

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第6513568号
(P6513568)

(45) 発行日 令和1年5月15日(2019.5.15)

(24) 登録日 平成31年4月19日(2019.4.19)

(51) Int.Cl.

F 1

C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01)C22C 38/00
C22C 38/58

301A

請求項の数 5 (全 13 頁)

(21) 出願番号 特願2015-531464 (P2015-531464)
 (86) (22) 出願日 平成25年8月28日 (2013.8.28)
 (65) 公表番号 特表2015-533942 (P2015-533942A)
 (43) 公表日 平成27年11月26日 (2015.11.26)
 (86) 國際出願番号 PCT/DE2013/000519
 (87) 國際公開番号 WO2014/040585
 (87) 國際公開日 平成26年3月20日 (2014.3.20)
 審査請求日 平成27年11月25日 (2015.11.25)
 審判番号 不服2017-13904 (P2017-13904/J1)
 審判請求日 平成29年9月20日 (2017.9.20)
 (31) 優先権主張番号 102012018833.1
 (32) 優先日 平成24年9月14日 (2012.9.14)
 (33) 優先権主張国 ドイツ(DE)

(73) 特許権者 513127618
 ザルツギッター・マンネスマントレシジョン・ゲゼルシャフト・ミット・ベシュレンクテル・ハフツング
 ドイツ連邦共和国, 59067 ハム, キッシンジャー・ヴェーク
 (73) 特許権者 515070099
 イルゼンブルガー・グローブプレッヒ・ゲゼルシャフト・ミット・ベシュレンクテル
 ドイツ連邦共和国, 38871 イルゼンブルク, フェッケンシュテッター・ヴェーク 11
 (74) 代理人 100099623
 弁理士 奥山 尚一

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】低合金高張力鋼用の合金鋼

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

帯鋼、シート及びパイプの製造のための、低合金高張力の炭化物を含まないベイナイト鋼用の合金鋼であって、重量%で以下の化学組成：

0.18~0.50のC、
 0.75~1.5のSi、
 0.09~0.75のAl、
 1.70~2.50のMn、
 0.10~1.5のCr、
 0.001~0.05のNb、
 0.002~0.010のN、

最大で0.15のP、

最大で0.05のS

を有し、

残部は鉄及び鉄鋼のトランプ元素であり、Mo、Ni、Co、W、Ti、又はV及びZr及び希土類の1種又は複数の元素を任意選択で有し、

炭化物を含まないベイナイト系フェライトと残留オーステナイトからなり、少なくとも75%のベイナイト系フェライト、少なくとも10%の残留オーステナイト及び最大で5%のマルテンサイトの割合の微細構造を有し、

前記残留オーステナイトのラメラの平均距離が750nm未満であり、オーステナイト

10

20

粒子の平均サイズは $100 \mu\text{m}$ 以下であり、

変態のカイネティクス、マルテンサイト開始温度及び微細構造の形成において、下記の条件：

フェライト変態のカイネティクス（ここでは、C、Mn、Si及びAlは重量%での元素含有量、Tは / s での冷却速度に対応し、Tは $10 / \text{s}$ より大きく、 $210 / \text{s}$ 以下である）：

$$(35 \times C) + (10 \times Mn) - Si - (5 \times Al) + Cr > 13 / T + 10,$$

ベイナイト変態のカイネティクス（ここでは、C、Mn及びAlは重量%での元素含有量、Tは / s での冷却速度に対応し、Tは $10 / \text{s}$ より大きく、 $210 / \text{s}$ 以下である）：

$$400 \times \exp [(-7 \times C) - (4 \times Mn) + 8Al + 3] / T > 1,$$

マルテンサイト開始温度（、ここでは、C、Mn、Si、Al及びMoは重量%での元素含有量に対応する）：

$$525 - (350 \times C) - (45 \times Mn) - (16 \times Mo) - (5 \times Si) + (15 \times Al) < 400,$$

セメンタイト形成の抑制及び残留オーステナイトの安定化のために（ここでは、C、Si及びAlは重量%での元素含有量に対応する）：

$$Si + Al > 4 \times C,$$

AlNの一次析出を回避するために（ここでは、Al及びNは重量%での元素含有量に対応する）：

$$Al \times N < 5 \times 10^{-3},$$

要求された機械的特性の組合せを満たすために：

$$C + Si / 6 + Mn / 4 + (Cr + Mo) / 3 > 1$$

を遵守する、

合金鋼。

【請求項 2】

任意選択で合金化される前記元素が、重量パーセントで以下の含有量：

最大で 5.00 の Ni、

最大で 1.00 の Mo、

最大で 2.00 の Co、

最大で 1.50 の W、

最大で 0.10 の Ti、

最大で 0.20 の V

を有し、

Ti、Vの合計の含有量が最大で 0.20% であり、かつ Ni、Mo、Co、W の合計の含有量が最大で 5.50 重量% である、請求項 1 に記載の合金鋼。

【請求項 3】

前記残留オーステナイトのラメラの前記平均距離が、 500 nm 未満である、請求項 1 又は 2 に記載の合金鋼。

【請求項 4】

請求項 1 ~ 3 の少なくとも 1 項に記載の合金鋼の、熱間又は冷間圧延された帶鋼、シートメタル、パイプ、成形品、又は、自動車産業、建設産業及び建設機械用の鍛造部品、及びロッド及びワイヤへの使用。

【請求項 5】

請求項 1 ~ 3 のいずれか 1 項に記載の合金鋼の、摩耗部品及び防護服の部品への使用。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、請求項 1 によれば、韌性 (tenacious; ねばり強さ) を有し、同時に、優れた耐摩耗性を有する低合金高張力 (strength; 強度) 鋼用の合金鋼に関する。

【背景技術】

【0002】

特に、本発明はこの合金から作られたパイプ、帯鋼 (strip) およびシートに関し、それから、例えば自動車産業用の部品例えば車両本体、支持構造物の部品、またはエアバッグ用チューブおよびシリンドチューブが製造される。建設機械 (construction-machine) 産業の分野において、この合金から作られた耐摩耗板は、例えば油圧ショベルに対する高度な耐摩耗性の要件が生じた場合にも使用することができる。このような鋼は、突然の衝撃エネルギーを吸収しなければならない用途、例えば防弾用の装甲 (bullet proof armor) としても用いられる。

【0003】

この合金から製造されたパイプは、熱間または冷間で帯鋼から、または継ぎ目なく製造される溶接管として構成することができ、場合によっては、円形形状とは異なる断面を有することができる。

【0004】

この合金から作られた建設用 (construction) のパイプまたはプレートは、特に高い応力に曝される溶接鋼構造 (construction)、例えばクレーン構造、橋構造、ホイスト構造および重量車構造にも用いられ得る。

【0005】

重量および / または経費を軽減させると同時に、さらに高い強度および改良された加工特性と部品特性を求める要求によって、とりわけ炭化物を含まない鋼として「スーパーべイナイト」の名前でも知られる超微細粒子の二相鋼が開発されるに至った。残留オーステナイトのラメラを有するベイナイト系フェライト (bainitic ferrite) からなるこの種の微細構造の生成を、その上部および下部のベイナイトの微細構造と対比して図 1 に図式的に示す。

【0006】

これらの鋼の特徴は、例えば 1000 ~ 約 2000 MPa の強度 (引張強度)、引張強度に応じて少なくとも 5 % の破断時伸び率 (破断伸度)、残留オーステナイト部分を有する極めて微細な (ナノ) 構造のベイナイト系の微細構造である。

【0007】

この超微細構造を生成する方法は、セメンタイトの析出とマルテンサイトの形成を回避しながら、ベイナイト領域において低温で相変態 (transformation; 形質転換) させることに基づく。ベイナイト例えばセメンタイトの中で析出する炭化物を抑制することが必要であり、その理由は、一方では、これらが破壊誘導可能な物質として強い脆化効果を有し、それによって必要とされる韌性 (tenacity) の達成が妨げられており、そして、他方では、本発明による特性を達成するために必要な安定化されたオーステナイトの割合が得られないからである。

【0008】

しかしながら、これらの鋼の経済的利用は遅れている。これらの低い変態温度では、合金組成に依存して、変態のカイネティクス (transformation kinetic) が強く減速され、特に炭素含有量の増加と共に、恒温に保持する時間を数時間から 1 日または数日までとより長くさせ得るからである。しかしながら、そのような長い処理時間は、部品の経済的生産として受け入れられないので、変態を加速する解決手段として合金コンセプトが探究された。

【0009】

48 時間までのこのような長い恒温での変態時間を必要とする合金組成は、WO 2009 / 075494 A1 から既知である。この鋼は、炭素と鉄の他に、高価なニッケル、モリブデン、硼素およびチタンを含むことでも不利であり、達成できる韌性はここで記載されている用途の分野にはまだ十分ではない。

10

20

30

40

50

【0010】

鉄道線路用の炭化物を含まないベイナイト鋼は、例えばD E 6 9 6 3 1 9 5 3 T 2 から既知である。マンガン、クロムおよびさらなる元素、例えばモリブデン、ニッケル、バナジウム、タンゲステン、チタンおよび硼素の他、上記で開示される合金鋼は、1から3%の間のケイ素含有量を有する。

【0011】

この刊行物はまた、シリコンの他に、アルミニウムの添加がベイナイト中の炭化物の形成を減少させまたは抑制することができ、残りの残留オーステナイトを安定させることができることを言及している。この鋼によって、長い変態時間の不利な点を克服することができるが、ここにおいて、対応するベイナイト系の微細構造は、空気（空気焼入れ）単独で連続的に冷却させることによって生成させ得る。 10

【0012】

この鋼は、強い摩耗応力に曝される鉄道線路についての要求に対して構成されるが、上記の応用分野用の帯鋼、シートおよびパイプ用には使うことができないか、または不経済である。これらの場合、耐摩耗性に対する要求の他に、強度および韌性の要件も満たされなければならないからである。さらに、それらのコンパクトな断面のために、線路の断面の寸法は、鋼の空冷の後に達成されるべき材料特性に関して合金化コンセプトを調整する必要がある帯鋼、シートおよびパイプの寸法と著しく異なる。既知の鋼の不利な点は、高価なチタンおよび他の合金元素、例えばニッケル、モリブデンおよびタンゲステンを添加する点である。 20

【0013】

既知の鋼のさらなる課題は、アルミニウムが添加されたときに特に窒化アルミニウムの形成によって材料特性に悪影響を与える、窒素含有量に関する情報がない点である。

【0014】

アルミニウムの添加の結果、鋼中に存在する窒素との親和性が大きいため、凝固の間に粗い窒化アルミニウムが形成されて鋼中に一次（primarily；主に）析出し、鋼の延性ノッチ衝撃韌性（ductility notch impact toughness）、バースト特性（bursting behavior）および寿命に大きなマイナスの効果を与え、これによって機械的特性を著しく悪化させる。

【0015】

その結果、有害な窒化アルミニウムの析出量およびサイズは鋼中のそれぞれの窒素およびアルミニウム含有量に依存しているが、窒素が考慮されないため、具体的な材料特性は予測できないことから、シリコンの代わりにアルミニウムまたはさらなるアルミニウムが加えられるこの既知の合金鋼は、実践では使用不可能とされる。さらに、本発明による記載された応用の分野において達成できる韌性も十分に高くない。 30

【0016】

合金鋼が満たすべき機械的特性についての要求は、以下の通りに要約され得る。

強度：1250～2500 MPa

破断伸度：12%以上

-20 でのノッチ衝撃韌性：少なくとも15 J

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0017】

本発明の目的は、帯鋼、シートおよびパイプの製造用の、韌性且つ耐摩耗性を有する、低合金で、高強度の、炭化物を含まないベイナイト鋼用の合金鋼を明らかにすることである。この鋼は、一方では、既知の合金鋼より費用効率が良く、他方では、例えば引張強度、破断伸度、韌性などの要求を満たす一定の材料特性を確保する。さらに、これらの材料特性は、空気焼入れによって残気（stationary air）で冷却するときにも、達成される。 40

【課題を解決するための手段】

【0018】

10

20

30

40

50

この目的は、請求項 1 の特徴と共にそのプレアンブル (preamble) に基づいて解決される。有利な改良は、従属請求項の発明である。

【図面の簡単な説明】

【0019】

【図 1】ベイナイトの微細構造の分類を示す図である。

【図 2】変態挙動の概略図である。

【図 3】試験の溶融 17 のシートの冷却における温度経過(残気による冷却と焼入れ)を示す図である。

【図 4】従来の高強度鋼材と比較した試験した試験合金の機械的特性値を示す図である。

【図 5】微細構造の概略図、つまり、Nb (C, N)-析出を有する前述のオーステナイト粒子および配向が異なるサブ粒子の構造を示す図である。

10

【図 6】窒化アルミニウム (AlN) の一次析出を予測する計算結果を示す図である。

【図 7】本発明の合金の X 線スペクトルを示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0020】

本発明によれば、重量 % で以下の化学組成：

0.10 ~ 0.70 の C、
0.25 ~ 4.00 の Si、
0.05 ~ 3.00 の Al、
1.00 ~ 3.00 の Mn、
0.10 ~ 2.00 の Cr、
0.001 ~ 0.50 の Nb、
0.001 ~ 0.025 の N、
最大で 0.15 の P、
最大で 0.05 の S

20

を有し、残部は精錬関連の夾雑物を有する鉄 (iron with smelting related contaminants)。請求の範囲では iron and steel tramp elements) であり、Mo、Ni、Co、W、Nb、Ti または V および Zr および希元素の 1 種または複数の元素を任意選択で有し、ただし、AlN の一次析出 (primary precipitations) を避けるために条件 $Al \times N < 5 \times 10^{-3}$ (重量 %) を満たし、セメンタイト形成を抑制するために条件 $Si + Al > 4 \times C$ (重量 %) を満たすことを条件とする、合金鋼が提供される。

30

【0021】

任意選択により、希土類および反応性元素 (reactive element)、例えば Ce、Hf、La、Re、Sc および / または Y の合計で 1 重量 % まで添加することができる。

【0022】

パドル塊 (puddle lump) または平板 (slab) の状態において、本発明による鋼は、空気冷却後すでに 1250 MPa 以上の強度 (R_m)、12 % 以上の破断伸度、および -20 で、少なくとも 15 J の韌性 (K_{BZ}) を有する (表 1 参照)。微細構造は、炭化物を含まないベイナイトおよび残留オーステナイトからなり、少なくとも 75 % のベイナイト系フェライト、少なくとも 10 % の残留オーステナイト、および最大で 5 % のマルテンサイト (またはマルテンサイト相および / または分解したオーステナイト) の割合を有する。

40

【0023】

本発明による合金鋼は、DE6906953T2 および WO2009/075494A1 からの、炭化物を含まないベイナイト鋼の開発に基づいている。

【0024】

要求された材料特性を達成するための既知の合金鋼と比較して、本発明に基づいて実施された試験は、驚くべきことに、目標とする 0.05 から 3.0 重量 % の範囲のアルミニウムおよび 0.001 から 0.5 重量 % の範囲のニオブを添加して空気焼入れすることによって、優れた材料強度および耐摩耗性の他に、非常に良好な韌性が達成され得ることを

50

示した。特に、ニオブの添加によって粒子の微細化により韌性特性が顕著に改善され、その結果、この合金は機械的特性および耐摩耗性に関する高度な要件を満たす。

【0025】

また、0.10から2.00重量%の範囲のクロムの有利な添加の結果、材料特性に悪影響を及ぼし得る、粗い多角形のフェライト体の形成が効果的に回避されることができるように、フェライト形成のカイネティクスは決定的に制御され得る。この点に関して、アルミニウムとクロムの間の相互作用は重要である。アルミニウムがフェライトおよびベイナイト変態を加速する一方、クロムの添加はフェライト変態を遅延させる（図2参照）。目標とするこれらの2つの元素の組合せによって、フェライトおよびベイナイト形成のカイネティクスは制御され得る。

10

【0026】

ベイナイト中に炭化物が析出するのを回避させると、アルミニウム添加の既知の有益な効果の他に、シリコンと比較してアルミニウムの添加によりベイナイト変態のカイネティクスが顕著に加速されることを、試験は示している。後者はまた、アルミニウムの含有量の増加と共に増加する。これは、本発明による鋼の韌性および強度が、シリコンだけで合金化された鋼と比較して、連続冷却の後、顕著に改善されることを意味し、すなわち、より高い韌性および強度の値が達成され得る。より厚い（例えば10mmを超える）シートにおいても、要求された機械的特性の組合せを達成するためには、10/sより大きい冷却速度が有利である。要求された機械的特性は、より薄いシートの場合は残気での冷却によって、または、合金化コンセプトを調整することによっても達成され得る。変態のカイネティクスに対する異なる合金元素の影響を、図2に示す。フェライト、パーライトおよびベイナイトの変態のカイネティクス、ならびにマルテンサイト開始温度に対するC、Si、Al、Mn、CrおよびMoの効果を、図式的に示す。

20

【0027】

本発明によれば、既知の鋼と比較して、鋼における一次析出としての有害な窒化アルミニウムの数およびサイズを最小化するために、窒素含有量が規定された上限0.025重量%を超える、より好ましくは0.015重量%、またはさらに好ましくは0.010重量%を超えないことが、これらの有利な特性を達成するためには厳密に必要であり、その場合、さらに、 $A1 \times N < 5 \times 10^{-3}$ の条件が満たされなければならない。さもなければ、粒子の微細化によって韌性を増加させるために必要とされるニオブ炭窒化物（niobium carbonitride）形成を可能にするために、窒素含有量の下限が0.001重量%、最適には0.0020重量%であることが必要である。

30

【0028】

試験した合金の組成および測定した機械的特性を、表1に示す。全ての試料は、約950まで加熱され、それから残気で冷却されるかまたは加速冷却された。必要な冷却速度は、シート厚および組成に応じて選択される。機械的なサンプリングの結果が示すように、試料の溶融物14はCr含有量が低すぎるため要求された特性を達成できなかった。試験の溶融物16は、12mmのより大きなシート厚のために、加速冷却だけでその後に要求を満たした。残気または空気焼入れでの冷却の典型的な温度プロファイルを、図3に示す。

40

【0029】

図4において、いくつかの試験された試験の溶融物と、それらの機械的特性および冷却条件を、従来の高張力の鋼材料と比較して示す。開発された鋼は、改良された伸び特性（stretch properties）で、より高強度材料の領域にあることが分かる。

【0030】

【表1】

表1. 試験した合金の、重量%での合金組成と機械的特性値

元素含有量/重量%												機械的特性															
C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Nb	Co	B	W	N	强度/ 伸び/ 耐熱性			强度/ 伸び/ 耐熱性							
																	/MPa	/%	@ RT	@ 0	@ -20	@ -40	@ -60				
16	0.299	1.110	1.975	0.015	0.002	0.107	-	0.751	-	0.105	-	0.021	-	-	-	0.003	12.0	210	1214	1531	02.3	13.3	52	35	34	25	18
17	0.396	3.040	1.938	0.016	0.003	0.280	-	0.751	-	0.104	-	0.020	-	-	-	0.005	12.0	190	1104	1834	08.1	13.7	39	25	20	15	12
05	0.197	1.260	2.230	0.012	0.002	0.500	-	0.082	-	0.260	-	-	-	-	-	0.003	12.5	001	0760	1094	08.5	19.3	47	27			
14	0.231	1.080	1.937	0.013	0.002	0.092	-	0.098	-	0.105	-	0.020	-	-	-	0.004	09.0	030	0578	1136	13.3	17.2	16	15	12		
16	0.299	1.110	1.975	0.015	0.002	0.107	-	0.751	-	0.105	-	0.021	-	-	-	0.003	12.0	001	0796	1352	11.3	18.0	16	10	08	08	

【0031】

結果は、硬化した状態における優れた機械的特性（本発明においてほぼ完成（semi-fin 50

ished) された製品、例えばパドル塊または平板の合金鋼の強度および韌性) を裏付けている(表1)。

【0032】

必須元素として、アルミニウムは、変態のカイネティクスを加速することの他に、シリコンとの組み合わせで、ベイナイト中の炭化物の析出を抑制するという重要な役割を果たす。その結果、炭素のフェライトへの溶解度が限られるため、残留オーステナイトは安定化される。ベイナイト中の少なくとも10%である高い割合の残留オーステナイトによって、極めて微細なラメラ構造(fine lamellar microstructure)の他に、優れた機械的特性が生じる。異なる微細構造のコンポーネントは、走査型電子顕微鏡で測定されたものであり、平均300nmのラメラ間隔が測定された。微細なラメラ構造を持つ基礎構造(例えばサブ粒子(sub grain))を有する、前述(previous)のオーステナイト粒子の概略図を、図5に図式的に示す。ここで、前述のオーステナイト粒子の構造は、Nb(C, N)の析出を経て安定化される。

【0033】

次いで、対応する残留オーステナイトの割合によって、いわゆるTRIP効果を有利に用いることもできる。通常、用語TRIP(変態誘起塑性: Transformation Induced Plasticity)に属する鋼は、非常に高い強度および優れた延性を同時に有する鋼であり、それによって特に冷間成形に適する。これらの特性は、それらの特別な微細構造によって得られ、変態誘起マルテンサイト形成およびそれに関連する加工硬化は阻害され、延性は増加する。TRIP効果による効果は、約10から20%の残留オーステナイトの割合が最適である。

【0034】

本発明による合金化コンセプトは、以下に、さらに詳細に説明される。

【0035】

炭素:

材料の十分な強度のために、最小の含有量は、0.10重量%未満であってはならない。十分に低いマルテンサイト開始温度において、および、この温度で非常に微細な構造を構築するが、なおも良好な溶接性を有することにおいて、炭素含有量は、0.70重量%を超えてはならない。炭素含有量は、0.15から0.60重量%の間が有利であると判明した。最適特性は、炭素含有量が0.18から0.50重量%の間のときに達成される。

【0036】

アルミニウム/シリコン:

連続冷却後に要求される材料特性を達成するための必須元素は、変態のカイネティクスを強く加速させるアルミニウムである。

この効果を達成するために、アルミニウム含有量は少なくとも0.05重量%でなければならないが、最大は3.00重量%でなければならない。さもなければ、材料特性に悪影響を与える、粗い多角形のフェライト体が形成し得るからである。アルミニウム含有量があまりに低く、ベイナイト変態が遅すぎると、マルテンサイトの形成が促進され、それが破断伸度およびノッチ衝撃韌性に悪影響を与える。ベイナイト中の炭化物の十分な抑制のために、シリコンを0.25から4.00重量%の含有量で加えることができる。良好な材料特性は、アルミニウム含有量を0.07から1.50重量%の間、最適な含有量0.09から0.75重量%の間とすることで達成される。対応するシリコン含有量は、0.50から1.75重量%の間、または0.75から1.50重量%の間である。

【0037】

目標とする少なくとも0.10から2.00重量%のクロムの添加の結果、フェライト変態は減速され得る。そして、アルミニウムとの組合せにより、フェライトおよびベイナイト形成のカイネティクスは目標とした方法で制御され得る。有利なクロム含有量は、0.10から1.75重量%の間または0.10から1.50重量%の間にある。

【0038】

10

20

30

40

50

マンガン：

1.00から3.00重量%の範囲でのマンガンの添加は、多量の添加によって達成され得る強度と、低い含有量で達成できる十分な韌性との妥協として、合金鋼に対するそれぞれの要求に結果として依存する。非常に良好または最適な特性の組合せにおいて、マンガン含有量は、1.50から2.50重量%の間または1.70から2.50重量%の間でなければならない。

【0039】

ニオブ／窒素：

0.001から0.50重量%のニオブ含有量は、Nb(C, N)の形成を確保するために規定しなければならない。結果として生じる粒子の微細化は、韌性特性の顕著な改善の一因となる。さらに、NbNがNbCより安定で、したがって粒子のさらなる微細化を導くので、Nb(N)を形成するために0.001から0.025重量%の窒素含有量が推奨される。有利なニオブ含有量は、0.001から0.10または0.001から0.05重量%であり、対して、有利な窒素含有量は0.001から0.015または0.002から0.010重量%である。さらに、窒素の添加によってNbを介してCの過剰な結合を妨げる。さもなければ、Cのオーステナイト安定化効果が失われ得るからである。

【0040】

必要に応じて、強度をさらに増加させるための固溶体母合金(solid solution hardener)として、例えば、モリブデン(1.00重量%まで)、ニッケル(5.00重量%まで)、コバルト(2.00重量%まで)またはタンクスチタン(1.50重量%まで)を加えることができる。代替として、または加えて、マイクロ合金元素(micro-alloying element)、例えば0.20重量%までのバナジウムおよび/または0.10重量%までのチタンを追加することができる。最大0.20重量%のTi、Vおよび最大5.50重量%のNi、Mo、Co、W、Zrの合計の含有量は、観察されなければならない。これらの合金元素の効果を利用するためには、最小含有量0.01重量%を観察しなければならない。

【0041】

希土類および反応性元素：

希土類および反応性元素、例えばCe、Hf、La、Re、Scおよび/またはYは、最適なラメラ間隔を達成するために、任意選択により添加することができ、したがって、強度および韌性のさらなる増加のために合計含有量を1重量%までとすることができます。必要であれば、合計の含有量として20ppmを添加すべきである。

【0042】

合金組成において、要求された材料特性、特に機械技術的特性を達成するためには、冷却速度を考慮しながら変態のカイネティクスおよび変態挙動(図2)、残留オーステナイトの安定化およびマルテンサイト開始温度において、以下の条件を遵守しなければならない。ここで、前述の経験的に決定された式において、C、Mn、Si、Al、CrおよびMoの含有量は重量%、冷却速度としてのTは/sで表示するものとする。式で使われる係数のユニットは、式で使用する変数に従って選択される。

【0043】

フェライト変態のカイネティクス：

機械技術的特性を支持するかまたは設定するために、特に材料特性に悪影響を与える粗い多角形のフェライト粒子の形成を回避するために、以下の条件を満たされなければならない。

$$(35 \times C) + (10 \times Mn) - Si - (5 \times Al) + Cr > 13 / T + 10$$

【0044】

ベイナイト変態のカイネティクス：

機械技術的特性のための、非常に微細に構成されたベイナイト系フェライト/残留オーステナイトのラメラを有する適切な微細構造を達成するために、ベイナイト変態のカイネティクスの以下の式を確立しなければならない。

10

20

30

40

50

400 × e × p [(- 7 × C) - (4 × Mn) + 8 Al + 3] / T > 1

【0045】

マルテンサイト開始温度() :

機械技術的特性を悪化させるマルテンサイト微細構造の割合が大きくなるのを回避するために、マルテンサイト開始温度を以下の通りに決定しなければならない。

525 - (350 × C) - (45 × Mn) - (16 × Mo) - (5 × Si) + (15 × Al) < < 400

【0046】

残留オーステナイトを安定化するために、セメンタイトの形成を抑制しなければならない。これは Si および Al で目標とする合金化することによって達成される。なぜなら、両方の元素のセメンタイトへの溶解度が極めて小さいからである。このために、以下の条件を満たさなければならない。

Si + Al > 4 × C

【0047】

有害な AlN の一次析出を回避するために、以下の条件を満たさなければならない。

Al × N < 5 × 10⁻³

図 6 に、この関係を再度、図式的に示す。

【0048】

変態能力 :

記載された微細構造に基づく本発明による特性を得るために、本発明による鋼の完全なオーステナイト化は、最終的な熱処理の前に達成されなければならない(図 1 参照)。

【0049】

要求される機械的特性の組合せ(強度、延性および韌性)を達成するためには、以下のフェライトおよびオーステナイトの生成の関係を満たされなければならない。

C + Si / 6 + Mn / 4 + (Cr + Mo) / 3 > 1。

【0050】

本発明による鋼の微細構造は、フェライトおよび残留オーステナイトのラメラからなる。それは、5%までのマルテンサイトの割合(またはマルテンサイト/オーステナイト相および/または分解したオーステナイト)を有することができる。鋼の機械的特性に顕著に影響する微細構造の2つの最も重要な特徴は、ラメラ間隔および残留オーステナイトの割合である。ラメラ間隔が小さいほど、および残留オーステナイトの割合が高いほど、材料の強度および破断伸度が大きくなる。

【0051】

要求された材料の高強度、少なくとも 1250 から 2500 MPa を達成するためには、ラメラ間隔の平均は、750 nm より小さく、有利には 500 nm より小さくなければならない。

【0052】

少なくとも 12% の伸度(および、破断時伸び率)を達成するには、残留オーステナイト割合が少なくとも 10% で、マルテンサイト割合は多くても 5% で存在しなければならない。

【0053】

ニオブ炭窒化物形成による粒子の微細化によって高い韌性を達成するために、前述のオーステナイト粒子の平均サイズは、100 μm の値を超えてはならない。

【0054】

微細構造が非常に微細であるので、微細構造のコンポーネントは顕微鏡によって各々をほとんど区別できないので、ケースに応じて電顕法および X 線回折の組合せを用いなければならない。

【0055】

微細構造のコンポーネントは、走査型電子顕微鏡によって区別することができる。このようにして、約 300 nm の平均ラメラ間隔は決定された。

10

20

30

40

50

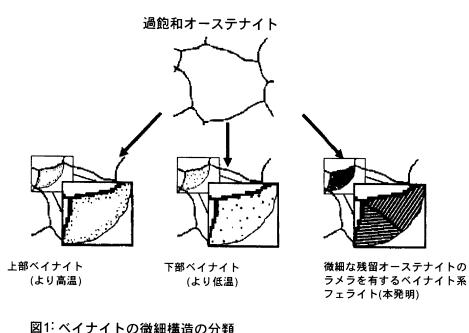
【 0 0 5 6 】

X線回折測定の結果を、図7に示す。X線スペクトルの強度分布から、本発明の微細構造のコンポーネントの結晶構造およびそれらの相の割合は、決定され得る。

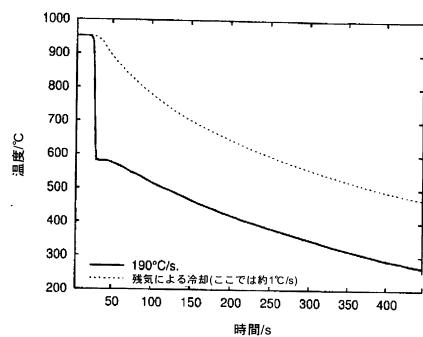
【 0 0 5 7 】

10%から20%の間の残留オーステナイトの割合は、X線回折法を使用して決定された。

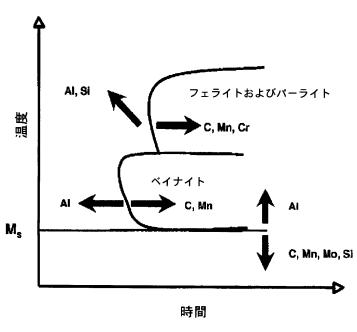
【 図 1 】



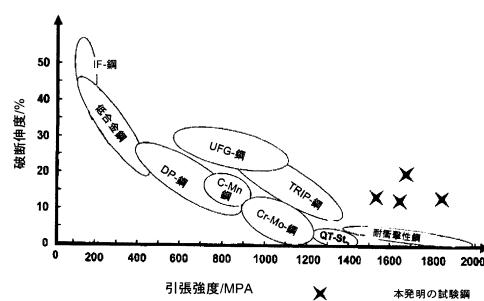
【 図 3 】



【 図 2 】



【 図 4 】



【図5】

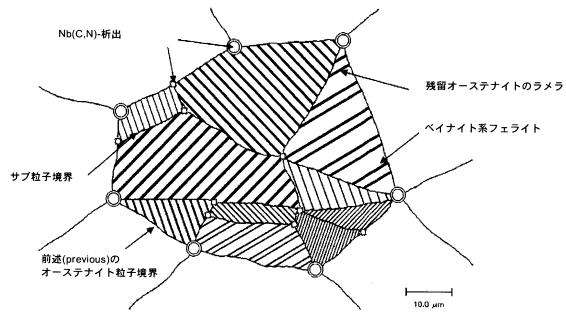


図5: 微細構造の概略図:Nb(C,N)-析出を有する前述のオーステナイト粒子粒子および配向が異なるサブ粒子の構造

【図7】

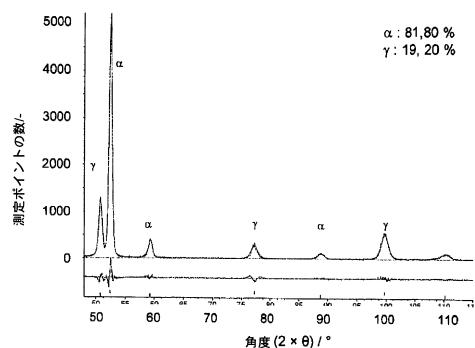


図7: 本発明の合金のX線スペクトル

【図6】

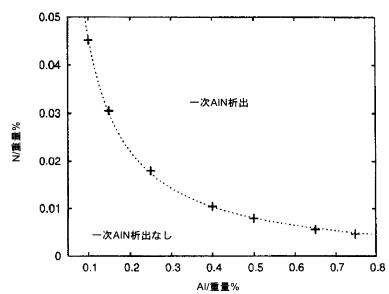


図6: 窒化アルミニウム(AlN)の一次析出を予測する計算結果

フロントページの続き

(74)代理人 100096769
弁理士 有原 幸一
(74)代理人 100107319
弁理士 松島 鉄男
(74)代理人 100125380
弁理士 中村 綾子
(74)代理人 100142996
弁理士 森本 聰二
(72)発明者 シャフニット, フィリップ
ドイツ連邦共和国, 40489 デュッセルドルフ, ヘルマン シャウテン ヴェーク 113
(72)発明者 クラッバースハイマン, ユルゲン
ドイツ連邦共和国, 47877 ヴィリッヒ アンラート, ヒュッテンディク 17
(72)発明者 コンラート, ヨアヒム
ドイツ連邦共和国, 40627 デュッセルドルフ, フェエンパルク 91

合議体

審判長 板谷 一弘
審判官 長谷山 健
審判官 中澤 登

(56)参考文献 特開2010-106353 (JP, A)
特開2013-14823 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00-38/60