

(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2015-218383

(P2015-218383A)

(43) 公開日 平成27年12月7日(2015.12.7)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 0 2 Z	4 K O 3 2
C 2 2 C 38/44 (2006.01)	C 2 2 C 38/44	
C 2 2 C 38/54 (2006.01)	C 2 2 C 38/54	
C 2 1 D 8/02 (2006.01)	C 2 1 D 8/02 D	

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 16 頁)

(21) 出願番号	特願2014-105041 (P2014-105041)	(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26年5月21日 (2014.5.21)	(74) 代理人	100105968 弁理士 落合 憲一郎
		(72) 発明者	橘 俊一 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	横田 智之 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	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

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 韌性と加工性に優れた高強度 1 3 C r 系ステンレス厚鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】 (修正有)

【課題】 通常の腐食環境（例えば大気環境、没水環境等）で安定した耐食性を有し、合金元素の添加量が少なく安価である13Cr系ステンレス鋼の厚鋼板で、高強度のみならず、良好な韌性と加工性を持つ13Cr系ステンレス厚鋼板、及びその製造方法の提供。

【解決手段】 C : 0.015 ~ 0.050質量%、Si : 0.15 ~ 0.50質量%、Mn : 0.20 ~ 0.50質量%、P : 0.030質量%以下、S : 0.012質量%以下、Cr : 11.50 ~ 13.50質量%、Ni : 0.20質量%未満、Mo : 0.20質量%未満、O : 0.0080質量%未満、N : 0.010 ~ 0.045質量%を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなる組成を有し、フェライト相が体積率で30 ~ 70%存在し、残部がマルテンサイト相からなる2相組織であり、かつフェライト結晶粒の最大粒径が100 μ m以下である高強度13Cr系ステンレス厚鋼板。

【選択図】 なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

C : 0.015 ~ 0.050質量%、Si : 0.15 ~ 0.50質量%、Mn : 0.20 ~ 0.50質量%、P : 0.030質量%以下、S : 0.012質量%以下、Cr : 11.50 ~ 13.50質量%、Ni : 0.20質量%未満、Mo : 0.20質量%未満、O : 0.0080質量%未満、N : 0.010 ~ 0.045質量%を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成を有し、フェライト相が体積率で30 ~ 70%存在し、残部がマルテンサイト相からなる2相組織であり、かつフェライト結晶粒の最大粒径が100 μm以下である組織を有することを特徴とする韌性と加工性に優れた高強度13Cr系ステンレス厚鋼板。

【請求項 2】

前記組成に加えて、Cu : 0.20質量%以下、Nb : 0.020質量%以下、V : 0.050質量%以下、Ti : 0.020質量%以下、B : 0.0010質量%以下、Al : 0.010質量%以下の中から選ばれる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に記載の韌性と加工性に優れた高強度13Cr系ステンレス厚鋼板。

【請求項 3】

請求項1または2に記載の組成を有する鋼スラブを1050 ~ 1150 に加熱した後、総圧下比2.5以上、圧延終了温度800 以上で熱間圧延を行なって熱延鋼板とし、該熱延鋼板の温度が前記圧延終了温度 - 30 に低下するまでに冷却速度1 /秒以上の加速冷却を開始して、前記熱延鋼板の温度をM_s点以下に低下させて前記加速冷却を停止し、その後、730 ~ 780 の温度範囲で焼戻しを行なうことを特徴とする韌性と加工性に優れた高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の製造方法。

【請求項 4】

前記熱延鋼板の温度が前記M_s点以下に低下した後、室温まで低下する前に前記加速冷却を停止し、引き続き、前記熱延鋼板を室温まで放冷し、その後、前記焼戻しを行なうことを特徴とする請求項3に記載の韌性と加工性に優れた高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、鋼構造物の様々な部材（たとえばバルブ、シャフト、蒸気タービン翼、ジェットエンジン部品等）に好適な、韌性と加工性に優れた高強度13Cr系ステンレス厚鋼板およびその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

従来から、ステンレス鋼は、その金属組織（以下、組織という）に応じて、SUS410（いわゆる13Cr）に代表されるマルテンサイト系ステンレス鋼、SUS430（いわゆる18Cr）に代表されるフェライト系ステンレス鋼、SUS304（いわゆる18Cr-8Ni）やSUS316（いわゆる18Cr-10Ni-2Mo）に代表されるオーステナイト系ステンレス鋼、SUS630（いわゆる17Cr-4Ni-4Cu-Nb）に代表される析出硬化型ステンレス鋼等に大別される。そして、これらの各種ステンレス鋼のなかで、通常の腐食環境（たとえば大気環境、没水環境等）において優れた耐食性を発揮するオーステナイト系ステンレス鋼が広く普及している。

【0003】

一方で、マルテンサイト系ステンレス鋼（以下、13Cr系ステンレス鋼という）は、Crの含有量が13質量%程度でありオーステナイト系ステンレス鋼よりも低く、しかもNiを含有しないので、安価であるという利点を有するが、耐食性はオーステナイト系ステンレス鋼に比べて劣る。ただし通常の腐食環境で使用する場合に、問題のない耐食性を有することが知られている。また13Cr系ステンレス鋼は、高強度という特性も有しているので、多大な荷重が作用する鋼構造物の部材（たとえばバルブ、シャフト、蒸気タービン翼、ジェットエンジン部品等）に広く使用されている。

【0004】

10

20

30

40

50

しかし13Cr系ステンレス鋼は、様々な部材として使用する前の厚鋼板の製造過程で、マルテンサイト相が主体として形成されるために高硬度となり、得られる厚鋼板の加工性が劣るといった問題がある。マルテンサイト相に加えてフェライト相を生成して複合組織とすれば、加工性を向上することができる。ところが、フェライト相が過剰に生成すると、靱性（とりわけ低温靱性）が低下するので、鋼構造物の部材としての用途においては重大な欠点となる。

【0005】

このように、13Cr系ステンレス鋼は、合金元素の添加量が比較的少ないので、安価であり、かつ省資源に寄与する鋼材であるが、高強度を維持しつつ、靱性と加工性を良好なレベルで両立させた鋼板、とりわけ板厚の大きい鋼板（以下、13Cr系ステンレス厚鋼板という）を得ることは困難であるという問題を有する。

10

【0006】

そこで高強度の13Cr系ステンレス厚鋼板にて、靱性と加工性を向上させる技術が検討されている。

【0007】

たとえば特許文献1には、Cを0.15～0.25質量%、Crを11.0～14.0質量%含有し、降伏強さ（いわゆるYS）が655MPa級の13Cr系ステンレス鋼の継目無管を製造する技術が開示されている。その継目無管は、低温靱性と強度に優れているが、C含有量が大きいので、マルテンサイト相を主体とする組織が形成され、硬度が極めて高くなる。そのため、加工性が劣化して、靱性と加工性の両立は難しい。

20

【0008】

特許文献2には、Crを12～14質量%含有する13Cr系ステンレス鋼を、930～1050 に加熱して熱間圧延を行なった後、焼戻しを施して、靱性と耐応力腐食割れ性に優れた13Cr系ステンレス鋼を製造する技術が開示されている。この技術は、熱間圧延に先立つ加熱温度が930～1050（すなわちオーステナイトとフェライトの2相域の低温側）であるから、フェライトの生成は期待できるが、その生成量は十分ではない。そのため、強度は高くなり、それに伴って硬度も上昇するので、加工性は劣化する。

【0009】

特許文献3には、Cを0.020質量%以下、Crを11.0質量%以上15.0質量%未満、Niを0.5質量%以上3.0質量%未満、Moを0.5質量%以上2.0質量%未満含有する13Cr系ステンレス鋼を、900～1200 に加熱し、さらに冷却速度5 /秒で冷却して、自転車のリム等に好適な薄鋼板（すなわち熱延鋼板あるいは冷延鋼板）を製造する技術が開示されている。その薄鋼板は、マルテンサイト相が体積率で20%以上生成し、残部がフェライト相であるが、高温から急速に冷却（すなわち焼入れ）するので、形成される組織はマルテンサイト相が主体となり、フェライトの生成量は十分ではない。そのため、強度は高くなり、それに伴って硬度も上昇するので、加工性は劣化する。

30

【0010】

特許文献4には、Cを0.10質量%以上、Niを4.0質量%以上、Crを10.0～20.0質量%含有し、マルテンサイト相（平均粒径10μm以下）が体積率で20～95%生成し、残部がフェライト相となる13Cr系ステンレス鋼を製造する技術が開示されている。その13Cr系ステンレス鋼は、硬度がHV200以上であるから、強度は高くなるが、加工性は劣化する。

40

【先行技術文献】

【特許文献】

【0011】

【特許文献1】特開2003-105441号公報

【特許文献2】特開平5-98347号公報

【特許文献3】特開2010-1568号公報

【特許文献4】特開平7-138704号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

50

【 0 0 1 2 】

本発明は、従来技術の問題点を解消し、通常の腐食環境（たとえば大気環境、没水環境等）において安定した耐食性を有し、しかも合金元素の添加量が少ない故に安価であるという従来から知られている利点を有しながら、高強度のみならず、良好な靱性と加工性を兼ね備えた13Cr系ステンレス厚鋼板、およびその製造方法を提供することを目的とする。

【 0 0 1 3 】

ここで厚鋼板は、板厚が50mmを超える鋼板を指す。

【課題を解決するための手段】

【 0 0 1 4 】

本発明者は、上記の課題を解決するための技術について鋭意研究し、以下のような知見A～Eを得た。

【 0 0 1 5 】

知見A

13Cr系ステンレス厚鋼板の組織を、フェライト相とマルテンサイト相の2相組織とし、さらに、各相の生成量を好適な範囲に制御することによって、引張強度が440MPa以上の高強度を維持したままで、優れた靱性と加工性を得ることができる。

【 0 0 1 6 】

知見B

13Cr系ステンレス厚鋼板に、軟質なフェライト相を体積率で30%以上生成させることによって、良好な加工性を得ることができる。しかしながら、粗大なフェライト結晶粒が多量に生成した場合は、低温域にて降伏強度が著しく上昇し、へき開破壊の発生応力を上回るようになる。その結果、低温では十分な塑性変形を生じることなく、脆性破壊が発生し易くなる。したがって靱性（とりわけ低温靱性）を改善するためには、微細なフェライト結晶粒を生成させる必要があり、その最大粒径を100 μ m以下とすることによって、優れた靱性を得ることができる。

【 0 0 1 7 】

知見C

鋼スラブから13Cr系ステンレス厚鋼板を製造する過程で、オーステナイト相を生成する温度域に加熱して強加工を加え、その後に加急冷却（いわゆる焼入れ）を行なうことによって、微細なマルテンサイト（いわゆるオースフォームマルテンサイト）相を生成させ、さらに焼戻しを行なうことによって、靱性のさらなる向上を図ることができる。ただし、マルテンサイト相（オースフォームマルテンサイト相も含む）の生成量が増加すると、硬度が上昇するのは避けられず、加工性の劣化を招くので、2相組織を形成するフェライト相とマルテンサイト相の体積率を好適な範囲に制御する。

【 0 0 1 8 】

知見D

13Cr系ステンレス厚鋼板の素材となる鋼スラブの組成として、オーステナイト生成元素（たとえばC、Mn、Ni、N等）およびフェライト生成元素（たとえばCr、Mo、Si、Nb、V等）の含有量を適宜調整し、その成分に応じた好適な条件で鋼スラブの加熱や熱間圧延等を行なうことによって、フェライト相とマルテンサイト相の2相組織を得ることができる。添加する合金元素のうちCrは、フェライトを生成する効果に加えて、耐食性を高める効果も有するので、11.50～13.50質量%含有させることによって、それらの効果を有効に活用することができる。

【 0 0 1 9 】

知見E

鋼スラブを1050～1150 に加熱してフェライト相とオーステナイト相の2相組織を形成し、その後の熱間圧延から加急冷却や焼戻しを適正な条件で行なうことによって、フェライト相とマルテンサイト相の2相組織を所定の体積率で形成して、靱性と加工性に優れた高強度13Cr系ステンレス厚鋼板を得ることができる。

10

20

30

40

50

【0020】

本発明は、このような知見に基づいてなされたものである。なお、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板は、引張強度が440MPa以上の13Cr系ステンレス厚鋼板を指す。

【0021】

すなわち本発明は、C：0.015～0.050質量%、Si：0.15～0.50質量%、Mn：0.20～0.50質量%、P：0.030質量%以下、S：0.012質量%以下、Cr：11.50～13.50質量%、Ni：0.20質量%未満、Mo：0.20質量%未満、O：0.0080質量%未満、N：0.010～0.045質量%を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成を有し、フェライト相が体積率で30～70%存在し、残部がマルテンサイト相からなる2相組織であり、かつフェライト結晶粒の最大粒径が100μm以下である組織を有する靱性と加工性に優れた高強度13Cr系ステンレス厚鋼板である。

10

【0022】

本発明の高強度13Cr系ステンレス厚鋼板は、前記した組成に加えて、Cu：0.20質量%以下、Nb：0.020質量%以下、V：0.050質量%以下、Ti：0.020質量%以下、B：0.0010質量%以下、Al：0.010質量%以下の中から選ばれる1種または2種以上を含有することが好ましい。

【0023】

また本発明は、上記の組成を有する鋼スラブを1050～1150 に加熱した後、総圧下比2.5以上、圧延終了温度800 以上で熱間圧延を行なって熱延鋼板とし、熱延鋼板の温度が圧延終了温度-30 に低下するまでに冷却速度1 /秒以上の加速冷却を開始して、熱延鋼板の温度をM_s点以下に低下させて加速冷却を停止し、その後、730～780 の温度範囲で焼戻しを行なう靱性と加工性に優れた高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の製造方法である。

20

【0024】

本発明の高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の製造方法においては、熱延鋼板の温度がM_s点以下に低下した後、室温まで低下する前に加速冷却を停止し、引き続き、熱延鋼板を室温まで放冷し、その後、焼戻しを行なうことが好ましい。

【発明の効果】

【0025】

本発明によれば、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の靱性と加工性を向上させることが可能となり、産業上格段の効果を奏する。

30

【0026】

本発明は、50mmを超える板厚を有する高強度13Cr系ステンレス厚鋼板に適用することによって、その効果が顕著に発揮される。ただし、板厚が50mm以下の高強度13Cr系ステンレス鋼の鋼板に本発明を適用しても、靱性と加工性を向上させる効果を得ることができる。

【発明を実施するための形態】

【0027】

まず本発明に係る高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の組成について説明する。

【0028】

C：0.015～0.050質量%

Cは、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の強度と硬度を増加させる元素である。C含有量が0.015質量%未満では、十分な強度が得られない。一方、C含有量が0.050質量%を超えると、硬度が増加しすぎて、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の加工性が劣化する。また、Cを過剰に含有する高強度13Cr系ステンレス厚鋼板は、鋼構造物を構築する際に、溶接熱影響部の割れ感受性が増大して、溶接熱影響部の延性や靱性の劣化を招く。さらに、Cはオーステナイト生成元素であるから、0.050質量%を超える過剰な添加は、熱間圧延に先立つ鋼スラブの加熱において、オーステナイト相を生成する温度域が広がるので、フェライト相の生成が阻害される。したがって、Cは0.015～0.050質量%の範囲内とする。

40

【0029】

Si：0.15～0.50質量%

Siは、鋼スラブを製造するための溶鋼を溶製する過程で脱酸剤として添加される元素で

50

あり、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の強度を増加させる作用も有する。Si含有量が少なすぎると、これらの効果が得られない。一方、Si含有量が多すぎると、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の靱性と加工性が劣化する。したがって、Siは0.15～0.50質量%の範囲内とする。好ましくは0.20～0.40質量%であり、さらに好ましくは0.25～0.35質量%である。

【0030】

Mn：0.20～0.50質量%

Mnは、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の強度を増加させる元素である。Mn含有量が少なすぎると、十分な強度が得られない。一方、Mn含有量が多すぎると、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の加工性が劣化するばかりでなく、MnSが析出して耐食性の劣化を招く。したがって、Mnは0.20～0.50質量%の範囲内とする。好ましくは0.25～0.45質量%である。

10

【0031】

P：0.030質量%以下

Pは、鋼スラブを製造するための溶鋼を溶製する過程で不可避免的に混入する不純物（以下、不可避免的不純物という）であり、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の靱性や加工性を劣化させる元素である。P含有量が0.030質量%を超えると、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の靱性と加工性が著しく劣化する。したがって、Pは0.030質量%以下とする。好ましくは0.025質量%以下である。

【0032】

S：0.012質量%以下

Sは、不可避免的不純物であり、Mnと結合してMnSを形成する元素である。そのMnSは、初期発錆の起点となるので、耐食性の劣化を引き起こす。また、Sは結晶粒界に偏析して、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の脆化、すなわち靱性の劣化を引き起こす。S含有量が0.012質量%を超えると、そのような耐食性の劣化および靱性の劣化が著しく発生する。したがって、Sは0.012質量%以下とする。好ましくは0.010質量%以下であり、0.008質量%以下がさらに好ましい。

20

【0033】

Cr：11.50～13.50質量%

Crは、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の耐食性を高める元素である。Cr含有量が少なすぎると、十分な耐食性が得られない。一方、Cr含有量が多すぎると、安定なフェライト相が生成され、オーステナイト相の生成が阻害される。その結果、熱間圧延からその後の加速冷却の過程でマルテンサイト相の生成量が減少して、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の強度が低下する。したがって、Crは11.50～13.50質量%の範囲内とする。Cr含有量をこの範囲に規定することによって、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の耐食性、靱性、加工性を確保することが可能となる。好ましくは12.50～13.50質量%である。

30

【0034】

Ni：0.20質量%未満

Niは、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の耐食性を高める元素である。ところがNiはオーステナイト生成元素であるから、Ni含有量が多すぎると、熱間圧延に先立つ鋼スラブの加熱において、フェライト相の生成が阻害され、フェライト相とオーステナイト相の2相組織を形成するのが困難になる。その結果、熱間圧延からその後の加速冷却の過程でマルテンサイト相の生成量が増加して、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の靱性と加工性が低下する。したがって、Niは0.20質量%未満とする。一方、Ni含有量が少なすぎると、十分な強度が得られない。したがって、0.01質量%以上～0.20質量%未満の範囲内が好ましい。

40

【0035】

Mo：0.20質量%未満

Moは、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の耐食性を高める元素である。ところがMoは、焼戻し軟化抵抗を増大させる作用を有する。そのためMo含有量が多すぎると、焼戻しを施しても、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板を軟質化するのが困難になり、靱性と加工性の劣化を招く。したがって、Moは0.20質量%未満とする。一方、Mo含有量が少なすぎると、十分な耐食性が得られない。したがって、0.01質量%以上～0.20質量%未満の範囲内が好まし

50

い。より好ましくは0.05質量%以上～0.10質量%未満である。

【0036】

O：0.0080質量%未満

Oは、不可避的不純物であり、他の元素と結合して酸化物（いわゆる介在物）を形成する。O含有量が多すぎると、粗大な介在物が多量に析出して、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の靱性の低下を招く。したがって、Oは0.0080質量%未満とする。好ましくは0.0070質量%未満であり、0.0060質量%未満がさらに好ましい。

【0037】

N：0.010～0.045質量%

Nは、マルテンサイト相の硬度を増加させ、ひいては高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の強度と硬度を増加させる元素である。N含有量が少なすぎると、十分な強度が得られない。一方、N含有量が多すぎると、硬度が上昇して、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の加工性が劣化する。また、Nを過剰に含有する高強度13Cr系ステンレス厚鋼板は、鋼構造物を構築する際に、溶接熱影響部の割れ感受性が増大して、溶接熱影響部の延性や靱性の劣化を招く。したがって、Nは0.010～0.045質量%の範囲内とする。好ましくは0.015～0.025質量%である。

10

【0038】

本発明に係る高強度13Cr系ステンレス厚鋼板は、上記の成分に加えて、Cu、Nb、V、Ti、B、Alの中から選ばれる1種または2種以上を含有しても良い。

【0039】

Cu：0.20質量%以下

Cuは、耐食性を向上する作用を有する元素である。しかし多量に添加すると、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の脆化を招き、鋼構造物を構築する際に、溶接熱影響部の割れ感受性が増大する。したがってCuを含有させる場合は、0.20質量%以下が好ましい。より好ましくは0.10質量%以下であり、0.05質量%以下がさらに好ましい。

20

【0040】

Nb：0.020質量%以下

Nbは、炭窒化物を形成し、組織を微細化することによって、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の靱性と加工性を向上する作用を有する元素である。しかし多量に添加すると、鋼構造物を構築する際に、溶接熱影響部の靱性や加工性が劣化する。したがってNbを含有させる場合は、0.020質量%以下が好ましい。

30

【0041】

V：0.050質量%以下

Vは、Nbと同様に、炭窒化物を形成し、組織を微細化することによって、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の靱性と加工性を向上する作用を有する元素である。しかし多量に添加すると、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の加工性が劣化する。したがってVを含有させる場合は、0.050質量%以下が好ましい。

【0042】

Ti：0.020質量%以下

Tiは、Nbと同様に、炭窒化物を形成し、組織を微細化することによって、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の靱性と加工性を向上する作用を有する元素である。しかし多量に添加すると、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の加工性が劣化する。したがってTiを含有させる場合は、0.020質量%以下が好ましい。

40

【0043】

B：0.0010質量%以下

Bは、焼入れ性を向上する作用を有する元素である。しかし多量に添加すると、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の硬度が上昇するので、靱性と加工性が劣化する。したがってBを含有させる場合は、0.0010質量%以下が好ましい。より好ましくは0.0005質量%以下である。

【0044】

50

Al : 0.010質量%以下

Alは、鋼スラブを製造するための溶鋼を溶製する過程で脱酸剤として添加される元素である。Al含有量が多すぎると、酸化物を形成し、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の靱性と加工性に悪影響を及ぼす。したがって、Alを含有させる場合は、0.010質量%以下が好ましい。より好ましくは0.005質量%以下である。

【0045】

本発明に係る高強度13Cr系ステンレス厚鋼板に添加する元素の好適な含有量と、それを限定する理由は上記の通りであり、上記した成分以外の残部はFeおよび不可避免的不純物である。

【0046】

次に、本発明に係る高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の組織について説明する。

【0047】

2相組織：フェライト相（体積率30～70%）とマルテンサイト相（残部）

高強度（すなわち引張強度440MPa以上）を維持したまま、優れた靱性と加工性を得るために、フェライト相とマルテンサイト相からなる2相組織を形成する必要がある。マルテンサイト相は強度を向上させる利点を有する反面、靱性と加工性を劣化させる欠点を有するので、靱性を向上するためにオースフォームマルテンサイト相を形成する。オースフォームマルテンサイト相は、オーステナイト相が存在する温度域にて強加工（すなわち熱間圧延）を加え、さらに加速冷却（いわゆる焼入れ）を行なうことによって生成する微細なマルテンサイト相である。その熱間圧延と加速冷却については後述する。

【0048】

つまり、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の組織が、マルテンサイト相（オースフォームマルテンサイト相も含む）の単相である場合は、硬度が著しく高くなり、加工性の劣化を招く。したがって、軟質なフェライト相を生成して2相組織を形成することによって、硬度を低下させて、強度、靱性、加工性の向上を図る。

【0049】

フェライト相の生成量が体積率で30%未満では、高強度を確保することは可能であるが、硬度を低下させる効果が十分に得られない。一方、70%を超えると、強度が低下するばかりでなく、靱性（とりわけ低温靱性）の低下を招く。したがって、フェライト相は体積率で30～70%の範囲内とする。本発明に係る高強度13Cr系ステンレス厚鋼板は2相組織であるから、残部はマルテンサイト相（オースフォームマルテンサイト相も含む）である。

【0050】

フェライト結晶粒：最大粒径100 μ m以下

フェライト相とマルテンサイト相からなる2相組織を形成することによって、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の強度、靱性、加工性を向上させることが可能となるが、粗大なフェライト結晶粒が生成すると、靱性を劣化させる原因となる。フェライト結晶粒の粒径の最大値（以下、最大粒径という）が100 μ m以下であれば、加工性を維持しながら靱性（とりわけ低温靱性）を向上することができる。

【0051】

なお、この最大粒径の規定は、熱間圧延にてオーステナイト相から変態したフェライト相のみならず、鋼スラブの加熱にて成長したフェライト相にも適用される。

【0052】

次に、本発明に係る高強度13Cr系ステンレス厚鋼板を製造するための好適な条件について説明する。なお、以下に説明する加熱温度、圧延終了温度、冷却開始温度、冷却停止温度、焼戻し温度は、いずれも鋼スラブあるいは高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の表面温度を測定し、その測定値に基づき板厚と熱伝導率を考慮して平均値として算出した値である。また冷却速度は、熱間圧延終了温度からM_s点以下の加速冷却停止温度までの温度差を、その所要時間で除した値である。

【0053】

鋼スラブの製造手段：特に限定しない

上記した組成を有する溶鋼を溶製する際には、転炉、電気炉等を使用すれば良い。そして、得られた溶鋼を連続鋳造で鋼スラブとしても良いし、あるいは造塊から分塊圧延を経て鋼スラブとしても良い。つまり鋼スラブを製造する手段は、従来から知られている常法を採用すれば良く、特に限定しない。

【0054】

鋼スラブの加熱温度：1050～1150

熱間圧延に先立って鋼スラブを加熱するが、上記した組成を有する鋼スラブは、加熱温度に応じてフェライト相とオーステナイト相の体積率が変化し、加熱温度が1000の場合に、鋼スラブのフェライト相の体積率が最も小さくなる。後述する熱間圧延等の工程を経て製造する高強度13Cr系ステンレス厚鋼板のフェライト相を、上記したように体積率で30%以上とするためには、1050以上に加熱する必要がある。一方、鋼スラブの加熱温度が1150を超えると、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板のフェライト相が70%を超えてしまう。したがって、鋼スラブの加熱温度は1050～1150の範囲内とする。

10

【0055】

熱間圧延の総圧下比：2.5以上

熱間圧延を施して、フェライト相のみならずオーステナイト相にも加工を加える。後述する加速冷却によって、微細なマルテンサイト（いわゆるオースフォームマルテンサイト）相を生成させるためには、熱間圧延にて総圧下比2.5以上の強加工を加える必要がある。

20

【0056】

ここで総圧下比は、鋼スラブの板厚を高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の板厚で除した値である。

【0057】

熱間圧延の圧延終了温度：800以上

圧延終了温度が800未満では、熱間圧延によって加工硬化したフェライト相がそのまま残留するので、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の加工性が劣化する。したがって、熱間圧延の圧延終了温度と800以上とする。

【0058】

加速冷却の冷却開始温度：圧延終了温度 - 30以内

熱間圧延が終了した後、直ちに加速冷却を開始する。加速冷却の開始が遅れると、オーステナイト相に強圧下を加えた効果が減退するので、オースフォームマルテンサイト相を生成し難くなる。そこで、熱間圧延が終了した後、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の温度が圧延終了温度 - 30に低下するまでの間に、加速冷却を開始する。つまり加速冷却の開始温度の上限は圧延終了温度に等しく、下限は圧延終了温度 - 30である。

30

【0059】

加速冷却の冷却速度：1 / 秒以上

オースフォームマルテンサイト相の微細化を図るために、冷却速度1 / 秒以上で加速冷却を行なう。ただし冷却速度が大きすぎると、マルテンサイト相（オースフォームマルテンサイト相も含む）が多量に生成して、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板のフェライト層の体積率が30%未満となるので、加速冷却の冷却速度は30 / 秒以下が好ましい。

40

【0060】

加速冷却の冷却停止温度： M_s 点以下

加速冷却で生成したオースフォームマルテンサイト相を安定化するために、加速冷却の冷却停止温度は M_s 点以下とする。上記した組成の高強度13Cr系ステンレス厚鋼板では、 M_s 点は約350である。ここで M_s 点は、オーステナイト相がマルテンサイト変態を開始する温度を指す。

【0061】

ただし未変態のオーステナイト相を消滅させるために、 M_F 点以下の温度（200程度）で加速冷却を停止することが好ましい。ここで M_F 点は、オーステナイト相がマルテンサ

50

イト変態を終了する温度を指す。

【0062】

加速冷却においては、上記した冷却速度で室温（約20℃）まで冷却しても良い。その場合は、加速冷却で室温に冷却された高強度13Cr系ステンレス厚鋼板に焼戻しを施す。

【0063】

あるいは、上記した冷却速度の加速冷却を室温よりも高い温度で停止し、その後、室温まで放冷して、焼戻しを施しても良い。

【0064】

なお M_s 点と M_f 点は、いずれも成分に応じて変化するので、予め予備実験を行ない、その温度を確定した上で高強度13Cr系ステンレス厚鋼板を製造することが好ましい。

【0065】

焼戻し温度：730～780

熱間圧延によって加工硬化したフェライト相、および加速冷却によって生成したマルテンサイト相（オースフォームマルテンサイト相も含む）を軟化して、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の加工性を向上するために、焼戻しを行なう。焼戻し温度が730℃未満では、軟質化する効果が十分に得られない。一方、780℃を超えると、マルテンサイト相がフェライト相とセメンタイトに分解するので、高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の靱性が著しく劣化する。したがって、焼戻し温度は730～780℃の範囲内とする。

【0066】

以上に説明した通り、本発明によれば、靱性と加工性に優れた高強度13Cr系ステンレス厚鋼板を得ることができる。

【0067】

従来は、板厚が10mmを超える高強度13Cr系ステンレス鋼板の製造過程で、圧下不足に起因して、粗大な組織が形成されるのは避けられず、靱性や加工性を向上する技術が確立されていなかった。特に、板厚が25mmを超える場合は、靱性と加工性を両立する技術の確立は困難であった。

【0068】

これに対して本発明を適用して組成、組織、製造条件を適正に設定すれば、板厚25mm以下の高強度13Cr系ステンレス鋼板のみならず、25mmを超える高強度13Cr系ステンレス鋼板についても靱性と加工性を向上することが可能となる。特に、従来技術では極めて難しいとされていた、板厚が50mmを超える高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の靱性と加工性の向上に本発明を適用すれば、工業的に著しい効果が得られる。

【実施例】

【0069】

表1に示す成分の溶鋼を溶製して、連続鋳造法で鋼スラブ（板厚：220mm）とした。表1中の鋼記号A1～A7（発明例）は、成分が本発明の範囲を満足する例である。鋼記号B1～B4（比較例）は、成分が本発明の範囲を外れる例である。

【0070】

10

20

30

【表 1】

鋼 記号	成分 (質量%)														備考		
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	O	N	Cu	Nb	V	Ti		B	Al
A 1	0.036	0.24	0.37	0.023	0.003	13.36	0.08	0.01	0.0052	0.021	0.01	0.002	0.029	0.005	0.0001	0.002	発明例
A 2	0.048	0.15	0.26	0.023	0.003	12.91	0.08	0.02	0.0052	0.012	0.03	0.005	0.028	0.003	0.0002	0.002	
A 3	0.031	0.48	0.49	0.018	0.004	11.53	0.09	0.02	0.0048	0.045	0.01	0.004	0.024	0.005	0.0003	0.010	
A 4	0.041	0.25	0.28	0.021	0.003	13.11	0.06	0.05	0.0050	0.022	0.05	0.004	0.021	0.003	0.0002	0.003	
A 5	0.028	0.31	0.28	0.018	0.005	13.10	0.13	0.03	0.0078	0.027	0.48	0.007	0.032	0.003	0.0001	0.002	
A 6	0.016	0.23	0.20	0.022	0.011	13.05	0.08	0.15	0.0049	0.043	0.03	0.005	0.047	0.017	0.0002	0.002	
A 7	0.030	0.27	0.31	0.005	0.001	12.81	0.15	0.02	0.0030	0.025	0.02	0.047	0.032	0.004	0.0003	0.003	比較例
B 1	0.031	0.70	0.27	0.031	0.005	11.12	0.08	0.03	0.0052	0.023	0.03	0.006	0.027	0.005	0.0001	0.001	
B 2	0.035	0.23	0.60	0.021	0.003	14.31	0.08	0.01	0.0048	0.047	0.02	0.004	0.023	0.012	0.0002	0.002	
B 3	0.055	0.31	0.31	0.018	0.002	12.50	0.50	0.01	0.0055	0.022	0.05	0.005	0.021	0.002	0.0001	0.002	
B 4	0.131	0.23	0.29	0.018	0.003	13.15	0.01	0.03	0.0050	0.021	0.04	0.004	0.020	0.002	0.0002	0.002	

10

20

30

40

【0071】

そして、それらの鋼スラブから高強度13Cr系ステンレス厚鋼板を製造した。すなわち、鋼スラブを表2に示す加熱温度に加熱して熱間圧延を行ない、圧延終了温度 - 20 で水冷による加速冷却を開始し、そして加速冷却を停止した後、放冷して室温まで冷却し、さらに熱処理炉に装入して焼戻しを行なった。熱間圧延における総圧下比および圧延終了温度、加速冷却における冷却速度および冷却停止温度、焼戻しにおける焼戻し温度は、表2に示す通りである。なお、得られた高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の板厚 t (mm) は、上記

50

した鋼スラブの板厚と熱間圧延の総圧下比から分かる通り、62.9mm、88.0mm、110.0mmであり、いずれも50mmを超える板厚である。表2中の製造記号a1～a8（発明例）は、設定条件が本発明の範囲を満足する例である。製造記号b1～b8（比較例）は、設定条件が本発明の範囲を外れる例である。

【0072】

【表2】

製造記号	加熱温度 (°C)	総圧下比 (%)	圧延終了温度 (°C)	冷却速度 (°C/秒)	冷却停止温度 (°C)	焼戻し温度 (°C)	備考
a1	1050	3.5	850	3	300	750	発明例
a2	1100	3.5	850	3	300	750	
a3	1150	3.5	850	3	300	750	
a4	1050	2.5	850	3	300	750	
a5	1050	3.5	800	3	300	750	
a6	1050	3.5	950	3	300	750	
a7	1050	3.5	850	1	300	750	
a8	1050	3.5	850	3	200	750	
b1	1000	3.5	850	3	300	750	比較例
b2	1200	3.5	850	3	300	750	
b3	1050	2.0	850	3	300	750	
b4	1050	3.5	750	3	300	750	
b5	1050	3.5	850	0.5	300	750	
b6	1050	3.5	850	3	400	750	
b7	1050	3.5	850	3	300	700	
b8	1050	3.5	850	3	300	820	

【0073】

このようにして、表1に示す成分と表2に示す設定条件を組み合わせで高強度13Cr系ステンレス厚鋼板を製造した。その組み合わせは表3、4に示す通りである。つまり表3は、鋼記号A1の鋼スラブ（表1参照）を製造記号a1～a8、b1～b8の設定条件（表2参照）で高強度13Cr系ステンレス厚鋼板とした例である。表4は、鋼記号A1～A7、B1～B3の鋼スラブ（表1参照）を製造記号a1の設定条件（表2参照）で高強度13Cr系ステンレス厚鋼板とした例である。

【0074】

得られた高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の機械的性質を調査した。引張強度と耐力は、JIS規格Z2241で定められている4号試験片を2本ずつ、板厚方向1/2tの位置で圧延方向に対して垂直に切り出し、その試験片の引張試験を行なって測定した。その平均値を表3、4に示す。なお発明例の高強度13Cr系ステンレス厚鋼板は、引張強度：440MPa以

10

20

30

40

50

上、耐力：205MPa以上を、高強度として達成すべき目標値とした。

【0075】

高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の加工性は、JIS規格Z2244で定められているピッカース硬さ試験を行なって評価した。すなわち高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の両面から板厚方向の深さ1mmの範囲で硬度を測定（荷重10kgf）した。その平均値を表面硬度として表3、4に示す。なお発明例の高強度13Cr系ステンレス厚鋼板は、表面硬度：200HV未満を、高加工性として達成すべき目標値とした。

【0076】

高強度13Cr系ステンレス厚鋼板の靱性は、JIS規格Z2242で定められているシャルピー衝撃試験を行なって評価した。すなわちVノッチ試験片を各試験温度毎に3本ずつ、板厚方向1/2tの位置で圧延方向に対して垂直に切り出して、シャルピー衝撃試験（試験温度：-80～20）を20刻みで行ない、破面遷移温度（ vT_{rs} ）を測定した。その結果を表3、4に示す。なお発明例の高強度13Cr系ステンレス厚鋼板は、 vT_{rs} ：-20以下を、高靱性として達成すべき目標値とした。

10

【0077】

高強度13Cr系ステンレス厚鋼板のフェライト結晶粒の最大粒径は、組織観察用試験片の表面を王水の水溶液（濃度50%）でエッチングして、フェライト結晶粒の粒径を測定し、その最大値を求めた。その結果を表3、4に示す。組織を構成する各相は、同じ試験片の組織観察を行なって判定した。さらに、各相の体積率は、組織観察の際に画像解析を行なって測定した。その結果を表3、4に示す。表中のFはフェライト相、Mはマルテンサイト相を意味する。

20

【0078】

【表 3】

鋼板 No.	鋼 記号	製造 記号	引張特性		硬度 表面硬度 (HV)	韌性 $T_{v,rs}$ (°C)	金属組織 *			備考
			引張強度 (MPa)	耐力 (MPa)			組織構成	F体積率 (%)	F結晶粒の最大粒径 (μm)	
1	A1	a1	556	382	183	-46	F+M	50	43	発明例
2	A1	a2	524	371	173	-33	F+M	59	51	
3	A1	a3	492	367	162	-21	F+M	68	62	
4	A1	a4	538	368	177	-20	F+M	57	69	
5	A1	a5	579	399	191	-31	F+M	51	39	
6	A1	a6	575	396	190	-43	F+M	58	58	
7	A1	a7	507	370	169	-23	F+M	60	55	
8	A1	a8	581	400	191	-49	F+M	49	43	
9	A1	b1	627	432	209	-48	F+M	27	34	
10	A1	b2	471	318	153	-3	F+M	78	103	
11	A1	b3	512	354	168	-17	F+M	62	85	
12	A1	b4	591	463	205	-29	F+M	48	36	
13	A1	b5	482	332	160	-20	F+M	65	61	
14	A1	b6	526	362	173	-15	F+M	51	46	
15	A1	b7	653	466	221	-21	F+M	47	45	
16	A1	b8	490	339	157	0	F+M	85	101	

* F: フェライト、M: マルテンサイト

【0079】

10

20

30

40

【表 4】

鋼板 No.	鋼記号	製造記号	引張特性		硬度 表面硬度 (HV)	韌性 T _v T _{rs} (°C)	金属組織 *			備考
			引張強度 (MPa)	耐力 (MPa)			組織構成	F体積率 (%)	F結晶粒の最大粒径 (μm)	
1	A1	a1	556	382	183	-46	F+M	50	43	発明例
17	A2	a1	583	405	192	-45	F+M	39	41	
18	A3	a1	549	369	181	-39	F+M	45	45	
19	A4	a1	558	384	184	-46	F+M	49	43	
20	A5	a1	549	371	181	-23	F+M	53	49	
21	A6	a1	492	339	162	-28	F+M	66	50	
22	A7	a1	560	393	184	-48	F+M	57	38	
23	B1	a1	653	450	215	-24	F+M	55	51	
24	B2	a1	666	461	219	-29	F+M	29	34	
25	B3	a1	851	560	280	-2	M	0	-	

* F:フェライト、M:マルテンサイト

【0080】

表3、4から明らかなように、発明例（鋼板No. 1～8、17～22）は、いずれもフェライト相とマルテンサイト相からなる2相組織が形成され、フェライト相の体積率と最大粒径が本発明の範囲を満たしており、かつ機械的性質も上記した目標値をそれぞれ満たしていた。なお、表3中の鋼板No. 1と表4中の鋼板No. 1は同じである

表3に示す比較例（鋼板No. 9～16）は、鋼スラブから高強度13Cr系ステンレス厚鋼板を製造するための設定条件が本発明の範囲を外れるので、目標とする機械的性質が得られなかった。表4に示す比較例（鋼板No. 23～25）は、成分が本発明の範囲を外れるので、目標とする機械的性質が得られなかった。また、鋼板No. 24は、フェライト相の体積率が本発明の範囲を外れた。鋼板No. 25は、フェライト相が生成しなかった。

10

20

30

40

50

フロントページの続き

Fターム(参考) 4K032 AA01 AA02 AA04 AA13 AA14 AA16 AA19 AA21 AA22 AA23
AA26 AA27 AA29 AA31 AA35 AA36 BA01 CA02 CB02 CC03
CC04 CD02 CD03 CD06 CF02