

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5385899号  
(P5385899)

(45) 発行日 平成26年1月8日(2014.1.8)

(24) 登録日 平成25年10月11日(2013.10.11)

(51) Int.Cl.	F I
B 2 2 D 11/06 (2006.01)	B 2 2 D 11/06 3 3 0 B
B 2 2 D 11/12 (2006.01)	B 2 2 D 11/12 A
B 2 2 D 11/00 (2006.01)	B 2 2 D 11/00 A
C 2 2 C 38/12 (2006.01)	C 2 2 C 38/12
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 0 1 W
請求項の数 44 (全 32 頁) 最終頁に続く	

(21) 出願番号	特願2010-507600 (P2010-507600)	(73) 特許権者	503093305 ニューコア・コーポレーション
(86) (22) 出願日	平成20年5月6日(2008.5.6)		アメリカ合衆国 2 8 2 1 1 ノースカロ ライナ州 シャーロット レックスフォー ド ロード 1 9 1 5
(65) 公表番号	特表2010-527789 (P2010-527789A)	(74) 代理人	110000512 特許業務法人山田特許事務所
(43) 公表日	平成22年8月19日(2010.8.19)	(72) 発明者	ジェームズ ジェフリー ウィリアムズ オーストラリア 2 5 1 9 ニュー サウ ス ウェールズ バルゴウニー ブランチ ャード クレセント 8
(86) 国際出願番号	PCT/US2008/062776	(72) 発明者	ハロルド ローランド カウル オーストラリア 2 5 1 9 ニュー サウ ス ウェールズ マウント オースレー ゴワン プレー ドライブ 1 1 最終頁に続く
(87) 国際公開番号	W02008/137898		
(87) 国際公開日	平成20年11月13日(2008.11.13)		
審査請求日	平成23年4月4日(2011.4.4)		
(31) 優先権主張番号	11/744, 881		
(32) 優先日	平成19年5月6日(2007.5.6)		
(33) 優先権主張国	米国 (US)		
(31) 優先権主張番号	60/943, 781		
(32) 優先日	平成19年6月13日(2007.6.13)		
(33) 優先権主張国	米国 (US)		

(54) 【発明の名称】 マイクロ合金添加した薄鋳造ストリップ品及びその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

重量で、0.25%未満の炭素と、0.20~2.0%のマンガンと、0.05~0.50%のケイ素と、0.01%未満のアルミニウムと、0.01~0.20%のニオブとを含み、微細結晶構造の大部分がベイナイト及び針状フェライトで構成されて70%を越えるニオブが固溶体中にある、薄鋳造鋼ストリップ。

【請求項 2】

ニオブが0.1%未満である、請求項1記載の薄鋳造鋼ストリップ。

【請求項 3】

0.05%~0.50%のモリブデン、0.01%~0.20%のバナジウム及びそれらの混合物からなる群から選択された少なくとも1元素を更に含む、請求項1に記載の薄鋳造鋼ストリップ。

【請求項 4】

降伏強さが少なくとも340MPaである、請求項1に記載の薄鋳造鋼ストリップ。

【請求項 5】

引っ張り強さが少なくとも410MPaである、請求項1に記載の薄鋳造鋼ストリップ。

【請求項 6】

降伏強さが少なくとも410MPaである、請求項1に記載の薄鋳造鋼ストリップ。

【請求項 7】

10

20

引っ張り強さが少なくとも485MPaである、請求項1に記載の薄铸造鋼ストリップ。

【請求項8】

降伏強さが少なくとも450MPaである、請求項1に記載の薄铸造鋼ストリップ。

【請求項9】

引っ張り強さが少なくとも520MPaである、請求項1に記載の薄铸造鋼ストリップ。

【請求項10】

少なくとも6%の全伸びを有する、請求項1に記載の薄铸造鋼ストリップ。

【請求項11】

少なくとも10%の全伸びを有する、請求項1に記載の薄铸造鋼ストリップ。

10

【請求項12】

重量で、0.25%未満の炭素、0.20~2.0%のマンガン、0.05~0.50%のケイ素、0.01%未満のアルミニウム及び $0.01 \sim 0.20$ %aのニオブを含み、微細結晶構造の大部分がベイナイト及び針状フェライトを含み、70%を超えるニオブを固溶体中に有する、厚が3ミリメートル未満の薄铸造鋼ストリップ。

【請求項13】

ニオブが0.1%未満である、請求項12に記載の薄铸造鋼ストリップ。

【請求項14】

更に、 $0.05 \sim 0.50$ %のモリブデン、 $0.01 \sim 0.20$ %のバナジウム及びそれらの混合物からなる群から選択された少なくとも1つの元素を含む、請求項12に記載の薄铸造鋼ストリップ。

20

【請求項15】

更に、平均粒径が50ナノメートル未満の鋼微細結晶構造を介し分配されたケイ素及び鉄の酸化物微粒子を含む、請求項12に記載の薄铸造鋼ストリップ。

【請求項16】

降伏強さが少なくとも340MPaである、請求項12に記載の薄铸造鋼ストリップ。

【請求項17】

引っ張り強さが少なくとも410MPaである、請求項12に記載の薄铸造鋼ストリップ。

30

【請求項18】

降伏強さが少なくとも410MPaである、請求項12に記載の薄铸造鋼ストリップ。

【請求項19】

引っ張り強さが少なくとも485MPaである、請求項12に記載の薄铸造鋼ストリップ。

【請求項20】

降伏強さが少なくとも450MPaである、請求項12に記載の薄铸造鋼ストリップ。

【請求項21】

引っ張り強さが少なくとも520MPaである、請求項12に記載の薄铸造鋼ストリップ。

40

【請求項22】

厚みが2.5mm未満である、請求項12に記載の薄铸造鋼ストリップ。

【請求項23】

厚みが2.0mm未満である、請求項12に記載の薄铸造鋼ストリップ。

【請求項24】

厚みが $0.5 \sim 2$ mmの範囲である、請求項12に記載の薄铸造鋼ストリップ。

【請求項25】

全伸びが少なくとも6%である、請求項12に記載の薄铸造鋼ストリップ。

【請求項26】

全伸びが少なくとも10%である、請求項12に記載の薄铸造鋼ストリップ。

50

## 【請求項 27】

重量で、0.25%未満の炭素と、0.20～2.0%のマンガンと、0.05～0.50%のケイ素と、0.01%未満のアルミニウムと、0.01～0.20%のニオブとを含み、微細結晶構造の大部分がベイナイト及び針状フェライトを含み、70%を越えるニオブを固溶体中に有し、20～40%の圧下で少なくとも410MPaの降伏強さを提供できる、厚が3ミリメートル未満の熱間圧延された薄铸造鋼ストリップ。

## 【請求項 28】

ニオブが0.1%未満である、請求項27に記載の熱間圧延された薄铸造鋼ストリップ。

## 【請求項 29】

更に、0.05～0.50%のモリブデン、0.01～0.20%のバナジウム及びそれらの混合物からなる群から選択された少なくとも1つの元素を含む、請求項27に記載の熱間圧延された薄铸造鋼ストリップ。

10

## 【請求項 30】

更に、平均粒径が50ナノメートル未満の鋼微細結晶構造を介し分配されたケイ素及び鉄の酸化物微粒子を有する、請求項27に記載の熱間圧延された薄铸造鋼ストリップ。

## 【請求項 31】

薄铸造鋼ストリップの降伏強さが少なくとも340MPaである、請求項27に記載の熱間圧延された薄铸造鋼ストリップ。

## 【請求項 32】

引っ張り強さが少なくとも410MPaである、請求項27に記載の熱間圧延された薄铸造鋼ストリップ。

20

## 【請求項 33】

厚みが2.5mm未満である、請求項27に記載の熱間圧延された薄铸造鋼ストリップ。

## 【請求項 34】

厚みが2.0mm未満である、請求項27に記載の熱間圧延された薄铸造鋼ストリップ。

## 【請求項 35】

厚みが0.5～2mmの範囲である、請求項27に記載の熱間圧延された薄铸造鋼ストリップ。

30

## 【請求項 36】

全伸びが少なくとも6%である、請求項27に記載の熱間圧延された薄铸造鋼ストリップ。

## 【請求項 37】

全伸びが少なくとも10%である、請求項27に記載の熱間圧延された薄铸造鋼ストリップ。

## 【請求項 38】

両者間にロール間隙を形成する横方向に位置決めされた铸造ロールを有して内部冷却されるロール铸造機を組立て、ロール間隙上方の铸造ロール上に支持され铸造ロール両端に隣接して側堰により画成される溶鋼の铸造溜めを形成し、铸造ロールを相互方向に回転して铸造ロールが铸造溜めを通りつつ铸造ロール上に金属殻を凝固させ、金属殻から铸造ロール間のロール間隙から下方に送出される鋼ストリップを形成し、鋼ストリップを少なくとも10 / 秒の速度で冷却して、重量で、0.25%未満の炭素と、0.20～2.0%のマンガンと、0.05～0.50%のケイ素と、0.01%未満のアルミニウムと、0.01～0.2%のニオブとを含み、微細結晶構造の大部分がベイナイト及び針状フェライトで構成されて70%を越えるニオブが固溶体中にある組成物を提供する、巻取られる薄铸造鋼ストリップの製造方法。

40

## 【請求項 39】

巻取られた鋼ストリップが鋼微細結晶構造を介して分配され平均粒径が50ナノメー

50

ル未満であるケイ素及び鉄の酸化物微粒子を有する、請求項 3 8 に記載の巻取られた薄製造鋼ストリップの製造方法。

【請求項 4 0】

鋼ストリップを熱間圧延し、熱間圧延された鋼ストリップを 4 5 0 ~ 7 0 0 で巻取ることを更に含む、請求項 3 8 に記載の巻取られた薄製造鋼ストリップの製造方法。

【請求項 4 1】

鋼ストリップを熱間圧延し、熱間圧延された鋼ストリップを 6 0 0 未満の温度で巻取るといふ段階を更に含む、請求項 3 8 に記載の巻取られた薄製造鋼ストリップの製造方法。

【請求項 4 2】

鋼ストリップを時効硬化して少なくとも 5 5 0 での引っ張り強さを増加させることを更に含む、請求項 3 8 に記載の巻取られた薄製造鋼ストリップの製造方法。

【請求項 4 3】

更に、時効硬化が 6 2 5 ~ 8 0 0 の温度で起き得るといふ段階を含む、請求項 3 8 に記載の巻取られた薄製造鋼ストリップの製造方法。

【請求項 4 4】

更に、時効硬化が 6 5 0 ~ 7 5 0 の温度で起き得るといふ段階を含む、請求項 3 8 に記載の巻取られた薄製造鋼ストリップの製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0 0 0 1】

本 P C T 出願は 2 0 0 7 年 5 月 6 日提出のアメリカ特許出願第 1 1 / 7 4 4 , 8 8 1 号を優先権主張の基礎としており、該アメリカ出願は 2 0 0 5 年 1 0 月 2 0 日提出の出願第 1 1 / 2 5 5 , 6 0 4 号の部分継続出願である。本願はまた 2 0 0 7 年 6 月 1 3 日提出のアメリカ仮特許出願第 6 0 / 9 4 3 , 7 8 1 号をも優先権主張の基礎としている。

【0 0 0 2】

本発明は、高強度薄製造ストリップの製造に関しており、斯かる製造ストリップを双ロール製造機で製造する方法に関している。

【背景技術】

【0 0 0 3】

双ロール製造機においては、内部冷却されて相互方向に回転する一対の製造ロール間に溶融金属が導入されるので、動いているロール表面上に金属殻が凝固し、ロール間のロール間隙にて合わされて凝固したストリップ品が造られ、製造ロール間のロール間隙から下方に送給される。ここで使われている「ロール間隙」(nip)という語は製造ロール相互が最接近する領域全般を指す。溶融金属は、取鍋から、ロール間隙上方に位置決めしたタンディッシュ及びコアノズルから成る金属送給システムを介し注がれ、ロール間隙上方のロール製造表面に支持されロール間隙長手方向に延びる溶融金属製造溜めを形成する。この製造溜めは、製造溜め両端から流出しないよう堰止めるためロール端面に摺動係合保持される耐火側板又は側堰の間に通常画成される。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0 0 0 4】

【特許文献 1】アメリカ特許第 6 , 4 8 8 , 7 9 0 号

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0 0 0 5】

降伏強さ(yield strength; YS)が 4 1 3 M P a ( 6 0 k s i ) 以上でストリップ厚が 3 . 0 m m 未満の、高強度・低炭素の薄ストリップは、従来は、冷間圧延ストリップの焼きなまし(recovery annealing)により造られ、冷間圧延は所望厚とするのに必要であった。冷間圧延ストリップは焼きなましされることで、強度を大きく損なうことなく延性が改

10

20

30

40

50

良される。しかしながら、結果として得られるストリップの最終延性は依然として比較的  
低く、構造用部品用の構造鋼に対し一部の建築基準法で要求される6%を越す全伸びレ  
ベルをストリップは達成できない。このような焼きなましされる冷間圧延低炭素鋼は、一般  
に、圧延形成・曲げなどの簡単な形成作業のみに適したものであり、冷間圧延・焼きな  
まし製造手法を用いて、高い延性を持つ鋼ストリップを斯かる最終ストリップ厚に製造する  
ことは技術的に実現不可能であった。

#### 【0006】

従来、高強度鋼はニオブ、バナジウム、チタン又はモリブデンなどの元素によるマイク  
ロ合金化(microalloying)で造られ、熱間圧延により所望の厚及び強度レベルを達成して  
いた。斯かるマイクロ合金化には高価で高レベルのニオブ、バナジウム、チタン又はモリ  
ブデンが必要で、典型的には10~20%のベイナイトを含むベイナイト・フェライト微  
細結晶構造が結果として形成された。特許文献1参照。若しくは、微細結晶構造は10~  
20%のパーライトを含むフェライトでもよかった。ストリップの熱間圧延でこれらの合  
合金化元素が部分的に析出することになるので、主にフェライト化される微細結晶構造に充  
分な時効硬化(age hardening)を与えて所要の強度レベルを達成するには比較的高い合  
合金レベルのニオブ、バナジウム、チタン又はモリブデン元素が必要であった。マイクロ合  
合金化レベルがこのように高いので、必要な熱間圧延荷重が著しく増大し、経済的且つ実  
際的に製造し得る熱間圧延ストリップ厚み範囲が制約された。斯かる合金化高強度ストリ  
ップは厚端が3mm厚を越える製品ならば、酸洗い後に直接亜鉛メッキ用に用いることが  
できる。

#### 【0007】

しかしながら、基本鋼成分にニオブ、バナジウム、チタン又はモリブデンを添加して厚  
みが3mm未満の高強度鋼ストリップを造るのは非常に難しく、特に高圧延荷重を掛ける  
ことにより幅広のストリップを得る場合にはそうであり、必ずしも商業的に可能ではな  
かった。従来、これらの元素を多量に加えるのは鋼の強度を上げるのに必要であり、それ  
により鋼の伸び特性が減少することになった。従来、高強度マイクロ合金化熱間圧延スト  
リップは強度の提供が比較的難しく、比較的高価であり、他の合金化元素を加えて補う必要  
が多々あった。

#### 【0008】

ストリップ厚を減らすためには一般に冷間圧延が必要だが、熱間圧延された高強度スト  
リップに斯かる冷間圧延を行うと、ストリップ厚を減らすのに高い冷間圧延荷重が必要  
なため困難であった。このように合金化が高レベルであると、必要な再結晶焼きなまし温  
度もかなり上がり、冷間圧延ストリップを十分に再結晶焼きなましするのに必要な高  
い焼きなまし温度が得られる焼きなましラインの建造・操業に高い費用を掛ける必要  
があった。

#### 【0009】

要するに、ニオブ、バナジウム、チタン又はモリブデンという元素を用いて高強度薄  
ストリップを造るという従来公知のマイクロ合金化では、合金化コストが高く、元素添加  
が比較的非効率であり、熱間圧延や冷間圧延に高圧延荷重を掛けるのが難しく、高  
い再結晶焼きなまし温度を必要とするため商業的に安価にできなかった。

#### 【課題を解決するための手段】

#### 【0010】

開示される薄製造鋼ストリップは、重量で、0.25%未満の炭素と、0.20~2.  
0%のマンガンと、0.05~0.50%のケイ素と、0.01%未満のアルミニウムと  
、0.01~0.20%のニオブとを含み、微細結晶構造の大部分がベイナイト及び針状  
フェライトであって固溶体中のニオブが70%を越える。ニオブは0.1%未満でもよい  
。薄製造鋼ストリップは更に、0.05~0.50%のモリブデン、0.01~0.20  
%のバナジウム及びそれらの混合物からなる群から選択される少なくとも1つの元素を含  
んでよい。

#### 【0011】

薄製造鋼ストリップの降伏強さは少なくとも340MPaとすることができ、引っ張り

10

20

30

40

50

強さ (tensile strength; TS) は少なくとも  $410 \text{ MPa}$  とすることができる。薄鋳造鋼ストリップ の降伏強さは少なくとも  $485 \text{ MPa}$  でもよく、引っ張り強さは少なくとも  $520 \text{ MPa}$  でもよい。薄鋳造鋼ストリップ の全伸びは少なくとも  $6\%$  であり、若しくは、少なくとも  $10\%$  であってよい。

【0012】

鋼品は薄鋳造鋼ストリップであってよい。オプションとして、薄鋳造鋼ストリップは平均粒径が  $50$  ナノメートル未満の鋼微細結晶構造を介して分配されるケイ素及び鉄の酸化物微粒子を有してよい。

【0013】

薄鋳造鋼ストリップ厚は  $2.5 \text{ mm}$  未満、若しくは、 $2.0 \text{ mm}$  未満であってよい。更に別の選択肢として、薄鋳造鋼ストリップ厚は  $0.5 \sim 2 \text{ mm}$  の範囲であってよい。

10

【0014】

厚が  $3$  ミリメートル未満の熱間圧延薄鋳造鋼ストリップも開示され、重量で、 $0.25\%$  未満の炭素と、 $0.20 \sim 2.0\%$  のマンガンと、 $0.05 \sim 0.50\%$  のケイ素と、 $0.01\%$  未満のアルミニウムと、 $0.01 \sim 0.20\%$  のニオブとを含み、微細結晶構造の大部分がベイナイト及び針状フェライトで構成されて  $20 \sim 40\%$  の圧下で少なくとも  $410 \text{ MPa}$  の降伏強さを提供できる。薄鋳造鋼ストリップの降伏強さは少なくとも  $485 \text{ MPa}$  であってよく、引っ張り強さは少なくとも  $520 \text{ MPa}$  であってよい。若しくは、ニオブが  $0.1\%$  未満であってよい。

【0015】

20

オプションとして、熱間圧延薄鋳造鋼ストリップは平均粒径  $50$  ナノメートル未満の鋼微細結晶構造を介して分配されるケイ素及び鉄の酸化物微粒子を有してよい。

【0016】

熱間圧延薄鋳造鋼ストリップは全伸びが少なくとも  $6\%$ 、若しくは、少なくとも  $10\%$  であってよい。熱間圧延薄鋳造鋼ストリップの厚は  $2.5 \text{ mm}$  未満、若しくは  $2.0 \text{ mm}$  未満であってよい。更に別の選択肢では、熱間圧延薄鋳造鋼ストリップの厚は  $0.5 \sim 2 \text{ mm}$  の範囲であってよい。

【0017】

巻取られた薄鋳造鋼ストリップも開示されており、重量で、 $0.25\%$  未満の炭素と、 $0.20 \sim 2.0\%$  のマンガンと、 $0.05 \sim 0.50\%$  のケイ素と、 $0.01\%$  未満のアルミニウムと、 $0.01 \sim 0.20\%$  のニオブ、 $0.01 \sim 0.20\%$  のバナジウム及びそれらの混合物からなる群から選択される少なくとも  $1$  つの元素とを含み、巻取り・冷却後の固溶体中のニオブ及び/又はバナジウムが  $70\%$  を越える。若しくは、ニオブは  $0.1\%$  未満であってよい。

30

【0018】

オプションでは、巻取られた薄鋳造鋼ストリップは平均粒径が  $50$  ナノメートル未満の鋼微細結晶構造を介して分配されるケイ素及び鉄の酸化物微粒子を有してよい。

【0019】

巻取られた薄鋳造鋼ストリップの降伏強さは少なくとも  $340 \text{ MPa}$  であってよく、引っ張り強さは少なくとも  $410 \text{ MPa}$  であってよい。巻取られた薄鋳造鋼ストリップの厚は  $3.0 \text{ mm}$  未満であり、薄鋳造鋼ストリップの降伏強さは少なくとも  $485 \text{ MPa}$ 、引っ張り強さは少なくとも  $520 \text{ MPa}$  であってよい。

40

【0020】

若しくは、巻取られた薄鋳造鋼ストリップの厚は  $2.5 \text{ mm}$  未満、若しくは、 $2.0 \text{ mm}$  未満であってよい。更に別の選択肢では、巻取られた薄鋳造鋼ストリップの厚は  $0.5 \sim 2 \text{ mm}$  の範囲内である。巻取られた薄鋳造鋼ストリップの全伸びは少なくとも  $6\%$ 、若しくは、少なくとも  $10\%$  であってよい。

【0021】

時効硬化された薄鋳造鋼ストリップも開示されており、重量で、 $0.25\%$  未満の炭素と、 $0.20 \sim 2.0\%$  のマンガンと、 $0.05 \sim 0.50\%$  のケイ素と、 $0.01\%$  未

50

満のアルミニウムと、0.01~0.20%のニオブ、0.01~0.20%のバナジウム及びそれらの混合物からなる群から選択された少なくとも1つの元素とを含み、微細結晶構造の大部分がベイナイト及び針状フェライトで構成されて時効硬化後に伸びと降伏強さが増加する。若しくは、ニオブは0.1%未満であってよい。

## 【0022】

時効硬化された薄鋳造鋼ストリップは、更に、平均粒径が50ナノメートル未満の鋼微細結晶構造を介して分配されるケイ素と鉄の酸化物微粒子を含んでよい。

## 【0023】

薄鋳造鋼ストリップの降伏強さは、所望に応じて、少なくとも340MPa、又は少なくとも380MPa、又は少なくとも410MPa、又は少なくとも450MPa、又は少なくとも500MPa、又は少なくとも550MPa、又は少なくとも600MPa、又は少なくとも650MPaであってよい。薄鋳造鋼ストリップの引っ張り強さは、所望に応じて、少なくとも410MPa、又は少なくとも450MPa、又は少なくとも500MPa、又は少なくとも550MPa、又は少なくとも600MPa、又は少なくとも650MPa、又は少なくとも700MPaであってよい。時効硬化された薄鋳造鋼ストリップの厚は3.0mm未満、若しくは、2.5mm未満である。若しくは、時効硬化された鋼品の厚は2.0mm未満である。更に別の選択肢では、時効硬化された薄鋳造鋼ストリップは厚が0.5~2mmの範囲であってよい。時効硬化された薄鋳造鋼ストリップの全伸びは少なくとも6%、若しくは、少なくとも10%であってよい。

## 【0024】

薄鋳造鋼ストリップは、重量で、0.25%未満の炭素と、0.20~2.0%のマンガンと、0.05~0.50%のケイ素と、0.01%未満のアルミニウムと、0.01~0.20%のニオブ及び0.01~0.20%のバナジウムからなる群から選択された少なくとも1つの元素とを含み、大部分がベイナイト及び針状フェライトで構成されて平均粒径が50ナノメートル未満である鋼微細結晶構造を介し分配されたケイ素及び鉄の酸化物微粒子を含む。若しくは、ニオブは0.1%未満でもよい。オプションとして、薄鋳造鋼ストリップは0.05~0.50%のモリブデンを含んでもよい。

## 【0025】

薄鋳造鋼ストリップの降伏強さは少なくとも340MPaであってよく、引っ張り強さは少なくとも410MPaであってよい。薄鋳造鋼ストリップの降伏強さは少なくとも485MPaであってよく、引っ張り強さは少なくとも520MPaであってよい。薄鋳造鋼ストリップの全伸びは少なくとも6%、若しくは、少なくとも10%であってよい。

## 【0026】

時効硬化された薄鋳造鋼ストリップは、重量で、0.25%未満の炭素と、0.20~2.0%のマンガンと、0.05~0.50%のケイ素と、0.01%未満のアルミニウムと、0.01~0.20%のニオブとを含み、微細結晶構造の大部分がベイナイト及び針状フェライトで構成され、平均粒径が10ナノメートル未満の炭窒化ニオブ粒子を有する。本発明の明細書及び添付の請求の範囲における炭窒化物粒子は炭化物、窒化物、炭窒化物、及びそれらの混合物を含む。若しくは、ニオブは0.1%未満であってよい。

## 【0027】

時効硬化された薄鋳造鋼ストリップは実質的に50ナノメートルを越える炭窒化ニオブ粒子を持ち得ない。時効硬化された薄鋳造鋼ストリップは降伏強さが少なくとも340MPa、引っ張り強さが少なくとも410MPaであってよい。時効硬化された薄鋳造鋼ストリップの全伸びは少なくとも6%、若しくは、少なくとも10%であってよい。

## 【0028】

巻取られた薄鋳造鋼ストリップを造る方法が開示され、それは

両者間にロール間隙を形成する横方向に位置決めされた鋳造ロールを有する内部冷却されるロール鋳造機を組立て、ロール間隙上方で鋳造ロール上に支持され且つ鋳造ロール端に隣接した側堰で画成される溶鋼の鋳造溜めを形成し、

鋳造ロールを相互方向に回転させて、鋳造ロールが鋳造溜め内を移動しつつ鋳造ロール

10

20

30

40

50

上に金属殻を凝固させ、

鑄造ロール間のロール間隙を介し金属殻から下方に鋼ストリップを形成し、

少なくとも10 /秒の割で鋼ストリップを冷却して、重量で、0.25%未満の炭素と、0.20~2.0%のマンガンと、0.05~0.50%のケイ素と、0.01%未満のアルミニウムと、0.01~0.20%のニオブ、0.01~0.20%のバナジウム及びそれらの混合物からなる群から選択された少なくとも1つの元素とを含み、微細結晶構造の大部分がベイナイト及び針状フェライトで構成されて固溶体中のニオブ及びノ又はバナジウムが70%を越える、組成物を提供する  
という諸段階を含む。

【0029】

本方法は、巻取られた薄鑄造鋼ストリップ中に、平均粒径が50ナノメートル未満の鋼微細結晶構造で分配されたケイ素及び鉄の酸化物微粒子を提供してよい。更に、本方法は、薄鑄造鋼ストリップを熱間圧延し、熱間圧延された薄鑄造鋼ストリップを450~700の温度で巻取る段階を含んでもよい。若しくは、熱間圧延された薄鑄造鋼ストリップの巻取りは650未満の温度で行なってもよい。

【0030】

本方法は、更に、薄鑄造鋼ストリップを時効硬化させて引っ張り強さを少なくとも550に増加させる段階を含んでもよい。若しくは、時効硬化が625~800の温度で起きてもよい。更に別の選択肢では、時効硬化は650~750の温度で起きてもよい。

【0031】

また、薄鑄造鋼ストリップ製造方法も開示され、それは、

横方向に位置決めされ両者間にロール間隙を形成する鑄造ロールを有する内部冷却されるロール鑄造機を組立て、ロール間隙上方で鑄造ロールに支持され且つ鑄造ロール端に隣接した側堰で画成される溶鋼鑄造溜めを形成し、

鑄造ロールを相互方向に回転させ、鑄造ロールが鑄造溜め内を移動する間に鑄造ロール上に金属殻を凝固させ、

鑄造ロール間のロール間隙を介し金属殻から下方に鋼ストリップを形成し、そして

少なくとも10 /秒の割で鋼ストリップを冷却し、重量で、0.25%未満の炭素と、0.01%未満のアルミニウムと、0.01~0.20%のニオブ、0.01~0.20%のバナジウム及びそれらの混合物からなる群から選択された少なくとも1つの元素とを含み、微細結晶構造の大部分がベイナイト及び針状フェライトで構成され固溶体中のニオブ及びノ又はバナジウムが70%を越える、組成物を提供し、

薄鑄造鋼ストリップを625~800の温度で時効硬化させる  
という諸段階を含む。

【0032】

本方法は、更に、薄鑄造鋼ストリップを時効硬化させて引っ張り強さを増加させる段階を含んでもよい。若しくは、時効硬化が650~750の温度で起きてよい。

【0033】

本方法は、平均粒径が10ナノメートル未満の炭窒化ニオブ粒子を有する時効硬化された薄鑄造鋼ストリップを提供してよい。若しくは、時効硬化された薄鑄造鋼ストリップは50ナノメートルを越える炭窒化ニオブ粒子を本質的に持たない。

【0034】

本方法は、巻取られた薄鑄造鋼ストリップに平均粒径が50ナノメートル未満の鋼微細結晶構造を介して分配されたケイ素及び鉄の酸化物微粒子を提供してよい。更に、本方法は、薄鑄造鋼ストリップを熱間圧延し、熱間圧延された薄鑄造鋼ストリップを700未満の温度で巻取る段階を含んでもよい。若しくは、熱間圧延された薄鑄造鋼ストリップの巻取りを650未満の温度で行なってもよい。

【0035】

薄鑄造鋼ストリップ製造方法は、

10

20

30

40

50

横方向に位置決めされ両者間にロール間隙を形成する鑄造ロールを有する内部冷却されるロール鑄造機を組立て、ロール間隙上方で鑄造ロールに支持され且つ鑄造ロール端に隣接した側堰で画成される溶鋼鑄造溜めを形成し、

鑄造ロールを相互方向に回転させて、鑄造ロールが鑄造溜め内を移動する間に鑄造ロール上に金属殻を凝固させ、

鑄造ロール間のロール間隙を介し金属殻から下方に鋼ストリップを形成し、

少なくとも10 /秒の割合で鋼ストリップを冷却させて、重量で、0.25%未満の炭素と、0.20~2.0%のマンガンと、0.05~0.50%のケイ素と、0.01%未満のアルミニウムと、0.01~0.20%のニオブ、0.01~0.20%のパナジウム及びそれらの混合物からなる群から選択された少なくとも1つの元素とを含み、微細結晶構造の大部分がベイナイト及び針状フェライトで構成され、

薄鑄造鋼ストリップを625~800の温度で時効硬化させて、時効硬化後に伸びを増加させ降伏強さを増加させるという諸段階を含んでよい。

#### 【0036】

本方法は、巻取られた薄鑄造鋼ストリップ中に、平均粒径が50ナノメートル未満の微細結晶構造を介して分配されたケイ素及び鉄の酸化物微粒子を提供してよい。更に、本方法は、平均粒径が10ナノメートル未満の炭窒化ニオブ粒子を有する時効硬化された薄鑄造鋼ストリップを提供してもよい。若しくは、時効硬化された薄鑄造鋼ストリップは50ナノメートルを越える炭窒化ニオブ粒子を本質的に持たない。

#### 【0037】

本方法は、薄鑄造鋼ストリップを熱間圧延し、熱間圧延された薄鑄造鋼ストリップを750未満の温度で巻取る段階を含んでよい。若しくは、熱間圧延された薄鑄造鋼ストリップの巻取りを700未満の温度で行ってもよい。

#### 【0038】

本発明をより詳細に記述するために、添付図面に関して幾つかの実施例を記述する。

#### 【図面の簡単な説明】

#### 【0039】

【図1】インライン熱間圧延機とコイラを組み入れたストリップ鑄造設備を示す。

【図2】双ロールストリップ鑄造機の詳細を示す。

【図3】ニオブ又はパナジウムを添加した場合及び添加しない場合のストリップ降伏強さに対する巻取り温度の影響を示す。

【図4a】ニオブ鋼ストリップの光学的顕微鏡写真である。

【図4b】標準のUSC SS Grade 380鋼ストリップの光学的顕微鏡写真である。

【図5】本発明の鋼ストリップの降伏強さに対する巻取り後の時効硬化の影響を示すグラフである。

【図6】本発明の鋼ストリップの降伏強さ及び引っ張り強さに対し巻取り後シミュレートした時効硬化サイクルの影響を示すグラフである。

【図7】降伏強さに対する熱間圧延圧下の影響を示すグラフである。

【図8】伸びに対する降伏強さの影響を示すグラフである。

【図9】ニオブが低レベルの場合の降伏強さに対するニオブ量の影響を示すグラフである。

【図10a】熱間圧延後の0.065%ニオブ鋼の第1サンプルの微細結晶構造の顕微鏡写真である。

【図10b】熱間圧延後の0.065%ニオブ鋼の第2サンプルの微細結晶構造の顕微鏡写真である。

10

20

30

40

50

【図 1 1】降伏強さに対するニオブ量の影響を示すグラフである。

【図 1 2】降伏強さに対する巻取り温度の影響を示すグラフである。

【図 1 3】ニオブが低レベルの場合の降伏強さに対する巻取り温度の影響を示すグラフである。

【図 1 4】降伏強さに対する熱処理条件の影響を示すグラフである。

【図 1 5】0.026%ニオブ鋼の降伏強さに対する時効硬化熱処理温度の影響を示すグラフである。

【図 1 6】0.065%ニオブ鋼の降伏強さに対するピーク時効温度の影響を示すグラフである。

【図 1 7】0.065%ニオブ鋼の降伏強さに対するピーク時効温度及び保持時間の影響を示すグラフである。 10

【図 1 8】0.084%ニオブ鋼の降伏強さに対するピーク時効温度及び保持時間の影響を示すグラフである。

【図 1 9】時効硬化前後の伸びに対する降伏強さの影響を示すグラフである。

【図 2 0】連続焼きなまし熱処理結果を示すグラフである。

【図 2 1】時効硬化状態を示すグラフである。

【図 2 2】硬度に対する温度と熱の影響を示すグラフである。

【図 2 3】本発明のバナジウム鋼の降伏強さに対する熱処理の影響を示すグラフである。

【図 2 4】本発明のバナジウム鋼の降伏強さに対する熱間圧延圧下の影響を示すグラフである。 20

【発明を実施するための形態】

【0040】

以下の実施例の記述は、双ロール鋳造機を用いた鋼ストリップの連続鋳造により造られるマイクロ合金添加の高強度薄鋳造ストリップに関して述べたものである。

【0041】

図 1 は鋼ストリップを連続鋳造するストリップ鋳造機の一連の部分を示している。図 1 及び図 2 が示す双ロール鋳造機 1 1 が連続的に製造する鋳造鋼ストリップ 1 2 は遷移路 1 0 を通り、ガイドテーブル 1 3 を経て、ピンチロール 1 4 A を有するピンチロールスタンド 1 4 に至る。ピンチロールスタンド 1 4 を出た直後に、ストリップは一对の圧下ロール 1 6 A とバックアップロール 1 6 B を有する熱間圧延機 1 6 内を通過して熱間圧延され、所望厚みに圧下される。熱間圧延されたストリップはランアウトテーブル 1 7 に至って、対流と水噴出 1 8 (又は他の適宜手段)により供給される水との接触や輻射により冷却され得る。圧延され、冷却されたストリップは次いで一对のピンチロール 2 0 A からなるピンチロールスタンド 2 0 に通され、更にはコイラ 1 9 に通される。鋳造ストリップの最終冷却は巻取り後に行われる。 30

【0042】

図 2 に示すように、双ロール鋳造機 1 1 を構成する主機械フレーム 2 1 が、横方向に位置決めされ鋳造表面 2 2 A を有する一对の鋳造ロール 2 2 を支持する。鋳造作業時に、熔融金属は取鍋 (図示せず) からタンディッシュ 2 3 へ、そして耐火シュラウド 2 4 を介し分配器即ち可動タンディッシュ 2 5 へ、更には分配器 2 5 から金属送給ノズル 2 6 を介しロール間隙 2 7 上方の鋳造ロール 2 2 間へと供給される。鋳造ロール 2 2 間に送給された熔融金属がロール間隙上方に鋳造溜め 3 0 を形成する。鋳造溜め 3 0 の鋳造ロール両端側を閉止する一对の側部閉止堰又は側部閉止板 2 8 が、側部閉止板ホルダに接続された流体圧シリンダユニット (図示せず) を含む一对のスラスト (図示せず) により鋳造ロール両端に押圧される。(一般に「メニスカス」レベルと呼ばれる) 鋳造溜め 3 0 上面は通常、送給ノズル下端よりも上に上がっているため送給ノズル下端は鋳造溜め 3 0 内に浸漬している。鋳造ロール 2 2 は内部が水冷されるので、鋳造溜め内を通る移動ロール表面上に殻が凝固し、ロール間のロール間隙 2 7 にて合わされて鋳造ストリップ 1 2 が造られ、鋳造ロール間のロール間隙から下方に送給される。 40

【0043】

双ロール鑄造機はアメリカ特許第5,184,668号及び第5,277,243号又はアメリカ特許第5,488,988号に幾分詳細に開示され記述された種類のものであってよい。本発明の実施例で用いるのに適した双ロール鑄造機の適宜な構成的詳細についてはこれらの特許を参照することができる。

【0044】

双ロール鑄造機を用いて従来の軽量鋼品の短所に打ち勝つ高強度薄鑄造ストリップ品を造ることができ、高強度、軽量鋼ストリップ品が造られる。本発明では、ニオブ(Nb)、バナジウム(V)、チタン(Ti)又はモリブデン(Mo)、又はこれらの組み合わせを含む元素が活用される。

【0045】

鋼のマイクロ合金化元素としては通常、チタン、ニオブ、バナジウムといった元素が言及される。従来、これらの元素は通常0.1%未満のレベルで、場合によっては0.2%もの高レベルで添加されてきた。これらの元素は(従来は炭窒化物形成剤として)焼入れ硬化性、細粒化効果及び強度向上効果の組合わせで鋼の微細結晶構造及び特性に強い影響を与えることができる。モリブデンはそれ自身は比較的弱い炭窒化物形成剤なので、通常はマイクロ合金化元素としては見なされてこなかったが、本発明の環境では有効となり得、ニオブ及びバナジウムと同様に複雑な炭窒化物粒子を形成し得る。以下に説明するように、これらの元素を含む熱間圧延されたストリップでは炭窒化物形成が抑制される。

【0046】

高強度薄鑄造ストリップ品では幾つかの特性が組合わせられて、これらの元素でのマイクロ合金化により高強度軽量鑄造ストリップ品が達成される。ストリップ厚は3mm未満でも、2.5mm未満でも、2.0mm未満でも、0.5~2.0mmの範囲でもよい。鑄造ストリップは冷間圧延する必要なしに熱間圧延で造られて、ストリップが所望厚に減らされる。従って、高強度薄鑄造ストリップ品は所望の軽量熱間圧延厚み範囲と冷間圧延厚み範囲が重なる。ストリップは10 /秒以上の割合で冷却でき、大部分が典型的にはベイナイト及び針状フェライトである微細結晶構造を依然として形成する。

【0047】

斯かる高強度薄鑄造ストリップ品の製造で得られる利点は、従来のマイクロ合金化鋼の製造が比較的高い合金費用が掛かること、マイクロ合金化の効率が悪いこと、熱間圧延及び冷間圧延で困難があること、従来の連続亜鉛メッキライン及び焼きなましラインが所要の高焼きなまし温度を提供できないため再結晶焼きなましに困難があることと対照的である。その上、冷間圧延・焼きなましで造られるストリップには比較的低い延性が見受けられるという問題が克服される。

【0048】

従来造られるマイクロ合金化された鋼ではニオブ及びバナジウムなどの元素は凝固・熱間圧延・巻取り・冷却を経て固溶体中には残存できず、微細結晶構造を介し拡散されるニオブ及びバナジウムにより熱間巻取り製造工程の種々の段階で炭窒化物粒子が形成される。本明細書及び添付の請求の範囲では、炭窒化物粒子には、炭化物、窒化物、炭窒化物及びそれらの組合わせが含まれる。従来造られるマイクロ合金化鋼では、高温スラブ中に炭素粒子及び窒素粒子が形成・成長すること及びその後巻取られることにより更に高温スラブ中のオーステナイト粒径が減り、鋼の焼入れ硬化性が減少していた。こうした従来の鋼では、マイクロ合金化元素を増量し、鑄造スラブを高温度に再熱し、炭素含有量を下げることにより高温スラブ中の粒子の影響に打ち勝たねばならなかった。

【0049】

従来造られる鋼とは対照的に本発明の高強度薄鑄造鋼ストリップ品は、重量で、0.25%未満の炭素と、0.20~2.00%のマンガンと、0.05~0.50%のケイ素と、0.06%未満のアルミニウムと、約0.01~約0.20%のチタン、約0.01~約0.20%のニオブ、約0.05~約0.50%のモリブデン及び約0.01~約0.20%のバナジウムからなる群から選択された少なくとも1つの元素とを含み、大部分がベイナイトである微細結晶構造を有して造られる。鋼品は更に、平均粒径が50ナノメ

10

20

30

40

50

ートル未満の鋼微細結晶構造を介し分配されたケイ素及び鉄の酸化物微粒子で構成されてよい。鋼品は従来のスラブ鑄造品よりも均一にマイクロ合金が微細結晶構造を介し分配されてよい。

【0050】

若しくは、高強度薄鑄造鋼ストリップ品は、重量で、0.25%未満の炭素と、0.20~2.0%のマンガンと、0.05~0.50%のケイ素と、0.01%未満のアルミニウムと約0.01~約0.20%のニオブとを含み、微細結晶構造の大部分がベイナイト及び針状フェライトを含み可溶性ニオブが70%を越えてよい。

【0051】

もう一つの選択肢では、巻取られた鋼品は、重量で、0.25%未満の炭素と、0.20~2.0%のマンガンと、0.05~0.50%のケイ素と、0.01%未満のアルミニウムと、約0.01~約0.20%のニオブ、約0.01~約0.20%のバナジウム及びその組合わせからなる群から選択された少なくとも1つの元素とを含み、巻取り・冷却後選択されたものとして70%を越える可溶性ニオブ及びバナジウムを有してよい。巻取られた高強度薄鑄造鋼ストリップ品は、特に熱間圧延圧下及びその後の巻取りの後且つ時効硬化の前に、選択されたように70%を越える可溶性ニオブ及びバナジウムを有してよい。微細結晶構造はベイナイト及び針状フェライトの混合物であってよい。若しくは、熱間圧延され、後に巻取り・冷却された鋼の微細結晶構造は80%を越えるニオブ及び/又はバナジウムが固溶体中に残っているベイナイト及び針状フェライトであってよく、若しくは90%を越える量が固溶体中に残っていてもよい。

【0052】

若しくは又は更に、鋼品は全伸びが6%を越えて、又は、10%を越えてよい。鋼品は降伏強さが少なくとも340MPa(約49ksi)又は引っ張り強さが少なくとも410MPa、若しくは両方であってよく、十分な延性を示す。熱間圧延された品における降伏強さと全伸びとの関係を図8に示す。

【0053】

熱間圧延後、熱間圧延された鋼ストリップを約500~700の温度で巻取ることができる。薄鑄造鋼ストリップは又、更に鋼ストリップを時効硬化処理することにより少なくとも550の温度での引っ張り強さを増すことができる。時効硬化は550~800、625~750、又は675~750の温度で起き得る。従って、連続亜鉛メッキライン又は焼きなましラインの従来の炉は、マイクロ合金化された鑄造ストリップ品を硬化するのに必要な時効硬化温度を提供できる。

【0054】

例えば、薄鑄造ストリップ工程で鑄造済みの0.026%のニオブと、0.04重量%の炭素と、0.85重量%のマンガンと0.25重量%のケイ素とにより鋼組成物を造ることで鋼組成物が造られた。図1及び図2に示すような双ロール鑄造機を用い、ストリップを1.7mm厚に鑄造し、インライン熱間圧延して1.5~1.1mmの範囲のストリップ厚とした。ストリップは590~620(1094~1148°F)の巻取り温度で巻取られた。

【0055】

図3に示すように、本発明の鑄造ストリップで得られる降伏強さ及び引っ張り強さのレベルと、マイクロ合金化されない基本の鑄造ストリップ鋼組成で得られ得る降伏強さ及び引っ張り強さのレベルとを特定の巻取り温度範囲で比較した。ニオブ鋼ストリップが420~440MPa(約61~64ksi)の降伏強さと約510MPa(約74ksi)の引っ張り強さを獲得したことが見て取れる。本発明の鑄造ストリップ製品をマイクロ合金化された鋼と同じ巻取り温度で処理したC-Mn-Si基本鋼組成物と比較し、ニオブ鋼が本質的に高い強度レベルを生じた。比較された基本鋼ストリップを鑄造ニオブ品に匹敵し得る強度レベルにするには非常な低温度で巻取らねばならなかった。鑄造ニオブ鋼品は熱間圧延で強度向上特性を得るのに低巻取り温度で巻取る必要はなかった。更に又、鑄造ニオブ鋼の降伏強さ及び引っ張り強さのレベルは図7に示すような少なくとも19~3

10

20

30

40

50

7%の圧下ではインライン熱間圧延の程度により大きく影響されることはなかった。

【0056】

本発明の鋼の焼入れ硬化性を図9に示す。図9に示すように、0.007%という少ないニオブレベルでも最終ストリップの強度を増加させるのに有効であり、380MPaを越える降伏強さレベルが約0.01%超のニオブレベルで得られた。約0.005%未満のニオブレベルは残余と見なされ得るということに留意すべきである。従って、マイクロ合金化の元素の非常に少ない添加でも、本質的な強度向上に有効であり得る。

【0057】

ニオブのマイクロ合金化添加を利用して高強度が得られ、初析フェライトの形成を抑制することを通して鋼の焼入れ硬化性が増加した。図4bは基本鋼では初析フェライトが先行するオーステナイト粒界(他形フェライト)沿いに形成されることを示しており、それは図4aに示したニオブ鋼には存在しない。ニオブ添加の焼入れ硬化性作用がフェライト変換を抑制するので、冷却において従来の冷却速度と高めの巻取り温度を用い、より強いベイナイト及び針状フェライト微細結晶構造を生み出すことができる。本発明のニオブ鋼の最終的な微細結晶構造は大半がベイナイト及び針状フェライトの組合わせを含む。図4bに示した基本鋼は、オーステナイト粒界でのフェライト形成を抑制すると知られている冷却条件である、500 未満の比較的低い巻取り温度に冷却された。

【0058】

降伏強さに対する熱間圧下の影響が本発明のニオブ鋼では減る。従来のC-Mn品では、熱間圧下が増加することにより典型的に強度が落ちる。これとは対照的に、図7に示すように、本発明の鋼品では降伏強さに対する熱間圧下の影響は充分小さい。この実験では、巻取り温度を一定に保ち、ストリップ厚1.0~1.5mm相当で少なくとも40%までの熱間圧延圧下をカバーした。マイクロ合金化されない基本鋼と異なり、熱間圧延し放しの鑄造ストリップ品における本発明のニオブマイクロ合金化鋼の強度レベルは少なくとも40%までの熱間圧延圧下では比較的高い。更に、これらの高強度レベルは図3に示すような550~650 の従来の巻取り温度を用いて達成された。

【0059】

この効果を更に調べるために、0.026%ニオブ鋼の厚みを変えてオーステナイト粒径を計測した。基本鋼が約25%以上の熱間圧下で完全再結晶化の傾向を示すのに対し、0.026%ニオブ鋼は40%圧下でも一部の再結晶しか示さなかった。これからわかるのは、固溶体中のニオブが熱間圧延後の変形オーステナイトの静的再結晶を抑制することにより、強度特性に対する熱間圧下の影響が減ることである。これを示すのが図10であって、オーステナイト粒が熱間圧延圧下により伸長されていても微粒子への再結晶がないことがわかる。微粒子はオーステナイト粒界域を増加させることにより鋼焼入れ硬化性を減らすのである。しかしながら、オーステナイト微粒径への再結晶が抑制されるにしても、斯かる高熱間圧延圧下によりフェライト変形開始温度が上がるということが知られている。更に、高熱間圧延圧下により、オーステナイト粒内には剪断帯と通常呼ばれる局部的ひずみ領域が生じ得て、フェライト核生成のための粒子内核生成地として作用し得る。本発明の鋼では、ニオブの焼入れ硬化性効果が充分となって変形オーステナイト粒内でのフェライト形成が抑制され、熱間圧延の程度に非常に影響されにくい強度レベルを呈する。

【0060】

薄鑄造ストリップニオブ鋼品は加えられる熱間圧延の範囲全体にわたり一貫した降伏強さ及び引っ張り強さレベルを持ち、20~40%の圧下で少なくとも410MPaの降伏強さを提供し得る。従来、オーステナイト粒径はストリップ厚で決まっていた。オーステナイト粒径を測定することにより、非常に限られた再結晶のみが高熱間圧延圧下で起きること、比較対象の基本鋼ストリップでは約25%を越す熱間圧延圧下で微細結晶構造がほぼ完全に再結晶化されることが判明した。鑄造鋼ストリップへのニオブの添加により熱間圧延工程中の粗い鑄放しオーステナイト粒径の再結晶が抑制され、鋼の焼入れ硬化性が熱間圧延後に保持されて溶体中にニオブが保持されることになった。

【0061】

10

20

30

40

50

熱間圧延後の本発明の鋼ストリップの高強度は大抵は形成される微細結晶構造に帰因するものだった。図4aに示すように、鑄造ニオブ鋼の微細結晶構造は、いずれのストリップ厚でも、ほとんどではなくとも大半がベイナイトで構成されていた。対照的に、図4bに示すように、比較対象のマイクロ合金化されない鋼は同様の強度を低巻取り温度で巻取ることにより達成し、幾分粒界フェライトを含む大半が針状フェライトを含む微細結晶構造を有していた。鋼ストリップへのニオブ添加により、かなり高い巻取り温度でも鋼の焼入れ硬化性が増し、粒界フェライトの形成が抑制され、ベイナイト微細結晶構造が促進された。

#### 【0062】

以下の表2に示す熱間圧延し放し状態の試験鋼による降伏強さ及び引っ張り強さの結果を図11にまとめた。強度レベルはニオブ含有量が増えるにつれて増加し、熱間圧延し放し状態で降伏強さは少なくとも340MPa、最大で約500MPaのレベルである。引っ張り強さは少なくとも410MPaであり得る。初期の強度急増は初析フェライト形成の抑制やベイナイト及び針状フェライトの促進に帰因するものの、後の強度向上は継続した微細結晶構造的微細化とおそらくはニオブが固溶体中に保持されることによる固溶体硬化に帰因するとし得る。

10

#### 【0063】

更に、透過型電子顕微鏡(TEM)試験を行ったが、熱間圧延し放しの鑄造ストリップでは実質的にニオブ析出はなかった。これは、ニオブが固溶体に保持されていること及び生じた強度向上が、ニオブの焼入れ硬化性が高められて大半且つ同様に優勢的なベイナイト微細結晶構造の形成となったことに主に帰因していることを示している。鑄造鋼ストリップの焼入れ硬化性も鑄造ストリップの形成で粗いオーステナイト粒が保持されることにより高められると思われる。フェライトではなくベイナイトへの変形は、巻取りした薄鑄造ストリップを巻取り温度から冷却する時にマイクロ合金添加したニオブがストリップから析出するのが抑えられる主要因であると思われる。

20

#### 【0064】

透過型電子顕微鏡(TEM)試験は鋼中に存在する炭窒化ニオブ粒子の大きさと同一性と体積分率を知るのに用いることができる。TEM試験で炭窒化ニオブ粒子がないということで、観測された強度は微細結晶構造が大部分フェライトでなくベイナイトであることに大部分帰因するという見方が支持された。従って、その後に観測される時効硬化熱処理で生ずる強度増加により、ニオブが熱間圧延されたストリップでは本質的に固溶体中にあるという結論が導き出される。TEM分析を用いて微細結晶構造中の炭窒化物粒子の体積分率を求めた後、固溶体中のマイクロ合金元素の量を断定できる。

30

#### 【0065】

薄箔又はカーボンレプリカは、TEMで本発明の炭窒化物粒子の量を知ることにより評価できる。我々の分析では、JEOL 2010透過型電子顕微鏡を使った。しかしながら、この器具を使つての我々の経験からすると、4ナノメートル未満のニオブ粒子は、転位密度の高いフェライト中では溶解可能でない。

#### 【0066】

薄箔分析のために箔が用意され、箔は切断されて0.1mm厚に研磨される。次いで、サンプルは、テヌポール(Tenupole)-2電解研磨装置で5%過塩素酸、95%酢酸電解質を用いて電解研磨することにより電子透過用に薄くされる。次いで、サンプルは直接TEMに移送できる。

40

#### 【0067】

カーボンレプリカ用の所望のサンプルは、研磨したサンプルをニイタル(Nital: アルコールと硝酸の溶液)でエッチングし、エッチング後にサンプルを炭素で被覆し、次いで、炭素被覆にTEM分析用の適当な大きさ(例えば2mm平方)の刻み目を付けることで用意できる。刻み目をつけた後、カーボンレプリカはフェライト母体を3%ニイタル中で溶かすことによりサンプルから遊離させることができる。カーボンレプリカサンプルは3mm径の支持グリッド上で集められ、次いで、エタノール/水溶液で繰り返し洗浄される

50

。次いで、カーボン抽出レプリカは支持グリッドと共にTEMに移送できる。

【0068】

熱間圧延された鑄造ストリップ中に炭窒化ニオブ粒子がない原因と思われる追加の因子は、上記した鑄造ストリップ連続製造方法でのストリップ形成時にストリップを急速凝固させるニオブ分散の性質に関する。従来造られるマイクロ合金化高強度ストリップでは、スラブ冷却での凝固、スラブ再熱及び熱機械処理に比較的長い時間間隔が関わり、ニオブ、バナジウム、チタン又はモリブデン等の炭窒化物(CN)粒子がプレクラスタ(pre-clustering)や固体析出(solid state precipitation)する機会を与えるので、製造工程の諸段階を介し後析出する反応速度メカニズム(kinetics)が可能となった。上記した本方法では、鑄造ストリップが鑄造ロール間の鑄造溜めから連続的に形成される場合、鑄造ストリップ形成における非常に急速な凝固(約160マイクロ秒)が炭窒化物粒子のプレクラスタや固体析出を妨げ、ひいては、圧延・巻取り作業を含む後処理でのマイクロ合金析出の反応速度メカニズムを遅らせ・減らすと考えられる。これが意味しているのは、従来のスラブ鑄造及び処理で造られた薄鋼ストリップの場合よりも、ニオブ、バナジウム、チタン及びモリブデンのマイクロ合金がオーステナイト相及びフェライト相で比較적으로より均一に分布されるということである。

10

【0069】

上記したような鑄造ロール間の鑄造溜めから形成するニオブ鑄造ストリップをアトムプローブ分析することで、約650以下で巻取られる場合の鑄放しストリップでも熱間圧延ストリップでもマイクロ合金が比較的均一に分配される(プレクラスタや固体析出が減ることを示している)ことが立証された。元素をこのように比較的均一に分配することにより、従来製造・処理されたマイクロ合金化スラブ鑄造鋼であったら斯かる元素が一貫してかなり析出するような条件の下での巻取り作業で、炭窒化物の形成が妨げられると考えられる。双ロール鑄造で造られたマイクロ合金化鑄造ストリップでは炭窒化物のプレクラスタや固体形成が減少若しくは欠如することにより、後の焼きなまし等の熱機械処理時における炭窒化物形成の反応速度メカニズムも遅れる。これがために、従来処理のストリップだったら粗化(オストワルド成長)メカニズムにより粒子の強度向上能が失われるような温度よりも高い温度で時効硬化の機会が与えられる。

20

【0070】

時効硬化熱処理で高い引っ張り強さが達成可能であることが見出された。例えば、0.026%ニオブ添加では、少なくとも35MPa(約5ksi)の増加が410~450MPa(約60~65ksi)の降伏強さで観測された。0.05%ニオブ添加では時効硬化で少なくとも10ksiの増加が見込まれ、0.1%ニオブ添加では時効硬化で少なくとも20ksiの増加が見込まれる。本発明の時効硬化鋼品の微細結晶構造は平均粒径が10ナノメートル以下の炭窒化ニオブ粒子を有し得る。時効硬化鋼品の微細結晶構造は本質的に50ナノメートルを越える炭窒化ニオブ粒子を有し得ない。

30

【0071】

0.026%ニオブ鋼のサンプルに対し実験室時効熱処理が種々の温度と時間で行われて、熱間圧延ストリップにおける固溶体中に保持されると考えられるニオブの作用が引き出された。図5に示すように、時効熱処理はかなりの強度向上、約480MPa(約70ksi)の降伏強さをもたらした。これにより、ニオブが固溶体中に保持され、例えば連続亜鉛メッキラインで焼きなまし炉を使うことによる、又は、連続焼きなましラインを使うことによる後の時効で時効硬化を提供し得ることが確認された。従って、短時間時効硬化が行われて、連続亜鉛メッキラインに付属した焼きなまし炉による又は従来の連続焼きなましラインによるニオブマイクロ合金化鑄造鋼品の処理で見込まれる時効がシミュレートされた。後者の場合、時効硬化された高強度ストリップ品は後で亜鉛メッキ又は塗装することができ、又は、被覆しないまま利用できる。

40

【0072】

その結果により、図6に示すように、700(1292°F)のピーク処理温度でかなりの強度向上が実現化され、強度レベルが、より長時間且つより低温で達成されるもの

50

に近づくことが明らかに示されている。700 (1292 °F) のピーク温度を用いた短時間時効処理後のニオブ薄铸造鋼品の引っ張り特性を表1に示す。铸造ストリップ品が高強度を持つことに加えて、構造質品の延性及び成形性も満足のものである。造られた铸造ストリップ品は、ニオブマイクロ合金化を用いた建築用用途の薄・高強度ストリップ品である。より高いマイクロ合金化レベルにより、可能性としては550MPa (約80ksi) をはるかに超えるより高い降伏強さを実現化することも意図し得る。

【0073】

【表1】

ストリップ厚 mm	降伏強さ MPa	引っ張り強さ MPa	全伸び %	降伏強さ / 引っ張り強さ	n 値	r 値
1.1	477	563	18	0.85	0.12	0.90

10

【0074】

最近、0.026重量%ニオブ鋼の製造に加えて、0.014重量%及び0.065重量%のニオブ添加鋼が本方法により成功裏のうちに造られた。熱鋼成分は以下の表2に示す通りである。

【0075】

【表2】

鋼	C (重量%)	Mn (重量%)	Si (重量%)	Nb (重量%)	V (重量%)	N (重量%)
A	0.032	0.72	0.18	0.014	<0.003	0.0078
B	0.029	0.73	0.18	0.024	<0.003	0.0063
C	0.038	0.87	0.24	0.026	<0.003	0.0076
D	0.032	0.85	0.21	0.041	<0.003	0.0065
E	0.031	0.74	0.16	0.059	<0.003	0.0085
F	0.030	0.86	0.26	0.065	<0.003	0.0072
G	0.028	0.82	0.19	0.084	<0.003	0.0085
H	0.026	0.90	0.21	<0.003	0.042	0.0070
基本鋼	0.035	0.85	0.27	<0.003	<0.003	0.0060

20

30

【0076】

鋼C及び鋼Fで得られた降伏強さを図12に示し、低マンガン含有量で造られた0.014%ニオブ熱鋼Aの降伏強さを図13に示す。基本鋼成分に較べ、ニオブ添加によりいずれの巻取り温度でも降伏強さが増した。0.014%ニオブ添加と0.026%ニオブ添加では降伏強さ増加が約70~100MPa (10~15ksi) であり、0.065%ニオブ添加では約140~175MPa (20~25ksi) であった。図12から0.026%ニオブ鋼は同一の巻取り温度では0.8%マンガン基本鋼よりも高い降伏強さを達成し、低い温度で巻取られた0.8%マンガン基本鋼に匹敵する降伏強さを達成することが見て取れる。あるいは、0.8%マンガン基本鋼において低い巻取り温度(約500) で得られる強度がこのニオブ添加により高い巻取り温度(約600) で達成できる。

40

【0077】

加えて、従来製造されるマイクロ合金化鋼とは対照的に、我々はマイクロ合金添加により、熱間圧延され、後に巻取り・冷却される鋼で炭窒化物粒子の形成が抑制されることを見出した。その替わり、熱間圧延後に巻取り・冷却される鋼の微細結晶構造は70%を越

50

えるニオブ及びノ又はバナジウムが固溶体中に残るベイナイト及び針状フェライトを含む。若しくは、熱間圧延され、後に巻取り・冷却される鋼の微細結晶構造は80%を越す若しくは90%を越すニオブ及びノ又はバナジウムが固溶体中に残るベイナイト及び針状フェライトを含んでもよい。

#### 【0078】

従って、ニオブ鑄造ストリップが軽量高強度鋼品となることが示されている。ニオブ添加は第1に熱間圧延時のオーステナイト再結晶を抑えることができ、比較的粗い鑄放しオーステナイト粒径を維持することで鋼の焼入れ硬化性をも高める。熱間圧延後のオーステナイトにおける固溶体中にニオブが保持されていることで鋼の焼入れ硬化性が直接に高められ、それはオーステナイトが比較的高い巻取り温度でも大部分がベイナイトで構成される最終的な微細結晶構造に変形する助けとなる。ベイナイト微細結晶構造が形成されることで、熱間圧延したストリップにおける固溶体中でのニオブ添加保持が促進された。

10

#### 【0079】

本発明の鋼を時効硬化することにより特性の更なる改良を得ることができる。従来のマイクロ合金化鋼及びマイクロ合金化されない鋼では時効硬化で強度向上が得られたが、斯かる従来の鋼においては強度向上により伸びの減少が起きる。我々は、本発明の鋼を時効硬化することにより伸び向上及び強度向上の両方が得られることを見出した。

#### 【0080】

先行処理状態により固溶体中でニオブ及びバナジウム等のマイクロ合金化元素が保持されることにより、後の時効硬化サイクルでかなりの焼入れ硬化性が提供されることが判明した。斯かる時効硬化サイクルは、適宜の連続亜鉛メッキライン又は連続焼きなまし設備を用いて造ることができる。従って、薄ストリップ鑄造工程を用いて造られるマイクロ合金化鋼ストリップが、適宜の亜鉛メッキライン又は焼きなましラインにより提供される時効硬化熱処理と組み合わせられることで、この種の鋼品のための独自の強度向上の手立てを提供する独自の製造の仕方となっている。

20

#### 【0081】

熱間圧延された0.026%ニオブ鑄造ストリップ材の等温時効処理が600と650(1110°Fと1200°F)で20分間行われて、炭窒化ニオブ又はニオブ(C,N)の形成を引き起こし、それがTEM試験で確認された。これが、図14に示すように、材料の降伏強さの向上となった。又、図6と図14に示すように、亜鉛メッキラインの焼きなまし部によるストリップの熱サイクルも、低温での等温時効で達成されるのに近い大幅な強度向上を引き起こす。

30

#### 【0082】

フェライト変形の抑制によりマイクロ合金添加で焼入れ硬化性が向上することによって、オーステナイト分解温度が大幅に低下してベイナイト/針状フェライト温度範囲となる。この低めの変形開始温度によって、従来のランアウトテーブル冷却速度と適宜の巻取り温度を適用することで固溶体中にマイクロ合金添加の大半が保持される可能性が提供される。

#### 【0083】

固溶体中にニオブ及びバナジウムなどのマイクロ合金化元素が存在することで後の熱処理で時効硬化が得られて強度が向上する。実験室の時効硬化研究により、連続焼きなましラインや亜鉛メッキラインで得られるような比較的短い熱処理サイクルでも大幅な強度向上が達成し得ることが立証された。試験鋼C(0.026%ニオブ)、鋼F(0.065%ニオブ)及び鋼G(0.084%ニオブ)に適用した実験室シミュレートの連続焼きなましサイクルの結果を図15~図18に示す。

40

#### 【0084】

実験室研究から確立された熱処理条件を用いた、鋼B及び鋼Fでの実寸大プラント試験の結果をそれぞれ図20及び図21に示す。鋼B及び鋼Fで大幅な強度向上が達成された。450MPaを越える降伏強さレベルが0.024%ニオブ鋼(鋼B)で記録され、550MPaを越える降伏強さが0.065%ニオブ鋼(鋼F)で記録された。時効硬化に

50

よる強度向上は0.024%ニオブ鋼(鋼B)で70MPa(10ksi)程度、0.065%ニオブ鋼(鋼F)では約100MPa(15ksi)にも達した。0.065%ニオブ鋼は時効硬化された状態で600MPaを越える降伏強さを達成し得ると考えられる。

【0085】

【表3】

鋼F	厚み mm	降伏強さ MPa	引っ張り強さ MPa	伸び %
熱間帯	0.996	512	599	11.47
亜鉛メッキした	0.991	581	645	14.16

10

【0086】

鋼Fのサンプルを、亜鉛メッキラインで見出される時効硬化条件を用い時効硬化させた。表3に示すように、時効硬化された鋼は強度がほぼ70MPaであり、伸びが11.47%から14.16%に増加した。今回開示したニオブ鋼の熱間圧延し放しの状態と時効硬化され、亜鉛メッキされた状態での(長手試験方向の)降伏強さと全伸びとの関係を図19に示す。

20

【0087】

図16に示すように、我々は10秒保持サイクルを約675~725で用いて過時効を防ぐことができることを見出した。しかしながら、温度範囲は保持時間の関数なので、図17に示すように保持時間を20秒に増やすと温度範囲がわずかに低下し、他方、ゼロ保持時間では温度範囲がわずかに増加した。全熱処理サイクル時間に応じて、即ち、全ての加熱速度、保持時間及び冷却速度に対して、時効硬化温度は約625~800の範囲とすることができる。

【0088】

長時間熱処理の場合、500~650の低温を使うことができる。図6から、600で20分間の熱処理が700の連続焼きなましサイクルでの10秒と同じ強度レベルを生み出すことがわかる。図22は20分及び120分間行われた実験室熱処理の結果を示す。結果が示しているように、550で120分間の熱処理により本質的な硬化が達成されたが、約650を越える温度での120分の時効では鋼の硬度が減少した。バッチ焼きなまし等の全コイル焼きなまし工程で500~650の温度範囲で長めの熱処理時間を用いることができ、他の熱間圧延コイル巻取り後冷却手法では500~650の温度範囲に冷却を制御することにより保持されたニオブを析出させるようになっている。

30

【0089】

650で60分熱処理が行われた鋼C及び鋼Fのサンプルについて透過型電子顕微鏡(TEM)が使われ、4~15ナノメートル径の微粒子が見出された。これらの微粒子には炭窒化ニオブが含まれることが判明したが、それは強度向上が炭窒化ニオブ微粒子による時効硬化に帰因し得ることを示している。

40

【0090】

時効硬化され、マイクロ合金化された鋼品の微細結晶構造は平均粒径10ナノメートル以下の炭窒化ニオブ粒子を有し得る。時効硬化された鋼品の微細結晶構造は50ナノメートルを越える炭窒化ニオブ粒子を本質的に持ち得ない。本発明のニオブ鋼のサンプルをTEM評価を用いて検査した結果、微細結晶構造の部分は計測可能な量の炭窒化ニオブ粒子を持っていなかった。

【0091】

本発明の時効硬化された鋼での強度/伸び関係の向上は、5ナノメートルを越える粒子

50

が本質的に存在しない微細結晶構造部分、即ち「無析出帯」及びナノクラスタに帰因すると思われる。粒界付近に無析出帯が発達することが、粒界付近の領域の硬度を減らすことにより強度及び引張り伸び関係に影響し得る。無析出帯での応力集中の減少(relaxation)が強度及び伸びを高めると報告されている。無析出帯が狭幅で、粒界析出物の大きさが小さい場合に、伸び及び強度に対する無析出帯の有益な影響が現れ得る。

#### 【0092】

本発明の鋼では、元素添加が、従来造られるニオブ鋼よりも小さな無析出帯幅及び小さな硬度変化を生み出すことにより時効硬化後の強度増加を伴う伸び増加をもたらし得る。急速凝固鋼では元素が比較的均一に分散しているので、時効硬化の反応速度メカニズムを遅らせることにより、ナノクラスタの形成を安定して制御し得る時間-温度枠を有効に広げることができる。元素ナノクラスタは時効硬化の初期段階において強度向上を提供し得る。クラスタ強度向上は、溶質種(solute species)のクラスタ拡散境界をカットする転位に必要な特別なエネルギーによるものであり得る。クラスタが延性を減らすことなく本質的な強度向上を提供できるのは、それらの弾性的にソフトな境界が転位運動を厳しく抑制しない、即ち、通常の第二相粒子(normal second phase particles)が行うようなパイルアップを起こさないからである。

10

#### 【0093】

本発明の鋼では、鋼の急速凝固時に固溶体では元素が比較的均一な分散のままである。従来造られるニオブ鋼及びバナジウム鋼とは対照的に、熱間圧延され、後に巻取り・冷却された鋼の微細結晶構造はベイナイト及び針状フェライトを含み、70%を越えるニオブ及び/又はバナジウム添加が固溶体中に残ったままであり、本質的に50ナノメートルを越える炭窒化ニオブ粒子がない。若しくは、熱間圧延され、後に巻取り・冷却された鋼の微細結晶構造はベイナイト及び針状フェライトを含むことができ、80%を越えるニオブ及び/又はバナジウム添加が固溶体中に残ったままであり、若しくは90%を越えて固溶体中に残ったままであり得る。

20

#### 【0094】

巻取り温度が約650℃を下回る場合には、元素は熱間圧延コイルに溶解してとらえられたままであって析出ししない。形成が有効に遅れるのは従来のスラブ casting 及び熱間ストリップ圧延のための再熱で通常起きる(粒子の形でのような)原子の先行繋がりが本方法では防がれるからである。熱間圧延コイルで起きると観測される強度向上は従って、焼入れ硬化性及び固溶体硬化効果に大きく由来し得る。

30

#### 【0095】

炭窒化物粒子の形成は熱処理時に始動させることができる。加えて、時効硬化前にかんがりの量のニオブ及び/又はバナジウムが固溶体中に存在するため、時効硬化時に析出クラスタ及び微粒子はかなりの時間及び温度範囲にわたり安定している。通常の析出現象として粒界付近に形成する無析出帯は狭めであり、従来造られる鋼よりも比較的均一に分散したナノクラスタ及び微細な析出物を含む。従って、粒内部に関する無析出帯の硬度変化は本発明の鋼では比較的小さい。無析出帯が狭いこと及び無析出帯での硬度変化が小さいことにより無析出帯での応力集中が減少し、無析出帯で優先的な変形から微小割れを減らすと考えられる。クラスタ強度向上が延性劣化のない強度向上で特徴付けられるのは転位パイルアップがクラスタで起きないからであると考えられる。無析出帯が狭いこととクラスタ強度向上メカニズムとが組み合わせられて本発明の鋼の無析出帯になったと思われる。これが結果として伸びの改良となるのは割れが比較的始まりにくい粒界無析出帯域に束縛されにくいからである。更に、ナノクラスタは粒内部域で特定の焼きなまし温度/時間の組み合わせにわたりはっきりとした粒子と共存できる。

40

#### 【0096】

現状では時効硬化のための強度向上策として用いられていない焼きなまし炉を、斯かる処理を行うのに使うことができる。焼きなまし条件は、少なくとも650℃で800℃より低く、より好ましくは675~750℃であるピーク温度を有する連続焼きなましサイクルとすることができる。若しくは、強度向上は連続亜鉛メッキラインに組み入れられてい

50

る従来の焼きなまし炉で得られる非常に短い時効硬化サイクルを用いる製造環境で達成できる。実寸大プラント試験で記録された最終強度レベルは各鋼の実験室熱処理で得られたものと類似していた。

【0097】

同様の結果が約0.01～約0.20%のニオブ並びに約0.01～約0.20%のチタン、約0.05～約0.50%のモリブデン及び約0.01～約0.20%のバナジウムでも予想される。

【0098】

バナジウムを用いた本発明の鋼の組成を表2に鋼Hとして示す。鋼Hの降伏強さを図23に示す。バナジウム鋼は二つの異なる巻取り温度で造られ、後に20分間650と700で時効処理して固溶体中のバナジウムにより強度向上を引き起こした。結果は、これらの熱処理条件で大幅な強度向上が得られることを示している。強度の増加は高い巻取り温度で造られる材料のほうがわずかに多かったが、それは析出硬化及び微細結晶構造的軟化に抗する工程の効果によるものであり得る。低い巻取り温度で造られた材料で実現した強度向上は0.026%ニオブ鋼で達成されるものと同程度であった。

10

【0099】

熱間圧延し放しの及び亜鉛メッキされた状態の鋼Hの降伏強さを図24に示す。図23及び図24は、高巻取り温度を用いて造られたのにも関わらずバナジウム鋼が普通炭素基本鋼よりも高い強度レベルを達成したことを示している。図24に示したサンプルでは、鋼Hの巻取り温度は570であり、基本鋼巻取り温度は500を下回った。

20

【0100】

図24にも示すように、強度向上が連続亜鉛メッキラインの焼きなまし炉を用いた時効硬化によりバナジウム鋼で実現したが、強度の向上は同等のニオブ含有量の場合よりも小さかった。亜鉛メッキラインでの図24のサンプルの降伏強さは亜鉛メッキした状態で約450MPaであり、それは図23に示す長期実験室の熱処理で得られる程度である。ニオブ鋼よりもバナジウム鋼の強度のほうが巻取り温度に、より無関係であり得る。

【0101】

この薄铸造ストリップは、次のような新しいタイプの鋼品の製造を可能にする。

1. 高強度で軽量の、ベイナイトが主要成分である微細結晶構造を活用し、亜鉛メッキ工程中で時効硬化することによる、亜鉛メッキされたストリップ。亜鉛メッキラインの焼きなまし部は、熱間圧延された薄铸造ストリップのニオブ及び/又はバナジウムの時効硬化を引き起こすのに用いることができる。

30

2. 高強度で軽量の、大半がベイナイトであり連続焼きなましラインでの処理で時効硬化される微細結晶構造を活用することによる無被覆ストリップ。従来の連続焼きなましの高温炉は、薄铸造ストリップの熱間圧延後にベイナイト微細結晶構造により固溶体中に保持されたニオブ及びバナジウム元素の活性化を引き起こすのに使うことができる。

3. 高強度で軽量の、強度レベルが、加えられる熱間圧延圧下の程度に関わりない熱間圧延铸造ストリップ品。ベイナイト微細結晶構造は比較的高い強度の品(降伏強さが380MPa以上(～55ksi))を生み出す。熱間圧延中の又は熱間圧延後のオーステナイト再結晶を抑えることで、熱間圧延圧下の程度に関わりなく最終的な強度レベルを提供できる。最終的な強度レベルは薄铸造ストリップ工程で製造できる厚みに関わらず一貫している。

40

【0102】

以上において本発明を図面及び記述で詳細に表示・記述してきたが、それは例示であって限定的性格のものではなく、本発明の単に例示的な実施例が呈示・開示されたのであって、以下の請求の範囲に記述された本発明の要旨の範囲内にある全ての変更・改変の保護が望まれていると理解すべきである。本発明の更なる特徴は本明細書を考慮することにより当業者には明らかであろう。本発明の要旨から逸脱することなく変更・改変が可能である。

【 図 1 】

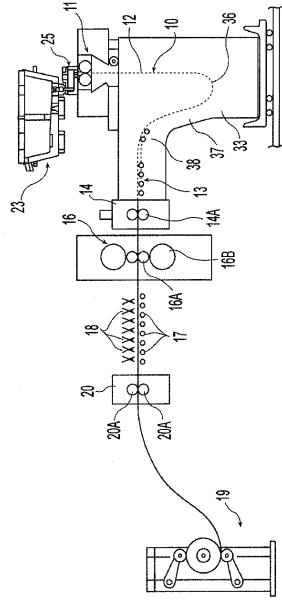


Fig. 1

【 図 2 】

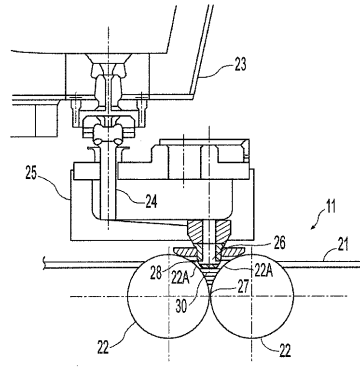


Fig. 2

【 図 4 a - 4 b 】

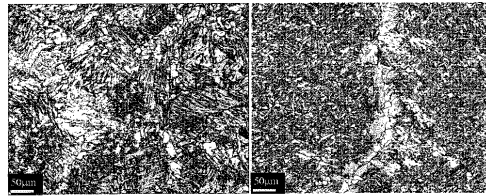


Fig. 4a

Fig. 4b

【 図 10 a - 10 b 】

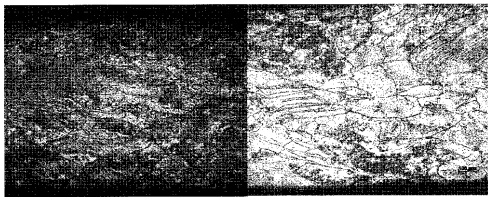
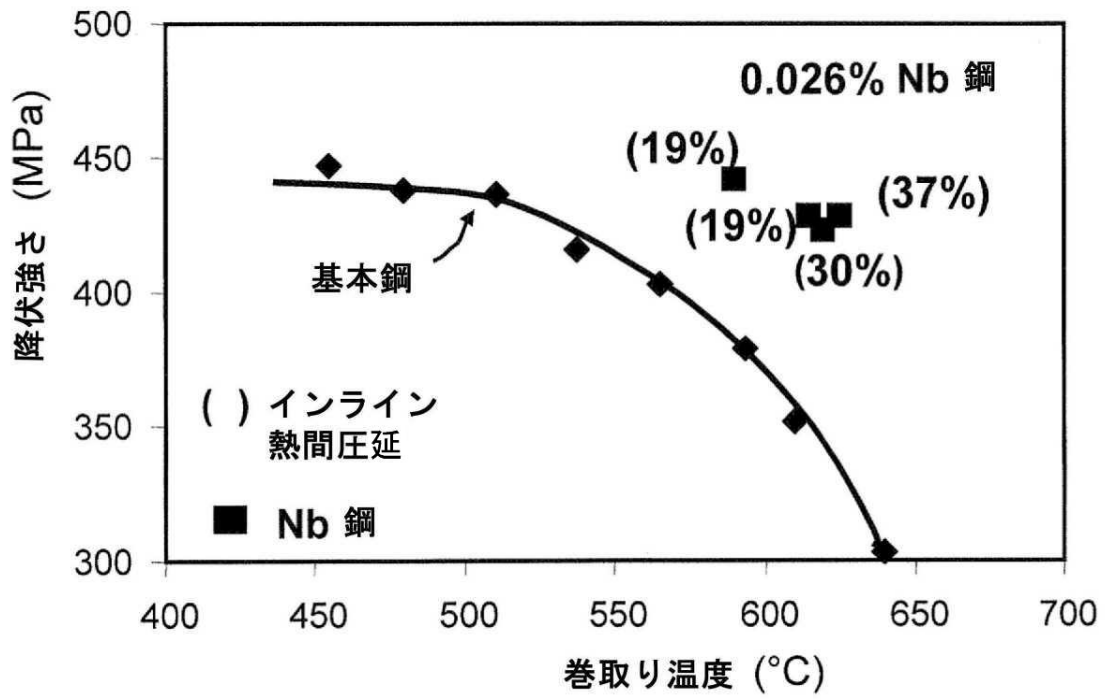


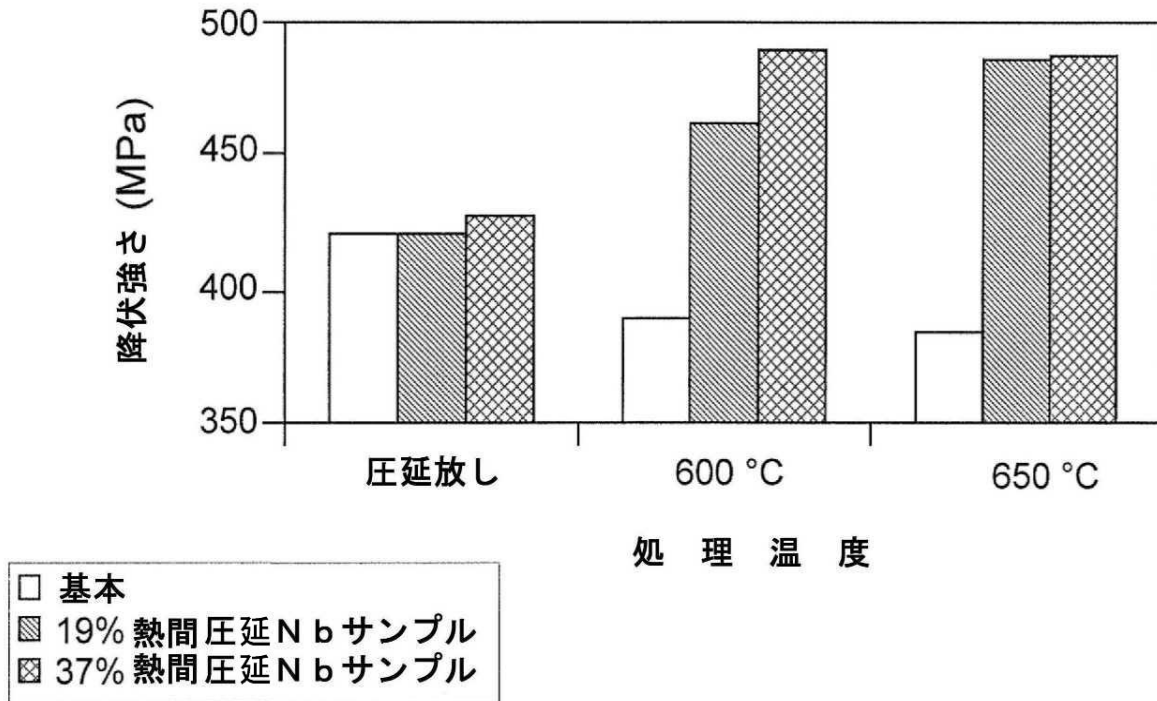
Fig. 10a

Fig. 10b

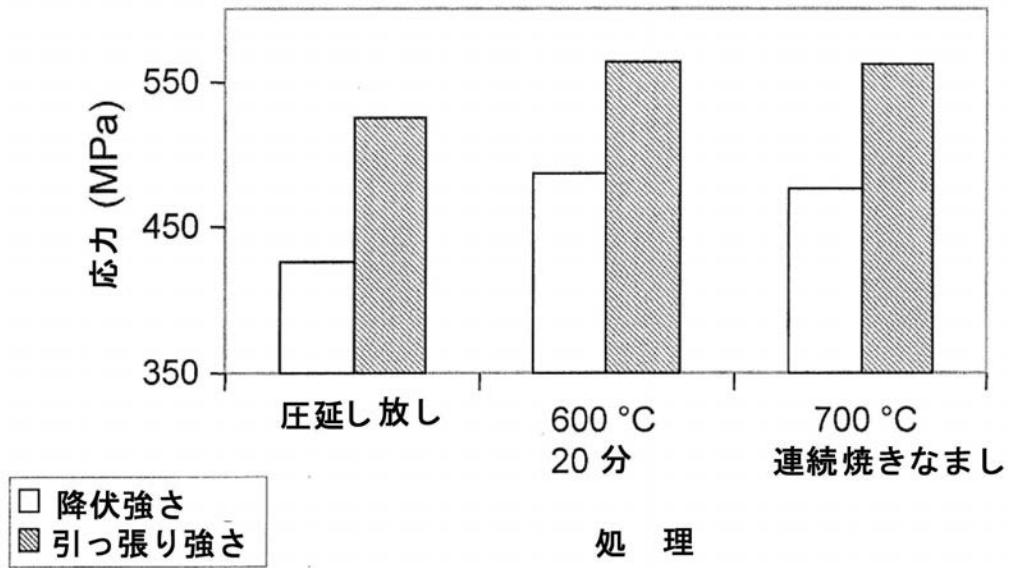
【 図 3 】



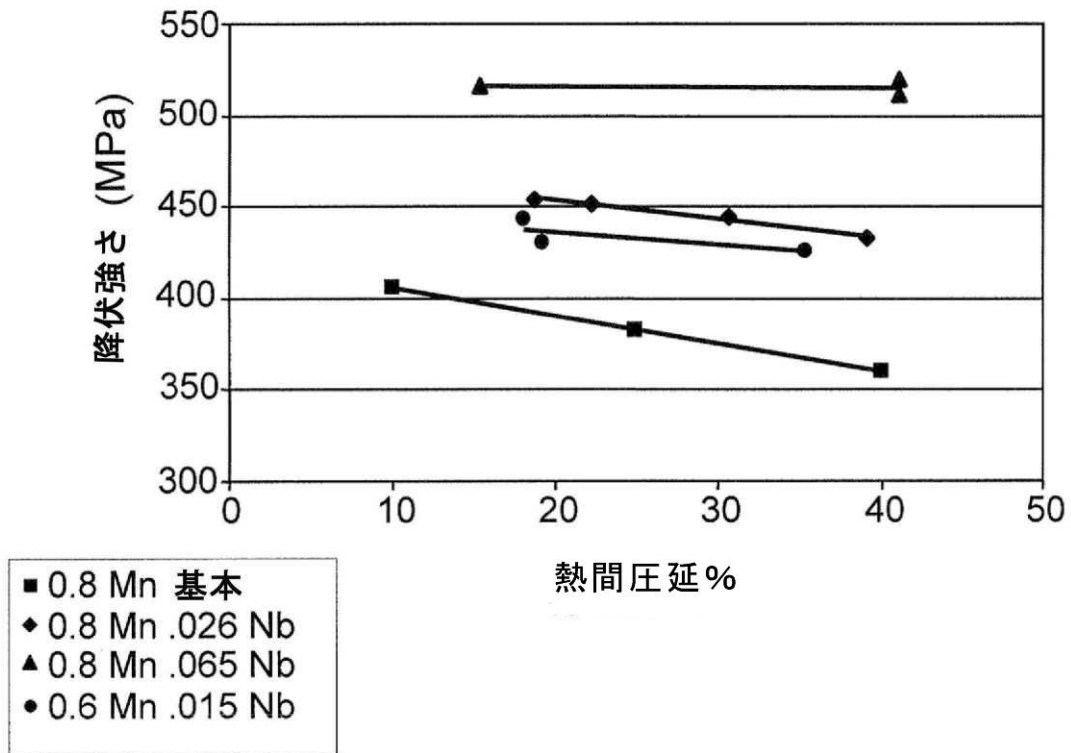
【 図 5 】



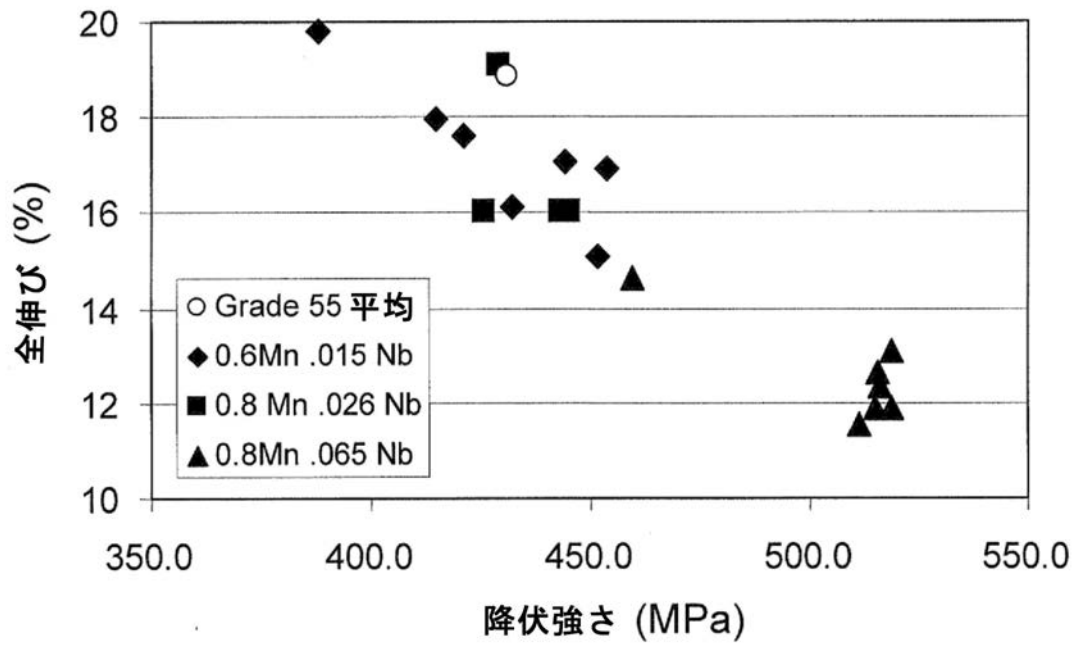
【 図 6 】



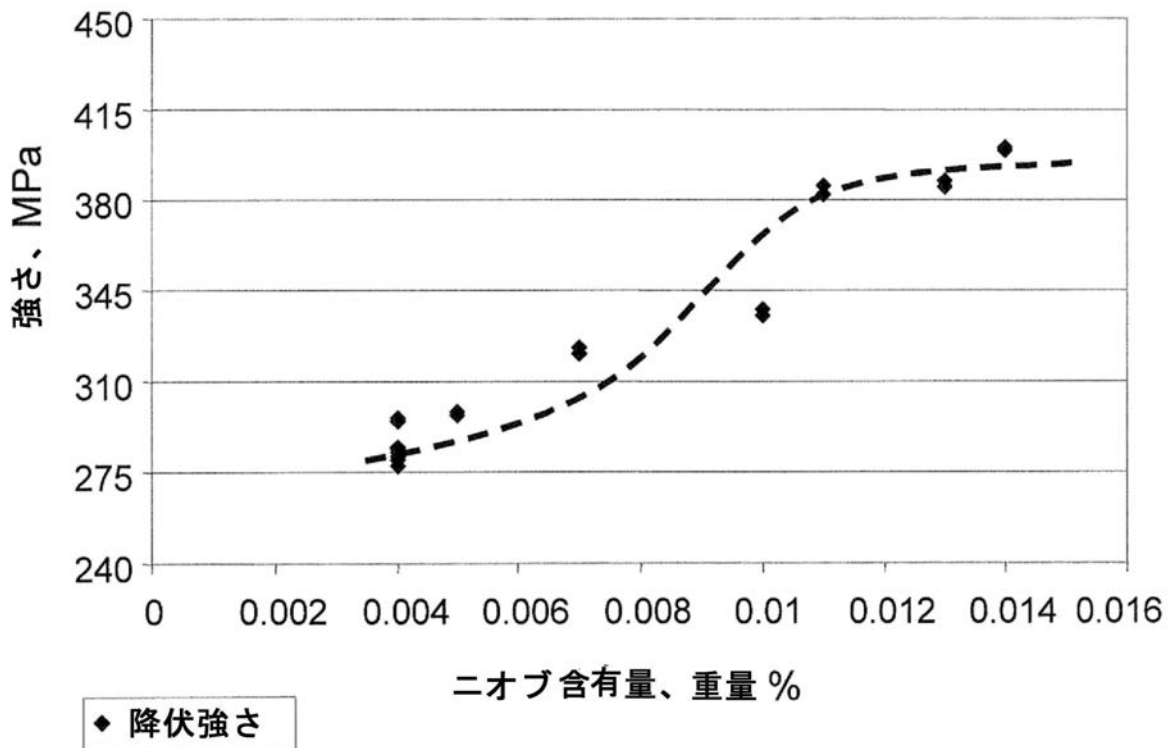
【 図 7 】



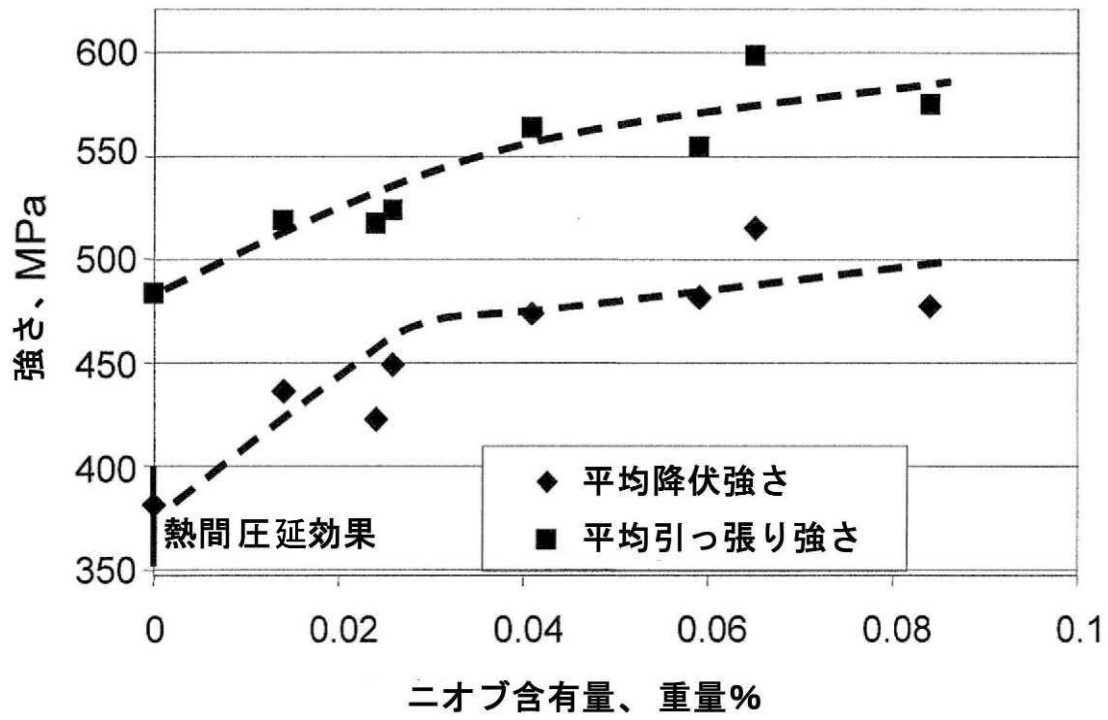
【 図 8 】



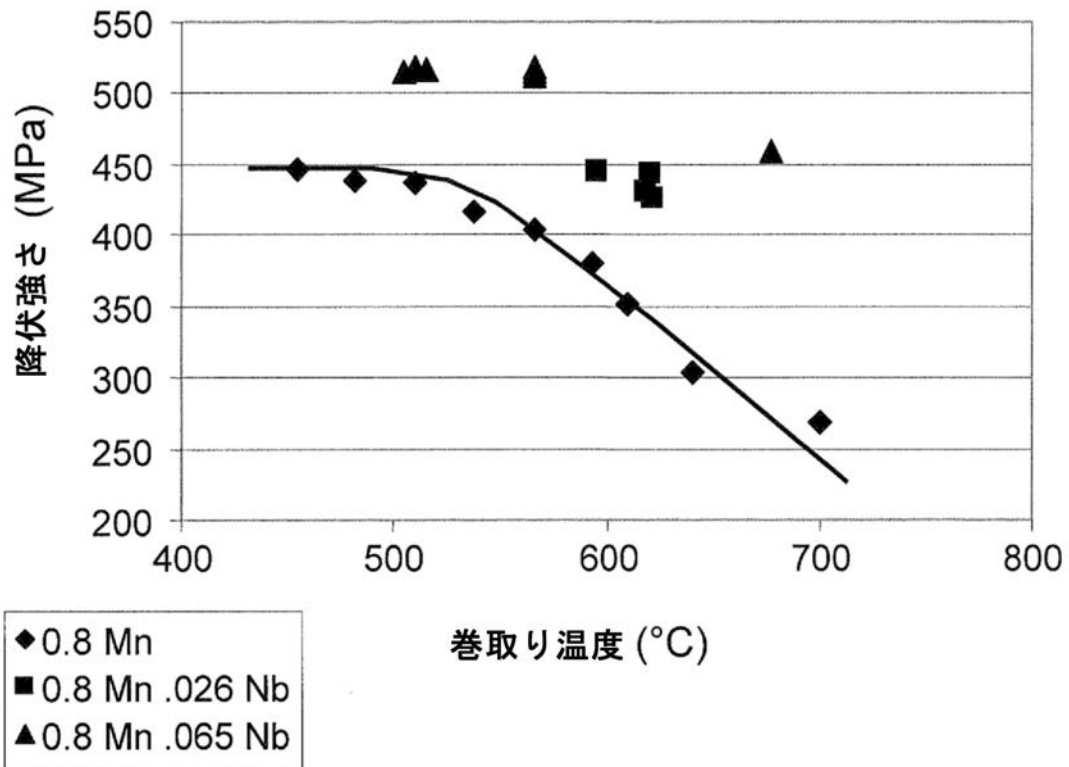
【 図 9 】



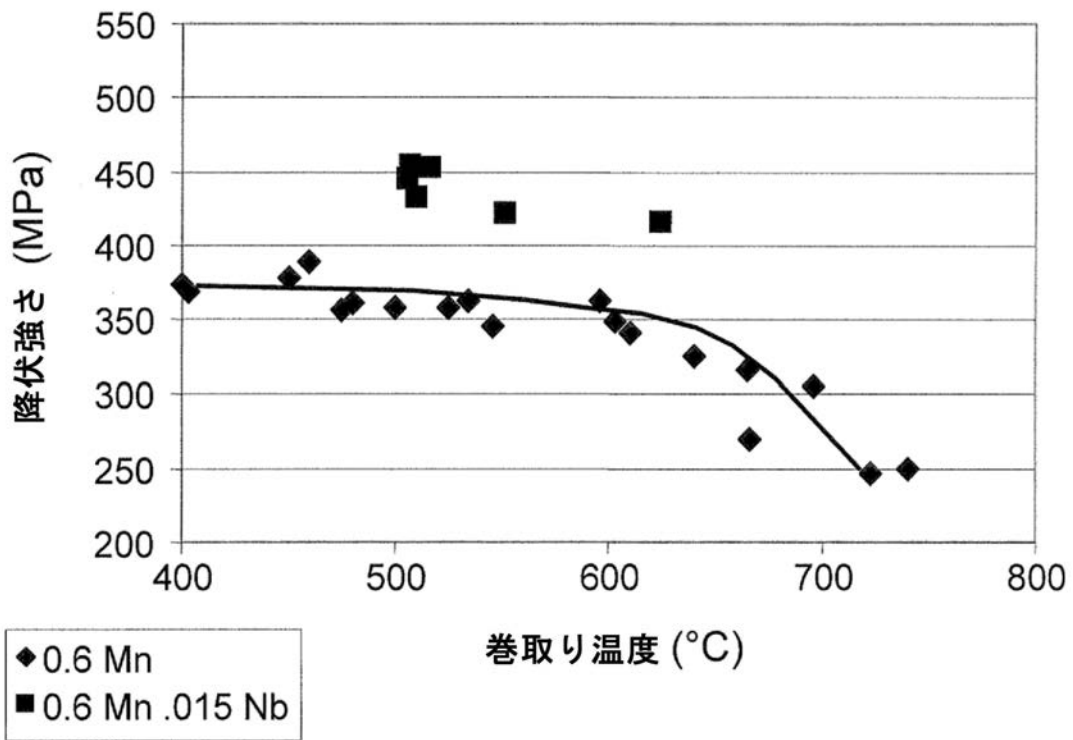
【図11】



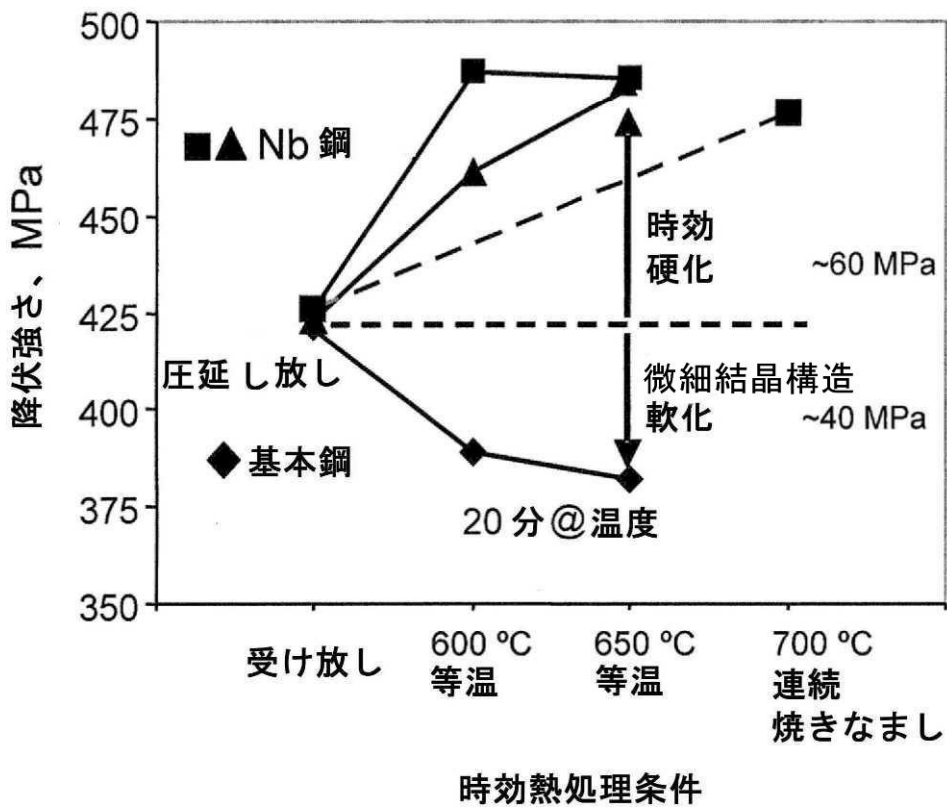
【図12】



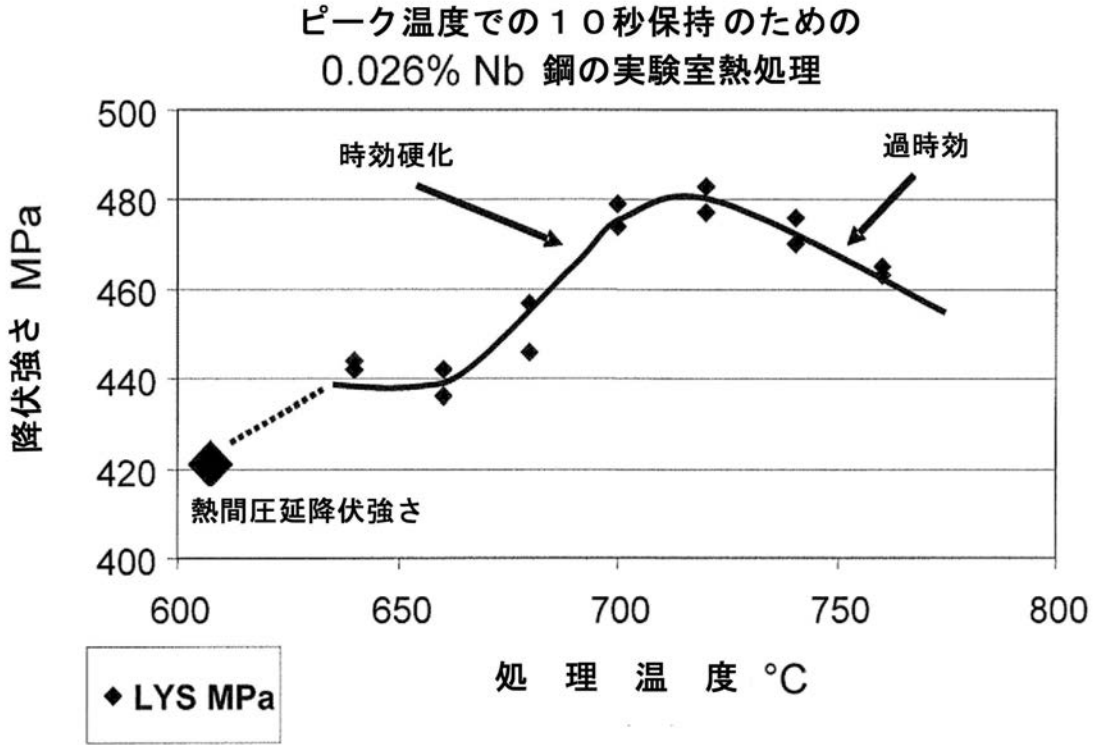
【 図 1 3 】



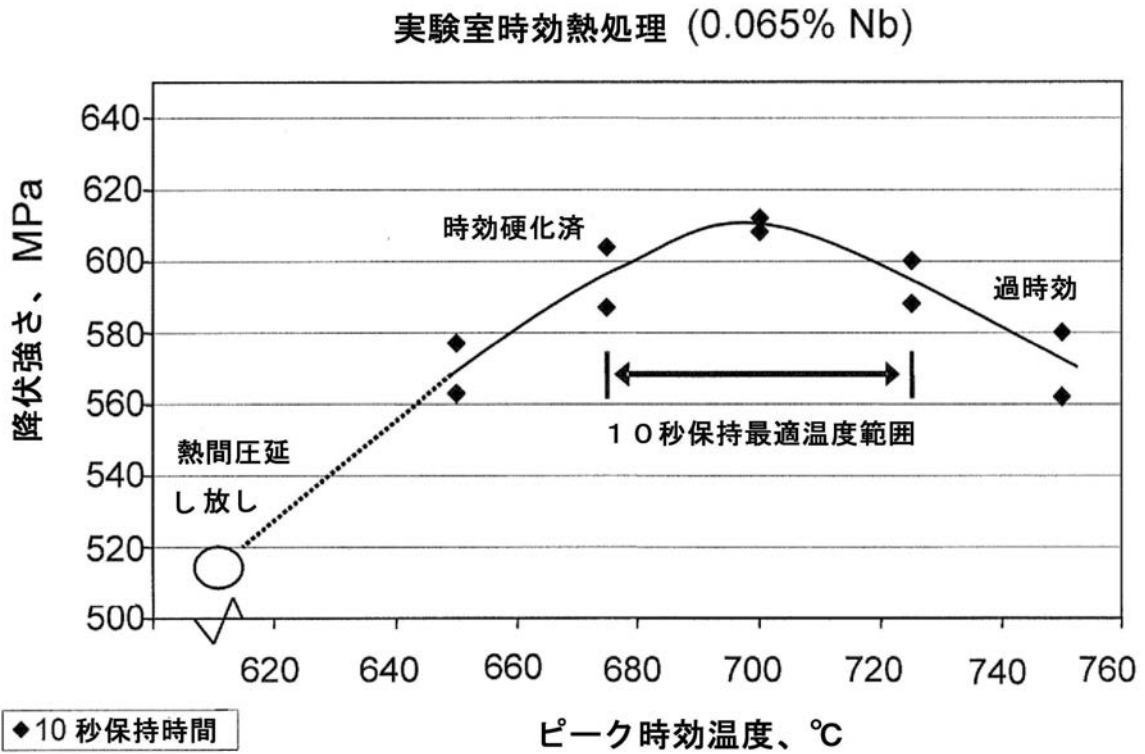
【 図 1 4 】



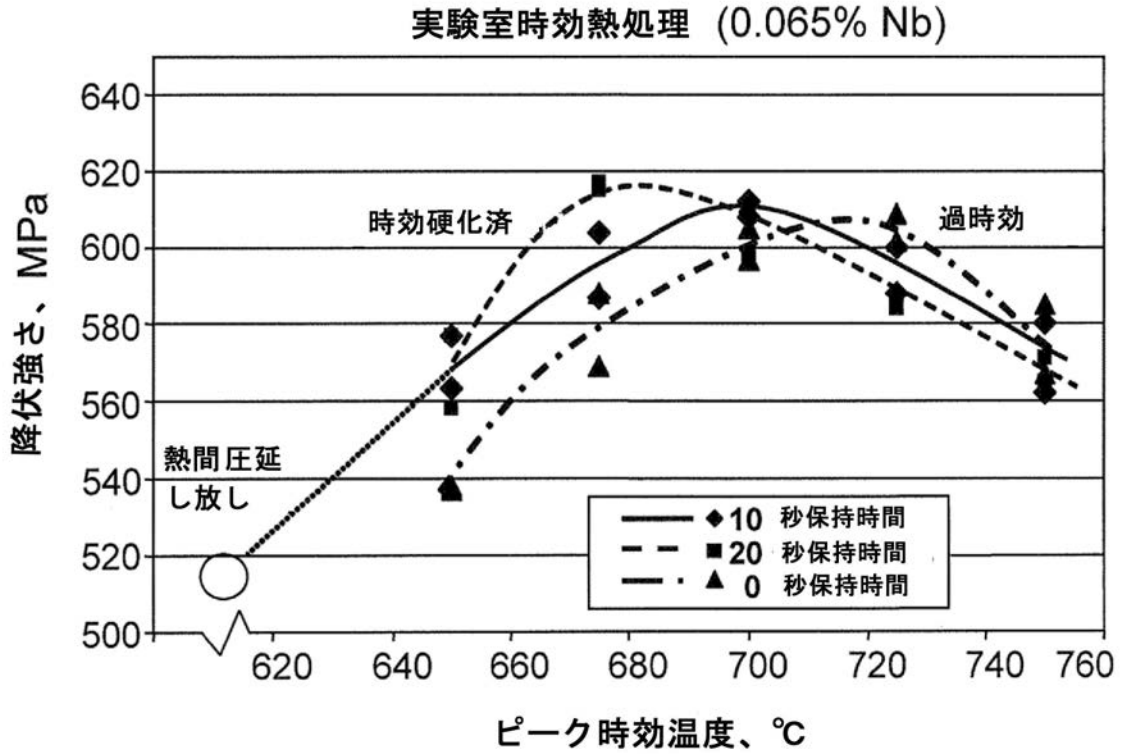
【 図 1 5 】



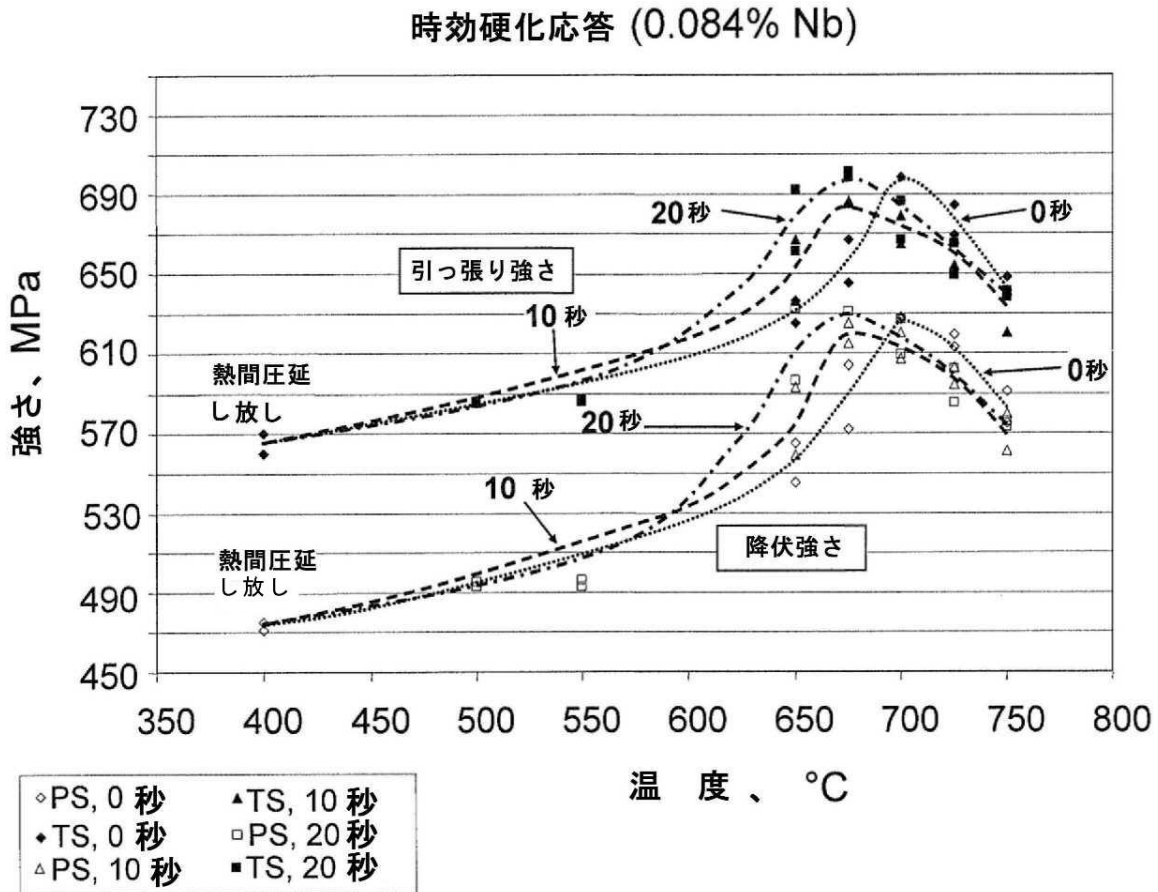
【 図 1 6 】



【 図 1 7 】

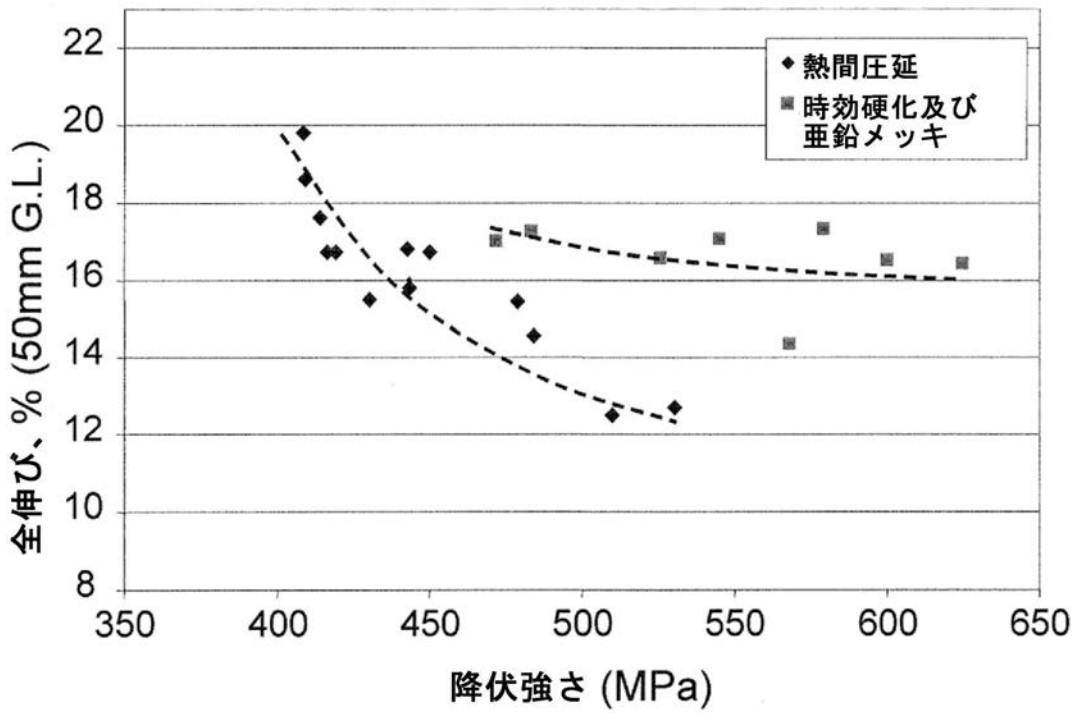


【 図 1 8 】



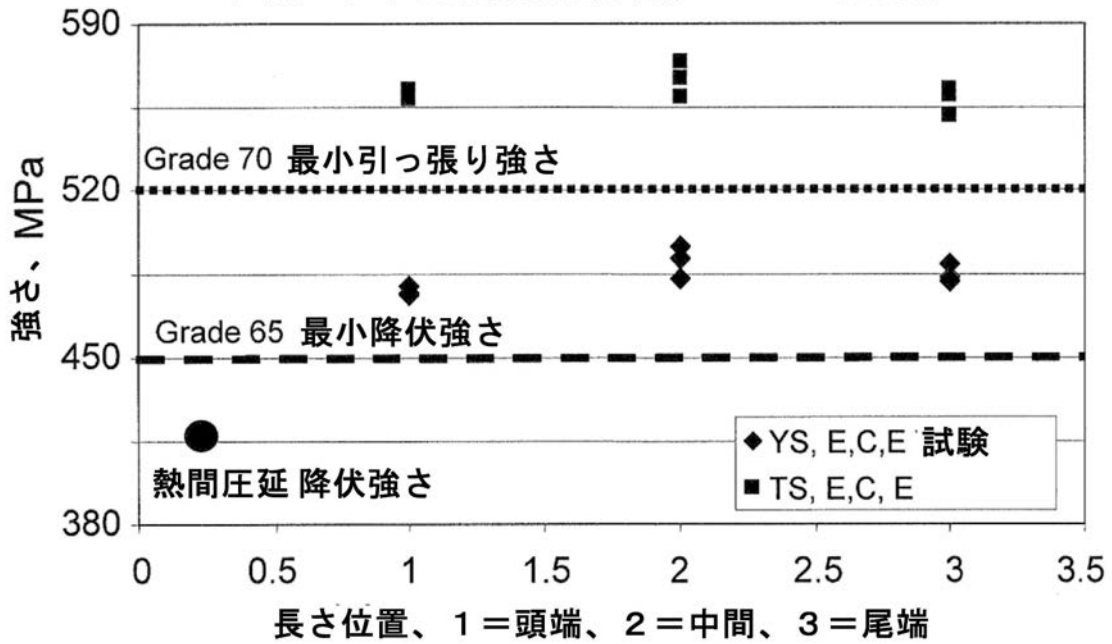
【図19】

熱間圧延し、時効硬化し亜鉛メッキしたニオブマイクロ合金化  
UCSの降伏強さ対全伸び



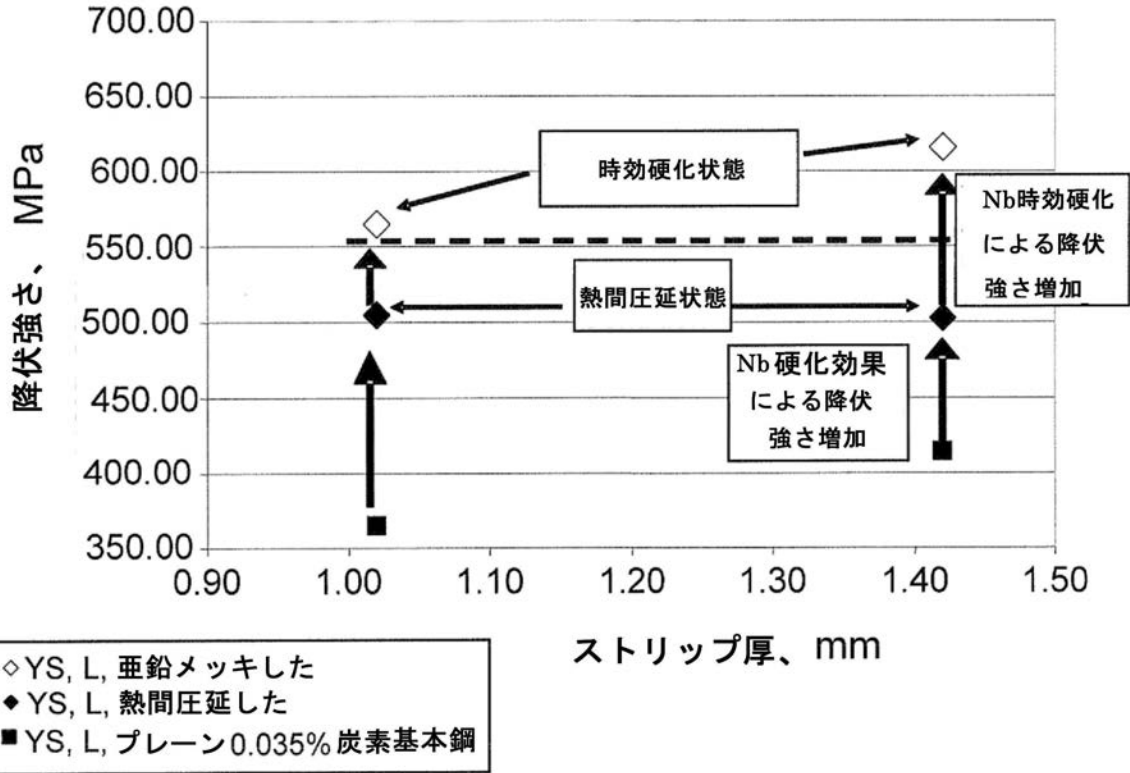
【図20】

亜鉛メッキした0.024% Nb コイルの強度増加

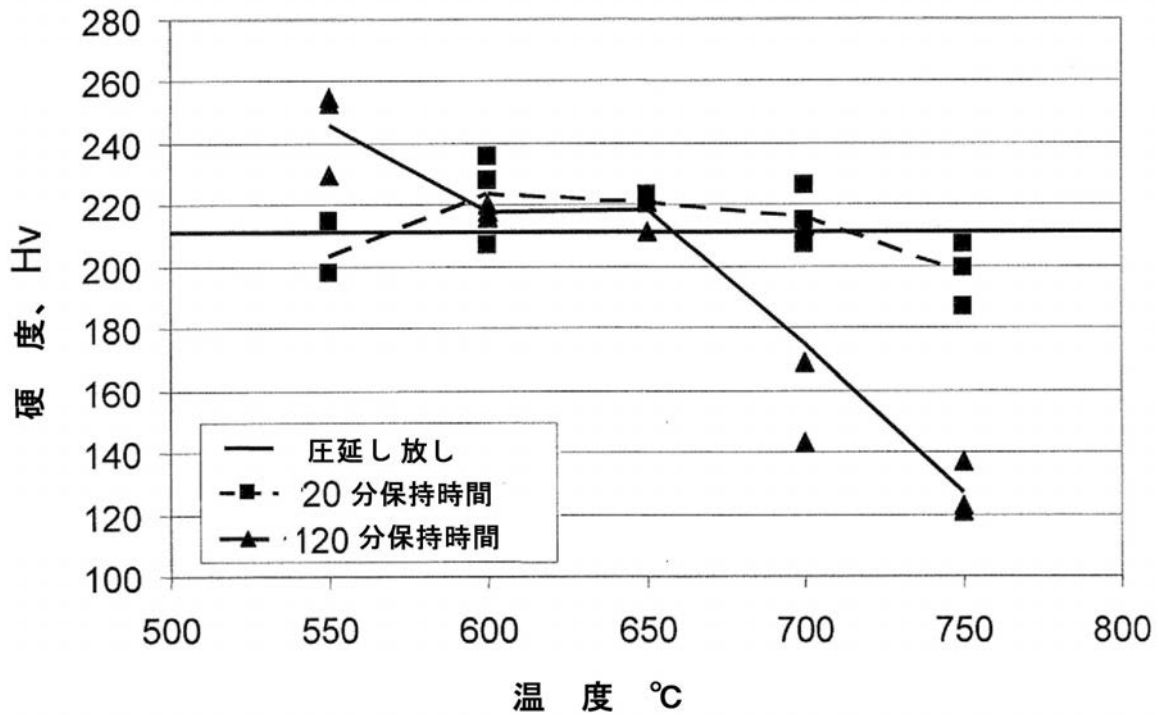


【図 2 1】

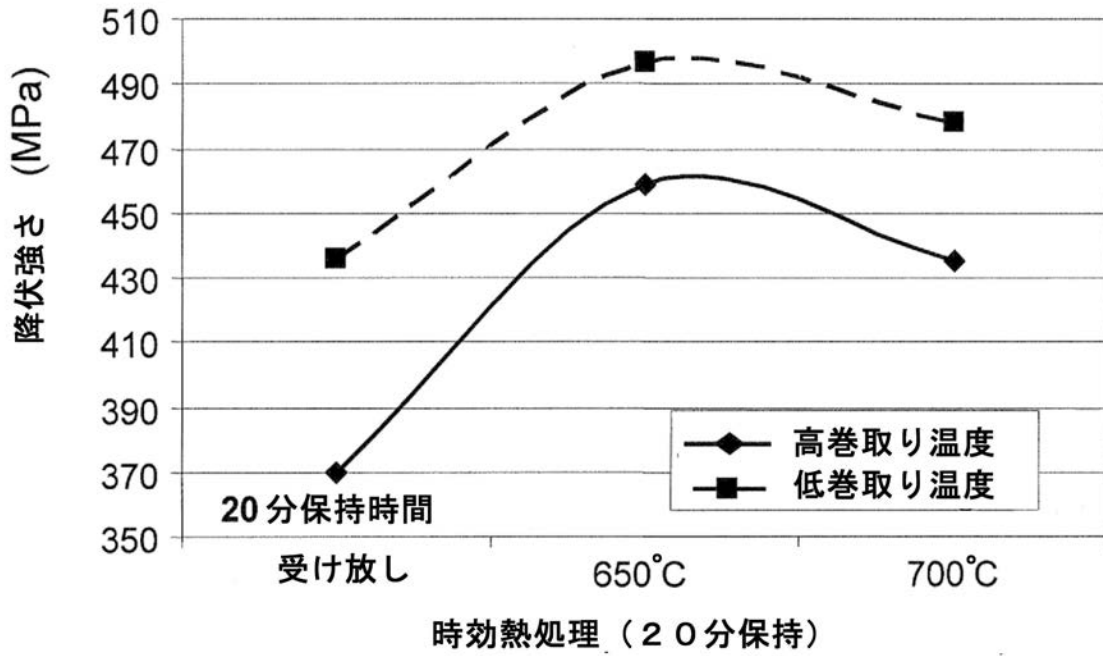
熱間圧延及び時効硬化状態での 0.065% Nb 鋼で得られる強さレベル



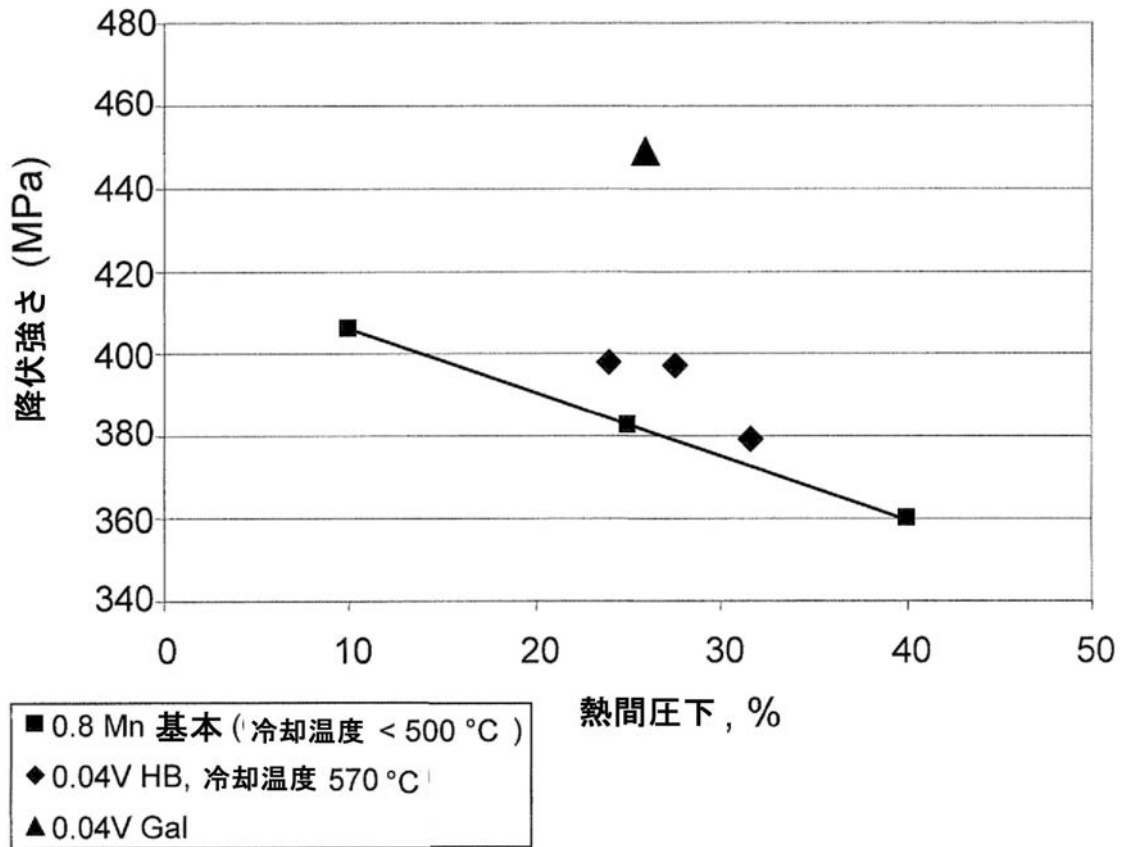
【図 2 2】



【 図 2 3 】



【 図 2 4 】



---

フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I  
C 2 1 D 9/46 (2006.01) C 2 1 D 9/46 S

(72)発明者 ダニエル ジェフリー エデルマン  
アメリカ合衆国 4 6 1 1 2 インディアナ州 ブラウンズバーグ サウス スクール ストリー  
ト 6 3 2

(72)発明者 クリストファー ロナルド キルモア  
オーストラリア 2 5 0 0 ニュー サウス ウェールズ ウロンゴン グ コリマル ストリート  
3 2 / 5 9 - 6 7

審査官 川村 健一

(56)参考文献 特開2007-056279(JP,A)  
特表2001-502974(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)  
B 2 2 D 1 1 / 0 0 - 1 1 / 2 2