

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第4309946号
(P4309946)

(45) 発行日 平成21年8月5日(2009.8.5)

(24) 登録日 平成21年5月15日(2009.5.15)

(51) Int.Cl.

F 1

C 2 2 C 3 8/0 0	(2006.01)	C 2 2 C 3 8/0 0	3 0 1 A
C 2 2 C 3 8/1 4	(2006.01)	C 2 2 C 3 8/1 4	
C 2 2 C 3 8/5 8	(2006.01)	C 2 2 C 3 8/5 8	
C 2 1 D 8/0 2	(2006.01)	C 2 1 D 8/0 2	B

請求項の数 5 (全 19 頁)

(21) 出願番号	特願2008-49849 (P2008-49849)
(22) 出願日	平成20年2月29日 (2008.2.29)
(65) 公開番号	特開2008-248382 (P2008-248382A)
(43) 公開日	平成20年10月16日 (2008.10.16)
審査請求日	平成21年1月28日 (2009.1.28)
(31) 優先権主張番号	特願2007-54279 (P2007-54279)
(32) 優先日	平成19年3月5日 (2007.3.5)
(33) 優先権主張国	日本国 (JP)

早期審査対象出願

(73) 特許権者	000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(74) 代理人	100064908 弁理士 志賀 正武
(74) 代理人	100108578 弁理士 高橋 詔男
(74) 代理人	100106909 弁理士 棚井 澄雄
(74) 代理人	100129403 弁理士 増井 裕士
(72) 発明者	白幡 浩幸 東京都千代田区大手町2丁目6番3号 新日本製鐵株式会社内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】脆性き裂伝播停止特性に優れた厚手高強度鋼板およびその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

質量 % で、

C : 0 . 0 5 2 ~ 0 . 1 4 %,
 Si : 0 . 0 3 ~ 0 . 5 %,
 Mn : 0 . 3 ~ 2 . 0 %,
 P : 0 . 0 2 0 % 以下,
 S : 0 . 0 1 0 % 以下,
 Ni : 0 . 5 ~ 4 . 0 %,
 Nb : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 5 0 %,
 Ti : 0 . 0 0 5 ~ 0 . 0 5 0 %,
 Al : 0 . 0 0 2 ~ 0 . 1 0 %,
 N : 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 0 0 8 0 %

を含有し、残部 Fe および不可避的不純物からなり、かつ、下記式(1)で規定される Ceq が 0 . 3 0 ~ 0 . 5 0 % であり、

ミクロ組織がベイナイト主体であり、かつ、パーライト分率が 5 % 以下であり、さらに、表裏面からそれぞれ板厚の 5 % 深さまでの表層領域におけるミクロ組織については、円相当径が 2 5 μ m 超である粗大フェライトの分率が 1 0 % 以下であり、かつ、セメントタイトの平均円相当径が 0 . 5 μ m 以下であり、

板圧延方向に垂直な断面を C 断面とし、該 C 断面内の板面に平行な方向を C 方向とする

10

20

とき、該C断面内の前記表層領域を除く内部領域について、後方散乱電子回折 (Electron Back Scattering Pattern) を用いた結晶方位解析を行って、該C断面組織を結晶方位の等しい領域 (等方位領域) 每に区分し、さらに、該等方位領域に区分されたC断面組織に、J I S G 0 5 5 1 に準拠した切断法を適用して、前記C方向の任意の測定線を引き、該測定線上で、円相当径が8 μm 未満の等方位領域を除いて、連続して隣り合う複数の円相当径が8 μm 以上の等方位領域のそれぞれ3つの<001>軸の内で前記C方向に最も近い<001>軸同士が相互に成す角度 (き裂伝播偏向角) が20°未満の、前記測定線上で連続して隣り合う複数の等方位領域を、前記測定線上で隣接する円相当径が8 μm 未満の等方位領域も併せて一つの領域 (等き裂伝播抵抗領域) とみなすとき、該等き裂伝播抵抗領域の前記切断法により算出される平均円相当径 (有効結晶粒径) が、8 μm 以上、下記式(2)のd (μm) 以下であることを特徴とする、脆性き裂伝播停止特性に優れた、板厚50mm以上の厚手高強度鋼板。

$$C_{eq} = [C] + [Mn] / 6 + ([Cu] + [Ni]) / 15 + ([Cr] + [Mo] + [V]) / 5 \dots (1)$$

$$d = (7.11 \times [Ni] + 11) \times (1.2 - t / 300) \dots (2)$$

ここで、[X]は元素Xの含有量 (質量%)、tは板厚 (mm)を表す。

【請求項2】

さらに、質量%で、

Cu : 0.05 ~ 1.5 %、

Cr : 0.05 ~ 1.0 %、

Mo : 0.05 ~ 1.0 %、

V : 0.005 ~ 0.10 %、

B : 0.0002 ~ 0.0030 %

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に記載の脆性き裂伝播停止特性に優れた、板厚50mm以上の厚手高強度鋼板。

【請求項3】

さらに、質量%で、

Mg : 0.0003 ~ 0.0050 %、

Ca : 0.0005 ~ 0.0030 %、

REM : 0.0005 ~ 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に記載の脆性き裂伝播停止特性に優れた、板厚50mm以上の厚手高強度鋼板。

【請求項4】

請求項1ないし3のいずれか1項に記載の組成を有する鋼片を、950 ~ 1150に加熱し、900以上的温度で累積圧下率30%以上の粗圧延を行った後、Ar₃以上、下記式(3)のT()以下の温度で、かつ、40%以上の累積圧下率にて仕上圧延を行い、引き継ぎAr₃以上の温度から、板厚平均で8 / s以上の冷却速度で500以下の温度まで加速冷却を行うことを特徴とする、脆性き裂伝播停止特性に優れた、板厚50mm以上の厚手高強度鋼板の製造方法。

$$T = (37 \times [Ni] + 810) \times (1.1 - t / 500) \dots (3)$$

【請求項5】

前記加速冷却終了後、300 ~ 600の温度で焼戻し処理することを特徴とする、請求項4に記載の脆性き裂伝播停止特性に優れた、板厚50mm以上の厚手高強度鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、脆性き裂伝播停止特性 (以下、アレスト性とも言う。) に優れた厚手高強度鋼板 (以下、厚手高強度高アレスト鋼板または単に高アレスト鋼板とも言う。) およびその製造方法に関する。

特に、本発明は、板厚 50 mm 以上の厚手材（以下、単に厚手材とも言う。）で、降伏強度 390 ~ 460 MPa 級でも、 $K_{ca} = 6000 \text{ N/mm}^{1.5}$ となる温度（以下、アレスト性指標 $T_{Kca} = 6000$ とも言う。）が -10 以下となる、脆性き裂伝播停止特性に優れた厚手高強度鋼板およびその製造方法に関する。

なお、本発明を適用した鋼板は、造船、建築、橋梁、タンク、海洋構造物等の溶接構造物に適用される。また、本発明鋼板は、鋼管、コラム等に加工した二次加工品として流通する場合もある。

【背景技術】

【0002】

近年の鋼構造物の大型化にともない、使用される鋼材の厚手高強度化とともに、安全性確保の観点から脆性き裂伝播停止特性への要求が厳しくなってきている。ところが、一般に強度や板厚が大きくなると、アレスト性の確保は急激に困難さを増し、鋼構造物への厚手高強度鋼板の適用を阻害する要因となっている。同時に需要家の短納期化に対する要望も年々大きくなり、鋼板製造工程における生産性向上が強く望まれている。

【0003】

鋼材のアレスト性を向上させる冶金学的な要因としては、（i）結晶粒微細化、（ii）Ni 添加、（iii）脆化第二相制御、（iv）集合組織制御等が知られている。

（i）の結晶粒を微細化する方法については、特許文献 1 に記載された技術がある。これは、Ar₃ 点以上の未再結晶域で圧下率 50 % 以上の圧延を施した後、700 ~ 750 の範囲で 30 ~ 50 % の二相域圧延を行う方法である。また、鋼板の結晶粒を微細化する特殊な方法として、圧延前または粗圧延終了後に鋼片表面を冷却し、内部との温度差をつけたまま圧延開始して復熱させることにより表層部に細粒フェライトを生成させる方法が特許文献 2、3 に記載されている。

（ii）の Ni 添加は、低温域における交差すべりを助長することで、脆性き裂の伝播を抑制し（非特許文献 1 参照。）、マトリクスのアレスト性を向上させるといわれている（非特許文献 2 参照。）。

（iii）の脆化第二相を制御する方法としては、特許文献 4 に記載された技術がある。これは、母相のフェライト中に脆化相であるマルテンサイトを微細分散させる技術である。

（iv）の集合組織制御に関しては、極低炭素のベイナイト鋼で低温大圧下圧延を行い、圧延面に並行に（211）面を発達させる方法が特許文献 5 に記載されている。

【特許文献 1】特開平 02-129318 号公報

【特許文献 2】特公平 06-004903 号公報

【特許文献 3】特開 2003-221619 号公報

【特許文献 4】特開昭 59-047323 号公報

【特許文献 5】特開 2002-241891 号公報

【非特許文献 1】田村今男著、「鉄鋼材料強度学」、日刊工業新聞社発行、1969年7月5日、p. 125

【非特許文献 2】長谷部、川口、「テーパ形 DCB 試験による Ni 添加鋼板の脆性破壊伝播停止特性について」、鉄と鋼、vol. 61 (1975)、p. 875

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0004】

しかし、特許文献 1 に記載された方法は、ミクロ組織がフェライト主体で強度が比較的低く、板厚も 20 mm 程度の低温用鋼を対象としたものであり、本発明が対象とするような板厚 50 mm 以上の厚手材に適用する場合には、スラブ厚の観点からそもそも圧下率確保が困難で、温度待ち時間が長くなり生産性が著しく低下してしまうという問題がある。また、同文献に記載の方法では、降伏強度 390 MPa 以上を確保することも難しい。

【0005】

また、特許文献 2、3 に記載されている発明を、本発明が対象とするような厚手材に適

10

20

30

40

50

用しようとする場合は、組織形態が同じであってもアレスト性確保は困難となり、表層フェライト微細化による効果は相対的に小さくなるという問題がある。さらに、製造プロセスとしても板厚方向の温度制御がさらに困難となるとともに、復熱過程での圧延圧下率を大きくせざるを得ず、生産性を大きく阻害するという問題がある。

【0006】

また、上記(ii)のようにNi添加だけで所望のアレスト性を有する鋼板を製造するには合金コストがかかりすぎるという問題がある。そこで、Ni添加量を削減するために、Ni添加と組織微細化等を併用してアレスト性を確保しようとしても、Ni添加と併用する他の因子のアレスト性に及ぼす影響を分離・定量化する試みは未だなされておらず、Ni添加型高アレスト鋼板の製造指針は明確化されているとは言い難い状況である。

10

【0007】

また、厚手材では、特許文献4に記載された発明のように、マルテンサイトを微細に分散させることは困難である。さらに、厚手高強度鋼板においては、この種の脆化相は脆性破壊発生特性を低下させてしまうおそれがある。

【0008】

また、特許文献5に記載された発明は、厚手材に適用すると、圧延効率が極端に低下してしまい、工業的生産には適さないという問題がある。

【0009】

以上のように、本発明が対象とする、板厚が50mm以上の厚手材で、降伏強度が390~460MPa級でも、アレスト性指標 $T_{K_{ca}} = 6000$ が -10 以下となる、大型構造物に適用可能な、高アレスト鋼板を安定的かつ効率的に製造する技術はいまだ確立されていない。

20

【0010】

本発明は、上記事情に鑑みてなされたものであり、大型構造用鋼として十分なアレスト性を有し、しかも工業的に安定的かつ効率的な製造が可能な、脆性き裂伝播停止特性に優れた、板厚50mm以上の厚手高強度鋼板およびそ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】

【0011】

本発明は、上記課題を解決し得る脆性き裂伝播停止特性に優れた厚手高強度鋼板およびその製造方法であり、その要旨とするところは次の通りである。

30

[1] 質量%で、C:0.052~0.14%、Si:0.03~0.5%、Mn:0.3~2.0%、P:0.020%以下、S:0.010%以下、Ni:0.5~4.0%、Nb:0.005~0.050%、Ti:0.005~0.050%、Al:0.02~0.10%、N:0.0010~0.0080%を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、かつ、下記式(1)で規定されるCeqが0.30~0.50%であり、

ミクロ組織がベイナイト主体であり、かつ、パーライト分率が5%以下であり、さらに、表裏面からそれぞれ板厚の5%深さまでの表層領域におけるミクロ組織については、円相当径が25μm超である粗大フェライトの分率が10%以下であり、かつ、セメンタイトの平均円相当径が0.5μm以下であり、

40

板圧延方向に垂直な断面をC断面とし、該C断面内の板面に平行な方向をC方向とするとき、該C断面内の前記表層領域を除く内部領域について、後方散乱電子回折(Electron Back Scattering Pattern:以下、EBSPと言う。)を用いた結晶方位解析を行って、該C断面組織を結晶方位の等しい領域(以下、等方位領域という。)毎に区分し、さらに、該等方位領域に区分されたC断面組織に、JIS G 0551に準拠した切断法を適用して、前記C方向の任意の測定線を引き、該測定線上で、円相当径が8μm未満の等方位領域を除いて、連続して隣り合う複数の円相当径が8μm以上の等方位領域のそれぞれ3つの<001>軸の内でC方向に最も近い<001>軸同士が相互に成す角度(以下、き裂伝播偏向角という。)が20°未満の、前記測定線上で連続して隣り合う複数の等方位

50

領域を、前記測定線上で隣接する円相当径が $8 \mu\text{m}$ 未満の等方位領域も併せて一つの領域（以下、等き裂伝播抵抗領域という。）とみなすとき、該等き裂伝播抵抗領域の前記切断法により算出される平均円相当径（以下、有効結晶粒径という。）が、 $8 \mu\text{m}$ 以上、下記式（2）の d (μm) 以下であることを特徴とする、脆性き裂伝播停止特性に優れた、板厚 50mm 以上の厚手高強度鋼板。

$$Ceq = [C] + [Mn] / 6 + ([Cu] + [Ni]) / 15 + ([Cr] + [Mo] + [V]) / 5 \quad \dots (1)$$

$$d = (7.11 \times [Ni] + 11) \times (1.2 - t / 300) \quad \dots (2)$$

ここで、 $[X]$ は元素 X の含有量（質量%）、 t は板厚（mm）を表す。

[2] さらに、質量%で、Cu : 0.05 ~ 1.5%、Cr : 0.05 ~ 1.0%、Mo : 0.05 ~ 1.0%、V : 0.005 ~ 0.10%、B : 0.0002 ~ 0.0030% の 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする、上記 [1] に記載の脆性き裂伝播停止特性に優れた、板厚 50mm 以上の厚手高強度鋼板。

[3] さらに、質量%で、Mg : 0.0003 ~ 0.0050%、Ca : 0.0005 ~ 0.0030%、REM : 0.0005 ~ 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、上記 [1] または [2] に記載の脆性き裂伝播停止特性に優れた、板厚 50mm 以上の厚手高強度鋼板。

[4] 上記 [1] ないし [3] のいずれか 1 項に記載の組成を有する鋼片を、950 ~ 1150 に加熱し、900 以上の温度で累積圧下率 30% 以上の粗圧延を行った後、Ar₃ 以上、下記式（3）の T () 以下の温度で、かつ、40% 以上の累積圧下率にて仕上圧延を行い、引き続き Ar₃ 以上の温度から、板厚平均で $8 / s$ 以上の冷却速度で 500 以下の温度まで加速冷却を行うことを特徴とする、脆性き裂伝播停止特性に優れた、板厚 50mm 以上の厚手高強度鋼板 の製造方法。

$$T = (37 \times [Ni] + 810) \times (1.1 - t / 500) \quad \dots (3)$$

[5] 前記加速冷却終了後、300 ~ 600 の温度で焼戻し処理することを特徴とする、上記 [4] に記載の脆性き裂伝播停止特性に優れた、板厚 50mm 以上の厚手高強度鋼板 の製造方法。

【発明の効果】

【0012】

本発明の適用によって、板厚が 50mm 以上の厚手材で、降伏強度が 390 ~ 460 MPa 級でも、アレスト性指標 $T_{Kca} = 6000$ が -10 以下となる、大型構造物に適用可能な高アレスト鋼板を、安定的かつ効率的な製造方法により提供することが可能になることから、産業上の効果は極めて大きい。

【発明を実施するための最良の形態】

【0013】

以下、本発明の実施の形態について詳細に説明する。

本発明者らは、ベイナイト主体（体積分率にして 60% 以上）のミクロ組織を有する鋼を対象として、降伏強度 390 ~ 460 MPa 級鋼のアレスト性支配因子の実験的検討を行い、板厚 50mm 以上の厚手材でも安定してアレスト性を確保できる手段を見出した。本発明における重要なポイントは下記 (1) ~ (5) の新たな知見にある。

【0014】

(1) 脆性き裂が伝播する際の破壊の単位は、見かけの結晶粒径ではなく、EBSP を用いた結晶方位解析によって得られる粒径と非常によく対応する。具体的には、圧延方向と直角の C 方向に最も近い <001> 軸を一致させるのに必要な角度（き裂伝播偏向角）が 20° 以上である粒界（円相当径が $8 \mu\text{m}$ 未満の粒を除く。）で囲まれた粒のうち、等き裂伝播抵抗領域の平均円相当径（有効結晶粒径）（円相当径が $8 \mu\text{m}$ 未満の粒を含む。）とアレスト性との相関が良好である。

【0015】

(2) Ni は 0.5% 以上添加するとアレスト性向上効果が明らかに現れる。Ni の効果と細粒化の効果は独立であり、ほぼ加算則が成立する。即ち Ni を添加した分、組織は

10

20

30

40

50

粗くても同等のアレスト性を確保することができ、仕上圧延温度の高温化等の製造負荷低減が可能である。

【0016】

(3) 有効結晶粒径が微細であっても、パーライト分率が5%超になると、粗大なパーライトが脆性破壊の起点となりやすく、アレスト性も低下してしまう。これを回避するためには、加速冷却過程の冷却速度、および停止温度を制御する必要がある。

【0017】

(4) 平均円相当径0.5μm以下の微細なセメンタイトはアレスト性向上に寄与する。セメンタイトのサイズを微細に保つためには、圧延後の加速冷却、および引き続き行う熱処理条件を制御する必要がある。

10

【0018】

(5) 表層部に生成した粗大なフェライト分率が10%を超えると、例え板厚平均の有効結晶粒径が微細であっても、アレスト性は低下してしまう。これを避けるためには、仕上圧延温度、冷却開始温度が下がりすぎないように制御する必要がある。

【0019】

以下、本発明を構成する各要件について詳細に説明していく。

一般にベイナイト鋼の韌性を支配する基本組織単位は、旧オーステナイト粒径ではなく、パケットやブロックと呼ばれる領域（「パケット、ブロック」については、非特許文献：松田、井上、三村、岡村、「低合金調質高張力鋼の韌性と有効結晶粒径」、Proc. of Int. sympo. on Toward Improved Ductility and Toughness, Climax Molybdenum Co., Kyoto (1971), p.47 参照。）のサイズであり、このサイズが小さいほど韌性が向上する。

20

ところが、通常の光学顕微鏡による組織観察では、パケットやブロックのサイズを測定することは難しく、さらに、フェライトが混在する場合には基本組織単位を客観的に定義することは非常に困難である。

【0020】

そこで本発明者らは、まずNiを含有しない鋼片を用いて種々の条件で板厚50mmの鋼板を製造し、アレスト性評価のためWES3003に記載される方法をもとに500mmの正方形試片に29mm深さのノッチを加工した試験片を用いて温度勾配型ESSO試験を行った。その後試験片の破面を走査型電子顕微鏡にて観察し、ティアリッジと呼ばれる延性破壊部で囲まれたへき開面の単位（破面単位）を測定し、これとアレスト性との間に良好な相関があることを確認した。

30

【0021】

次に、上記破面に垂直な断面においてEBS测定を行い、破面直下の粒における結晶方位解析結果と破面写真を比較することにより、破面単位境界となる条件を詳細に検討した。その一例を図1に示す。EBS方位マップをもとに等方位領域内の代表点について解析を行い、へき開面と考えられる{100}面で構成される立方体、および、き裂が{100}面に沿って伝播したと仮定したときに想定される方向を図1中に示した。

【0022】

図1中の数字は、最も近い<001>軸を一致させるのに必要となる角度（き裂伝播偏向角度）であり、C方向に垂直な{100}面の回転を許容してそろえるために必要な角度である。これより、き裂伝播方向が明確に変化するのは、(a)、(b)、(c)、(f)のように、き裂伝播偏向角が20°以上の場合であり、破面観察結果から実際に破面単位境界になっていることが確認された。ただし、角度が20°以上であっても、(d)から(e)のようにサイズの小さい領域では伝播方向を変えない場合がある。これは、き裂の回り込みや部分的に存在する延性破面に対応するものと推定される。このような例は、円相当径で8μm未満の領域で見られ、破面観察でも明確な境界をなしていないことが確認された。有効結晶粒径を求める際に8μm未満の領域が存在する場合には、隣接するどちらかの領域と合体させて、その両側の領域同士の偏向角を調べ、等き裂伝播抵抗領域の境界を決定すればよい。以上のように、EBS解析結果から、8μm未満の粒を除外して、き裂伝播偏向角が20°以上の境界を決定し、この境界で囲まれた領域の平均円相

40

50

当径を算出すれば、有効結晶粒径を推定することができる。

【0023】

こうして測定した有効結晶粒径とアレスト性との関係を詳細に調べたところ、大型構造用鋼に適用可能なレベルのアレスト性を付与するためには、仕上圧延を800以下の中温で実施する必要がある一方で、降伏強度を390 MPa以上とするには冷却開始温度を確保する必要があり、効率的かつ安定的に製造することは非常に難しいことが判明した。

【0024】

そこで上記課題を解決する手段として、Ni添加による効果を詳細に検討した。ミクロ組織、強度がほぼ同等となるようにNi、Mnのバランスを種々変えて鋳造した鋼片を用いて、同一の製造条件にて板厚50mm、および80mmの鋼板を製造し、ESSO試験によりアレスト性を調査した。その結果、有効結晶粒径にはほとんど変化が見られないにもかかわらず、Ni量が多いほどアレスト性が向上する傾向を確認した。この様子を図2に示す。

【0025】

ここでは、 $K_{ca} = 6000 N/mm^{1.5}$ となる温度($T_{K_{ca}=6000}$)にてアレスト性を評価した。図2から、Ni量が0.5%以上となると明らかにアレスト性が向上することがわかる。ESSO試験片の破面を観察すると、Ni量増加にともなって三次元的な凹凸が顕著になる様子が認められた。これは固溶Niによって交差すべりが助長され、き裂の進展方向がよりランダム化したためと考えられる。

【0026】

次に、Ni添加と有効結晶粒径微細化の効果を分離・定量化することを目的に、上記のNi含有鋼片を種々の条件で圧延した鋼板のアレスト性を調査した。その結果、細粒化によるアレスト性向上効果はNi量に依存せず、ほぼ加算可能であることを知見した。この様子を図3に示す。すなわち、適量のNiを活用することにより、有効結晶粒径を微細化せずともアレスト性を確保することができる。したがって、Ni合金コストよりも鋼材製造効率が求められる場合には、Ni添加により仕上圧延温度を高温化でき、温度待ち時間が短縮されるため、厚手材の生産性を顕著に高めることが可能となる。

【0027】

本発明者らは、有効結晶粒径以外の組織因子がアレスト性におよぼす影響についても検討を加えた。これは、有効結晶粒径が微細であるにもかかわらずアレスト性が十分でない場合が確認されたためである。

【0028】

その一つがベイナイト主体の組織に混在するパーライトである。パーライト組織の分率が高くなると、大きなパーライトが増え、これが脆性破壊の起点になることで、アレスト性も劣化する傾向がある。そのため、図4に示すように、パーライト分率は5%以下にする必要がある。

【0029】

また、特にベイナイト中に含まれるセメンタイトのサイズもアレスト性に影響することを確認した。図5に示すように、セメンタイトの平均円相当径が0.5μm超であるとアレスト性は低下してしまう。これは、微細なセメンタイトは、主き裂伝播に先立って、マトリクスとの界面でマイクロクラックを生成させ、き裂先端での応力状態を緩和するためと推定される。一方、セメンタイトが粗大化すると、パーライトと同様に脆性破壊を誘発する要因となり、アレスト性も低下してしまう。

【0030】

さらに、表層部に生成した粗大なフェライトもアレスト性を低下させることができた。この表層粗大フェライトは、比較的焼入れ性の低い鋼をAr₃より低い温度で圧延する、または、Ar₃以上で圧延を完了しても加速冷却の開始がAr₃を下回った場合に生成し、図6に示すように、表裏面から板厚の5%の領域における円相当径25μm超のフェライトの分率が10%以下であれば、顕著なアレスト性低下は回避できる。

【0031】

10

20

30

40

50

以上のような組織因子を考慮しつつ、厚手高強度高アレスト鋼板の製造指針を明確化するため、上記のパーライト、セメンタイト、表層フェライトに関する条件を満たす鋼板を用いて、アレスト性におよぼす有効結晶粒径、Ni量、板厚の影響をさらに詳細に解析した。その結果、有効結晶粒径の条件として、下記d以下が必要であることを知見した。

$$d = (7.11 \times [Ni\%] + 11) \times (1.2 - t / 300)$$

ここで、tは板厚（mm）、[Ni%]はNi含有量（質量%）を表す。

【0032】

上記dは、板厚50mm材のアレスト性におよぼす有効結晶粒径とNiの影響をベースとして図7から導いた一次式と、Niを2%含有する板厚80mm材の表裏面を研削して板厚を変化させたときの試験結果に基づき、図8から導いた板厚効果の式を組み合わせたものである。有効結晶粒径が上記dよりも大きい場合には、脆性き裂がある粒から別の粒に伝播する際に形成されるティアリッジの頻度が十分でないため、き裂伝播を抑制する効果が小さくなり、アレスト性が低下する。

【0033】

続いて本発明における製造条件の限定理由について説明する。

本発明では鋼片の加熱温度を950～1150とした。再加熱温度が950未満では合金元素の溶体化が不十分で材質不均一の原因となり、1150を超えると加熱オーステナイト粒径が粗大化してしまい最終的な組織微細化が困難になるおそれがある。

【0034】

次の粗圧延は900以上の温度、30%以上の累積圧下率で行う必要がある。これらの条件を満たさないとオーステナイト粒の再結晶が十分進行せず混粒組織となり、材質不均一の原因となりうる。

【0035】

引き継ぎ行う仕上圧延は、アレスト性を支配する有効結晶粒径微細化の観点から最も重要な工程であり、Ar₃以上、下記T（）以下の温度、かつ、40%以上の累積圧下率で実施する。

$$T = (37 \times [Ni\%] + 810) \times (1.1 - t / 500)$$

ここで、tは板厚（mm）、[Ni%]はNi含有量（質量%）を表す。

【0036】

上記Tは、前述の実験結果に基づきT_{Kca=6000}-10を満たすために必要なNi量と仕上圧延温度との関係を示す図9から求めた一次式と、Niを2%含有する鋼片を用いて板厚と仕上圧延温度を種々変化させたときの試験結果に基づき、図10から導いた板厚効果の式を組み合わせたものである。温度がAr₃未満であると表層部に円相当径25μm超の粗大な加工フェライトが生成し、アレスト性、強度、韌性、延性が低下してしまう。一方、温度が上記Tを超える、または累積圧下率が40%未満であると、有効結晶粒径が十分微細化されないため、アレスト性が低下してしまう。添加Ni量に応じて上記Tよりも若干低い温度を選択することによって、仕上圧延前の温度待ち時間が低減し、厚手高強度鋼板を効率的に製造することが可能となる。

【0037】

仕上圧延完了後はAr₃以上の温度から、板厚平均で8/s以上の冷却速度で、500以下の温度まで加速冷却を行う。冷却開始温度がAr₃を切ると表層部の粗大フェライト分率が10%超となり、アレスト性が低下してしまう。冷却速度が8/s未満、あるいは冷却停止温度が500よりも高いと、強度が不足するだけでなく、有効結晶粒径の微細化が不十分となるとともに、アレスト向上に寄与するセメンタイトが粗大化、あるいはパーライトが5%超生成し、アレスト性が低下してしまう。

【0038】

加速冷却後は、強度・韌性を調整するために300～600の温度で焼戻し処理を行ってもよい。焼戻し処理温度が300未満では延性や韌性の改善が十分でなく、600を超えるとセメンタイトが粗大化してしまい、アレスト性が低下してしまう。

【0039】

10

20

30

40

50

次に、本発明の成分限定理由について説明する。

Cは、セメンタイト生成、組織粗大化防止に寄与する元素であるとともに、安価に強度を高めるのに不可欠な元素であるため0.052%以上添加する。一方、添加量が増えると大入熱H A Z 韌性確保が困難となり、セメンタイトも粗大化しやすくなるため0.14%を上限とする。

【0040】

S iは、安価な脱酸元素であり、マトリクスを固溶強化するため0.03%以上添加するが、0.5%を超えると溶接性とH A Z 韌性を劣化させるため上限を0.5%とする。

【0041】

M nは、母材の強度・韌性を向上させる元素として有効であるため0.3%以上添加するが、過剰添加はH A Z 韌性、溶接割れ性を劣化させるため2.0%を上限とする。

【0042】

P、Sは、含有量が少ないほど望ましいが、これを工業的に低減させるためには多大なコストがかかることから、Pは0.02%、Sは0.01%を上限とする。

【0043】

N iは、強度確保とアレスト性、H A Z 韌性向上に有効であるため0.5%以上添加するが、N i量の増加は鋼片コストを上昇させるため4.0%以下に制限する。

【0044】

N bは、微量の添加により組織微細化、変態強化、析出強化に寄与し、母材強度確保に有効な元素であるため0.005%以上添加するが、過剰に添加するとH A Z を硬化させ著しく韌性を劣化させるため0.050%を上限とする。

【0045】

T iは、微量の添加により組織微細化、析出強化、微細T i N生成により母材の強度・韌性、H A Z 韌性向上に有効であるため0.005%以上添加するが、過剰に添加するとH A Z 韌性を著しく劣化させるため0.050%を上限とする。

【0046】

A lは、重要な脱酸元素であるため0.002%以上添加するが、過剰に添加すると鋼片の表面品位を損ない、韌性に有害な介在物を形成するため0.10%を上限とする。

【0047】

Nは、T iと共に窒化物を形成しH A Z 韌性を向上させるため0.0010%以上添加するが、過剰に添加すると固溶Nによる脆化が生じるため0.0080%以下に限定する。

選択添加元素は以下の理由により限定する。

【0048】

C u、C r、M oは、いずれも焼入れ性を向上させ、高強度化に有効であるため、0.05%以上添加する。一方、過度の添加はH A Z 韌性を低下させるため、C uは1.5%以下、C rおよびM oは1.0%以下に制限する。

【0049】

Vは、析出強化により強度上昇に寄与するため0.005%以上添加するが、0.10%超添加するとH A Z 韌性を低下させるため、これを上限とする。

【0050】

Bは、焼入れ性を向上させる元素であり、適量添加により鋼の強度を高めるのに有効であるが、過度の添加は溶接性を損ねるため、0.0002~0.0030%に制限する。

【0051】

M g、C a、R E Mは、微細な酸化物や硫化物を形成しH A Z 韌性向上に寄与するが、過度の添加は介在物を粗大化させ韌性を低下させるため、M gは0.0003~0.0050%、C aは0.0005~0.0030%、R E Mは0.0005~0.010%の範囲に制限する。なお、R E MとはL a, C e等の希土類元素のことである。

さらに、母材強度と継手特性を両立させるために、下式で示されるC e qを0.30~0.50%の範囲に制限する必要がある。C e qが0.30%未満であると、板厚50m

10

20

30

40

50

m 以上の厚手材の母材降伏強度を 390 MPa 以上確保するのが困難であり、0.50% 超であると溶接性、継手韌性を確保するのが困難となる上、強度が高くなり過ぎてアレスト性まで低下する可能性がある。

$$Ceq = [C] + [Mn] / 6 + ([Cu] + [Ni]) / 15 + ([Cr] + [Mo] + [V]) / 5$$

ここで、[X] は元素 X の含有量(質量%)を表す。

【実施例】

【0052】

以下、実施例により本発明の効果をより明らかなものとする。なお、本発明は、以下の実施例に限定されるものではなく、その要旨を変更しない範囲で適宜変更して実施することができる。

10

【0053】

表1の化学成分を有する鋼片を用いて、表2及び表3の製造条件により板厚 50 ~ 80 mm の鋼板を試作した。表4及び表5に組織、母材強度、アレスト性を示す。

表層粗大フェライト分率は、鋼板最表層部の C 断面の光学顕微鏡写真から、画像解析により測定した。

パーライト分率は、鋼板の表面下 5 mm、板厚の 1/4 相当部、板厚中心部の C 断面の光学顕微鏡写真から測定した。

セメンタイト粒径は、上記と同様の板厚位置 3箇所から抽出レプリカを作製し、透過電子顕微鏡を用いて撮影した写真から平均円相当径を算出した。

20

有効結晶粒径は、上記と同様の板厚位置 3箇所から C 断面が測定面となるように EBS P 用サンプルを採取し、500 × 500 μm の領域を 1 μm ピッチで測定した後、結晶方位マップをもとに 3 ~ 5 μm ピッチで延べ長さ 2 mm の範囲にわたって方位解析を行うことにより粒界を決定し、JIS G 0551 に準拠した切断法によって算出した。

降伏強度(YP)、引張強度(TS)については、板厚中心部から C 方向に採取した JIS Z 2201 の 4号引張試験片を用いて評価した。

アレスト性は、温度勾配型 ESSO 試験を行い、Kca = 6000 N/mm^{1.5} を示す温度にて評価した。

【0054】

【表1】

鋼	C	Si	Mn	P	S	Ni	Nb	Ti	Al	N	Cu	Cr	Mo	V	B	Mg	Ca	REM	Ceq
A	0.033	0.22	1.42	0.013	0.003	0.56	0.036	0.018	0.026	0.0037	—	—	—	—	—	—	0.0016	—	0.31
B	0.090	0.15	0.72	0.005	0.003	1.80	0.007	0.015	0.025	0.0041	—	—	—	—	0.0011	—	—	—	0.33
C	0.072	0.36	1.03	0.006	0.004	1.22	0.011	0.007	0.011	0.0021	0.28	0.18	—	—	—	—	—	—	0.38
D	0.061	0.24	0.56	0.008	0.002	3.54	0.006	0.009	0.022	0.0031	—	—	—	—	—	—	—	—	0.39
E	0.080	0.45	1.00	0.007	0.003	1.41	0.018	0.022	0.075	0.0054	0.45	—	—	0.044	—	—	—	—	—
F	0.110	0.33	0.65	0.009	0.002	1.98	0.009	0.013	0.030	0.0038	—	—	0.56	—	—	—	—	—	0.38
G	0.077	0.20	1.50	0.004	0.002	1.16	0.013	0.009	0.039	0.0018	—	—	—	—	0.0015	—	—	0.0041	0.40
H	0.080	0.18	1.03	0.006	0.004	1.56	0.011	0.010	0.006	0.0041	—	0.72	—	—	—	0.0023	—	—	0.50
I	0.014	0.14	1.71	0.010	0.003	0.75	0.014	0.042	0.019	0.0035	1.39	—	—	0.066	0.0025	—	—	—	0.45
J	0.132	0.23	0.79	0.008	0.002	0.97	0.009	0.008	0.028	0.0036	—	—	—	—	—	0.0018	0.0012	—	0.33
K	0.083	0.27	1.44	0.006	0.002	0.63	0.005	0.009	0.020	0.0027	—	—	—	—	—	—	—	—	0.37
L	0.093	0.08	1.37	0.007	0.005	1.11	0.012	0.012	0.015	0.0030	0.84	—	—	—	0.066	0.0025	—	—	—
M	0.058	0.04	1.05	0.005	0.002	1.46	0.017	0.018	0.024	0.0031	—	0.68	—	—	—	—	—	—	0.47
N	0.083	0.16	1.16	0.004	0.003	1.37	0.025	0.020	0.038	0.0071	—	—	0.089	—	—	—	—	—	0.39
O	0.052	0.25	1.20	0.006	0.004	2.88	0.011	0.011	0.029	0.0046	—	—	—	—	—	0.0030	—	—	0.44
P	0.030	0.30	0.97	0.012	0.008	2.35	0.020	0.007	0.012	0.0022	—	—	—	—	—	—	0.0028	0.35	
Q	0.060	0.12	1.02	0.008	0.001	0.52	0.008	0.014	0.032	0.0025	—	0.50	0.34	—	—	—	0.0009	—	0.43
R	0.146	0.34	0.92	0.003	0.003	1.20	0.010	0.008	0.018	0.0026	—	—	—	—	—	—	—	—	0.38
S	0.099	0.45	0.98	0.010	0.009	0.30	0.015	0.020	0.072	0.0050	0.44	0.14	0.15	0.050	—	—	—	—	0.38
T	0.071	0.30	1.76	0.017	0.008	2.38	0.020	0.008	0.014	0.0025	—	—	—	—	—	—	0.0070	0.52	

下線は本発明の範囲外

【表2】

区分	番号	鋼	JIS	板厚 (mm)	加熱 温度 (°C)	開始 温度 (°C)	終了 温度 (°C)	累積 圧下率 (%)	開始 温度 (°C)	終了 温度 (°C)	Ar3 (°C)	T (°C)	累積 圧下率 (%)	仕上圧延		冷却 速度 (°C/s)	開始 温度 (°C)	停止 温度 (°C)	熱処理
本発明例	2 B	240	65	1058	980	964	33	825	803	745	850	59	15	786	306	—			
	3 B	220	55	1072	1005	978	48	850	829	742	868	52	10	799	475	—			
	4 C	280	70	1050	983	966	43	810	792	752	821	56	12	770	213	550			
	5 D	300	80	997	921	902	39	860	841	677	885	57	9	822	255	—			
	6 E	220	50	1088	1011	985	49	833	806	733	862	55	12	788	280	—			
	7 E	220	60	1065	998	975	41	825	801	737	845	54	11	785	116	395			
	8 F	200	65	1026	960	932	40	819	798	690	857	46	15	784	141	485			
	9 F	250	75	1020	954	927	40	815	792	694	839	50	9	778	184	—			
	10 G	250	70	1120	1014	987	38	798	775	724	819	55	13	760	239	—			
	11 H	300	80	1075	1009	984	40	791	773	731	816	56	9	761	275	—			
	12 H	250	60	1070	1010	981	58	810	792	724	850	43	12	775	306	—			
	15 J	200	55	1090	1003	981	45	815	795	769	837	50	12	776	269	—			
	16 K	200	60	1010	970	948	40	800	782	753	817	50	11	765	346	—			
	17 L	220	70	1076	996	970	36	805	786	715	817	50	10	770	280	—			
	18 M	280	80	1095	1013	988	38	800	781	743	812	54	8	769	135	523			
	19 N	220	65	1141	1057	1020	34	822	803	736	835	55	10	788	304	—			
	20 O	250	75	970	926	907	44	845	824	663	871	46	9	807	286	—			
	22 Q	200	60	1020	965	934	45	810	789	765	813	45	12	773	346	500			

$$T = (37 \times [Ni] + 810) \times (1.1 - t/500)$$

【表3】

区分	番号	鋼 種	スラブ 厚 (mm)	板厚 (mm)	粗圧延		仕上圧延			加速冷却		熱処理 温度 (°C)					
					開始 温度 (°C)	終了 温度 (°C)	開始 温度 (°C)	終了 温度 (°C)	Ar3 (°C)	T (°C)	累積 圧下率 (%)	冷却 速度 (°C/s)					
	23	A	180	60	1135	1006	990	31	782	758	774	814	52	15	739	467	-
	24	B	240	65	1060	983	965	33	827	804	745	850	59	5	788	303	-
	25	B	220	55	1071	1005	980	48	891	870	742	868	52	10	826	480	-
	26	C	280	70	1055	987	962	43	812	793	752	821	56	12	772	218	635
	27	D	300	80	996	918	901	58	860	840	677	885	36	9	821	263	-
	28	E	220	50	1090	1012	982	49	835	807	733	862	55	12	705	251	-
	29	E	220	60	1164	998	977	41	825	802	737	845	54	11	785	110	395
	30	F	200	65	1025	959	930	40	875	847	690	857	46	15	825	192	487
	31	F	200	75	1020	955	927	25	815	790	694	839	50	9	778	182	-
	32	G	210	70	1186	1071	1036	26	795	772	724	819	55	13	758	235	-
	33	H	300	80	1075	1005	981	40	790	772	731	816	56	9	763	528	-
	34	I	250	60	1055	985	960	40	805	786	718	821	60	0.5	-	-	-
	35	J	200	55	1093	1002	979	58	815	794	769	837	35	12	777	258	-
	36	K	200	60	1010	970	948	40	840	822	753	817	50	11	805	375	-
	37	L	220	70	1076	997	972	36	805	786	715	817	50	4	771	276	-
	38	M	280	80	1097	1013	990	38	800	780	743	812	54	8	769	138	620
	39	N	200	65	1141	1056	1018	28	820	801	736	835	55	10	788	303	-
	40	O	250	75	973	929	908	44	845	825	663	871	46	9	808	543	-
	41	P	200	50	1122	1024	1001	53	705	693	709	897	47	16	680	395	-
	42	Q	200	60	1020	965	934	45	810	790	765	813	45	12	741	334	503
	43	R	280	70	1050	985	966	43	810	794	747	820	56	12	768	220	575
	44	S	220	50	1085	1012	983	49	804	780	776	821	55	13	759	286	-
	45	T	200	50	1120	1029	1005	53	878	860	631	898	47	15	844	405	-

$T = (37 \times [Ni] + 810) \times (1.1 - t/500)$
下線は本発明の範囲外

【表4】

区分	番号	鋼	板厚 (mm)	組織				母材強度			アレスト性 $T_{Kca=6000}$ (°C)
				ヘッド 分率 (%)	ハーフ 分率 (%)	表層粗大 α分率 (%)	平均θ 粒径 (μm)	平均有効 結晶粒径 (μm)	Yp (MPa)	Ts (MPa)	
	2	B	65	73	3.0	1.8	0.37	21	23	450	568
	3	B	55	75	3.4	1.4	0.39	23	24	467	577
	4	C	70	74	2.3	1.2	0.40	17	19	462	550
	5	D	80	72	1.0	0.8	0.17	31	34	426	539
	6	E	50	80	2.2	2.5	0.28	20	22	485	605
	7	E	60	79	2.5	3.0	0.30	20	21	512	602
	8	F	65	76	3.4	1.3	0.32	23	25	488	584
	9	F	75	79	4.1	2.2	0.36	23	24	483	601
本発明例	10	G	70	87	0.9	2.3	0.28	18	19	474	580
	11	H	80	89	1.6	1.6	0.39	20	21	469	570
	12	H	60	92	1.4	1.1	0.31	20	22	478	593
	15	J	55	71	2.5	1.3	0.37	16	18	469	561
	16	K	60	75	2.0	4.4	0.30	14	15	458	573
	17	L	70	86	2.3	2.8	0.35	16	18	490	620
	18	M	80	84	1.8	2.5	0.40	17	20	486	572
	19	N	65	78	2.1	3.0	0.31	18	20	464	587
	20	O	75	85	1.5	2.0	0.24	26	30	471	599
	22	Q	60	91	1.2	2.5	0.22	14	15	467	597

$$d = (7.11 \times [\text{Ni}] + 11) \times (1.2 - t/300)$$

【0058】

【表5】

区分	番号	鋼	板厚 (mm)	組 織					母材強度			アレスト性 $T_{Kca=6000}$ (°C)
				ベイナイト 分率 (%)	パーライト 分率 (%)	表層粗大 α分率 (%)	平均θ (μm)	結晶粒径 (μm)	d (μm)	YP (MPa)	TS (MPa)	
23	A	60	58	1.8	12	0.46	15	15	410	521	11	
24	B	65	68	7.2	2.8	0.61	23	23	412	523	14	
25	B	55	78	3.8	1.0	0.40	26	24	470	582	12	
26	C	70	73	2.3	1.1	0.82	17	19	452	541	16	
27	D	80	74	1.1	0.8	0.15	37	34	431	544	13	
28	E	50	72	2.3	14	0.30	21	22	443	557	3	
29	E	60	79	2.6	3.8	0.34	24	21	510	602	8	
30	F	65	77	3.5	0.5	0.23	29	25	486	585	5	
31	F	75	79	4.5	2.6	0.33	26	24	480	597	9	
32	G	70	87	0.9	3.6	0.31	22	19	472	583	12	
33	H	80	82	1.2	1.3	0.55	20	21	427	531	21	
34	I	60	80	6.2	9.7	0.60	22	16	454	567	10	
35	J	55	70	2.7	2.0	0.36	21	18	465	556	4	
36	K	60	77	2.1	4.0	0.36	19	15	463	580	8	
37	L	70	81	5.3	3.5	0.53	18	18	480	607	11	
38	M	80	83	1.9	2.5	0.76	19	20	475	559	15	
39	N	65	79	2.3	3.1	0.35	22	20	465	586	12	
40	O	75	80	1.7	2.7	0.54	28	30	462	585	14	
41	P	50	61	0.9	16	0.18	26	29	464	583	7	
42	Q	60	86	1.4	13	0.26	15	15	455	576	10	
43	R	70	82	4.2	1.0	0.57	18	19	483	576	20	
44	S	50	85	2.0	3.2	0.29	16	14	482	603	7	
45	T	50	93	0.4	0.5	0.48	28	29	521	667	17	

$d = (7.11 \times [Ni] + 11) \times (1.2 - t/300)$
下線は本発明の範囲外

【0059】

本発明例のNo. 2 ~ 22は、化学成分が所定の範囲内にあり、かつ所定の条件で製造したため、いずれもYP: 390 ~ 460 MPa級鋼として十分な強度を有しており、アレスト性も良好であった。

一方、比較例のNo. 23 ~ 45は、化学成分、製造条件のいずれかが本発明の範囲を逸脱していたために、アレスト性が低下してしまった。

No. 23、41は、仕上圧延終了がAr₃より低くなってしまい、表層部に粗大なフェライトが多量に生成したため、強度とアレスト性が低下した。

No. 28、42は、圧延終了温度はAr₃以上であったが、加速冷却開始温度がAr₃を切ったため、やはり表層粗大フェライト分率が高くなりアレスト性が低下した。

No. 24、37は、加速冷却の冷却速度が小さかった、

No. 33、40は、冷却停止温度が500よりも高かった、No. 26、38は、熱処理温度が600超であったため、いずれもセメンタイト径が大きくなり、十分なアレスト性が得られなかった。

No. 34は、加速冷却を行わず空冷したため、有効結晶粒径が微細化されず、アレスト性が低下した。

No. 27、35は、仕上圧延の累積圧下率が小さかった、

No. 25、30、36は、仕上圧延温度が高かったため、いずれも有効結晶粒径が粗大化してアレスト性が低下した。

No. 29は、加熱温度が高かった。

No. 31、39は、粗圧延の累積圧下率が小さかった。

No. 32は、加熱温度が高く、粗累積圧下率も小さかったため、いずれも有効結晶粒径が大きくなり、アレスト性が低下してしまった。

No. 43は、C含有量が多かったためにセメンタイトが大きくなり、アレスト性が低下するとともにHAZ韌性も低下した。

No. 44は、Ni量が少なかったためにアレスト性が不十分であった。

No. 45は、Ceが高かったために、強度が上がり過ぎ、アレスト性が低下してしまった。

【図面の簡単な説明】

【0060】

【図1】EBSPによる結晶方位マップと等き裂伝播抵抗領域の境界を解析した結果の一例である。

【図2】Ni添加量にともなうアレスト性の変化を示すグラフである。

【図3】アレスト性におよぼすNi量と有効結晶粒径の影響を示すグラフである。

【図4】パーライト分率とアレスト性との関係を示すグラフである。

【図5】セメンタイトの平均円相当径とアレスト性との関係を示すグラフである。

【図6】表裏面から板厚の5%の領域における円相当径25μm超の粗大フェライトの分率とアレスト性との関係を示すグラフである。

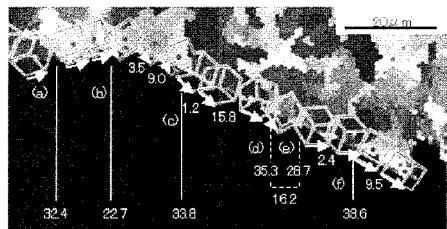
【図7】所定のアレスト性を付与するために必要なNi量と有効結晶粒径との関係を示すグラフである。

【図8】所定のアレスト性を付与するために必要な有効結晶粒径の板厚依存性を示すグラフである。

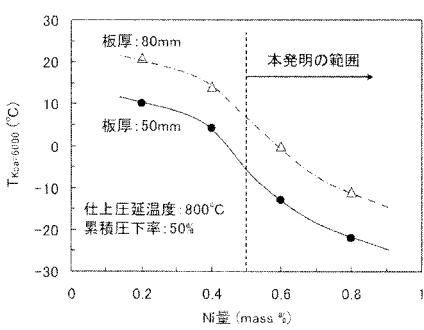
【図9】所定のアレスト性を付与するために必要なNi量と仕上圧延温度との関係を示すグラフである。

【図10】所定のアレスト性を付与するために必要な仕上圧延温度の板厚依存性を示すグラフである。

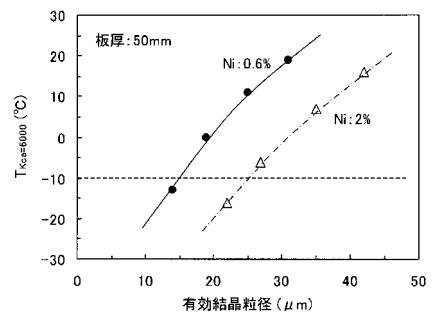
【図1】



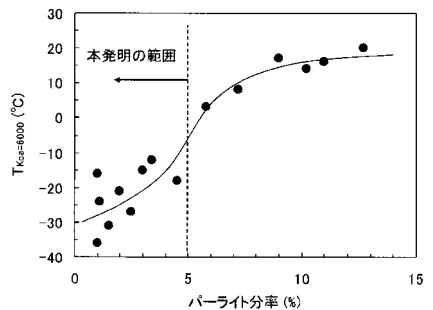
【図2】



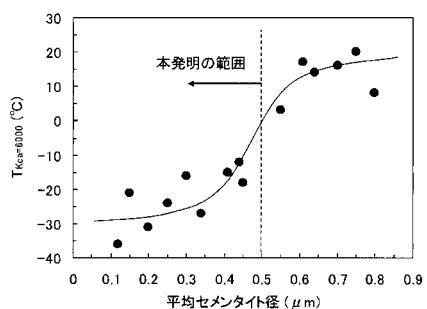
【図3】



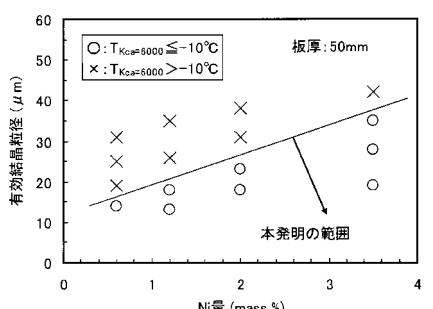
【図4】



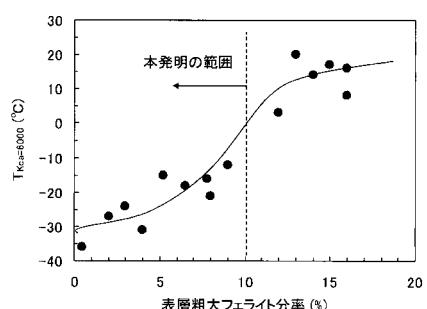
【図5】



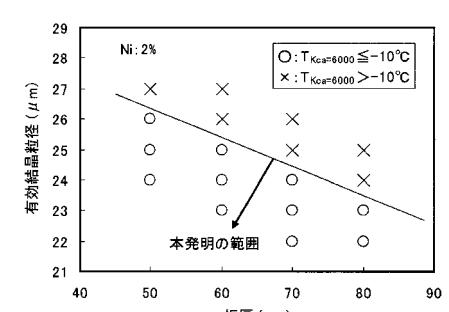
【図7】



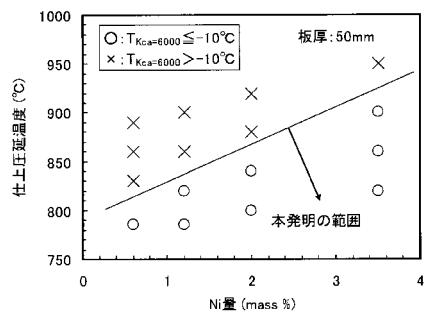
【図6】



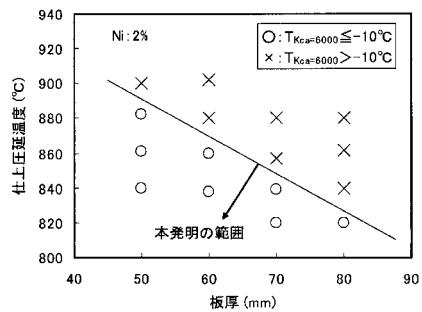
【図8】



【図9】



【図10】



フロントページの続き

(72)発明者 藤岡 政昭
東京都千代田区大手町二丁目 6 番 3 号 新日本製鐵株式会社内
(72)発明者 児島 明彦
東京都千代田区大手町二丁目 6 番 3 号 新日本製鐵株式会社内
(72)発明者 田中 洋一
東京都千代田区大手町二丁目 6 番 3 号 新日本製鐵株式会社内

審査官 井上 猛

(56)参考文献 特開2002-241891 (JP, A)
特開2005-097694 (JP, A)
特開2005-240177 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C 22 C 38 / 00 - 38 / 60
C 21 D 8 / 02