

(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2010-90432

(P2010-90432A)

(43) 公開日 平成22年4月22日(2010.4.22)

(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 S	4 K O 3 7
C 2 2 C 38/06 (2006.01)		C 2 2 C 38/06		
C 2 2 C 38/38 (2006.01)		C 2 2 C 38/38		
C 2 1 D 9/46 (2006.01)		C 2 1 D 9/46	G	
B 2 1 B 3/00 (2006.01)		B 2 1 B 3/00	A	
審査請求 未請求 請求項の数 7 O L (全 19 頁)				

(21) 出願番号	特願2008-261188 (P2008-261188)	(71) 出願人	000001258
(22) 出願日	平成20年10月8日 (2008.10.8)		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	100083253
			弁理士 苅米地 正敏
		(72) 発明者	吉野 正崇
			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	田路 勇樹
			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	長谷川 浩平
			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】 延性に優れる超高強度冷延鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 V 等の遷移金属元素や多量の Al を添加することなく、非常に高い強度と高延性が得られ且つ耐遅れ破壊特性に優れ、しかも連続焼鈍後の板形状にも優れた冷延鋼板を提供する。

【解決手段】 質量%で、C : 0.20 ~ 0.40%、Si : 1.0 ~ 3.0%、P : 0.10%以下、S : 0.02%以下、Al : 0.01 ~ 0.05%、N : 0.005%未満、Mn : 0.5 ~ 2.0%を含有し、必要に応じてさらに、Nb および / または Ti、B、Cr の 1 種以上を含有し、残部 Fe および不可避不純物からなり、金属組織が体積率で 50 ~ 80%の焼戻しマルテンサイト相および体積率で 20 ~ 50%のフェライト相を含むことを特徴とする。

【選択図】 なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

C : 0 . 2 0 ~ 0 . 4 0 質量 %、S i : 1 . 0 ~ 3 . 0 質量 %、P : 0 . 1 0 質量 % 以下、S : 0 . 0 2 質量 % 以下、A l : 0 . 0 1 ~ 0 . 0 5 質量 %、N : 0 . 0 0 5 質量 % 未満、M n : 0 . 5 ~ 2 . 0 質量 % を含有し、残部が F e および不可避不純物からなり、金属組織が体積率で 5 0 ~ 8 0 % の焼戻しマルテンサイト相および体積率で 2 0 ~ 5 0 % のフェライト相を含むことを特徴とする延性に優れる超高強度冷延鋼板。

【請求項 2】

さらに、N b : 0 . 1 質量 % 以下、T i : 0 . 1 質量 % 以下の 1 種または 2 種を含有することを特徴とする請求項 1 に記載の延性に優れる超高強度冷延鋼板。

10

【請求項 3】

さらに、B : 5 ~ 3 0 質量 p p m を含有することを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の延性に優れる超高強度冷延鋼板。

【請求項 4】

S : 0 . 0 0 2 質量 % 以下を含有することを特徴とする請求項 1 ~ 3 のいずれかに記載の延性に優れる超高強度冷延鋼板。

【請求項 5】

さらに、C r : 0 . 4 0 ~ 1 . 5 質量 % を、M n + 1 . 6 C r 2 . 5 を満足する条件で含有することを特徴とする請求項 1 ~ 4 のいずれかに記載の延性に優れる超高強度冷延鋼板。

20

【請求項 6】

引張強度が 1 4 7 0 M P a 以上、破断伸びが 1 2 % 以上であることを特徴とする請求項 1 ~ 5 のいずれかに記載の延性に優れる超高強度冷延鋼板。

【請求項 7】

請求項 1 ~ 5 のいずれかに記載の化学成分を有する鋼スラブを 1 2 0 0 以上に加熱し、仕上げ圧延出側温度 8 0 0 以上の条件で熱間圧延した後、酸洗および冷間圧延し、次いで該冷延鋼板を連続焼鈍する際に、A c₁ 変態点 ~ A c₃ 変態点の温度範囲で 3 0 ~ 1 2 0 0 秒間保持した後、1 0 ~ 1 0 0 / 秒の平均冷却速度で 8 0 0 ~ 6 0 0 まで冷却し、引き続き 1 0 0 ~ 1 0 0 0 / 秒の平均冷却速度で 1 0 0 以下まで冷却し、次いで、再加熱して 2 0 0 ~ 4 0 0 の温度範囲で 1 2 0 ~ 1 8 0 0 秒間保持する焼き戻し処理を施すことを特徴とする延性に優れる超高強度冷延鋼板の製造方法。

30

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、主として自動車のセンターピラーやドアインパクトビームなどの超高強度車体構造部品の材料として好適な強度・延性バランスおよび耐遅れ破壊特性に優れた高強度冷延鋼板およびその製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

近年、C O₂ 排出量の増加による地球温暖化への懸念から、欧州では C O₂ の移動発生源である自動車からの C O₂ 排出量の規制が進んでおり、自動車の燃費改善が強く求められている。燃費の改善には車体の軽量化が有効であるが、乗員の安全性を確保することにも必要であるため、車体重量を低減しつつ、衝突安全性を従来以上に確保することが必要とされる。車体軽量化と衝突安全性の確保という 2 つの要求に対応するために、高比強度の材料の適用により使用する鋼板の薄肉化を図ることが検討されており、近年では、引張強度 9 8 0 ~ 1 1 8 0 M P a 級の高強度鋼板のセンターピラーやドアインパクトビームに代表される自動車保安部品への適用が進んでいる。しかし、車体軽量化の要求はさらに高まっており、1 1 8 0 M P a 級鋼板よりもさらに高強度の鋼板を適用することによる更なる車体軽量化を視野に入れた検討が行われている。

40

【0003】

50

自動車保安部材は一般にプレス成形により製造されるため、材料の延性がプレス成形性を大きく左右する。また、車体の衝突安全性の観点からは、プレス成形後の残留延性が重要とされている。しかし、鋼板の延性は一般に高強度になるに伴って低下するため、プレス成形性および成形後の残留延性は高強度になるほど低下する。また、引張強度で980 MPaを超える高強度の材料では、プレス成形後の残留応力と環境から侵入する水素に起因した遅れ破壊が懸念される。そのため、高強度の冷延鋼板を上述のような自動車保安部材として適用するためには、高いプレス成形性、すなわち高い延性と耐遅れ破壊特性に優れることが必要となる。

【0004】

このような要求に対し、これまでに種々の提案がなされている。

10

例えば、特許文献1では、引張強度1485 MPaを示す鋼板が実施例において記載されているが、伸びが10%と低く、プレス加工による自動車保安部材の製造は極めて困難である。さらに、本開示例のミクロ組織はほぼ焼戻しマルテンサイト単相組織であり、連続焼鈍時の急冷によってマルテンサイト単相組織を得る際に鋼板形状が著しく悪化することから、焼鈍後に形状矯正の工程が必要となり、製造上好ましくない。加えて、本開示例の鋼板では合金元素として0.45質量%のVが添加されており、合金コストが高くなるという問題もある。

【0005】

また、特許文献2では、残留オーステナイトが加工中のひずみによってマルテンサイト相に変態する加工誘起変態を利用した、高強度ながらも高い延性を持つ加工誘起変態塑性型鋼板(TRIP型鋼板)について開示されているが、TRIP効果を発現させるために必要な残留オーステナイト量を確保するために、Alが0.3

20

~2.0質量%添加されており、Alの多量添加による铸造欠陥が生じやすくなるという問題がある。さらに、残留オーステナイトをミクロ組織中に残存させるために、焼鈍温度からの冷却過程においてMs変態点以上の温度において等温保持を行う必要があり、製造工程が増加する難点がある。さらに、等温保持温度までの冷却速度などが操業時に変動した場合、大きな材質変動を招くことから、一定の品質を安定して生産するためには操業条件の厳密な管理が必要となり、製造上好ましくない。

【特許文献1】特開2006-183140号公報

【特許文献2】特開2006-307325号公報

30

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

したがって本発明の目的は、以上のような従来技術の課題を解決し、VやMo等のような遷移金属元素や多量のAlを添加することなく、非常に高い強度と高延性が得られ且つ耐遅れ破壊特性に優れ、しかも連続焼鈍後の板形状にも優れた冷延鋼板を提供することにある。

また、本発明の他の目的は、上記のような優れた性能を有する冷延鋼板を、高い生産性で安定的に製造することができる製造方法を提供することにある。

【課題を解決するための手段】

40

【0007】

従来、引張強度1470 MPa以上の鋼板を得ようとするならば、焼入れ法によりミクロ組織をマルテンサイト単相組織とする必要があった。しかし、ミクロ組織をマルテンサイト単相とした場合、十分な延性を得ることができない。また、焼入れ後の焼戻し熱処理により延性を向上させようとしても、マルテンサイト相中の転位組織の回復、およびマルテンサイト相中に析出しているFe₃C炭化物の粗大化により強度は低下するものの、延性はさほど向上しない傾向がある。さらに、焼入れ法によりミクロ組織をマルテンサイト単相とした鋼板を製造した場合、鋼板形状がマルテンサイト変態時のひずみによって著しく悪化するという問題があった。

【0008】

50

一方、高延性を発現させるために、残留オーステナイト相の加工誘起変態を利用した T R I P 鋼についても多くの提案がなされている。しかし、T R I P 効果を発現させるためには、オーステナイト相の安定性を高めるために多量の合金元素を添加する必要があるとともに、焼鈍温度からの冷却時に M_s 変態点以上の温度で等温保持を行う必要があり、製造工程ならびに製造コストの観点で好ましくない。

【0009】

さらに、耐遅れ破壊特性の観点から、遅れ破壊を誘引する水素のトラップサイトは可能な限り低減することが望ましいが、マルテンサイト相はオーステナイト相からの結晶構造変態時に水素のトラップサイトとなる転位が多量に導入されるため、マルテンサイト相は可能な限り低減することが望ましい。また、延性向上に寄与する残留オーステナイトも転位と同様に水素のトラップサイトとして働くとともに、残留オーステナイトは粒界上にフィルム状に存在することから、残留オーステナイトへの水素の侵入は粒界破壊を誘引し、耐遅れ破壊特性を低下させることから、金属組織中に残留オーステナイトを多量に含むことは好ましくない。

【0010】

本発明者らは、上記課題を解決すべく鋭意研究を重ねた結果、ミクロ組織を焼戻しマルテンサイト相とフェライト相からなる二相組織とし、焼戻しマルテンサイト相の体積率を変化させることにより、引張強度と延性のバランスを制御できることを明らかにするとともに、C および Si を添加することにより、焼戻しマルテンサイト相およびフェライト相の硬度を上昇させ、引張強度 1470 MPa 以上を得るために必要な焼戻しマルテンサイト相の体積率を低減させる手法を見出し、これにより極めて高強度でありながら、高い延性を有する鋼板を得ることを可能とした。また、このようにして得られる鋼板は、連続焼鈍後の板形状にも優れることが判った。

【0011】

加えて、金属組織中に転位をほとんど含まないフェライト相を析出させることにより、金属組織中の転位密度をマルテンサイト単相組織に比べて大幅に減少させ、水素のトラップサイトを低減させることにより、鋼中への水素の侵入量を大幅に低減できることを明らかにし、これにより耐遅れ破壊特性を向上させることが可能であることを見出した。

一方、上記のような冷延鋼板の製造方法に関しては、焼鈍温度とその後の冷却過程を適正に制御し、且つ特定条件の焼戻し熱処理を施すことが効果的であるとの知見を得た。

【0012】

本発明はこのような知見に基づきなされたもので、以下を要旨とするものである。

[1] C : 0.20 ~ 0.40 質量%、Si : 1.0 ~ 3.0 質量%、P : 0.10 質量%以下、S : 0.02 質量%以下、Al : 0.01 ~ 0.05 質量%、N : 0.005 質量%未満、Mn : 0.5 ~ 2.0 質量%を含有し、残部が Fe および不可避不純物からなり、金属組織が体積率で 50 ~ 80 % の焼戻しマルテンサイト相および体積率で 20 ~ 50 % のフェライト相を含むことを特徴とする延性に優れる超高強度冷延鋼板。

[2] 上記 [1] の冷延鋼板において、さらに、Nb : 0.1 質量%以下、Ti : 0.1 質量%以下の 1 種または 2 種を含有することを特徴とする延性に優れる超高強度冷延鋼板。

【0013】

[3] 上記 [1] または [2] の冷延鋼板において、さらに、B : 5 ~ 30 質量 ppm を含有することを特徴とする延性に優れる超高強度冷延鋼板。

[4] 上記 [1] ~ [3] のいずれかの冷延鋼板において、S : 0.002 質量%以下を含有することを特徴とする延性に優れる超高強度冷延鋼板。

[5] 上記 [1] ~ [4] のいずれかの冷延鋼板において、さらに、Cr : 0.40 ~ 1.5 質量%を、Mn + 1.6 Cr = 2.5 を満足する条件で含有することを特徴とする延性に優れる超高強度冷延鋼板。

[6] 上記 [1] ~ [5] のいずれかの冷延鋼板において、引張強度が 1470 MPa 以上、破断伸びが 12 % 以上であることを特徴とする延性に優れる超高強度冷延鋼板。

【0014】

〔7〕上記〔1〕～〔5〕いずれかの化学成分を有する鋼スラブを1200 以上に加熱し、仕上げ圧延出側温度800 以上の条件で熱間圧延した後、酸洗および冷間圧延し、次いで該冷延鋼板を連続焼鈍する際に、 $A c_1$ 変態点～ $A c_3$ 変態点の温度範囲で30～1200秒間保持した後、10～100 /秒の平均冷却速度で800～600 まで冷却し、引き続き100～1000 /秒の平均冷却速度で100 以下まで冷却し、次いで、再加熱して200～400 の温度範囲で120～1800秒間保持する焼き戻し処理を施すことを特徴とする延性に優れる超高強度冷延鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0015】

本発明の冷延鋼板は、極めて高い強度を有するとともに、高い延性およびこれに伴う成形時の優れた加工性を有し、しかも、部品に成形加工した後も環境から侵入する水素に起因した遅れ破壊が生じ難い優れた耐遅れ破壊特性を有する。例えば、引張強度1470MPa以上、破断伸び12%以上、25℃、pH3のHCl環境下で100h以上破壊が生じない耐遅れ破壊特性を容易に実現することができる。また、本発明の冷延鋼板は、連続焼鈍後の板形状にも優れる。

また、本発明の製造方法によれば、上記のような優れた性能を有する冷延鋼板を、高い生産性で安定的に製造することができる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0016】

本発明の冷延鋼板は、以下に述べるような特定の化学成分と金属組織を有する。

まず、冷延鋼板の化学成分について説明する。

Cはオーステナイト相を安定化させる元素であるとともに、鋼板の強度を確保するのに必要な元素である。C量が0.20質量%未満では、マルテンサイト相とフェライト相からなる二相組織において、1470MPa以上の引張強度を安定して得るために必要な焼戻しマルテンサイト相の体積率が大きくなり、高い延性を得ることが困難である。一方、C量が0.40質量%を超えると溶接部および溶接による熱影響部が著しく硬化し、溶接性が低下する。このためC量は0.20～0.40質量%、好ましくは0.25～0.30質量%とする。

【0017】

Siは、鋼板を硬質化させるのに有効な置換型固溶体強化元素である。この効果を発現させるためには、1.0質量%以上含有させる必要がある。ただし、Si量が過剰であると、熱間圧延でのスケール形成が顕著になり、最終製品の欠陥率が増加し、経済的に好ましくない。このためSi量は1.0～3.0質量%とする。

Mnはオーステナイト相を安定化させるとともに、鋼の強化に有効な元素である。Mnが0.5質量%未満では、鋼の焼入れ性が十分ではなく、焼鈍温度からの冷却中に生じるオーステナイト相からフェライト相への変態、およびパーライト相ならびにベイナイト相の生成が早期に開始し、強度が著しく低下することから、目的とする強度を有する鋼板を安定して製造することが困難となる。一方、2.0質量%を超えると偏析が顕著となり、加工性が劣化する場合があるとともに、耐遅れ破壊特性が低下する。このためMn量は0.5～2.0質量%、好ましくは1.3～1.8質量%とする。

【0018】

Pは粒界偏析による粒界破壊を助長する元素であるため低いほうが望ましく、その上限を0.10質量%、好ましくは0.010質量%とする。さらに、溶接性向上の観点からは、0.008質量%以下が好ましい。

SはMnSなどの介在物となって、耐衝撃特性や耐遅れ破壊特性の劣化を誘引するため、極力低いほうが望ましく、その上限を0.02質量%、好ましくは0.002質量%とする。

Alは脱酸のために有効な元素であり、有用な脱酸効果を得るためには0.01質量%以上とする必要があるが、過剰に添加すると鋼板中の介在物が増加し延性を低下させる。このためAl量は0.01～0.05質量%とする。

10

20

30

40

50

Nは不可避不純物であり、窒化物を形成する。特に、含有量が0.005質量%以上になると窒化物の形成による高温および低温での延性が低下する。このためN量は0.005質量%未満とする。

【0019】

鋼板には、必要に応じて、さらに、NbおよびTiの1種または2種、B、Crを含有させることができる。

NbおよびTiは結晶粒を細粒化させる効果があり、鋼板の強度を上昇させるのに有効な元素である。しかし、Nb、Tiをそれぞれ0.1質量%を超えて含有させたとしても、その効果は飽和するため経済的に好ましくない。このためNb、Tiの添加量は、それぞれ0.1質量%以下とする。

10

Bは鋼板の強度上昇に有効な元素である。B量が5質量ppm未満では、Bによる強度上昇効果が期待できない。一方、B量が30質量ppmを超えると熱間加工性が低下するため、製造上好ましくない。このためBの添加量は5~30質量ppmとする。

【0020】

CrはMnと同様に鋼の焼入れ性を向上させ、鋼板の強度を確保するのに有効な元素であり、一方において耐遅れ破壊特性の劣化を招きにくいので、Mnの置換元素として好適である。Crの添加量が0.40質量%未満では焼入れ性および耐遅れ破壊特性の向上に有益な効果が期待できないので、Crは0.40質量%以上添加することが好ましい。一方、Crの添加量が過剰になるとCrの炭化物および窒化物が粒界上に析出し、粒界破壊を誘引する場合がある。このためCrの添加量の上限は1.5質量%とする。さらに、Mn量との関係で、 $Mn + 1.6Cr$ が2.5質量%を超えると耐遅れ破壊特性が劣化することから、Crは $Mn + 1.6Cr - 2.5$ 質量%を満足する条件で添加する。

20

【0021】

次に、冷延鋼板の金属組織について説明する。

本発明者らは、プレス成形性を左右する延性を向上させるとともに、プレス成形後にも優れた耐遅れ破壊特性を示す鋼板を得るべく検討を行い、その結果、高い延性を発揮させるためには、ミクロ組織を適切に制御することが重要であることを知見した。具体的には、連続焼鈍後のミクロ組織が、焼戻しマルテンサイト相を体積率で50%以上含み、実質的に残部が体積率で20%以上のフェライト相からなる二相組織とすることが重要であることが判った。この二相組織は焼鈍温度からの急冷によって得られるものであり、この手法により、合金元素を過剰に添加することなく超高強度の鋼板を得ることが可能である。

30

【0022】

一方、耐遅れ破壊特性は鋼中に侵入する水素量が少ないほど好ましい。焼戻しマルテンサイト相は焼入れ時のオーステナイトからマルテンサイト相への結晶構造変態によって極めて多量の転位が導入されるが、金属組織中にフェライト相を適量含ませることにより、遅れ破壊を誘引するとされる水素のトラップサイトとなる転位を、マルテンサイト単相組織鋼に比べて大幅に低減させ、鋼中への水素侵入量を低減できることが判った。

【0023】

焼戻しマルテンサイト相とフェライト相からなる二相組織鋼の引張強度は、焼戻しマルテンサイト相の体積率の増加に伴って上昇する。これは、焼戻しマルテンサイト相とフェライト相では、焼戻しマルテンサイト相の硬度の方が高く、引張変形時における変形抵抗は硬質相である焼戻しマルテンサイト相が担っており、焼戻しマルテンサイト相の体積率が大きいほど焼戻しマルテンサイト単相組織の引張強度に漸近するためである。本発明の鋼成分範囲においては、焼戻しマルテンサイト相の体積率が50%未満では引張強度1470MPa以上は得られない。ただし、焼戻しマルテンサイト体積率が増加するに伴って延性は低下し、焼戻しマルテンサイト相の体積率が80%を超えるような組織では、破断伸びで12%以上の高い延性および耐遅れ破壊特性を向上させるために必要なフェライト相の確保ができなくなる。このため焼戻しマルテンサイト体積率は、引張強度1470MPa以上が得られる範囲において可能な限り低減することが望ましい。また、フェライト相の体積率が20%未満では、破断伸びで12%以上の高い延性および耐遅れ破壊特性の

40

50

向上が十分でなく、一方、50%超では焼戻しマルテンサイト相の必要な体積率を確保できない。

【0024】

以上の理由から本発明の冷延鋼板の金属組織は、焼戻しマルテンサイト相の体積率を50~80%、フェライト相の体積率を20~50%とする。

また、本発明の冷延鋼板の金属組織には、残留オーステナイト相、ベイナイト相、パーライト相など、焼戻しマルテンサイト相およびフェライト相以外の構成相が存在する場合がある。しかし、ベイナイト相やパーライト相が多量に存在した場合、それぞれ延性の低下および強度の低下を誘引するため、多量に含むことは好ましくない。また、残留オーステナイトは主に結晶粒界に存在し、水素脆化に伴う破壊起点となるため可能な限り低減することが望ましい。このため本発明において、焼戻しマルテンサイト相およびフェライト相以外の構成相（ベイナイト相、パーライト、残留オーステナイト等）は、体積率の合計で5%以下とすることが好ましい。

10

【0025】

本発明が目標とする強度および延性は、引張強度1470MPa以上、破断伸び（JIS5号引張試験片を用いた引張試験における破断伸び）12%以上であり、この破断伸びはインパクトビーム等の自動車保安部品にプレス加工することが可能とされる最低限の延性に相当するものであるが、本発明ではこのような強度・延性レベルを容易に実現できる。また、本発明が目標とする耐遅れ破壊特性は、25℃、pH3のHCl環境下で100時間以上破壊が生じないような性能であるが、本発明ではこのような性能も容易に実現できる。

20

本発明の冷延鋼板の用途に特別な制約はないが、上記のような性能を有することから、特に、自動車のドアインパクトビームやセンターピラーをはじめとする超高強度車体保安部品等に好適である。

本発明が対象とする鋼板には鋼帯も含まれる。また、本発明の冷延鋼板は、表面にめっき（電気めっき等）や化成処理等の表面処理を施し、表面処理鋼板として使用することもできる。

【0026】

次に、本発明の冷延鋼板を得るのに好適な製造条件（製造方法）について説明する。

この製造方法では、上述した化学成分を有する鋼を溶製し、連続鑄造などにより得られた鋼スラブを特定の条件で熱間圧延した後、酸洗および冷間圧延し、次いでこの冷延鋼板に特定条件で連続焼鈍および焼戻し処理を施す。

30

まず、熱間圧延では、鋼スラブを1200℃以上に加熱し、仕上げ圧延出側温度800℃以上の条件で圧延する。

スラブ加熱温度は、未固溶の析出物および介在物を溶解させることにより、熱間圧延時の変形抵抗を低減させ、生産性を安定させるために高い方が望ましい。しかし、加熱温度が1200℃未満では、圧延荷重が増大し、熱間圧延時のトラブル発生の危険が増大する。したがって、スラブ加熱温度は1200℃以上とするが、加熱温度があまりに高くなると酸化質量の増加に伴うスケールロスの増大につながるため、スラブ加熱温度は1300℃以下とすることが望ましい。

40

【0027】

仕上げ圧延出側温度を800℃以上とすることで、均一な熱延母相組織を得ることができ、用途上、問題なく使用することができる。仕上げ圧延出側温度が800℃を下回ると、鋼板の組織が不均一となり、延性が低下するとともに成形時に種々の不具合を発生する危険性が増大する。また、これより低い圧延出側温度の場合に加工組織の残留を回避すべく高い巻取り温度を採用しても、この場合は粗大粒の発生に伴う同様の不具合を生じる。したがって、仕上げ圧延出側温度は800℃以上とする。なお、仕上げ圧延出側温度の上限は特に規制されないが、過度に高い温度で圧延した場合はスケール疵などの原因となるため、1000℃以下程度とすることが好ましい。

また、熱間圧延後は巻取り処理を行う。本発明において巻取り温度は特に限定されない

50

が、巻取り温度が高温であった場合、上述したように粗大粒が生成し、鋼板組織が不均一となるため延性が低下する。また、巻取り温度が低すぎる場合には、熱間圧延によって生じた加工組織が残留し、次工程である冷間圧延の圧延荷重が大きくなる。そのため、巻取り温度は600～700とすることが望ましい。特に好ましい巻取り温度は650程度である。

【0028】

熱間圧延した後、酸洗および冷間圧延し、次いで連続焼鈍および焼き戻し処理を行う。冷間圧延の条件は特に限定されない。

連続焼鈍では、 A_{c1} 変態点～ A_{c3} 変態点の温度範囲で30～1200秒間保持する。焼鈍温度が A_{c3} 変態点以上であっても、焼鈍温度からの冷却中に析出するフェライト相の体積率を制御することにより、体積率で50%以上のマルテンサイト相を得ることが可能であるが、 A_{c3} 変態点以上で焼鈍し、オーステナイト単相とした後の冷却過程においてフェライトを所定量析出させた場合、粗大なマルテンサイト相と比較的微細なフェライト相からなる不均一な二相組織となり延性が低下する。このため焼鈍温度は A_{c1} 変態点～ A_{c3} 変態点の範囲とすることが望ましい。また、この焼鈍温度での保持時間（焼鈍時間）については、保持時間が短すぎるとミクロ組織が十分に焼鈍されずに不均一な組織となり、延性が低下する。また、保持時間が長すぎると製造時間の増加を招き製造コスト上好ましくない。このため保持時間は30～1200秒とする。特に好ましい保持時間は600秒程度である。

【0029】

次いで、上記焼鈍温度から、10～100 / 秒の平均冷却速度で800～600まで冷却（以下の説明では、この冷却を「徐冷」という場合がある）する。

焼鈍温度からの徐冷中にフェライト相を析出させ、強度・延性バランスを制御することが可能であるが、600未満まで徐冷した場合、ミクロ組織中にパーライトが多量に生成するために強度が急激に低下し、1470MPa以上の引張強度を得ることができない。また、徐冷停止温度を800より高温にした場合には、焼鈍温度からの徐冷中に十分な量のフェライト相を析出させることができないため、延性を十分に得ることができない。そのため、徐冷停止温度は800～600、好ましくは750～700の温度範囲とする。

【0030】

マルテンサイト相を得るためには、オーステナイト相をフェライト相、ベイナイト相またはパーライトに変態させることなく、100以下まで冷却する必要がある。上記徐冷時の平均冷却速度が10 / 秒未満では冷却中にフェライト相、パーライト相またはベイナイト相が多量に生成し、強度が急激に低下する。一方、平均冷却速度が100 / 秒を超えると、この徐冷時に十分な量のフェライト相を析出させることができず、高い延性を得ることができない。このため、上記徐冷時の平均冷却速度は10～100 / 秒とする。

【0031】

上記徐冷に引き続き、100～1000 / 秒の平均冷却速度で100以下まで冷却（以下の説明では、この冷却を「急冷」という場合がある）する。

徐冷後の急冷はオーステナイト相をマルテンサイト相に変態させるために行うが、その平均冷却速度が100 / 秒未満では、冷却中にオーステナイト相がフェライト相、ベイナイト相またはパーライト相に変態するため、所定の強度を得ることができない。一方、平均冷却速度が1000 / 秒を超えると、冷却による鋼板の収縮割れが生じる可能性がある。このため急冷時の平均冷却速度は100～1000 / 秒とする。この冷却は、水焼入れによる急冷を行うことが好ましい。

【0032】

上記冷却後、マルテンサイト相の焼戻しのために、再加熱して200～400の温度範囲で120～1800秒間保持する焼き戻し処理を行う。この焼戻しはマルテンサイト相を軟質化させ、加工性を向上させる。焼戻し温度が200未満ではマルテンサイト相

の軟質化が不十分であり、加工性の向上効果が期待できない。また、焼戻し温度が400を超えると、再加熱のための製造コストが上昇するだけでなく、著しい強度の低下を招き、有用な効果を得ることができない。また、保持時間が120秒未満では、保持温度におけるマルテンサイトの軟質化が十分には生じないため、加工性の向上効果が期待できない。一方、保持時間が1800秒を超えると、マルテンサイトの軟質化が過度に進行することにより強度が著しく低下することに加え、再加熱時間の増加により製造コストが上昇する。

【実施例】

【0033】

表1に記載の化学成分からなる供試鋼A～Vを真空溶製し、実験用スラブとした後、表2～表4に記載の条件で熱間圧延し、板厚3.4mmの熱延鋼板とした。この熱延鋼板を酸洗処理して表面スケールを除去し、その後、1.4mm厚まで冷間圧延した。その後、表2～表4に記載の条件で連続焼鈍および焼戻し処理を施した。なお、各鋼種の A_{c1} 変態点および A_{c3} 変態点は熱力学計算により求めた。

以上のように得られた鋼板から試験片を採取し、金属組織の観察（測定）と引張試験を実施した。さらに一部の鋼種については、遅れ破壊試験を実施した。それらの結果を表5～表7に示す。

【0034】

金属組織の観察（測定）と性能試験は、以下のようにして行った。

（1）金属組織の観察

得られた冷延鋼板から試験片を採取し、圧延方向と平行な断面について鏡面研磨・エッチングを施し、光学顕微鏡または走査型電子顕微鏡を用いて微細組織を観察・撮影し、焼戻しマルテンサイト相およびフェライト相などの構成相の種類を同定するとともに、画像解析装置を用いて組織写真を2値化することにより、焼戻しマルテンサイト相およびフェライト相の体積率を求めた。また、残留オーステナイト相の体積率は、X線（Mo-K α 線）測定法により求めた。

（2）引張試験

得られた冷延鋼板から圧延方向と直角にJIS5号引張試験片を採取し、JIS-Z-2241の規定に準拠して引張試験を行い、引張特性（降伏応力（YS）、引張強度（TS）、破断伸び（EL））を求めた。

【0035】

（3）遅れ破壊特性評価試験

圧延方向を長手として切断および端面を研削加工することにより30mm×100mmとした試験片を用い、この試験片を、180°曲げにより破壊が生じない所定の曲げ半径で180°曲げ加工を施した。この曲げ加工を施した試験片に生じたスプリングバックを、図1に示すようにボルトにより所定量締込み、試験片に応力を負荷した後、25℃、pH3のHClに浸漬し、破壊が生じるまでの時間を最長100時間まで測定した。100時間以内に破壊が生じないものを合格とした。

【0036】

（a）引張試験結果

表1～表7によれば、本発明の条件に適合した実施例は、引張強度1470MPa以上、破断伸び12%以上という高い強度・延性バランスが得られている。

焼鈍温度を本発明の範囲外である900℃で行ったNo.62, 70, 71では、マルテンサイト単相またはそれに近い金属組織となり、1470MPa以上の高い引張強度は得られているものの、破断伸びは10%未満と低く、所定の延性が得られていない。

【0037】

焼入れ開始温度が本発明の範囲よりも低いNo.57, 60, 61, 63では、組織中に多量のパーライトが生成したことにより、所定の引張強度が得られていない。

焼戻し時間が本発明の範囲よりも長いNo.58および焼戻し温度が本発明の範囲よりも高いNo.59では、マルテンサイト相の焼戻しが過度に進行したことにより強度が低

10

20

30

40

50

下し、破断伸び 12 % 以上という高い延性を得ることはできているものの、所定の強度は得られていない。

【0038】

No. 64 ~ 66 はそれぞれ C、Si および Mn 含有量が本発明の範囲よりも低い例である。C 量が低い No. 64 (金属組織は、ほぼマルテンサイト単相) では、マルテンサイトの硬度不足により所定の強度が得られていない。また、Mn 量が低い No. 66 では、徐冷中に過度のフェライトが析出したことにより、焼き戻しマルテンサイト相の体積率が少なすぎ (フェライト相の体積率が多すぎる)、このため所定の強度を得ることができていない。Si 量が低い No. 65 (金属組織は、ほぼマルテンサイト単相) では所定の強度は得られているものの、破断伸びが約 7 % と低い。

10

一方、No. 68 ~ 71 は、いずれも C および Si 濃度が本発明の範囲外であるとともに、金属組織が焼き戻しマルテンサイト単相であることから、所定の引張強度を得ることができているが、破断伸びがいずれも 10 % 未満と低く、強度・延性バランスは本発明に比べて大きく劣る。

【0039】

(b) 耐遅れ破壊特性

本発明の条件に適合した実施例は、遅れ破壊特性評価試験において 100 時間以上破壊が生じなかった。しかし、マルテンサイト単相組織を有する No. 68 ~ 71 ではいずれも 42 時間以内に破壊が生じた。また、Cr を $Mn + 1.6Cr - 2.5$ を超えて添加した No. 67 では、塩酸浸漬中に粒界上の炭化物を起点とした破壊が生じた。

20

【0040】

【表 1】

表 1

鋼種	成分組成 (mass%)																Mn + 1.6Cr (mass%)	Ac ₁ 変態点 (°C)	Ac ₃ 変態点 (°C)	備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Ti	V	Nb	Mo	Ni	Cu	B	Ca				
A	0.201	1.97	1.75	0.008	0.0010	0.028	0.0029	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.75	696	865	発明鋼
B	0.245	1.96	1.76	0.007	0.0010	0.024	0.0030	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.76	698	847	発明鋼
C	0.272	1.97	1.77	0.007	0.0010	0.030	0.0032	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.77	700	832	発明鋼
D	0.399	2.03	1.77	0.007	0.0010	0.026	0.0031	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.77	704	805	発明鋼
E	0.291	1.93	1.02	0.008	0.0010	0.037	0.0033	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.02	725	859	発明鋼
F	0.300	1.97	1.54	0.007	0.0010	0.040	0.0040	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.54	708	840	発明鋼
G	0.301	1.97	2.00	0.007	0.0010	0.039	0.0043	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2.00	693	821	発明鋼
H	0.297	1.00	1.76	0.007	0.0010	0.034	0.0032	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.76	685	798	発明鋼
I	0.287	3.00	1.75	0.008	0.0010	0.030	0.0032	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.75	720	881	発明鋼
J	0.281	2.00	1.04	0.008	0.0010	0.024	0.0026	0.60	-	-	-	-	-	-	-	-	2.00	736	853	発明鋼
K	0.298	2.02	1.78	0.007	0.0010	0.026	0.0031	-	0.060	-	0.067	-	-	-	0.0029	-	1.78	712	833	発明鋼
L	0.301	1.99	1.74	0.008	0.0011	0.028	0.0031	-	0.050	-	-	-	-	-	-	-	1.74	698	849	発明鋼
M	0.300	2.01	1.78	0.009	0.0011	0.033	0.0030	-	0.050	-	0.054	-	-	-	-	-	1.78	706	845	発明鋼
N	0.298	2.02	1.78	0.009	0.0010	0.028	0.0029	-	-	-	-	-	-	-	0.0025	-	1.78	706	830	発明鋼
O	<u>0.123</u>	1.56	1.98	0.008	0.0008	0.024	0.0041	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.98	680	856	比較鋼
P	0.305	<u>0.46</u>	1.79	0.007	0.0009	0.029	0.0038	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.79	690	779	比較鋼
Q	0.303	2.09	<u>0.48</u>	0.009	0.0010	0.034	0.0035	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.48	743	880	比較鋼
R	0.305	2.01	1.76	0.008	0.0011	0.029	0.0028	<u>1.75</u>	-	-	-	-	-	-	-	-	<u>4.56</u>	746	868	比較鋼
S	<u>0.152</u>	<u>0.49</u>	<u>2.50</u>	0.0029	0.0017	0.029	0.0019	1.00	0.05	<u>0.05</u>	-	<u>0.020</u>	<u>0.01</u>	<u>0.01</u>	-	-	<u>4.10</u>	727	796	比較鋼
T	<u>0.141</u>	<u>0.91</u>	<u>2.48</u>	0.003	0.0020	0.029	0.0021	0.99	0.051	<u>0.21</u>	-	<u>0.02</u>	-	-	-	-	<u>4.06</u>	740	818	比較鋼
U	<u>0.170</u>	<u>0.45</u>	2.00	0.005	0.0020	0.038	0.0031	-	0.045	-	-	-	-	-	-	-	2.00	683	868	比較鋼
V	<u>0.170</u>	<u>0.45</u>	2.00	0.005	0.0020	0.038	0.0029	-	0.040	<u>0.05</u>	-	-	-	-	-	-	2.00	678	865	比較鋼

* 下線を付した数値が本発明条件外

【表 2】

表2

No.	鋼種	熱間圧延工程			焼鈍工程						焼戻し工程		備考
		スラブ 加熱温度 (°C)	仕上げ 圧延温度 (°C)	巻取り 温度 (°C)	焼鈍温度 (°C)	保持時間 (sec)	平均冷却速度 (°C/sec) *1	徐冷停止温度 (°C)	平均冷却速度 (°C/sec) *2	冷却停止温度 (°C)	焼戻し温度 (°C)	保持時間 (sec)	
1	A	1250	900	650	830	610	25	750	884	22	200	1204	適合例
2					830	601	24	700	938	24	200	1202	適合例
3					800	610	16	700	948	25	200	1205	適合例
4	B	1250	900	650	800	614	15	800	982	28	300	1206	適合例
5					800	609	23	750	940	22	200	1203	適合例
6					800	613	16	700	829	28	200	1203	適合例
7	C	1250	900	650	830	608	17	750	778	26	200	1202	適合例
8					830	609	16	700	965	22	200	1210	適合例
9					830	606	15	650	795	24	200	1200	適合例
10					830	612	16	600	956	28	200	1208	適合例
11					800	603	22	750	989	24	200	1210	適合例
12					800	613	20	700	623	30	200	1208	適合例
13	D	1250	900	650	800	615	23	700	951	27	300	1211	適合例
14					800	602	22	700	898	26	400	1203	適合例
15					800	603	15	660	807	20	300	1202	適合例
16	E	1250	900	650	800	603	20	660	868	27	400	1212	適合例
17					820	609	16	700	976	23	200	1207	適合例
18					800	615	18	750	894	24	200	1210	適合例
19					800	603	22	700	662	24	200	1214	適合例
20					780	604	20	780	620	21	200	1214	適合例
21					780	607	23	750	869	24	200	1213	適合例
22					780	609	18	700	796	24	200	1204	適合例

*1 冷却前段(徐冷)の平均冷却速度

*2 冷却後段(急冷)の平均冷却速度

10

20

30

40

50

【表 3】

表3

No.	鋼種	熱間圧延工程			焼鈍工程							焼戻し工程		備考
		スラブ 加熱温度 (℃)	仕上げ 圧延温度 (℃)	巻取り 温度 (℃)	焼鈍温度 (℃)	保持時間 (sec)	平均冷却速度 (℃/sec) *1	徐冷停止温度 (℃)	平均冷却速度 (℃/sec) *2	冷却停止温度 (℃)	焼戻し温度 (℃)	保持時間 (sec)		
23	F	1250	900	650	820	603	21	750	960	29	200	1200	適合例	
24					820	605	18	700	863	22	200	1203	適合例	
25					820	607	18	650	955	27	200	1204	適合例	
26					800	612	20	750	650	28	200	1206	適合例	
27					800	614	21	700	835	22	200	1203	適合例	
28					800	613	17	700	841	21	250	1214	適合例	
29					800	609	23	700	646	25	300	1204	適合例	
30					800	607	25	700	959	26	350	1214	適合例	
31	G	1250	900	650	800	607	17	700	701	25	400	1205	適合例	
32					800	608	15	650	915	26	200	1211	適合例	
33					800	613	24	750	872	25	200	1208	適合例	
34					800	613	18	700	929	30	200	1201	適合例	
35					800	609	21	700	607	23	250	1210	適合例	
36					800	609	16	700	991	26	400	1209	適合例	
37					800	602	23	650	732	29	200	1209	適合例	
38					800	604	20	600	995	27	200	1214	適合例	
39	H	1250	900	650	780	610	22	780	962	21	200	1211	適合例	
40					780	604	21	700	633	23	200	1205	適合例	
41					780	606	22	600	607	22	200	1213	適合例	
42					800	602	19	750	752	25	200	1203	適合例	
43					800	602	24	700	954	28	200	1212	適合例	
44					800	613	16	680	634	29	300	1209	適合例	

*1 冷却前段(徐冷)の平均冷却速度

*2 冷却後段(急冷)の平均冷却速度

【表 4】

表4

No.	鋼種	熱間圧延工程			焼鈍工程						焼戻し工程		備考
		スラブ 加熱温度 (℃)	仕上げ 圧延温度 (℃)	巻取り 温度 (℃)	焼鈍温度 (℃)	保持時間 (sec)	平均冷却速度 (℃/sec) *1	徐冷停止温度 (℃)	平均冷却速度 (℃/sec) *2	冷却停止温度 (℃)	焼戻し温度 (℃)	保持時間 (sec)	
45	I	1250	900	650	800	602	15	800	951	26	300	1214	適合例
46					800	606	20	800	855	27	400	1215	適合例
47					800	601	16	750	631	29	200	1205	適合例
48					800	609	19	700	744	22	200	1209	適合例
49	J	1250	900	650	800	611	19	750	835	27	200	1203	適合例
50					800	608	19	750	655	24	300	1211	適合例
51					800	609	20	750	698	29	400	1207	適合例
52					800	602	18	700	744	28	200	1212	適合例
53	K	1250	900	650	800	612	23	750	844	22	300	1206	適合例
54	L	1250	900	650	800	601	17	750	877	19	200	1201	適合例
55	M	1250	900	650	800	600	17	750	841	20	200	1200	適合例
56	N	1250	900	650	800	600	16	750	842	20	200	1201	適合例
57	C	1250	900	650	800	604	17	500	733	20	300	1209	比較例
58					800	605	19	780	888	24	200	3608	比較例
59					800	603	16	780	792	22	500	1219	比較例
60	E	1250	900	650	800	601	23	550	667	21	200	1211	比較例
61	J	1250	900	650	800	609	23	500	836	27	200	1215	比較例
62					900	606	20	800	906	26	200	1200	比較例
63					800	613	22	500	905	27	200	1219	比較例
64	O	1250	900	650	800	601	19	750	960	23	200	1200	比較例
65	P	1250	900	650	800	603	20	750	971	23	200	1204	比較例
66	Q	1250	900	650	800	603	18	750	956	21	200	1206	比較例
67	R	1250	900	650	800	600	21	780	769	19	200	1211	比較例
68	S	1200	880	300	850	92	18	850	773	27	300	601	比較例
69	T	1200	880	600	850	90	21	850	625	20	300	600	比較例
70	U	1200	850	480	900	94	19	750	821	23	200	607	比較例
71	V	1250	850	480	900	91	24	750	761	29	200	605	比較例

*1 冷却前段(徐冷)の平均冷却速度

*2 冷却後段(急冷)の平均冷却速度

【表 5】

表5

No.	鋼種	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	焼戻しマルテンサイト分率 (体積%)	フェライト分率 (体積%)	残部		破壊時間 (h)	備考
							分率(体積%)	残部の構成相		
1	A	973	1521	15.4	80	20	0	—	100hでも破壊せず	適合例
2		873	1499	16.3	78	21	1	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
3		976	1512	16.5	78	20	2	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
4	B	1149	1632	13.6	72	28	0	—	100hでも破壊せず	適合例
5		1126	1684	14.2	66	30	4	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
6		977	1644	15.3	60	36	4	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
7	C	1456	1964	12.8	80	20	0	—	100hでも破壊せず	適合例
8		1238	1844	13.4	78	21	1	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
9		894	1666	15.4	72	28	0	—	100hでも破壊せず	適合例
10		749	1524	17.3	68	32	0	—	100hでも破壊せず	適合例
11		1385	1909	12.3	78	21	1	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
12		1115	1856	15.5	74	24	2	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
13	D	1223	1717	13.0	74	26	0	—	100hでも破壊せず	適合例
14		1242	1581	14.0	74	24	2	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
15		1440	1969	12.9	80	20	0	—	100hでも破壊せず	適合例
16	E	1431	1757	12.8	80	20	0	—	100hでも破壊せず	適合例
17		775	1562	14.7	54	44	2	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
18		786	1555	16.7	55	42	3	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
19		771	1531	15.1	58	41	1	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
20		852	1608	15.0	55	42	3	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
21		823	1581	12.9	55	45	0	—	100hでも破壊せず	適合例
22		695	1473	16.0	50	48	2	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例

【 0 0 4 5 】

10

20

30

40

【表 6】

表6

No.	鋼種	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	焼戻しマルテンサイト分率 (体積%)	フェライト分率 (体積%)	残部		破壊時間 (h)	備考
							分率(体積%)	残部の構成相		
23	F	1252	1839	12.0	75	23	2	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
24		1095	1799	13.2	76	23	1	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
25		842	1625	15.4	61	37	2	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
26		1024	1725	14.2	70	29	1	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
27		947	1740	15.4	68	32	0	—	100hでも破壊せず	適合例
28		1132	1722	13.8	68	31	1	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
29		1172	1713	14.0	68	32	0	—	100hでも破壊せず	適合例
30		1168	1571	13.9	68	30	2	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
31		1184	1569	14.0	68	31	1	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
32		868	1595	16.1	58	40	2	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
33	G	1312	1900	13.1	80	20	0	—	100hでも破壊せず	適合例
34		1217	1848	15.1	80	20	0	—	100hでも破壊せず	適合例
35		1383	1857	12.0	79	21	0	—	100hでも破壊せず	適合例
36		1363	1662	12.6	78	22	0	—	100hでも破壊せず	適合例
37		1081	1784	13.9	76	23	1	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
38		927	1660	15.5	66	34	0	—	100hでも破壊せず	適合例
39		1178	1842	13.2	76	23	1	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
40		961	1710	15.5	65	35	0	—	100hでも破壊せず	適合例
41		850	1641	15.3	61	39	0	—	100hでも破壊せず	適合例
42		1532	1983	13.4	80	20	0	—	100hでも破壊せず	適合例
43	H	1458	1902	13.8	80	20	0	—	100hでも破壊せず	適合例
44		1350	1700	12.1	75	24	1	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例

【 0 0 4 6 】

10

20

30

40

【表 7】

表7

No.	鋼種	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	焼戻しマルテンサイト分率 (体積%)	フェライト分率 (体積%)	残部		破壊時間 (h)	備考
							分率 (体積%)	残部の構成相		
45	I	1105	1668	15.4	60	40	0	—	100hでも破壊せず	適合例
46		1128	1554	16.9	60	39	1	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
47		989	1779	16.0	58	41	1	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
48		953	1743	16.5	54	43	3	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
49	J	1258	1837	13.0	72	28	0	—	100hでも破壊せず	適合例
50		1197	1710	13.0	72	28	0	—	100hでも破壊せず	適合例
51		1101	1488	15.0	72	27	1	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
52		870	1626	14.4	62	38	0	—	100hでも破壊せず	適合例
53	K	1284	1760	16.9	64	36	0	—	100hでも破壊せず	適合例
54	L	1065	1671	16.1	69	30	1	残留オーステナイト	100hでも破壊せず	適合例
55	M	1305	1666	15.8	65	35	0	—	100hでも破壊せず	適合例
56	N	1267	1625	14.9	68	32	0	—	100hでも破壊せず	適合例
57	C	561	800	26.6	Pearlite	—	—	—	—	比較例
58		696	1097	15.9	83	17	0	—	—	比較例
59		699	884	14.8	83	17	0	—	—	比較例
60	E	526	743	31.7	Pearlite	—	—	—	—	比較例
61		524	721	34.3	Pearlite	—	—	—	—	比較例
62	J	1587	1836	7.1	98	2	0	—	—	比較例
63		655	786	23.9	Pearlite	—	—	—	—	比較例
64	O	1005	1219	8.6	98	2	0	—	—	比較例
65	P	1181	1496	7.1	99	1	0	—	—	比較例
66	Q	523	1006	18.6	42	58	0	—	—	比較例
67	R	1238	1536	13.6	84	14	2	残留オーステナイト	78	比較例
68	S	1281	1437	7.5	100	0	0	—	42	比較例
69	T	1311	1544	7.6	100	0	0	—	39	比較例
70	U	1246	1481	8	100	0	0	—	40	比較例
71	V	1271	1493	9	100	0	0	—	35	比較例

【図面の簡単な説明】

【0047】

【図 1】遅れ破壊特性評価試験で使用した、ボルトにより応力を負荷した遅れ破壊試験片を示す説明図

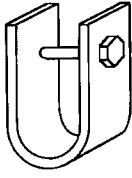
10

20

30

40

【 図 1 】



フロントページの続き

F ターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA06 EA11 EA15 EA18 EA19 EA23 EA25 EA28
EA31 EB05 EB08 EB09 EB11 EC04 FA03 FC03 FC04 FE02
FE03 FE05 FH01 FJ05 FK03 FK06 FK08 FM04 JA06