで加速冷却を行った後、600 ~ 750 の温度域で焼戻し処理を行うことを特徴とする、優れた生産性と溶接性を兼ね備えた、P W H T後の落重特性に優れたT M C P - T e m p e r型高強度厚鋼板の製造方法。

$P c m (\%) = C + S i / 30 + M n / 20 + C u / 20 + N i / 60 + C r / 20 + M o / 15 + V / 10 + 5 B$  (各元素記号は含有量(質量%)とする。)

焼入れ性指数(DI) =  $8 C \times (1 + 0.64 S i) \times (1 + 4.1 M n) \times (1 + 0.27 C u) \times (1 + 0.52 N i) \times (1 + 2.33 C r) \times (1 + 3.14 M o)$ 、  
(但し、各元素記号は含有量(質量%)とする。)

2. 更に、成分組成が下式の値(Y値)として1.00 ~ 1.50を満足することを特徴とする、1記載の優れた生産性と溶接性を兼ね備えた、P W H T後の落重特性に優れたT M C P - T e m p e r型高強度厚鋼板の製造方法。

$Y = C r + 2 M o + 10 V$

但し、各元素記号は含有量(質量%)とする。

3. 更に、成分組成が質量%で、T i : 0.004 ~ 0.010% , C a : 0.0005 ~ 0.0015% , R E M : 0.001 ~ 0.010%の1種または2種以上を含有することを特徴とする、1または2記載の、優れた生産性と溶接性を兼ね備えた、P W H T後の落重特性に優れたT M C P - T e m p e r型高強度厚鋼板の製造方法。

4. 更に、成分組成において不可避的不純物とされるN bとBが、質量%で、N b : 0.003%以下、B : 0.0003%以下であることを特徴とする、1乃至3のいずれか一つに記載の、優れた生産性と溶接性を兼ね備えた、P W H T後の落重特性に優れたT M C P - T e m p e r型高強度厚鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0020】

本発明によれば、原子炉格納容器などP W H T後に優れた落重特性が要求される用途に適した、スラブ製造段階での優れた生産性と現地工事において優れた溶接性を兼ね備える、T S : 580 M P a 超級のT M C P - T e m p e r型高強度厚鋼板の製造することができ、産業上極めて有用である。

【発明を実施するための形態】

【0021】

[成分組成]説明において%は質量%とする。P W H Tは最高加熱温度600 を超え、かつ、600 を超える温度で累積10時間以上加熱して行われるものとする。

C : 0.04 ~ 0.08%

Cは、所定の強度を確保するために必要な元素で、580 M P a以上の強度を確保するため0.04%以上を含有させることが必要である。一方、0.08%を超えて含有すると、包晶凝固を伴うことから、溶製して連続鑄造にて鑄込んだ際に素材表面が割れ易くなる。素材表面に割れが発生した場合には、圧延後の製品の表面品質劣化を防ぐためには、素材表面の割れ発生部分をホットスカーフやコールドスカーフなどのスカーフイングにより除去することが必要で、生産性を極めて阻害する。このため、0.04 ~ 0.08%とする。なお、好ましくは、0.04 ~ 0.07%である。

【0022】

S i : 0.05 ~ 0.6%

S iは、鋼の脱酸に寄与するだけでなく、鋼中に固溶し、鋼材の強度を高めるのに有効な元素であり、その効果を得るためには、0.05%以上含有させることが必要である。しかし、0.6%を超えて含有すると溶接熱影響部の靱性が低下するため、0.05 ~ 0.6%とする。なお、好ましくは0.1 ~ 0.5%である。

【0023】

M n : 1.2 ~ 2.0%

M nは、鋼の脱酸に寄与するだけでなく、焼入れ性を向上させる有用な元素であり、高強

10

20

30

40

50

度を得るためには1.2%以上含有させることが必要である。一方、2.0%を超えて含有すると、溶接性や溶接熱影響部靱性を低下させることから、1.2~2.0%とする。なお、好ましくは、1.2~1.8%である。

**【0024】**

P: 0.003~0.020%以下

Pは鋼中に不可避免的に混入し、溶接後の応力除去焼鈍(PWHT)の徐冷過程において、旧オーステナイト粒界に偏析して、粒界脆化を助長し、落重特性を低下させる。そのため、Pは極力低いことが望ましい。しかし、後述する熱間圧延-加速冷却プロセスでは、調質熱処理材と比べてミクロ組織を微細化することができるので、0.020%を上限として含有することが可能である。一方、0.003%未満とするためには、溶製時のスラグ改質処理や原料の厳選、脱P処理時間の増加など、製造コストの面で多くの課題があるので下限を0.003%とする。なお、好ましくは、0.005~0.015%である。

10

**【0025】**

S: 0.003%以下

Sは、鋼中でMnSなどの介在物として存在し、靱性を低下させる元素であり、極力低いことが望ましい。0.003%を超えて含有すると落重特性を低下させるため、上限を0.003%とする。なお、好ましくは、0.002%以下である。

**【0026】**

Al: 0.01~0.05%

Alは、脱酸元素として有用な元素であり、かつ、加速冷却時にAlNによる結晶粒微細化を通じて靱性向上に有用である。これらの効果を発揮するために、0.01~0.05%とする。なお、好ましくは、0.015~0.04%である。

20

**【0027】**

Cu: 0.01~0.50%

Cuは、鋼中へ固溶し、固溶強化元素として有用な元素であり、高強度を得るためには0.01%以上含有させることが必要であるが、0.50%を超えて含有すると、熱間圧延時のCu割れの懸念が高まるため、0.01~0.50%とする。なお、好ましくは、0.01~0.40%以下である。

**【0028】**

Ni: 0.05~0.60%

Niは、Cu同様に鋼中へ固溶し、固溶強化元素として、また、低温靱性の向上にも有用な元素である。その効果を得るためには、0.05%以上含有させることが必要である。しかし、0.60%を超えて含有すると、鋼材コストが上昇し、また、スラブ割れの発生頻度が高まり、生産性を阻害するようになるため、0.05~0.60%とする。なお、好ましくは、0.10~0.50%である。

30

**【0029】**

Cr: 0.01~0.50%

Crは、焼入れ性を向上させる有用な元素で、PWHT後の強度確保に重要な元素であり、その効果を得るためには、0.01%以上含有させることが必要である。しかし、0.50%を超えて含有すると、溶接性を劣化させるとともに、PWHT後の靱性の低下を著しくするため、0.01~0.50%とする。なお、好ましくは、0.10~0.50%である。

40

**【0030】**

Mo: 0.05~0.40%

Moは、焼入れ性を向上させ、強度を高めるとともに、靱性確保にも有用な元素である。また、Crと同様に、PWHT後の強度確保に重要な元素であり、その効果を得るためには、0.05%以上含有させることが必要である。しかし、0.40%を超えて含有すると、溶接性を劣化させるとともに、高価な元素のため鋼材コストの上昇を招くため、0.05~0.40%とする。なお、好ましくは、0.10~0.30%である。

**【0031】**

50

V : 0.01 ~ 0.1 %

Vは、焼入れ性を向上させ、C, Nと炭窒化物を形成し、P W H T後の強度の確保に重要な元素である。その効果を得るためには、0.01%以上含有させることが必要であるが、0.1%を超えて含有すると、溶接性を劣化させるとともに、炭窒化物の析出による韌性低下を招くため、0.01~0.1%とする。なお、好ましい含有量は、0.01~0.07%である。

【0032】

N : 0.0010 ~ 0.0040 %

Nは、Cと同様に、Vと炭窒化物を形成し、強度を高めるのに有用な元素である。また、熱間圧延時や加速冷却時にA1Nを形成し、オーステナイトの微細化を通じて韌性向上に寄与する。その効果を得るためには、0.0010%以上含有することが必要であるが、0.0040%を超えて含有すると、スラブ割れの懸念が高まり、生産性を阻害するとともに、溶接部の韌性低下も招くため、0.0010~0.0040%とする。

10

【0033】

Pcm : 0.22 % 以下

Pcmは溶接割れ感受性組成で、 $Pcm = C + Si / 30 + Mn / 20 + Cu / 20 + Ni / 60 + Cr / 20 + Mo / 15 + V / 10 + 5B$ とする(各元素記号は含有量(質量%) )。Pcmが0.22%を超えると、予熱無しで溶接する場合に低温割れが発生することから、厳格な予熱温度管理が必要となるため、上限を0.22%とする。これにより、予熱温度を室温以下にすることができる。本発明では、Pcmを0.22%以下とするためにC量を低減するので、亜包晶域が回避されてスラブ表面割れが減少し、生産性の向上が可能となる。

20

【0034】

焼入れ性指数(DI) : 40 ~ 100

板厚80mm程度まで所望の強度を確保するには、焼入れ性指数(DI)を適正な範囲に制限する必要がある。焼入れ性指数(DI)が40未満では、板厚40mm以上の厚物材で、板厚中心部の強度不足が懸念され、一方、100を超えると、合金元素添加量が増加し、溶接性が著しく低下することから、40~100とする。なお、焼入れ性指数(DI)は $8 \times C \times (1 + 0.64Si) \times (1 + 4.1Mn) \times (1 + 0.27Cu) \times (1 + 0.52Ni) \times (1 + 2.33Cr) \times (1 + 3.14Mo)$ 、(但し、各元素記号は含有量(質量%))とする。

30

【0035】

Y値 : 1.00 ~ 1.50

Y値はパラメータ式： $Cr + 2Mo + 10V$ 、各元素記号は含有量(質量%)の値で、焼戻し時の焼戻し軟化抵抗の度合いを示す指標である。Y値が1.00未満では、焼戻し及びP W H T後の鋼板強度の低下が大きく、所定の強度を達成することが困難である。

【0036】

一方、Y値が1.50を超える場合は、過剰にCr, Mo, Vを添加することになり、溶接性の低下が著しくなるとともに、Cr, Mo, Vを含んだ析出物による析出強化が顕著になり、P W H T後の韌性が著しく低下する。

40

【0037】

また、Y値が1.50を超える場合には、特にスラブ製造時のV炭窒化物の析出によるスラブ割れなどが顕著となり、生産性も阻害するため、Y値は1.00~1.50とする。

【0038】

以上が、本発明の基本成分組成で、本発明では、更に、特性を向上させるため、以下の元素を選択的に含有することが可能である。

【0039】

Ti : 0.004 ~ 0.010 %、Ca : 0.0005 ~ 0.0015 %、REM : 0.001 ~ 0.010 %の1種または2種以上

50

Tiは、Nと窒化物を形成し、熱間圧延時や溶接時のオーステナイト粒の微細化を通じた靱性向上に寄与する有用な元素である。0.004%未満の含有では、その効果は十分ではなく、一方、0.010%を超えるとPWH T後の靱性が著しく低下するため、含有させる場合は、0.004~0.010%とする。

【0040】

CaおよびREMは、鋼中のSと硫化物を形成し、熱間圧延時や溶接時のオーステナイト粒微細化を通じた靱性向上に寄与するため、Ca:0.0005%以上、REM:0.001%以上を含有することができる。しかし、過剰に含有すると、硫化物増加による清浄度低下を招くため、含有する場合の上限は、Ca:0.0015%、REM:0.010%とする。

10

【0041】

なお、不可避的不純物であるNbおよびBの含有量は、Nb:0.003%以下、B:0.0003%以下とすることが好ましい。

【0042】

Nbは、Vと同様に、CおよびNとともに炭窒化物を形成し、強度を高める元素である。しかしながら、本発明が対象とするような、高温・長時間のPWH Tを施す場合には、Nb炭窒化物の析出による脆化が著しく、特に溶接熱影響部の靱性低下が大きいため、実質的に含有しないようにすることが好ましい。不可避的不純物として含有する場合でも、その量は0.003%以下に制限することが好ましい。

20

【0043】

また、Bは、極微量の添加量で焼入れ性を高め、強度向上に寄与する元素であるが、微量の含有でも、溶接後の溶接熱影響部の硬さを急激に上昇させ、溶接割れ感受性を高め、溶接性を著しく劣化させるとともに、靱性低下も招くため、実質的に含有しないようにすることが好ましい。また、含有する場合でもその上限を0.0003%と制限することが好ましい。

[製造条件]

本発明において規定される鋼の温度条件は、鋼片あるいは鋼板の板厚方向平均温度を指すものとする。

【0044】

まず、常法により、本発明範囲の組成を有する溶湯から連続鑄造により熱間圧延素材となるスラブを製造する。

30

【0045】

本発明では、C量を0.04~0.08%に制限することで、亜包晶凝固が回避されるため、スラブ表面の割れが低減する。このため、ホットスカーフやコールドスカーフなどのスラブ表面手入れが不要となり、これら作業が省略可能となる。

【0046】

さらに、スラブの表面手入れが不要になると、ホットチャージ(連続鑄造後の高温の状態のスラブをそのまま圧延する、あるいは、数百の温度から再加熱して圧延すること)にて厚板圧延を行うことが可能で、生産能率の向上およびエネルギー効率の向上に大いに寄与する。

40

[スラブ加熱温度]

このようにして得られた素材(スラブ)について、1000~1250に再加熱後、熱間圧延を行うが、再加熱温度が1000未満では溶体化が不十分で強度が低下し、一方、1250を超えての加熱は靱性(落重特性)の低下を招くことから、再加熱温度は1000~1250とした。なお、上述のホットチャージを適用する場合のうち、数百の温度から再加熱して圧延する場合の再加熱温度も、上記の条件に従えばよい。また、連続鑄造後の高温の状態のスラブをそのまま圧延する場合には、再加熱に関する当該条件は無視してかまわない。

[熱間圧延条件]

次に、熱間圧延において板厚80mm以下の厚鋼板とする場合の圧延条件について述べる

50

。900 以下での累積圧下率を50%以上、圧延仕上温度を900 未満とする。焼戻しベイナイトおよび/またはマルテンサイトにおいて、EBSPにより測定した15°以上の大傾角粒界で囲まれたパケットの平均粒径を15 μm以下にするために必須の条件であり、落重特性を飛躍的に向上させるために必要である。なお、後述の冷却開始温度がAr<sub>3</sub>温度以上であることが好ましいので、これに対応して、圧延仕上温度もAr<sub>3</sub>温度以上であることが好ましい。

#### [冷却条件]

圧延後、鋼板は、平均冷却速度3 /s以上の冷却速度で500 以下の温度まで、圧延に引き続いて加速冷却を行う必要がある。冷却速度が3 /s未満では、ベイナイトおよび/またはマルテンサイト変態が十分ではなく、フェライトが析出することで強度が低下する。

#### 【0047】

冷却停止温度が500 超えでは、MoやV炭窒化物が加速冷却後の空冷過程で析出するため、PWH T後の焼もどし軟化抵抗を低下させる。そのため、冷却速度は3 /s以上、冷却停止温度は500 以下とした。

#### 【0048】

なお、冷却開始温度については特に規定しないが、Ar<sub>3</sub>温度以上でかつ、圧延が終了して速やかに冷却を開始することが望ましい。圧延に引き続いて加速冷却された鋼板は、その後、600~750 の温度域で焼戻し処理を行うことで強靱化の調整を行う。

#### 【0049】

焼もどし温度が600 未満では、PWH T後の材質変化が大きくなる。一方、750 を超えての焼もどしは強度が低下し、TS580MPa超えが確保できない。好ましくは、650 から700 である。

#### 【0050】

上述した成分組成と製造条件により、本発明鋼のミクロ組織は焼戻しベイナイトおよび/または焼戻しマルテンサイトで、EBSPにより測定した15度以上の大傾角粒界で囲まれた結晶粒(パケット)の平均粒径が15 μm以下である。

#### 【0051】

加速冷却後のミクロ組織をベイナイトおよび/またはマルテンサイトとし、焼戻し後、焼戻しベイナイトおよび/または焼戻しマルテンサイトとすると、焼戻し後、および高温長時間のPWH T後で、TS:580MPa超えの強度が確保される。

#### 【0052】

焼戻しベイナイトおよび/または焼戻しマルテンサイトにおいて、EBSPにより測定した15°以上の大傾角粒界で囲まれたパケットの平均粒径が小さいほど、結晶粒界への応力集中が低減されて破壊に対する抵抗が高まり、低温靱性や落重特性が向上する。

#### 【0053】

その結果として、PWH Tによる粒界脆化を防止するための低P化を緩和することが可能となる。パケットの平均粒径を15 μm以下にすることで、P量が比較的の高い0.020%においても優れた落重特性( $T_{NDT} < -25$ )が得られる。一方、15 μmを超えるとPの低減が必要となる。 $T_{NDT}$ は、ASTM E208-95aに記載されたNRL落重試験を実施した場合において規定される無延性遷移温度を意味する。

#### 【0054】

また、15°以上の大傾角粒界とは、EBSP(Electron Back Scattering Pattern)により測定した方位差マッピングを基に、隣り合った結晶粒の粒界方位差が15°以上の粒界を意味する。また、この粒界をトレースし、画像解析により平均結晶粒径を算出することができる。

#### 【0055】

このようにして製造されたTMCP-Temper型厚鋼板には、溶接施工後に、少なくとも600 を超える温度で累積10hr以上のPWH Tが施される。圧力容器等の製作過程では、溶接施工後の残留応力低減を目的として、通常PWH Tが複数回施される事

10

20

30

40

50

が多く、累積10hr以上とは、PWH Tを複数回に分けて行う場合の合計の時間が10hr以上のことを意味する。

【0056】

本発明鋼は、最高加熱温度が600以上で、累積10hr以上の高温、長時間PWH Tを実施した後に、TS:580MPa以上、落重特性( $T_{NDT} < -25$ )が得られ、落重特性が要求される原子炉格納容器や、压力容器、蒸気発生器あるいは各種反応容器に好適である。

【実施例】

【0057】

表1に示す化学組成の溶鋼を、連続鋳造し、310mm厚の連続鋳造スラブを製造し、圧延、冷却および焼もどし処理を行い、厚鋼板を製造した。その後、压力容器等の製作過程のPWH Tを模擬した熱処理として、所定の温度、時間にて加熱保持後に、55/hの冷却速度にて炉冷を行い、試験片採取用の鋼板を準備した。

【0058】

鋼板のミクロ組織は、PWH Tを実施した後の鋼板の板厚1/4部から採取したサンプルを用いて、3%ナイトールで腐食し、組織観察を行った。また、結晶粒径は、EBSP (Electron Back Scattering Pattern)により測定した方位差マッピングを基に、隣り合った結晶粒の方位差が15度以上の結晶粒の粒界をトレースし、画像解析により平均結晶粒径(円相当径)を算出した。

【0059】

これらのPWH Tを実施した後の鋼板の板厚の1/2部から、引張方向が圧延方向に直角な方向となるようにJIS4号の引張試験を採取し、JIS Z 2241の規定に準拠した引張試験を実施し、降伏強度0.2%YS、引張強さTSを求めた。

【0060】

再現HAZ靱性の評価は、PWH Tを実施前の鋼板の板厚1/4部付近から採取した、板厚15mm、幅80mm、長さ75mmの試験片を用いて、高周波誘導加熱により、入熱50kJ/cmに相当する溶接熱サイクルを付与した後に、所定のPWH Tを実施し、その試験片から2mmVノッチシャルピー試験片を採取し、試験片温度0においてシャルピー衝撃試験を行った場合の吸収エネルギーにより評価した。

【0061】

また、落重試験は、ASTM E208-95aに準拠して、鋼板の板厚1/4部からP-3試験片(厚さ15.9mm、幅51mm、長さ127mm)を採取し、実施した。その落重試験の結果から、無延性遷移温度 $T_{NDT}$ を求めた。

【0062】

さらに、溶接性の評価試験として、JIS Z 3158に準拠してy形溶接割れ試験を実施した。溶接条件としては、温度30、相対湿度80%の雰囲気中で、被覆アーク溶接棒(LB-62UL)を用いて溶接を行った。試験片は、全厚にて採取し溶接線が圧延方向に直角な方向になるように溶接を実施した。割れ阻止温度は、ルート割れ率が0%になる最低の予熱温度を持って決定した。

【0063】

表2に連続鋳造材の割れ発生状況、手入れの有無、製造条件(熱間圧延条件、冷却条件、焼戻し条件およびPWH T条件)、得られた鋼板のミクロ組織を、表3に試験結果を示す。本発明範囲内の成分および製造条件で製造された鋼板では、PWH T後での引張強度が580MPa超えを有し、かつ比較的P量が高いにもかかわらず落重特性は $T_{NDT} < -25$ を満足する良好な低温靱性を有している。また、y形割れ試験の結果も、割れ停止温度が30以下であり、優れた溶接性を有していることが確認された。

【0064】

10

20

30

40

【表 1】

表1

鋼記号	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ti	Ca	REM	B	N	P <sub>cm</sub>	DI値	Y値	Ac <sub>3</sub> (°C)	Ar <sub>3</sub> (°C)	区分
A	0.055	0.35	1.56	0.006	0.002	0.025	0.01	0.45	0.19	0.25	0.051	0.001	-	-	-	0.0001	0.0032	0.184	54	1.20	887	756	発明例
B	0.063	0.30	1.52	0.012	0.001	0.028	0.01	0.44	0.22	0.17	0.062	0.001	-	-	-	0.0001	0.0038	0.186	49	1.18	881	756	発明例
C	0.071	0.26	1.29	0.008	0.003	0.033	0.22	0.48	0.25	0.25	0.041	0.001	0.007	-	-	0.0001	0.0035	0.197	58	1.16	879	766	発明例
D	0.045	0.45	1.60	0.008	0.002	0.030	0.28	0.31	0.27	0.24	0.045	0.001	-	0.0013	-	0.0001	0.0028	0.194	59	1.20	884	764	発明例
E	0.060	0.31	1.53	0.007	0.001	0.025	0.01	0.29	0.31	0.24	0.053	0.001	-	-	0.003	0.0001	0.0033	0.189	60	1.32	887	763	発明例
F	0.071	0.12	1.25	0.005	0.001	0.028	0.03	0.45	0.40	0.26	0.045	0.001	0.005	-	0.006	0.0001	0.0029	0.189	61	1.37	881	765	発明例
G	0.12	0.22	1.3	0.005	0.001	0.032	0.01	0.48	0.18	0.25	0.051	0.001	-	-	-	0.0001	0.0036	0.232	64	1.19	869	753	比較例
H	0.055	0.31	1.55	0.007	0.001	0.035	0.01	0.45	0.18	0.24	0.025	0.001	-	-	-	0.0001	0.0031	0.179	51	0.91	889	756	比較例
I	0.056	0.35	1.55	0.010	0.001	0.028	0.02	0.42	0.33	0.24	0.073	0.001	-	-	-	0.0001	0.0040	0.193	65	1.54	883	756	比較例
J	0.062	0.30	1.53	0.014	0.002	0.029	0.03	0.48	0.25	0.18	0.042	0.011	-	-	-	0.0001	0.0033	0.187	54	1.03	884	737	比較例
K	0.071	0.12	1.29	0.008	0.003	0.031	0.01	0.48	0.25	0.28	0.055	0.001	-	-	-	0.0006	0.0030	0.188	54	1.36	879	763	比較例
L	0.060	0.25	1.48	0.023	0.003	0.034	0.24	0.48	0.27	0.28	0.035	0.001	-	-	-	0.0001	0.0040	0.199	65	1.18	873	754	比較例
M	0.031	0.25	1.22	0.006	0.002	0.042	0.13	0.31	0.21	0.25	0.045	0.001	-	-	-	0.0001	0.0032	0.144	31	1.16	900	792	比較例
N	0.073	0.37	1.71	0.006	0.001	0.033	0.33	0.44	0.45	0.25	0.052	0.001	-	-	-	0.0001	0.0025	0.240	105	1.47	858	735	比較例

注1: 下線は本発明範囲外

注2:  $X=8\sqrt{C} \times (1+0.64Si) \times (1+4.1Mn) \times (1+0.27Cu) \times (1+0.52Ni) \times (1+2.33Cr) \times (1+3.14Mo)$ , 各元素記号は含有量(質量%)

注3:  $Y=C+2Mo+10V$ , 各元素記号は含有量(質量%)

注4:  $P_{cm}=C+Si/30+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B$ , 各元素記号は含有量(質量%)

注5: 本発明範囲  $40 \leq X \leq 100$ ,  $1.0 \leq Y \leq 1.4$ ,  $P_{cm} \leq 0.22$

注6:  $Ac_3(°C)=961.6-311.9C+49.5Si-36.4Mn+12.7Al-51Cu-29Ni-8.7Cr+13.5Mo+308.1Nb-140V+318.9Ti+611.2B$ , 各元素記号は含有量(質量%)

注7:  $Ar_3(°C)=910-273C+25Si-74Mn-56Ni-5Cu-16Cr-9Mo-1620Nb$ , 各元素記号は含有量(質量%)

【表 2】

鋼板 No.	鋼 記号	スラブ 割れ の有無	スラブ 手入れ の有無	再加熱 温度 (°C)	900°C以下 累積低下率 (%)	仕上温度 (°C)	冷却開始 温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)	冷却停止 温度 (°C)	板厚 (mm)	焼戻し 温度 (°C)	ミクロ組織		PWHT条件		区分
												形態	結晶粒径 ( $\mu$ m)	加熱 温度 (°C)	累積保持 時間 (h)	
1	A	無	無	1120	60	820	800	6	350	68	660	B	13	615	15	発明例
2	B	無	無	1120	50	840	800	45	350	38	660	B+M	8	615	15	発明例
3	C	無	無	1100	60	840	810	35	300	47	680	B	10	615	15	発明例
4	D	無	無	1150	50	820	800	35	400	47	680	B	11	615	15	発明例
5	E	無	無	1120	65	850	820	35	350	47	680	B	10	615	15	発明例
6	F	無	無	1120	60	850	820	35	350	47	680	B	10	615	15	発明例
7	G	有	有	1150	60	850	820	6	300	68	650	B	12	615	15	比較例
8	H	無	無	1150	55	830	800	6	300	68	650	B	12	615	15	比較例
9	I	無	無	1120	55	800	780	6	300	68	680	B	13	615	15	比較例
10	J	無	無	1120	55	850	810	6	350	68	650	B	13	615	15	比較例
11	K	無	無	1120	55	830	800	6	300	68	680	B	12	615	15	比較例
12	L	有	有	1150	60	800	780	6	300	68	680	B	12	615	15	比較例
13	M	無	無	1150	55	830	800	6	300	68	650	B	15	615	15	比較例
14	N	無	無	1120	60	830	810	6	300	68	680	B	17	615	15	比較例
15	B	無	無	1280	60	850	820	6	350	68	680	B	18	615	15	比較例
16	B	無	無	1150	30	850	820	6	300	68	660	B	20	615	15	比較例
17	B	無	無	1120	55	850	840	1	300	68	660	B	15	615	15	比較例
18	B	無	無	1120	60	830	800	6	550	68	660	B	13	615	15	比較例
19	B	無	無	1150	60	830	800	6	300	68	760	B	13	615	15	比較例

注1:下線は本発明範囲外、または発明の目標範囲外。

注2:ミクロ組織 B:焼戻しペイナイト M:焼戻しマルテンサイト 結晶粒径はEBSPにより測定した、隣り合った結晶粒の方位差が15度以上の結晶粒の円相当径の平均値。

注3:PWHT条件: 温度600°C以上、累積保持時間10h以上。

【表 3】

鋼板 No.	鋼 記号	母材				溶接性		区分
		0.2%YS (MPa)	TS (MPa)	vTrs (°C)	T <sub>NDT</sub> (°C)	再現HAZ vEat0°C (J)	予熱温度30°C でのルート割れ 発生有無	
1	A	513	615	-63	-45	150	無し	発明例
2	B	522	611	-100	-80	136	無し	発明例
3	C	486	613	-80	-50	236	無し	発明例
4	D	493	615	-75	-50	196	無し	発明例
5	E	513	633	-70	-45	222	無し	発明例
6	F	550	637	-70	-45	186	無し	発明例
7	G	546	613	-60	-40	120	有り(100°C)	比較例
8	H	453	561	-75	-60	166	無し	比較例
9	I	563	656	-50	-40	45	無し	比較例
10	J	533	610	-55	-40	35	無し	比較例
11	K	532	619	-40	-10	12	無し	比較例
12	L	513	618	-25	0	66	無し	比較例
13	M	387	526	-90	-55	150	無し	比較例
14	N	566	650	-50	-30	120	有り(75°C)	比較例
15	B	501	622	-33	-15	136	無し	比較例
16	B	522	631	-18	0	136	無し	比較例
17	B	386	543	-70	-50	136	無し	比較例
18	B	482	571	-60	-40	136	無し	比較例
19	B	453	555	-80	-65	136	無し	比較例

注1:下線は本発明範囲外、または発明の目標範囲外。

注2:本発明の目標範囲 PWHT後において、YS>415(MPa), TS>580(MPa), vTrs≤-45(°C)  
再現HAZ vEat0°C>68(J), T<sub>NDT</sub><-25(°C)

注3:y割れ試験条件:30°C×80% 溶接条件:LB62UL(4<sup>φ</sup>) (JISZ3158準拠)  
本発明範囲 予熱温度30°Cでのルート割れ率0%の時 割れ発生無し  
30°Cで割れが見られた場合には、割れ阻止温度を記載

---

フロントページの続き

(72)発明者 三田尾 眞司

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

Fターム(参考) 4K032 AA01 AA02 AA04 AA08 AA11 AA14 AA16 AA19 AA21 AA22  
AA23 AA27 AA29 AA31 AA35 AA36 AA40 BA01 CA02 CB02  
CC03 CC04 CD02 CD03