

(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2012-77331

(P2012-77331A)

(43) 公開日 平成24年4月19日(2012.4.19)

(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 O 1 F	4 E 0 0 2
C 2 2 C 38/06 (2006.01)	C 2 2 C 38/06	4 K 0 3 2
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/58	
C 2 1 D 8/02 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 Z	
B 2 1 B 1/22 (2006.01)	C 2 1 D 8/02 C	
審査請求 未請求 請求項の数 7 O L (全 17 頁) 最終頁に続く		

(21) 出願番号	特願2010-221738 (P2010-221738)	(71) 出願人	000001258
(22) 出願日	平成22年9月30日 (2010.9.30)		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
		(74) 代理人	100147485
			弁理士 杉村 憲司
		(74) 代理人	100114292
			弁理士 来間 清志
		(74) 代理人	100165696
			弁理士 川原 敬祐
		(72) 発明者	末吉 仁
			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	石川 信行
			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】 耐サワーラインパイプ用高強度鋼板およびその製造方法並びに耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を用いた高強度鋼管

(57) 【要約】

【課題】 鋼板の板厚方向および板幅方向の硬さのばらつきを効果的に軽減して、鋼板内の材質均一性を向上させた耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を提供する。

【解決手段】 質量%で、C：0.02～0.08%、Si：0.01～0.5%、Mn：0.5～1.8%、P：0.01%以下、S：0.001%以下、Al：0.01～0.08%およびCa：0.0005～0.005%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物の組成とし、CP値(=4.46[%C]+2.37[%Mn]/6+(1.74[%Cu]+1.7[%Ni])/15+(1.18[%Cr]+1.95[%Mo]+1.74[%V])/5+22.36[%P])を1.0以下として、鋼組織をベイナイト組織とし、さらに板厚方向の硬さのばらつきをビッカース硬さのばらつきΔHVで30以下、かつ板幅方向の硬さのばらつきをビッカース硬さのばらつきΔHVで30以下とする。

【選択図】 なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量％で、C：0.02～0.08％、Si：0.01～0.5％、Mn：0.5～1.8％、P：0.01％以下、S：0.001％以下、Al：0.01～0.08％およびCa：0.0005～0.005％を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物の組成からなり、下記（1）式で示されるCP値が1.0以下であって、鋼組織がベイナイト組織であり、さらに板厚方向の硬さのばらつきがビッカース硬さのばらつきΔHVで30以下で、かつ板幅方向の硬さのばらつきがビッカース硬さのばらつきΔHVで30以下であることを特徴とする、耐サワーラインパイプ用高強度鋼板。

記

$$CP = 4.46 [\%C] + 2.37 [\%Mn] / 6 + (1.74 [\%Cu] + 1.7 [\%Ni]) / 15 + (1.18 [\%Cr] + 1.95 [\%Mo] + 1.74 [\%V]) / 5 + 2.36 [\%P] \cdots (1)$$

ただし、[%X]はX元素の鋼中含有量（質量％）を示す。

【請求項 2】

前記鋼が、さらに、質量％で、Cu：0.50％以下、Ni：0.50％以下、Cr：0.50％以下およびMo：0.50％以下のうちから選んだ1種又は2種以上を含有することを特徴とする、請求項1に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板。

【請求項 3】

前記鋼が、さらに、質量％で、Nb：0.005～0.1％、V：0.005～0.1％およびTi：0.005～0.1％のうちから選んだ1種又は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のいずれかに記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板。

【請求項 4】

質量％で、C：0.02～0.08％、Si：0.01～0.5％、Mn：0.5～1.8％、P：0.01％以下、S：0.001％以下、Al：0.01～0.08％およびCa：0.0005～0.005％を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物の組成からなり、下記（1）式で示されるCP値が1.0以下である鋼片を、1000～1300℃の温度に加熱したのち、熱間圧延し、引き続き制御冷却の直前に鋼板表面での噴射流の衝突圧が1MPa以上の条件でデスクーリングを行い、その後冷却開始時の鋼板表面温度：(Ar₃－10℃)以上、鋼板表面の冷却速度：200℃/s以下、鋼板平均の冷却速度：15℃/s以上および鋼板平均温度で冷却停止温度：250～550℃の条件で制御冷却を行うことを特徴とする、耐サワーラインパイプ用高強度鋼板の製造方法。

記

$$CP = 4.46 [\%C] + 2.37 [\%Mn] / 6 + (1.74 [\%Cu] + 1.7 [\%Ni]) / 15 + (1.18 [\%Cr] + 1.95 [\%Mo] + 1.74 [\%V]) / 5 + 2.36 [\%P] \cdots (1)$$

ただし、[%X]はX元素の鋼中含有量（質量％）を示す。

【請求項 5】

前記鋼片が、さらに、質量％で、Cu：0.50％以下、Ni：0.50％以下、Cr：0.50％以下およびMo：0.50％以下のうちから選んだ1種又は2種以上を含有することを特徴とする、請求項4に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板の製造方法。

【請求項 6】

前記鋼片が、さらに、質量％で、Nb：0.005～0.1％、V：0.005～0.1％およびTi：0.005～0.1％のうちから選んだ1種又は2種以上を含有することを特徴とする、請求項4または5のいずれかに記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板の製造方法。

【請求項 7】

請求項1～3のいずれかに記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を用いた高強度鋼

10

20

30

40

50

管。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、建築、海洋構造物、造船、土木、建設産業用機械の分野のラインパイプに使用して好適な、鋼板内の材質均一性に優れた耐サワーラインパイプ用高強度鋼板およびその製造方法に関するものである。

また、本発明は、上記の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を用いた高強度鋼管に関するものである。

【背景技術】

【0002】

一般に、ラインパイプは、厚板ミルや熱延ミルによって製造された鋼板を、UOE成形、プレスベンド成形およびロール成形等によって、鋼管に成形することで製造される。

ここに、硫化水素を含む原油や、天然ガスの輸送に用いられるラインパイプは、強度、靱性、溶接性などの他に、耐水素誘起割れ性（耐HIC性）や耐応力腐食割れ性（耐SCC性）などのいわゆる耐サワー性が必要とされる。

中でも、鋼材の水素誘起割れ（HIC）は、腐食反応によって発生した水素イオンが鋼表面に吸着して原子状の水素となり、鋼内部に侵入して鋼中のMnSなどの非金属介在物や硬い第2相組織まわりに拡散、集積することで内圧を生じさせ、最終的に、鋼材が破損に至るものである。この水素誘起割れは、ラインパイプを実際に使用する上で大きな問題となっていた。

【0003】

上記した水素誘起割れの問題を解決するために、従来から種々の解決策が提案されている。例えば特許文献1には、鋼中のS含有量を下げるとともに、CaやREMなどを適量添加することにより、長く伸展したMnSの生成を抑制し、微細に分散した球状のCaS介在物に形態を変える技術が提案されている。これにより、硫化物系介在物による応力集中を小さくし、割れの発生・伝播を抑制することによって、耐HIC性を改善するというものである。

特許文献2、3には、偏析傾向の高い元素（C、Mn、P等）の低減やスラブ加熱段階での均熱処理による偏析の低減、および圧延後の冷却時の変態途中での加速冷却を行うことによって、中心偏析部での割れの起点となる島状マルテンサイトの生成、および割れの伝播経路となるマルテンサイトなどの硬化組織の生成を抑制するという技術が提案されている。

また、特許文献4～6には、高強度鋼板に対して、低Sとし、かつCaを添加することにより硫化物系介在物の形態制御を行いつつ、低C－低Mn化により中心偏析を抑制することで、中心偏析に伴う強度低下をCr、Mo、Ni等の添加と加速冷却により補う方法が、それぞれ提案されている。

【0004】

一方、鋼構造物の大型化やコスト削減の観点から、より高強度や高靱性を有する鋼板の需要が高まっている。鋼板の特性の向上や合金元素の削減、さらには熱処理の省略などを目的として、通常、高強度鋼板の製造に際しては、制御圧延と制御冷却を組み合わせた、いわゆるTMCP技術が適用されている。このTMCP技術を用いて鋼材の高強度化を行うには、制御冷却時の冷却速度を大きくすることが有効である。

しかしながら、高冷却速度で制御冷却した場合、鋼板表層部が急冷されるため、鋼板内部に比べて表層部の硬さが高くなり、板厚方向の硬さ分布にばらつきが生じる。従って、鋼板内の材質均一性を確保する観点で問題となる。

【0005】

上記の問題を解決するために、例えば特許文献7には、制御冷却に際して、冷却速度を3～12℃/sという比較的低い冷却速度に制御することにより、板厚中心部に対する表面の硬さ上昇を抑える方法が開示されている。

10

20

30

40

50

また、特許文献 8 には、冷却過程で、フェライトが析出する温度域で待機を行うことにより、鋼板の組織をフェライトとベイナイトの 2 相組織とし、表層と板厚中心部の硬さの差を低減した、板厚方向の材質差が小さい鋼板の製造方法が開示されている。

さらに、特許文献 9, 10 には、圧延後、表層部がベイナイト変態を完了する前に表面を復熱させる高冷却速度の制御冷却を行うことにより、板厚方向の材質差が小さい鋼板の製造方法が開示され、特許文献 11、特許文献 12 には、高周波誘導加熱装置を用いて、加速冷却後の鋼板表面を内部より高温に加熱して表層部の硬さを低減した、ラインパイプ用鋼板の製造方法が開示されている。

【0006】

他方、鋼板表面のスケール性状にむらがあった場合、冷却時のスケール厚さに応じてその下部の鋼板の冷却速度に違いが生じ、鋼板内の局所的な冷却停止温度のばらつきがとなる。その結果、スケール性状のむらによって板幅方向に鋼板材質のばらつきが生じることになる。

これに対し、特許文献 13, 14 には、冷却直前にデスケリングを行うことにより、スケール性状に起因した冷却むらを低減して、鋼板形状を改善する方法が開示されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0007】

【特許文献 1】特開昭 54-110119 号公報

【特許文献 2】特開昭 61-60866 号公報

【特許文献 3】特開昭 61-165207 号公報

【特許文献 4】特開平 5-95755 号公報

【特許文献 5】特開平 5-272766 号公報

【特許文献 6】特開平 7-173536 号公報

【特許文献 7】特公平 7-116504 号公報

【特許文献 8】特許第 3911834 号公報

【特許文献 9】特許第 3951428 号公報

【特許文献 10】特許第 3951429 号公報

【特許文献 11】特開 2002-327212 号公報

【特許文献 12】特許第 3711896 号公報

【特許文献 13】特開平 9-57327 号公報

【特許文献 14】特許第 3796133 号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

しかしながら、特許文献 1～6 に記載の技術は、いずれも中心偏析部のみが対象となっていて、中心偏析部以外の部分については考慮されていない。すなわち、制御冷却又は直接焼入れによって製造される A P I 規格 X 6 5 グレード以上の強度を有する高強度鋼板においては、冷却速度の高い鋼板表面部が内部に比べて硬化するため、表面近傍から水素誘起割れが発生するという問題が生じる。

また、特許文献 7 に記載の技術は、冷却速度が制限されるため、高冷却速度による高強度化や合金元素の削減、制御圧延の簡略化といった制御冷却の効果を十分に活用することができない。特許文献 8 に開示の製造方法は、 A_{r3} 変態点以下での冷却待機でフェライトを析出させるものであるため、強度が低下するだけでなく、冷却待機時間が必要になるため製造効率が悪い。特許文献 9, 10 に記載の製造方法では、鋼板の成分により変態挙動が異なると、復熱による十分な材質均質化の効果が得られない場合がある。しかも、高精度な冷却制御を必要とするため、適用範囲が限られると共に、製造効率の低下を余儀なくされる。特許文献 11, 12 に記載の製造方法は、加速冷却における表層部の冷却速度が大きいため、鋼板表面の加熱だけでは表層部の硬さを十分に低減できない場合がある。

【0009】

他方、特許文献13, 14に記載の方法では、デスケーリングにより、熱間矯正時のスケールの押し込み疵による表面性状不良の低減や、鋼板の冷却停止温度のばらつきを低減して鋼板形状を改善しているが、均一な材質を得るための冷却条件に関しては何ら配慮がなされていない。ここに、鋼板表面の冷却速度がばらつくと、鋼板の硬さにばらつきが生じる。すなわち、冷却速度が遅いと、鋼板表面が冷却する際に、鋼板表面と冷却水の間に気泡の膜が発生する"膜沸騰"と、気泡が膜を形成する前に冷却水によって表面から分離される"核沸騰"とが同時に発生し、表面の冷却速度にばらつきが生じる。その結果、鋼板表面の硬さにばらつきを生じることになる。

【0010】

本発明は、上記の現状に鑑み開発されたもので、中央偏析部のHICとともに表面近傍から発生するHICに対しても優れた耐性（耐HIC特性）を有し、かつ鋼板の板厚方向および板幅方向の硬さのばらつきを低減した鋼板内の材質均一性に優れた、耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を、その有利な製造方法と共に提案することを目的とする。

また、その耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を用いた高強度鋼管を提案することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0011】

本発明は、高強度鋼板の板厚方向および板幅方向の硬さのばらつきを低減し、鋼板内の材質均一性を向上させるために、鋼材の化学成分、ミクロ組織および製造条件について、数多くの実験と検討を繰り返した末に、開発されたものである。

【0012】

すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

1. 質量%で、C：0.02～0.08%、Si：0.01～0.5%、Mn：0.5～1.8%、P：0.01%以下、S：0.001%以下、Al：0.01～0.08%およびCa：0.0005～0.005%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物の組成からなり、下記（1）式で示されるCP値が1.0以下であって、鋼組織がベイナイト組織であり、さらに板厚方向の硬さのばらつきがビッカース硬さのばらつきΔHVで30以下で、かつ板幅方向の硬さのばらつきがビッカース硬さのばらつきΔHVで30以下であることを特徴とする、耐サワーラインパイプ用高強度鋼板。

記

$$CP = 4.46 [\%C] + 2.37 [\%Mn] / 6 + (1.74 [\%Cu] + 1.7 [\%Ni]) / 15 + (1.18 [\%Cr] + 1.95 [\%Mo] + 1.74 [\%V]) / 5 + 2.36 [\%P] \quad \cdots (1)$$

ただし、[%X]はX元素の鋼中含有量（質量%）を示す。

【0013】

2. 前記鋼が、さらに、質量%で、Cu：0.50%以下、Ni：0.50%以下、Cr：0.50%以下およびMo：0.50%以下のうちから選んだ1種又は2種以上を含有することを特徴とする、前記1に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板。

【0014】

3. 前記鋼が、さらに、質量%で、Nb：0.005～0.1%、V：0.005～0.1%およびTi：0.005～0.1%のうちから選んだ1種又は2種以上を含有することを特徴とする、前記1または2のいずれかに記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板。

【0015】

4. 質量%で、C：0.02～0.08%、Si：0.01～0.5%、Mn：0.5～1.8%、P：0.01%以下、S：0.001%以下、Al：0.01～0.08%およびCa：0.0005～0.005%を含有し、残部がFeおよび不可避免的不純物の組成からなり、下記（1）式で示されるCP値が1.0以下である鋼片を、1000～1300℃の温度に加熱したのち、熱間圧延し、引き続き制御冷却の直前に鋼板表面での噴射流の衝突圧が1MPa以上の条件でデスケーリングを行い、その後冷却開始時の鋼板表面

温度：(A r₃ - 10 °C) 以上、鋼板表面の冷却速度：200 °C / s 以下、鋼板平均の冷却速度：15 °C / s 以上および鋼板平均温度で冷却停止温度：250 ~ 550 °C の条件で制御冷却を行うことを特徴とする、耐サワーラインパイプ用高強度鋼板の製造方法。

記

$$C P = 4.46 [\%C] + 2.37 [\%Mn] / 6 + (1.74 [\%Cu] + 1.7 [\%Ni]) / 15 + (1.18 [\%Cr] + 1.95 [\%Mo] + 1.74 [\%V]) / 5 + 2.36 [\%P] \dots (1)$$

【0016】

5. 前記鋼片が、さらに、質量%で、Cu : 0.50 % 以下、Ni : 0.50 % 以下、Cr : 0.50 % 以下および Mo : 0.50 % 以下のうちから選んだ1種又は2種以上を含有することを特徴とする、前記4に記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板の製造方法。

10

【0017】

6. 前記鋼片が、さらに、質量%で、Nb : 0.005 ~ 0.1 %、V : 0.005 ~ 0.1 % および Ti : 0.005 ~ 0.1 % のうちから選んだ1種又は2種以上を含有することを特徴とする、前記4または5のいずれかに記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板の製造方法。

【0018】

7. 前記1 ~ 3のいずれかに記載の耐サワーラインパイプ用高強度鋼板を用いた高強度鋼管。

20

【発明の効果】

【0019】

本発明によれば、制御冷却技術およびデスケリング技術を併せて用いることにより、低廉な化学成分でも鋼板内の材質均一性に優れ、かつ耐HIC特性に優れる、高強度の耐サワーラインパイプ用鋼板が供給できる。

また、冷間成形により鋼管に成形して、原油や天然ガスを輸送する鋼管（電縫鋼管、スパイラル鋼管、UOE鋼管等）を製造すると、鋼板内の材質均一性に優れ、高強度かつ耐HIC特性に優れているので、耐サワー性を要する硫化水素を含む原油や天然ガスの輸送にも好適に使用することができる。

【図面の簡単な説明】

30

【0020】

【図1】本発明の製造方法の実施に用いて好適な製造ラインの一例を示す模式図である。

【発明を実施するための形態】

【0021】

以下、本発明を具体的に説明する。

発明者らは、高強度鋼板において、中央偏析部とともに表面近傍からのHIC発生を防止し、板厚方向および板幅方向の硬さのばらつきを低減し、鋼板内の材質均一性を向上させるために、鋼材の化学成分、ミクロ組織、製造方法を鋭意検討し、以下の知見を得ると共に本発明を完成させた。

【0022】

40

〔化学成分〕

まず、本発明の高強度鋼板の化学成分について説明する。以下の説明において%で示す単位は全て質量%である。

C : 0.02 ~ 0.08 %

Cは、強度の向上に有効に寄与するが、含有量が0.02 %未満では十分な強度が確保できず、一方0.08 %を超えると加速冷却時に表層部の硬さが上昇するとともに、耐HIC特性と靱性を劣化させるため、C量は0.02 ~ 0.08 %の範囲に限定する。

【0023】

Si : 0.01 ~ 0.5 %

Siは、脱酸のため添加するが、含有量が0.01 %未満では脱酸効果が十分でなく、

50

一方 0.5% を超えると靱性や溶接性を劣化させるため、Si 量は 0.01 ~ 0.5% の範囲に限定する。

【0024】

Mn : 0.5 ~ 1.8 %

Mn は、強度、靱性の向上に有効に寄与するが、含有量が 0.5% 未満ではその添加効果に乏しく、一方 1.8% を超えると溶接性と耐 H I C 特性が劣化するため、Mn 量は 0.5 ~ 1.8% の範囲に限定する。

【0025】

P : 0.01 % 以下

P は、不可避不純物元素であり、溶接性を劣化させるとともに、中心偏析部の硬さを上昇させることで耐 H I C 特性を劣化させる。0.01% を超えるとその傾向が顕著となるため、上限を 0.01% に規定する。好ましくは 0.008% 以下である。

【0026】

S : 0.001 % 以下

S は、不可避不純物元素であり、鋼中においては Mn S 介在物となり耐 H I C 特性を劣化させるため少ないことが好ましいが、0.001% までは許容される。

【0027】

Al : 0.01 ~ 0.08 %

Al は、脱酸剤として添加するが、0.01% 未満では添加効果がなく、一方、0.08% を超えると鋼の清浄度が低下し、靱性が劣化するため、Al 量は 0.01 ~ 0.08% の範囲に限定する。

【0028】

Ca : 0.0005 ~ 0.005 %

Ca は、硫化物系介在物の形態制御による耐 H I C 特性向上に有効な元素であるが、0.0005% 未満ではその添加効果が十分でない。一方、0.005% を超えた場合、効果が飽和するだけでなく、鋼の清浄度の低下により耐 H I C 特性を劣化させるので、Ca 量は 0.0005 ~ 0.005% の範囲に限定する。

【0029】

以上、本発明の基本成分について説明したが、本発明では、鋼板の強度や靱性の一層の改善のために、Cu, Ni, Cr および Mo のうちから選んだ 1 種又は 2 種以上を、以下の範囲で適宜含有させることができる。

Cu : 0.50 % 以下

Cu は、靱性の改善と強度の上昇に有効な元素であり、この効果を得るには 0.05% 以上を含有することが好ましいが、含有量が多すぎると溶接性が劣化するため、Cu を添加する場合は 0.50% を上限とする。

【0030】

Ni : 0.50 % 以下

Ni は、靱性の改善と強度の上昇に有効な元素であり、この効果を得るには 0.05% 以上を含有することが好ましいが、含有量が多すぎると経済的に不利だけでなく、溶接熱影響部の靱性が劣化するため、Ni を添加する場合は 0.50% を上限とする。

【0031】

Cr : 0.50 % 以下

Cr は、Mn と同様、低 C でも十分な強度を得るために有効な元素であり、この効果を得るには 0.05% 以上を含有することが好ましいが、含有量が多すぎると溶接性が劣化するため、Cr を添加する場合は 0.50% を上限とする。

【0032】

Mo : 0.50 % 以下

Mo は、靱性の改善と強度の上昇に有効な元素であり、この効果を得るには 0.05% 以上を含有することが好ましいが、含有量が多すぎると溶接性が劣化するため、Mo を添加する場合は 0.50% を上限とする。

10

20

30

40

50

【0033】

本発明では、さらに、Nb、VおよびTiのうちから選んだ1種又は2種以上を、以下の範囲で含有させることもできる。

Nb：0.005～0.1%、V：0.005～0.1%およびTi：0.005～0.1%のうちから選んだ1種又は2種以上

Nb、VおよびTiはいずれも、鋼板の強度および靱性を高めるために添加することができる任意元素であり、要求強度に応じて、1種または2種以上を添加することができる。各元素とも、含有量が0.005%未満ではその添加効果に乏しく、一方0.1%を超えると溶接部の靱性が劣化するので、添加する場合はいずれも0.005～0.1%の範囲とするのが好ましい。

10

【0034】

CP値：1.0以下

本発明においては、下記(1)式によって求められるCP値を、1.0以下とすることが必要である。なお、添加しない元素は0を代入すれば良い。

$$CP = 4.46 [\%C] + 2.37 [\%Mn] / 6 + (1.74 [\%Cu] + 1.7 [\%Ni]) / 15 + (1.18 [\%Cr] + 1.95 [\%Mo] + 1.74 [\%V]) / 5 + 22.36 [\%P] \cdots (1)$$

ただし、[%X]はX元素の鋼中含有量(質量%)を示す。

【0035】

ここに、上記CP値は、各合金元素の含有量から中心偏析部の材質を推定するために考案された式であり、上掲(1)式のCP値が高いほど中心偏析部の成分濃度が高くなり、中心偏析部の硬さが上昇する。

20

従って、本発明では、上記の(1)式において求められるCP値を、1.0以下とすることでHIC試験での割れ発生を抑制することが可能となる。また、CP値が低いほど中心偏析部の硬さが低くなるため、さらに高い耐HIC特性が求められる場合は、その上限を0.95とすれば良い。

なお、上記した元素以外の残部は、Feおよび不可避的不純物からなる。ただし、本発明の作用効果を害しない限り、他の微量元素の含有を妨げない。

【0036】

〔鋼組織(ミクロ組織)〕

30

次に、本発明鋼の鋼組織(ミクロ組織)について説明する。

引張強度が520MPa以上の高強度化を図るために、鋼組織は、ベイナイト組織とする必要がある。特に、表層部は、マルテンサイトや島状マルテンサイト(MA)等の硬質相が生成した場合、表層硬さが上昇し、鋼板内の硬さのばらつきが増大して材質均一性が阻害される。表層硬さの上昇を抑制するために、表層部の鋼組織についてはベイナイト組織とする。ベイナイト組織中に、フェライトやマルテンサイト、パーライト、島状マルテンサイト、残留オーステナイトなどの異種組織が混在すると、強度の低下や靱性の劣化、表層硬さの上昇などが生じるため、ベイナイト相以外の組織分率は少ない程良い。ただし、ベイナイト相以外の組織の体積分率が十分に低い場合には、それらの影響が無視できるので、ある程度の量であれば許容される。具体的に、本発明では、ベイナイト相以外の鋼組織(フェライト、マルテンサイト、パーライト、島状マルテンサイト、残留オーステナイト等)の合計が体積分率で5%未満であれば、大きな影響がないので許容されるものとする。

40

【0037】

〔硬さのばらつき〕

板厚方向の硬さのばらつき：ビッカース硬さのばらつき(ΔHV)で30以下で、かつ

板幅方向の硬さのばらつき：ビッカース硬さのばらつき(ΔHV)で30以下

鋼板の強度や伸び、成形性、耐HIC性、耐SSCC性能などの観点から、鋼板内の硬さのばらつきを抑制することが要求される。板厚方向の硬さのばらつきがΔHVで30を超えた場合や、板幅方向の硬さのばらつきがΔHVで30を超えた場合は、上記特性に悪

50

影響を及ぼす。例えば、鋼板表層部の平均硬さが鋼板内部の平均硬さに比べて ΔHV で30を超えて硬くなった場合は、板厚方向の硬さのばらつきが ΔHV で30を超えることとなり、成形後にスプリングバックが起こり易くなったり、硫化水素に対する割れ感受性が高まったりする。また、板幅方向の硬さ分布が ΔHV で30を超えた場合は、成形時に硬い部分と軟らかい部分とで変形の仕方に差が生じて所望の形状が得られなかったり、小板に切断した場合にそれぞれの小板で強度や伸びが異なったりする。

また、鋼板内の材質均一性と耐HIC特性の観点からは、板厚方向の硬さのばらつきを ΔHV で25以下、板幅方向の硬さのばらつきを ΔHV で25以下とすることがより好ましい。

【0038】

前記したように、API規格X65グレード以上の強度を有する高強度鋼板においては、鋼板表層部の硬さが上昇すると、水素誘起割れを発生する危険性が高まる。そこで、耐HIC特性の観点から、鋼板表層部からの水素誘起割れを抑制するためには、鋼板表層部（表面下1mm）の硬さをビッカース硬さでHV220以下とすることが望ましい。

【0039】

次に、本発明に係る高強度鋼板の製造条件について説明する。

〔スラブ加熱温度〕

スラブ加熱温度：1000～1300℃

加熱温度が1000℃未満では、炭化物の固溶が不十分で必要な強度が得られず、一方1300℃を超えると靱性が劣化するため、スラブ加熱温度は1000～1300℃とする。なお、この温度は加熱炉の炉内温度であり、スラブは中心部までこの温度に加熱されるものとする。

【0040】

〔圧延終了温度〕

熱間圧延工程において、高い母材靱性を得るには、圧延終了温度は低いほどよいが、その反面、圧延能率が低下するため、鋼板表面温度における圧延終了温度は、必要な母材靱性と圧延能率を勘案して設定する必要がある。強度および耐HIC性能を向上させる観点からは、圧延終了温度を、鋼板表面温度で A_{r3} 変態点以上とすることが好ましい。ここで、 A_{r3} 変態点とは、冷却中におけるフェライト変態開始温度を意味し、例えば、鋼の成分から以下の式で求めることができる。また、高い母材靱性を得るためにはオーステナイト未再結晶温度域に相当する950℃以下の温度域での圧下率を60%以上とすることが望ましい。なお、鋼板の表面温度は放射温度計等で測定することができる。

$A_{r3} (^\circ\text{C}) = 910 - 310 [\%C] - 80 [\%Mn] - 20 [\%Cu] - 15 [\%Cr] - 55 [\%Ni] - 80 [\%Mo]$

ただし、 $[\%X]$ はX元素の鋼中含有量（質量%）を示す。

【0041】

〔デスクーリング〕

さらに、制御冷却の直前に高衝突圧の噴射流によるデスクーリングを行う。鋼板内の材質均一性と耐HIC特性に優れた高強度鋼板とするためには、鋼板内の硬さのばらつきを低減することが必要であり、特に鋼板内部の強度を保ちながら、表層部の硬さのばらつきを抑制することが重要である。圧延後の鋼板においては、圧延前および圧延中のデスクーリング等により幅方向にスケールの厚さにむらが生じることがある。また、スケール厚さが大きい場合には、部分的にスケールの剥離が生じることがある。圧延後の冷却の際に、スケール厚さにばらつきがあると、その厚さに応じて鋼板表面の冷却速度も変化してしまい、その冷却速度に応じて鋼板表面の硬さも変化してしまう。鋼板を高強度化するためには、制御冷却時の冷却速度を大きくすることが有効であるが、高冷却速度での冷却では表層硬さに及ぼすスケール厚さの影響が顕著になるため、スケール厚さにむらがあると硬さのばらつきが増大して鋼板内の材質均一性が劣化する。

【0042】

その対策として、制御冷却の直前に高衝突圧の噴射流によるデスクーリングを実施し、

これによりスケール厚さを冷却速度に大きな差が生じない程度まで均一に薄くすることが好ましい。すなわち、制御冷却後の鋼板のスケール厚さを $15\mu\text{m}$ 以下とした場合に、板厚方向の硬さのばらつきが $\Delta\text{HV}30$ 以下、かつ板幅方向の硬さのばらつきが $\Delta\text{HV}30$ 以下となる。

なお、制御冷却直前の鋼板のスケール厚みを測定することは事実上困難であるが、制御冷却前のスケール厚みは制御冷却後のスケール厚みによって推定することができ、冷却後の鋼板のスケール厚みが $15\mu\text{m}$ 以下となるように冷却直前にデスケーリングを行うことによって、所望の効果が得られることが解明された。

このように、冷却直前での高衝突圧の噴射流によるデスケーリングによって、高冷却速度下での高強度と鋼板内の材質均一性および優れた耐HIC特性とを同時に実現することが可能となる。

10

【0043】

デスケーリング圧（鋼板表面での噴射流の衝突圧）： 1MPa 以上

本発明では、制御冷却の直前に鋼板表面での噴射流の衝突圧が 1MPa 以上となる条件でデスケーリングを行う。鋼板表面での噴射流の衝突圧が 1MPa 未満では、デスケーリングが不十分でスケールむらが生じる場合があり、表層硬さのばらつきが生じるため、噴射流の衝突圧は 1MPa 以上とする。デスケーリングは高圧水を用いて行うが、鋼板表面での噴射流の衝突圧が 1MPa 以上であれば、他の噴射流を用いても問題はない。より好ましくは 2MPa 以上である。

【0044】

20

また、デスケーリング後、5秒以内に制御冷却を行うことが望ましい。デスケーリング後、制御冷却を行うまでの時間が5秒を超えると、スケールが成長するため表層部の冷却速度が上昇し、硬さのばらつきが大きくなる。特に、スケール厚さが $15\mu\text{m}$ を超えると、表層硬さの上昇および鋼板内の硬さのばらつきが増大して材質均一性の劣化が顕著となる。この点、デスケーリング後、5秒以内に制御冷却を行えば、スケール厚さを $15\mu\text{m}$ 以下とすることができる。従って、デスケーリングから制御冷却までの時間は5秒以内とすることが望ましい。

【0045】

〔冷却開始温度〕

冷却開始温度：鋼板表面温度で（ $A_{r3}-10^{\circ}\text{C}$ ）以上

30

冷却開始時の鋼板表面温度が低いと、制御冷却前のフェライト生成量が多くなり、特に A_{r3} 変態点からの温度降下量が 10°C を超えると体積分率で5%を超えるフェライトが生成して、強度低下が大きくなると共に耐HIC特性が劣化するため、冷却開始時の鋼板表面温度は（ $A_{r3}-10^{\circ}\text{C}$ ）以上とする。

【0046】

〔冷却速度〕

鋼板表面の冷却速度： $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下、鋼板平均の冷却速度： $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上

高強度化を図りつつ、鋼板内の硬さのばらつきを低減し、材質均一性を向上させるためには、表層部の冷却速度と鋼板内の平均冷却速度を制御することが重要である。鋼板表面の冷却速度が $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ を超えると、マルテンサイトや島状マルテンサイト（MA）等の硬質相が生成して、表層硬さが上昇するため、鋼板表面の冷却速度は、 $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下とする。好ましくは $150^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下である。

40

また、鋼板平均の冷却速度が $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満では、ベイナイト組織が得られずに強度低下や耐HIC特性の劣化が生じたり、硬さのばらつきが大きくなったりするため、鋼板平均の冷却速度は $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とする。鋼板強度と硬さのばらつきの観点からは、鋼板平均の冷却速度は $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とすることが好ましい。また、鋼板表面の冷却速度を $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下で、かつ鋼板平均の冷却速度を $15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上とすることにより、冷却停止温度のばらつきを抑制することができ、その結果、鋼板形状が良好となる。

なお、鋼板平均の温度および冷却速度については、物理的に直接測定することはできないが、鋼板表面の温度変化を基にしたシミュレーション計算を行うことで、リアルタイム

50

に求めることができる。

【0047】

〔冷却停止温度〕

冷却停止温度：鋼板平均温度で250～550℃

圧延終了後、制御冷却でベイナイト変態の温度域である250～550℃まで急冷することにより、ベイナイト相を生成させる。冷却停止温度が550℃を超えると、ベイナイト変態が不完全であり、十分な強度が得られない。また、冷却停止温度が250℃未満では、マルテンサイトや島状マルテンサイト（MA）が生成し、特に表層部の硬さ上昇が著しくなり、硬さのばらつきが大きくなる。そこで、鋼板内の材質均一性の劣化を抑制するため、制御冷却の冷却停止温度は鋼板平均温度で250～550℃とする。

10

【0048】

図1に、本発明鋼板の製造に使用して好適な圧延ラインの一例を示す。圧延ライン1には、鋼板搬送ライン5の上流から下流側に向かって熱間圧延機2、高衝突圧デスケーリング装置3および制御冷却装置4を配置する。また、デスケーリング装置の前に熱間矯正機を設置することもできる。この熱間矯正機で鋼板の形状を改善することにより、噴射流の衝突圧を増大させることができるため、低コストでより効率的なデスケーリングの実施が可能となる。

【0049】

本発明の高強度鋼板を、プレスバンド成形、ロール成形、UOE成形等で管状に成形した後、突き合わせ部を溶接することにより、原油や天然ガスの輸送に好適な鋼板内の材質均一性に優れた耐サワーラインパイプ用高強度鋼管（UOE鋼管、電縫鋼管、スパイラル鋼管等）を製造することができる。

20

例えば、UOE鋼管は、鋼板の端部を開先加工し、Cプレス、Uプレス、Oプレスで鋼管形状に成形した後、内面溶接および外面溶接で突き合わせ部をシーム溶接し、さらに必要に応じて拡管工程を経て製造される。また、溶接方法は十分な継手強度と継手靱性が得られる方法であれば、いずれの方法でも良いが、優れた溶接品質と製造能率の観点から、サブマージアーク溶接を用いることが好ましい。

【実施例】

【0050】

表1に示す化学成分になる鋼（鋼種A～L）を、連続鋳造法によりスラブとし、これを用いて板厚：25mmと34mmの厚鋼板（No. 1～No. 25）を製造した。

30

ついで、スラブを加熱後、熱間圧延により所定の板厚とし、ついで制御冷却直前に高衝突圧のデスケーリングを行ったのち、水冷型の制御冷却装置を用いて制御冷却を行った。各鋼板（No. 1～No. 25）の製造条件を表2に示す。

【0051】

得られた鋼板のミクロ組織およびスケール性状を、光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡により観察した。10視野の断面組織写真を得て、画像解析装置を用いて相分率を測定した。また、スケール厚さを測定し、10視野の平均値で評価した。特性は、圧延方向に直角な方向の全厚試験片を引張試験片として引張試験を行い、引張強度を測定した。また、圧延方向に直角な断面について、JIS Z 2244に準拠して、ビッカース硬さを測定し、板厚方向の硬さ分布と板幅方向の硬さ分布を求めた。板厚方向については、1mmピッチで全厚の硬さを測定し、板幅方向については、20mmピッチで全幅の硬さを測定した。なお、板幅方向の硬さ分布は、表層1mm位置（表層から1mm内側の位置）、 $t/4$ 位置（板厚 $1/4$ 位置）、 $t/2$ 位置（板厚中心部）で測定したが、いずれの鋼板も表層1mm位置において硬さのばらつきが最大を示したので、板幅方向の硬さのばらつきは表層1mm位置で評価した。

40

【0052】

耐HIC特性は、NACE Standard TM-02-84に準じて、浸漬時間が96時間のHIC試験を行い、割れが認められない場合を耐HIC特性が良好と判断して○と、また割れが発生した場合を不良と判断して×とした。

50

本発明の目標範囲は、高強度鋼として引張強度：520MPa以上、表層1mm位置とt/2位置ともミクロ組織はベイナイト組織、板厚方向および板幅方向の硬さのばらつきはいずれもΔHV30以下、HIC試験で割れが認められないこととした。

得られた結果を表3に示す。

【0053】

【表1】

鋼種	化学成分(質量%)														CP	Ar ₃ 点 (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ca	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ti		
A	0.068	0.32	1.42	0.004	0.0004	0.024	0.002	—	—	—	—	—	—	—	0.95	775
B	0.048	0.21	1.26	0.005	0.0005	0.020	0.002	0.23	0.11	—	0.19	—	—	—	0.94	768
C	0.052	0.14	1.30	0.004	0.0004	0.019	0.002	—	—	0.22	0.10	—	—	—	0.93	779
D	0.049	0.24	1.23	0.006	0.0006	0.022	0.002	—	—	—	0.14	0.021	—	0.015	0.89	785
E	0.050	0.25	1.29	0.004	0.0008	0.025	0.0023	—	—	0.35	—	0.035	0.035	—	0.92	786
F	0.042	0.28	1.21	0.003	0.0005	0.021	0.001	—	0.29	0.25	0.11	0.029	0.05	0.01	0.88	772
G	0.043	0.30	1.25	0.003	0.0004	0.020	0.001	0.05	—	0.30	0.18	0.031	—	0.008	0.90	777
H	0.084	0.17	1.31	0.005	0.0006	0.021	0.002	—	0.26	—	0.15	0.022	—	0.010	1.09	753
I	0.054	0.22	1.85	0.006	0.0008	0.025	0.0014	0.12	0.25	—	—	—	—	—	1.15	729
J	0.048	0.20	1.28	0.019	0.0004	0.023	0.0020	—	—	0.23	0.12	0.015	—	—	1.25	780
K	0.051	0.15	1.31	0.006	0.0032	0.022	0.0016	—	0.22	0.11	0.10	0.027	0.044	0.010	0.98	768
L	0.049	0.22	1.47	0.009	0.0007	0.028	0.002	—	0.14	0.15	0.17	0.020	—	0.009	1.12	754

※注意1: 下線は本発明の範囲外を表す

表1

【0054】

10

20

30

40

【表 2】

表2

No.	鋼種	板厚 (mm)	加熱 温度 (°C)	圧延終了 温度 (°C)	圧下率 (%)	デスケーリング 衝突圧 (MPa)	冷却開始 温度 (°C)	冷却開始温度 -Ar ₃ (°C)	冷却 速度 (°C/s)	冷却速度 (鋼板平均) (°C/s)	冷却停止 温度 (°C)	区分
1	A	34	1150	880	70	2.0	830	51	123	37	480	発 明 例
2	B	34	1080	890	75	2.0	820	52	103	33	510	
3	C	25	1080	870	75	2.0	820	41	109	45	440	
4	D	34	1080	850	80	2.0	800	15	100	31	450	
5	E	34	1080	840	75	2.0	820	34	94	29	500	
6	F	34	1080	870	70	1.0	840	68	154	43	390	
7	F	34	1080	830	75	2.0	790	18	85	23	460	
8	F	34	1080	850	75	2.0	810	38	104	34	470	
9	F	34	1080	850	75	3.0	820	48	98	31	440	
10	G	34	1080	860	75	1.0	820	43	115	37	350	
11	G	25	1150	850	75	2.0	830	53	111	47	500	
12	G	34	1080	850	75	2.0	810	33	101	32	480	
13	F	34	950	850	75	2.0	810	38	102	31	480	比 較 例
14	F	34	1080	780	75	2.0	730	-42	92	25	420	
15	F	34	1080	830	75	2.0	810	38	67	5	500	
16	F	34	1080	850	75	2.0	800	28	126	37	180	
17	F	34	1080	850	75	0.5	830	58	220	13	450	
18	F	34	1080	850	75	0.5	820	48	285	35	430	
19	F	34	1080	850	75	無し	810	38	320	32	450	
20	G	34	1080	850	75	無し	810	33	410	38	460	
21	H	34	1080	840	75	2.0	800	47	117	37	430	
22	I	34	1080	820	75	2.0	780	51	101	27	520	
23	J	34	1080	860	75	2.0	820	40	99	33	470	
24	K	34	1080	850	75	2.0	810	42	105	32	450	
25	L	34	1080	850	75	2.0	810	47	105	32	450	

※注意1: 下線は本発明の範囲外を表す。

【 0 0 5 5 】

10

20

30

40

【表 3】

表3

No.	鋼種	ミクロ組織 (表層1mm)	ミクロ組織 (t/2部)	引張強度 (MPa)	スケール厚さ (μm)	表層部硬さ (表層1mm) (HV)	板厚方向硬さ ばらつき ΔHV (HV)	板幅方向硬さ ばらつき ΔHV (HV)	耐HIC性	区分
1	A	B	B	575	12	200	24	23	○	発 明 例
2	B	B	B	624	6	195	18	16	○	
3	C	B	B	622	9	194	17	19	○	
4	D	B	B	581	7	190	19	18	○	
5	E	B	B	578	4	189	18	17	○	
6	F	B	B	637	14	218	28	24	○	
7	F	B	B	574	5	188	16	17	○	
8	F	B	B	621	11	200	20	21	○	
9	F	B	B	628	7	198	17	18	○	
10	G	B	B	629	12	207	23	22	○	
11	G	B	B	639	8	203	17	19	○	
12	G	B	B	634	6	205	18	20	○	
13	F	B	B	505	9	180	21	16	○	比 較 例
14	F	F+B	F+B	510	8	178	17	17	×	
15	F	B	F+P	513	11	183	27	19	×	
16	F	<u>B+MA</u>	<u>B+MA</u>	654	14	<u>230</u>	<u>37</u>	<u>35</u>	×	
17	F	B	B	546	22	<u>225</u>	<u>31</u>	<u>33</u>	○	
18	F	<u>B+M</u>	B	632	23	<u>234</u>	<u>44</u>	<u>40</u>	×	
19	F	<u>B+M</u>	B	639	27	<u>245</u>	<u>61</u>	<u>64</u>	×	
20	G	<u>B+M</u>	B	644	36	<u>268</u>	<u>73</u>	<u>69</u>	×	
21	H	B	B	647	13	<u>227</u>	<u>36</u>	<u>32</u>	×	
22	I	B	B	650	10	<u>205</u>	<u>25</u>	<u>24</u>	×	
23	J	B	B	614	12	193	23	22	×	
24	K	B	B	620	8	196	21	20	×	
25	L	B	B	641	8	203	24	21	×	

※注意1: 下線は本発明の範囲外を表す。

※注意2: ミクロ組織について、Bはベイナイト、Fはフェライト、Pはパーライト、Mはマルテンサイト、MAは島状マルテンサイトを示す。

表 3 に示したように、N o . 1 ~ N o . 1 2 は、化学成分および製造条件が本発明の適正範囲を満足する発明例である。いずれも、引張強度：5 2 0 M P a 以上、板厚方向および板幅方向の硬さのばらつき： $\Delta H V$ で 3 0 以下で、かつ鋼板のミクロ組織は、表層 1 m m 位置と $t / 2$ 位置ともベイナイト組織であった。また、耐 H I C 特性も良好であった。
【 0 0 5 7 】

これに対し、N o . 1 3 ~ N o . 2 0 は、化学成分は本発明の範囲内であるが、製造条件が本発明の範囲外の比較例である。N o . 1 3 は、スラブ加熱温度が低いため、ミクロ組織の均質化と炭化物の固溶が不十分であり低強度であった。N o . 1 4 は、冷却開始温度が低く、フェライトが析出したため、低強度であり、かつ耐 H I C 特性が劣っていた。N o . 1 5 は、制御冷却条件が本発明範囲外で、ミクロ組織として板厚中心部でベイナイト組織が得られず、パーライトが析出したため、低強度であり、かつ耐 H I C 特性が劣っていた。N o . 1 6 は、冷却停止温度が低く、硬質相である島状マルテンサイト (M A) が生成したため、硬さのばらつきが $\Delta H V$ 3 0 を超えており、鋼板内の材質均一性と耐 H I C 特性が劣っていた。N o . 1 7 は、制御冷却直前のデスクーリングの衝突圧が低く、かつ冷制御冷却条件が本発明範囲外であるため、板厚方向と板幅方向の硬さのばらつきが $\Delta H V$ 3 0 を超えており、鋼板内の材質均一性に劣っていた。N o . 1 8 ~ N o . 2 0 は、いずれも制御冷却直前のデスクーリングを行っていないか、行っても衝突圧が低いため、表層部の冷却速度が増加してマルテンサイトが生成し、板厚方向と板幅方向の硬さのばらつきが $\Delta H V$ 3 0 を超えており、鋼板内の材質均一性と耐 H I C 特性が劣っていた。
【 0 0 5 8 】

N o . 2 1 ~ N o . 2 5 は、鋼板の化学成分が本発明の範囲外である。N o . 2 1 は、板厚方向の硬さのばらつきが $\Delta H V$ 3 0 を超え、鋼板内の材質均一性に劣っていた。また、耐 H I C 特性にも劣っていた。さらに、N o . 2 2 ~ N o . 2 5 は、耐 H I C 特性に劣っていた。

【符号の説明】

【 0 0 5 9 】

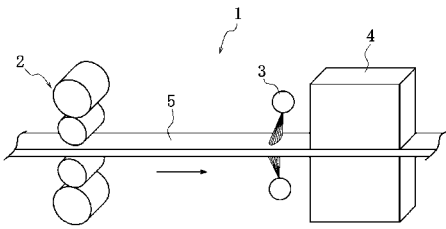
- 1 圧延ライン
- 2 熱間圧延機
- 3 高衝突圧デスクーリング装置
- 4 制御冷却装置
- 5 鋼板搬送ライン

10

20

30

【図 1】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.			F I		テーマコード (参考)
B 2 1 B	3/00	(2006.01)	B 2 1 B	1/22	A
			B 2 1 B	3/00	A

(72)発明者 諏訪 稔
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 鹿内 伸夫
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 中田 直樹
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 黒木 高志
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) 4E002 AD07 BD10 CB01
4K032 AA01 AA04 AA05 AA08 AA11 AA14 AA16 AA19 AA22 AA23
AA27 AA29 AA31 AA35 AA36 BA01 BA03 CA02 CA03 CC03
CC04 CD03 CD06